



الجمهورية الجزائرية الديمقراطية الشعبية  
REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE  
MINISTRE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE LA  
RECHERCHE SCIENTIFIQUE  
UNIVERSITE DJILLALI EL LIABES DE SIDI-BEL-ABBES  
Faculté de Technologie  
Département de Génie Mécanique



# THESE DE DOCTORAT

Présentée par

**BELAZIZ Azzeddine**

Pour l'obtention du diplôme de

## DOCTEUR EN SCIENCES

Spécialité : Génie Mécanique

Spécialité : Endommagement et fiabilité des structures

---

### Comportement mécanique en statique et en dynamique du bourrelet de soudure du PEHD : Etude expérimentale et numérique

---

**Directeur de thèse : Pr. MAZARI Mohamed**

**Soutenue le : 16 Décembre 2018**

**Devant la commission d'examen**

M <sup>r</sup> . BENGUEDIAB Mohamed	Professeur	U. Sidi Bel Abbes	Président
M <sup>r</sup> . ZEMRI Mokhtar	Professeur	U. Sidi Bel Abbes	Examineur
M <sup>r</sup> . BENDOUBA Mostefa	MCA	U. Mascara	Examineur
M <sup>r</sup> . GHAZI Abdelkader	MCA	U. Mascara	Examineur
M <sup>r</sup> . MEDDAH Hadj Miloud	MCA	U. Mascara	Examineur
M <sup>r</sup> . MAZARI Mohamed	Professeur	U. Sidi Bel Abbes	Directeur de thèse

---

Laboratoire de Matériaux et Systèmes Réactifs LMSR, Département de Génie Mécanique,  
U.Sidi Bel Abbés, Faculté de Technologie,  
BP89, Cité Larbi Ben M'hidi, Sidi Bel Abbés, 22000, Algérie

**ANNEE UNIVERSITAIRE 2018/2019**

# DEDICACE

*A mon Père et ma mère.  
A mon grand-père.  
A mes Sœurs.  
A mes Frères (Abdellah et Mekki).  
A mes Amis.*

---

## REMERCIEMENTS

---

*Cette thèse a été effectuée au Laboratoire de Matériaux et Systèmes Réactifs (LMSR), Département de Génie Mécanique, Faculté de Technologie, Université Djillali Liabes de Sidi Bel Abbés.*

*Je remercie mon directeur de thèse, Mohamed Mazari, qui m'a fait confiance durant ces quelques années et m'a donné la liberté de travailler. Je remercie aussi chaleureusement le président de mon jury, Mohamed BENGHUEDIB qui a accepté de lire, corriger et évaluer mon travail.*

*Je tiens à remercier mes Quatre examinateurs de Thèse, ZEMRI Mokhtar, Mostefa BENDOUBA, Abdelkader GHAZI et Hadj Miloud MEDDAH qui ont accepté d'examiner mon travail.*

*J'adresse mes plus vifs remerciements à monsieur Djamel MEZIANI technicien recherche et formation de l'école nationale d'ingénieur de Metz (ENIM) pour ses encouragements et ses conseils, à Monsieur Jaouad SAADAOUI pour les logiciels précieux surtout Abaqus qu'il m'a remis, à Monsieur Joseph GILGERT Professeur à l'école National d'ingénieur de Metz (ENIM) pour sa collaboration et pour les nombreuses discussions sur la partie expérimentale ainsi qu'à Messieurs Abdessamad BRAHAMI et Hadj Abdelaziz LAIDI pour leur aide concernant le volet des essais expérimentaux.*

*Et pour finir, un très chaleureux remerciement à toute ma famille et tous mes amis de la faculté de technologie et tous mes collègues de l'université de Sidi bel abbés qui m'ont soutenu et encouragé durant ce mémoire.*

---

## Travaux de recherches

---

En plus de ce mémoire de thèse, j'ai réalisé des travaux de recherches que j'ai présentés dans différents congrès nationaux et internationaux comme j'ai co-encadré des étudiants de master pour des projets de fin d'études.

1. **Belaziz. A & Mazari. M,** « *Mechanical characterization of the bead welding of high-density polyethylene (HDPE)* », FRACT'3 2016, Chlef du 27 au 30 November 2016.
2. **Belaziz. A & Mazari. M,** « *Etude Expérimentale et Numérique du comportement du bourrelet de soudage d'un tube PEHD sous Chargement Uniaxial* », 3JEMSM'2017, Sidi Bel Abbés du 11 au 12 Avril 2017.
3. **Belaziz. A & Mazari. M,** « *Etude Expérimentale et Numérique de l'effet de Chargement Uniaxiale sur le Comportement du Bourrelet (Joint de soudure) en PEHD* », SSENAM'2, Chlef le 13 au 14 Décembre 2017.
4. **Belaziz. A & Mazari. M,** « *Etude Expérimentale des zones du bourrelet de soudure d'un tube en polyéthylène haute densité (HDPE)* », 4JEMSM'2018, Sidi Bel Abbés du 16 au 18 Avril 2018.
5. **Belaziz. A & Mazari. M,** « *Experimental Study of the Weld Bead Zones of a High-Density Polyethylene Pipe (HDPE)* », *Journal of Failure Analysis and Prevention*, ISSN 1547-7029, DOI 10.1007/s11668-018-0462-0, 18, 2, 2018.
6. **Belaziz. A & Mazari. M,** « *Etude expérimentale des zones du bourrelet de soudure d'un tube en polyéthylène haute densité (HDPE)* », MATERIAUX 2018, Strasbourg (France) du 19 au 23 Novembre 2018.
7. **Hadj Boulenouar Hasna & Sifi Fatima Zohra.,** « *Comportement mécanique sous sollicitations biaxiales d'une éprouvette cruciforme en PEHD* », Mémoire de Master, Université Djillali Liabes de Sidi Bel Abbés, Faculté de Technologie, Département de Génie Mécanique, Juin 2017.
8. **Mebarki Hichem.,** « *Conception et fabrication d'un dispositif pour essais bi-axiaux sur des éprouvettes cruciformes* », Mémoire de Master, Université Djillali Liabes de Sidi Bel Abbés, Faculté de Technologie, Département de Génie Mécanique, Juin 2018.

---

## RESUME

---

Les canalisations en polyéthylène haute densité sont destinées à être utilisées sur de longues distances d'où la nécessité de souder les tubes entre eux.

Plusieurs types de soudage existent et parmi eux le soudage par fusion bout à bout qui est une technique d'assemblage par fusion des extrémités avec la formation d'un bourrelet.

L'objectif de l'étude est de s'intéresser au comportement du bourrelet sous sollicitations de traction et une pression interne pour connaître l'état de la fragilité ou la ductilité de cette dernière partie fondue. Les paramètres de soudage utilisés tels que la température de fusion et le diamètre intérieur du tube influent directement sur la microstructure du bourrelet de soudure, l'effet des paramètres de soudage sur la section soudée et de déterminer les différentes zones du bourrelet de soudure.

La présence de la partie fondue et l'asymétrie dans le test d'analyse la résistance des différentes zones du bourrelet provoqué par le procédé de soudage a eu une influence significative sur le comportement mécanique.

La résistance de la partie fondue est important dans le cadre d'estimer la durée de vie de deux tubes soudés. La pression hydrostatique présentant des défauts et par laquelle des fissures peuvent émaner.

**Mots clés :** pipe, bourrelet, comportement mécanique, chargement en traction, polyéthylène haute densité.

---

## الخلاصة

---

أنابيب البولي إيثيلين عالية الكثافة مصممة للاستخدام لمسافات طويلة ومن ثم الحاجة إلى لحام الأنابيب معا.

توجد عدة أنواع من اللحام ، ومن بينها لحام الانصهار بعقب هو عبارة عن تقنية الاندماج للأطراف مع تشكيل حبة.

الهدف من الدراسة هو دراسة سلوك الحبة تحت ضغط الشد وضغط داخلي لمعرفة حالة الهشاشة أو ليونة هذا الجزء الأخير الذائب. تؤثر إعدادات اللحام المستخدمة مثل درجة حرارة الانصهار والقطر الداخلي للأنبوب على البنية المجهرية لحبيبات اللحام ، تأثير إعدادات اللحام على القسم الملحوم وتحديد مناطق

مختلفة من حبة اللحام. إن وجود الجزء الذائب وعدم التماثل في اختبار تحليل مقاومة مناطق مختلفة من حبة الناجمة عن عملية اللحام كان له تأثير كبير على السلوك الميكانيكي.

مقاومة الجزء المذاب مهم في تقدير عمر خدمة أنبوبين ملحومين. الضغط الهيدروستاتي ينتج العيوب والتي يمكن أن تنبثق منها الشقوق.

**الكلمات المفتاحية:** الأنبوب، الخرزة، السلوك الميكانيكي، تحميل الشد، البولي إيثيلين عالي الكثافة.

---

## Abstract

---

The high density polyethylene pipes are intended to be used over long distances hence the need to weld the tubes together.

Several types of welding exist and among them butt fusion welding is a fusion technique of the ends with the formation of a bead.

The aim of the study is to study the behavior of the bead under tensile stress and an internal pressure to know the state of the fragility or the ductility of this last melted part. The welding parameters used such as the melting temperature and the inside diameter of the tube directly influence the microstructure of the weld bead, the effect of the welding parameters on the welded section and to determine the different areas of the weld bead. The presence of the melted part and the asymmetry in the test of analysis the resistance of the different zones of the bead caused by the welding process had a significant influence on the mechanical behavior.

Resistance of the melted part is important in estimating the service life of two welded tubes.

The hydrostatic pressure with defects and by which cracks can emanate.

**Key words:** pipe, bead, mechanical behavior, loading tensile, high density polyethylene.

### *Nomenclature*

*PEHD : Polyéthylène à haute densité*

*L<sub>c</sub> : Cristallines d'épaisseur*

*L<sub>a</sub> : Amorphe d'épaisseur*

*PMMA : Polymethylmethacrylate*

*$\sigma$  : La résistance de la soudure [MPa]*

*$\sigma_D$  : La diffusion [ $\text{mm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$ ]*

*$\sigma_R$  : La contrainte de relaxation [MPa]*

*$\sigma_{f1}$  : Vitesse du flux de chaleur [ $\text{W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{s}^{-1}$ ]*

*T<sub>u</sub> : Température ambiante [°C]*

*T<sub>h</sub> : Température du Miroir (plaque chauffante) [°C]*

*T<sub>f1</sub> : Température du flux [°C]*

*L<sub>0</sub> : Epaisseur de la zone fondue [mm]*

*t<sub>E</sub> : Temps totale de chauffage [s]*

*a : Diffusivité thermique [ $\text{m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$ ]*

*n<sub>m</sub> : Viscosité apparente prise en moyenne de la coupe transversale [Pa. s]*

*t : Epaisseur de la paroi [mm]*

# Table des matières

Dédicace .....	I
Remerciements .....	II
Travaux de recherches .....	III
Résumé .....	IV
Nomenclature .....	VI
Table des matières .....	VII
Liste des figures .....	X
Liste des tableaux.....	XIV
Introduction générale.....	2

## Chapitre I Etude bibliographique

I.1 Matériaux .....	6
I.1.1 Les polymères .....	6
I.1.2 Structures cristallines et morphologies des polymères .....	8
I.1.2.1 Structures cristallines .....	9
I.1.2.2 Phase orthorhombique .....	9
I.1.2.3 Autres phases .....	9
I.1.3 Microstructure et morphologie des polymères .....	9
I.1.4 Micromécanisme de déformation .....	12
I.1.4.1 Déformation de la phase amorphe.....	12
I.1.4.2 Déformation de la phase cristalline .....	13
I.1.4.3 Fragmentation des lamelles cristallines .....	13
I.1.4.4 Déformation des sphérolites .....	15
I.1.5 Microstructures et propriétés mécaniques .....	17
I.1.5.1 Microstructures des polymères thermoplastiques .....	17
I.1.5.2 Modélisation de la loi de comportement .....	20
I.2 Technique de soudage par fusion bout à bout .....	23
I.2.1 Les étapes principales du soudage par fusion bout à bout .....	26
I.2.2 La formation du bourrelet .....	27
I.2.3 Théorie de soudage par fusion bout à bout .....	28
I.2.4 Microstructure du bourrelet de soudure .....	31
I.2.5 Soudage par fusion bout à bout qualité, contrôle et test .....	32
Références bibliographiques .....	34



## **Chapitre II Etude Expérimentale**

II.1 Présentation de la structure étudiée et expérimentation .....	43
II.1.1 Matériau utilisé.....	44
II.1.2 Caractérisation mécanique .....	45
II.1.2.1 Caractérisation statique : traction uniaxiale .....	45
II.1.2.2 Caractérisation statique : Nol Ring test.....	46
II.1.2.3 Géométries des éprouvette.....	46
II.1.2.4 Caractérisation statique : Essai de fissuration .....	49
II.1.2.5 Caractérisation statique : Essai de dureté Shore D .....	49
II.1.3 Caractérisation microstructurale.....	55
II.1.3.1 Essai de Microstructure .....	55
II.1.4 Détermination de contrainte vraie et déformation vraie.....	56
II.2 Analyse et interprétations des résultats.....	56
II.2.1 Essai de traction uniaxiale.....	56
II.2.2 Courbes Vraies.....	60
II.2.3 Essai de Nol Ring test.....	63
II.2.4 Essai de fissuration .....	66
II.2.5 Essai de dureté Shore D.....	69
II.2.6 Essai de Microstructure .....	88
Références bibliographiques.....	90

## **Chapitre III Etude Numérique**

III.1 Simulation numérique de la traction uniaxiale .....	95
III.1.1 Analyse mécanique .....	95
III.1.2 Modèles constitutifs.....	98
III.1.2.1 Modèle Elastique.....	98
III.1.2.2 Modèle viscoélastique-viscoplastique.....	99
III.1.2.3 Modèles Hyperélastiques.....	100
Modèle Arruda-Boyce.....	100
Modèle Mooney-Rivlin .....	100
Modèle Van der Waals.....	101
Modèle Ogden.....	102

Modèles Polynominal .....	102
Modèle Neo-Hookean .....	102
Modèle Yeoh .....	102
III.1.3 Facteur d'intensité de contraintes $K_I$ .....	103
III.2 Résultats et interprétations.....	105
III.2.1 Caractérisation et loi de comportement mécanique.....	105
III.2.2 Détermination de l'énergie de déformation.....	107
III.2.3 Détermination du facteur d'intensité de contraintes FIC.....	110
III.3 Analyse thermique (Simulation du processus de soudage par fusion bout à bout).	111
III.3.1 Effet de la distribution du flux de chaleur sur le champ des contraintes résiduelles.....	113
III.3.2 Evaluation de la pression de soudage sur la température ambiante ( $T_D$ ).....	117
III.3.3 Effet de la contrainte circonférentielle.....	120
III.4 Analyse Microstructurale.....	122
Références bibliographiques.....	128
Conclusion générale.....	129

## *Liste des figures*

Figure I-1	Définition d'un polymère.....	6
Figure I-2	Photographie de la poudre (Observation visuelle).....	7
Figure I-3	Schématisation de la structure des polymères amorphes à différentes échelles [4]. (a) Constitution d'un segment de chaîne, (b) macromolécule, (c) Enchevêtrement macromoléculaire, (d) Structure macroscopique homogène et isotrope. ....	8
Figure I-4	Différentes échelles d'organisation d'un polymère semi-cristallin : (a) conformation de chaîne, (b) lamelles cristallines, (c) sphérolite.....	10
Figure I-5	Schématisation de l'organisation en lamelles cristallines formées de repliements de chaînes macromoléculaires.....	11
Figure I-6	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 [7].....	12
Figure I-7	Mécanismes de déformation interlamellaire, (a) Etat non déformé, (b) Glissement interlamellaire et (c) Séparation interlamellaire[9].....	12
Figure I-8	Processus de glissements (a) parallèle et (b) perpendiculaire aux chaînes des lamelles cristallines[23,24].....	13
Figure I-9	Mécanismes de fragmentation des lamelles cristallines : modèles de Schultz [26] sans cavitation et de Friedrich [15] avec cavitation.....	14
Figure I-10	Mécanisme de fragmentation des lamelles cristallines d'après Nitta et Takayanagi [27,28]: (a) Séparation interlamellaire, (b) Flexion des lamelles et (c) Rupture des lamelles.....	15
Figure I-11	À gauche structure en «shish kebab» autour de nanotubes de carbone observée au MEB d'après [29], au milieu et à droite des structures sphérolitiques du PEEK observées au microscope optique sous lumière polarisée d'après [30].....	16
Figure I-12	Déformation des régions (a) équatoriales, (b) et (d) diagonales et (c) polaires des sphérolites [33].....	16
Figure I-13	Observation 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 [34].....	17
Figure I-14	Schéma d'une chaîne carbonée.....	18
Figure I-15	Schéma de structures mono- (à gauche), bi- (au milieu) et tridimensionnelles (à droite) d'après [36].....	19
Figure I-16	Représentation simplifiée de la structure du Bleu de Prusse, $Fe_4[Fe(CN)_6]_3 \cdot 14H_2O$ . Octaèdres réguliers $[Fe^{II}C_6]$ et $[Fe^{III}N_6]$ liés par des ponts cyanures [37].....	19
Figure I-17	Enchaînement des unités constitutives dans un polypropylène homopolymère : à gauche tête à queue ; au milieu tête à tête ; à droite queue à queue d'après [38].....	19
Figure I-18	Influence de la vitesse de déformation (à la température ambiante) sur la loi de comportement du PEHD déformé en traction : (a) résultats de Hobeika et al [50]. (b) résultats de Hillmansen et al [49]......	21
Figure I-19	Effet de la masse moléculaire sur la loi de comportement du PEHD déformé en traction : (a) et (b) vues agrandies (Hillmansen et al [24]).	21
Figure I-20	Influence de la vitesse de déformation, (a) et (b), et de la température, (c) et (d), sur la loi de comportement et la variation de volume du	

	PEHD déformé en traction [53].....	23
Figure I-21	Technique d'assemblage des tubes par fusion (bout à bout).....	24
Figure I-22	Schéma de la formation du bourrelet au contact du miroir chauffant...	24
Figure I-23	Les étapes de soudage par fusion bout à bout.....	27
Figure I-24	Diagramme temps- pression- température.....	27
Figure I-25	Illustration schématique pour soudage bout à bout [72].....	28
Figure I-26	Considération du champ de la vitesse moyenne dans une pipe soudée.	30
Figure I-27	Dépendance de performance de la durée de vie sur la vitesse moyenne du flux de chaleur pour polyéthylène aux différentes conditions de soudage.....	30
Figure I-28	Identification des zones du bourrelet en PEHD.....	32
Figure II-1	Tube soudé .....	43
Figure II-2	Observation de la formation de défauts microstructuraux par MEB dans le PEHD.....	44
Figure II-3	Géométrie des éprouvettes plates.....	47
Figure II-4	Géométrie des éprouvettes sous forme d'anneaux. a) Epreuve soudée b) Non soudée.....	47
Figure II-5	Machine de traction Zwick/ Roell .....	48
Figure II-6	Vue d'ensemble du système d'essai.....	49
Figure II-7	Coupe d'un bourrelet de soudure représentant les zones typiques du soudage.....	50
Figure II-8	Epreuve de dureté et fixation du duromètre de mesure de la dureté..	50
Figure II-9	Mesure de dureté selon la norme ASTM D2240 .....	51
Figure II-10	Différents cas de mesure de dureté (2 <sup>ème</sup> , 3 <sup>ème</sup> et 4 <sup>ème</sup> cas) .....	51
Figure II-11	Le 4 <sup>ème</sup> cas étudié pour la mesure de dureté.....	52
Figure II-12	Illustration de la zone plastique (ZP) au bout de fissure.....	53
Figure II-13	Représentation des zones (plastique et anélastique) au bout de fissure.	53
Figure II-14	Présentation des directions et des pas de mesure de la dureté shore D au bout de fissure.....	55
Figure II-15	Réponse contrainte-déformation des essais de traction uniaxiale du matériau de base MB.....	57
Figure II-16	Réponse contrainte-déformation des essais de traction uniaxiale des éprouvettes soudées.....	58
Figure II-17	Réponse contrainte-déformation des essais de traction uniaxiale $V_e=10\text{mm/min}$ .....	59
Figure II-18	Réponse contrainte-déformation des essais de traction uniaxiale $V_e=50\text{mm/min}$ .....	60
Figure II-19	Courbe contrainte vraie-déformation vraie des essais de traction uniaxiale du matériau de base MB pour différentes vitesses de déformations ( $\dot{\epsilon} = 0.3\text{s}^{-1}$ , $\dot{\epsilon} = 1.6\text{s}^{-1}$ ).....	61
Figure II-20	Courbe contrainte vraie-déformation vraie des essais de tractions uniaxiale de matériau soudé pour différentes vitesses de déformations	61
Figure II-21	Courbe contrainte vraie-déformation vraie des essais de traction uniaxiale des éprouvettes plates à une vitesse de déformation $\dot{\epsilon} = 0.3\text{s}^{-1}$ .....	62
Figure II-22	Courbe contrainte vraie-déformation vraie des essais de traction uniaxiale des éprouvettes plates à une vitesse de déformation $\dot{\epsilon} = 1.6\text{s}^{-1}$	63
Figure II-23	Réponse Force-déplacement des essais Nol Ring.....	65

Figure II-24	Réponse Force-déplacement des essais Nol Ring des éprouvettes soudées.....	65
Figure II-25	Réponse Force-déplacement des essais Nol Ring, $V_e=10\text{mm/min}$ .....	66
Figure II-26	Réponse Force-déplacement des essais Nol Ring, $V_e=50\text{mm/min}$ .....	66
Figure II-27	Réponse Force-déplacement des essais Nol Ring, $V_e=10\text{mm/min}$ .....	67
Figure II-28	Réponse Force-déplacement des essais Nol Ring, $V_e=50\text{mm/min}$ .....	67
Figure II-29	Réponse Force-déplacement des essais Nol Ring, de matériau de base MB (avec $a/t=0.04$ ).....	68
Figure II-30	Réponse Force-déplacement des essais Nol Ring, des éprouvettes soudées (avec $a/t=0.04$ ).....	69
Figure II-31	Profil de dureté du bourrelet de soudure. 1 <sup>er</sup> (Distance de l'épaisseur du pipe (mm)).....	70
Figure II-32	Profil 3D de dureté du bourrelet de soudure. 1 <sup>er</sup> (Distance de l'épaisseur du pipe (mm)).....	71
Figure II-33	Profil de dureté du bourrelet de soudure. 2 <sup>ème</sup> (Distance de la longueur du cordon (mm)).....	72
Figure II-34	Profil 3D de dureté du bourrelet de soudure. 2 <sup>ème</sup> (Distance de la longueur du cordon (mm)).....	73
Figure II-35	Profil de dureté de la longueur du bourrelet de soudure. 3 <sup>ème</sup> .....	74
Figure II-36	Profil 3D de dureté de la longueur du bourrelet de soudure. 3 <sup>ème</sup> cas	74
Figure II-37	Profil de dureté en tête d'une fissure d'éprouvette anneau sain. 4 <sup>ème</sup> cas.....	75
Figure II-38	Profil de dureté en tête d'une fissure au niveau du bourrelet de soudure 4 <sup>ème</sup> Cas.....	75
Figure II-39	L'évolution de $\Delta sh$ en fonction de (r) de matériau de base (MB).....	81
Figure II-40	L'évolution de $\Delta sh$ en fonction de (r) du bourrelet de soudure.....	86
Figure II-41	Image optique de bourrelet de soudure [21] .....	88
Figure II-42	Images microscopiques MEB de la surface de rupture en traction de bourrelet de soudure. La barre d'échelle est de $500\ \mu\text{m}$ [21] .....	89
Figure III-1	Maillage globale des éprouvettes de traction uniaxiale UT .....	96
Figure III-2	Organigramme explicatif de la procédure de compilation.....	97
Figure III-3	Algorithme de calcul.....	97
Figure III-4	Rhéologie utilisée pour décrire la grande plage de déformation des polymères vitreux [5].....	100
Figure III-5	Le modèle géométrie, les conditions aux limites et le maillage utilisé pour la simulation numérique.....	104
Figure III-6	Le modèle géométrie, les conditions aux limites et le maillage utilisé pour le bourrelet de soudure.....	104
Figure III-7	Elément tétraédrique non linéaire à 10 nœuds d'intégration.....	104
Figure III-8	Courbe contrainte -déformation obtenue avec la simulation numérique des essais de tractions uniaxiaux des éprouvettes à une vitesse de sollicitation $V_e=10\text{mm/min}$ .....	105

Figure III-9	Courbe contrainte -déformation obtenue avec la simulation numérique des essais de tractions uniaxiaux des éprouvettes à une vitesse de sollicitation $V_e=50\text{mm/min}$ .....	106
Figure III-10	Courbe contrainte -déformation obtenue avec la simulation numérique des essais de tractions uniaxiaux de matériau de base MB pour différentes vitesses de sollicitations.....	106
Figure III-11	Courbe contrainte -déformation obtenue avec la simulation numérique des essais de tractions uniaxiaux des éprouvettes soudées pour différentes vitesses de sollicitations.....	107
Figure III-12	Courbe contrainte -déformation des modèles hyperelastiques de matériau de base MB ( $\epsilon=0.3\text{s}^{-1}$ ).....	108
Figure III-13	Courbe contrainte -déformation des modèles hyperelastiques de matériau de base MB ( $\epsilon=1.6\text{s}^{-1}$ ).....	109
Figure III-14	Courbe contrainte -déformation des modèles hyperelastiques des éprouvettes soudées ( $\epsilon=0.3\text{s}^{-1}$ ).....	109
Figure III-15	Courbe contrainte -déformation des modèles hyperelastiques des éprouvettes soudées ( $\epsilon=1.6\text{s}^{-1}$ ).....	109
Figure III-16	Evolution du facteur d'intensité de contrainte pour les deux tubes utilisés.....	111
Figure III-17	Modèle élément fini 3D et le maillage utilisé.....	112
Figure III-18	Schéma représentative des contraintes sur le tube soudé étudié.....	113
Figure III-19	Simulation numérique du processus de soudage par fusion.....	114
Figure III-20	La distribution des contraintes résiduelles durant le soudage par fusion bout à bout.....	117
Figure III-21	L'évaluation de la force de soudage sur le temps de chauffage.....	120
Figure III-22	Pression interne appliquée dans le tube.....	121
Figure III-23	Progression de la zone plastique à partir de la surface intérieure.....	121
Figure III-24	Distribution des contraintes circonférentiel.....	121
Figure III-25	Distribution des contraintes circonférentiel.....	122
Figure III-26	Phase d'identification de l'image microscopique par microscopie électronique à balayage (MEB) [21. CHA.II].....	124
Figure III-27	Phase de segmentation et maillage.....	125
Figure III-28	Variation du module d'élasticité et le coefficient de poisson pour différentes positions sur la microstructure du bourrelet.....	127

## Liste des tableaux

Tableau I-1	Techniques de soudage par fusion [68].....	26
Tableau II-1	Caractéristiques du PEHD étudié.....	45
Tableau II-2	Les paramètres de soudage bout à bout.....	45
Tableau II-3	Les dimensions des éprouvettes du type IV.....	46
Tableau II-4	Principales caractéristiques mécaniques du tube en PEHD soudé.....	58
Tableau II-5	Résultats de la dureté shore D et $\Delta$ sh D en fonction de (r) et de ( $\theta$ ) d'une partie saine.....	87
Tableau II-6	Résultats de la dureté shore D et $\Delta$ sh D en fonction de (r) et de ( $\theta$ ) du bourrelet de soudure.....	87
Tableau III-1	Relation entre les constantes d'élasticité [1].....	98
Tableau III-2	Dimensions des éprouvettes étudiées pour la simulation du FIC.....	103
Tableau III-3	Les principaux paramètres des modèles Hyperelastique .....	110
Tableau III-4	Propriétés de PEHD Durant la fusion.....	112
Tableau III-5	L'effet de la température d'environnement (TD) sur le soudage par fusion.....	118
Tableau III-6	Comparaison entre les caractéristiques mécaniques pour différentes positions sur la microstructure du bourrelet .....	126

## **INTRODUCTION GENERALE**



## **INTRODUCTION GENERALE**

En Algérie et dans les dernières années, une nouvelle catégorie de matériaux artificiels a été et est toujours utilisée : ce sont les matières thermoplastiques artificielles, appelées aussi matières plastiques synthétiques ou par abus de langage polyéthylènes. La distribution de l'eau potable et de gaz naturel a connue une grande évolution. Cette distribution est réalisée à l'aide de conduites en matière thermoplastique tel que le polyéthylène à haute densité (PEHD), soit plus de 80% de la fabrication de celles-ci est réalisée par des sociétés algériennes. La distribution de l'eau potable sur une longue distance par des tubes en polyéthylène à haute densité (PEHD) nous oblige à connaître certains paramètres comme la quantité de débit d'eau distribuée, les conditions au sol et le type d'assemblage utilisé pour assurer une bonne distribution et éviter les défauts sources de fuites. Généralement ces fuites sont la cause d'une mauvaise utilisation de la technique d'assemblage choisie. Pour cela une recherche scientifique pour identifier le matériau assemblé (PEHD/PEHD) est nécessaire. L'assemblage permanent de ce type de matériau peut être réalisé par la mise en œuvre des forces d'adhésion physico-chimique telle que le soudage par fusion bout à bout.

Le principe de soudage par fusion bout à bout consiste à apporter une énergie d'origine thermique par l'action d'une plaque (Miroir) à l'interface entre les deux tubes à souder. Le sujet de cette thèse est axé sur l'utilisation du technique d'assemblage des tubes thermoplastiques et de polyéthylène à haute densité PEHD afin de connaître le comportement mécanique de la partie fondue (Bourrelet) et ainsi éviter le problème de rupture qui est habituellement au niveau de la surface externe de la paroi de la partie à souder. Cependant il existe des contraintes qui entravent la bonne formation du bourrelet pendant le soudage : La température ambiante, la température et le temps de fusion et la force de pression.

Le but final de ce travail est de permettre l'identification et l'étude du comportement mécanique du bourrelet de soudure dans des conditions réelles de travail.

Nous commençons cette étude par la préparation des tubes en polyéthylène à haute densité PEHD de différents diamètres pour procéder au soudage par fusion bout à bout. Ensuite on procédera aux différents essais pour enfin connaître les propriétés microstructurale de la partie fondue (bourrelet).

Pour se faire, nous avons organisé cette thèse comme suit : le premier chapitre est consacré à la description générale de la synthèse et de la mise en forme des polymères thermoplastiques. Cette introduction est complétée par un état de l'art du procédé de soudage par fusion bout à bout.

Le deuxième chapitre présente une étude expérimentale sur des essais mécaniques sous chargement statique pour déterminer la loi de comportement des deux structures saine et soudée. Des séries d'essais sont étudiées pour caractériser le matériau suivi des d'essais d'analyse mécanique de la résistance des différentes zones du bourrelet, cette partie sera suivie par une analyse microstructurale qui permet de définir la variation structurale du bourrelet de soudure.

Enfin, le troisième et dernier chapitre, traite, dans une première partie des modèles constitutifs pour étudier le comportement viscoélastique-viscoplastique. Ces modèles ont été identifiés à partir d'essais expérimentaux sur éprouvettes prélevées sur des tubes soudés PEHD/PEHD. Dans la deuxième partie de ce même chapitre nous avons procédé à une analyse thermique qui nous a permis de voir la distribution des contraintes durant la technique de soudage au niveau du bourrelet de soudure. Pour répondre à cet objectif nous avons écrit un programme par éléments finis nommé D-flux en langage Fortran95 puis nous avons implémenté les fichiers (.For) au sein du code de calcul ABAQUS/CAE. Enfin la troisième partie portera sur une analyse microstructurale pour voir les variations des propriétés mécaniques à l'intérieur des différentes zones du bourrelet de soudure tout en utilisant le code de calcul par éléments finis OOF2.

Pour finir, la conclusion générale reprendra les avancées les plus pertinentes des travaux de thèse et ouvrira sur les perspectives à suivre pour l'étude dynamique par des essais de fatigue des éprouvettes CT50 soudée en différents sens.

# CHAPITRE I

## ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

*Ce premier chapitre est consacré à la description des matériaux polymères semi cristallins, et beaucoup plus un matériau thermoplastique à comportement complexe viscoélastique- viscoplastique a une bonne résistance à la corrosion dite le polyéthylène à haute densité (PEHD). Nous allons aborder dans un premier temps la description des différentes structures cristallines et morphologies, étudier et améliorer la connaissance du procédé d'assemblage des pipes de distribution de gaz ou d'eau potable.*

*Les techniques d'assemblage des canalisations utilisées dans les réseaux de distribution des fluides tel que le gaz naturel ou l'eau potable en polyéthylène à haute densité (PEHD) reposent sur :*

- *La norme, la conformité et contrôle de la qualité de procédure d'assemblage ou de soudage ;*
- *Les conditions et le processus d'assemblage ;*
- *L'entretien continu après l'assemblage ;*
- *La qualité, la fiabilité de résistivité du joint de soudure (Bourrelet) au niveau de la surface d'assemblage ;*
- *Les opérations de manutention, d'installation et de maintenance.*

*Dans cette partie, nous allons essayer d'introduire une technique d'assemblage très utilisée dans la société industrielle Algérienne pour la distribution du gaz naturel et surtout d'eau potable.*

**SOMMAIRE**

I.1 Matériaux .....	6
I.1.1 Les polymères .....	6
I.1.2 Structures cristallines et morphologies des polymères .....	8
I.1.2.1 Structures cristallines .....	9
I.1.2.2 Phase orthorhombique .....	9
I.1.2.3 Autres phases .....	9
I.1.3 Microstructure et morphologie des polymères .....	9
I.1.4 Micromécanisme de déformation.....	12
I.1.4.1 Déformation de la phase amorphe.....	12
I.1.4.2 Déformation de la phase cristalline .....	13
I.1.4.3 Fragmentation des lamelles cristallines .....	13
I.1.4.4 Déformation des sphérolites .....	15
I.1.5 Microstructures et propriétés mécaniques .....	17
I.1.5.1 Microstructures des polymères thermoplastiques .....	17
I.1.5.2 Modélisation de la loi de comportement .....	20
I.2 Technique de soudage par fusion bout à bout .....	23
I.2.1 Les étapes principales du soudage par fusion bout à bout .....	26
I.2.2 La formation du bourrelet .....	27
I.2.3 Théorie de soudage par fusion bout à bout .....	28
I.2.4 Microstructure du bourrelet de soudure .....	31
I.2.5 Soudage par fusion bout à bout qualité, contrôle et test .....	32
Références bibliographiques .....	34

## I.1 Matériaux

### I.1.1 Les polymères

Les polymères, appelés communément "matériaux plastiques", sont indissociables dans l'environnement et dans la vie pratique. Ils sont imposés dans tous les domaines de nos activités : des objets les plus banals jusqu'à des applications techniques industrielles, en passant par leur utilisation dans les produits d'hygiène ou alimentaires. Le plus souvent synthétiques, quelquefois naturels, ils doivent cet essor à leur large gamme de caractéristiques, durs, mous ou élastiques, transparents ou opaques, isolants et quelquefois conducteurs, plus ou moins résistants aux conditions agressives de leur usage, toujours légers.

Les polymères thermoplastiques, thermodurcis et les élastomères ne sont pas utilisés industriellement dans les mêmes proportions. Seuls seront traités dans cette partie les polymères thermoplastiques, leurs synthèses, leurs formulations, leurs techniques de mise en forme, leurs microstructures et enfin leurs principales propriétés micromécaniques et mécaniques.

C'est la nature particulière de leurs molécules en forme de chaîne, ainsi que la variété des modes d'assemblage qu'elles adoptent, qui est à l'origine de cette diversité.

Les polymères sont des substances constituées de grandes molécules formées par la répétition d'un même motif composé d'une ou de plusieurs unités de base. Le nombre moyen de ces unités de base (monomères) dans les molécules finales (polymères) est le degré de polymérisation. Si ce degré de polymérisation est élevé, on parle de hauts polymères, lorsqu'il est faible, le composé est un oligomère [1].

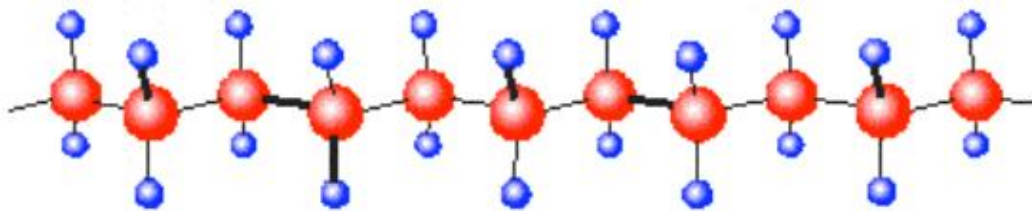


Figure I-1 Définition d'un polymère.

L'utilisation des polymères est devenue de plus en plus courante dans de multiples domaines d'activités. Le choix d'un matériau polymère se fait désormais parmi un large éventail d'espèces polymères associées à de nombreuses possibilités de mise en forme. La légèreté et le faible coût des polymères en font des matériaux de large diffusion, 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.

Dans la première partie de ce chapitre, nous nous intéressons aux polymères semi-cristallins. Une description morphologique de la microstructure de ces polymères ainsi que de leur comportement mécanique est effectuée. Le matériau étudié, le polyéthylène (PE), est plus particulièrement décrit. Par la suite, nous passerons en revue les divers mécanismes et processus de déformation et d'endommagement des polymères semi-cristallins pouvant intervenir lors des sollicitations mécaniques.

La mise en forme des polymères thermoplastiques s'effectue selon un schéma standard. La première étape de fabrication est la synthèse des macromolécules. Une formulation est ensuite élaborée, la matière thermoplastique se retrouve alors sous forme de poudre (particules d'une taille de l'ordre de la dizaine de micromètres) ou de granulés (granules d'une taille de l'ordre d'un millimètre). Cette formulation est ensuite chauffée jusqu'à ce que les propriétés mécaniques du matériau permettent sa mise en forme (figure I-2).



Figure I-2 Photographie de la poudre (Observation visuelle).

### I.1.2 Structures cristallines et morphologies des polymères

La description d'un système semi-cristallin comme le polyéthylène passe par la considération de l'organisation à différents niveaux d'échelles : [2, 3].

- l'échelle de quelques Angström correspond à l'arrangement conformationnel des chaînes dans la phase amorphe et dans la phase cristalline,
- l'échelle de quelques dizaines de nanomètres correspond à l'empilement régulier de lamelles cristallines et de couches amorphes,
- l'échelle du micron correspond à l'arrangement des lamelles cristallines et amorphes qui s'organisent en superstructure sphérolitique par suite de la croissance cristalline radiale à partir du centre de nucléation.

Le polymère est dit amorphe si le désordre moléculaire est complet. Il n'y a pas de distance constante entre les macromolécules et aucune régularité dans l'arrangement et l'orientation de celles-ci dans des zones submicroniques. Les chaînes sont enchevêtrées sous forme de pelotes statiques (figure I-3). Les segments de chaînes sont capables de créer une certaine mobilité moléculaire si des espaces libres sont régulièrement distribués dans tout le volume du matériau. Ces espaces constituent le volume libre du matériau qui détermine la mobilité des macromolécules et l'aptitude de polymère à changer de conformation.

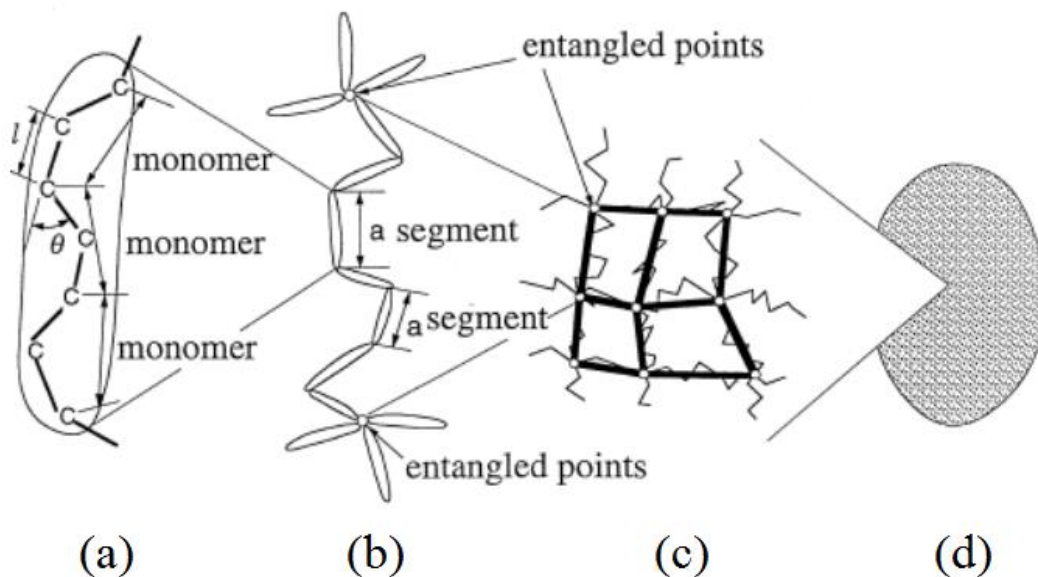


Figure I-3 Schématisation de la structure des polymères amorphes à différentes échelles [4] (a) Constitution d'un segment de chaîne, (b) macromolécule, (c) Enchevêtrement macromoléculaire, (d) Structure macroscopique homogène et isotrope.

### **I.1.2.1 Structures cristallines**

De par l'absence de groupements latéraux, les macromolécules de polyéthylène adoptent une conformation stable très simple en zigzag planaire. La présence de branchements courts, dans le cas de copolymères, ou de défauts cristallins de croissance peut perturber la conformation des chaînes mais ne modifie pas fondamentalement la structure cristalline. [5]

### **I.1.2.2 Phase orthorhombique**

C'est la phase la plus courante et la plus stable du PE. [5] Dans des conditions normales de température et de pression, le PE cristallise sous cette forme à partir du fondu ou en solution. Dans la maille élémentaire orthorhombique, l'axe des chaînes est aligné selon l'axe cristallographique c.

Les paramètres de la maille ont été caractérisés pour la première fois par Bunn en 1939 [6] et correspondent à :  $a=7,417 \text{ \AA}$ ,  $b=4,945 \text{ \AA}$  et  $c=2,547 \text{ \AA}$ .

Dans la maille élémentaire 4 chaînes sont situées au sommet du plan basal. La chaîne située au centre est pivotée de  $90^\circ$  autour de son axe, par rapport aux 4 autres chaînes. Il y a deux motifs éthylène par maille.

### **I.1.2.3 Autres phases**

Deux autres phases peuvent être observées : La phase monoclinique qui est une phase cristalline métastable, qui n'est obtenue que sous fortes déformations à froid, ou lors de cristallisation à très basse température. Cette phase se transforme en phase orthorhombique juste en dessous de son point de fusion. La deuxième phase hexagonale peut être obtenue dans les cas extrêmes de cristallisation sous très hautes pressions (supérieure à  $5000 \text{ kg/cm}^2$ ). Dans cette maille, les chaînes sont étirées et la densité est très élevée. [7, 8]

## **I.1.3 Microstructure et morphologie des polymères**

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.

Un polymère est formé à partir d'un fondu. Il est constitué de chaînes organiques polymérisées, c'est à dire de chaînes organiques de grandes tailles appelées chaînes macromoléculaires qui vont s'organiser de façon plus ou moins aléatoire au cours de l'élaboration. 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. Les polymères cristallisables auront une configuration régulière (isotactique ou syndiotactique) ainsi qu'une conformation globale régulière (zig-zag planaire ou hélice pour les polymères



thermoplastiques). A l'inverse, les chaînes macromoléculaires présentent une configuration atactique, ainsi que celles formant une conformation de pelote statistique ne pourront pas cristalliser et resteront à l'état amorphe [9].

Cependant, les chaînes macromoléculaires ne sont jamais rigoureusement régulières, et la moindre irrégularité dans l'enchaînement des motifs monomères composant la chaîne, ou la présence d'une ramification, va avoir pour effet de modifier, de limiter, voire d'empêcher la cristallisation. 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].

Le polyéthylène cristallise sous forme de sphérolites (figure I-4-c), issues de la croissance radiale de lamelles cristallines d'épaisseur ( $L_c$ ) séparées les unes des autres par une couche amorphe d'épaisseur ( $L_a$ ). Elles constituent un arrangement périodique (période  $L_c+L_a$ ) et leur taille dépend essentiellement de la température de cristallisation (figure I-5). Pour de faibles surfusions, l'agitation thermique élevée favorise la croissance cristalline au détriment de la germination, ce qui aboutit à de gros sphérolites. [5] Pour de fortes surfusions, c'est la germination qui est prépondérante, ce qui engendre un grand nombre de petits sphérolites [11]. Les cristallites radiales grandissent à partir d'un centre pour occuper tout l'espace offert au fur et à mesure de la croissance dans le milieu fondu. [12] La croissance simultanée de plusieurs cristaux lamellaires dans lesquels les chaînes sont repliées sur elles-mêmes, est à l'origine de cet empilement périodique.

À une échelle supérieure, les monocristaux lamellaires peuvent s'agencer de différentes manières en structures appelées «shish kebab» ou encore en structures ayant des tailles beaucoup plus importantes, observables en microscopie optique.

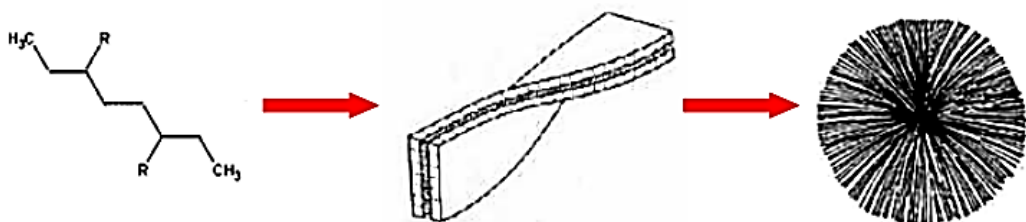


Figure I-4 Différentes échelles d'organisation d'un polymère semi-cristallin : (a) conformation de chaîne, (b) lamelles cristallines, (c) sphérolite.

La phase cristalline est constituée de lamelles dominantes (formées en premier) qui se multiplient grâce à des branchements répétés en lamelles secondaires (formées ultérieurement). [13] La croissance des lamelles cristallines a lieu dans la direction de l'axe b. Ainsi ces lamelles prennent la forme de rubans et l'axe c des chaînes est perpendiculaire à la surface de ces rubans. [5]

Une phase amorphe sépare deux lamelles cristallines consécutives et comprend des boucles de repliements, des bouts de chaînes, d'enchevêtrements et des molécules de liaison inter-cristallines plus ou moins tendues. [3,14] Les motifs comonomères non cristallisés se trouvent essentiellement localisés dans ces segments de chaînes amorphes. [15] Le rayon de giration des pelotes est tel que chaque chaîne peut englober plusieurs lamelles cristallines voisines, donnant lieu aux molécules de liaison. La présence de ces molécules de connexion a été proposée pour la première fois par Keith et Padden [16] pour rendre compte du comportement mécanique du polyéthylène.

Une phase intermédiaire entre la phase cristalline et la phase amorphe a été mise en évidence, notamment par Shen et al. par spectroscopie Raman. [17] Elle est partiellement ordonnée et constituée de segments de chaîne en conformation trans.

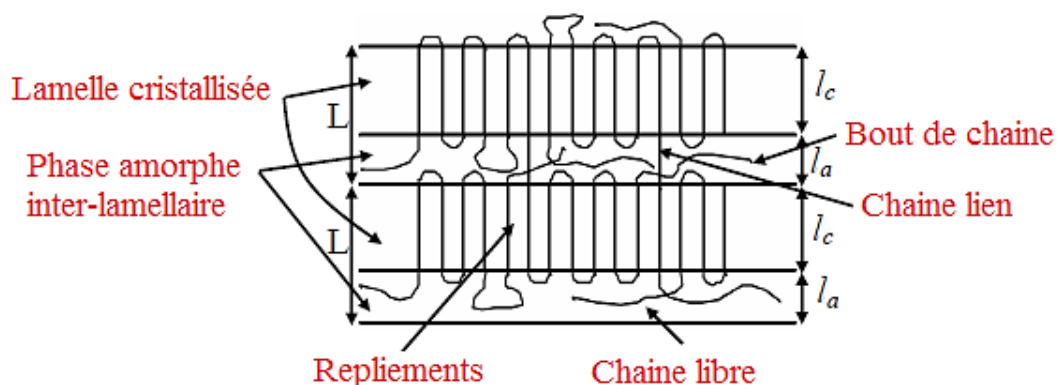


Figure I-5 Schématisation de l'organisation en lamelles cristallines formées de repliements de chaînes macromoléculaires.

Les lamelles cristallines, ayant typiquement une épaisseur d'environ 10 nanomètres (figure I-6-a), ont généralement tendance à s'empiler lors de la cristallisation pour former des paquets lamellaires, ou fibrilles. Ainsi, une 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-6-b).

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.

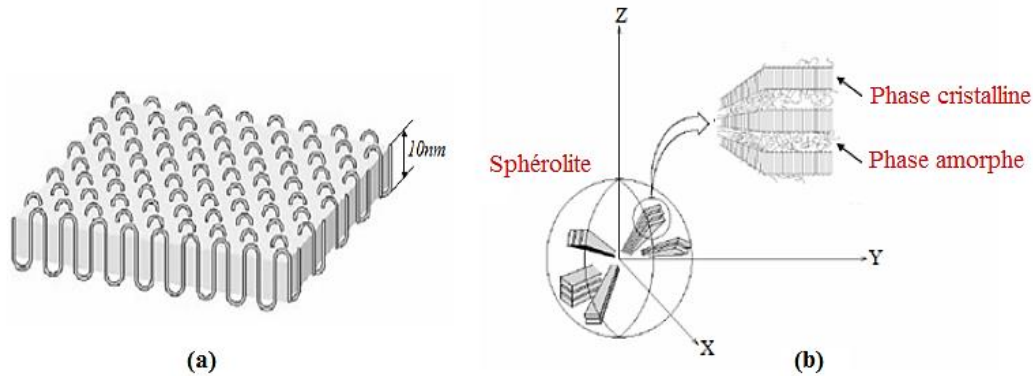


Figure I-6 Schéma représentant (a) la structure d'une lamelle cristalline formée par repliements successifs de chaîne polymère, (b) empilement des lamelles cristallines avec vue globale du sphérolite [7].

### I.1.4 Micromécanisme de déformation

#### I.1.4.1 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 une 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 inter-lamellaire correspond au cisaillement parallèle de deux lamelles cristallines l'une par rapport à l'autre sous l'effet d'une contrainte de cisaillement [9] (figure I-7-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 [9,18] (figure I-7-c). Cette déformation engendre une diminution de la densité de la phase amorphe et une création de microcavités [18,19]. Ces deux mécanismes provoquent uniquement la déformation de la phase amorphe.

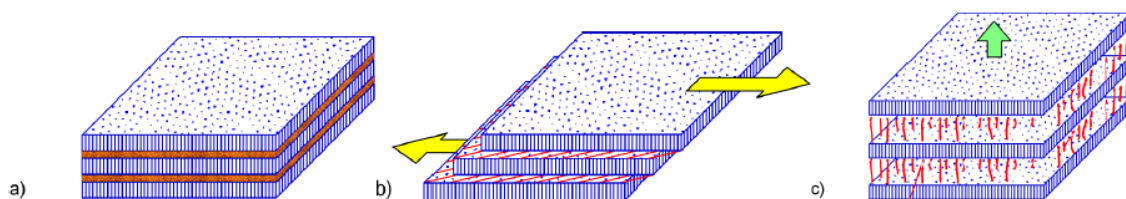


Figure I-7 Mécanismes de déformation interlamellaire, (a) Etat non déformé, (b) Glissement interlamellaire et (c) Séparation interlamellaire [9].

### I.1.4.2 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-8). 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 [21,22].

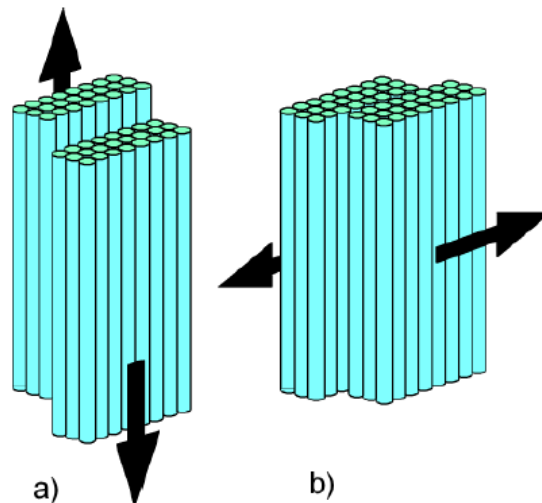


Figure I-8 Processus de glissements (a) parallèle et (b) perpendiculaire aux chaînes des lamelles cristal-lines [23,24].

### I.1.4.3 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-9). Ce mécanisme de cisaillement est précédé par la séparation et

le glissement interlamellaire (figures I-9-b et I-9-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-9-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-9-c et I-9-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-9-d et I-9-III) [21]. Ce mécanisme de destruction des cristallites par traction et cisaillement est amplifié par un effet de compression latéral des lamelles [25].

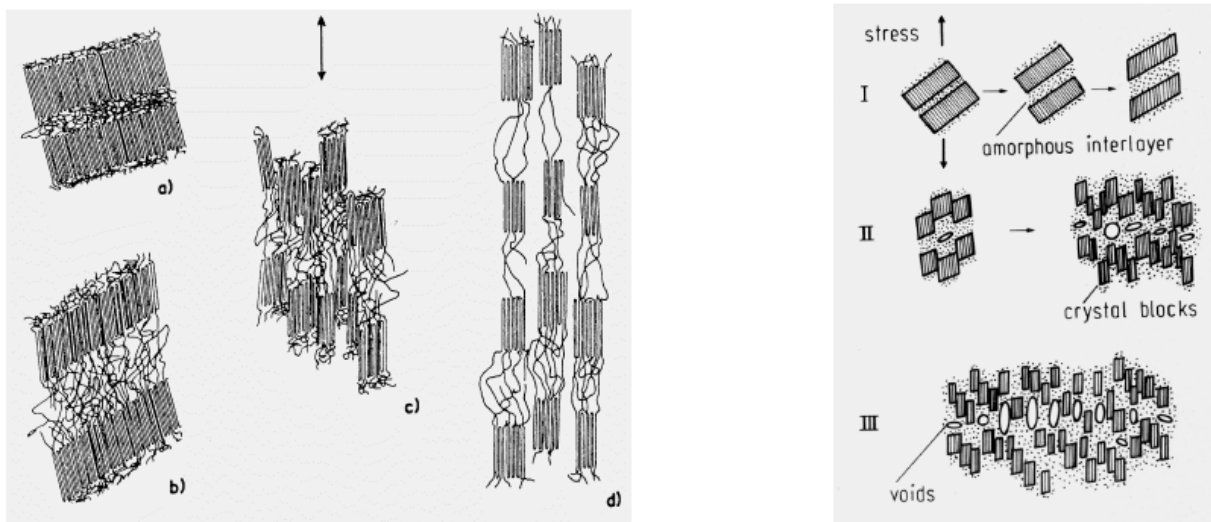


Figure I-9 Mécanismes de fragmentation des lamelles cristallines : modèles de Schultz [26] sans cavitation et de Friedrich [15] avec cavitation.

Lorsque les lamelles cristallines ont une orientation qui ne favorise pas les mécanismes de déformation de type cristallographique, Nitta et Takayanagi [27,28] 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-10-a). Ces dernières sont soumises à des forces de flexion (figure I-10-b) et finissent par se fissurer en donnant naissance à plusieurs blocs (figure I-10-c).

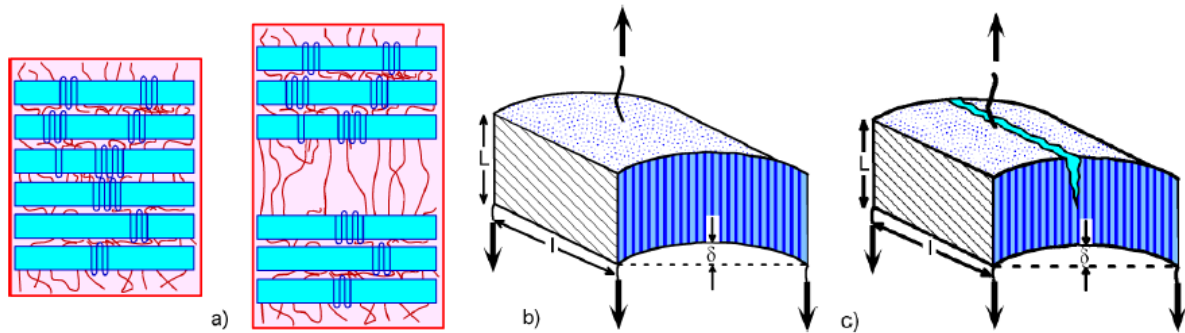


Figure I-10 Mécanisme de fragmentation des lamelles cristallines d'après Nitta et Takayanagi [27,28] : (a) Séparation interlamellaire, (b) Flexion des lamelles et (c) Rupture des lamelles.

#### I.1.4.4 Déformation des sphérolites

Les sphérolites se déforment par une combinaison de deux processus de déformation (figure I-11), un processus homogène et un processus inhomogène (ou hétérogène) [31,32]. 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) [33], on doit distinguer trois régions :

- Une région équatoriale (figure I-12-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 [20,33]. Ce processus est suivi par un mécanisme de fragmentation par flexion des lamelles [26, 27].

- Une région diagonale (figures I-12-b et I-12-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-12-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.

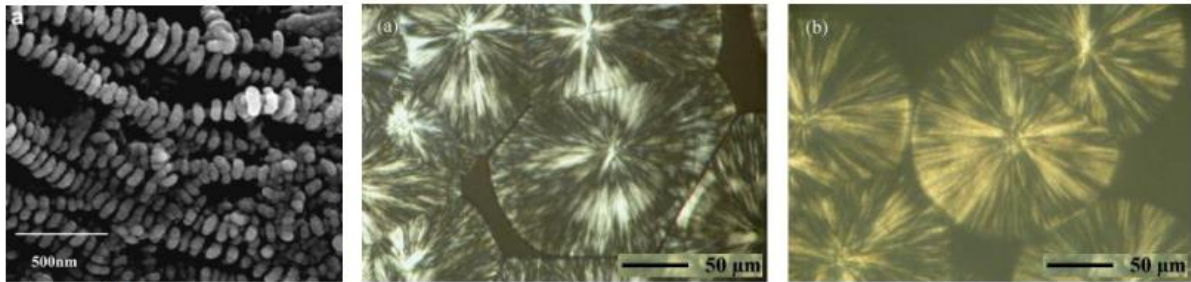


Figure I-11 À gauche structure en «shish kebab» autour de nanotubes de carbone observée au MEB d'après [29], au milieu et à droite des structures sphérolitiques du PEEK observées au microscope optique sous lumière polarisée d'après [30].

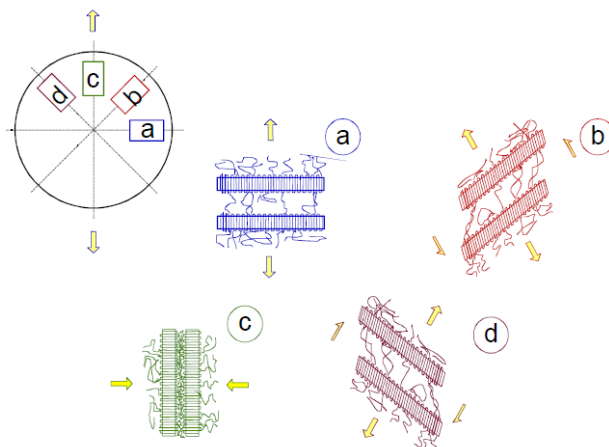


Figure I-12 Déformation des régions (a) équatoriales, (b) et (d) diagonales et (c) polaires des sphérolites [33].

Butler et Donald [34] 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-13-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-13-b). Ces phénomènes de séparation intersphérolitique ont également été observés dans le PE massif.

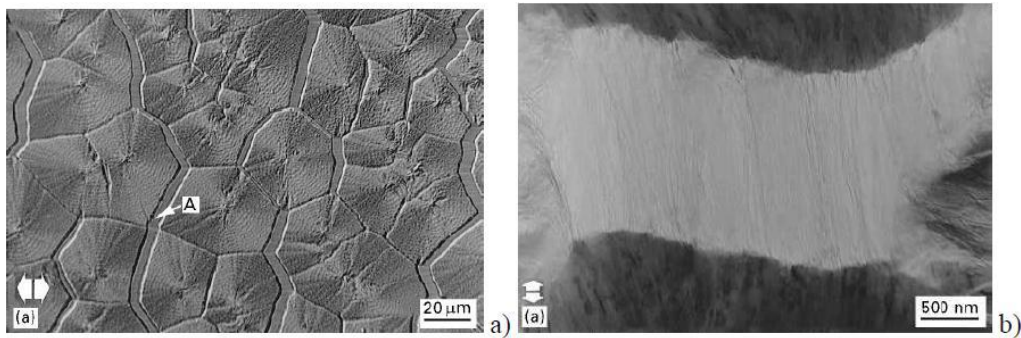


Figure I-13 Observation du polyéthylène étiré à 20 % : (a) Image d'un ensemble de sphérolites obtenue au microscope optique ; (b) Zone fibrillaire intersphérolitique observée au microscope élec-tronique à transmission [34].

### I.1.5 Microstructures et propriétés mécaniques

Les microstructures des matériaux thermoplastiques vont directement piloter leurs comportements mécaniques micro et macroscopiques. Ce lien microstructure/comportement mécanique est la base de ce paragraphe. Les microstructures observables des polymères thermoplastiques amorphes et semi-cristallins ainsi que leurs propriétés mécaniques sont définies comme suit :

#### I.1.5.1 Microstructures des polymères thermoplastiques

La structure des polymères thermoplastiques peut se diviser en différentes échelles d'observation. Tout d'abord, avec un ordre de grandeur de l'ordre du dixième de nanomètre, nous retrouvons la liaison des unités de répétitions de la chaîne macromoléculaire. Comme indiqué précédemment, les unités de répétitions sont liées entre elles par des liaisons covalentes. C'est une liaison forte et directionnelle [35], ce qui signifie que les molécules liées par covalence auront tendance à adopter un angle et une distance de liaison spécifiques. Néanmoins, cette liaison forte autorise la rotation autour de l'axe de la liaison. Cette possibilité de rotation associée à la longueur des chaînes macromoléculaires et aux possibilités de liaisons interchaînes sont à l'origine de toutes les propriétés physiques macroscopiques observables. Dans le cas d'une chaîne macromoléculaire assemblée par des liaisons covalentes simples carbonées, la distance entre les atomes de carbone sera définie selon le type de liaison (figure I-14).



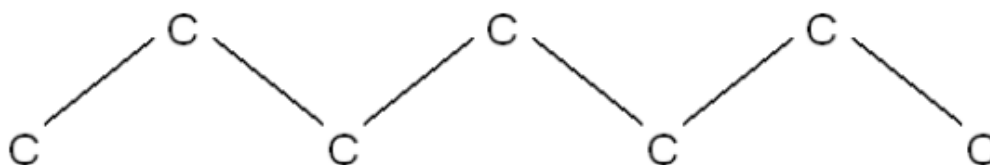


Figure I-14 Schéma d'une chaîne carbonée.

Les valeurs pour cette distance entre deux atomes de carbone sont de 0,154, 0,150 et 0,146 nm pour respectivement les liaisons simples, doubles et triples. Il est important de donner un ordre de grandeur des énergies molaires pour briser ou former certaines liaisons covalentes : CC (347 kJ/mol), C=C (614 kJ/mol), C-H (413 kJ/mol), F-F (148 kJ/mol), etc. Nous pouvons retenir comme ordre de grandeur d'une centaine de kJ/mol pour la simple liaison O-O (145 kJ/mol) à environ 1000 kJ/mol pour la triple liaison N≡N (945 kJ/mol).

L'existence de la possibilité d'une rotation autour de l'axe de la liaison est directement responsable de la microstructure à l'échelle supérieure : la conformation. Mais avant d'explicitier la notion de conformation, il est nécessaire de préciser que l'agencement des unités de répétitions peut se faire suivant une, deux ou trois dimensions formant ainsi des macromolécules mono-bidimensionnelles ou tridimensionnelles (figure I-15). C'est ce qu'on appelle la conformité. Les macromolécules monodimensionnelles, les plus simples, peuvent être linéaires ou ramifiées dans le cas où des accidents de liaisons peuvent apparaître et entraîner la formation d'une chaîne latérale plus courte que la chaîne principale. Parmi ces macromolécules monodimensionnelles nous retrouvons tous les polymères de grande diffusion comme les polyamides ou certains polymères hautes performances comme les polyéthylènes. Les macromolécules bidimensionnelles forment des feuillets et restent rares. On les rencontre dans les polymères minéraux tels que le talc, le graphite ou encore le mica. Néanmoins, ce type de structures peut être synthétisé artificiellement mais repose sur des liaisons covalentes et non-covalentes.

Il est aussi possible de citer le Bleu de Prusse, qui est un polymère de coordination (en anglais Metal Organic Framework). C'est un cyanure de fer à valence mixte (figure I-16).

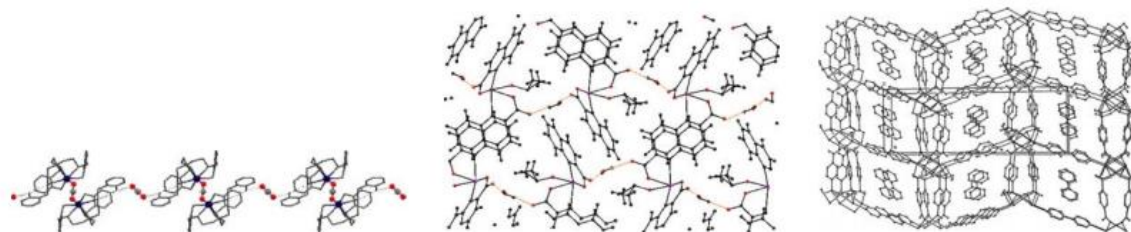


Figure I-15 Schéma de structures mono- (à gauche), bi- (au milieu) et tridimensionnelles (à droite) d'après [36].

Les polymères organiques tridimensionnels ont une structure en réseau souvent réticulée. Cette famille regroupe les élastomères et les polymères thermodurcis. L'enchaînement des unités de répétitions est un paramètre microstructural important. Dans le cas d'un homopolymère tel que le polypropylène  $[-\text{CH}_2-\text{CH}(\text{CH}_3)-]_n$ , l'enchaînement peut se faire de différentes façons : tête à tête, tête à queue ou queue à queue (figure I-17).

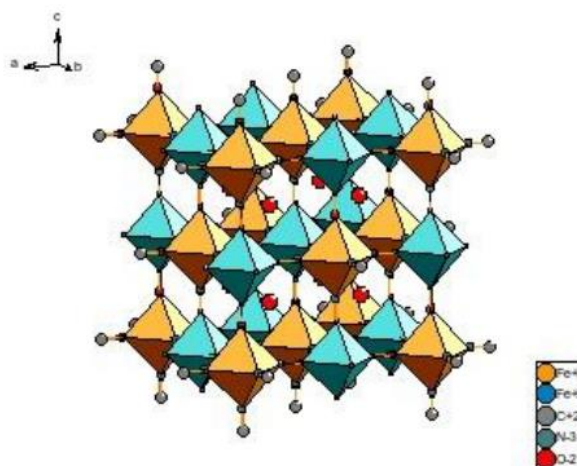


Figure I-16 Représentation simplifiée de la structure du Bleu de Prusse,  $\text{Fe}_4[\text{Fe}(\text{CN})_6]_3 \cdot 14\text{H}_2\text{O}$ . Octaèdres réguliers  $[\text{Fe}^{\text{II}}\text{C}_6]$  et  $[\text{Fe}^{\text{III}}\text{N}_6]$  liés par des ponts cyanures [37].

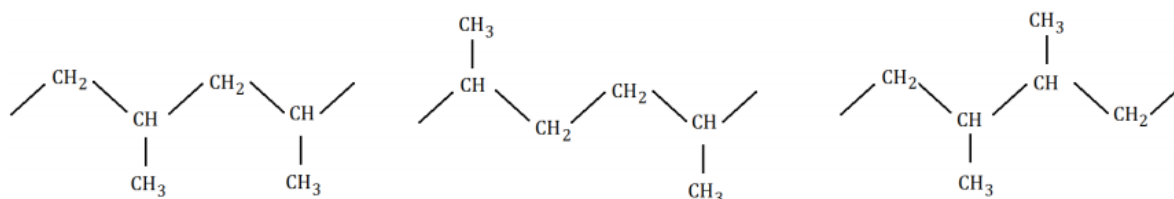


Figure I-17 Enchaînement des unités constitutives dans un polypropylène homopolymère : à gauche tête à queue ; au milieu tête à tête ; à droite queue à queue d'après [38].

### I.1.5.2 Modélisation de la loi de comportement

Le comportement mécanique du PEHD en chargement uniaxial a été étudié par plusieurs auteurs. Certains travaux se sont focalisés sur l'aspect microstructural des mécanismes de déformation [39, 40]. D'autres travaux ont été consacrés à l'étude de la réponse viscoélastique et viscoplastique de ce matériau lors d'un chargement uniaxial [41, 42]. Des relations contrainte-déformation ont été développées dans le but de modéliser ce comportement [42, 43, 44, 45]. Toutefois, dans plusieurs applications, ce matériau est soumis à un état de contrainte multiaxial, comme dans le cas des tubes d'adduction d'eau potable, ce qui rend important l'étude de son comportement dans ces conditions. Dans la littérature, on ne trouve que peu de travaux réalisés sur le comportement mécanique des polymères (en général) en chargement multiaxial. En effet, les études effectuées par certains auteurs restent insuffisantes et se basent en général sur des essais standards. D'autres essais en traction-torsion sur des tubes en nylon et en Polyméthylméthacrylate (PMMA) amorphes ont été réalisés [46]. Récemment, des travaux sur l'époxy, le polyéthylène et le polypropylène en chargement biaxial se sont basées sur des essais de traction combinée à une pression interne sur des tubes creux [47, 48]. Ils étudient le comportement au seuil de plasticité et à la rupture de ces matériaux, et l'effet de certains paramètres tel que la température et le taux de déformation. Pour déterminer l'effet de la longueur des chaînes macromoléculaires sur la réponse mécanique en grandes déformations, Hillmansen et al. [49] ont examiné quatre types de PEHD avec différentes masses moléculaires (figure I-18). Lorsque la masse molaire augmente, la contrainte seuil diminue. La cristallinité a également une influence sur le seuil de plasticité.

En effet, plus le matériau est cristallin, plus la limite d'élasticité est élevée, ce qui est cohérent avec le fait que l'augmentation de la masse moléculaire conduit à une diminution de la cristallinité. A l'inverse, en grandes déformations, le durcissement augmente avec la masse moléculaire.

En traction, la plupart des résultats expérimentaux sur la déformation volumique pour différents grades de PE (figure I-19) montrent que la phase visco-élastique s'accompagne d'une légère augmentation de volume. L'écoulement plastique débute par, soit une densification, soit par une légère augmentation de la variation volumique. Pour le PE, le volume mesuré pour de faibles déformations ( $< 30\%$ ) est inférieur au volume initial  $> 10\%$  [51, 52, 53]. Pour des déformations plus importantes, la déformation plastique de tous les matériaux testés s'accompagne d'une dilatation plus ou moins grande amplitude selon les cas. Pour certains

polymères, on observe que le durcissement s'accélère brusquement à partir d'une déformation seuil. Au-delà de ce point d'inflexion, le volume diminue jusqu'à la rupture [54].

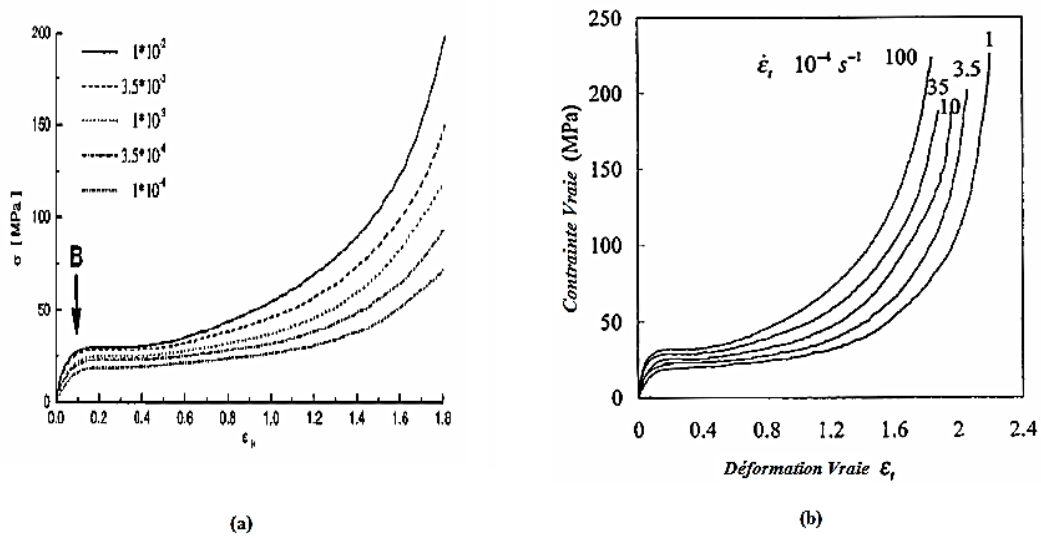


Figure I-18 Influence de la vitesse de déformation (à la température ambiante) sur la loi de comportement du PEHD déformé en traction : (a) résultats de Hobeika et al [50], (b) résultats de Hillmansen et al [49].

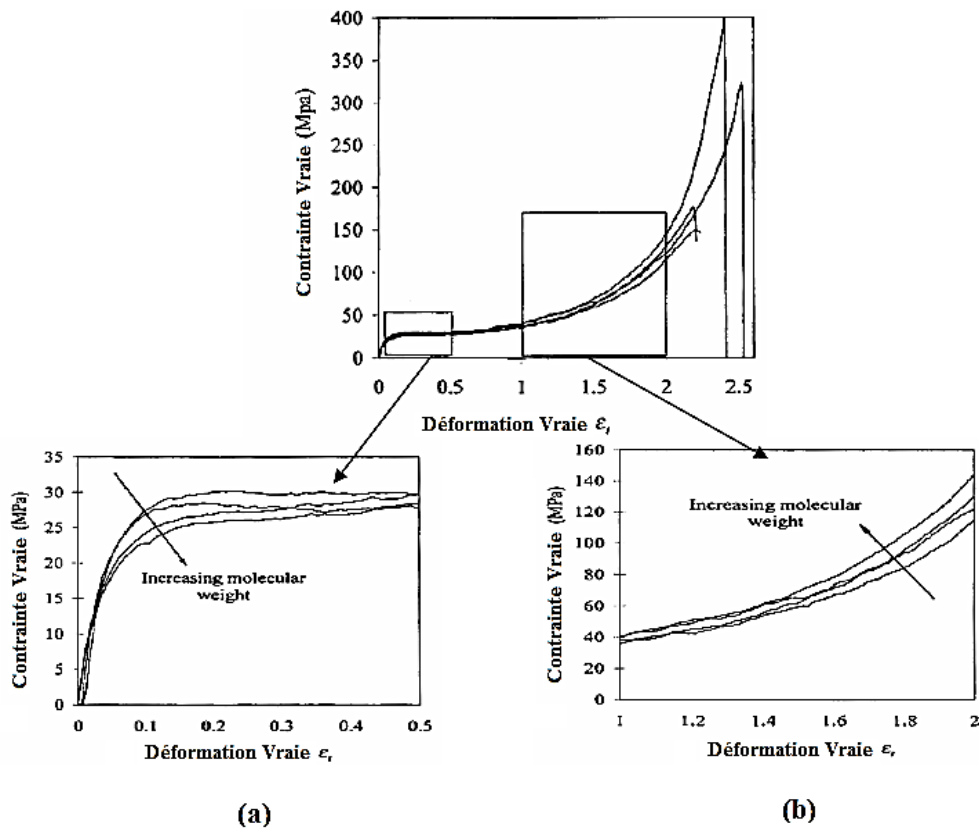


Figure I-19 Effet de la masse moléculaire sur la loi de comportement du PEHD déformé en traction : (a) et (b) vues agrandies (Hillmansen et al [24]).

Pour le PEHD, on évoque quatre mécanismes microscopiques rentrant en compétition pour contrôler la déformation volumique : l'expansion élastique ( $\Delta V > 0$ ), la compaction des chaînes amorphes ( $\Delta V < 0$ ), la destruction de l'ordre cristallin (perte de cristallinité) ( $\Delta V > 0$ ) et la cavitation ( $\Delta V > 0$ ).

L'expansion élastique est due à l'action de la contrainte hydrostatique sur les liaisons de van der Waals et est reliée au coefficient de Poisson. Cet effet diminue d'intensité lorsque l'énergie de ces liaisons diminue [55, 56]. La compaction de la phase amorphe est provoquée par la diminution de la distance intermoléculaire amorphe, tandis que les chaînes sont étirées et orientées entre les lamelles cristallines dans les sphéricités déformés [52, 57]. La destruction de l'ordre cristallin commence par l'activation de la fragmentation progressive des cristallites, ce qui génère un transfert des chaînes cristallines vers les amas amorphes [58]. Quant aux mécanismes de cavitation, ils seraient la cause principale de l'augmentation du volume en grandes déformations. La cavitation commence dans les zones périphériques des sphérolites et continue par multiplication croissance et coalescence des microvides au cours de la microfibrillation [59, 60, 61, 62].

L'effet de la température et de la vitesse de déformation sur l'évolution de la variation volumique est mis en évidence par Addiego. F. [53], Cangemi. L. et al [63]. Des essais de traction et de fluage ont montré que ces effets varient d'un matériau à l'autre [64, 65], mais d'une manière générale en grandes déformations. On peut noter que lorsque la température décroît ou la vitesse de déformation augmente, la déformation volumique augmente (figure I-20).

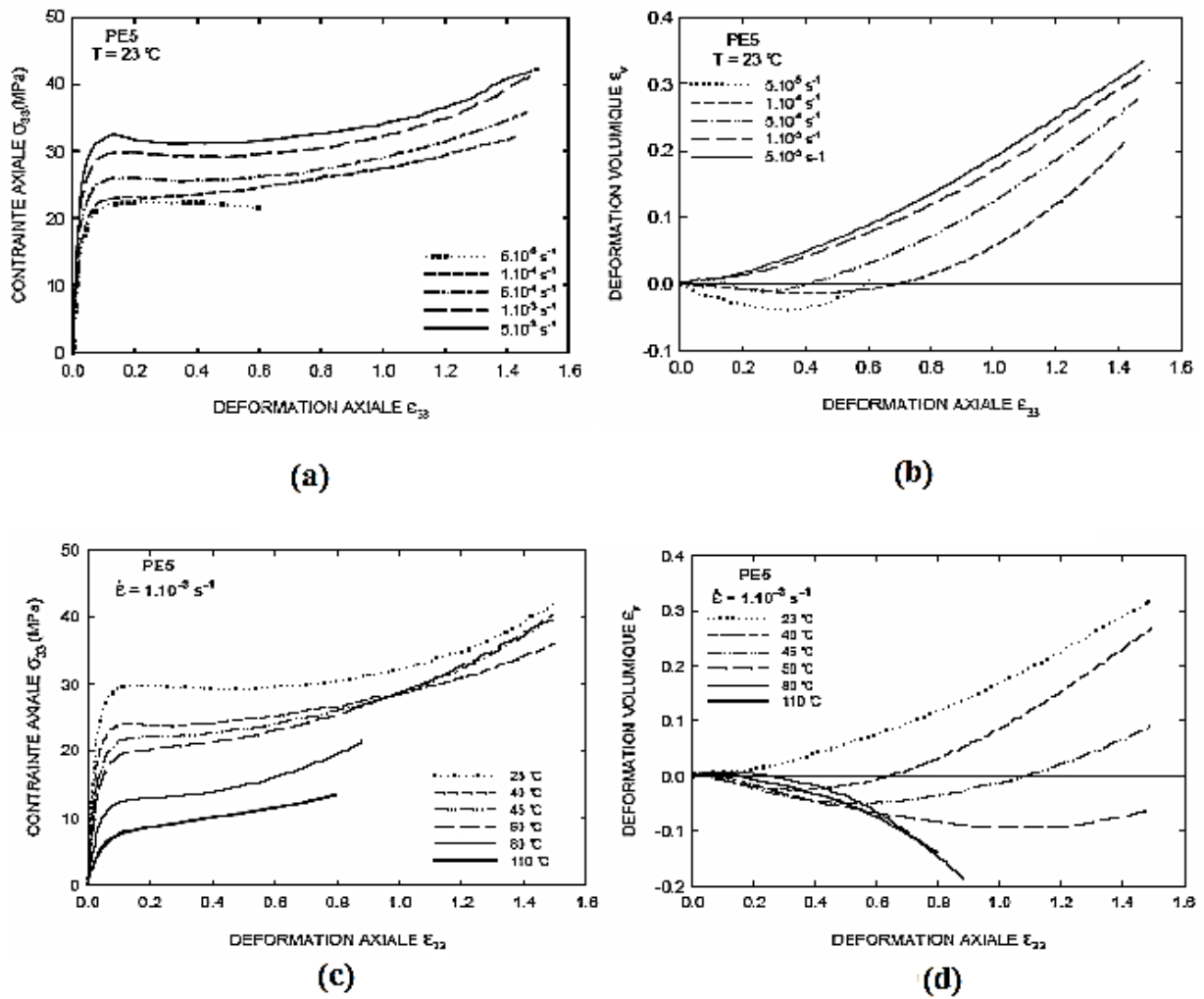


Figure I-20 Influence de la vitesse de déformation,

(a) et (b), et de la température, (c) et (d), sur la loi de comportement et la variation de volume du PEHD déformé en traction [53].

## I.2 Technique de soudage par fusion bout à bout

Parmi les techniques d'assemblage des tubes en polyéthylène destinés au transport et à la distribution du gaz naturel, on trouve la technique de soudage bout à bout qui consiste à faire fondre les extrémités de deux tubes au moyen d'une plaque chauffante appelée miroir. Ce procédé consiste à faire fondre la matière au niveau de la surface à souder (figure I-21), à mettre en contact les parties fondues pour en assurer le mélange intime et à laisser refroidir l'assemblage ainsi constitué. A l'état fondu, les chaînes de polyéthylène des deux tubes mis en contact s'interpénètrent et en se solidifiant se figent dans cet état, procurant ainsi à la soudure une certaine solidité.

Le soudage bout à bout est une technique simple à mettre en œuvre et peu coûteuse (car pas d'apport de matière supplémentaire) permettant d'assembler des tubes de diamètres très variés allant de 25 à 1200 mm. Actuellement, le soudage bout à bout est très utilisé pour assembler les tubes constituant les canalisations d'eau de gros diamètre mais beaucoup moins dans le cas du gaz naturel pour des raisons essentiellement économiques du fait de la gamme des diamètres utilisés généralement inférieurs à 200 mm voire 160 mm mais également pour des raisons de sécurité.

En effet, ce procédé est plus ou moins bien maîtrisé actuellement et les normes de sécurité en termes de gaz naturel sont, pour des raisons évidentes, beaucoup plus sévères que pour l'eau. Les soudures sont caractérisées par l'apparition d'un bourrelet, ou cordon de soudure, au niveau du plan de soudage qui résulte de l'éjection latérale de la matière fondue formée à l'extrémité des tubes (figure I-22). Sa forme est utilisée généralement pour donner une première indication visuelle de la qualité de la soudure.



Figure I-21 Technique d'assemblage des tubes par fusion bout à bout.

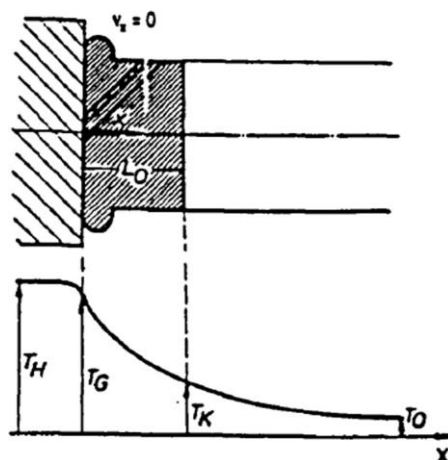


Figure I-22 Schéma de la formation du bourrelet au contact du miroir chauffant.

Le choix du polyéthylène (PE) pour la fabrication des tubes de distribution du gaz découle des nombreux avantages technico-économiques procurés par ce matériau. Le PE est un matériau léger, ce qui facilite les opérations de manutention et de mise en œuvre sur le terrain. Il possède une bonne résistance à la corrosion, quelle que soit les conditions au sol, ce qui permet d'éviter les surcoûts dus à l'application d'une protection passive ou active. De plus, les systèmes en PE supportent les effets des mouvements du sol dus aux instabilités et aux grandes variations de température. Du fait de leur bonne résistance à la fissuration, les canalisations en PE présentent un degré de fiabilité élevé dans des conditions d'utilisation normale. Dans ces conditions 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 [66, 67].

La consolidation par fusion, ou le soudage, est une technique largement utilisée dans l'industrie des thermoplastiques grâce à laquelle la tenue mécanique de la soudure peut approcher celle des matériaux initiaux. Les techniques de soudage peuvent être classées selon le moyen employé pour fournir de la chaleur. Ageorges et al [68], dans sa revue sur la consolidation par fusion des composites à matrice thermoplastique, propose la classification donnée en tableau I-1. Les techniques de chauffage volumique pour réaliser une co-consolidation peuvent être l'autoclave, le moulage par compression ou le formage avec diaphragme. Le principe de ces techniques est de mettre en contact sous pression les deux parties à assembler et à les maintenir à une température constante. La co-consolidation est une méthode de soudage quasi-idéale car aucun matériau étranger n'est introduit à l'interface et la zone soudée doit pouvoir atteindre la même résistance mécanique que le matériau initial. Cependant, étant donné que toute la pièce est chauffée au-dessus de la température de fusion, cette technique nécessite un outillage complexe pour maintenir la pression sur toute la pièce et éviter la déconsolidation. L'ajout de colles à chaud ou d'un film amorphe peut également être utilisé. La technique qui consiste à introduire avant la consolidation un film thermoplastique amorphe pour souder deux parties semi-cristallines peut permettre une bonne consolidation sans dépasser la température de fusion du matériau semi-cristallin.



Consolidation par fusion			
Chauffage en volume	Chauffage par friction	Chauffage électromagnétique	Soudage en deux temps
- Co-consolidation	- Soudage par rotation	-Soudage par induction	-Plaques chauffantes
- Adhésifs à chaud	- Soudage par vibration	-Chauffage micro-ondes	-Gaz chaud
- Assemblage avec film amorphe	- Soudage ultra-sons	-Chauffage diélectrique	-Source rayonnante (Infra-rouge, laser)
		-Soudage avec résistance	

Tableau I-1 Techniques de soudage par fusion [68].

### I.2.1 Les étapes principales du soudage par fusion bout à bout

Le soudage par fusion bout à bout des tuyaux en thermoplastique est une technique qui est effectuée en quatre phases successives tout en contrôlant les intervalles de temps et les pressions appliquées (figures I-23). Les quatre étapes bien représentées sur un diagramme temps – pression - température (figures I-24), se trouvent dans la plupart des études du procédé. Les surfaces de soudage (surfaces de contact) sont préparées conformément aux procédures standard pour assurer une jonction finale définitive de deux segments de tuyau [69, 70].

#### **Phase A** : Egalisation

Cette étape a pour objectif de s'assurer que la totalité de la surface du tube est en contact avec le miroir chauffant. Les deux pièces à souder sont plaquées contre le miroir avec une certaine pression (0,18 MPa). Cette étape dure quelques secondes, le temps qu'une fine couche de polymère ait le temps de fondre. C'est ici que le cordon de soudure commence à se former.

#### **Phase B** : Chauffage

Les deux tubes sont laissés en contact avec le miroir mais la pression appliquée est très faible, de l'ordre de 0,01 MPa, afin de s'assurer que les tubes restent en contact avec le miroir. Cette étape a pour but l'élargissement de la couche de polymère fondu, nécessaire au soudage. Le chauffage se termine lorsque l'on considère que l'épaisseur de polymère fondu obtenue est suffisante pour former une soudure de bonne qualité.

#### **Phase C** : Retrait du miroir

Les tubes sont écartés du miroir afin de pouvoir le retirer. Sa durée doit être la plus courte possible pour limiter l'écoulement et le refroidissement du polymère fondu en contact avec l'air ambiant.

#### **Phase D** : Soudage

C'est la dernière étape durant laquelle les deux tubes sont plaqués l'un contre l'autre avec une certaine pression que l'on maintient jusqu'à ce que la soudure se solidifie. Durant cette étape, la matière s'écoule latéralement donnant la forme définitive du bourrelet.

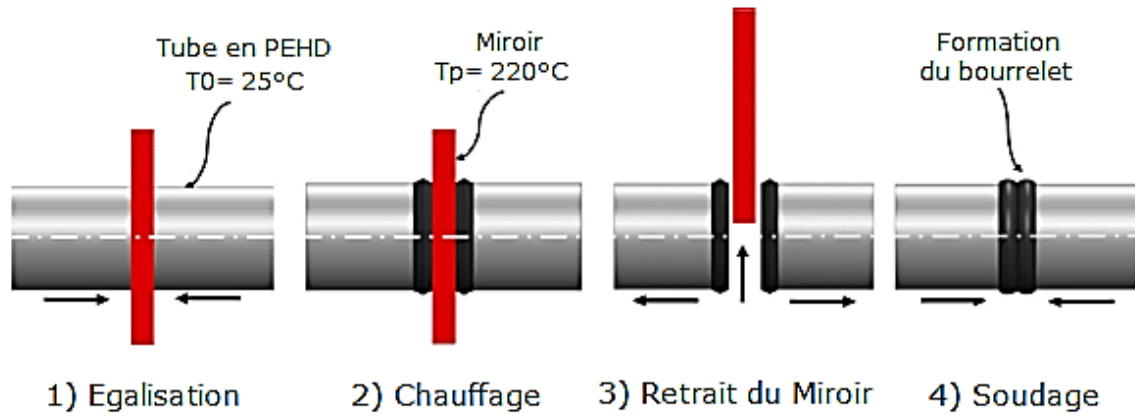


Figure I-23 Les étapes de soudage par fusion bout à bout.

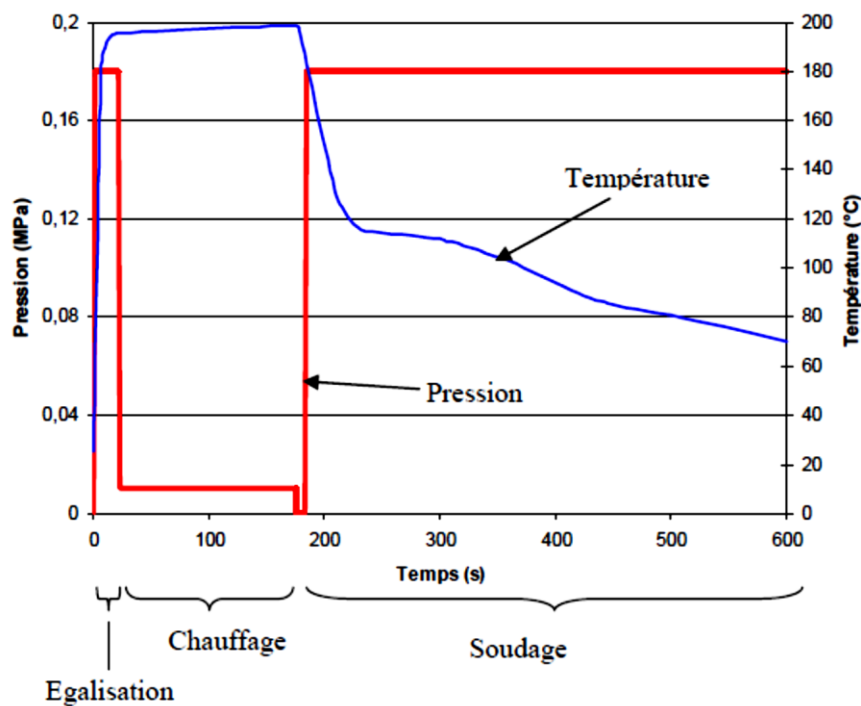


Figure I-24 Diagramme temps-pression- température.

### I.2.2 La formation du bourrelet de soudure

L'allure des bourrelets formés au cours du procédé de soudage bout à bout joue un rôle très important dans l'analyse du procédé. En effet, les bourrelets sont les conséquences de l'ensemble des conditions aux limites imposées sur le tube (température, pression,...) et ils peuvent donc être utilisés pour caractériser visuellement la soudure.

Ainsi, les bourrelets obtenus avec différentes conditions de soudage ont été découpés puis polis de façon à pouvoir observer leurs formes. Par ailleurs ces coupes permettent de mesurer la

largeur et la hauteur caractéristiques des cordons de soudure. La figure I-25 représente les principales dimensions d'un bourrelet soudé bout à bout selon la norme ASTM F2620-13 [71].

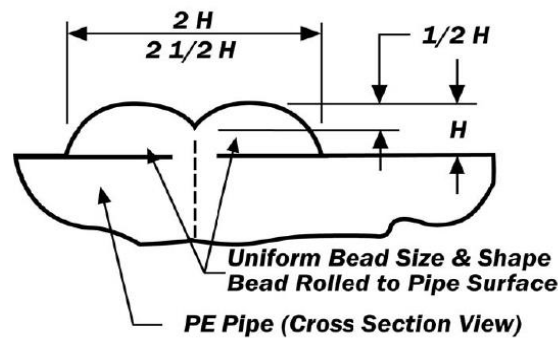


Figure I-25 Illustration schématique pour soudage bout à bout [71].

### I.2.3 Théorie de soudage par fusion bout à bout

Potent. H [72], après la prise en considération du mécanisme théorique de la théorie de diffusion et la théorie de contact viscoélastique de deux tubes en polyéthylène à haut densité (PEHD) pour expliquer l'adhésion du polymère, décrit mathématiquement le processus de soudure par fusion bout à bout en terme de vitesse du flux de chaleur.

En supposant que la résistance de la soudure par fusion bout à bout  $\sigma$  dépend de trois paramètres : la diffusion ( $\sigma_D$ ), la relaxation de contrainte ( $\sigma_R$ ) et la vitesse du flux de chaleur ( $\sigma_{f1}$ ) On a :

$$\sigma = \sigma_D + \sigma_R + \sigma_{f1} \quad (1)$$

$\sigma$  : La résistance de la soudure [MPa] ;

$\sigma_D$  : La diffusion [ $\text{mm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$ ] ;

$\sigma_R$  : La contrainte de relaxation [MPa] ;

$\sigma_{f1}$  : Vitesse du flux de chaleur [ $\text{W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{s}^{-1}$ ].

La résistance de la soudure dépend seulement de la vitesse du flux de chaleur, c'est-à-dire qu'on a besoin d'optimiser la vitesse du flux de chaleur afin d'obtenir une grande résistance de soudure puisque tous les paramètres de soudure sont contenus dans la vitesse de flux de chaleur. En considérant le processus de soudure pour inclure deux phases de temps distincts.

1. Phase de chauffage (ou exposition à la chaleur) ;
2. Phase de soudage.

Sachant que la vitesse du flux de chaleur est une dérivée, on montre que la phase d'exposition à la chaleur peut être représentée par :

$$\frac{T_{f1} - T_u}{T_h - T_u} = \operatorname{erfc} \frac{L_0}{2\sqrt{at_E}} \quad (2)$$

$T_u$  : Température ambiante [C°] ;

$T_h$  : Température du Miroir (plaque chauffante) [C°] ;

$T_{f1}$  : Température du flux [C°] ;

$L_0$  : Epaisseur de la zone fondue [mm] ;

$t_E$  : Temps totale de chauffage [s] ;

$a$  : Diffusivité thermique [m<sup>2</sup>.s<sup>-1</sup>] ;

Donc :

Si on pose :

$$A = \frac{T_{f1} - T_u}{T_h - T_u} \quad (3)$$

et :

$$B = \frac{L_0}{2\sqrt{at_E}} \quad (4)$$

L'équation (5) devient :

$$L_0 = 2B\sqrt{at_E} \quad (5)$$

Pour le processus de soudage par fusion bout à bout en considérant le champ de vitesse comme démontré en figure I-26, la vitesse moyenne est fonction de la chaleur de la zone fondue et la pression de soudure ( $P_f$ ).

$$V_{m2} = \frac{8.P_f.L_0^2}{\pi.n_m.t} \quad (6)$$

Où  $V_{m2}$  : Vitesse moyenne du flux [W.m<sup>-1</sup>s<sup>-1</sup>] ;

$n_m$  : Viscosité apparente prise en moyenne de la coupe transversale [Pa. s] ;

$t$  : Epaisseur de la paroi [mm].

En remplaçant la vitesse du flux chaleur (Eq. 5) on obtient :

$$V_{m2} = \frac{32.a.B^2.P_f.t_E}{\pi.n_m.t} \quad (7)$$

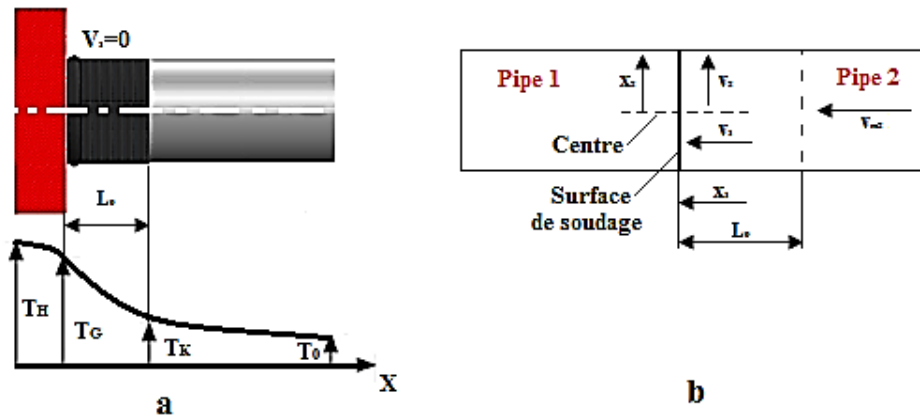


Figure I-26 Considération du champ de la vitesse moyenne dans une pipe soudée.

Notons que dans l'équation (7) tous les paramètres de soudure sont combinés.

Pour prouver la validité de l'équation (7), il faut tracer la courbe de la durée de vie d'une rupture en fonction de la vitesse moyenne du flux de chaleur pour une soudure par fusion bout à bout de polyéthylène comme indiqué en figure I-27. Potente. H [72] énonce que si la vitesse du flux de chaleur est limitative, la défactorisation ne se produit pas dans la soudure mais elle commence dans le matériau de base ou émane une concentration de contrainte.

Brinken. F. [73] a révisé deux théories : la théorie de diffusion et la théorie de contact viscoélastique. Voyutskii. S. S. [74] a dans ses études déterminé deux théories essentielles pour le soudage par fusion bout à bout : la théorie d'adhésion et la théorie du processus du flux de chaleur.

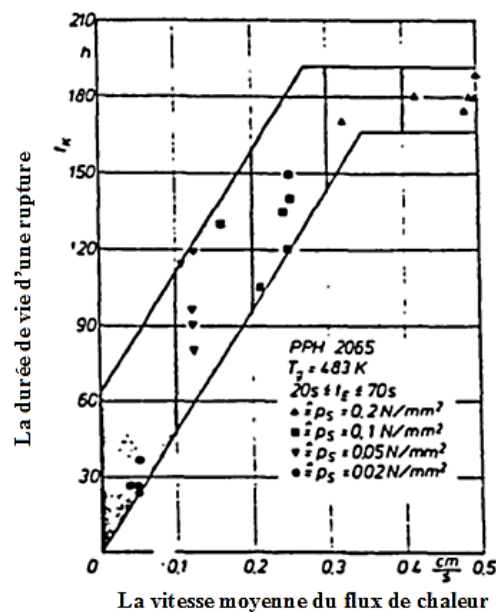


Figure I-27 Dépendance de performance de la durée de vie sur la vitesse moyenne du flux de chaleur pour polyéthylène aux différentes conditions de soudage.

En admettant la validité de toutes ces théories, Brinken. F. [73] a établi un ensemble de critères pour la compatibilité de différentes gammes (genres) polyéthylène. Il déclare que pour la technique de soudage par fusion bout à bout, il est nécessaire que les tuyaux joints ne diffèrent pas trop l'un de l'autre en diamètre et épaisseur et en cas d'une plus grande différence en diamètre et épaisseur, les tubes pourraient être joints en utilisant un grand temps de chauffage ce qui provoque un disfonctionnement dans les quatre phases de soudage et beaucoup plus la phase de chauffage.

Malguarnera. S. C et Earles. L. L. [75] semblent favoriser la théorie de diffusion. Ils croient que la puissance du bourrelet est influé directement sur le comportement mécanique du tube soudé, cette puissance signifie la ductilité de la partie fusionnée si les conditions de soudage sont correctement respectées.

La diffusion des segments moléculaires du bout d'un bourrelet de soudure est fortement affectée par la température et le temps de soudage.

#### **I.2.4 Microstructure du bourrelet de soudure**

Dans la littérature plusieurs recherches ont été effectuées en utilisant la technique de microscopie pour définir la structure du bourrelet de soudure, caractériser les éléments microstructurelles, identifier les différentes zones du bourrelet de soudure et accomplir les observations optiques de coupe de soudure dans un tuyau en PEHD. Burkin. V. E [76] relève une petite formation spherulitique structurelle dans le plan de soudure. Il résulte que les microstructures des différentes zones du bourrelet de soudure sont largement différentes (figure I-28). Une structure sphérolitique bien définie fut observée et il fut suggéré que l'hétérogénéité dans la structure près de la soudure peut affecter la résistance du bourrelet de soudure. Decourcy. D. R et Atkinson. J. R [77] [78] observèrent les éléments microstructurels d'une microsection de bourrelet de soudure bout à bout en utilisant des techniques combinées de microscopie à transmission optique et une égratignure à acide de chrome d'une section soudée (bourrelet) et ont aussi examiné la surface égratignée en SEM.

Les cinq zones microscopiques furent identifiées par une attaque chimique différentielle par l'acide chromique  $H_2CrO_4$  à l'intérieur de la petite région fondue. L'attaque différentielle fut expliquée par Barber. P et Atkinson. J. R [79, 80] en terme d'une fraction de poids moléculaire ou amorphe.

Barton. S. J. et cherry. B. W [81] appliquèrent les mêmes techniques que Barber. P. et Atkinson J. R [79, 80] pour étudier les composantes (éléments) morphologiques du bourrelet de soudure dans les tuyaux en polyéthylène PEHD. Ils considèrent aussi des méthodes alternatives d'égratignure et ils trouvèrent l'égratignure en vapeur de toluène pour 15 secondes, pour renforcer l'observation faite sans l'égratignure en acide chromique. Dans leur opinion, le degré d'attaque par le décapé dépend de l'angle des lignes de flux de chaleur.

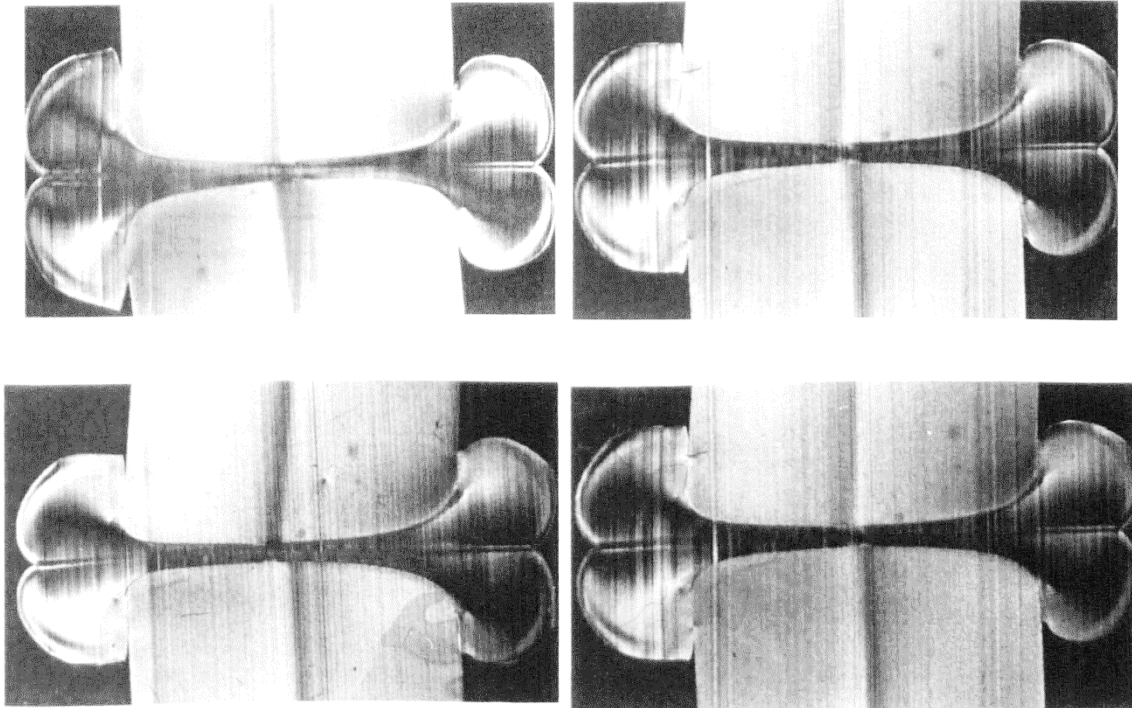


Figure I-28 Identification des zones du bourrelet en PEHD.

### **I.2.5 Soudage par fusion bout à bout qualité, contrôle et test**

**Test non destructif (NDT) :** Ce type de contrôle consiste à rechercher la présence éventuelle de défauts au sein du matériau. Le contrôle non destructif est appliqué souvent sur les bourrelets de soudure quel que soit le procédé de soudage utilisé, les contrôles non destructifs sont nécessaires pour qualifier les pièces à assembler.

**Contrôle visuel :** Un contrôle visuel de la baguette externe peut indiquer la qualité du joint de soudure mais ce n'est pas une garantie. La baguette doit être complètement uniforme autour de la circonférence et quantités égales forme de chaque limite du tuyau. L'inégalité est souvent causée par une préparation du joint mal faite. Cette technique est limitée en détectant ces

soudures qui ont une surface défectueuse telle qu'une fusion insuffisante, caractérisée par une baguette de soudure très petite.

L'évaluation par ce moyen est hautement dépendante de l'expérience du contrôleur car il est possible de produire des soudures qui apparaissent parfaitement satisfaisantes mais qui présentent une cassure facile demande fragile.

**Test destructif :** Afin de déterminer les conditions de soudure optimales pour obtenir des informations sur la pratique et/ou la fiabilité de la technique de soudage et un contrôle de qualité routinier. C'est une méthode de test qui donne une bonne différenciation et qui peut être accomplie rapidement. Le test destructif est un moyen convenable pour obtenir de telles informations. Deux types de méthodes de tests destructifs sont disponibles : Le test à court terme et le test à long terme.

**Test à court terme :** Test de traction ou résistance à la traction, il est l'un des tests appliqués à l'évaluation de matériau et le bourrelet de soudure. La préparation d'un échantillon est facile à accomplir, le test est moins cher et rapide. Dans le cas d'un tube à souder par fusion bout à bout, des échantillons longitudinaux sont pris de la région de soudure telle que cette dernière reste au milieu de l'échantillon. Un facteur de soudure ( $f$ ) est défini comme suit (79) :

$$f = \frac{\text{Force appliquée du matériau soudée}}{\text{Force appliquée du matériau de basse}} \quad (9)$$

Malguarnera. S. C et Earles. L. L [75] semblent favoriser l'essai de traction pour évaluer les conditions optimale de soudure. Les résultats rapportés en terme de facteurs de soudure ont montré qu'il n'y a pas de changement en ( $f$ ) dans l'intervalle de condition de soudure. Par exemple, la plus haute variation du facteur de soudure a été trouvée variant entre -89 et 95 pour une variation de température de soudure de 150°C à 250°C.

**Test à long terme :** pour les tubes en plastiques, la résistance à la pression interne de l'eau interne est utilisée comme test de contrôle de qualité.



### *Références bibliographiques*

- [1] H. Laib, O. Zouaoui., Thermo et photo dégradation de tuyaux en polyéthylène basse densité destinés à l'irrigation, Mémoire d'ingénieur-Septembre 2006. Université des Sciences et de la Technologie d'Oran Mohamed Boudiaf (USTO).
- [2] B. Wunderlich., *Macromolecular Physics*, vol.3, *crystal melting*, New York, Academic Press, 250, 1980.
- [3] J. M. Schultz., Microstructural aspects of failure in semicrystalline polymers, *Polymer engineering and science*, 24(10), 770-785, 1984.
- [4] Y. Tomita., Constitutive modeling of deformation behavior of glacy polymers ans applications, *International Journal of science*, 42, 1455-146, 2000.
- [5] B. Wunderlich., *Macromolecular Physics*, vol.1: *crystal structure*, morphology, defects, New York, Academic Press, 1973, 388 p.
- [6] C. W. Bunn., Crystal structure of long-chain normal paraffin hydrocarbons, "Shape" of the methylene group, *Transactions of the Faraday Society*, 35, 482-491, 1939.
- [7] F. Bustos., Cristallisation sous cisaillement du polyéthylène : Effets de l'architecture moléculaire, Thèse de doctorat, Lyon : Université Claude Bernard Lyon 1, 2004.
- [8] S. Rastogi, L. Kurelec, and P. J. Lemstra., Chain mobility in polymer systems: on the borderline between solid and melt and Crystal size influence in phase transition and sintering of ultrahigh molecular weight polyethylene via the mobile hexagonale phase, *Macromolecules*, 31(15), 5022-5031, 1998.
- [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] L. Hubert., Propriétés physiques et mécaniques du polyéthylène pour application tube en relation avec l'architecture moléculaire, Thèse de doctorat, Ecole doctorale matériaux de Lyon, Villeurbanne : INSA de Lyon, 143, 2001.
- [12] H. D. Keith and F. J. J. Padden., Deformation mechanisms in crystalline polymers, *Journal of polymer science*, 41, 525-528, 1959.
- [13] D. C. Bassett and A. M. Hodge., Morphology of melt-crystallized polyethylene, III. *Spherulitic organization*, Proceedings of the Royal Society of London, Series A: *Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, 377(1768), 61-71, 1981.

- [14] H. H. Kausch et al., Crazing in semicrystalline thermoplastics, *Journal of macromolecular science, part B-Physics*, B38 (5-6), 803-815, 1999.
- [15] K. Friedrich., Crazes and shear bands in semi-crystalline thermoplastics, *Advances in polymer science*, 52/53, 225-274, 1983.
- [16] H. D. Keith and F. J. J. Padden., The optical behavior of spherulites in crystalline polymers, Calculation of theoretical extinction patterns in spherulites with twisting crystalline orientation, *Journal of polymer science*, 39, 101-122, 1959.
- [17] C. Shen et al., Structural studies of crystalline linear polyethylenes as revealed by factor analysis of their Raman spectra, *Applied Spectroscopy*, 46(8), 1226-1230, 1992.
- [18] F. J. B. Calleja, A. Peterlin., Plastic deformation of polypropylene. VI. Mechanism and properties, *Journal of Macromolecular Science-Physics*, B4 (3), 519-540, 1970.
- [19] M. G. A. Tijssen, E. Van der Giessen, L. J. Sluysa., Simulation of mode I crack growth in polymers by crazing, *International Journal of Solids and Structures*, 37, 7307- 327, 2000.
- [20] S. Castagnet, J. L. Gacougnolle, P. Dang., Correlation between macroscopical viscoelastic behaviour and micromechanisms in strained a polyvinylidene fluoride (PVDF), *Materials Science and Engineering*, A276, 152-159, 2000.
- [21] 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.
- [22] L. Lin, A. S. Argon., Structure and plastic deformation of polyethylene, *Journal of Materials Science*, 29,294-323, 1994.
- [23] A. Dahoun., Comportement plastique et textures de déformation des polymères semicristallins en traction uniaxiale et en cisaillement, Thèse de Doctorat, Institut National Polytechnique de Lorraine, Science et génie des Matériaux, 1992.
- [24] C. G'Sell, A. Dahoun., Evolution of microstructure in semi-crystalline polymers under large plastic deformation, *Materials Science and Engineering*, A175, 183-199, 1994.
- [25] C. Fond, C. G'Sell., Localisation des déformations et mécanismes d'endommagements dans les polymères multiphasés, *Mécanique et industries*.3, 431-438, 2002.
- [26] J. Schultz., Polymer Materials Science, Prentice-Hill, *Englewood Cliffs, New Jersey*. 1974.
- [27] K. H. Nitta, M. Takayanagi., Role of Tie molecules in the Yielding Deformation of Isotactic Polypropylene, *Journal of Polymer Science, Part B: Polymer Physics*, 37, 357-368, 1999.

- [28] K. H. Nitta, M. Takayanagi., Tensile yield of isotactic polypropylene in terms of a lamellar-cluster model, *Journal of Polymer Science, Part B: Polymer Physics*, 38, 1037-1044, 2000.
- [29] N. Ning, W. Zhang, Y. Zhao, C. Tang, M. Yang, Q. Fu., Facilitating the formation of nanohybrid shish kebab structure in helical polymer systems by using carbon nanotube bundles, *Polymer*, 53(20-12), 4553-4559, 2012.
- [30] M. C. Kuo, J. S. Kuo, M. H. Yang, J. C. Huang., On the crystallization behavior of the nano-silica filled PEEK composites, *Materials Chemistry and Physics*, 123 (2-3), 471-480, 2010.
- [31] P. E. Reed, G. Q. Zhao., Structural deformation in polyethylene during cold-drawing, *Journal of Materials Science*, 17, 3327-3335, 1982.
- [32] V. Ferreiro, Y. Pennec, R. Séguéla, G. Coulon., Shear banding in polyamide 6 films as revealed by atomic force microscopy, *Polymer*, 41, 1561-1569, 2000.
- [33] M. Aboulfaraj, C. G'Sell , B. Ulrich, A. Dahoun., Insitu observation of the plastic deformation of polypropylene spherulites under uniaxial tension and simple shear in the scanning electron microscope, *Polymer*, 36, 731-742, 1995.
- [34] M. F. Butler, A. M. Donald., Deformation of spherulitic polyethylene thin films, *Journal of Materials Science*, 32, 3675-3685, 1997.
- [35] L. Dekock Roger, B. Gray Harry., Chemical structure and Bonding, University Science Books. 491, 1989.
- [36] H. Mao-Lin, A. Morsali, L. Aboutorabi., Lead (II) carboxylate supramolecular compounds: Coordination modes, structures and nano-structures aspects, *Coordination Chemistry Reviews*, 255 (23-24), 2821-2859, 2011.
- [37] P. Morgane., Synthèse et propriétés d'hétérostructures moléculaires de type multiferroïque à base d'analogues du Bleu de Prusse, *Sous la direction de Gacoin Thierry*, École Polytechnique, ParisTech, Mars 2012.
- [38] J. M. Haudin. Chapitre VIII : Microstructures des polymères, mms2.ensmp.fr
- [39] A. Peterlin., Molecular of drawing polyethylene and polypropylene, *Journal of Material Science*, 490-508, 1971.
- [40] G. Ayoub, F. Zairi, M. N. Abdelaziz, J. M. Gloaguen., Effects of crystal content on the mechanical behavior of polyethylene under finite strains: experiments and constitutive modellin international, *Journal of plasticity*, 2009.

- [41] J. Lai, A. Bakker., Analysis of the nonlinear creep of high-density polyethylene, *Journal of Polymer*, 93-99, 1995.
- [42] R. Hiss, S. Hobeika, C. Lynn, G. Strobl., Network stretching, Slip processes and fragmentation of crystallites during uniaxial drawing of polyethylene and related copolymers, *A comparative study, Macromolecules*, 32, 4390- 4403, 1999.
- [43] S. Hobeika, Y. Men, G. Strobl., Temperature and strain rate independence of critical strains in polyethylene and polyethylene-co-vinyl acetate, *Macromolecules*, 33, 1827-1833, 2000.
- [44] C. Zhang, I. D. Moore., Finite element modeling of inelastic deformation of ductile polymers, *Polymer engineering and science*, 414-420, 1997.
- [45] R. S. Kody, A. J. Lesser., Deformation and yield of epoxy networks in constrained states of stress, *Journal of Polymer science*, 32, 5637, 1997.
- [46] M. E. Tuttle, M. R. Semeliss., Wong. *Exp, Mechan*, March 1992.
- [47] N. E. Bekhet, D. C. Barton, G. Craggs., Biaxial yielding behavior of highly oriented polypropylene tube, *Journal of materials science*, 29, 4953, 1994.
- [48] H. Staudinger., Die Hochmolekularon Organischen Verbindungen, Kautschak und cellulose, The high- molecular organic compounds, rubber and cellulose, *Springer*, berlin, 1932.
- [49] S. Hillmansen, S. Hobeika, R. N. Haward, P. S. Leever., The effect of strain rate, temperature, and molecular mass on the tensile deformation of polyethylene, *Polym. Eng, Sci*, 40, 481- 489, 2000.
- [50] S. Hobeika, Y. Men, G. Strobl., Temperature and strain rate independence of critical strains in polyethylene and polyethylene-co-vinyl acetate, *Macromol*, 33, 1827-1833, 2000.
- [51] V. Gaucher-miri, C. Depecker, R. Seguela., Reversible strain induced order in the amorphous phase of a low-density ethylene/butane copolymer, *J. Polym. Sci, Part B: Polym, Phys*, 35, 2151-2159, 1997.
- [52] A. Pawlak., Cavitation during tensile deformation of high-density polyethylene, *Polym*, 48, 1397-1409, 2007.
- [53] F. Addiego., Caractérisation de la variation volumique du polyéthylène au cours de la déformation plastique en traction et en fluage, Thèse, INPL, 2006.
- [54] C. G'ssell, A. Dahoun, F. X. Royer, M. J. Philippe., Influence of the amorphous matrix on the plastic hardening at large strain of semi-crystalline polymers, *Model. Simul, Mater, Sci, Eng*, 7, 817-828, 1999.

- [55] S. I. Naqui, I. M. Robinson., Review, tensile dilatometric studies of deformation in polymeric materials and their composites, *J. Mater. Sci*, 28, 1421-1429, 1993.
- [56] C. B. Bucknall, D. Clayton., Rubber- Toughening of plastics, Part I: Creep mechanisms in HIPS, *J. Mater. Sci*, 7, 202-210, 1972.
- [57] Z. Bartczak, A. Galeski, A. S. Argon, R. E. Cohen., On the plastic deformation of the amorphous component in semi-crystalline polymers, *Polym*, 37, 2113-2123, 1996.
- [58] C. G'ssell, A. Dahoun., Evolution of microstructure in semi-crystalline polymers under large plastic deformation, *Mater. Sci. Eng*, A175, 183-199, 1994.
- [59] S. Castagnet, J. L. Gacougnolle, P. Dang., Correlation between macroscopical viscoelastic behaviour and micromechanisms in strained polyvinylidene fluoride (PVDF), *J. Mater. Sci. Eng*, A276, 152-159, 2000.
- [60] S. Castagnet, Y. Deburck., Relative influence of microstructure and microscopic triaxiality on cavitation damage in semi-crystalline polymer, *Mater. Sci. Eng*, A448, 56-66, 2006.
- [61] J. M. Gloaguen, J. M. Lefebvre., Plastic deformation behaviour of thermoplastic / clay nanocomposites, *Polym*, 42, 5841-5847, 2001.
- [62] B. Pukanszky, M. Van-es, F. H. J. Maurer, G. Vörös., Micromechanical deformations in particulate filled thermoplastics: volume strain measurements, *J. Mater. Sci*, 29, 2350-2358, 1994.
- [63] L. Cangemi, S. Elkoun, C. G'ssell, Y. Meimon., Volume strain changes of plasticized poly (vinylidene fluoride) during tensile and creep tests, *J. Appl. Polym. Sci*, 91, 1784-1791, 2004.
- [64] S. Elkoun, C. G'ssell, L. Cangemi, Y. Meimon., Characterization of volume strain of poly (vinylidene fluoride) under creep test, *J. Polym. Sci.*, Part B: Polym. Phys, 40, 1754-1759, 2002.
- [65] C. G'ssell, A. Dahoun, F.X. Royer, M.J. Philippe., Influence of the amorphous matrix on the plastic hardening at large strain of semi-crystalline polymers, *Model. Simul. Mater. Sci. Eng*, 7, 817-828, 1999.
- [66] J. Cazenave, R. Seguela, B. Sixou, Y. Germain., *Polymer*, 47, 3904-3914, 2006.
- [67] O. Hehn., Analyse expérimentale et simulation thermomécanique du soudage bout à bout de tubes de polyéthylène, Thèse, École des mines de Paris, 2006.

- [68] A. Pereira da Costa, E. C. Botelho, M. Leali Costa, N. N. Eiji, J. R. Tarpani., A Review of Welding Technologies for Thermoplastic Composites in Aerospace Applications, *J. Aerosp. Technol. Manag*, São José dos Campos, 3, 255-265, 2012.
- [69] BS ISO 4427-2 2007., British standard, Plastic piping system— polyethylene (PE) pipes and fittings for water supply—part 2: pipes, *www.spic.ir*.
- [70] ISO 12176-3 (2003)., Plastics pipes and fittings—equipment for fusion jointing polyethylene systems—part 1, Butt fusion.
- [71] ASTM F2620-13., Standard Practice for Heat Fusion Joining of Polyethylene Pipe and Fittings, Annual Book of ASTM Standards, Part 08.04, Plastic Pipe and Building Products.
- [72] H. Potente and K. Gabler., Weldability of dissimilar thermoplastics - experiments in heated tool welding, *J. of Adhesion*, 11, 145-163, 1980.
- [73] F., A. Brinken., theoretical approach to the practice problems of joining different PE grades, *Proceedings of the 5th International Conference on Plastic Pipes*, University of York, 25, 1982.
- [74] S. S. Voyutskii., Autohesion and adhesion of high polymers, New York: *Interscience Publishers*, xiv, 272, 1963.
- [75] S. C. Malguarnera and, L. L. Earles., The quality assurance of heat fused thermoplastic pipeline joints, *Proceedings of the 40th ANTEC conference*, San Francisco, USA, 279-282, 1982.
- [76] V. E. Bukin. , Structure of butt fused joints in polyethylene tubes, *Automatic Welding*, 25, 35-37, 1972.
- [77] D. R. Decourcy and J. R. Atkinson., The use of tensile tests to determine the optimum conditions for butt welding polyethylene pipes of different melt, flow index, *J. Material Science*, 12, 1535-1551, 1977.
- [78] J. R. Atkinson and D. R. Decourcy., Plastics and Rubber Processing and Application, *J. Material Science*, 1. (4), 287, 1981.
- [79] P. Barber and J. R. Atkinson., *J. Material Science*, 1 (7), 1131-1136, 1972.
- [80] P. Barber and J. R. Atkinson., *J. Material Science*, 1 (9), 1456, 1974.
- [81] Barton, S. J. and Cherry, B. W., Welding in the Eighties Proceeding 28th Nat. *Welding Cov, Neb*, Oct. 1980.

## **CHAPITRE II**

### **ETUDE EXPERIMENTALE**

*Le polyéthylène à haute densité (PEHD) est largement employé depuis de nombreuses années pour les canalisations des installations industrielles. La gamme de ces utilisations s'est étendue au bâtiment et travaux publics : transport du gaz, de l'eau, évacuation des eaux usées...*

*Le comportement mécanique des matériaux thermoplastiques semi cristallin tel que le polyéthylène à haute densité (PEHD) est déterminé à partir de la nature et de la structure de base des chaînes macromoléculaires. Les mécanismes de déformation de ce dernier matériau peuvent être très différents suivant la résistance à la rupture, la température et les conditions de sollicitation [1]. Par leur structure en chaînes macromoléculaires, ils manifestent un comportement viscoélastique. A basse température ou à grande vitesse de sollicitation, le polyéthylène à haute densité (PEHD) présente généralement un comportement de type fragile. Par contre, aux températures élevées ou aux faibles vitesses de sollicitation, leur comportement est plutôt de type ductile.*

*Parmi les procédés de consolidation des canalisations en polyéthylène à haute densité (PEHD), le soudage par fusion bout à bout est considéré comme une technique largement utilisée dans l'industrie des thermoplastiques grâce à laquelle le comportement mécanique de la soudure peut approcher celle le comportement mécanique de matériau de base.*

*Dans le chapitre précédent, nous avons fait dans un premier temps, un bref préambule sur l'influence du soudage par fusion bout à bout dans le domaine d'ingénierie. Cette partie est suivie par la description du procédé en question jusqu'à la problématique de la méthode de soudage.*

*Le principal objectif visé par ces travaux expérimentaux est d'étudier le comportement mécanique sous chargement en statique des deux types de pipe en polyéthylène à haute densité (PEHD) non soudées et soudées par la procédure de fusion bout à bout, de caractériser la partie fusionnée (Bourrelet) et de faire une comparaison et une estimation de la durabilité de la surface de contact des deux pipes assemblées. Pour ce faire, nous nous proposons de réaliser cette partie selon trois volets :*

- *Le premier volet est axé principalement sur la technique de soudage utilisée, les conditions et les paramètres de soudage choisis ainsi que la vérification de l'apparition d'un bourrelet de soudure au niveau du plan de soudage qui résulte de l'éjection latérale de la matière fondue formée à l'extrémité des pipes dont la forme est utilisée généralement pour donner une première indication visuelle de la qualité de la soudure par fusion bout à bout.*
- *Le deuxième volet est consacré à la caractérisation du comportement mécanique des pipes en polyéthylène à haute densité (PEHD) non soudées et soudées par la procédure de fusion bout à bout : deux séries d'essais sont étudiées, une série en traction sous sollicitations uniaxiales et une autre appelé **Nol Ring Test**, servant d'exemple de l'essai de pression hydrostatique capable de reproduire des contraintes circonférentielles comme celles rencontrées dans les conditions de service.*
- *Et dans le troisième volet nous avons évalué la résistance des différentes zones du bourrelet de soudage à l'aide d'essais de dureté shore D.*



**SOMMAIRE**

II.1 Présentation de la structure étudiée et expérimentation.....	43
II.1.1 Matériau utilisé.....	44
II.1.2 Caractérisation mécanique.....	45
II.1.2.1 Caractérisation statique : traction uniaxiale.....	45
II.1.2.2 Caractérisation statique : Nol Ring test.....	46
II.1.2.3 Géométrie des éprouvettes.....	46
II.1.2.4 Caractérisation statique : Essai de fissuration .....	49
II.1.2.5 Caractérisation statique : Essai de dureté Shore D .....	49
II.1.3 Caractérisation microstructurale.....	55
II.1.3.1 Essai de Microstructure .....	55
II.1.4 Détermination des contraintes vraies et déformations vraies .....	56
II.2 Analyse et interprétations des résultats.....	56
II.2.1 Essai de traction uniaxiale.....	56
II.2.2 Courbes Vraies.....	60
II.2.3 Essai de Nol Ring test.....	63
II.2.4 Essai de fissuration .....	66
II.2.5 Essai de dureté Shore D.....	69
II.2.6 Essai de Microstructure .....	88
Références bibliographiques.....	90

## II.1 Présentation de la structure étudiée et expérimentation

L'utilisation du soudage bout à bout est adoptée comme un processus d'assemblage des pipes en polyéthylène à haute densité (PEHD) de différents diamètres ( $D_i$ ) pour transporter le gaz ou l'eau et cela dépend des conditions du soudage.

Divers auteurs Anahi P, D, C et al [2] ont proposé la classification de la consolidation par fusion des composites à matrice thermoplastique et plusieurs travaux ont été réalisés pour étudier la simulation de grandes déformations dans les polymères. Neale et Tugcu [3] ont effectué une analyse FEM d'une éprouvette de traction cylindrique dont le but est d'étudier la déformation dans le polyéthylène à haute densité (PEHD) de manière approfondie aux niveaux microscopique et macroscopique. Zhang et Ben Jar [4] ont utilisé une approche hybride phénoménologique basée sur des essais expérimentaux et simulation de FE pour modéliser la déformation et la fracture ductile d'échantillons annulaires préparés à partir d'un tube en polymère commercial. Ils ont mis en évidence l'effet de la vitesse d'évolution des dommages sur le comportement de déformation et de rupture d'un échantillon de tube en polymère.

Les structures utilisées dans notre étude sont deux tubes en polyéthylène à haute densité (PEHD) soudés par la technique de soudage par fusion bout à bout (la section I.2 du chapitre 1) qui sont utilisés dans la distribution de l'eau potable en Algérie, fourni par la société Algérienne STPM CHIALI SIDI BEL ABBES.

Nous avons utilisé deux différents tubes lisses : l'un de diamètre 315 mm, 28.2 mm d'épaisseur et 300 mm de longueur. L'autre de diamètre 125 mm, 12.5 mm d'épaisseur et 300 mm de longueur. Le bourrelet de soudure utilisé dans la suite de l'étude a été soudé par une machine à plaque chauffante dite miroir dans une société privée spécialisée dans le raccordement de conduites d'eau potable à Sidi Bel Abbés selon la norme ASTM F2620-13 [5].



Figure II-1 Tube soudé.

### II.1.1 Matériau utilisé

Le matériau utilisé dans cette étude est le polyéthylène à haute densité (PEHD). C'est un thermoplastique semi cristallin largement utilisé dans les applications d'ingénierie telle que les conduites et appareils à pression. Ce type de matériau suscite l'intérêt de la recherche et de l'industrie pour ses propriétés mécaniques remarquables. Le PEHD utilisé est qualifié de polymère « à haute densité » grâce à ses propriétés mécaniques élevées. Ce type de matériau confère un grand module d'élasticité et une grande résistance à la traction comparée à de nombreux polymères thermoplastiques. De plus, sa dureté est relativement élevée et supérieure à celle des autres polymères.

Dans leur diverses recherches Butler et Donald, Butler et al et Aboulfaraj et al [6, 7, 8] ont examinés la structure microscopique et les processus de déformation plastique de films minces du polyéthylène à haute densité (PEHD) (figure II-2).

Le matériau utilisé a été fabriqué dans un temps sous forme de granules importé par la société STPM CHIALI située à Sidi Bel Abbés (ALGERIE) [9]. Il a été ensuite extrudé afin de fabriquer des tubes de différents diamètres. Les conditions d'extrusion sont déterminées afin de garantir un refroidissement le plus homogène possible.

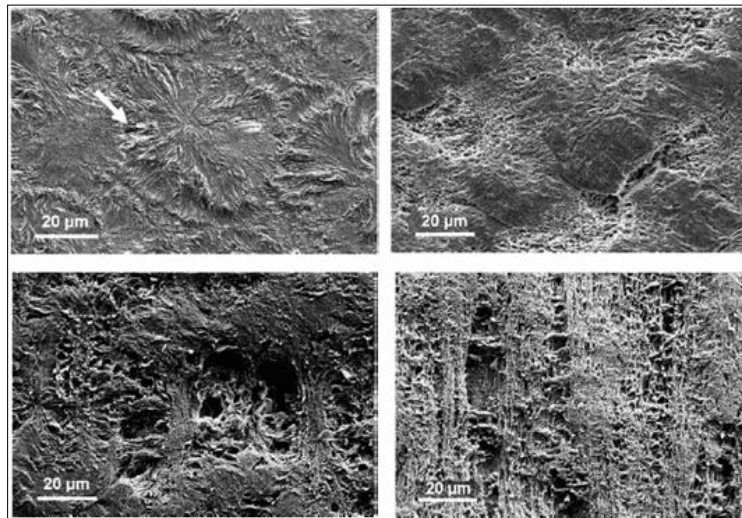


Figure II-2 Observation de la formation de défauts microstructuraux par MEB dans le PEHD.

Ce matériau est conçu pour travailler à une pression de 4 bars. Les spécifications techniques, physiques et chimiques du matériau sont regroupées dans le tableau II-1.

Masse volumique	930 Kg/m <sup>3</sup>
Masse molaire moyenne Mw	310000 (g/mole)
Taux de cristallinité Xc	74 %
Température de fusion Tf	203 °C
Indice de fluidité	0,2 – 1 ; 4g/10 (min)
Noire de carbone	2- 2,5 %

Tableau II-1 Caractéristiques du PEHD étudié.

Dans notre étude, les tubes en Polyéthylène à haute densité (PEHD) sont soudés par des conditions proposées par nous-même tel que la température de fusion et la force de pression qui sont définis au tableau II-2. Nous avons réalisé deux essais pour chaque cas et pour les mêmes vitesses d'étirage ( $V_e$ ). La température de tous les essais égale à l'ambiante ( $T_a \approx 23^\circ\text{C}$ ), le rapport des dimensions nominales SDR des tubes (diamètre et épaisseur) est constant. Cette constante est déterminée par :

$$SDR = \frac{D_e}{e} \quad (1)$$

Epaisseur de paroi (mm) et étape de soudure										
Article (mm)	PN	Epaisseur (mm)	Température (°C)	Etape 1		Etape 2		Etape 3		SDR
				Bar		Bar	Min	Bar	Min	
De= 315	16	28.2 * 29.2	203	66	3	9	5	66	35	11
De= 125		11.4 * 12.5	212	10	1.5	1	2	10	15	10

Tableau II-2 Les paramètres de soudage bout à bout.

## II.1.2 Caractérisation mécanique

### II.1.2.1 Caractérisation statique : traction uniaxiale

L'essai de traction uniaxiale est un essai simple à mettre en œuvre. Il consiste à soumettre une éprouvette du matériau à une traction et à mesurer l'allongement correspondant à une force  $F$  appliquée. Sa simplicité ainsi que l'existence de techniques poussées nécessitent une instrumentation riche. En raison de son dépouillement simple, il permet d'établir des lois de comportement fiables et par conséquent permet d'accéder aux caractéristiques du matériau tel que le module d'Young, la contrainte au seuil d'écoulement et la contrainte à la rupture. En outre, il présente une reproductibilité remarquable [10, 11].

### II.1.2.2 Caractérisation statique : Nol Ring test

L'essai de Nol Ring est un essai qui permet d'identifier les tubes endommagés et de classifier la dégradation du PEHD. Les travaux de R. Joselin et al [12] ont confirmé l'efficacité et l'adéquation de cette technique et ont démontré que l'utilisation de l'essai Nol Ring test permet de reproduire des contraintes proches de la réalité.

Ce type d'essais nécessite deux demi-disques et deux axes de fixation. En littérature M. Tarek et al [13] sont parmi les premiers qui ont utilisé ce type d'essais pour étudier l'effet de la géométrie de l'éprouvette sur les propriétés mécaniques des pipes en PEHD. M. A. Bouchelarm et al [14] ont réalisé un dispositif Nol ring test selon la norme ASTM D2290 [15] et ont réalisé des essais expérimentaux pour étudier les ruptures du PEHD.

Notre étude se basera donc sur les mêmes travaux sus-cités mais sur des tubes en PEHD soudés par la technique de soudage par fusion bout à bout pour étudier la rupture de la partie bourrelet de soudure. Pour cela on utilise des demi-disques différents de ceux utilisés par M. A. Bouchelarm et al [14] ( $D_0 = 100$  mm), puisque notre travail se fait sur des tubes soudés qui nécessite des demi-disques de diamètre ( $D_0 = 95$  mm).

### II.1.2.3 Géométries des éprouvettes

Pour caractériser le comportement mécanique du matériau étudié deux types d'essais sont utilisés : L'un sur des éprouvettes en forme d'haltère du type IV (figure II-3) et l'autre sur des éprouvettes sous forme d'anneaux (figure II-4).

Les éprouvettes en forme d'haltère du type IV ont les dimensions suivants (tableau II-3) :

T (mm)	Wc (mm)	L (mm)	W <sub>0</sub> (mm)	L <sub>0</sub> (mm)	G (mm)	D (mm)	R <sub>0</sub> (mm)	R (mm)
6	6	33	19	100	25	65	25	14

Tableau II-3 Les dimensions des éprouvettes du type IV.

Epaisseur (T) ; Largeur de la section étroite (Wc) ; Longueur de la section étroite (L) ; largeur (W<sub>0</sub>) ; longueur (L<sub>0</sub>) ; longueur de calibrage (G) ; Distance entre les pinces (D), rayon extérieur (R<sub>0</sub>) ; rayon intérieur (R).

Les éprouvettes ont été prélevées à partir du tube en PEHD soudé par fusion bout à bout parallèlement à la direction d'extrusion par découpe jet d'eau au niveau de la société privée. Les dimensions des éprouvettes d'haltère du type IV sont prises selon la norme ASTM D638-

03 [16]. Les essais de traction sur ce type d'éprouvettes ont été effectués à l'aide d'une machine de type Zwick/ Roell d'une capacité de 20KN (figure II-5) [17].

Les éprouvettes sous forme d'anneaux d'épaisseur  $t = 12.5$  mm, de diamètre intérieur  $D_0 = 100$  mm et de largeur  $W = 12$  mm, ont été découpées directement des tubes en PEHD soudés par fusion bout à bout avec les mêmes spécifications pour déterminer les propriétés mécaniques. Une attention particulière a été prise pour s'assurer que les éprouvettes sont préparées de façon identique. Les anneaux utilisés répondent à la norme ASTM D2290 [15]. Les principales dimensions sont données dans la figure II-4. Les essais de Nol Ring sur des éprouvettes sous forme d'anneaux ont été effectués avec une machine de fatigue servo-hydraulique de type INSTRON 8516 d'une capacité de 100 KN (figure II-6) [18]. Pour réaliser ce type d'essais, un dispositif appelé dispositif Nol ring a été réalisé par M. A. Bouchelarm, M. A. Kourat et M. Mazari [19].

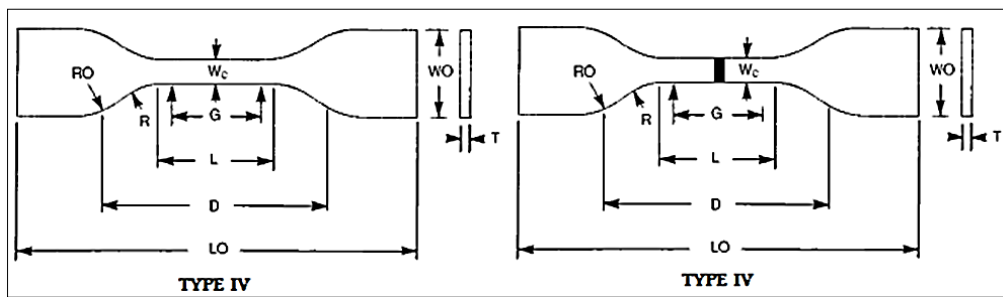


Figure II-3 Géométrie des éprouvettes plates.

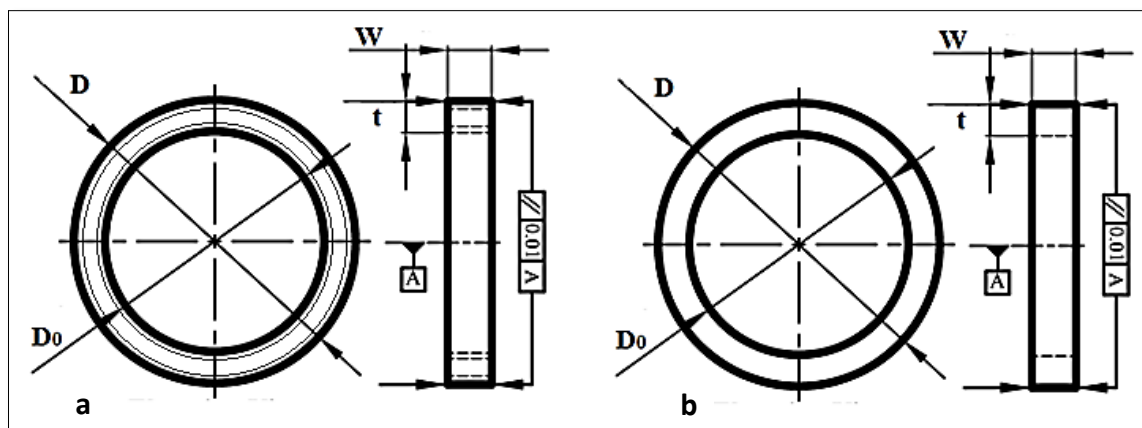


Figure II-4 Géométrie des éprouvettes sous forme d'anneaux.  
a) Eprouvette soudée b) Non soudée.

Pour chaque type d'éprouvette, nous avons réalisé deux essais pour les mêmes vitesses de déplacement  $V_e = 10$  et  $50$  mm/min pour nous assurer de la reproductibilité des mesures. La température de tous les essais est égale à l'ambiante  $T_a \approx 23^\circ\text{C}$ . Afin d'étudier l'effet de la vitesse de déplacement sur le comportement du PEHD, les mêmes essais ont été effectués sur des éprouvettes soudées par fusion bout à bout.

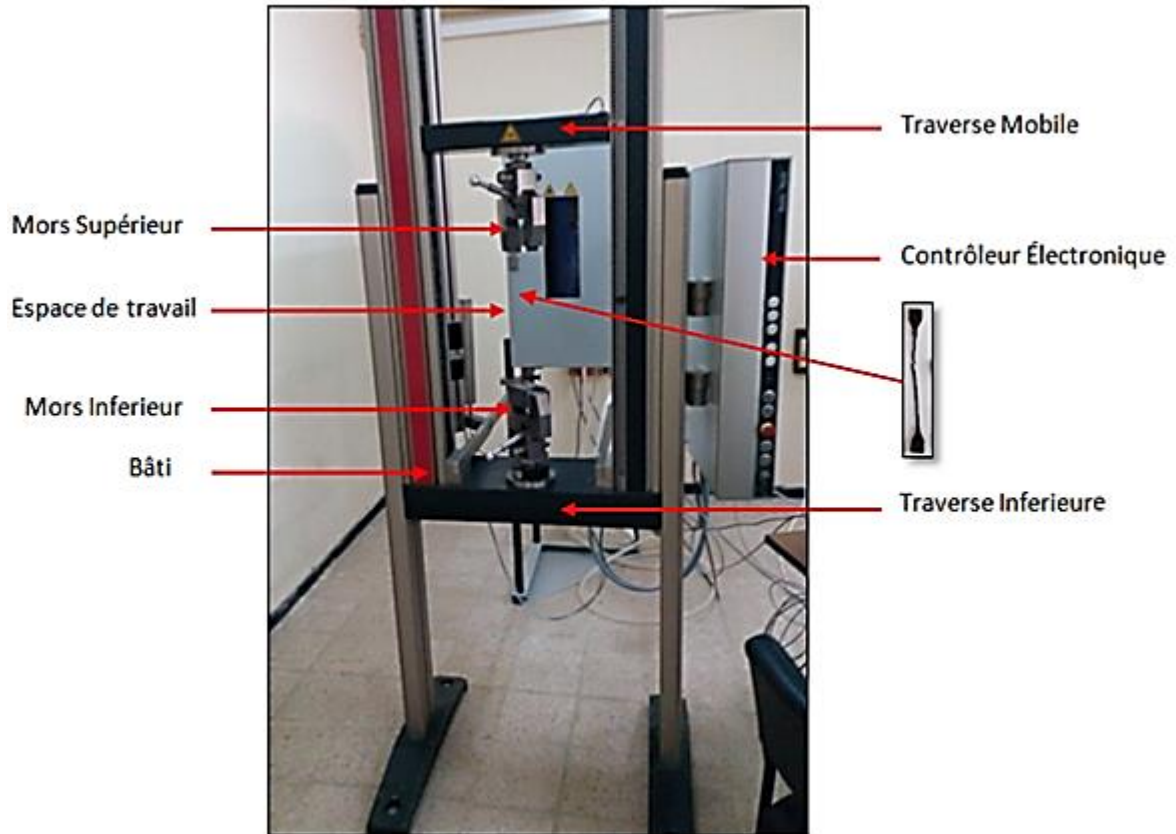


Figure II-5 Machine de traction Zwick/ Roell.

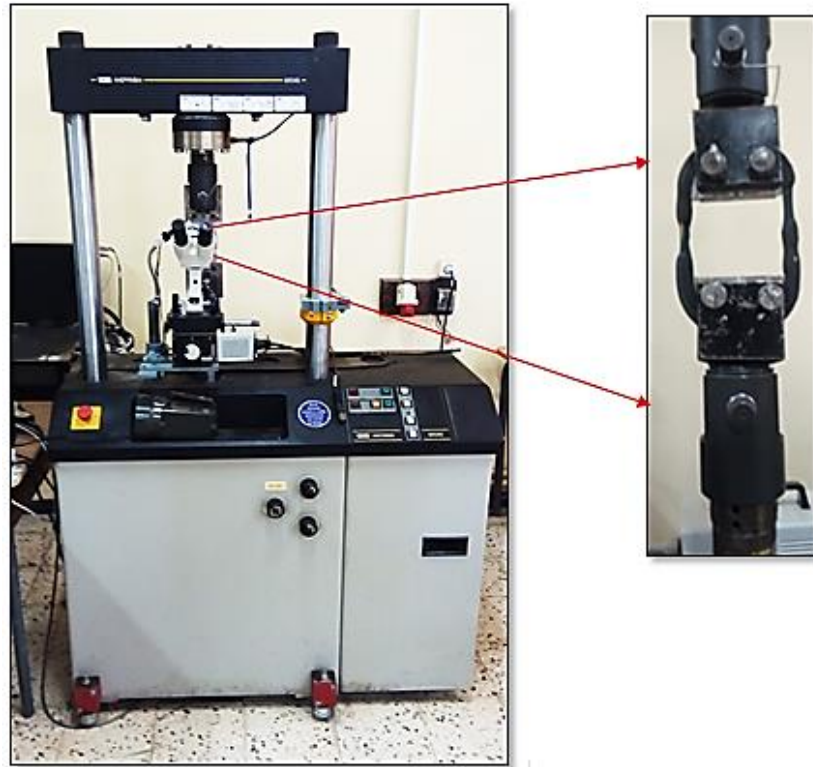


Figure II-6 Vue d'ensemble du système d'essai.

#### II.1.2.4 Caractérisation statique : Essai de fissuration

Les essais de fissuration sur les éprouvettes anneaux cités auparavant ont été réalisés au laboratoire de matériaux et systèmes réactifs (LMSR) de l'université de Sidi Bel Abbés sur une machine INSTRON 8516. Cette machine permet d'imposer des efforts uniaxiaux pour mesurer le déplacement des mors de la machine et la charge appliquée sur la surface interne des tubes soudés et non soudés à une fréquence maximale de 50 Hz.

Pour réaliser l'essai de fissuration, nous avons créé une fissure longitudinale sur la surface interne du bourrelet de la soudure pour assurer la propagation de fissure à travers l'épaisseur du tube. On a choisi, dans notre cas, une double fissure dont le rapport  $a/t=0,04$ .

#### II.1.2.5 Caractérisation statique : Essai de dureté Shore D

L'essai de dureté sur les matériaux thermoplastiques est généralement défini comme la résistance d'un matériau à pénétration d'un corps plus dur. Plusieurs méthodes pour l'essai de dureté sont définies pour le polyéthylène à haute densité (PEHD). On utilise la méthode «Dureté Shore D». L'appareil analogique utilisé sert à la détermination de la dureté conformément à la norme ASTM D2240. La mesure de dureté Shore D nous donne une première évaluation des



propriétés mécaniques après le soudage par fusion bout à bout. À partir d'une coupe transversale d'une soudure et d'une visualisation macroscopique et/ou microscopique (figure II-8), il est possible de distinguer les cinq zones caractéristiques du soudage par fusion bout à bout en plus du matériau de base. Ces zones sont représentées sur la figure II-7.

1. Skin Remnant;
2. Spherulitic, slightly elongated;
3. Columnar;
4. Boundary nucleation;
5. Spherulitic.

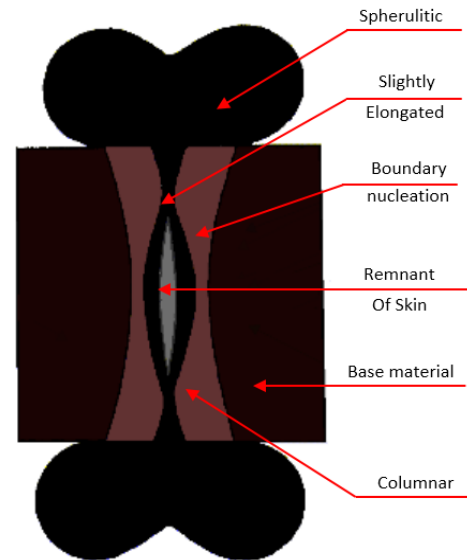


Figure II-7 Coupe d'un bourrelet de soudure représentant les zones typiques du soudage.

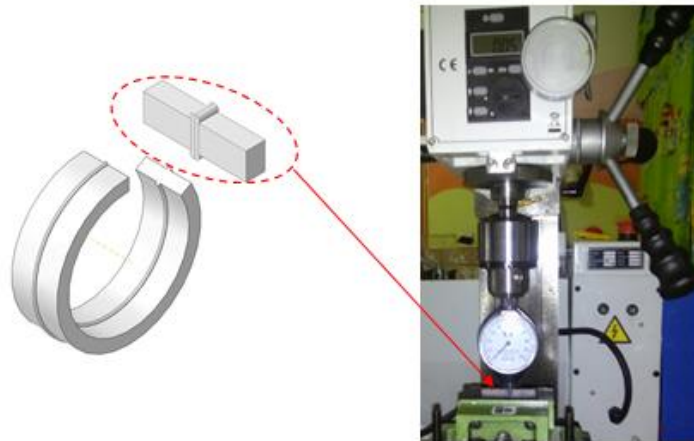


Figure II-8 Epreuve de dureté et fixation du duromètre de mesure de la dureté.

La procédure de mesure de la dureté shore D est beaucoup plus simple que les autres. Dans cette partie, quatre cas de mesure sont étudiés (figures II-10 et II-11) :

- Mesure de la dureté Shore D perpendiculairement à l'axe de la demi-épaisseur du pipe (1<sup>er</sup> cas) ;

- Mesure de la dureté Shore D parallèle à l'axe de la demi-épaisseur du pipe (2<sup>ème</sup> cas) ;
- Mesure de la dureté Shore D au bord du diamètre extérieur (3<sup>ème</sup> cas) ;
- Mesure de la dureté Shore D en tête d'une fissure avec  $a/t=0,04$  mm (4<sup>ème</sup> cas) ;

Les essais de dureté Shore D ont été réalisés selon la norme ASTM D2240-00 [20] par un duromètre Shore D fixé sur une fraiseuse. Le pénétrateur est enfoncé dans le matériau à une distance préliminaire de 1.25 mm, cette distance étant conforme à la norme ASTM D2240-00 (figure II-9). Pour le quatrième cas, on a appliqué deux charges de 4500N pour le cas d'une éprouvette saine et 5500N pour le cas d'une éprouvette soudée pour la création de la zone plastique (ZP) afin de déterminer la dureté au niveau de cette zone.

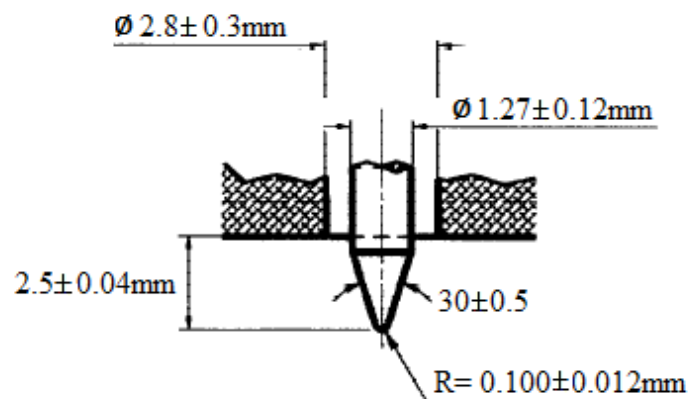


Figure II-9 Mesure de dureté selon la norme ASTM D2240.

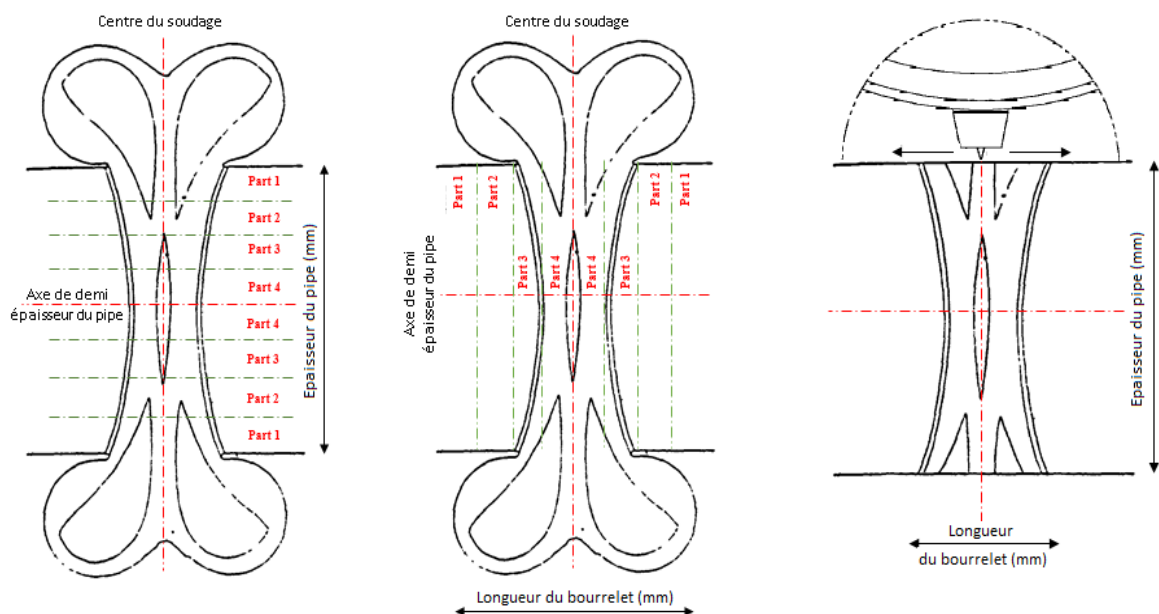


Figure II-10 Différents cas de mesure de dureté (2<sup>ème</sup>, 3<sup>ème</sup> et 4<sup>ème</sup> cas).

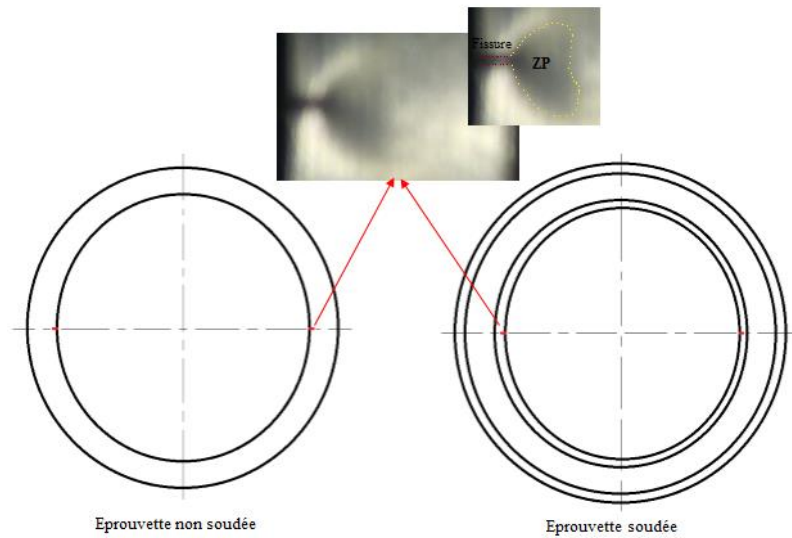


Figure II-11 Le 4<sup>ème</sup> cas étudié pour la mesure de dureté.

Pour la mesure de dureté shore D en tête d'une fissure ( $a/t= 0.04$  mm), représenté sur les figures II-12 et II-13, on utilise la méthode ponctuelle. Cette méthode est basée sur la technique de mesure de la dureté qui permet de déterminer les déformations  $\Delta\varepsilon_t(r, \theta)$ . Elle est employée pour prendre l'existence de la zone anélastique (ZB) qui entoure la zone plastique (ZA) en bout de fissure, en utilisant la loi du type Ludwick présentée par :

$$\Delta W = K \left( \frac{\Delta\varepsilon_t}{2} \right)^n \quad (1)$$

Généralement la déformation locale en tête d'une fissure augmente à proximité d'une fissure. Au bout de cette dernière apparait deux zones.

- Une zone plastique (ZA) ;
- Une zone anélastique (ZB) qui entoure la première de dimensions plus importantes.



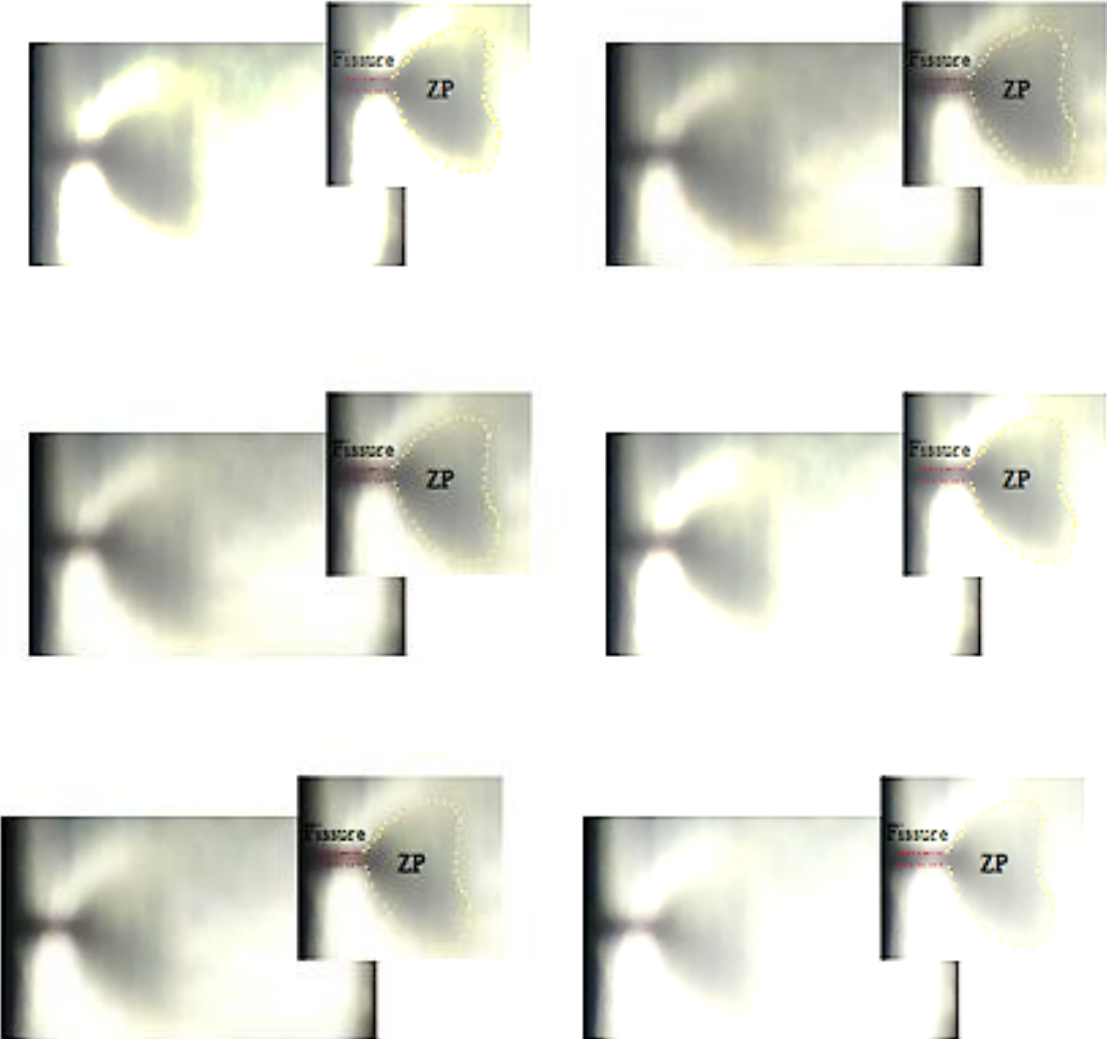


Figure II-12 Illustration de la zone plastique (ZP) au bout de fissure.

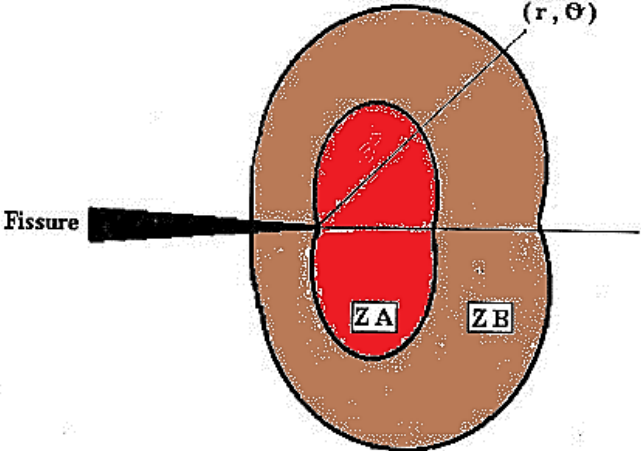


Figure II-13 Représentation des zones (plastique et anélastique) au bout de fissure.

Afin de se rapprocher le plus possible de l'extrémité de la fissure dans la zone plastifiée, de détecter les déformations plastiques locales, nous avons eu recours à une technique qui est basée sur la mesure de la dureté shore D en bout de fissure.

Cette mesure permet de donner une relation du type :

$$\Delta sh = f(r, \vartheta) \quad (2)$$

Par ailleurs, l'existence des relations :

$$\Delta sh = g\left(\frac{\Delta \varepsilon_t}{2}\right) \quad (3)$$

et :

$$\Delta W = h\left(\frac{\Delta \varepsilon_t}{2}\right) \quad (4)$$

Nous permet d'obtenir la relation :

$$\Delta W = k(r, \vartheta) \quad (5)$$

Nous considérons d'abord les différentes directions définies par les valeurs de  $(\theta)$  indiqués dans le tableau (II-3).

$\theta$ (rad)	$5\pi/8$	$\pi/2$	$3\pi/4$	$\pi/4$	$\pi/8$	0	$-\pi/8$	$-\pi/4$	$-3\pi/8$	$-\pi/2$	$-5\pi/8$
----------------	----------	---------	----------	---------	---------	---	----------	----------	-----------	----------	-----------

Tableau II-3 Valeurs de  $(\theta)$  considérées.

Pour chacune de ces directions, nous avons mesuré la dureté shore D pour des valeurs de rayon  $(r)$  décroissant de 2 à 0.5 mm du bout de la fissure, avec des pas de mesure constant (figure II-14).

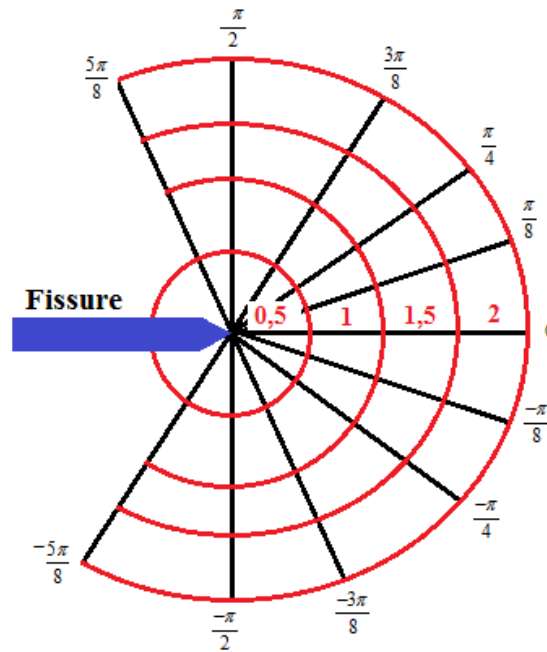


Figure II-14 Présentation des directions et des pas de mesure de la dureté shore D au bout de fissure.

### II.1.3 Caractérisation microstructurale

#### II.1.3.1 Essai de Microstructure

Généralement, le microscope électronique à balayage (MEB) et microscope optique sont utilisés pour observer l'état de surface de la partie fusionnée et par examiner l'état de la microstructure du bourrelet de soudure après une attaque chimique par l'acide chromique  $H_2CrO_4$  pour différentes durées. Les propriétés mécaniques du bourrelet de soudure dépendent de la cristallinité de la densité de la molécule et de la morphologie (la taille de la sphérolites et l'épaisseur lamellaire) et influent directement sur l'amélioration de l'adhérence interfaciale entre les phases polymères. Pour mettre en évidence la morphologie du bourrelet de soudure, une analyse microstructurale a été faite par P. Pashupati [21].

Dans notre travail, par manque de produit chimique (Acide chromique  $H_2CrO_4$ ) pour détecter les différences zones du bourrelet de soudure et du microscope électronique à balayage (MEB) spécialisé pour l'observation microscopique d'un matériau thermoplastique (PEHD), nous avons pris comme exemple les résultats des essais déjà réalisés par P. Pashupati et al [21].

P. Pashupati et al ont étudié des défauts de soudage par fusion bout à bout qui ont été développés au niveau du bourrelet de soudure par l'augmentation du temps d'échauffement avant la création

de pression pour la fusion des pipes en comparant les différents états de surface microscopique du bourrelet dans des conditions standards.

Les microstructures du bourrelet de soudure dans différentes conditions de soudage ont été évaluées après gravure du soudage avec des agents oxydants puissants.

#### II.1.4 Détermination des contraintes vraies et déformations vraies

Pour voir l'effet de la vitesse de déformation  $\dot{\epsilon}$  à partir des courbes nominales obtenues expérimentalement, on peut tracer les courbes vraies. Nous avons appliqué les équations suivantes :

*Contraintes vraies*

$$\sigma' = \left( \frac{F}{S} \right) = \frac{F}{S_0} \left( 1 + \frac{\Delta l}{l} \right) = \sigma_a (1 + \epsilon_a) \quad (7)$$

Avec :

$\sigma'$  : Contrainte vraie [MPa];

$S_0$  : Section initiale de l'éprouvette de traction [mm<sup>2</sup>];

$S$  : la section de l'éprouvette [mm];

$L$  : longueur de l'éprouvette [mm];

$\epsilon_a$  : Déformation de l'éprouvette au cours de l'essai de traction [S<sup>-1</sup>].

*Déformations vraies*

$$\epsilon' = \ln \left( \frac{l}{l_0} \right) = \ln \left( \frac{S}{S_0} \right) = \ln \left( 1 + \frac{\Delta l}{l} \right) \quad (8)$$

Pour 
$$l = l_0 + \Delta l \quad \text{et} \quad \frac{\Delta l}{l_0} = \epsilon_a$$

La déformation vraie devient sous la forme : 
$$\epsilon' = \ln(1 + \epsilon_a) \quad (9)$$

## II.2 Analyse et interprétation des résultats

### II.2.1 Essais de traction uniaxiale

Les résultats obtenus des essais de tractions pour différentes vitesses de déformation sont représentés graphiquement sur la figure II-15. On observe que l'allure générale des courbes contraintes-déformation est caractérisée par quatre principales zones :

- Partie (I) une réponse linéaire qui traduit le comportement élastique aux faibles déformations ;
- Partie (II) qui traduit l'apparition de la déformation plastique ;
- Partie (III) caractérisant le début du stade de durcissement structural dû à la réorganisation des chaînes dans le sens de sollicitation ;
- Partie (IV) marquée par un durcissement important avant la rupture finale.

On observe aussi qu'il y a une chute très importante dans la valeur de l'allongement à la rupture pour une vitesse de déformation  $V_e = 50 \text{ mm/min}$  (figure II-15).

Pour une vitesse de déformation  $V_e = 10 \text{ mm/min}$  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.

Pour la partie soudée, deux essais ont été réalisés sur les éprouvettes de type haltère IV découpées dans le sens du laminage. Les sollicitations ont été réalisées à des vitesses  $V_e = 10$  et  $50 \text{ mm/min}$ . La figure III-16 englobe les résultats obtenus. Nous constatons qu'il y a une bonne corrélation de la partie élastique et qu'il y a un durcissement du matériau à la vitesse  $V_e = 50 \text{ mm/min}$  par rapport à la vitesse  $V_e = 10 \text{ mm/min}$  ceci est dû à l'effet thermique du soudage.

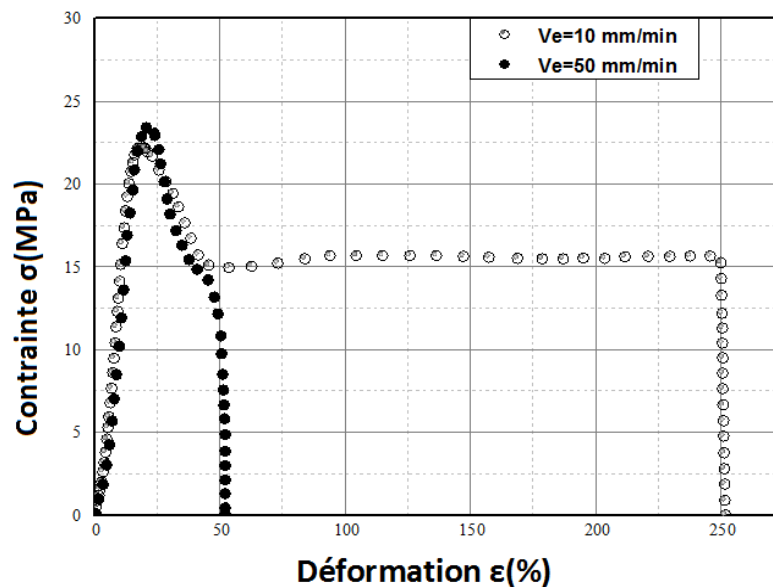


Figure II-15 Réponse contrainte-déformation des essais de traction uniaxiale du matériau de base MB.



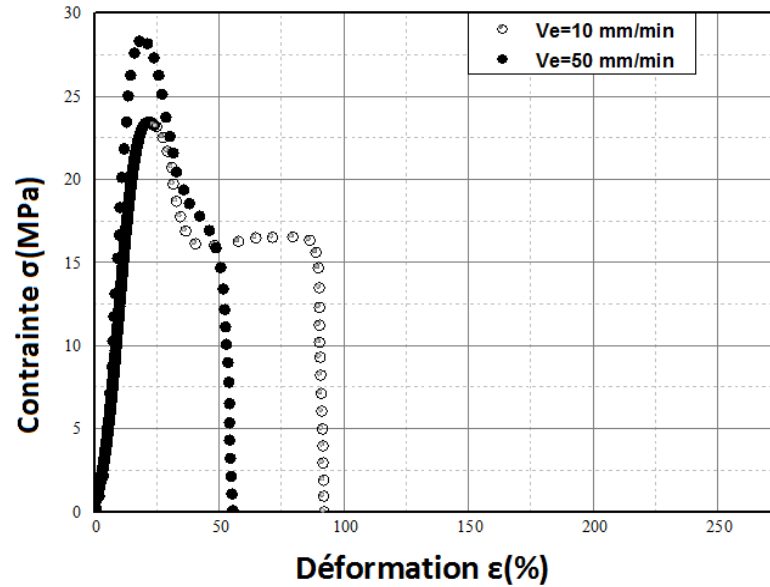


Figure II-16 Réponse contrainte-déformation des essais de traction uniaxiale des éprouvettes soudées.

Les figures I-15 et II-16 représente le comportement mécanique du matériau en fonction des vitesses de déformation. On observe que le matériau de base est ductile à forte contrainte pour la vitesse de déplacement  $V_e = 10 \text{ mm/min}$  et avec une déformation à la rupture égale à 249,899%. Pour la vitesse de déplacement  $V_e = 50 \text{ mm/min}$ , le matériau présente un caractère fragile pour lequel la durée de vie est beaucoup moins sensible à la contrainte puisque la déformation à la rupture est de 46,82 %. A une même vitesse de déplacement  $V_e = 50 \text{ mm/min}$ , ce matériau avec soudure présente un caractère fragile pour lequel le temps de vie est beaucoup moins sensible à contrainte puisque la déformation à la rupture est de 54,51 %. Cela signifie que la zone de déformation plastique est plus grande dans le cas de l'éprouvette non soudée par rapport au l'éprouvette soudée.

Le résumé des résultats des éprouvettes soudées et non soudées des essais de traction est représenté sur le tableau II-4. Les caractéristiques mécaniques moyennes sont extraites, ainsi, on obtient pour le module d'élasticité longitudinale, la limite élastique et la résistance ultime les valeurs suivantes :

Type de l'éprouvette	Vitesse de déformation [mm/min]	Limite élastique $\sigma_e$ [MPa]	Déformation $\varepsilon$ [%]	Allongement $\Delta L$ [%]
Non Soudées	10	18.37	249,899	82,466
	50	19.04	23,420	16,921
Soudées	10	17.82	89,688	29,597
	50	22.5	28,420	17,710

Tableau II-4 Principales caractéristiques mécaniques du tube en PEHD soudé.

Les différentes comparaisons entre les résultats de caractérisation du tube en PEHD sain et soudé (figure II-17 et II-18) sous deux vitesses de déformation, montrent que les conditions de soudage utilisé dans notre travail donnent une partie fusionnée (bourrelet) résistible et dure puisque le matériau soudé garde les mêmes propriétés physiques que le matériau de base sauf qu'il y a une différence au niveau de la phase de rupture. L'allure de chaque courbe peut être divisée en trois étapes : au départ, alors que la contrainte augmente de manière quasi-linéaire, on constate un grand allongement dans la phase de rupture dans le cas de l'éprouvette non soudée à une vitesse de  $V_e = 10$  mm/min.

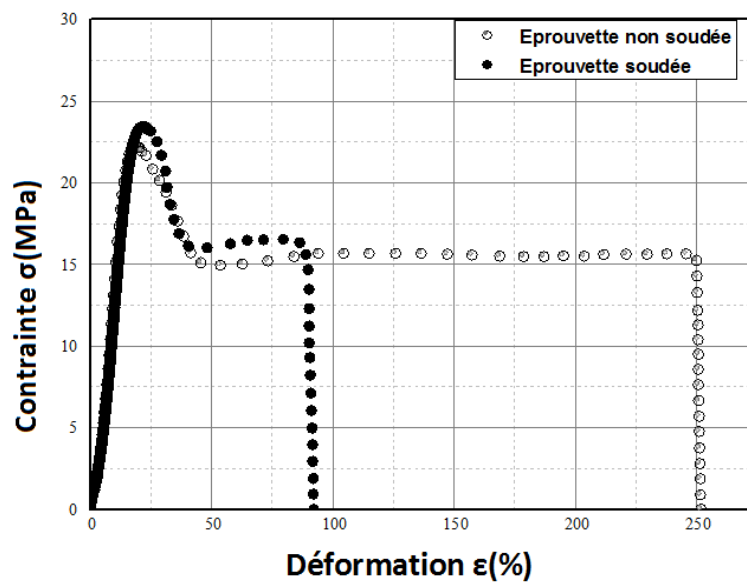


Figure II-17 Réponse contrainte-déformation des essais de traction uniaxial  $V_e=10$ mm/min.

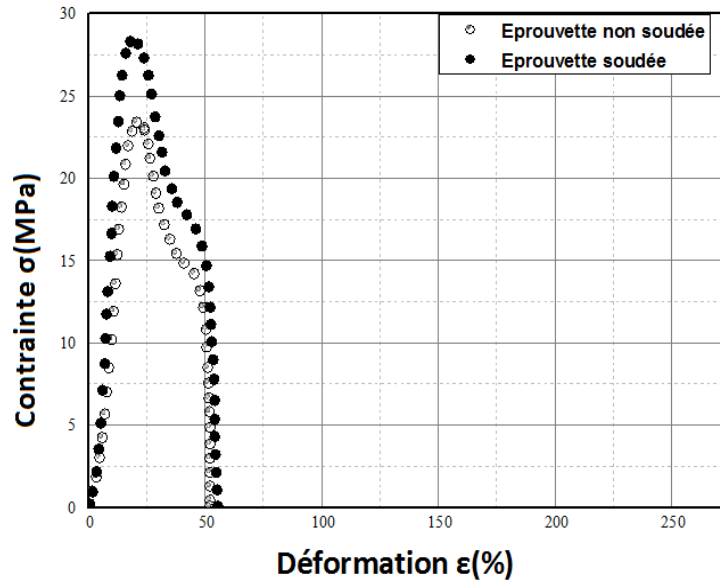


Figure II-18 Réponse contrainte-déformation des essais de traction uniaxiale  $V_e=50\text{mm/min}$ .

### II.2.2 Courbes Vraies

D'après les courbes contraintes vraies-déformations vraies (figures II-19, II-20, II-21 et II-22) pour le matériau de base on constate que le PEHD étudié présente une augmentation significative de la contrainte d'écoulement avec la vitesse de déformation dépendant du module d'Young. Certains auteurs [22, 23, 24] ont montré que cette augmentation est due au processus secondaire des molécules. Le PEHD présente un comportement fragile aux vitesses de déformation élevées.

La vitesse de déformation vraie à une grande influence sur la réponse mécanique du PEHD. En particulier la limite élastique augmente avec la vitesse de déformation.

A une faible vitesse de déformation vraie ( $\dot{\epsilon}=0.3\text{s}^{-1}$ ) et pour les deux cas des éprouvettes en matériau de base et en matériau soudé, les courbes présentent deux parties : linéaire qui peut être interprétée comme un comportement élastique linéaire qui semble avoir une pente vraie en fonction de la vitesse de déformation et l'autre non linéaire qui indique la sensibilité de la vitesse de déformation.

Par contre, en augmentant la vitesse de déformation vraie de ( $\dot{\epsilon}=1.6\text{s}^{-1}$ ), les courbes n'atteignent pas la partie qui caractérise le stade de durcissement avant la rupture finale.

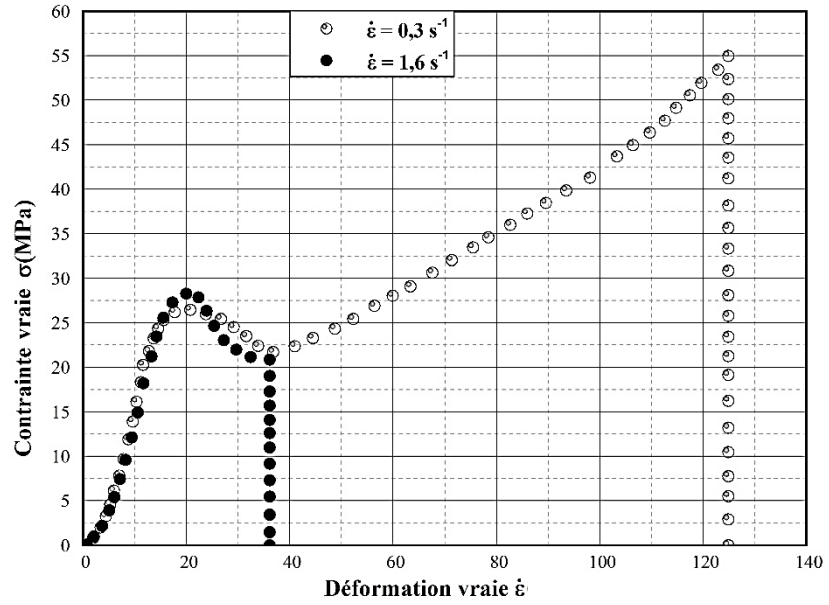


Figure II-19 Courbe contrainte vraie-déformation vraie des essais de traction uniaxiale du matériau de base MB pour différentes vitesses de déformations ( $\dot{\epsilon}' = 0,3 \text{ s}^{-1}, \dot{\epsilon}' = 1,6 \text{ s}^{-1}$ ).

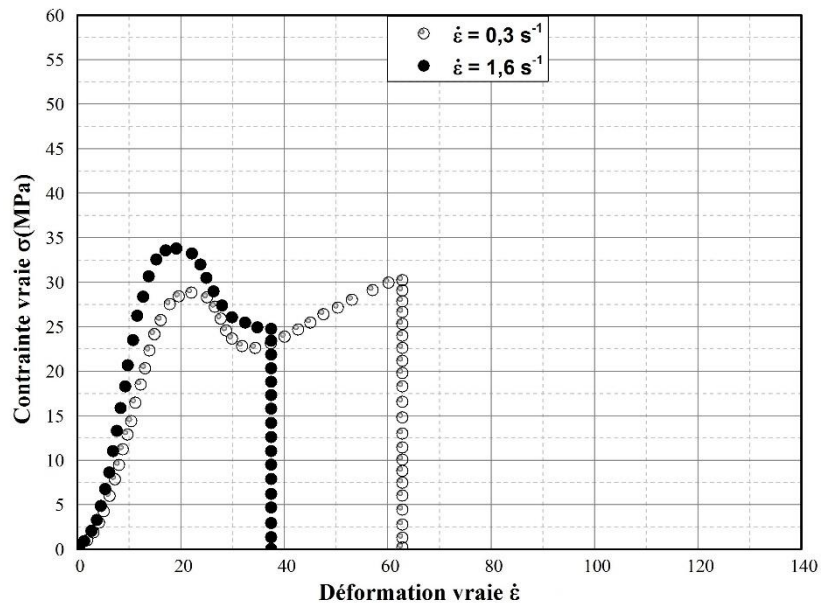


Figure II-20 Courbe contrainte vraie-déformation vraie des essais de traction uniaxiale de matériau soudé pour différentes vitesses de déformations ( $\dot{\epsilon}' = 0,3 \text{ s}^{-1}, \dot{\epsilon}' = 1,6 \text{ s}^{-1}$ ).

Les résultats de comparaison des courbes vraie contrainte-déformation qui caractérise la loi de comportement des différents cas étudiés est présentée sur les figures II-21 et II-22, dont les caractéristiques mécaniques sont illustrées dans le tableau II-4. Évidemment, le cas d'éprouvette soudée et étiré par une vitesse de déformation  $V_e = 50$  mm/min a la grande résistance d'environ 34 MPa par rapport aux autres cas, et une déformation proche de 63 %. Les résultats représentés sur les figures ci-dessus révèlent qu'il y a deux phases sont mises en évidence : augmentation de la contrainte, passage par un maximum puis diminution. La déformation axiale présente différentes étapes d'évolution, qui peut être corrélées avec les différentes étapes d'évolution de la courbe contrainte vraie – déformation vraie. Nous pouvons conclure que le matériau utilisé dans notre étude présente une meilleure réponse avec une vitesse de déformation de  $0.3s^{-1}$ .

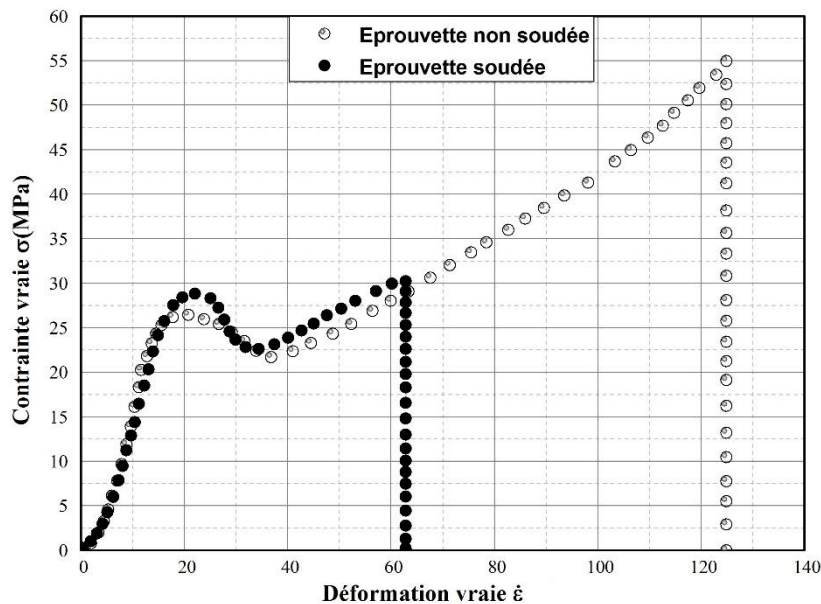


Figure II-21 Courbe contrainte vraie-déformation vraie des essais de traction uniaxiale des éprouvettes plates à une vitesse de déformation  $\dot{\epsilon} = 0.3s^{-1}$ .

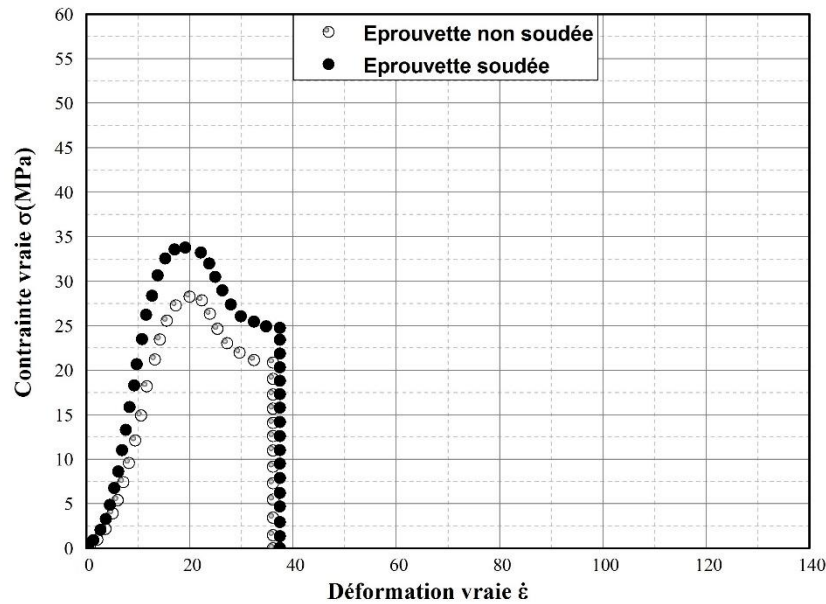


Figure II-22 Courbe contrainte vraie-déformation vraie des essais de traction uniaxiale des éprouvettes plates à une vitesse de déformation  $\dot{\epsilon} = 1.6s^{-1}$ .

### II.2.3 Essais de Nol Ring test

Les courbes Charge – Déplacement obtenues par la méthode Nol Ring permettent de caractériser la dégradation d'un tube en polyéthylène à haut densité soudé par fusion bout à bout. Effectivement, tous les échantillons des tubes soudés testés sont conformes à l'exigence standard alors qu'aucune différence de module d'élasticité nette n'a été constatée dans un tube non dégradé. Les résultats de Nol Ring test des tubes sans soudure pour différents vitesses de déformation sont illustrés sur les figures II-23 et II-24. On observe qu'il y a une diminution significative de l'allongement à la rupture en fonction du niveau de dégradation de la conduite testée pour une vitesse de déformation  $V_e = 50\text{mm/min}$ .

La fragilité révélée par une faible valeur de l'allongement à la rupture correspond à l'ondulation de la paroi interne du tube entre les zones.

Ainsi, avec le test développé sur l'anneau de Nol Ring, il est possible d'établir une plage continue de niveaux de dégradation en fonction de l'aspect de l'échantillon.

Ces résultats montrent que l'essai sur l'anneau de Nol Ring est plus pertinent pour caractériser les dommages du tube que l'essai de traction standard.

Les courbes représentées sur la figure II-24 montrent la caractérisation de l'endommagement des tubes soudés au niveau de la partie fondue (bourelet de soudure). Les résultats obtenus montrent d'une part les vraies propriétés mécaniques du bourrelet de soudure et d'autre part

l'influence de la vitesse de déformation sur le comportement d'endommagement sur le bourrelet de soudure.

A partir des courbes représentées sur les figures II-23 et II-24, 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. Ensuite, au deuxième stade la striction débute sur les deux côtés de l'anneau 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 du test Nol Ring des tubes sains ont été comparés au ceux soudés par fusion bout à bout (figure II-25, II-26). Les résultats montrent que dans le cas des essais sur un tube sain (matériau de base MB) la valeur de la limite d'élasticité augmente avec la diminution de la vitesse de déformation par contre la déformation à la rupture diminue avec la diminution de la vitesse de déformation. On remarque une chute importante de la déformation à la rupture pour la vitesse de 50 mm/min, concernant le cas des essais du tube soudé, la valeur de la limite d'élasticité et du module d'Young augmente avec la diminution de la vitesse de déformation. Pour ce cas, la déformation à la rupture diminue significativement avec l'augmentation de la vitesse de sollicitation. L'influence de la vitesse de la déformation pour les deux cas comparés montre que la cause de la rupture ne provient pas d'un défaut mais plutôt de élévation de la température au sein du matériau.

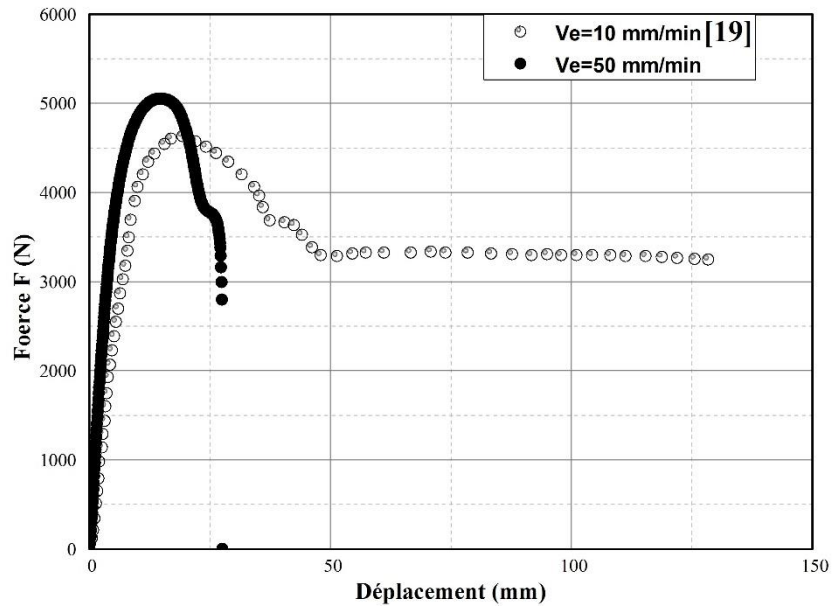


Figure II-23 Réponse Force-déplacement des essais Nol Ring de matériau de base MB.

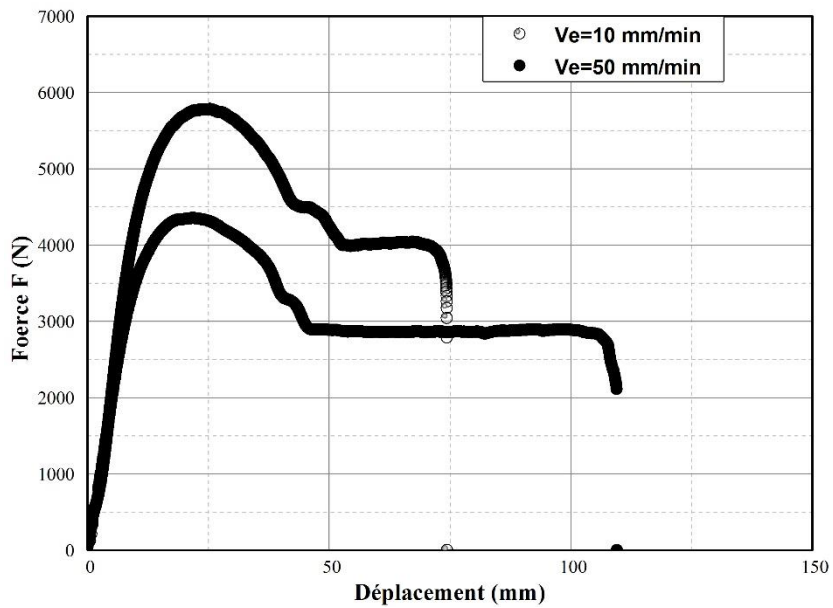


Figure II-24 Réponse Force-déplacement des essais Nol Ring des éprouvettes soudées.



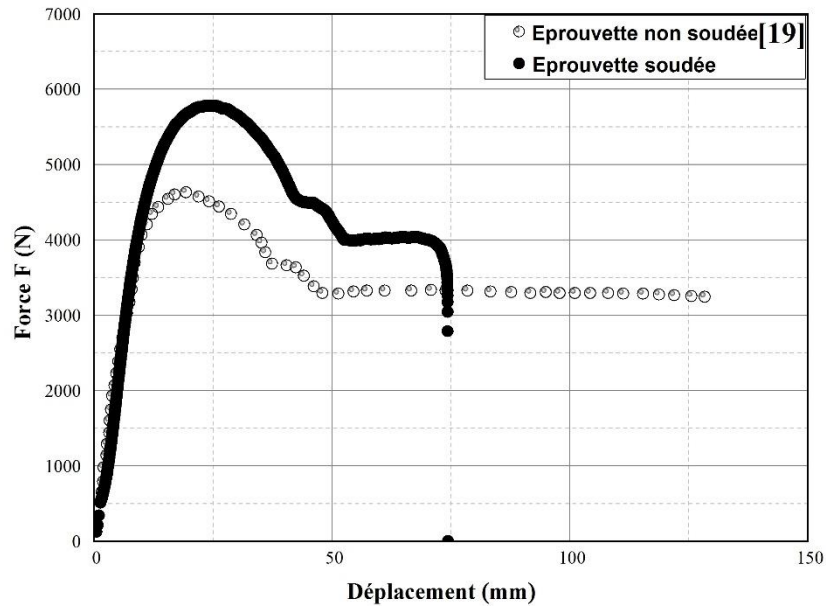


Figure II-25 Réponse Force-déplacement des essais Nol Ring,  $V_e=10\text{mm/min}$ .

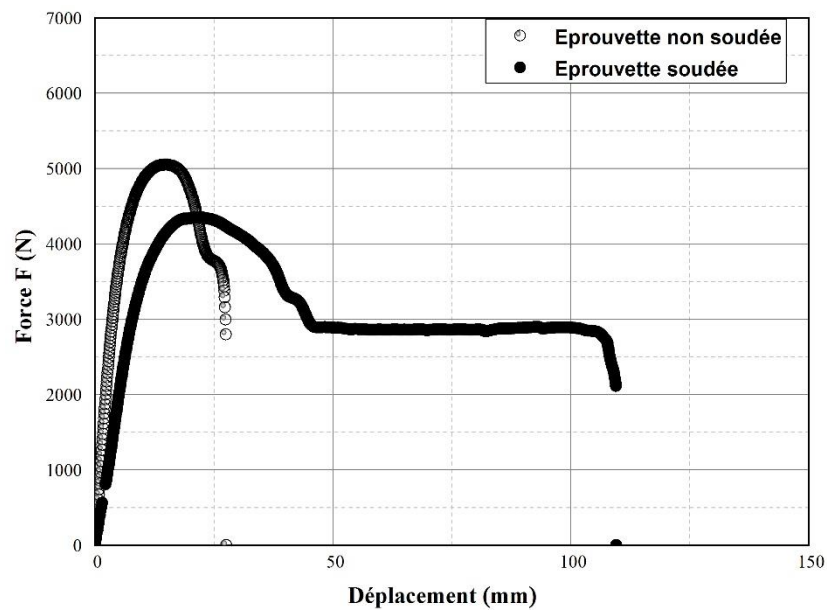


Figure II-26 Réponse Force-déplacement des essais Nol Ring,  $V_e=50\text{mm/min}$ .

#### II.2.4 Essais de fissuration

Les figures II-27 et II-28 montrent respectivement les réponses Force-déplacement des éprouvettes fissurées et non fissurées pour deux différentes vitesses de déformation ( $V_e$ ), les résultats obtenus montrent que les propriétés mécaniques du bourrelet de soudure obtenues pour les deux cas avec et sans fissures sont différentes à travers les deux vitesses de déformation. A partir de ces résultats, on remarque que l'allure générale de la courbe charge-déplacement

(figures II-27) présente un comportement fragile en présence d'une fissure ( $a/t=0.04$ ) par rapport à celle sans fissure qui prend un comportement ductile.

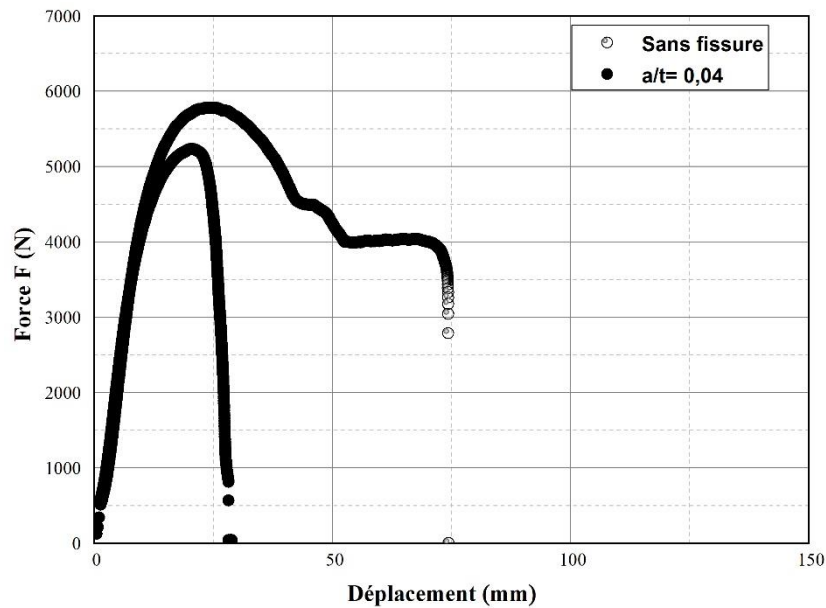


Figure II-27 Réponse Force-déplacement des essais Nol Ring,  $V_e=10\text{mm/min}$ .

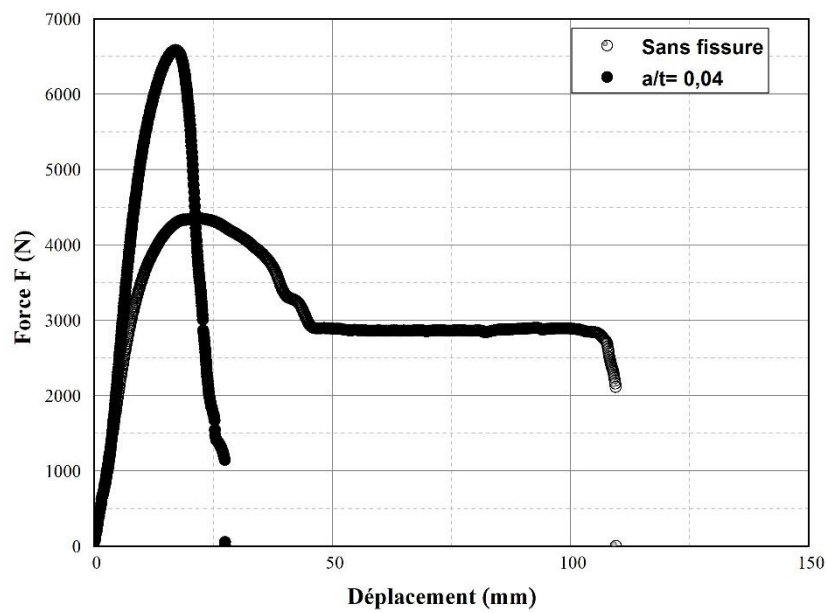


Figure II-28 Réponse Force-déplacement des essais Nol Ring,  $V_e=50\text{mm/min}$ .

Les figures II-29 et II-30 représentent une comparaison entre le matériau de base MB et la partie soudée (bourrelet) sous différentes vitesses de déformations ( $V_e= 10$  et  $50$  mm/min).

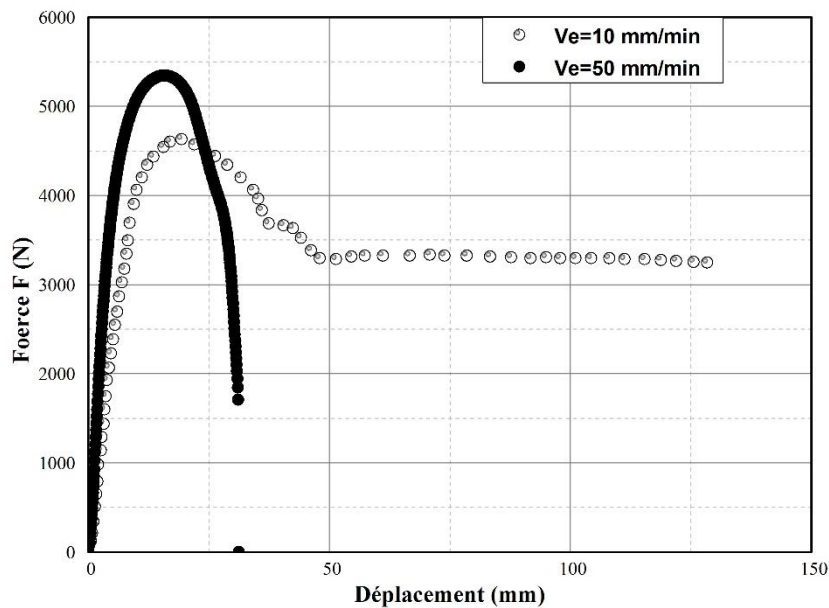


Figure II-29 Réponse Force-déplacement des essais Nol Ring, de matériau de base MB (avec  $a/t=0.04$ ).

Les résultats montrent qu'il y a une diminution remarquable de la limite élastique pour une faible vitesse de déformation  $V_e=10\text{mm/min}$  et le matériau de base est ductile. La fissure, en propageant dans la direction longitudinale de l'épaisseur du tube de la conduite montre que la rupture des conduites se produit dans cette même direction. Nous constatons que pour la fissure critique ( $a/t = 0.04$ ) créée dans l'éprouvette saine dépend de la vitesse de déformation. En effet l'augmentation de la vitesse de déformation élève la contrainte d'écoulement et conduit à la rupture de la structure.

Pour évaluer l'influence de la fissure critique sur la vitesse de déformation ( $V_e$ ) et le comportement du bourrelet de soudure, nous avons réalisé une série d'essais de fissuration avec deux différentes vitesses de déformation à savoir  $10\text{ mm/min}$  et  $50\text{ mm/min}$  sur des anneaux fissurés et nous avons déterminé la limite élastique et la déformation à la rupture pour chaque vitesse de déformations ( $V_e$ ). La figure II-30 illustre les résultats obtenus des courbes charge-déplacement. Nous observons qu'il y a une influence significative de la vitesse de sollicitation, pour des niveaux de charge inférieurs à  $3.5\text{ KN}$ . Les essais sont relativement non reproductibles. Le comportement est relativement linéaire jusqu'à  $3\text{ KN}$  pour une vitesse de déformation  $V_e=10\text{mm/min}$  et  $5\text{ KN}$  pour une vitesse de déformation  $V_e=50\text{mm/min}$ . On atteint deux pics de contrainte à environ  $17\%$  et  $21\%$  de déformation puisque la rupture finale des éprouvettes va

s'initier respectivement à 28,12% et 27%. La vitesse de déformation ( $V_e$ ) influence le comportement du bourrelet de soudure essentiellement sur deux aspects :

- Le seuil de la partie viscoélastique-viscoplastique ;
- La limite à la rupture diminue avec l'augmentation de la vitesse de déformation.

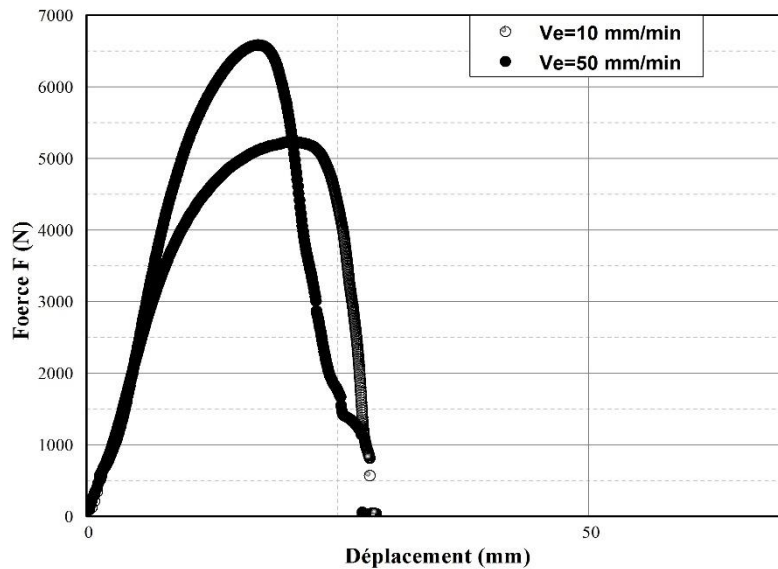


Figure II-30 Réponse Force-déplacement des essais Nol Ring, des éprouvettes soudées (avec  $a/t=0.04$ ).

### II.2.5 Essais de dureté Shore D

La microstructure de la zone de soudure et de la zone affectée thermiquement (ZAT) joue un rôle important dans la détermination des propriétés mécaniques du soudage.

Cette partie présente les résultats expérimentaux des essais de dureté Shore D. Les mesures de dureté shore D sur le soudage bout à bout ont été réalisées par T. Fawad et al [25].

#### *1<sup>er</sup> Cas : Mesure de la dureté Shore D perpendiculaire à l'axe de demi-épaisseur du pipe*

Les propriétés mécaniques du polyéthylène utilisé dépendent de la cristallinité, la densité et la morphologie des molécules. Elles sont influencées directement par le traitement thermique ultérieur de la surface de contact (centre de soudure). Les figures II-31 et II-32 montrent la distribution de la dureté autour du centre de soudure. Pour voir l'influence de la dureté sur chaque zone du bourrelet de soudure, on divise la partie fondue en quatre parties. Les résultats obtenus du 1<sup>er</sup> cas se résument comme suit : le profil de la dureté diminue légèrement du matériau de base MB jusqu'au centre de soudage. Les profils de dureté obtenus

expérimentalement démontrent qu'il y a une légère symétrie entre la surface intérieure et la surface extérieure du pipe. En effet, la température de fusion utilisée sur la surface de contact et l'alignement des pipes pendant le soudage provoquent cette symétrie.

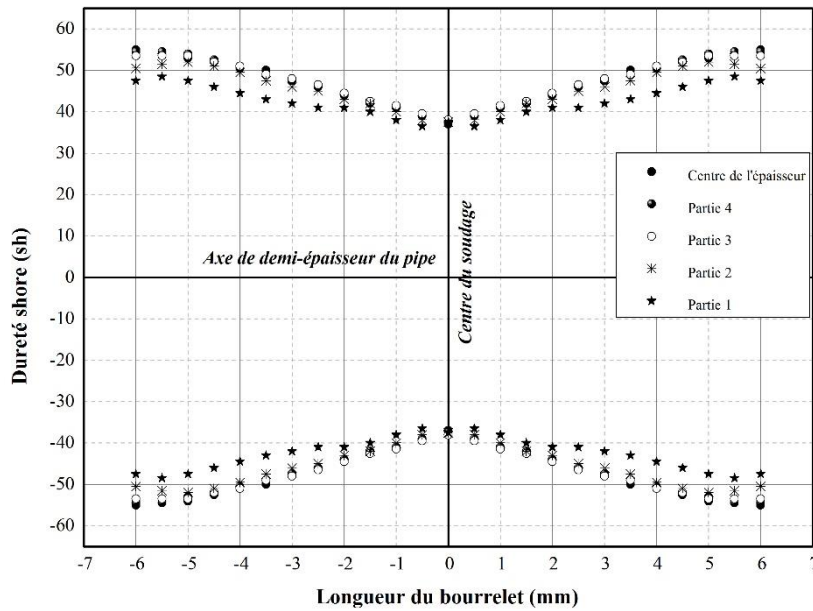
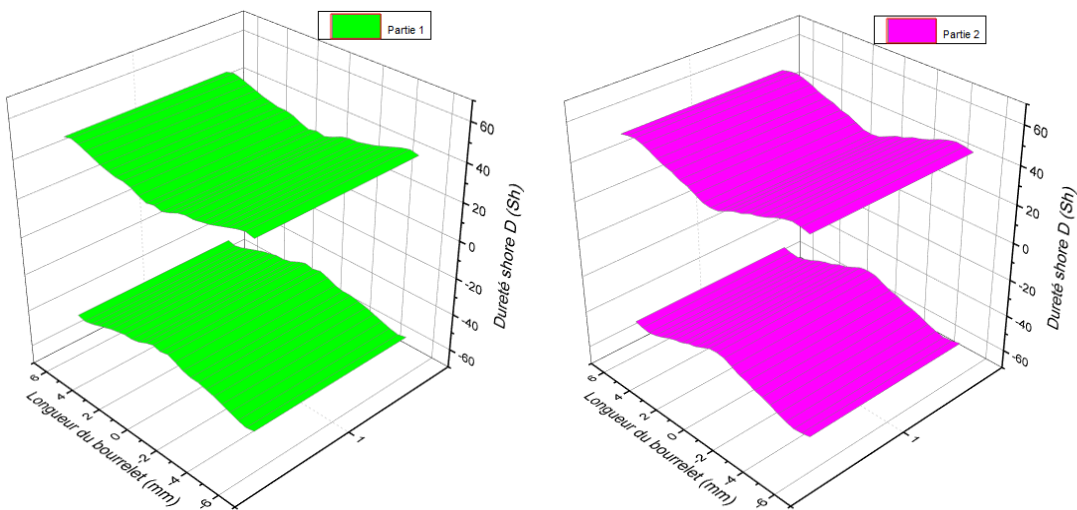


Figure II-31 Profil de dureté du bourrelet de soudure. 1<sup>er</sup> Cas (Distance de l'épaisseur du pipe (mm)).



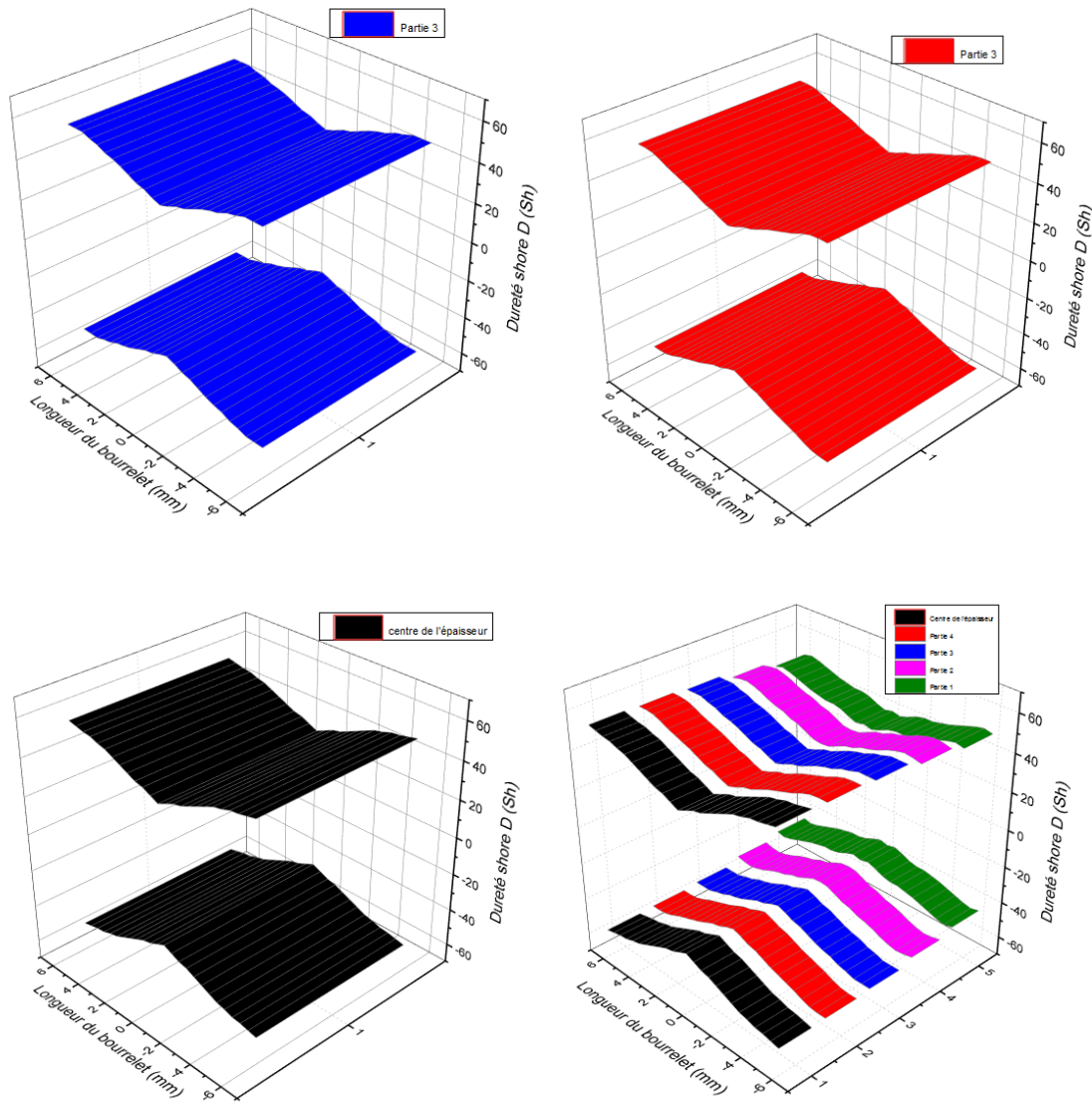


Figure II-32 Profil 3D de dureté du bourrelet de soudure. 1<sup>er</sup> Cas (Distance de l'épaisseur du pipe (mm)).

**2<sup>ème</sup> Cas : Mesure de la dureté Shore D parallèle à l'axe de la demi-épaisseur du pipe**

Les figures II-33 et II-34 représentent les résultats de mesure de la dureté du 2<sup>ème</sup> cas. On constate que la zone la moins dure et la moins résistante se trouve au niveau de la zone dite « remnant of skin ». La stabilité de la dureté au niveau du centre de soudage, exactement à la zone « remnant of skin », implique qu'il y a eu un mouvement excessif du matériau fondu. Le profil de la dureté dans la partie 4 illustre la vraie valeur de la zone « skin zone ».

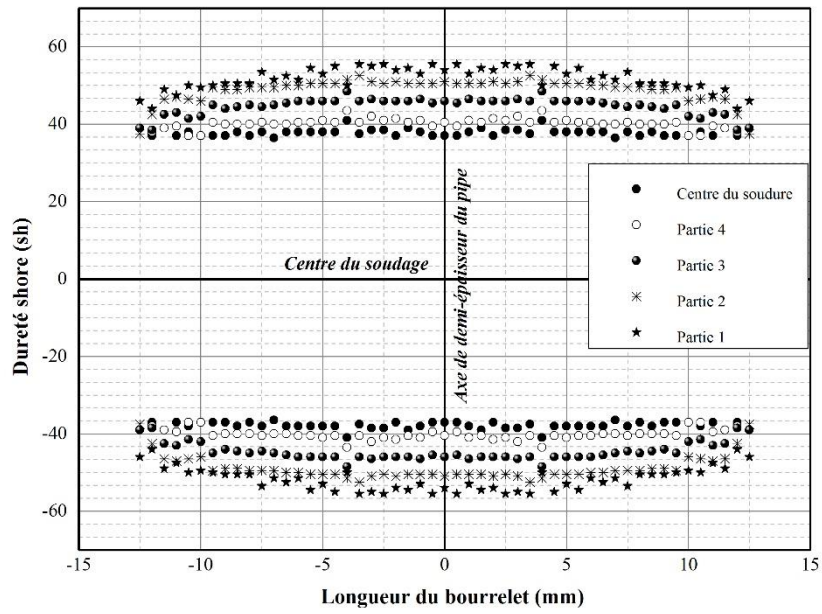
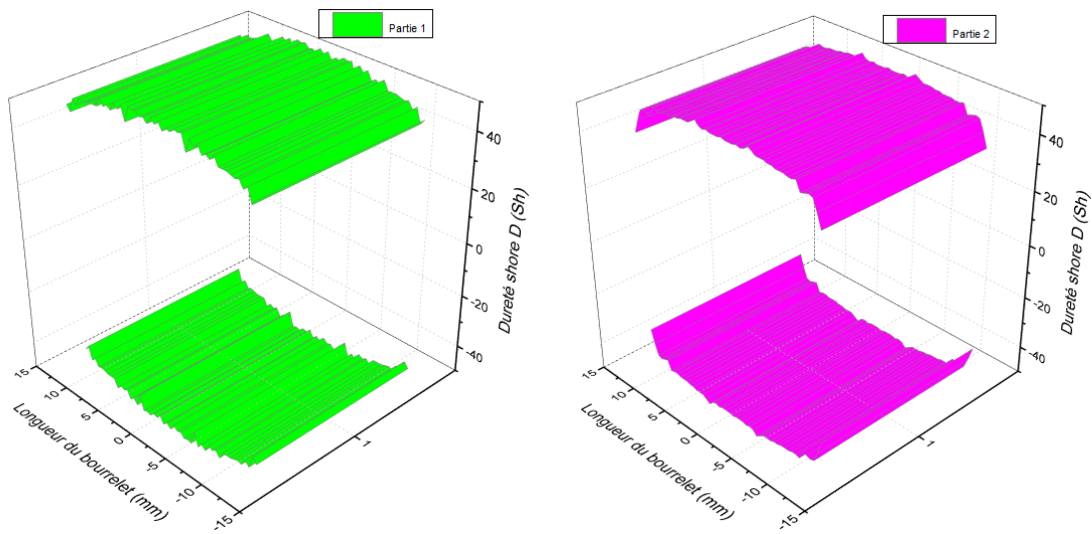


Figure II-33 Profil de dureté du bourrelet de soudure. 2<sup>ème</sup> Cas (Distance de la longueur du cordon (mm)).



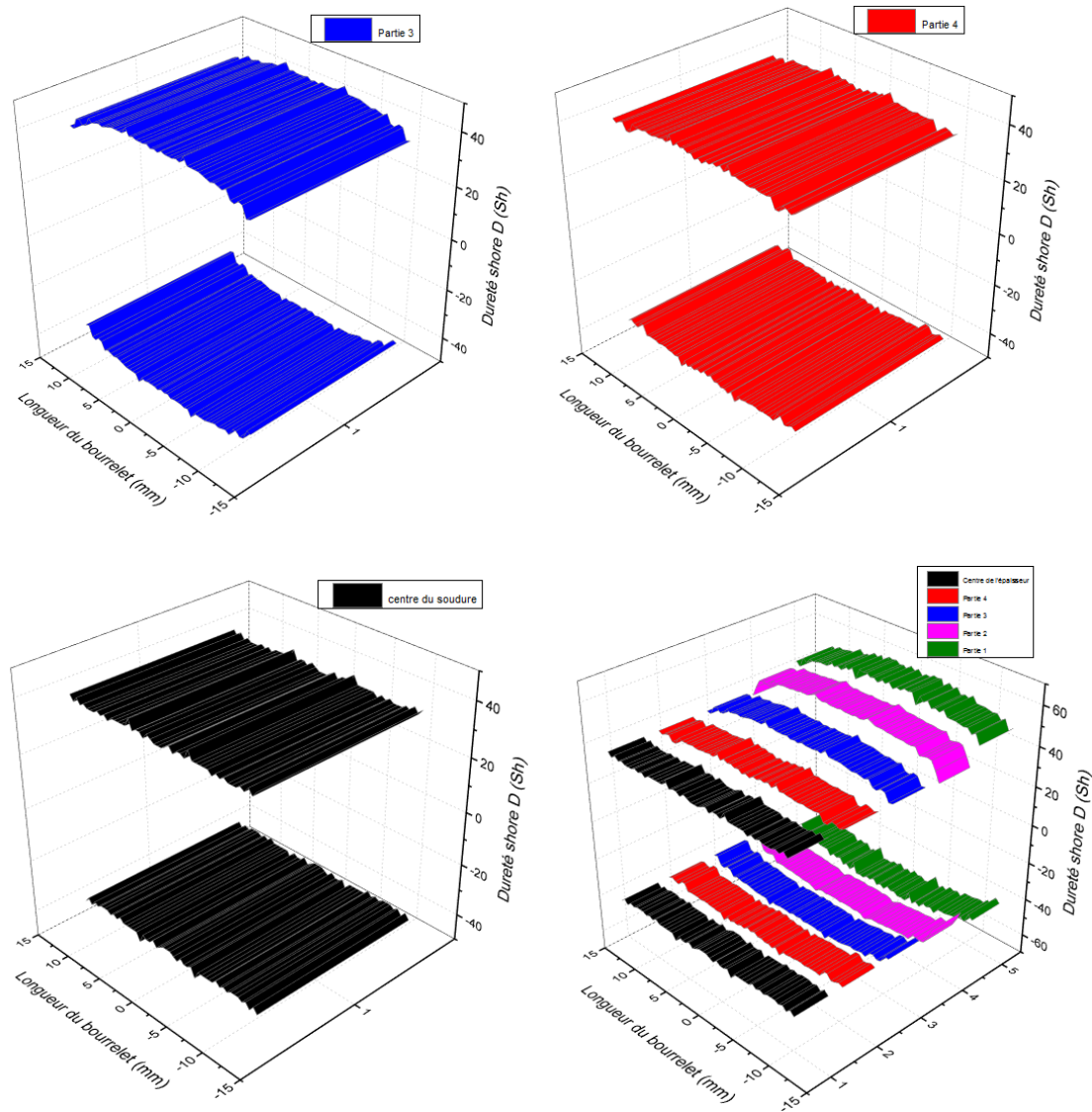


Figure II-34 Profil 3D de dureté du bourrelet de soudure. 2<sup>ème</sup> Cas (Distance de la longueur du cordon (mm)).

### 3<sup>ème</sup> Cas : Mesure de la dureté Shore D au bord du diamètre extérieur

Selon les figures II-35 et II-36, les zones du bourrelet de soudure en polyéthylène haute densité PEHD permettent de définir moins de contrainte de recristallisation. Un pic de dureté shore D explique une petite déformation sur la surface de soudage. Les deux zones « columnar » et « slightly » fragilisent la partie fondue et changent complètement les propriétés du matériau de base pendant l'étape de soudage.

La dureté shore D au sein du bourrelet est également un indicateur de l'histoire thermomécanique de la matière lors du soudage. Une répartition de dureté shore D sous forme de W avec une valeur maximale correspondant à la surface de soudage et des valeurs minimale (A et B) à la zone « columnar » est donc tracée sur les figures sus-citées.



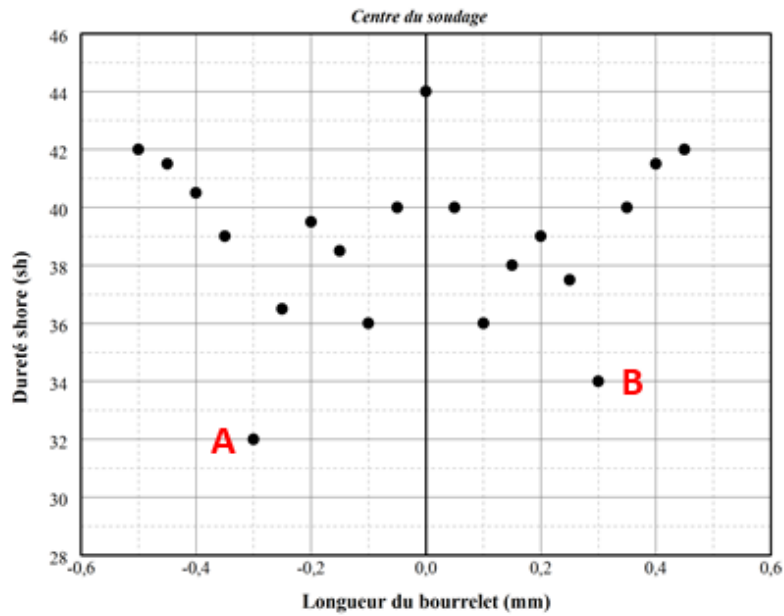


Figure II-35 Profil de dureté de la longueur du bourrelet de soudure. 3<sup>ème</sup> Cas.

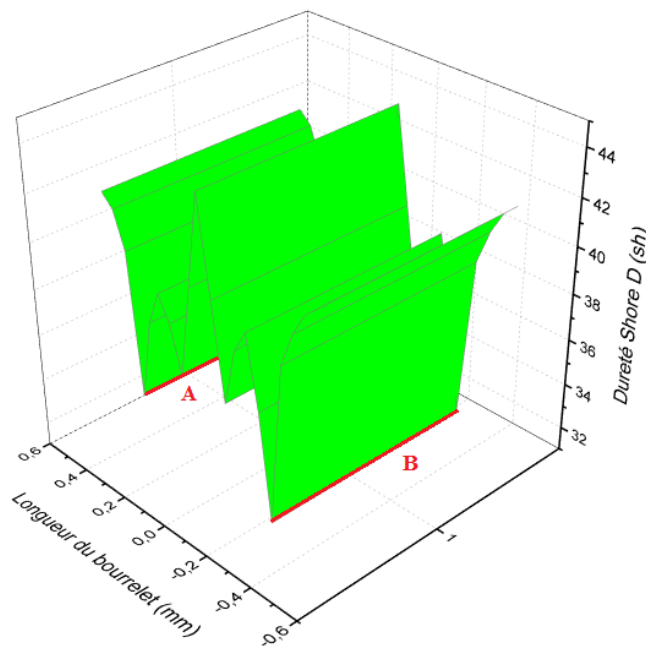


Figure II-36 Profil 3D de dureté de la longueur du bourrelet de soudure. 3<sup>ème</sup> Cas.

#### 4<sup>ème</sup> Cas : Mesure de la dureté Shore D en tête d'une fissure avec $a/t = 0,8$ mm

Les résultats obtenus, des mesures de la dureté shore D en fonction du rayon ( $r$ ) pour les différentes valeurs de ( $\theta$ ), sont représentés dans les tableaux II-4 et II-5. L'évolution de la dureté shore D pour les différentes directions est illustrée sur les figures II-37 et II-38.

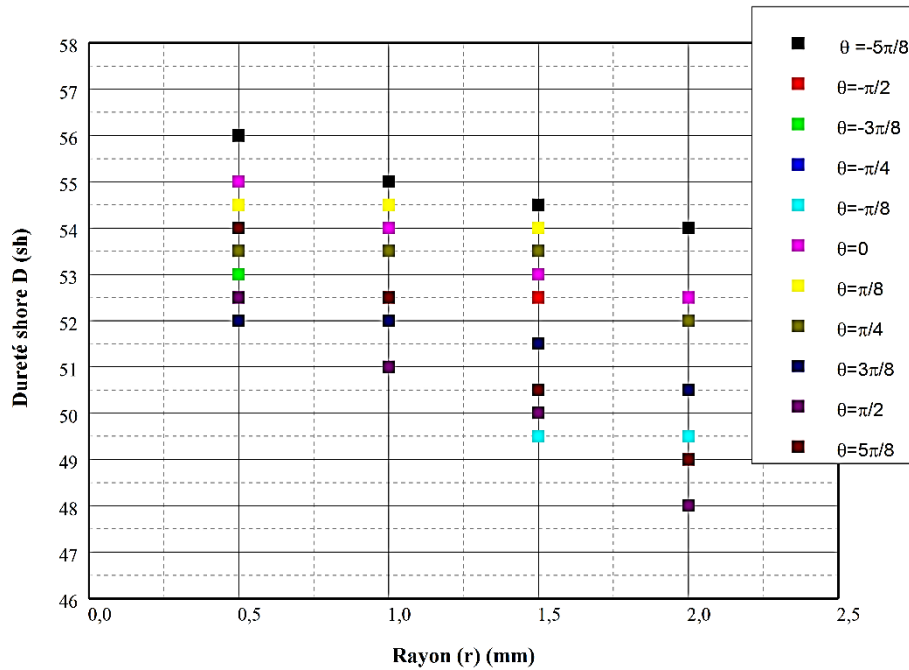


Figure II-37 Profil de dureté en tête d'une fissure d'éprouvette anneau sain. 4<sup>ème</sup> Cas.

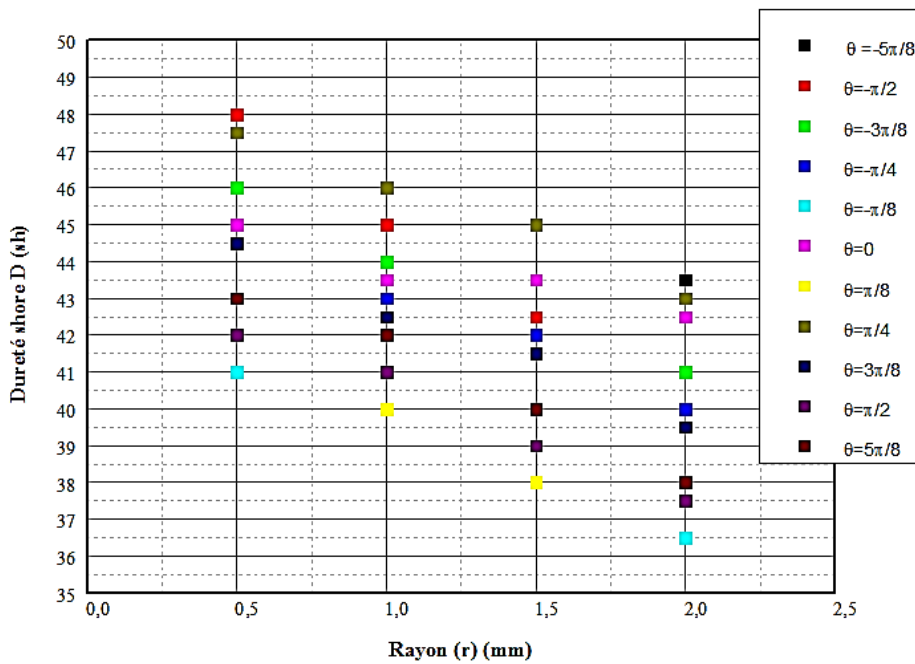
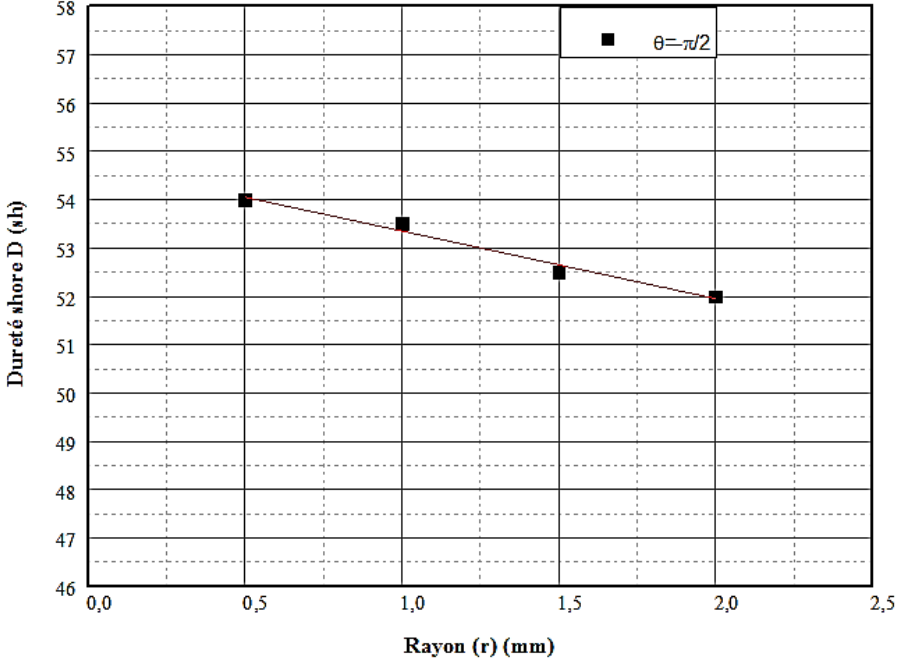
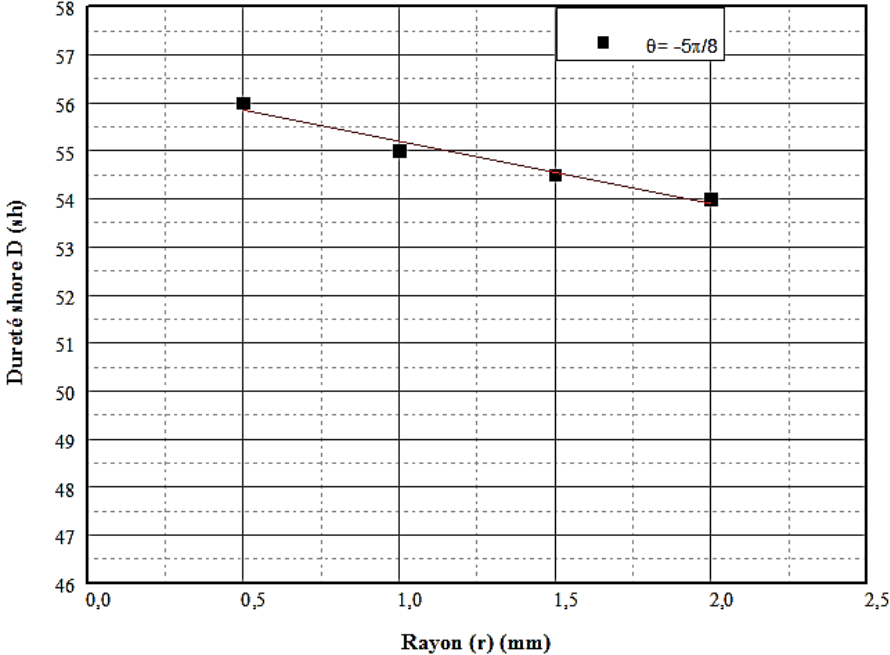


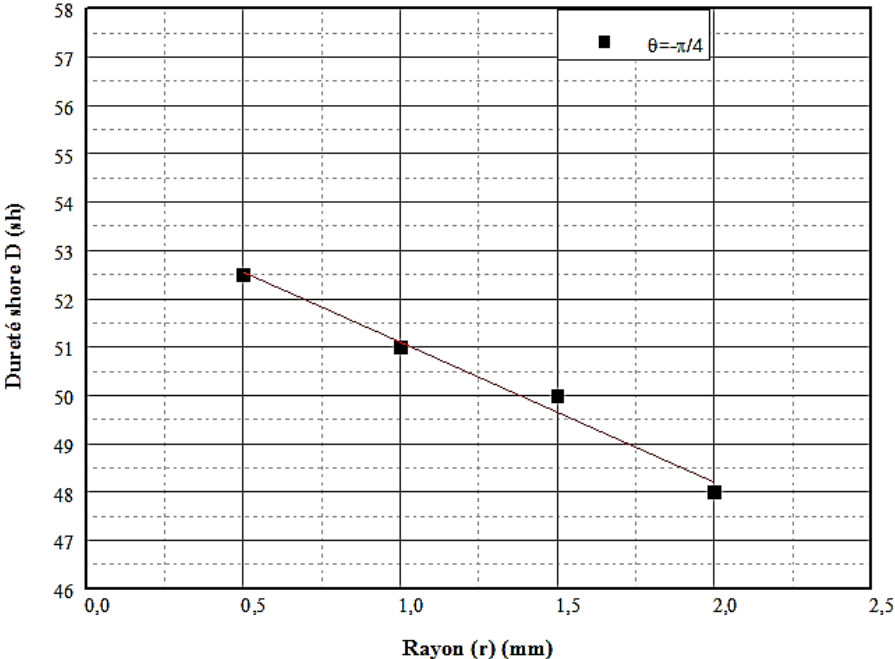
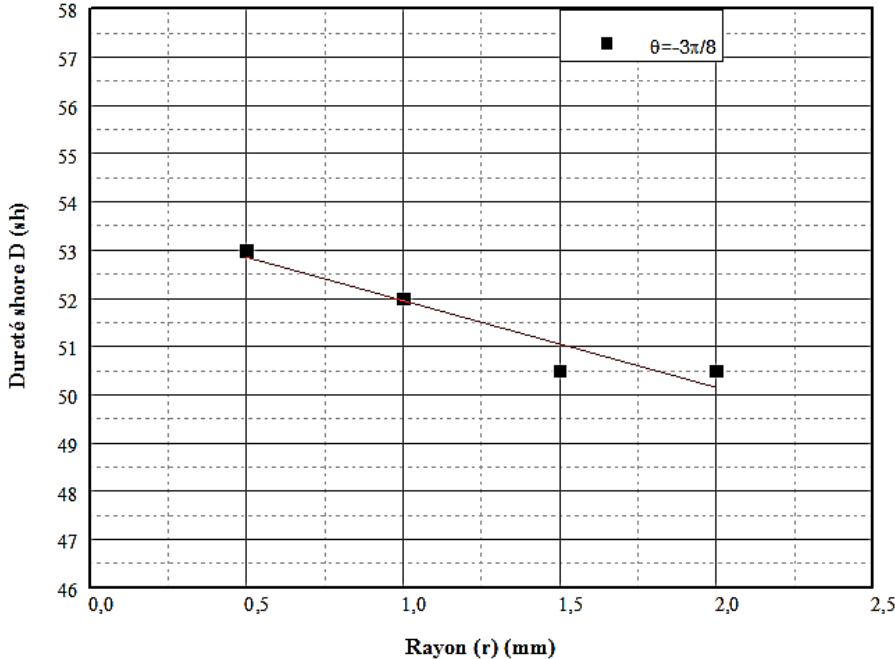
Figure II-38 Profil de dureté en tête d'une fissure au niveau du bourrelet de soudure. 4<sup>ème</sup> Cas.

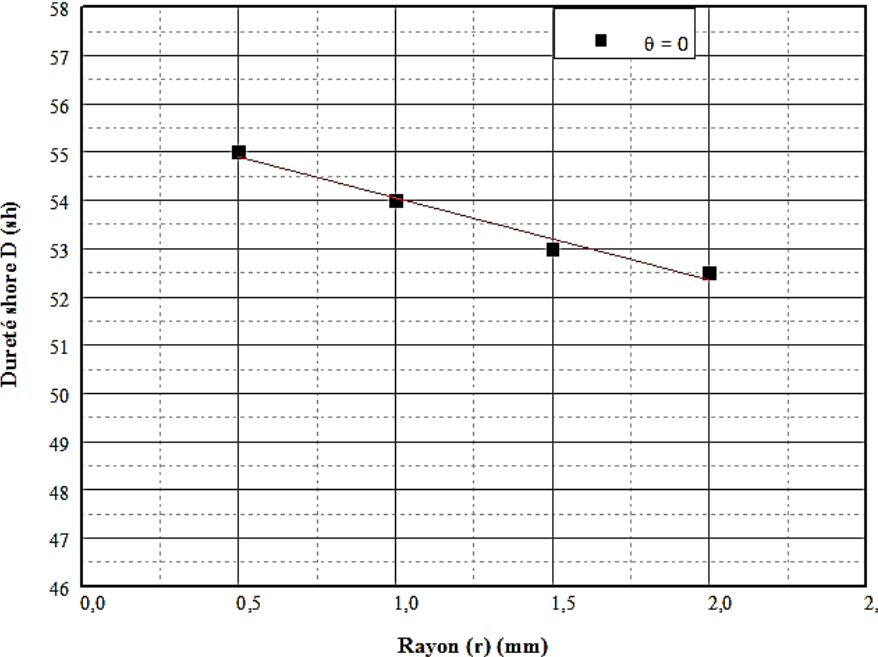
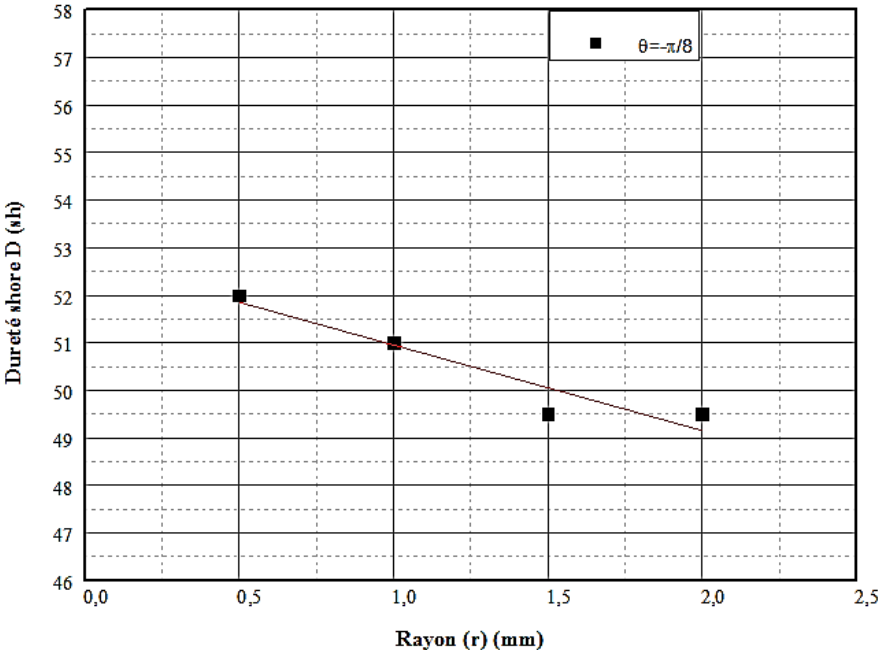
Pour chaque cas nous avons calculé la valeur moyenne de la dureté loin de la fissure :

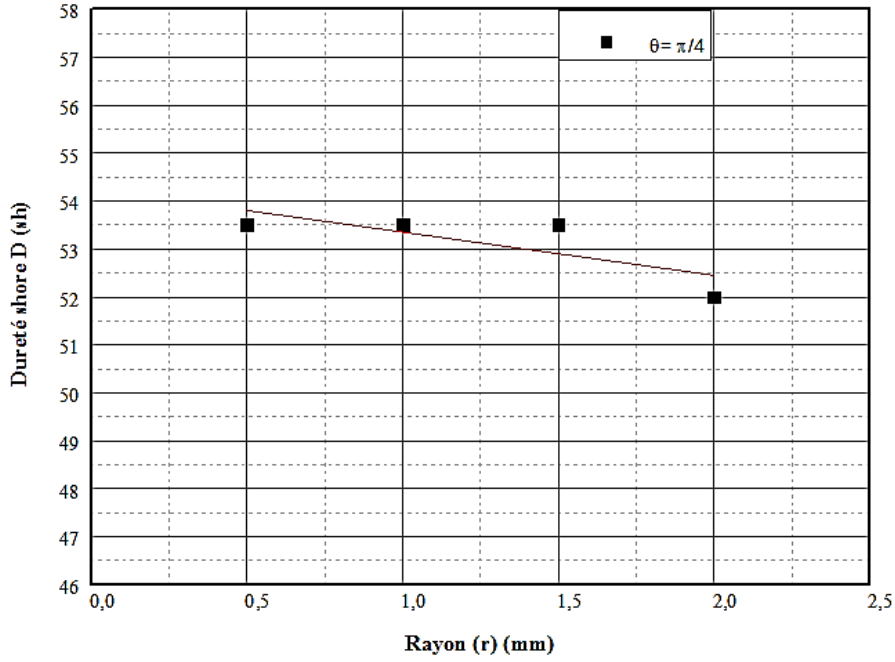
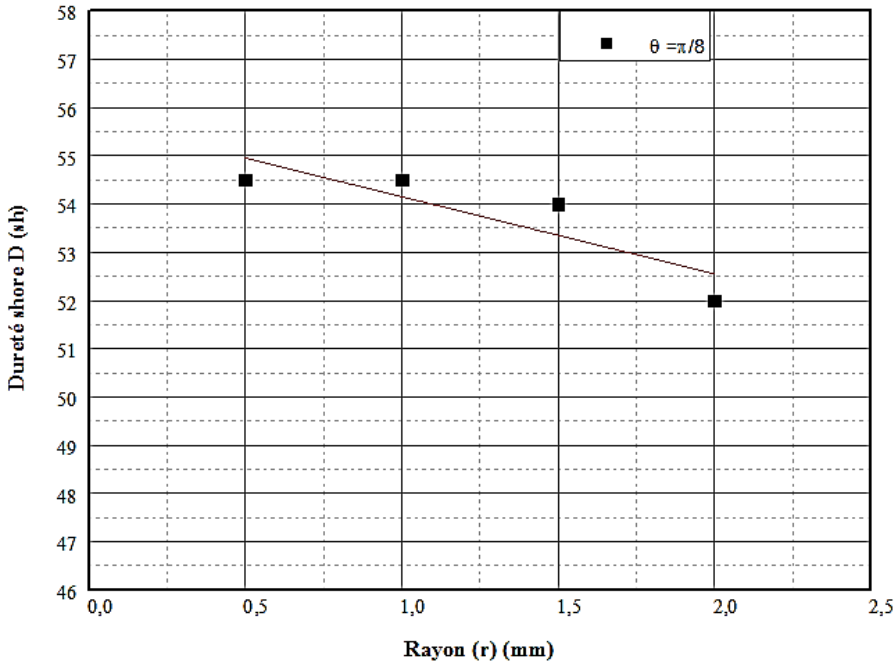
- ❖ Mesure dans la partie saine sh moy = 52,2 sh
- ❖ Mesure dans le bourrelet de soudure sh moy = 42,1 sh

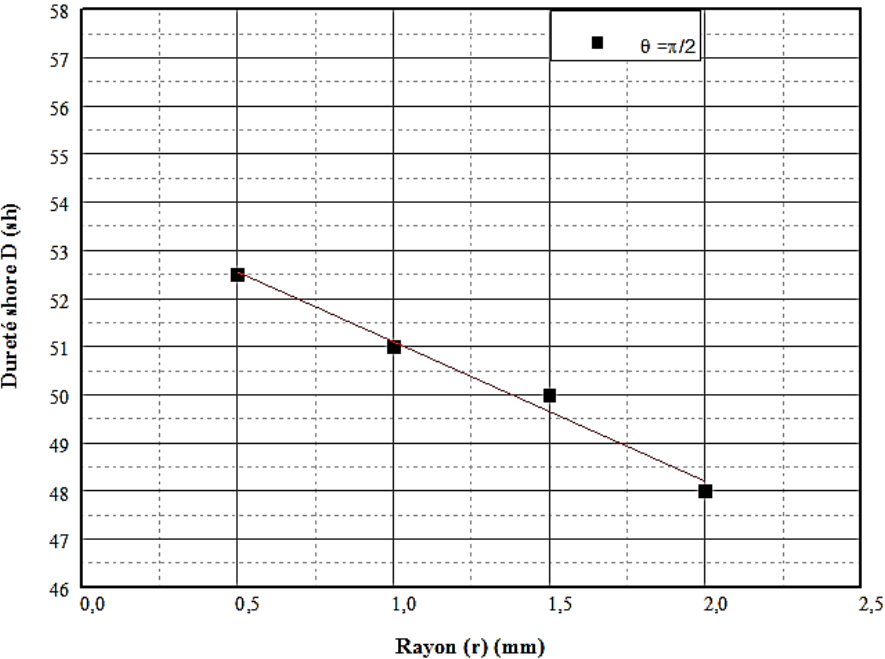
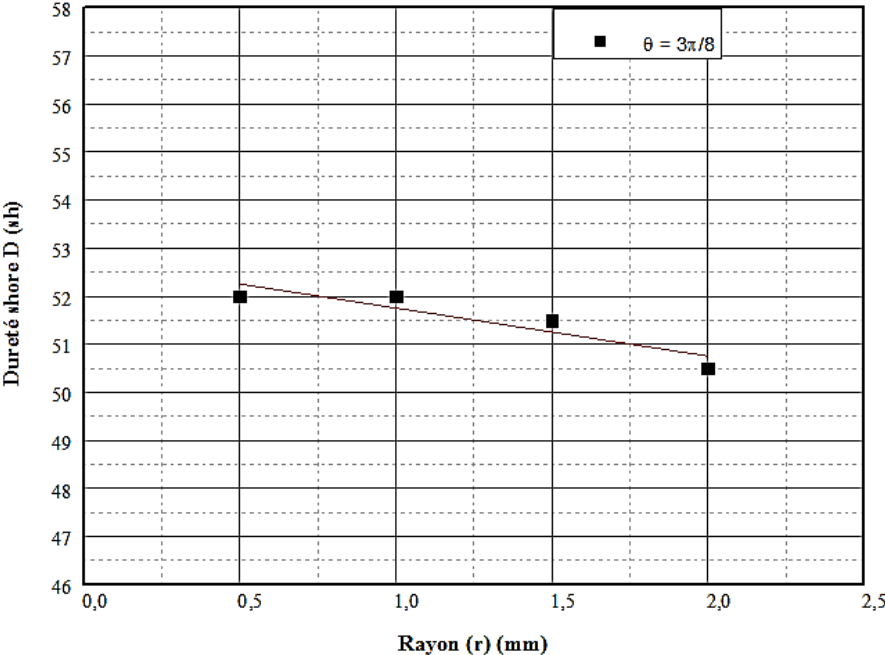
Les figures II-39 et II-40 montrent l'évolution de  $\Delta sh$  en fonction de (r).











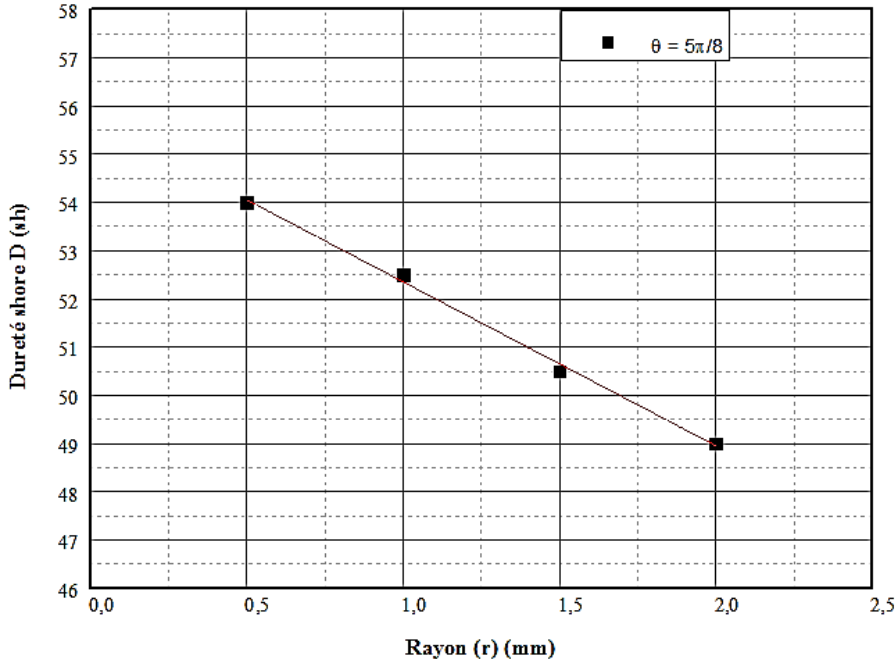
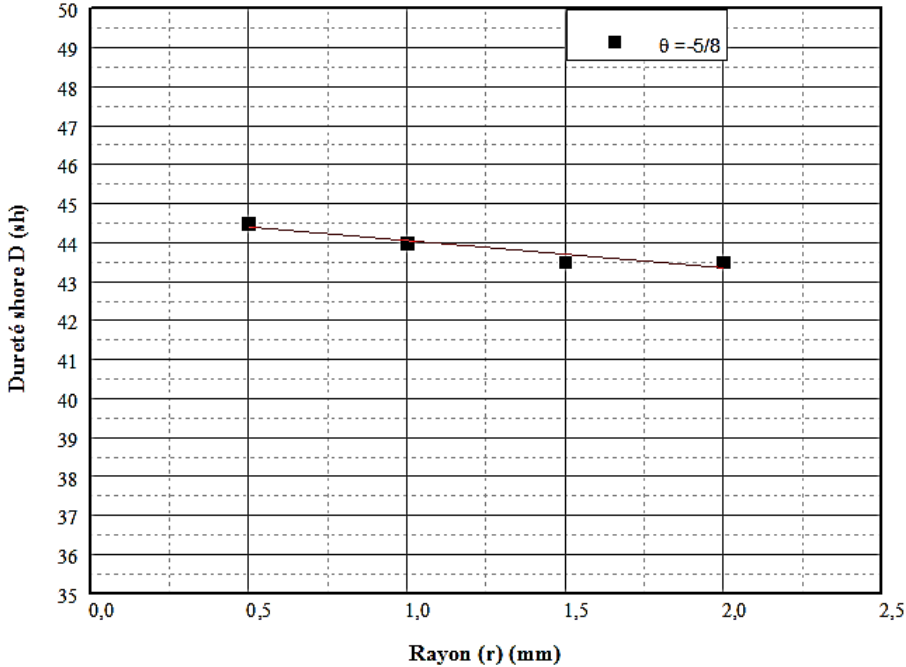
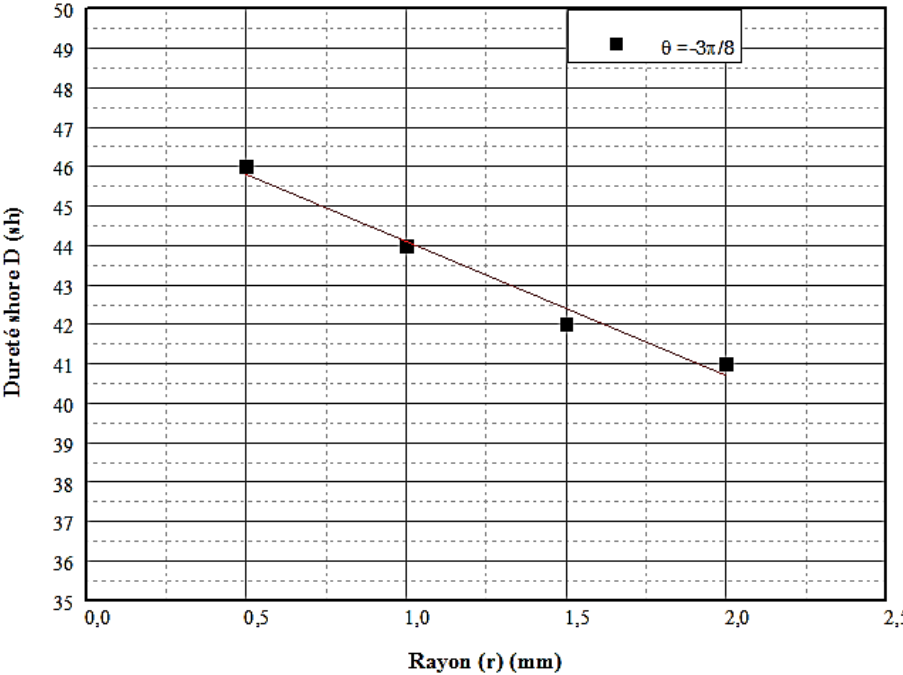
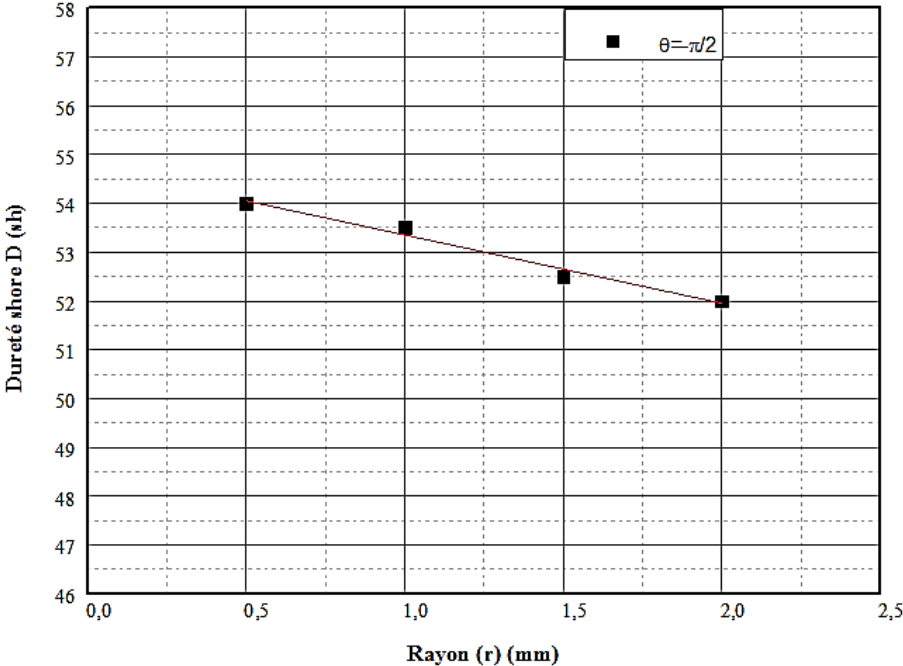
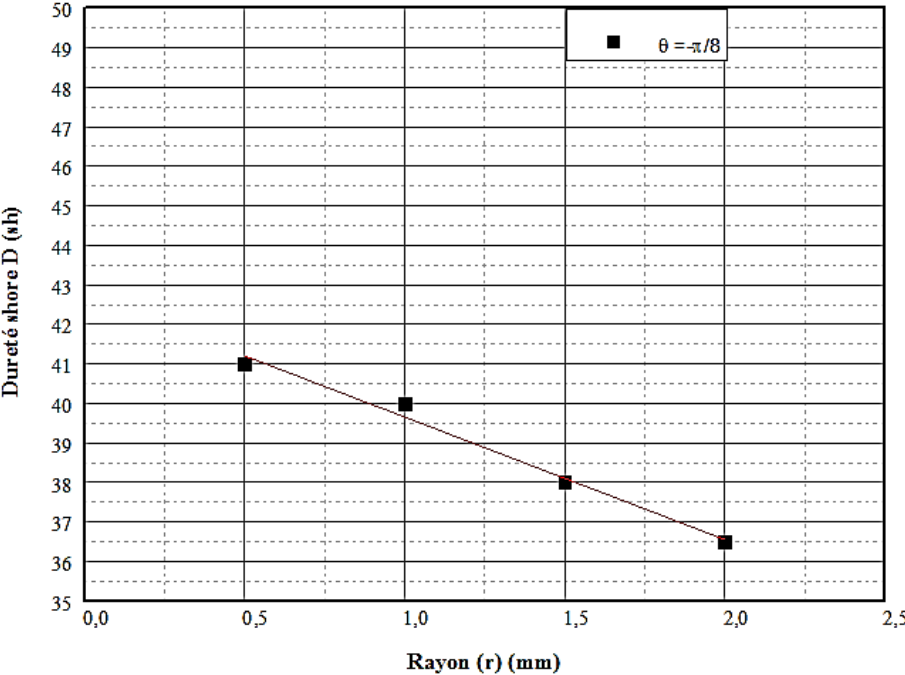
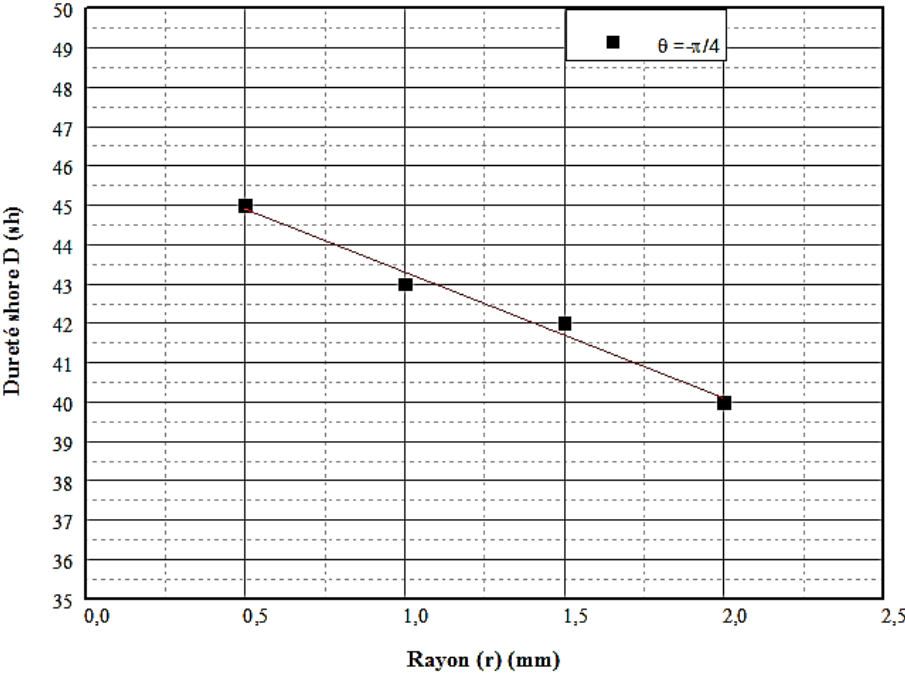


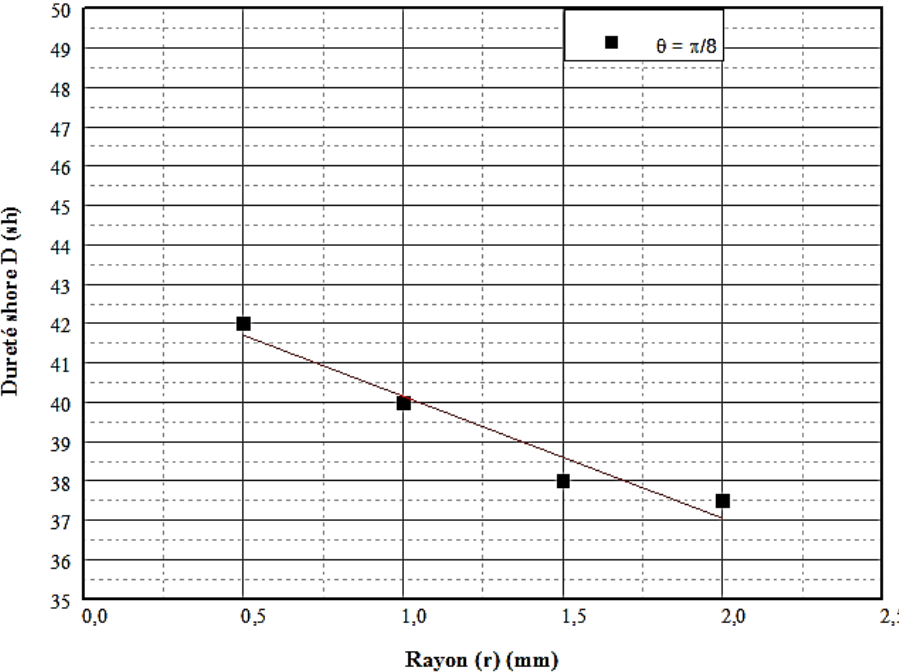
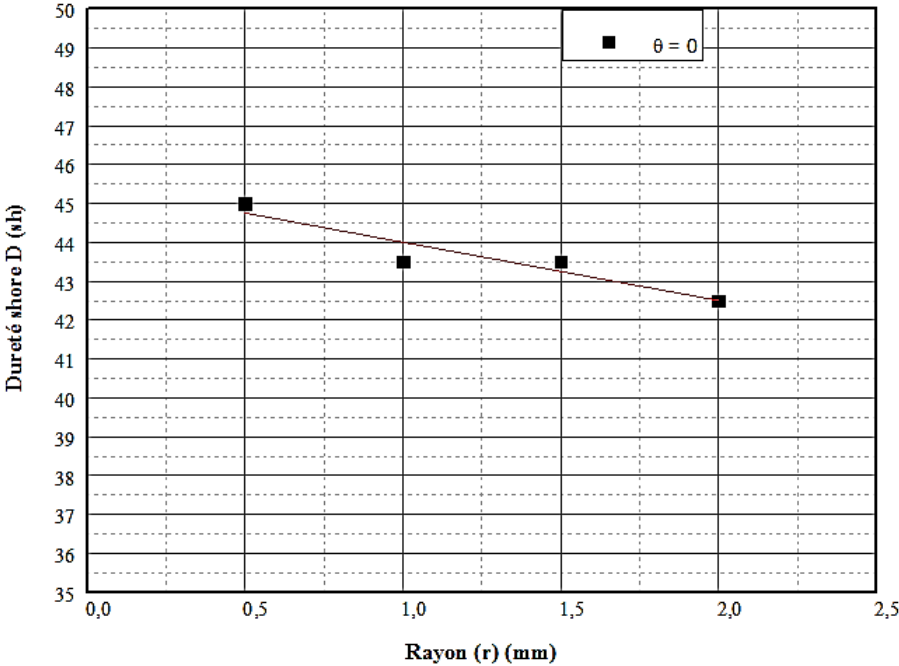
Figure II-39 L'évolution de  $\Delta sh$  en fonction de  $(r)$  du matériau de base (MB).

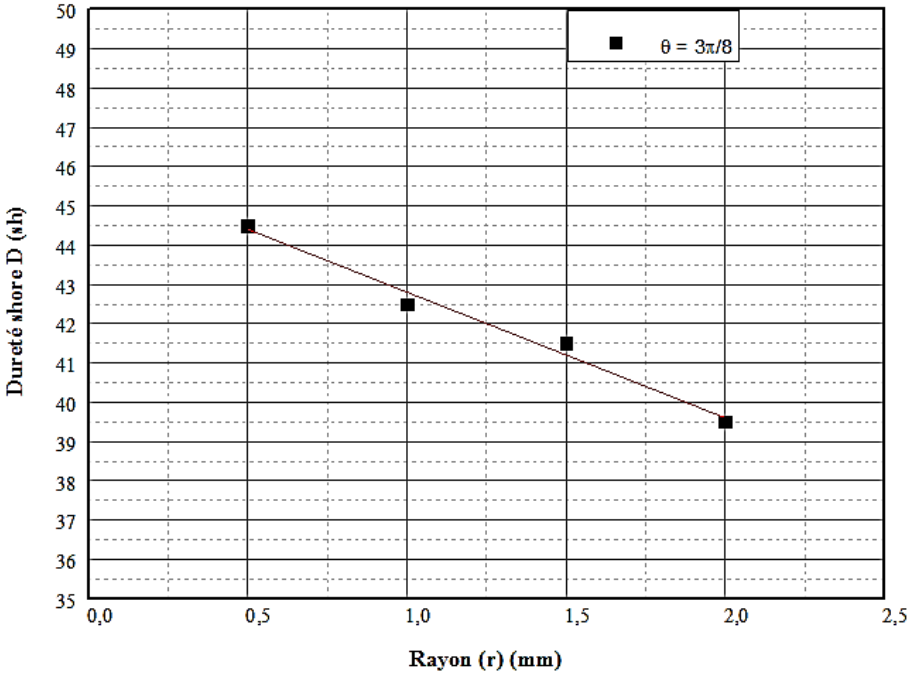
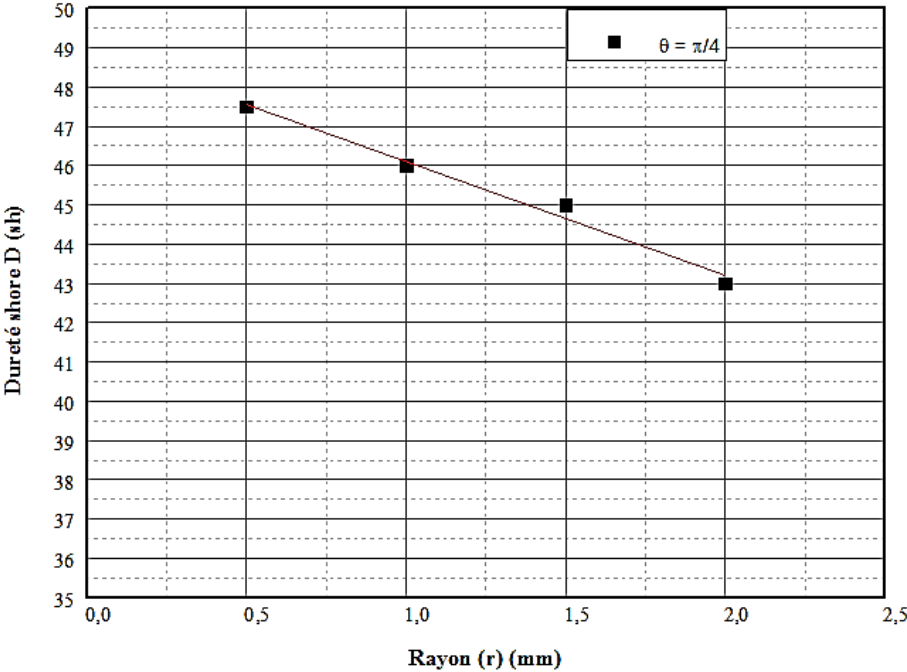












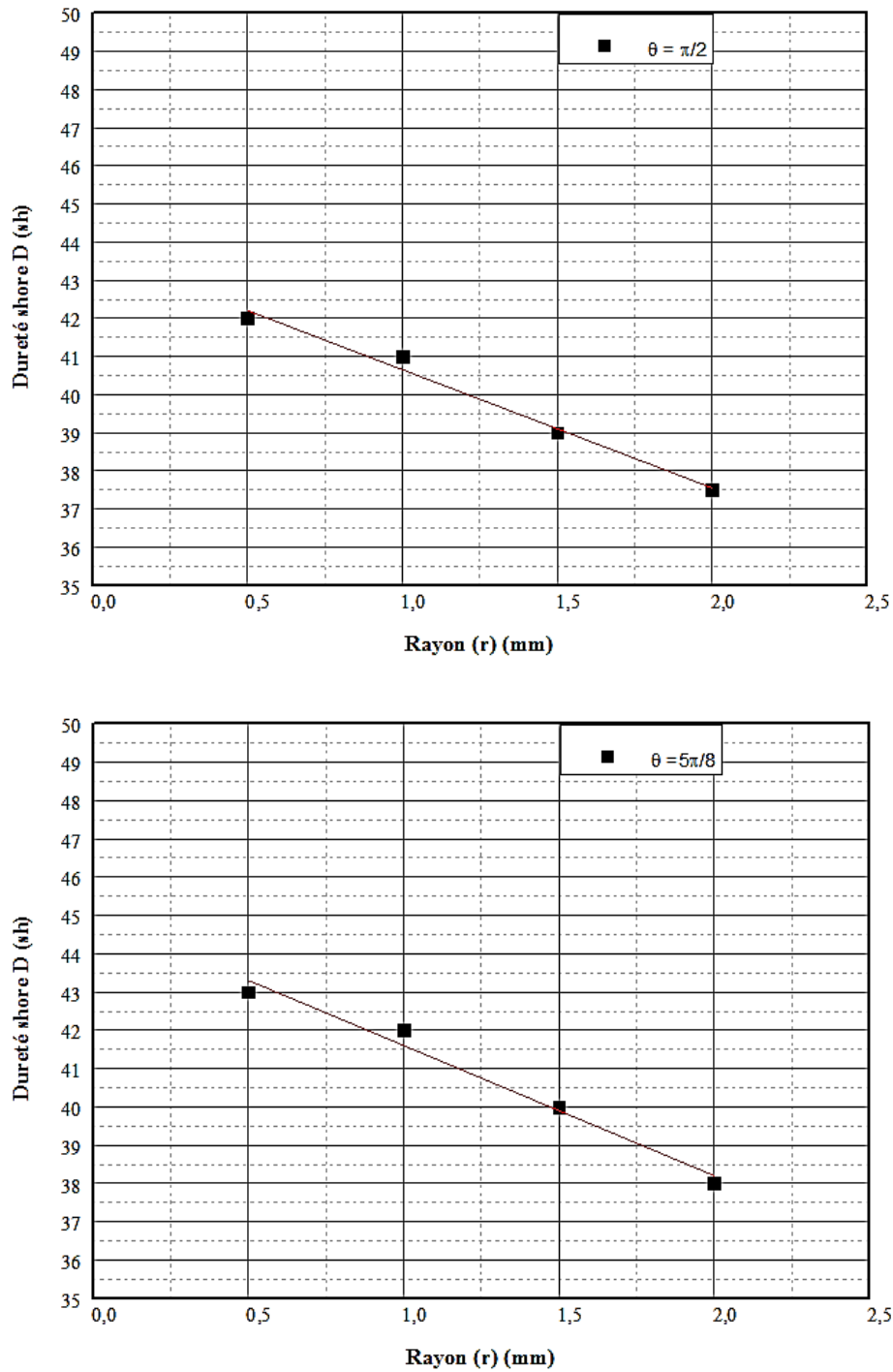


Figure II-40 L'évolution de  $\Delta sh$  en fonction de  $(r)$  du bourrelet de soudure.

Les calculs de  $\Delta sh$  pour les deux cas étudiés sont donnés dans les tableaux II-5 et II-6. On constate que la résistance du matériau de base au niveau de la zone plastifiée est plus faible que la zone plastique du bourrelet de soudure, cela signifie que les champs de fusion du plan de contact et la température à l'interface sont indépendants du temps au début de la phase de chauffage.

Rayon (r)	$\theta=5\pi/8$		$\theta=\pi/2$		$\theta=3\pi/8$		$\theta=\pi/4$		$\theta=\pi/8$		$\theta=0$		$\theta=-\pi/8$		$\theta=-\pi/4$		$\theta=-3\pi/8$		$\theta=-\pi/2$		$\theta=-5\pi/8$	
	Dureté sh D	Ash D	Dureté sh D	Ash D	Dureté sh D	Ash D	Dureté sh D	Ash D	Dureté sh D	Ash D	Dureté sh D	Ash D	Dureté sh D	Ash D	Dureté sh D	Ash D	Dureté sh D	Ash D	Dureté sh D	Ash D	Dureté sh D	Ash D
2	54	-	52	-	50,5	-	49,5	-	52	-	52,5	-	52	-	48	-	49,5	-	52	-	50,5	-
1,5	54,5	0,5	52,5	0,5	50,5	-	49,5	-	54	1	53,5	2	53,5	2	50	2	49,5	-	54	1	51,5	1
1	55	1	53,5	1,5	52	1,5	51	3	54,5	2	54	1	54,5	2	51	3	51	1	54,5	2	52	1
0,5	56	2	54	2	53	2,5	52	4,5	54,5	2	55	2	54,5	2	52,5	4,5	52	2	54,5	2	52	1

Tableau II-5 Résultats de la dureté shore D et Ash D en fonction de (r) et de ( $\theta$ ) d'une partie saine.

Rayon (r)	$\theta=5\pi/8$		$\theta=\pi/2$		$\theta=3\pi/8$		$\theta=\pi/4$		$\theta=\pi/8$		$\theta=0$		$\theta=-\pi/8$		$\theta=-\pi/4$		$\theta=-3\pi/8$		$\theta=-\pi/2$		$\theta=-5\pi/8$	
	Dureté sh D	Ash D	Dureté sh D	Ash D	Dureté sh D	Ash D	Dureté sh D	Ash D	Dureté sh D	Ash D	Dureté sh D	Ash D	Dureté sh D	Ash D	Dureté sh D	Ash D	Dureté sh D	Ash D	Dureté sh D	Ash D	Dureté sh D	Ash D
2	43,5	-	41	-	41	-	36,5	-	37,5	-	42,5	-	37,5	-	40	-	36,5	-	42	-	39,5	-
1,5	43,5	-	42,5	1,5	42	1	38	1,5	38	1,5	43,5	1	38	1,5	42	2	38	1,5	43,5	1	41,5	2
1	44	0,5	45	4	44	3	40	3,5	40	3,5	43,5	1	40	3,5	43	3	40	3,5	43,5	1	42,5	3
0,5	44,5	1	48	7	46	5	41	4,5	42	5,5	45	2,5	42	5,5	45	5	41	4,5	47,5	4,5	44,5	5

Tableau II-6 Résultats de la dureté shore D et Ash D en fonction de (r) et de ( $\theta$ ) du bourrelet de soudure.

### II.2.6 Essai de microstructure

Les défauts des bourrelets de soudure réduisent les propriétés mécaniques du bourrelet. Ils peuvent être divisés en deux catégories : Les défauts de surface qui sont visibles à l'œil nu (figure II-41). La zone soudée est clairement visible après attaque chimique avec un agent d'attaque à base de permanganate de potassium à température ambiante. Le bourrelet de soudure des tubes PEHD/PEHD montre clairement la variation de la structure avec l'augmentation du temps de fusion, même à l'œil nu. La ligne de soudure partiellement fondue est observée dans la figure II-41.

La figure II-42 représente les photomicrographies optiques de la surface de rupture du bourrelet de soudure qui présente une variation structurale avec l'augmentation du temps de fusion. Nous avons observé des sphérulites au niveau de la zone de soudure. Après attaque du faciès de rupture par traction, les fibrilles de la zone de soudure ont été complètement transformées en surface plane avec quelques petites lacunes. La formation d'une interface complètement diffusée est possible grâce à un enchevêtrement suffisant de la chaîne polymère, comme dans le matériau de base, dans les conditions de soudage standard. Le degré d'enchevêtrement de la chaîne n'est pas suffisant pour la formation d'une interface complètement diffusée au niveau du joint en raison de basses températures pendant le soudage.

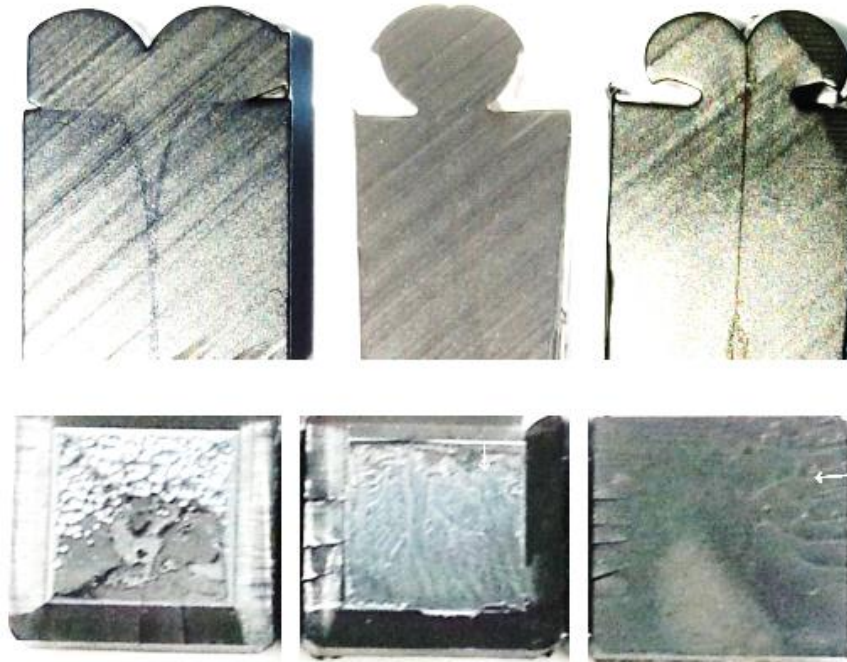


Figure II-41 Image optique de bourrelet de soudure [21].

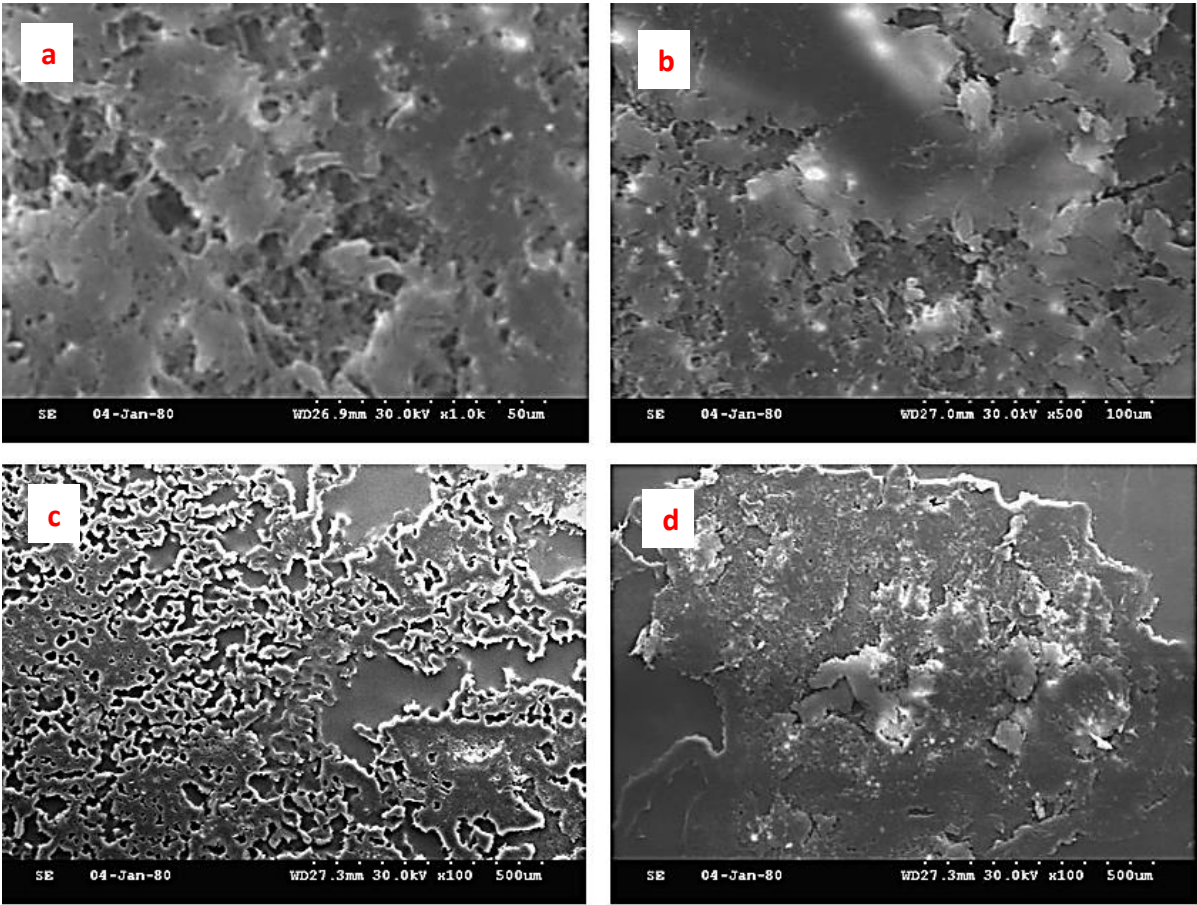


Figure II-42 Images microscopiques MEB de la surface de rupture en traction de bourrelet de soudure. La barre d'échelle est de 500  $\mu\text{m}$  [21].



**Références bibliographiques**

- [1] M. Bendouba, A. Djebli, A. Aid, N. Benseddiq, M. Benguediab., Time-Dependent J-Integral Solution for Semi-elliptical Surface Crack in HDPE, *CMC*, 45 (3), 163-186, 2015.
- [2] A. P.D. Costa, E. C. Botelho, M. L. Costa, N. E. Narita and J. R. Tarpani., A Review of Welding Technologies for Thermoplastic Composites in Aerospace Applications, *Aerosp. Technol. Manag*, São José dos Campos, 4 (3), 255-265, 2012, DOI: 10.5028/jatm.2012.04033912.
- [3] K.W. Neale and P. Tugcu., Analysis of necking and neck propagation in polymeric materials, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 33 (4), 323–337, 1985.
- [4] P.Y. Zhang and B. Jar., Phenomenological modelling of tensile fracture in PE pipe by considering damage evolution, *Materials and Design*, 77, 72–82, 2015.
- [5] ASTM F2620, Standard Practice for Heat Fusion Joining of Polyethylene Pipe and Fittings, *Annual Book of ASTM Standards, Part IIB Plastic Pipe and Building Products*, 8(04), 1-17, 2004.
- [6] M. F. Butler, A. M. Donald., Deformation of spherulitic polyethylene thin film, *J. Mater. Sci*, 32, 3675-3685, 1997.
- [7] M. F. Butler, A.M. Donald and A.J. Ryan., Time resolved simultaneous small and wide-angle X-ray scattering during polyethylene deformation-II. Cold drawing of linear polyethylene, *Polym*, 39, 39-52, 1998.
- [8] M. Aboulfaraj, C. G'sell, B. Ulrich, A. Dahoun., In situ observation of plastic deformation of polypropylene spherulites under uniaxial tension and simple shear in the scanning electron microscope, *Polym*, 36, 731-742, 1995.
- [9] A. Djebli, A. Aid, M. Bendouba, A. Talha, N. Benseddiq, M. Benguediab, S. Zengah, Uniaxial Fatigue of HDPE-100 Pipe, *Engineering, Technology & Applied Science Research*, 4(2), 600-604, 2004.
- [10] R. M. Scudla. J. J. Kolarik. J., The effect of specific nucleation on tensile mechanical behaviour of isotactic polypropylene, *European Polymer Journal*, 40, 1317-1323, 2004.
- [11] N. B. LV. R., Effect of Cavitation on the plastic Deformation and Failure of Isotactic polypropylene, *Journal of Applied Polymer Science*, 105, 3274-3279, 2007.
- [12] 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*, 1(50), 2015.

- [13] M. A. A. T. EL-Bagory, A. R. T. Alkanhal et Y. A. M. 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*, 20–24,2014.
- [14] M. A. Bouchelarm, M. Mazari, N. Benseddiq., Stress intensity factor  $K_I$  and T-stress determination in HDPE material, *Journal of Failure Analysis and Prevention*, 17(5), 919-934, 2017, DOI 10.1007/s11668-017-0322-3.
- [15] ASTM D2290, Standard Test Method for Apparent Hoop Tensile Strength of Plastic or Reinforced Plastic Pipe by Split Disk Method 1, *part IIB Plastic Pipe and Building Products*,8(04), 1-7, 2004.
- [16] ASTM D638., Standard Test Method for Tensile Properties of Plastics, *part IIB Plastics (I)*, 8(1), 1-15, 2003.
- [17] Laboratoire Mécanique et Physique des matériaux. Université Djillali Liabes. Sidi Bel Abbès. Algérie.
- [18] Laboratoire de Matériaux et systèmes réactifs (LMSR). Université Djillali Liabes. Sidi Bel Abbès. Algérie.
- [19] M. A. Bouchelarm, M. Mazari, N. Benseddiq., Prédiction de la rupture par une approche à deux paramètres (FIC et T-stress). Application aux canalisations sous pression en polyéthylène haute densité (PEHD), *Thèse de doctorat*, Université de Sidi Bel Abbés. 2018.
- [20] ASTM D2240, Standard Test Method for Rubber Property- Durometer Hardness, *part IIB Rubber, Natural and Synthetic- General Test Methods- Carbon Black*, 9(1), 1-8, 2000.
- [21] P. Pashupati, K. Yoonsang, C. Sunwoong., Microstructure and Mechanical Properties of the Butt Joint in High Density Polyethylene Pipe, *International Journal of Polymer Science*,16, 1-13 ,2016, Doi.org/10.1155/2016/6483295.
- [22] F. Rietsch, B. Bouette., The compression yield behaviour of polycarbonate over a wide range of strain rates and temperatures, *European Polymer Journal*, 26, 1071-1075, 1999.
- [23] J. Richeton, S. Ahzi, L. Daridon, Y. Rémond., A formulation of the cooperative model for the yield stress of amorphous polymers for a wide range of strain rates and temperatures, *Polymer*, 46, 6035-6043, 2005.
- [24] J. Richeton, S. Ahzi, K. S. Vecchio, F. C. Jiang, R. R. Adharapurapu., Influence of temperature and strain rate on the mechanical behavior of three amorphous polymers: Characterization and modelling of the compressive yield stress, *International Journal of Solids and Structures*, 43, 2318-2335, 2006.

- [25] T. Fawad, N. Nausheen, A. K. Muhammad, A. B. Rasheed., Failure Analysis of High Density Polyethylene Butt Weld Joint, *Journal of Failure Analysis and Prevention*, 2005, DOI 10.1007/s11668-011-9536-y.

# CHAPITRE III

## ETUDE NUMERIQUE

*La méthode des éléments finis est présentée dans une brève introduction. Les raisons du choix de la structure sont ensuite présentées, ainsi que la simulation numérique du problème (discrétisation, conditions aux limites et déroulement du calcul). Les deux essais, numérique et réel, sont réalisés et comparés.*

*Dans ce chapitre, nous nous sommes intéressés à l'étude numérique du comportement mécanique de deux tubes soudés PEHD/PEHD sous différentes sollicitations. Pour se faire, nous nous basons sur les résultats expérimentaux issus d'essais uniaxiaux.*

*La simulation numérique dans le cadre de cette étude est constituée de trois catégories :*

- *La première catégorie consiste en une étude basée sur des modèles constitutifs qui ont été établis pour déterminer le comportement viscoélastique-viscoplastique. Ces modèles ont été identifiés à partir d'essais expérimentaux sur éprouvettes prélevées sur des tubes soudés PEHD/PEHD. Deux vitesses de déplacement ( $V_e = 10\text{mm/min}$  et  $50\text{mm/min}$ ) ont été étudiées pour analyser l'effet de la vitesse de déplacement sur le comportement mécanique et les comparer avec celles obtenues numériquement. Enfin une analyse mécanique pour déterminer l'énergie de déformation et le facteur d'intensité de contraintes  $K_I$  des deux cas étudiés.*

*Le code de calcul ABAQUS/CAE ne permet pas la simulation de la partie viscoélastique-viscoplastique. Pour répondre à cet objectif nous avons écrit un programme en langage Fortran95 puis nous avons implémenté les fichiers (.For) au sein du code de calcul ABAQUS/CAE.*

*Le but de cette partie est d'expliquer la démarche numérique qui nous a conduits aux résultats du chapitre 2.*

- *La deuxième catégorie consiste en une analyse thermique du processus de soudage par fusion bout à bout. Cette partie est une contribution à l'élaboration d'un programme par éléments finis nommé D-flux qui nous montre la distribution des contraintes durant la technique de soudage au niveau du bourrelet de soudage.*
- *Enfin la troisième catégorie consiste en une analyse microstructurale pour déterminer les propriétés mécaniques dans les différentes zones du bourrelet de soudure. Pour se faire, on utilise le code de calcul OOF2.*

## SOMMAIRE

III.1 Simulation numérique de la traction uniaxiale .....	95
III.1.1 Analyse mécanique.....	95
III.1.2 Modèles constitutifs.....	98
III.1.2.1 Modèle Elastique.....	98
III.1.2.2 Modèle viscoélastique-viscoplastique.....	99
III.1.2.3 Modèles Hyperélastiques.....	100
Modèle Arruda-Boyce.....	100
Modèle Mooney-Rivlin .....	100
Modèle Van der Waals.....	101
Modèle Ogden.....	102
Modèles Polynominal .....	102
Modèle Neo-Hookean .....	102
Modèle Yeoh .....	102
III.1.3 Facteur d'intensité de contraintes $K_I$ .....	103
III.2 Résultats et interprétations.....	105
III.2.1 Caractérisation et loi de comportement mécanique.....	105
III.2.2 Détermination de l'énergie de déformation.....	107
III.2.3 Détermination du facteur d'intensité de contraintes $K_I$ .....	110
III.3 Analyse thermique (Simulation du processus de soudage par fusion bout à bout).	111
III.3.1 Effet de la distribution du flux de chaleur sur le champ des contraintes résiduelles.....	113
III.3.2 Evaluation de la pression de soudage sur la température ambiante ( $T_D$ ).....	117
III.3.3 Effet de la contrainte circonférentielle.....	120
III.4 Analyse Microstructurale.....	122
Références bibliographiques.....	128

### III.1 Simulation numérique de la traction uniaxiale

#### III.1.1 Analyse Mécanique

Compte tenu de la géométrie de notre éprouvette du type haltère pour la traction uniaxiale, il ne nous est pas facile de déterminer la loi de comportement d'une structure en PEHD sain et soudée sous chargement uniaxial. L'accès au champ de déformation ou de contrainte dans les éprouvettes est rendu possible grâce à une simulation numérique sous le code de calcul CAE/Abaqus Explicit.

Le matériau étudié peut présenter un certain comportement Hyperélastique en plus des performances viscoélastique-viscoplastique. Le comportement viscoélastique-viscoplastique est une étape cruciale pour le dimensionnement d'une structure mécanique puisqu'il s'appuie sur les propriétés du matériau pour assurer la tenue en service, la sécurité, la qualité voire le confort.

Dans cette partie, la simulation numérique a été réalisée dans le but de déterminer le comportement mécanique de deux tubes PEHD/PEHD soudés par le processus de fusion bout à bout. Des modèles constitutifs ont été développés en tant que subroutine (user-defined material) et codés sur FORTRAN95 afin d'intégrer cette subroutine dans l'Abaqus/Explicit.

En se basant sur la géométrie de l'éprouvette haltère du type V en 3D. La géométrie est créée sous SolidWorks, puis importée sous Abaqus.

L'élément choisi est C3D8R (élément à huit nœuds de premier ordre avec intégration réduite), avec 26189 éléments et 38355 nœuds (figure III-1). Le maillage est plus raffiné au niveau du bourrelet de soudure où la contrainte est attendue.

Les conditions aux limites sont fixées de la façon suivante : le bord de l'éprouvette suivant l'axe X est considéré de XSYMM ( $U_1=U_2=U_3=0$ ). Le chargement, qui est en accord avec l'essai expérimental, est de type vitesse de déplacement.

L'algorithme de calcul utilisé pour simuler l'effet du chargement uniaxial sur le comportement mécanique du PEHD est représenté sur la figure III-2. Trois phases se succèdent pour la simulation : une phase de programmation et transfert des variables de formules par FORTRAN95, une phase de compilation du programme sous CAE/Abaqus Explicit et enfin une phase de lancement de la simulation pour l'obtention des résultats.

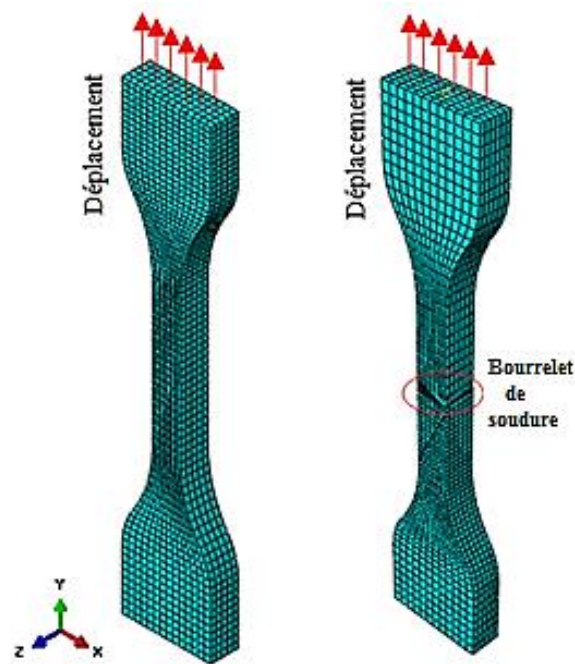
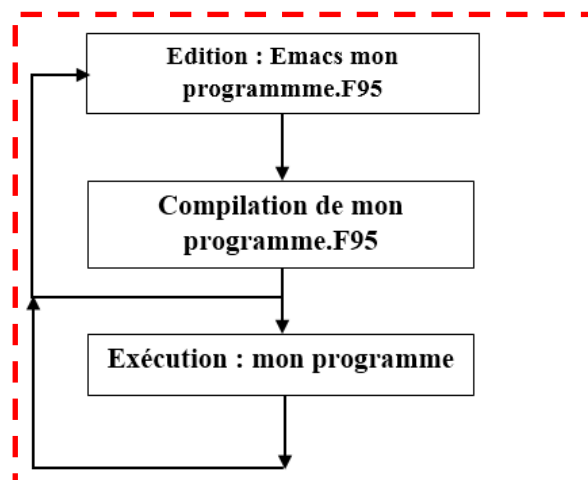


Figure III-1 Maillage des éprouvettes de traction uniaxiale UT.

La compilation sous FORTRAN95 permet de détecter les erreurs de syntaxe que l'on corrige par le retour à l'étape de l'édition (figure III-3). Lors de l'exécution, la prudence impose de tester le programme en faisant des calculs dont on connaît le résultat : les erreurs ainsi détectées renvoient à l'édition. En principe, le cycle converge assez vite.

Le matériau utilisé est considéré comme un matériau isotrope. Les relations citées au tableau III-1 sont alors réduites à celles de la loi de Hooke de la théorie d'élasticité.



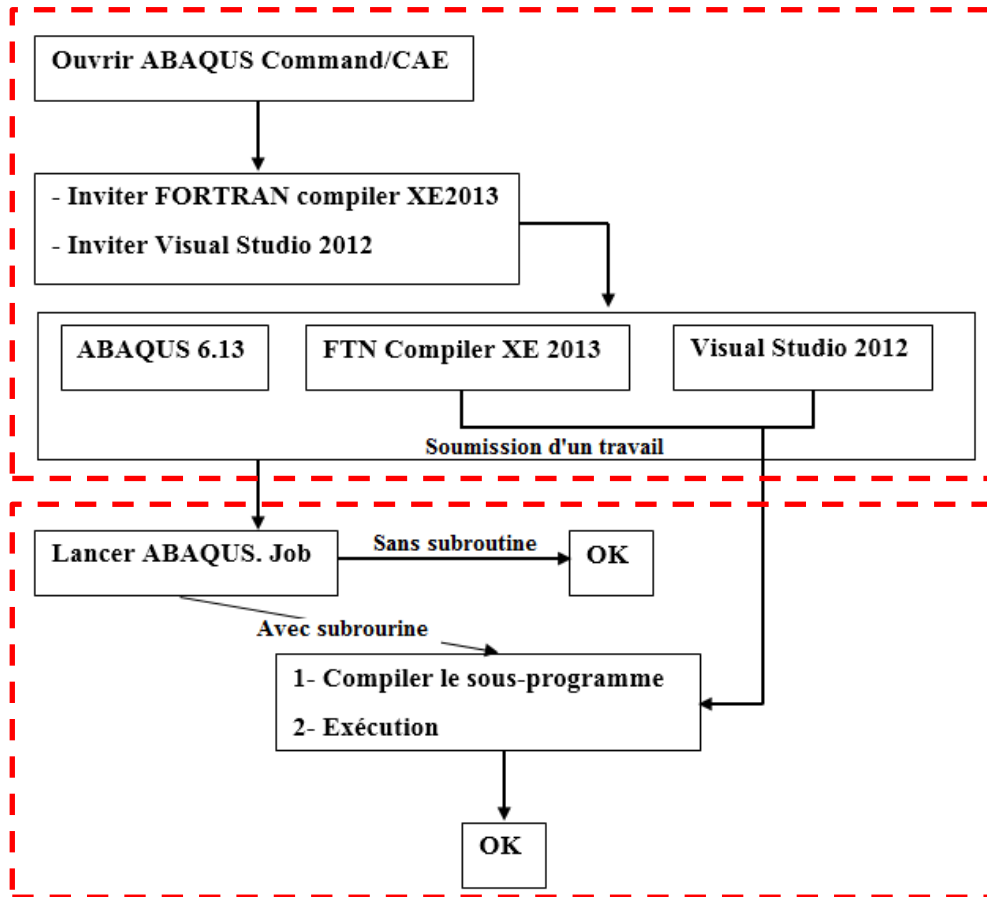


Figure III-2 Organigramme explicatif de la procédure de compilation.

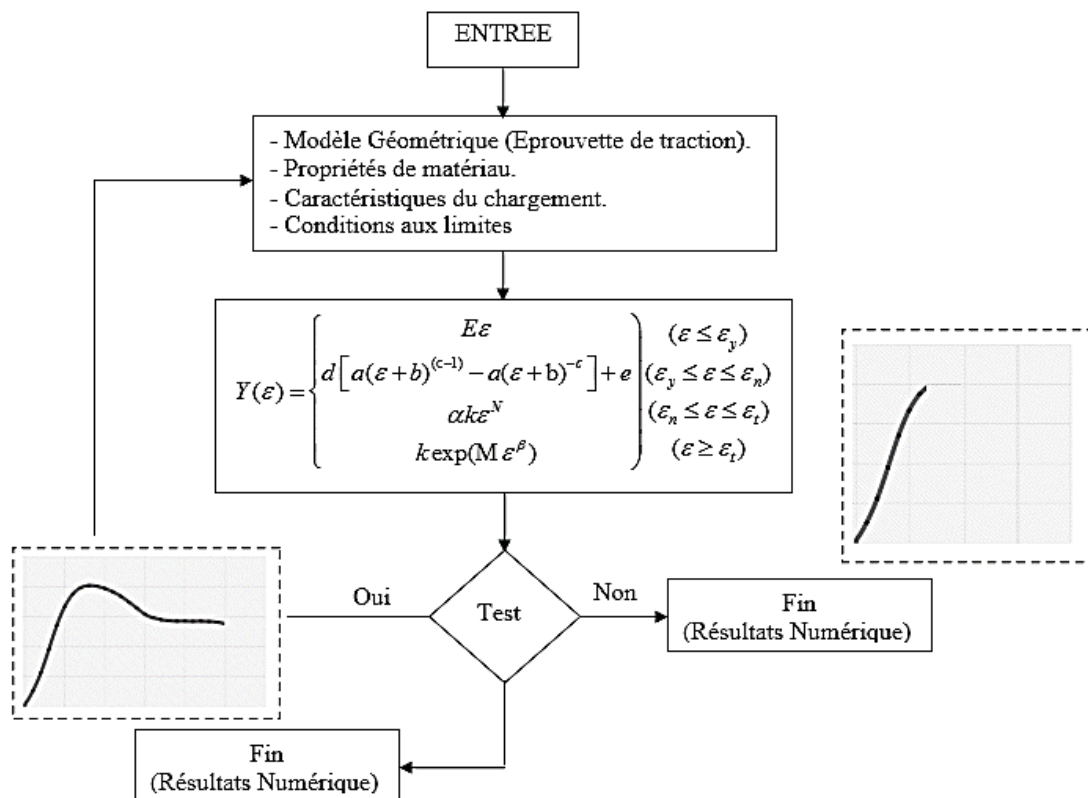


Figure III-3 Algorithme de calcul.



	$\lambda$	$\mu$	$E$	$\nu$	$k$
$\lambda, \mu$	-----	-----	$\frac{\mu(3\lambda + 2\mu)}{\lambda + \mu}$	$\frac{\lambda}{2(\lambda + \mu)}$	$\frac{3\lambda + 2\mu}{3}$
$\lambda, E$	$(E - 3\lambda) + \frac{1}{4}\sqrt{(E - 3\lambda)^2 + 8\lambda E} - (E + \lambda) + \frac{1}{4\lambda}\sqrt{(E + \lambda)^2 + 8\lambda^2} (3\lambda + E) + \frac{1}{6}\sqrt{(3\lambda + E)^2 - 4\lambda E}$				
$\lambda, \nu$	-----	$\frac{\lambda(1 - 2\nu)}{2\nu}$	$\frac{\lambda(1 + \nu)(1 - 2\nu)}{\nu}$	-----	$\frac{\lambda(1 + \nu)}{3\nu}$
$\lambda, k$	-----	$\frac{3(K - \lambda)}{2}$	$\frac{9K(K - \lambda)}{3K - \lambda}$	$\frac{\lambda}{3K - \lambda}$	-----
$\mu, E$	$\frac{\mu(2\mu - E)}{E - 3\mu}$	-----	-----	$\frac{E - 2\mu}{2\mu}$	$\frac{\mu E}{3(3\mu - E)}$
$\mu, \nu$	$\frac{2\mu\nu}{1 - 2\nu}$	-----	$2\mu(1 + \nu)$	-----	$\frac{2\mu(1 + \nu)}{3(1 - 2\nu)}$
$\mu, k$	$\frac{3K - 2\mu}{3}$	-----	-----	-----	-----
$E, \nu$	$\frac{\nu E}{(1 + \nu)(1 - 2\nu)}$	$\frac{E}{2(1 + 2\nu)}$	-----	-----	$\frac{E}{3(1 - 2\nu)}$
$E, k$	$\frac{3K(3K - E)}{9K - E}$	$\frac{3EK}{9K - E}$	-----	$\frac{3K - E}{6K}$	-----
$\nu, k$	$\frac{3K\nu}{1 + \nu}$	$\frac{3K(1 - 2\nu)}{2(1 + \nu)}$	$3K(1 - 2\nu)$	-----	-----

Tableau III-1 Relation entre les constantes d'élasticité [1].

### III.1.2 Modèles constitutifs

#### III.1.2.1 Modèle Elastique

Il est bien connu que le critère de déformation plastique peut être exprimé comme suit :

$$f(\sigma_{ij}) = Y \tag{2}$$

La relation contrainte-déformation donnée dans l'équation (1) a été adoptée pour la déformation plastique combinée à une relation polynomiale contrainte-déformation dans la zone élastique. Cette équation exprime la partie de durcissement et a été modifiée par Hutchinson et Neale [2]. Pour aider les calculs, le matériau utilisé est considéré isotrope. Les relations sont alors réduites à celles de la loi de Hooke de la théorie d'élasticité.

$$Y(\varepsilon) = \begin{cases} E\varepsilon & (\varepsilon \leq \varepsilon_y) \\ d \left[ a(\varepsilon + b)^{(c-1)} - a(\varepsilon + b)^{-c} \right] + e & (\varepsilon_y \leq \varepsilon \leq \varepsilon_n) \\ \alpha k \varepsilon^N & (\varepsilon_n \leq \varepsilon \leq \varepsilon_t) \\ k \exp(M\varepsilon^\beta) & (\varepsilon \geq \varepsilon_t) \end{cases} \tag{3}$$

#### III.1.2.2 Modèle viscoélastique-viscoplastique

Le modèle constitutif utilisé dans la simulation est le modèle combiné viscoélastique-viscoplastique mis en œuvre avec la méthode de recouvrement.

Les modèles rhéologiques qui sont composés de ressorts et de tirets sont habituellement adoptés dans la modélisation du comportement élastique-viscoplastique des polymères semi-cristallins [3]. D'une manière générale, la rhéologie suppose que les propriétés physiques d'une structure en polyéthylène à haute densité PEHD varient d'une façon continue d'un point à un autre. On peut classer la rhéologie en trois types :

- La rhéologie expérimentale : elle détermine expérimentalement la relation de comportement entre les contraintes et la vitesse de déformation (figure III-4).
- La rhéologie structurale : elle explique le comportement du matériau à partir de sa structure.
- La rhéologie théorique : elle fournit des modèles mathématiques en nombre limité de comportements indépendamment de la structure microscopique [4].

$$[C_{\alpha\beta}] = \begin{bmatrix} \lambda+2\mu & \lambda & \lambda & 0 & 0 & 0 \\ \lambda & \lambda+2\mu & \lambda & 0 & 0 & 0 \\ \lambda & \lambda & \lambda+2\mu & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \mu & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \mu & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \mu \end{bmatrix} \quad (4)$$

$$\begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \sigma_4 \\ \sigma_5 \\ \sigma_6 \end{bmatrix} = \frac{E}{(1+\nu)(2-\nu)} \begin{bmatrix} 1-\nu & \nu & \nu & 0 & 0 & 0 \\ \nu & 1-\nu & \nu & 0 & 0 & 0 \\ \nu & \nu & 1-\nu & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1}{2}(1-2\nu) & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{2}(1-2\nu) & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{2}(1-2\nu) \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \varepsilon_4 \\ \varepsilon_5 \\ \varepsilon_6 \end{bmatrix} \quad (5)$$

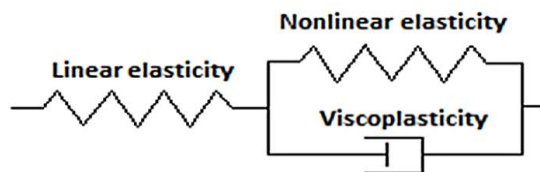


Figure III-4 Rhéologie utilisée pour décrire la grande plage de déformation des polymères vitreux [5].

### III.1.2.3 Modèles Hyperélastiques

#### Modèle Arruda-Boyce

Le modèle Arruda - Boyce est basé sur des considérations moléculaires pour expliquer le comportement mécanique contrainte - déformation des matériaux polymères. Ce modèle calcule l'énergie de déformation comme la somme des énergies de déformation des chaînes individuelles :

$$W = \mu \sum_{i=0}^5 \frac{c_i}{\lambda_m^{2i-2}} \times (I_1^i - 3^i) + \frac{1}{D} \left[ \frac{J_{el}^2 - 1}{2} - \text{Ln}(J_{el}) \right] \quad (6)$$

Où : W : Energie de déformation [J] ;  
 $\mu$ : le module de cisaillement initial [MPa] ;  
 C : constant du matériau  
 $\lambda_m$  : Etendue  
 D : rapport de 2/k  
 K : le module massique à faible contrainte,  
 $J_{el}$  : le rapport de volume élastique,  
 I : Invariant du tenseur de déformation donné par :

$$I_1 = \lambda_1^2 + \lambda_2^2 + \lambda_3^2 \quad (7)$$

La fonction de densité d'énergie de déformation pour le modèle Arruda-Boyce incompressible est donnée par J. S. Bergstrom et al [6] :

$$W = Nk_B \theta \sqrt{n} [\beta \lambda_{chain} - \sqrt{n} \text{Ln} \left( \frac{\sinh \beta}{\beta} \right)] \quad (8)$$

#### Modèle Mooney-Rivlin

Ce modèle est une alternative aux phénomènes de modèles moléculaires. Le comportement des polymères n'est qu'imparfaitement expliqué sur tout le spectre des déformations.

Pour une souche donnée, la contrainte est déterminée comme étant les dérivées de la densité d'énergie de déformation par rapport aux composantes de déformation.

Mooney et Rivlin ont alors proposé une expression générale de l'énergie libre considérée sans interprétation moléculaire de ses termes. Les hypothèses principales de Mooney sont que le polymère est incompressible et isotrope dans son état non-déformé. Le modèle de Mooney et

Rivlin a pour point de départ les trois invariants de déformation (indépendants du système de coordonnées choisi) :

$$I_2 = \lambda_1^2 \lambda_2^2 + \lambda_2^2 \lambda_3^2 + \lambda_3^2 \lambda_1^2 \quad (9)$$

$$\begin{aligned} I_1 &= \lambda_1^2 + \lambda_2^2 + \lambda_3^2 \\ I_2 &= \lambda_1^2 \lambda_2^2 + \lambda_2^2 \lambda_3^2 + \lambda_3^2 \lambda_1^2 \\ I_3 &= \lambda_1^2 \lambda_2^2 \lambda_3^2 \end{aligned} \quad (10)$$

Où :  $\lambda_1, \lambda_2, \lambda_3$  : Sont trois rapports d'étendue principaux.

L'équation de la densité d'énergie de déformation est donnée par :

$$W = C_{10} (I_1 - 3) + C_{01} (I_2 - 3) \quad (11)$$

### Modèle Van der Waals

Le modèle de Van der Waals également connu sous le nom de modèle de Kialin [7].

L'équation de la densité d'énergie de déformation est écrite sous la forme :

$$W = \mu \left\{ -(\lambda - 3) [Ln(1 - \eta) + \eta] - \frac{2}{3} a \left[ \frac{I_1 - 3}{2} \right]^{\frac{3}{2}} \right\} + \frac{1}{D} \left( \frac{J^2 - 1}{2} - Ln(J) \right) \quad (12)$$

Où :  $\mu$  : Constante de matériau

$\lambda$ : Etendue

$\eta$  : Module de cisaillement initial

$a$  : Paramètre d'interaction global

$D$  : Rapport de  $2/k$

$k$  : Module massique à faible contrainte,

$J$  : Rapport de volume total,

$I_1$

$I_1$  : Invariant du tenseur de déformation donné par :

$$I_1 = \lambda_1^2 + \lambda_2^2 + \lambda_3^2 \quad (13)$$

### Modèle Ogden

Ce modèle peut décrire le comportement Hyperélastique des matériaux polymères. L'énergie de déformation est définie sous la forme :

$$W = \sum_{i=1}^N \frac{2\mu_i}{\alpha_i^2} (\lambda_1^{\alpha_i} + \lambda_2^{\alpha_i} + \lambda_3^{\alpha_i} - 3) + \sum_{i=1}^N \frac{1}{D} (J_{el} - 1)^{2i} \quad (14)$$

### Modèle Polynomial

Le modèle polynomial Hyperélastique [8] est un modèle phénoménologique de l'élasticité du polymère. Dans ce modèle, la fonction de l'énergie de déformation est sous la forme d'un polynôme. Ce modèle est défini sous la forme suivante :

$$W = \sum_{i=1}^N C_{i0} (I_1 - 3)^i + \sum_{i=1}^N \frac{1}{D} (J_{el} - 1)^{2i} \quad (15)$$

$$W = \sum_{i=1}^N C_{i0} (I_1 - 3)^i + \sum_{i=1}^N \frac{1}{D} (J_{el} - 1)^{2i} \quad (16)$$

### Modèle Neo-Hookean

Ce modèle a été établi par l'étude du polymère, Le modèle Neo-Hookean est un modèle simplifié du modèle Mooney-Rivlin. Il est basé sur un modèle polynomial lorsqu'on considère  $N = 1$ . Ce modèle est défini comme :

$$W = C_{10} (I_1 - 3) + \frac{1}{D_1} (J_{el} - 1)^2 \quad (17)$$

### Modèle Yeoh

Est un modèle phénoménologique pour la déformation incompressible des matériaux élastiques d'un comportement non linéaire. L'équation de l'énergie de déformation pour le modèle Yeoh est :

$$W = \sum_{i=1}^3 C_{i0} (I_1 - 3)^i + \sum_{i=1}^3 \frac{1}{D_i} (J_{el} - 1)^{2i} \quad (18)$$

### III.1.3 Facteur d'intensité de contraintes $K_I$

Le facteur d'intensité de contrainte  $K_I$  est un paramètre de charge d'une structure fissurée qui jouit d'une influence notable dans l'analyse des matériaux fissurés. Il est le paramètre principal de calcul dans cette étude. C'est pourquoi, partant de cette importance, on s'est intéressé à la prévention des ruptures des tubes soudés PEHD/PEHD. Pour cela, une étude numérique sur deux structures fissurées avec le rapport  $a/t = 0.04$  (figure III-5-a) et (figure III-6-a) ont été réalisées les deux structures ont les dimensions suivantes :

Type de l'éprouvette	Diamètre externe $D_e$ (mm)	Epaisseur $t$ (mm)	Longueur de fissure ( $a/t$ ) (mm)
Sain	100	12.5	0.04
Bourrelet		17.5	

Tableau III-2 Dimensions des éprouvettes étudiées pour la simulation du FIC.

Les calculs numériques ont été effectués à l'aide du code de calcul par éléments finis CAE/Abaqus Explicit.

Les conditions aux limites appliquées aux tubes pendant l'essai sont : une pression interne de 4 Bar (40MPa), un déplacement et une rotation ( $U_2=UR_2=0$ ) suivant l'axe Y. L'application de l'axisymétrie du modèle FE sur l'axe des X est choisie pour la réduction du temps de calcul (figure III-5-b) et (figure III-6-b).

Le choix du maillage est important pour deux raisons qui vont guider son dimensionnement.

D'une part, la durée du calcul : plus le nombre de degrés de liberté est important, plus le temps de calcul est long.

D'autre part, l'impact du maillage qui est lié à la précision du résultat souhaité. Ce qui fait que plus les éléments sont de petites dimensions, plus la solution annoncée par le solveur se rapproche de la solution appropriée.

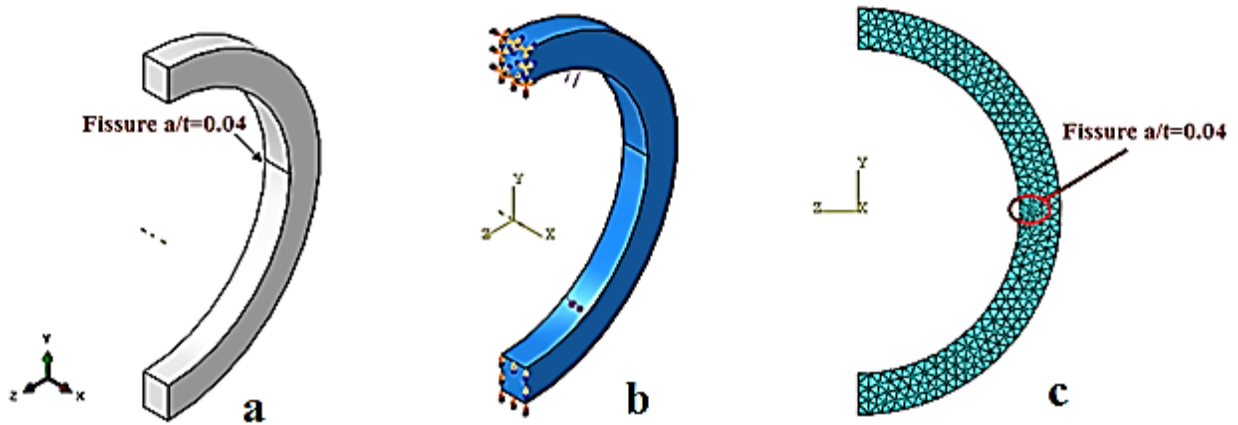


Figure III-5 Le modèle géométrique, les conditions aux limites et le maillage utilisé pour la simulation numérique.

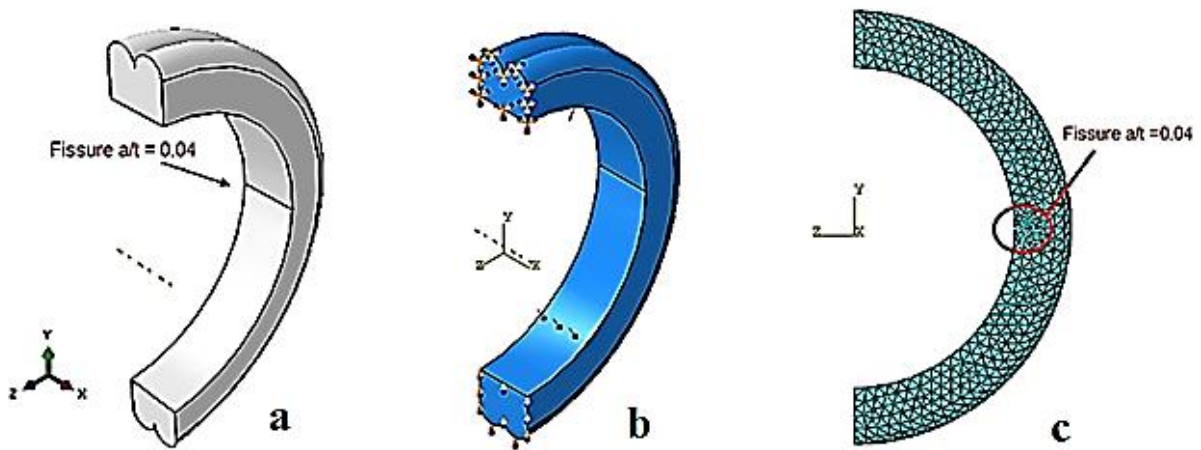


Figure III-6 Le modèle géométrique, les conditions aux limites et le maillage utilisé pour le bourrelet de soudure.

Pour faciliter la simulation, des éléments tétraédriques non linéaires à 10 nœuds d'intégration ont été choisis (figure III-7). Ces éléments sont parmi les plus utilisés car il existe des algorithmes de maillage automatique qui permettent de discrétiser entièrement et rapidement un volume tout en minimisant le nombre d'éléments.

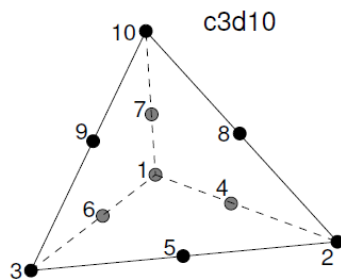


Figure III-7 Élément tétraédrique non linéaire à 10 nœuds d'intégration.

## III.2 Résultats et interprétations

### III.2.1 Caractérisation et loi de comportement mécanique

Les relations des modèles constitutifs proposés (élastiques et viscoélastique-viscoplastique) ont été appliquées dans Abaqus/explicite (UMAT). Les figures III-8, III-9, III-10 et III-11 décrivent la variation de la déformation lors de l'essai de traction uniaxiale pour différentes vitesses de déformations des échantillons sains et soudés. A une déformation plus élevées (>18%), les échantillons sains et soudés doivent être en état plastique.

Lorsque la vitesse de déformation diminue, les frottements résultants des mécanismes de glissement entre les chaînes amorphes et cristallines sont plus faibles. Dès lors, la déformation de la phase amorphe et des cristaux du matériau utilisé demande moins d'énergie.

D'après ces résultats, il est évident que la limite d'élasticité augmente en fonction des vitesses de déformation. La compatibilité de la ductilité et de la contrainte entre les éprouvettes soudées et le matériau de base peut limiter les conditions des défaillances.

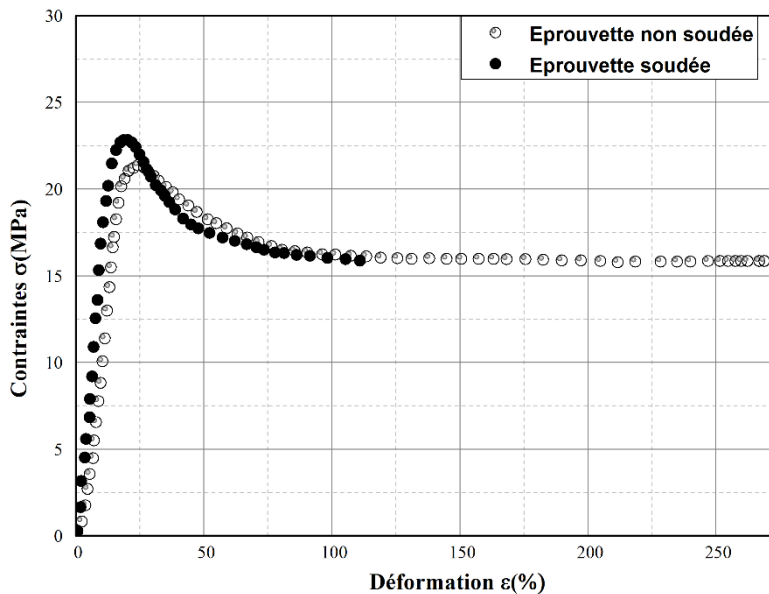


Figure III-8 Courbe contrainte -déformation obtenue avec la simulation numérique des essais de traction uniaxiale des éprouvettes pour une vitesse de sollicitation  $V_e=10\text{mm/min}$ .



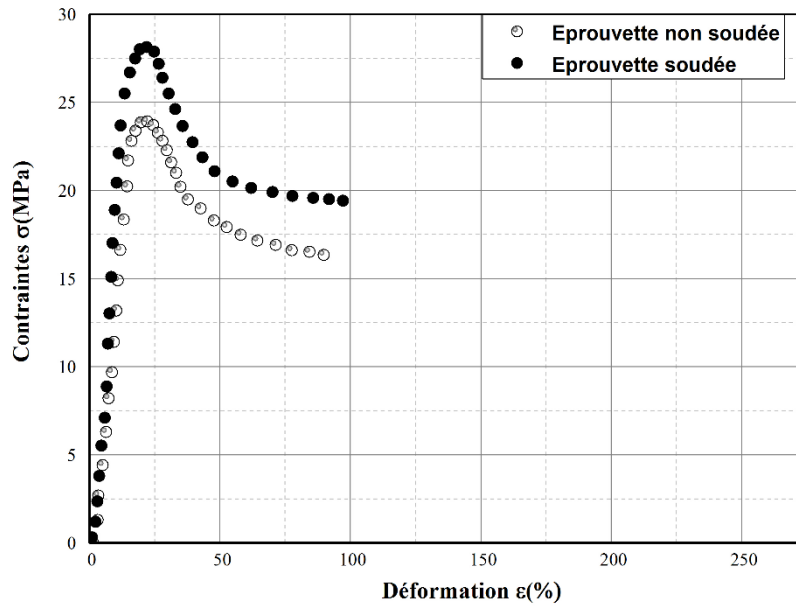


Figure III-9 Courbe contrainte -déformation obtenue avec la simulation numérique des essais de traction uniaxiale des éprouvettes pour une vitesse de sollicitation  $V_e=50\text{mm/min}$ .

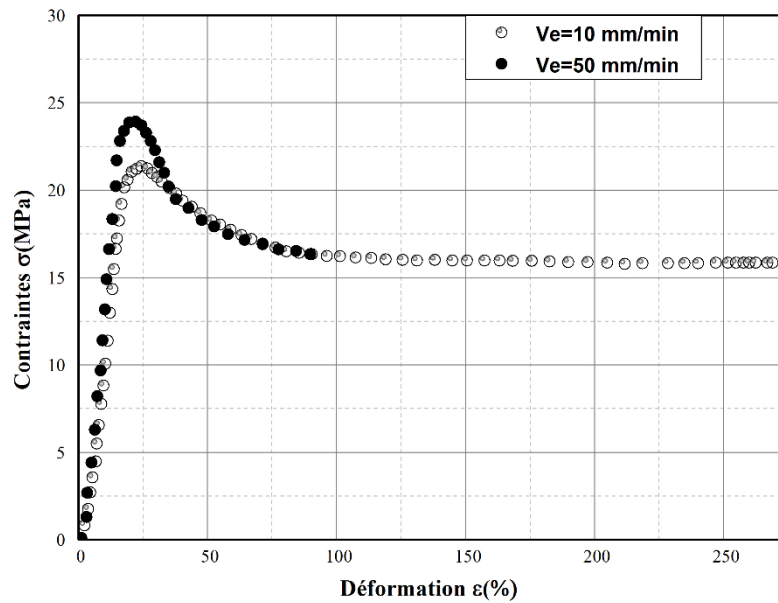


Figure III-10 Courbe contrainte -déformation obtenue avec la simulation numérique des essais de traction uniaxiale de matériau de base MB pour différentes vitesses de sollicitations.

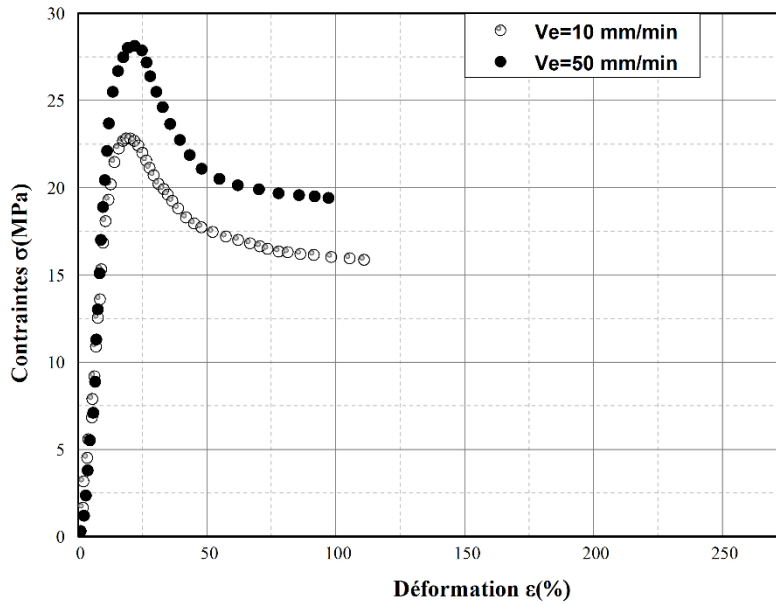


Figure III-11 Courbe contrainte -déformation obtenue avec la simulation numérique des essais de traction uniaxiale des éprouvettes soudées pour différentes vitesses de sollicitations.

### III.2.2 Détermination de l'énergie de déformation

Afin de valider les résultats expérimentaux des essais de traction par la simulation numérique, nous avons effectué une 2<sup>ème</sup> simulation FEM avec des modèles hyperélastiques disponibles dans Abaqus pour déterminer l'énergie de déformation. Les modèles hyperélastiques utilisés (Arruda-Boyce, Mooney-Rivlin, Ogden, Neo-Hookean, Yeoh) peuvent être modélisés par la théorie de l'élasticité non linéaire.

Les principaux paramètres des modèles hyperélastiques obtenus dans la simulation sont résumés dans le tableau III-3.

Les figures III-12 et III-13 illustrent l'évolution de la contrainte en fonction de la déformation des modèles hyperélastiques du matériau de base. Pour les deux vitesses de déformations appliquées ( $\dot{\epsilon}=0.3$  et  $1.6s^{-1}$ ). On observe que le modèle Neo-Hookean donne la même allure que le modèle Mooney-Rivlin et le modèle Ogden jusqu'à une valeur de déformation de 6% des éprouvettes saines.

Pour le cas des éprouvettes soudées, les figures III-14 et III-15 donnent des résultats différents des deux modèles (Neo-Hookean et Mooney-Rivlin) et cela signifie qu'il y a une influence des paramètres de soudage sur l'énergie de déformation.

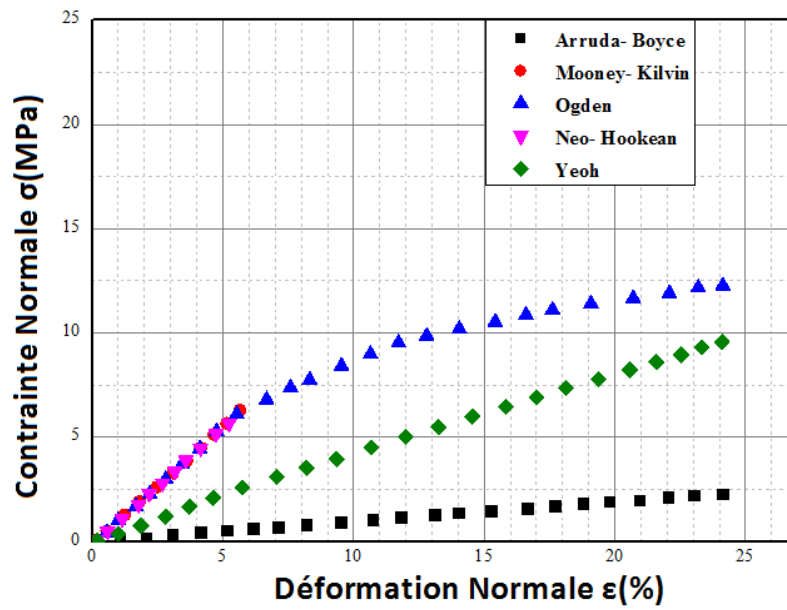


Figure III-12 Courbe contrainte -déformation des modèles hyperelastiques du matériau de base MB ( $\dot{\epsilon}=0.3s^{-1}$ ).

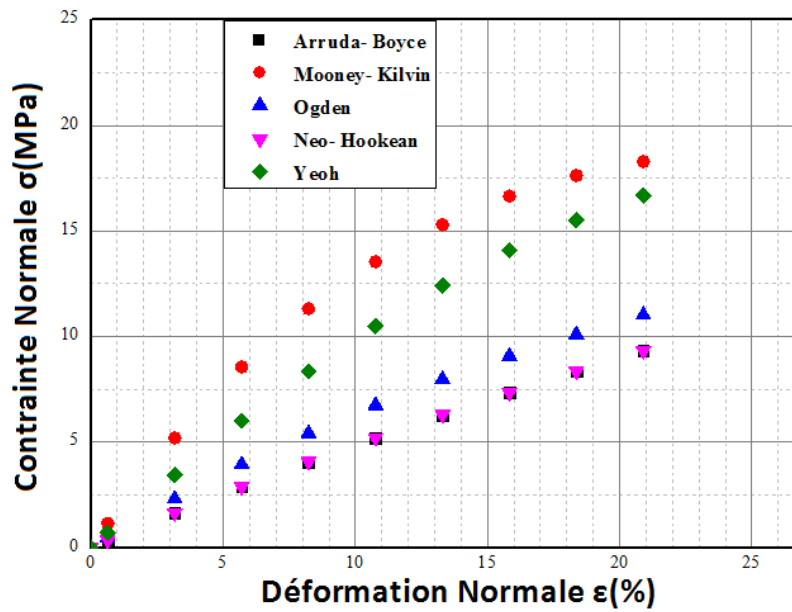


Figure III-13 Courbe contrainte -déformation des modèles hyperelastiques du matériau de base MB ( $\dot{\epsilon}=1.6s^{-1}$ ).

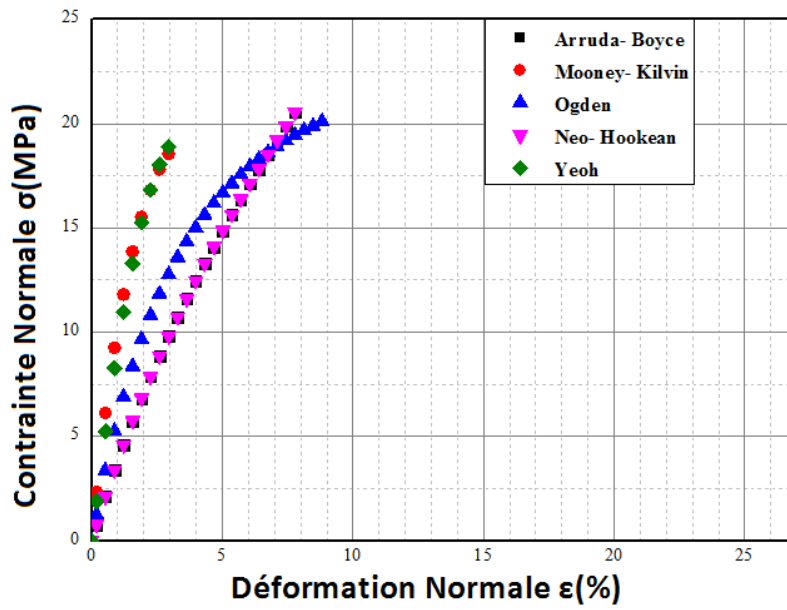


Figure III-14 Courbe contrainte -déformation des modèles hyperelastiques des éprouvettes soudées ( $\epsilon=0.3s^{-1}$ ).

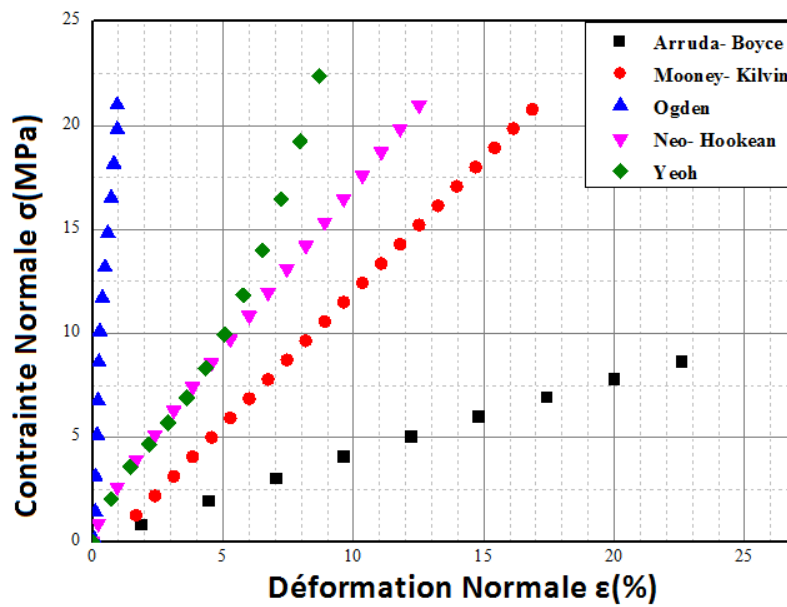


Figure III-15 Courbe contrainte -déformation des modèles hyperelastiques des éprouvettes soudées ( $\epsilon=1.6s^{-1}$ ).

Modèles	$\varepsilon$ [s <sup>-1</sup> ]	Paramètres	
		MB	Soudé
Arruda-Boyce	0.3	$\mu= 9.1315 \text{ E-04}$ $\lambda_m= 378826.204$	$\mu= 14.0510434$ $\lambda_m= 2213.48407$
	1.6	$\mu =17.7559506$ $\lambda_m= 1922.25720$	$\mu=15.5155384$ $\lambda_m=1563.50034$
Mooney-Rivlin	0.3	$C_{10}= 2.671236 \text{ E-04}$ $C_{01}= 3.027694 \text{ E-02}$	$C_{10}=-17.4803690$ $C_{01}= 39.8352694$
	1.6	$C_{10}=-45.0613426$ $C_{01}=75.5391736$	$C_{10}= -64.0309077$ $C_{01}= 104.608040$
Ogden	0.3	$\mu_1= 1.30191226$ $\alpha_1= 0.826041757$	$\mu_1=23.6381436$ $\alpha_1=-1.96808965$
	1.6	$\mu_1=25.8761726$ $\alpha_1=-2.58965681$	$\mu_1=24.1935219$ $\alpha_1= -2.51813604$
Neo-Hookean	0.3	$C_{10}=2.671236 \text{ E-04}$ $C_{01}=3.027694 \text{ E-02}$	$C_{10}= 7.02552245$
	1.6	$C_{10}= 8.87797635$	$C_{10}=7.75777069$
Yeoh	0.3	$C_{10}=1.932129 \text{ E-03}$ $C_{20}= -3.641606 \text{ E-08}$ $C_{30}=2.499115 \text{ E-13}$	$C_{10}=17.5604115$ $C_{20}=-9.95962344$ $C_{30}=2.58338545$
	1.6	$C_{10}= 18.7508530$ $C_{20}= -12.4727378$ $C_{30}= 0.566034498$	$C_{10}= 25.6567775$ $C_{20}= -21.1233706$ $C_{30}= 4.40867832$

Tableau III-3 Les principaux paramètres des modèles Hyperelastiques.

### III.2.3 Détermination du facteur d'intensité de contraintes $K_I$

La variation du facteur d'intensité de contraintes ( $K_I$ ) suivant l'épaisseur des tubes utilisés est représentée sur la figure III-16. Pour les deux cas étudiés, le facteur d'intensité de contraintes ( $K_I$ ) est respectivement d'environ 1.87 et 0.67 MPa $\sqrt{m}$  pour la fissuration initiale du rapport ( $a/t = 0.04$ ). Sur la base de ce résultat, on peut supposer, pour les deux simulations suivantes, que la fissure commence à partir du même front de fissure. Pour une fissure courte, la présence du bourrelet de soudure dans le tube entraîne une faible augmentation du facteur d'intensité de contrainte par rapport au tube sain. Cette augmentation est le résultat de la concentration de contrainte dans l'entaille où la fissure commence. En plus, le facteur d'intensité de contrainte diminue également avec l'avancement de la fissure suivant l'épaisseur du pipe. Pour les fissures plus longues, le facteur d'intensité de contrainte est similaire à celui obtenu sur l'étude du pipe sain. On voit que la concentration de contrainte dans la partie soudée a un impact significatif sur l'initiation de la fissure radiale. La valeur du facteur d'intensité de contrainte pour anneau sain est décalée plus haut que l'anneau avec soudure. Le changement des propriétés de matériau

dans la zone soudée (bourrelet) est principalement causé par des modifications de la cristallinité. Dans le cas d'un tube soudé PEHD/PEHD, en raison des modifications de la morphologie sphérolitique, l'effet du facteur d'intensité de contrainte sur la fissure est important.

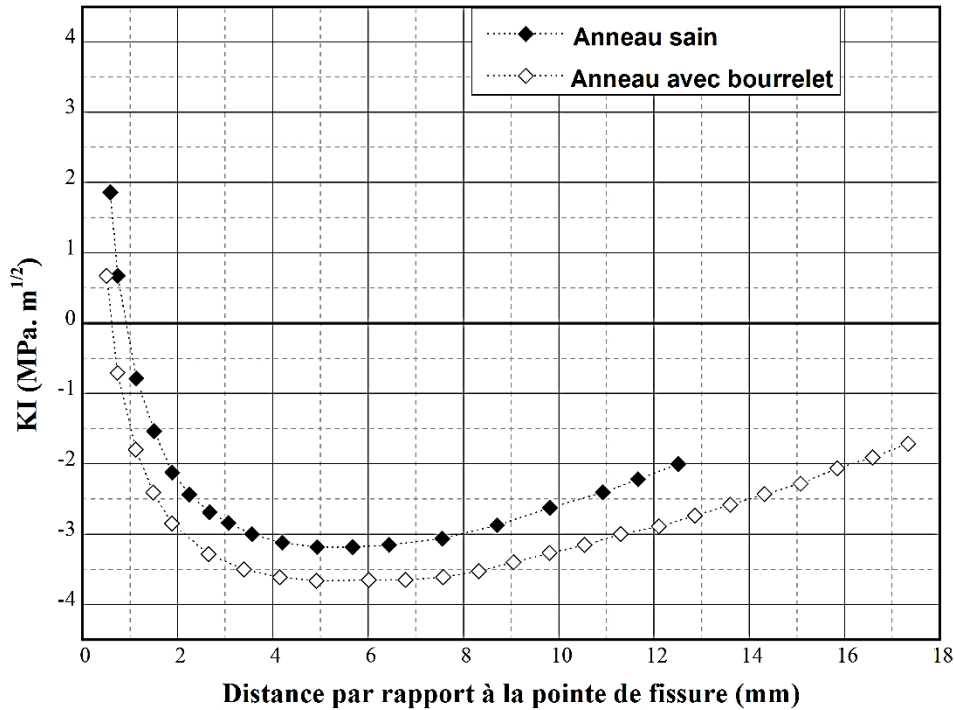


Figure III-16 Evolution du facteur d'intensité de contrainte pour les deux tubes utilisés.

### III.3 Analyse Thermique (Simulation du processus de soudage par fusion bout à bout)

Numériquement, Pour obtenir un bourrelet de soudure solide et dur, le processus de soudage par fusion bout à bout nécessite l'application de la chaleur et de la pression de soudage. La chaleur générée dépend de la température de fusion, de la pression de soudage et du temps de chauffage. La résistance de soudage est fonction de la taille et de la forme du bourrelet, de la résistivité du matériau de base et de son état de surface.

Pour la simulation 3D du processus de soudage par fusion bout à bout dans CAE/Abaqus, on utilise une subroutine appelée D-Flux. Les propriétés assignées sont : conductivité thermique, chaleur spécifique, densité et dilatation thermique. Ces propriétés sont regroupées dans le tableau III-4. Les équations du modèle D-Flux ont été créées par FORTRAN90 et vérifiées par l'UMAT. Dans ces modèles, la chaleur de soudage en mouvement a été appliquée comme source de chaleur volumétrique et exprimée par l'équation suivante :

$$q_r = (x, y, z, t) = \frac{6\sqrt{3}f_f Q}{abc_f \pi \sqrt{\pi}} e^{-x^2/a^2} e^{-3y^2/b^2} e^{-3z^2/c_f^2} \quad (19)$$

Où : x, y et z: Les coordonnées locales du modèle.

Q : La puissance de la source de chaleur de soudage [w].

a, b,  $c_f$  et  $c_r$  : Les paramètres de la source de chaleur.

Température (°C)	Conductivité thermique (W/m.k)	Chaleur spécifique (J/kg.k)	Densité (kg/m <sup>3</sup> )	Dilatation thermique (10 <sup>-5</sup> /k°)
473.15	0.36	2000	842	18

Tableau III-4 Propriétés de PEHD Durant la fusion.

Le modèle élément fini 3D de tube avec 32724 éléments (figure III-17), le type d'élément utilisé dans l'analyse thermique est un quadrilatère de contrainte / déplacement biquadratique à 8 nœuds avec intégration réduite (C3D8R). En raison de l'axisymétrie du modèle FE autour de l'axe des X et de la réduction du temps de calcul, une moitié du modèle a été sélectionnée comme modèle d'analyse. L'axe des Y est la surface de contact des deux tubes utilisés.

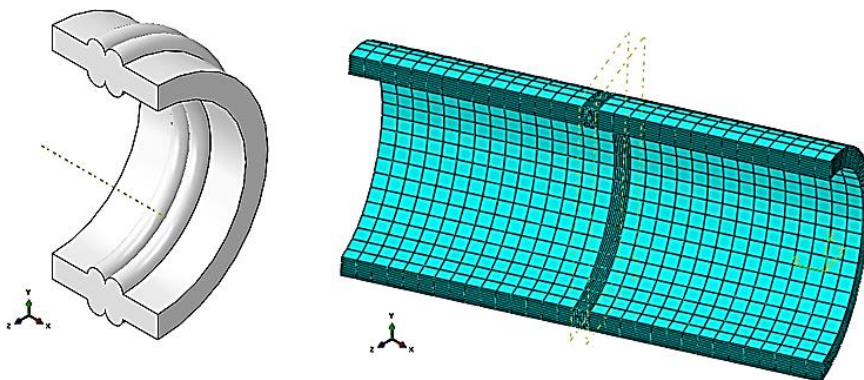


Figure III-17 Modèle élément fini 3D et le maillage utilisé.

Dans cette partie l'analyse numérique comporte deux étapes. La première étape consiste à résoudre le problème de la création et la distribution des contraintes résiduelles au niveau du bourrelet durant le processus de soudure avec différentes températures d'environnement. La deuxième étape concerne la variation de la pression de soudage dans la phase de soudage. Les propriétés thermomécaniques des tubes soudés PEHD/PEHD, tel que le module de Young, le coefficient de Poisson, le coefficient de dilatation thermique et la limite d'élasticité, dépendent de la température ambiante (d'environnement) et la pression de soudage.

Durant le soudage, la température de chauffage et la pression de soudage peuvent introduire des contraintes dans deux directions ; des contraintes résiduelles selon la longueur du tube et circonférentielles selon le diamètre intérieur du tube (figure III-18).

Afin de vérifier les équations du modèles D-Flux par l'UMAT on détermine les contraintes résiduelles du bourrelet de soudure durant le processus de soudage à différentes températures d'environnement qui sont respectivement  $T_D = 20, 30, 40, 50$  et  $60^\circ\text{C}$  avec une pression de soudage  $F=1400\text{N}$  et une durée de soudage de 30 minutes.

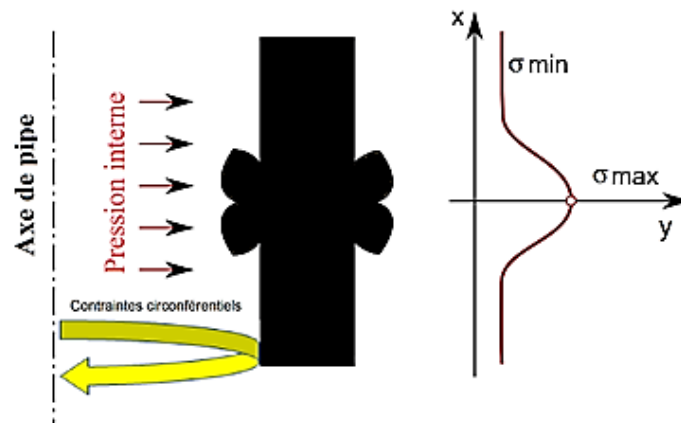


Figure III-18 Schéma représentatif des contraintes sur le tube soudé étudié.

### III.3.1 Effet de la distribution du flux de chaleur sur le champ des contraintes résiduelles

Le contour de la température pendant le soudage est montré dans la figure III-19. Le flux de la chaleur n'est pas atteint exactement à l'interface avec la source de chauffage, mais à une distance de quelques millimètres. L'origine des contraintes résiduelles de soudage est liée à la localisation de la source de chaleur et aux variations des propriétés mécaniques de matériau en fonction de la température d'environnements ( $T_D$ ). La limite d'écoulement étant très faible à haute température d'environnements ( $T_D$ ). Toutes les déformations apparaissantes correspondent à des déformations plastiques.



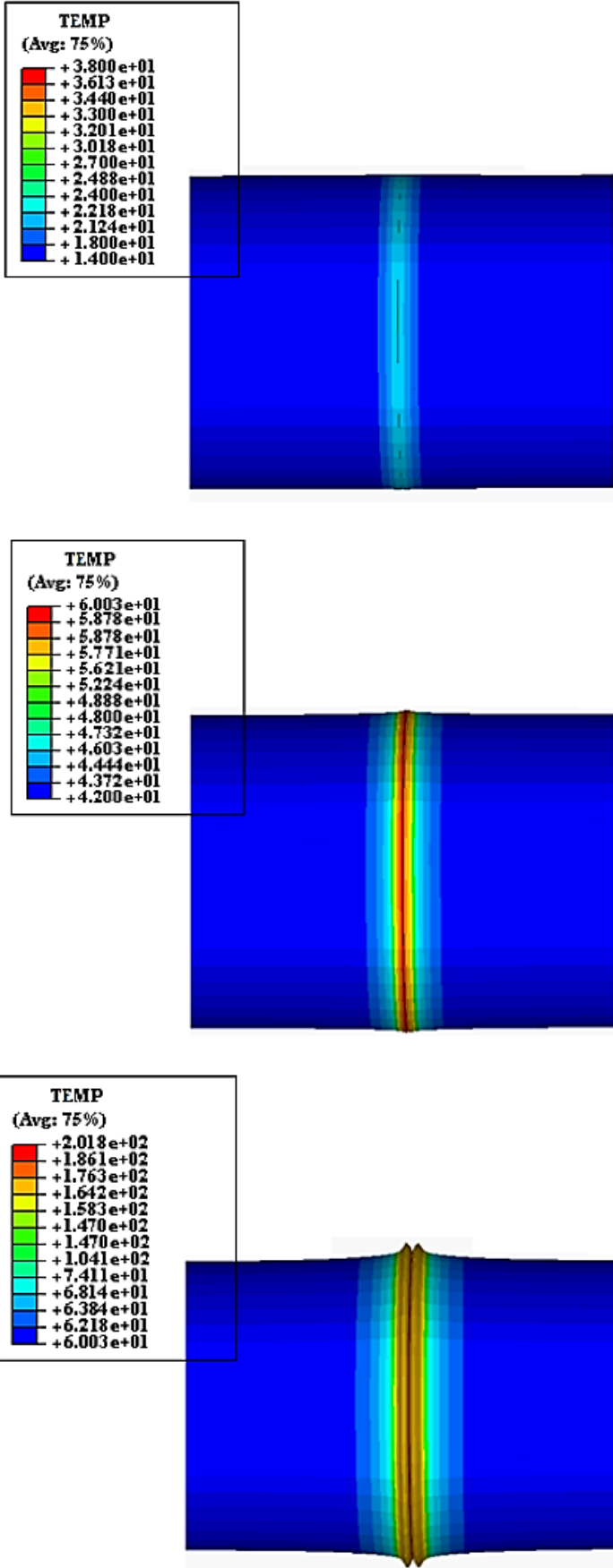
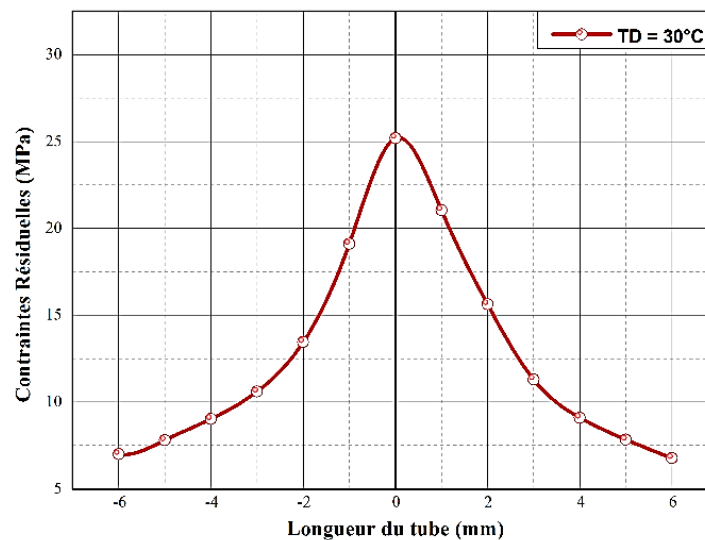
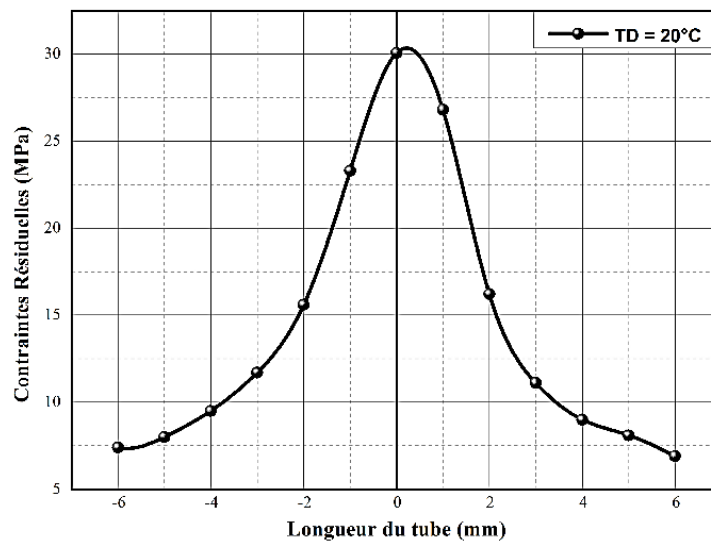
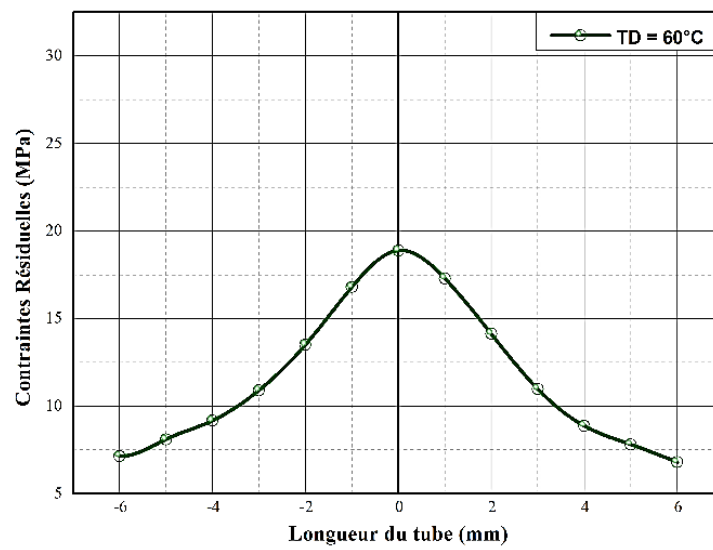
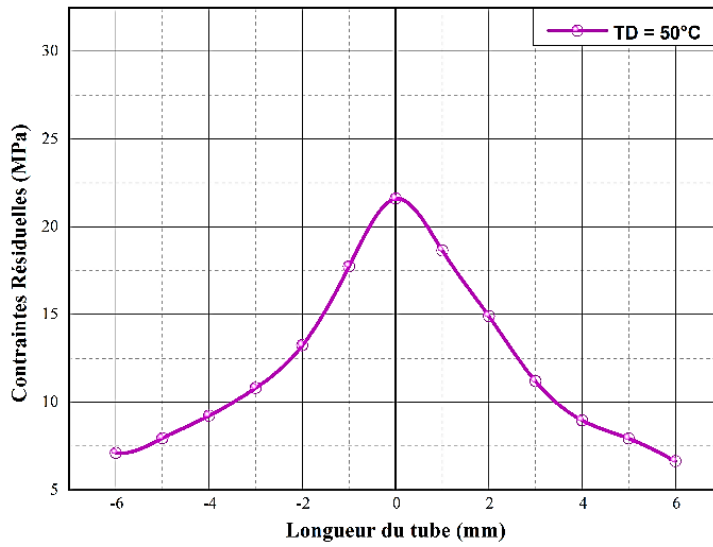
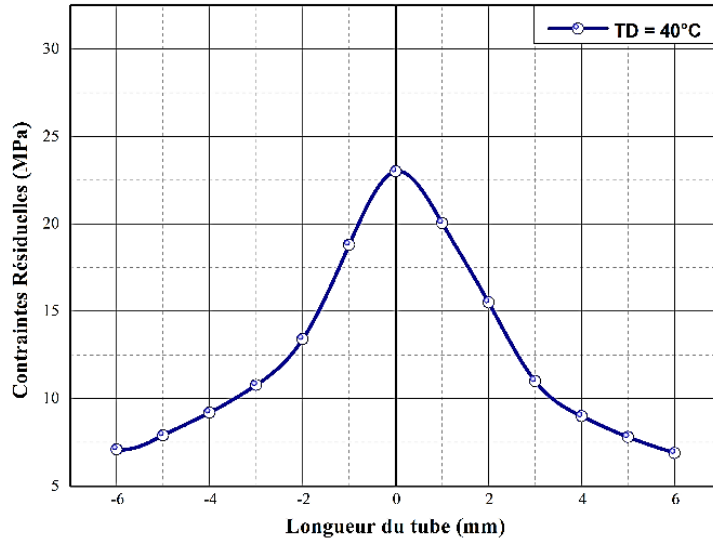


Figure III-19 Simulation numérique du processus de soudage par fusion.

Pour différentes températures d'environnements ( $T_D$ ), les résultats de la distribution des contraintes résiduelles obtenus au cours du soudage sont représentés sur la figure III-20. Le matériau fondu présente un bon comportement lors de son étalement et lors de la fusion. Ce qui a permis d'obtenir des matériaux consolidés ayant de bonnes propriétés mécaniques dues aux contraintes résiduelles. On remarque ainsi que le bourrelet de soudure présente une augmentation significative de la contrainte d'écoulement pour les différentes températures d'environnement ( $T_D=20, 30, 40, 50$  et  $60^\circ\text{C}$ ). Le bourrelet de soudure présente un comportement fragile à haute température d'environnement ( $T_D = 60^\circ\text{C}$ ). Il y a une bonne concordance entre les différentes températures utilisées. On conclut donc que le comportement mécanique du bourrelet dépend fortement de la température d'environnement et la pression de chauffage. En effet une augmentation de la température d'environnement entraîne une diminution de la contrainte d'écoulement.





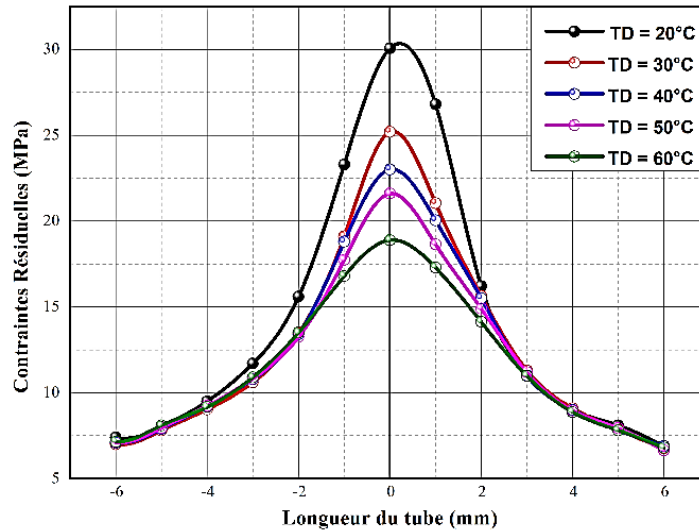


Figure III-20 La distribution des contraintes résiduelles durant le soudage par fusion bout à bout.

### III.3.2 Evaluation de la pression de soudage sur la température ambiante ( $T_D$ )

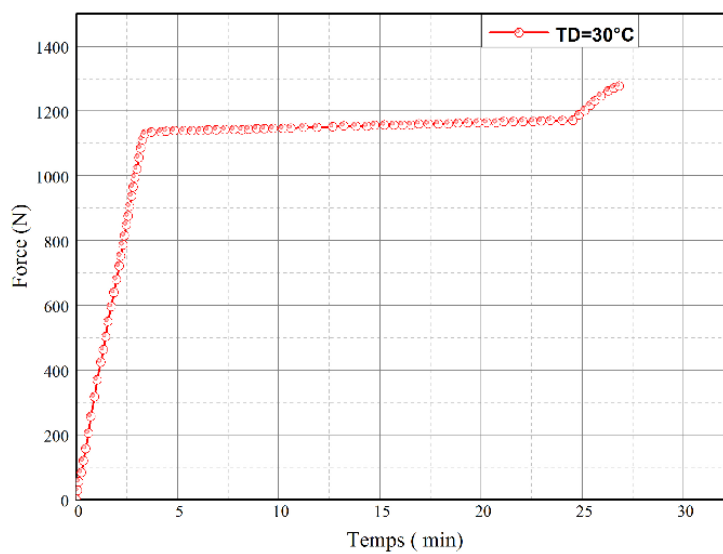
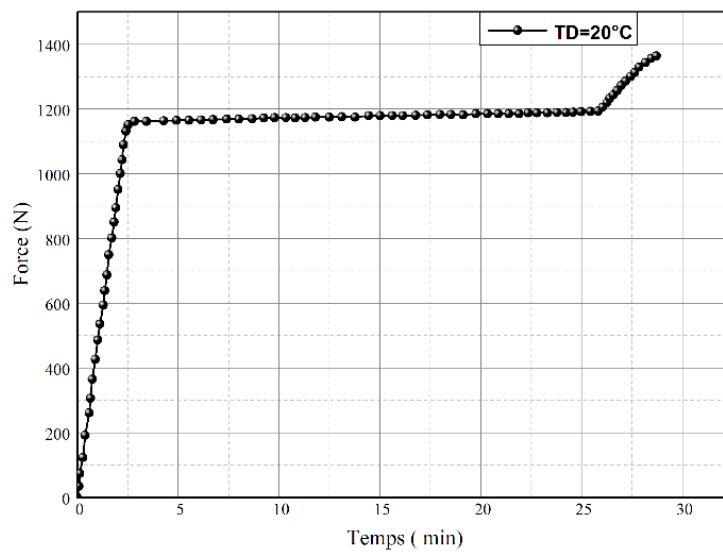
Au cours de la phase de soudage, la matière est éjectée dans le bourrelet qui s'enroule sur lui-même. Pour suivre la variation de la pression de soudage à des températures ambiantes (d'environnement), une force de soudage a été appliquée pour une durée de soudage de 30 min. La variation de la force appliquée durant le temps de soudage montre que la force de soudage présente plusieurs pics au cours du soudage (figure III-21). Le résultat est intéressant car, lorsque le premier pic apparaît, il se produit un déplacement de matière relativement important qui prouve qu'à cet instant du soudage une grande force de soudage environ 950 N et 1150 N est suffisante pour faire avancer les tubes et déplacer la matière vers le bourrelet.

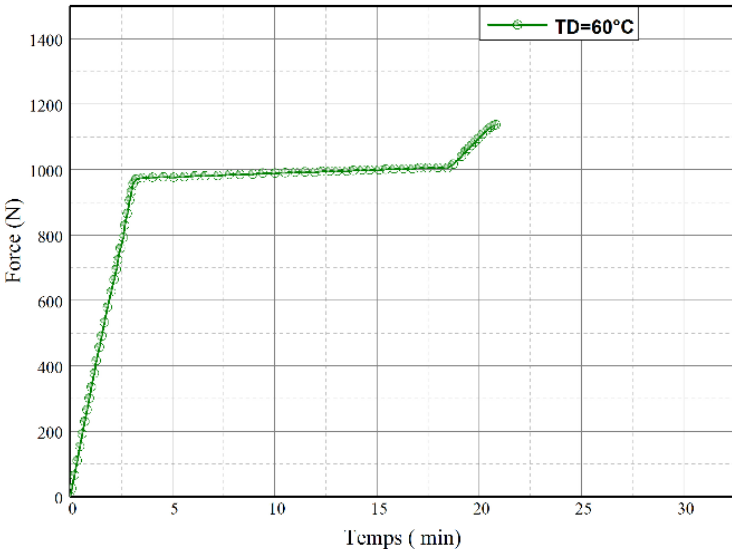
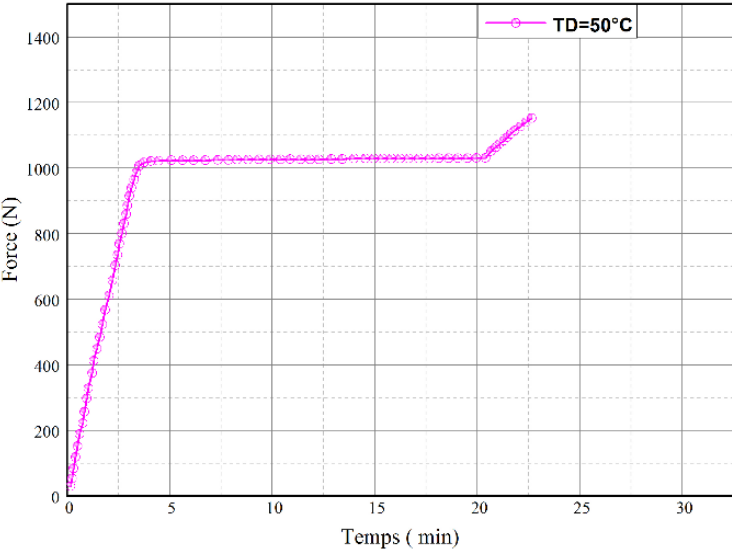
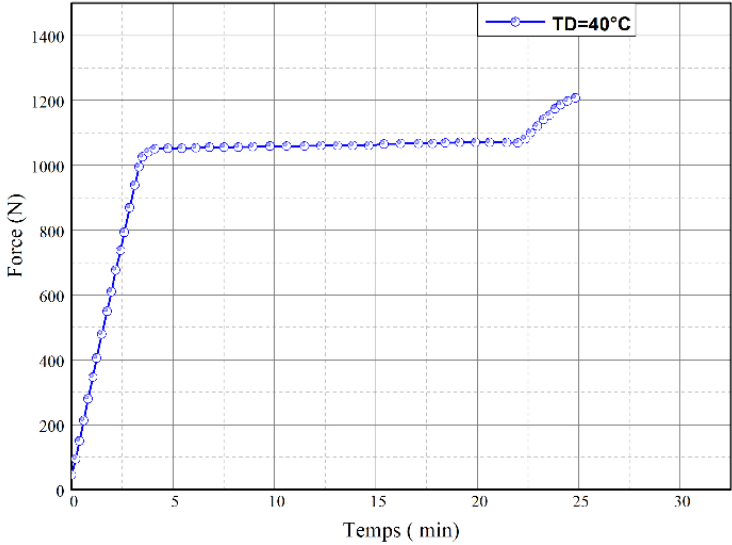
Pour une température d'environnement  $T_D = 20^\circ\text{C}$ , le profil de la force de soudage de la figure III-21 qui atteint 1150 N en début de soudage augmente pour atteindre 1200 N.

Le tableau III-5 résume les résultats obtenus pour différentes températures d'environnement ( $T_D$ ).

Températures d'environnement ( $T_D$ ) (°C)	Pic 1		Pic 2	
	Force (N)	Temps (min)	Force (N)	Temps (min)
20	1161.48	2.84	1205.81	28.04
30	1128.98	3.42	1187.84	24.85
40	1025.99	3.50	1181.41	22.35
50	1017.01	3.75	1030.76	20.40
60	969.95	3.21	1002.98	15.84

Tableau III-5 L'effet de la température d'environnement ( $T_D$ ) sur le soudage par fusion.





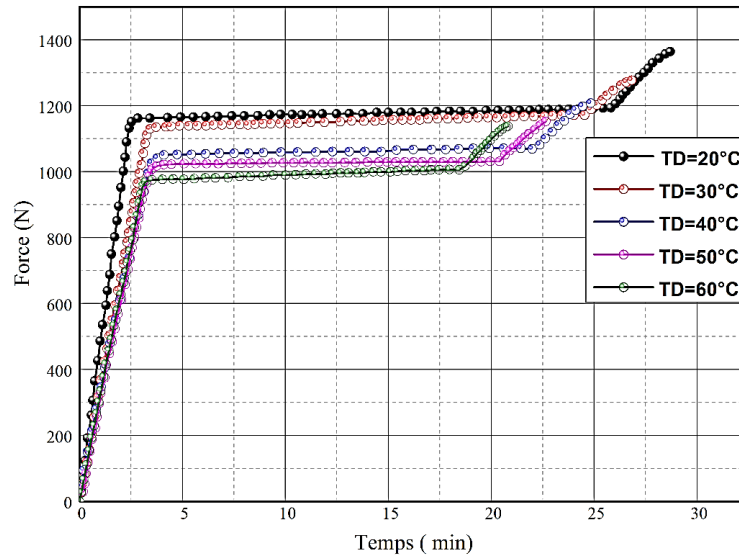


Figure III-21 L'évaluation de la force de soudage sur le temps de chauffage.

### III.3.3 Effet de la contrainte circonférentielle

Afin d'étudier le comportement des tubes en PEHD dont un tube sain et un autre soudé sous l'effet d'une pression interne qui augmente régulièrement dans les tubes, on doit déterminer la distribution des contraintes circonférentielles à travers les tubes durant les phases de déformation.

La figure III-22 montre la distribution des contraintes élasto-plastiques circonférentielle à travers les épaisseurs des tubes étudiés. La variation croissante de la pression à l'intérieure des tubes nous permet de constater que le premier point de plasticité est à  $r = a$  lorsque la pression ( $P$ ) atteint sa valeur limite d'élasticité ( $P_{lim}$ ). A partir de cette valeur, une zone de plasticité totale de rayon ( $c$ ) se développe en fonction de l'augmentation de la pression interne dans le cylindre d'où l'apparition d'une zone plastique et une autre zone élastique. En effet il est clair de notifier que ces contraintes sont maximales sur la paroi interne des tubes (figure III-23).

La contrainte circonférentielle est définie sous la forme suivante :

$$\sigma_c = \frac{P \cdot D_e}{2t} \quad (20)$$

Ou :

- P : Pression appliquée [bar] ;
- $D_e$  : Diamètre interne du tube [mm] ;
- t : Epaisseur du tube [mm].

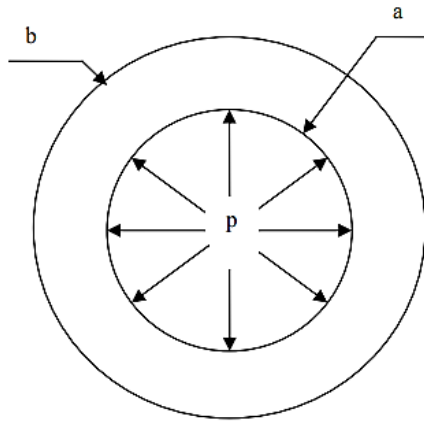


Figure III-22 Pression interne appliquée dans le tube.

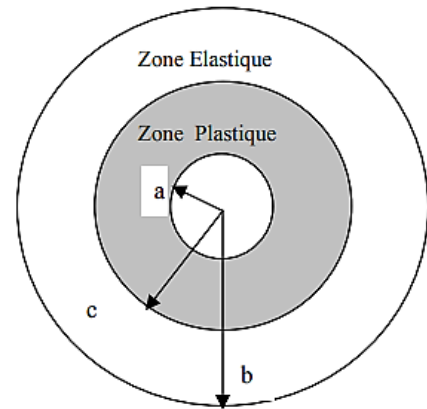


Figure III-23 Progression de la zone plastique à partir de la surface intérieure.

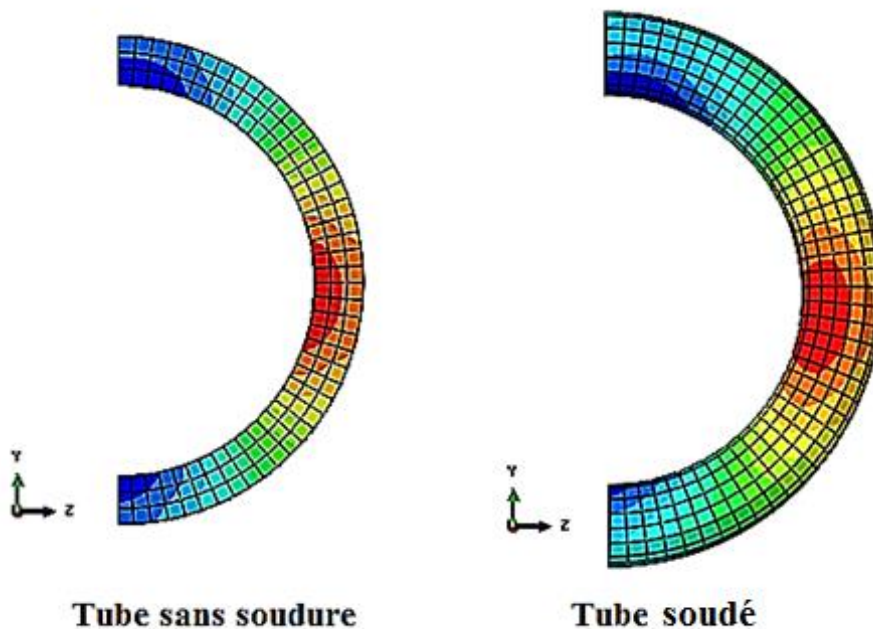


Figure III-24 Distribution des contraintes circonférentielle.

La figure III-25 présente les résultats de la distribution des contraintes circonférentielles sur la paroi interne des tubes pour les deux cas réalisés. Les résultats obtenus montrent que durant la déformation, les deux tubes passent par trois phases de déformation : élastique, élasto-plastique et parfaitement plastique. Dans la phase élastique les contraintes circonférentielles du bourrelet de soudure sont claires et notifient qu'elles sont maximales sur la paroi interne du tube d'où l'application d'une pression interne. Dans cette zone les contraintes circonférentielles sont faibles par rapport à un tube sain. Par contre, quand le champ de pression tend vers la zone



plastique les contraintes circonférentielles décroissent jusqu'à atteindre une durée limitée puis augmente progressivement dans la zone plastique.

D'après les résultats obtenus on conclut que les contraintes circonférentielles de la partie fondue (bourellet) augmentent en fonction de l'élargissement de la zone de plasticité, ce qui entraîne l'apparition des contraintes résiduelles qui ont un effet néfaste sur la structure du tube. Ceci peut provoquer l'apparition des fissurations ou même son éclatement.

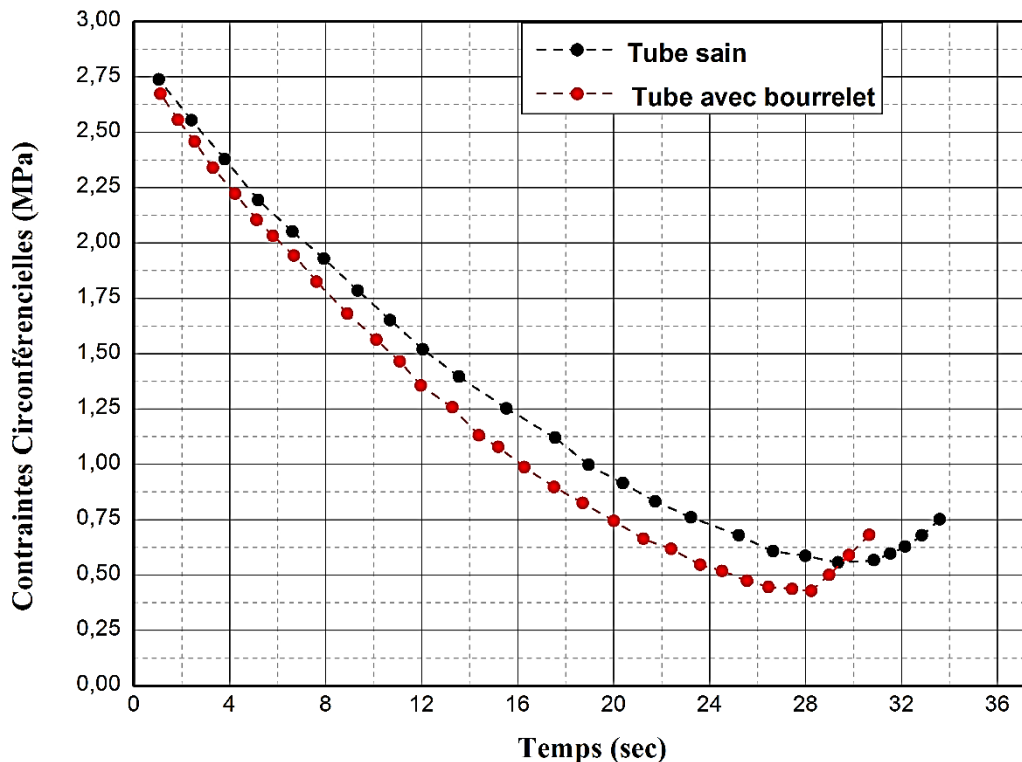


Figure III-25 Distribution des contraintes circonférentielles.

#### III.4 Analyse Microstructurale

Dans les expériences, la combinaison entre la microscopie optique, la microscopie électronique à balayage (MEB), la spectroscopie à rayons X à dispersion d'énergie (EDS) et la diffraction des rayons X (DRX) a été utilisée pour évaluer les propriétés et le comportement des matériaux. Il existe deux approches générales pour modéliser les propriétés des matériaux à microstructures complexes. L'une consiste à utiliser des approximations de champ moyen et à calculer les propriétés moyennes d'une microstructure statistiquement représentative. La seconde consiste à modéliser avec précision une microstructure spécifique (ou un ensemble de microstructures), en utilisant toutes les données géométriques disponibles. Bien que la méthode

du champ moyen fournisse des bornes utiles pour calculer les propriétés effectives et la réponse des matériaux. La seconde méthode est utile dans les situations dans lesquelles :

- Les propriétés macroscopiques sont une fonction non linéaire des propriétés sous-jacentes ;
- Les propriétés sous-jacentes sont spatialement non uniformes ;
- On ne sait pas exactement quelles propriétés doivent être moyennées (toutes les molécules d'une microstructure (moyenne) ont-ils la même, forme, orientation et module) ;
- Les propriétés d'intérêt proviennent des extrêmes d'une distribution de propriété (un mécanisme de défaillance peut dépendre de la présence d'un seul point de contrainte extrême).

Dans cette partie, l'analyse numérique microstructurale, la méthodologie fondée sur la combinaison d'éléments finis orientés et d'un élément fini non linéaire, a été réalisée pour déterminer les propriétés élasto-plastiques du bourrelet de soudure et traite brièvement certaines des caractéristiques les plus importantes du bourrelet de soudure. Pour cela nous avons utilisé un code de calcul par élément fini OOF2. OOF2 est un programme conçu pour calculer les propriétés et le comportement local des microstructures de la partie fondue tel que le bourrelet de soudure. Avec OOF2, on a assigné des propriétés matérielles aux caractéristiques d'une micrographie expérimentale ou simulée, généré un maillage par éléments finis à partir d'une représentation en deux dimensions et des images microstructurales par MEB. Ce dernier code de calcul peut résoudre un large éventail de phénomènes physiques et peut être facilement étendu.

Pour la simulation des microstructures par OOF2, trois étapes indépendantes. Dans la première étape, les sections transversales prises d'un tube soudé et de la partie bourrelet identifient les images microstructurales par microscopie électronique à balayage MEB (figure III-26).

Dans la deuxième étape, les images microstructurales sont importées dans le programme d'analyse par éléments finis OOF2 pour segmentation et maillage (figure III-27). La dernière étape examine les structures microstructurales pour déterminer les propriétés élasto-plastiques du bourrelet de soudure et visualiser la réponse microscopique de la microstructure aux conditions extérieures.

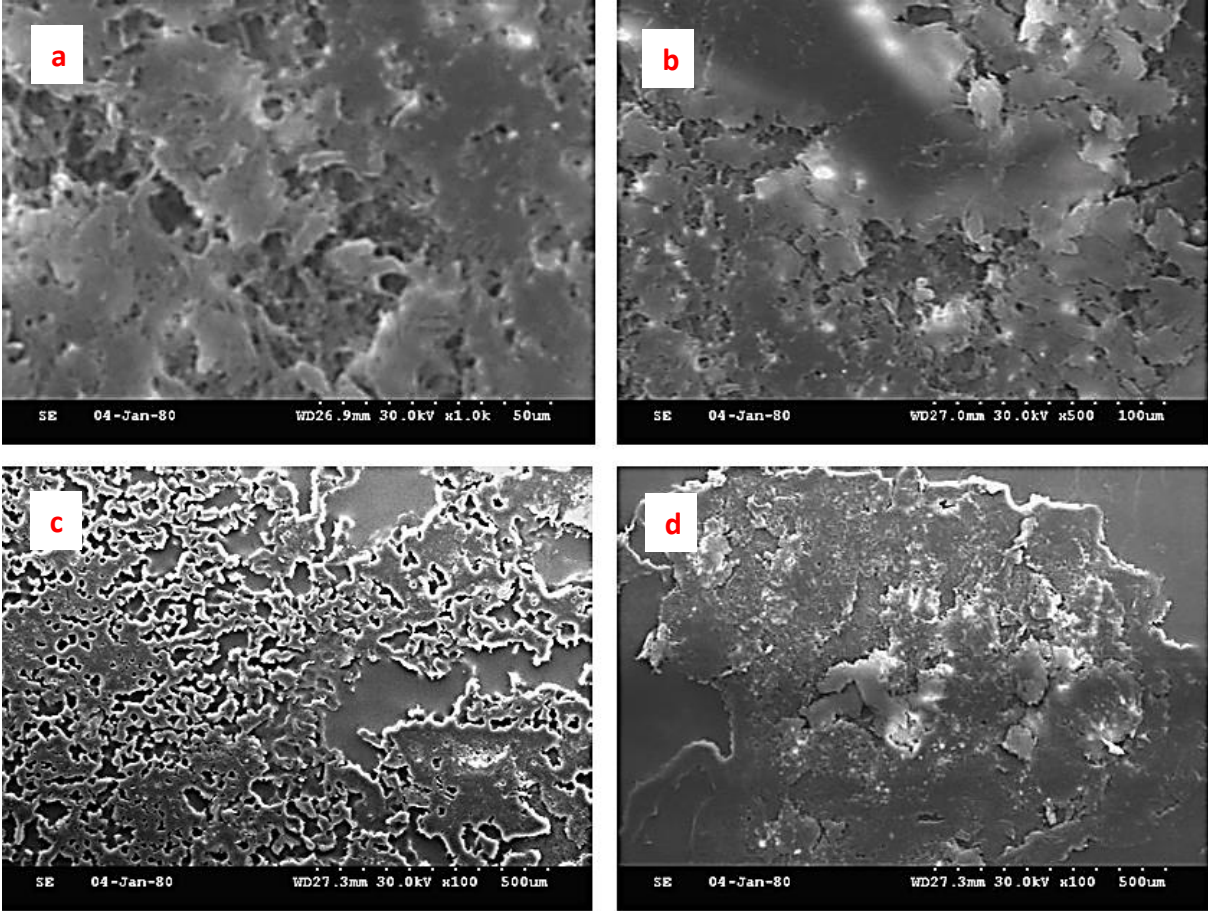
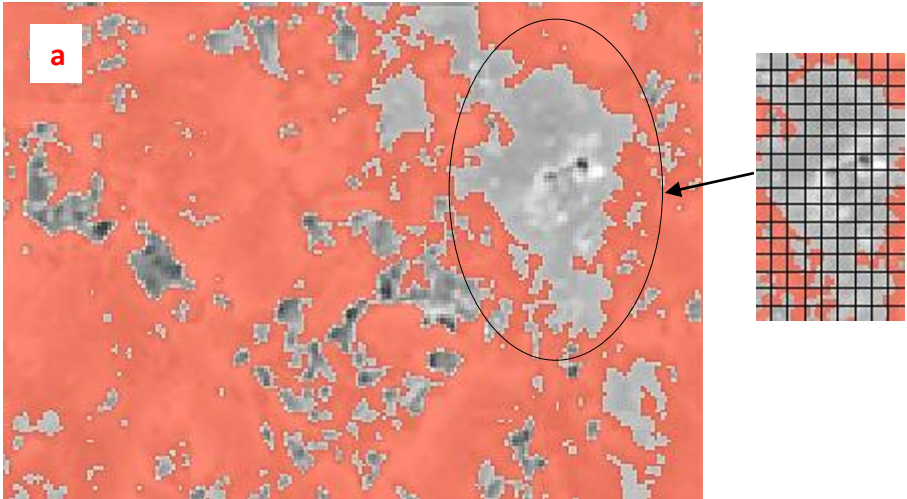


Figure III-26 Phase d'identification de l'image microscopique par microscopie électronique à balayage (MEB) [21. Chap .II].



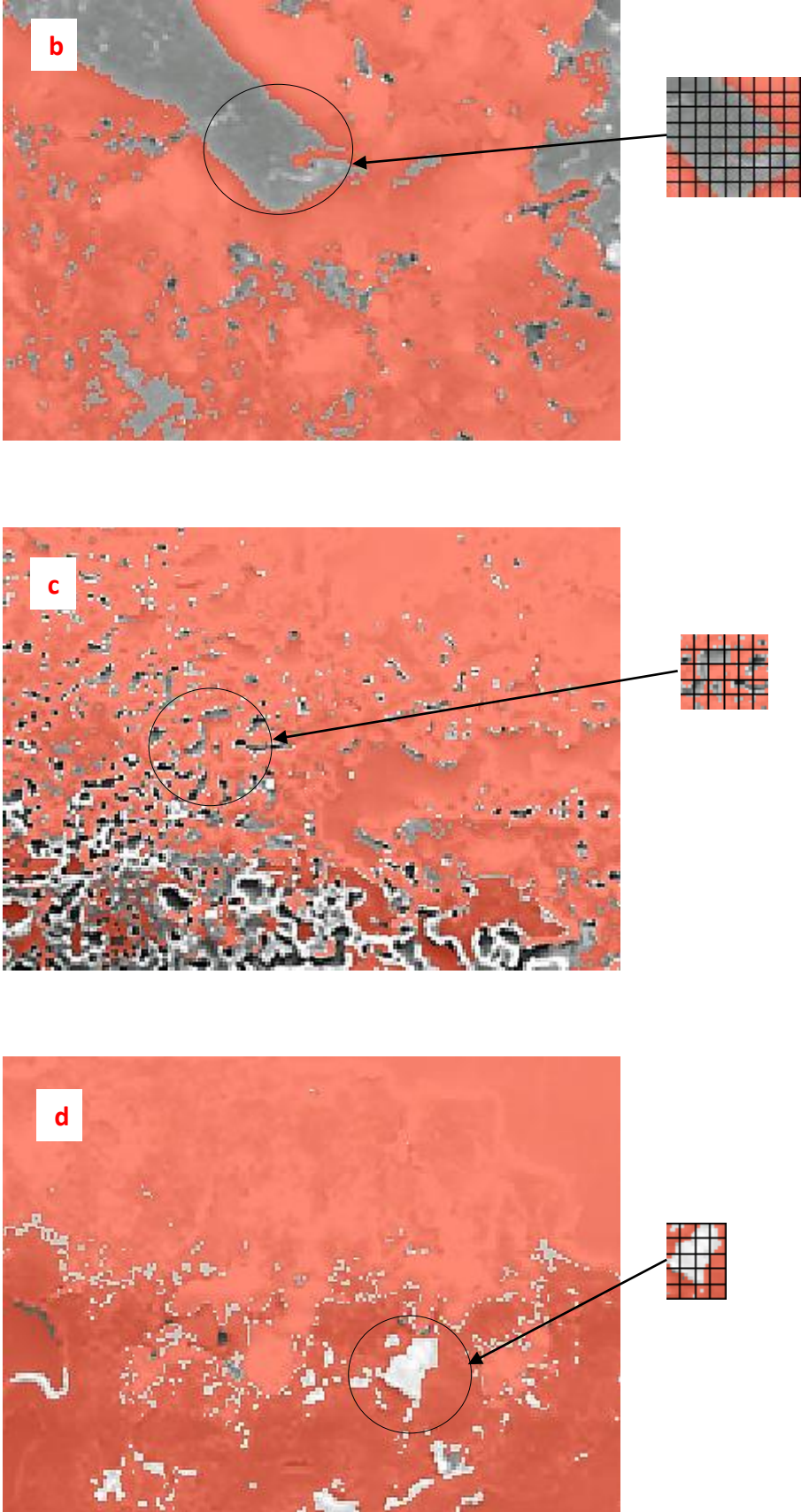
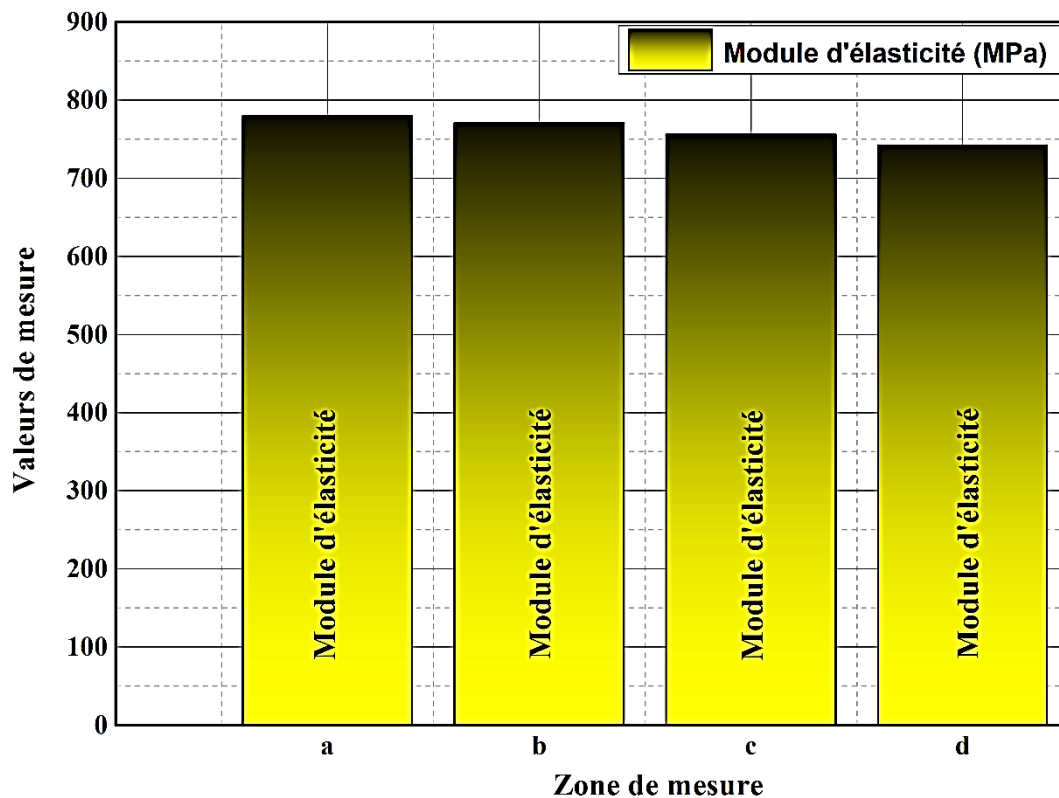


Figure III-27 Phase de segmentation et maillage.

Le tableau III-6 rassemble les résultats des principales propriétés mécaniques pour différentes périodes d'exposition. D'après ces résultats, l'analyse microstructure numérique des images après attaque chimique avec le permanganate de potassium ( $\text{KMnO}_4/\text{H}_2\text{SO}_4$ ) (figures III-24), nous indique qu'il y a des petites variations remarquables du module d'élasticité (E) et le coefficient de poisson ( $\nu$ ). Dans cette partie les propriétés mécaniques sont déterminées en pixel dans une plage très réduite avec un maillage bien raffiné. Ces résultats présentent une ductilité très fiable à la température ambiante utilisée (figure III-28). Les propriétés mécaniques du bourrelet de soudure dépendent fortement des paramètres de la microstructure.

Zone de mesure	Nombres d'éléments	Nombres des Nodes	Module de Young E (MPa)	Coefficient de Poisson $\nu$
a	1645	1792	780	4393E-4
b	1610	1728	771	4375E-4
c	1583	1662	756	4323E-4
d	1531	1601	742	4309E-4

Tableau III-6 Comparaison entre les caractéristiques mécaniques pour différentes positions sur la microstructure du bourrelet.



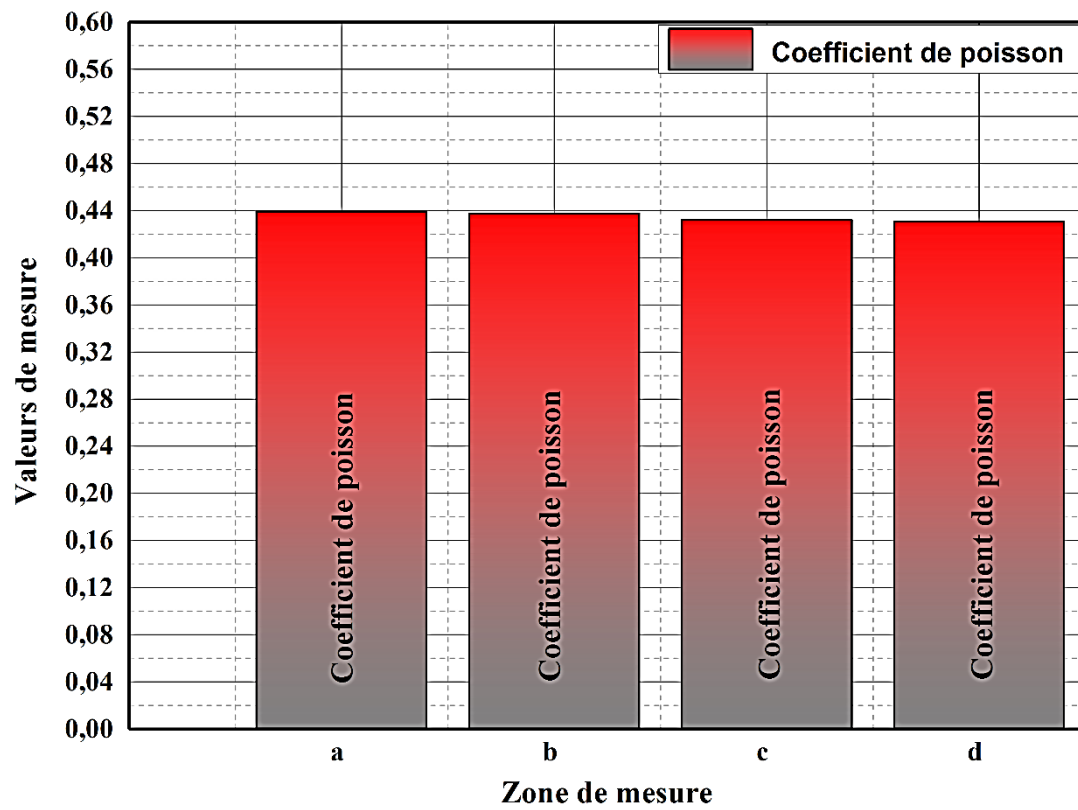


Figure III-28 Variation du module d'élasticité et le coefficient de poisson pour différentes positions sur la microstructure du bourrelet.

**Références bibliographiques**

- [1] S. Hobeika, Y. Men. G. Strobl., Temperature and strain rate independence of critical strains in polyethylene and poly(ethylene-co-vinyl acetate), *Macromolecules*, 33, 1827-1833, 2000.
- [2] J. W. Hutchinson, K. W. Neale., Neck propagation, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 31 (5), 405–426, 1983.
- [3] A. H. Clausen, M. P. Loria, T. Berstad and O. S. Hopperstad, A constitutive model for thermoplastics With some applications, *8th European LS-DYNA Users Conference*, Strasbourg - May 2011.
- [4] K. W. Neale, P. Tugcu., Analysis of necking and neck propagation in polymeric materials, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 33 (4), 323–337, 1985.
- [5] E. M. Arruda, M. C. Boyce., Evolution of plastic anisotropy in amorphous polymers during finite straining, *International Journal of Plasticity*, 9(6), 697–720, 1993.
- [6] J. S. Bergstrom, and M. C. Boyce., Deformation of Elastomeric Networks: Relation between Molecular Level Deformation and Classical Statistical Mechanics Models of Rubber Elasticity, *Macromolecules*, 34 (3), 614–626, 2001.
- [7] D. J. Seibert and N. Schoche., Direct comparison of some recent rubber elasticity model, *Rubber Chem Technol*, 73, 366.384, 2000.
- [8] R. S. Rivlin, and D. W. Saunders., Large elastic deformations of isotropic materials VII. Experiments on the deformation of rubber, *Phi. Trans. Royal Soc. London Series A*, 243(865), 251-288, 1951.

## **CONCLUSION GENERALE**



## CONCLUSION GENERALE

Les travaux réalisés dans cette thèse ont pour objectif de connaître en premier temps l'application du procédé de soudage par fusion bout à bout dans un secteur très utilisé en Algérie pour différentes conditions de travail et de réaliser la simulation numérique. Ainsi, des analyses mécaniques, thermiques et structurales complètes ont été réalisées en ce qui concerne les phénomènes thermiques se produisant au cours et après le procédé.

Afin de comprendre les mécanismes qui interviennent durant le soudage et les relations qui existent entre la microstructure au sens large (dureté shore D, morphologie des zones de la partie fondue) et les propriétés mécaniques du bourrelet de soudage, un ensemble d'essais mécaniques a été réalisé sur des tubes en polyéthylène à haute densité PEHD. Le soudage se fait dans des conditions proposées par nous-mêmes sur des différents tubes.

Les résultats présentés expérimentalement permettent de conclure que les mécanismes de déformation sont principalement gouvernés par les différentes vitesses de déformation.

Les mesures statiques de traction ont montré que les propriétés mécaniques des tubes sont significativement affectées par la technique de soudage.

La partie expérimentale nous a permis d'étudier :

1. Le comportement mécanique des tubes sains et soudés par la technique de soudage par fusion bout à bout ;
2. La rupture de la partie bourrelet de soudage ;
3. La fissuration de la partie bourrelet de soudage ;
4. La résistance des différentes zones du bourrelet de soudage.

Le choix des modèles constitutifs pour étudier le comportement viscoélastique-viscoplastique du matériau étudié permettra de décrire les propriétés mécaniques du polyéthylène à haute densité utilisé et d'expliquer le comportement du bourrelet de soudure.

Les résultats obtenus dans la partie simulation numérique montrent que la température de fusion, la force de soudage et la pression interne sur la surface interne du tube peuvent introduire des contraintes dans deux directions ; des contraintes résiduelles selon la longueur du tube et circonférentielles selon le diamètre intérieur du tube.

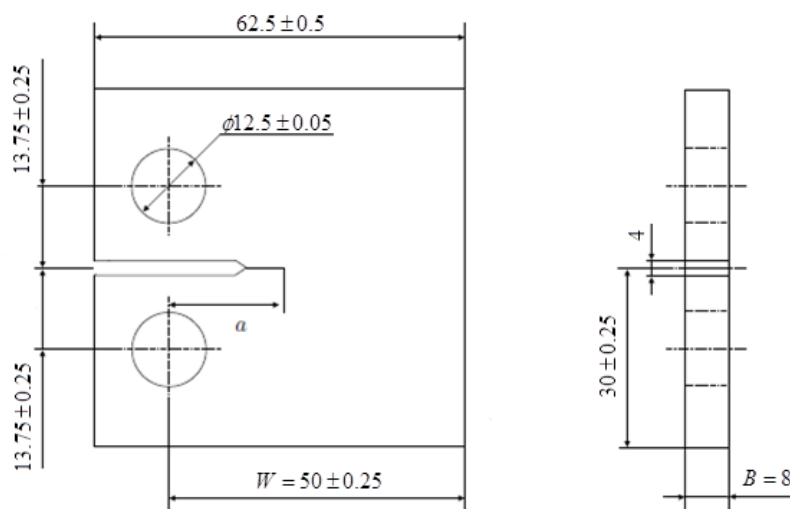
Le matériau fondu présente un bon comportement lors de la fusion. Ce qui a permis d'obtenir des matériaux consolidés ayant de bonnes propriétés mécaniques dues aux contraintes résiduelles.

L'effet de la pression sur la surface interne du tube à mis en évidence des contraintes circonférentielles. Ces contraintes dans la partie fondue (burrelet) augmentent en fonction de l'élargissement de la zone de plasticité.

### Perspectives

Afin d'approfondir la connaissance sur le sujet, les travaux de recherche réalisés dans cette thèse pourraient être poursuivis. Les principales recommandations sont en relations avec les deux remarques suivantes :

1. Etude du comportement mécanique de la partie fondue sous différentes sollicitation en dynamique par des essais de fatigue (Figure A) et étude de l'impact de la géométrie de l'éprouvette d'essai de fatigue afin d'évaluer la pertinence des résultats de prédiction de durée de vie.
2. Etude numérique, par un code calcul par éléments finis, de la durée de vie résiduelle d'un tube sain et d'un tube soudé qui sera conduite par l'approche locale qui s'inspire des mécanismes d'endommagement.



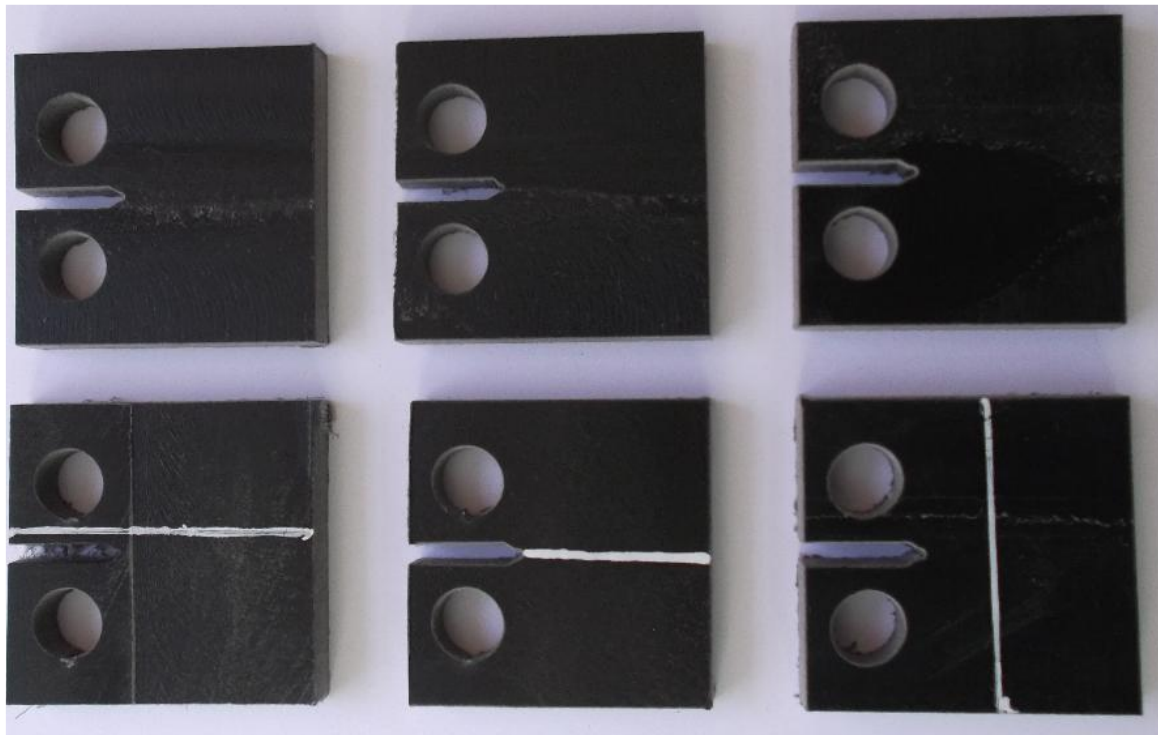


Figure A. Eprouvette de fatigue CT 50 selon la norme ASTM E647-00 [1] (Compact Tension).

[1]: ASTM Standard E647-00, Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates, Annual Book of ASTM Standards, Part 3, Mechanical Testing Elevated and Low-Temperature Tests Metallograph.