

Université MUSTAPHA Stambouli  
Mascara



جامعة مصطفى أسطمبولي  
معسكر

Faculté des sciences et de la technologie  
Département de Génie Mécanique  
Laboratoire des Sciences et Techniques de l'Eau, LSTE

## THESE de DOCTORAT de 3<sup>ème</sup> cycle

Spécialité : Génie Mécanique  
Option : Mécanique des matériaux et des structures

Intitulée

**Influence des paramètres de soudage par point par friction  
malaxage (FSSW) sur le comportement de deux types de plaques  
en polymères : étude expérimentale et numérique**

*Présentée par : Lounis Abdallah*

Le 06/11/2019

Devant le jury :

Président	Aminallah Laid	Pr	Université M. S. de Mascara
Examineur	Merdji Ali	pr	Université M. S. de Mascara
Examineur	Bouchouicha Benttou	Pr	Université Sidi Bel Abbes
Encadreur	Meddah Hadj Miloud	Pr	Université M. S. de Mascara
Co Encadreur	Ould Chikh El Bahri	Pr	Université M. S. de Mascara

Année Universitaire : 2019-2020

# *Remerciements*

Je remercie dieu le tout puissant qui m'a accordé l'aide, le courage et la volonté sans lesquels ce travail n'aurait pas même eu la chance de débiter.

Je tiens à exprimer mes vifs remerciements et profonde gratitude à notre encadreur **Mr. MEDDAH Hadj Miloud** (Maitre de conférence à l'université de Mascara) et **Mr. OULD CHIKH El Bahri** (Maitre de conférence à l'université de Mascara), qui tout au long de l'encadrement m'on fait bénéficier de leur expérience et de leur perspicacité. Il a su orienter m'on travail dans le bon sens tout en me laissant une large autonomie ainsi que pour leur soutien tout au long de ces années.

Mes remerciements vont également aux membres de jury d'avoir usé de leurs temps et obligations et accepté de participer au jury. Je les remercie encore une deuxième fois pour le temps qu'ils ont pris pour examiner mes tâtonnements dans le monde de la science et pour les remarques qu'ils m'on put formuler.

J'adresse un salut particulier au chef de département et les ingénieurs de hall technologique de Génie Mécanique de l'université de mascara et de l'université de jijel pour la mise en l'ordre disposition des moyens matériels nécessaires pour réaliser les éprouvettes au niveau du hall technologique.

Je tiens à exprimer mes sincères remerciements Messieurs **Mr. AHMED**, **Mr. ABDELLATIF IMAD** et **Mr. CHRISTOPHE HERBELOT**, pour sa disponibilité, serviabilité et gentillesse.

Merci à tous mes collègues d'étude, et amis d'avoir été présents, pour leur réconfort, leurs encouragements ou simplement pour avoir échangé les idées.

Enfin, je remercier tous ceux qui m'ont soutenu et aidé de près ou de loin à réaliser de ce travail.

# *Dédicaces*

*Je dédie ce modeste travail :*

*A ma mère, mon père, ma femme et mes enfants pour leurs soutiens tout au long  
de mes études et ma vie.*

*A mes sœurs.*

*Mon frère :*

*Nassradine.*

*En témoignage de ma profonde affection :*

*Mes cousines et mes cousins.*

*A ma grande famille.*

*A mes amis Surtout mon ami :*

*Hachellaf Kaddour*

*Abd-Allah*

# *Table des matières*

## *Introduction générale*

### *Chapitre I : Généralités sur les polymères*

I. Généralités sur les polymères .....	1
I.1 Définition d'un polymère.....	1
I.2 Classification des polymères .....	3
I.2.1 Point de vue thermomécanique .....	3
I.2.1.1 Les thermoplastiques .....	3
I.2.1.2 Les thermodurcissables.....	4
I.2.1.2 Les élastomères.....	4
I.2.2 Point de vue de la structure physique .....	5
I.2.2.1 Polymère amorphe .....	5
I.2.2.2 Polymères Semi-Cristallins.....	6
I.3 Modes d'obtentions des polymères.....	8
I.3.1 La polymérisation en chaîne .....	8
I.3.2 La polymérisation par étapes .....	9
I.3.2.1 Polymérisation par condensation ou polycondensation.....	9
I.3.2.2 Polymérisation par addition ou polyaddition.....	10
I.4 Modes de rupture des polymères .....	11
I.4.1 Déformation de la phase amorphe.....	11
I.4.2 Déformation de la phase cristalline .....	12
I.4.3 Déformation des sphérolites.....	14
I.5 Comportement en traction.....	16
I.6 Micro mécanisme d'endommagement des polymères semi cristallins.....	17
I.6.1 Craquelures.....	17

I.6.2 Cavitation .....	20
I.7 Polyéthylène.....	22
I.7.1 Définition .....	22
I.7.2 Différents types de polyéthylène.....	23
I.7.3 Polyéthylène à haute densité (PEHD) .....	24
I.7.4 Propriétés.....	25
I.7.4.1 Propriétés physiques .....	25
I.7.4.1.1 Propriétés électriques .....	25
I.7.4.1.2 cristallinité.....	25
I.7.4.2 Propriétés thermiques .....	26
I.7.4.2.1 Température de transition vitreuse.....	27
I.7.4.2.2 La cristallisation et la fusion .....	29
I.7.4.2.3 Phénomène de relaxation/mouvement moléculaires.....	29
I.7.4.3 Propriétés mécaniques .....	30
I.7.4.3.1 Rigidité.....	30
I.7.4.3.2 Comportement au choc .....	30
I.7.4.3.3 Résistance à la fissuration sous contrainte.....	31
I.7.4.4 Propriétés mécaniques .....	31
I.7.4.4.1 Résistance aux produits chimiques .....	31
I.7.4.4.2 Comportement au choc .....	31
I.8 Conclusion .....	32

## ***Chapitre II : Soudage par points par friction malaxage FSSW***

II. Soudage par points par friction malaxage FSSW .....	33
II.1 Introduction .....	33
II.2 Les différents types de soudage par friction malaxage.....	35
II.2.1 Soudage bout à bout.....	36
II.2.2 Soudage par recouvrement.....	36
II.2.3 Soudage par point par friction malaxage FSSW .....	37
II.3 Avantages et limitations du procédé FSSW .....	38
II.3.1 Avantages liés au procédé.....	38
II.3.2 Avantages liés à la soudure par FSSW .....	38
II.3.3 Avantages économiques et environnementaux .....	38
II.3.4 Avantages liés à l'équipement .....	38
II.3.5 Limitations de soudage .....	39
II.4 Couplage thermo-métallo-mécanique.....	39
II.5 Cycle des temps de soudage .....	40
II.6 outils utilisés .....	41
II.6.1 Généralité.....	41
II.6.2 Technologies d'outil .....	43
II.6.2.1 Outil à pion fixe.....	43
II.6.2.2 Outil à pion ajustable.....	43
II.6.2.3 Outil à double épaulement.....	43
II.7 Équipements et les dispositifs de procès du FSSW .....	44
II.8 Structure générale des assemblages obtenus par FSSW .....	46
II.8.1 La microstructure .....	46
II.8.2 Phénomènes physiques observés dans le procédé .....	48
II.9 Simulation du procédé .....	50

## ***Chapitre III: Analyse expérimentale et numérique***

III.1 Analyse expérimentale .....	52
III.1.1 Procédures expérimental et matériels .....	52
III.1.1.1 Matériaux utilisés et leurs caractéristiques.....	52
III.1.1.2 outils de soudage .....	54
III.1.1.3 Elaboration des plaques.....	54
III.1.1.4 Machine d'essai.....	56
III.1.1.5 paramètres du procédé étudiés .....	58
III.1.2 Résultats expérimental et discussion.....	58
III.1.2.1 Effet de la profondeur de plongée sur la résistance de la soudure à la rupture	58
III.1.2.2 Analyse de la zone de contact.....	64
III.1.2.3 Effet de la forme de l'épaulement sur la résistance de la soudure à la rupture	66
III.1.2.4 Effets des paramètres de soudage sur la résistance du soudure à la rupture ..	72
III.2 Analyse numérique.....	78
III.2.1 Informations sur le modèle .....	79
III.2.2 Le maillage .....	80
III.2.3 Conditions aux limites .....	80
III.3 Conclusion.....	84

### ***Conclusion générale***

### ***Résumé***

## *Liste des figures*

Figure I.1 : Composition chimique de copolymères AB linéaires .....	2
Figure I.2 : Composition d'un copolymère greffé .....	2
Figure I.3 : Interpénétration de structure en pelote .....	5
Figure I.4 : Image phase $3\ \mu\text{m} \times 3\ \mu\text{m}$ du cœur du sphérolite. ....	5
Figure I.5 : Un monocristal de Polyéthylène.....	6
Figure I.6 : Arrangement des chaînes a) Modèle de micelles frangées, b et c) repliements successifs serrés et désordonnés.....	7
Figure I.7 : Représentation multi-échelle de la morphologie micro-structurale des polymères semi-cristallins. a) chaîne macromoléculaire, b et c) couches de phase cristalline-phase amorphe, d) sphérolites .....	8
Figure I.8 : Exemple de polyaddition : la polymérisation du polyéthylène à partir de monomères d'éthylène .....	10
Figure I.9 : Exemple de polycondensation : la polymérisation du polyester à partir de monomères d'éthylène glycol $\text{C}_2\text{H}_4(\text{OH})_2$ et d'acide adipique $\text{C}_6\text{H}_8(\text{OOH})_2$ avec formation d'eau. ....	10
Figure I.10: Micromécanismes de déformation de la phase amorphe dans un polymère semi-cristallin b) glissement inter-lamellaire et c) la séparation inter-lamellaire.....	12
Figure I.11 : Modèle de Schultz décrivant les étapes successives de la déformation du polyéthylène .....	13
Figure I.12 : Glissement parallèle et perpendiculaire aux chaînes macromoléculaires .....	13
Figure I.13 : Réponse d'un sphérolite à des sollicitations de tractions uniaxiales.....	15
Figure I.14 : Courbes de traction du PB pour différents diamètres de sphérolites .....	16
Figure I.15 : Courbe de traction typique d'un polymère semi-cristallin.....	16



Figure I.16 : a) Schéma d'une craquelure dans un polymère amorphe vitreux. b) Image MET d'une craquelure au niveau des zones équatoriales d'un sphérolite de PP .....	18
Figure I.17 : a) Craquelures observées par AFM sur un échantillon de polybutène étiré à une déformation nominale de 15% ; b) Morphologie d'une craquelure observée au MEB d'un échantillon de copolymère éthylène-butène initialement entaillé et sollicité en fatigue ; c) Fibrilles d'une craquelure observée au MEB d'un échantillon prélevé d'un tuyau en polyéthylène à basse densité sollicité en fatigue ; d) Craquelure observée au MEB sur un film de PET étiré à une déformation nominale de 50% .....	19
Figure I.18 : Echantillon de PEHD observé au MEB pour différents états de déformation ....	20
Figure I.19 : micro-mécanisme de création de microcavités dans un polymère semi- semi-cristallin.....	21
Figure I.20 : a) Représentation de la polymérisation du polyéthylène et b) Représentation semi-développée de la chaîne macromoléculaire du polyéthylène .....	22
Figure I.21 : Arrangement en zigzag planaire des chaînes de polyéthylène dans une maille cristalline orthorhombique .....	23
Figure I.22 : variation du module d'Young d'un polymère en fonction de la température .....	27
Figure I.23 : variation du volume spécifique en fonction de la température pour des polymères amorphes, partiellement cristallin et cristallin .....	27
Figure I.24 : Module de Young en fonction du temps .....	30
Figure II.1 : La porte arrière Mazda MX 5 Le soudage par points par friction malaxage (FSSW).....	34
Figure II.2 : Schématisation des efforts et du couple généré lors du FSW .....	36
Figure II.3 : Quatre phases du procédé de soudage par point par friction malaxage : a) plongeant, b) agitant, c) solidifiant et d) rétractant .....	37
Figure II.4 : Schéma des interactions .....	39
Figure II.5 : Cycle des temps de soudage FSSW .....	40
Figure II.6 : Schématisation de l'outil FSW et de quelques géométries de pions et d'épaulements .....	41
Figure II.7 : Type classique d'outil du TWT .....	42
Figure II.8 : Différentes géométries d'épaulement .....	42

Figure II.9 : Les différentes technologies d'outil existant .....	44
Figure II.10 : Machine typique pour le soudage par friction malaxage .....	45
Figure II.11: Dispositif de soudage FSSW (SMY+01) .....	45
Figure II.12 : Pince FSSW (SHR04) .....	45
Figure II.13: Soudage de capot de voiture Mazda modèle RX-8.....	46
Figure II.14 : Macrographie d'une soudure par friction malaxage de l'alliage 7075Al-T651.	47
Figure II.15 : Transferts de chaleur induits par le procédé de soudage par friction malaxage	49
Figure II.16 : Comparaison des données du modèle thermique aux données enregistrées par thermocouples placés à 9mm de la surface et entre 0 et 35mm du centre de la soudure .....	50
Figure III. 1: Tube PE100 .....	53
Figure III. 2 : Dimensions de l'outil utilisé dans le procédé de soudage FSSW .....	54
Figure III.3: dimensions de L'éprouvette utilisée. ....	55
Figure III.4: Machine utilisée pour le soudage FSSW (fraiseuse VHF-2).....	55
Figure III.5: L'effet du délai de rétraction de l'outil sur la section transversale de la soudure : (a) aucun délai et (b) un délai de 30 s .....	56
Figure III.6: le procédé d'assemblage des plaques par le procédé FSSW .....	56
Figure III.7: machine de traction compression Zwick/Roell Z100 .....	57
Figure III.8: Courbe type d'une éprouvette.....	57
Figure III.9 : illustration schématique : W : l'épaisseur de la pépite de soudure et Y : l'épaisseur de la feuille supérieure après soudage FSSW.....	59
Figure III.10: Graphique de l'effet de la profondeur de plonger sur la formation de la surface de la pépite de la soudure .....	60
Figure III.11 : Effet de la profondeur de plongée de l'outil sur la charge de cisaillement par traction.....	61
Figure III.12 : illustre courbes typiques (force – Allongement) d'essai de cisaillement en traction des soudures par FSSW.....	63
Figure III.13 : Graphique de l'effet de la profondeur de plonger sur la formation de la surface de pépite de la soudure .....	65
Figure III.14: photographie illustre la forme de la soudure.....	66

Figure III.15: montre l'effet de l'angle de concavité de l'épaulement de l'outil sur la résistance de rupture par (traction-cisaillement) des soudures en PEHD .....	67
Figure III.16: photographies illustrent l'effet de l'angle de concavité de l'épaulement sur le malaxage de la matière .....	68
Figure III.17: Courbes typiques d'essai de traction des soudures FSSW .....	69
Figure III.18: Effet de la forme du rebord d'épaulement de l'outil sur la résistance à la rupture des soudures : A : vif, B : chanfreiné et C : arrondi .....	70
Figure III.19: Courbes typiques (force-Allongement) d'essai de traction des soudures par FSSW avec trois géométries de rebord de l'outil : angle vif, chanfreiné, arrondi .....	71
Figure III.20: Influence de la vitesse de rotation et du temps de maintien sur la force de cisaillement en traction des soudures .....	73
Figure III.21: photographie illustre la surface I de la pépite de la soudure après l'essai de traction des soudures par FSSW .....	73
Figure III.22: Courbes typiques (force – Allongement) des soudures par FSSW des plaques en PEHD .....	76
Figure III.23: Courbes typiques (force – Allongement) d'essai de cisaillement en traction des soudures par FSSW des feuilles en PEHD .....	77
Figure III.24: Illustre courbes typiques d'essai de cisaillement en traction des soudures par points par friction malaxage des feuilles en PEHD avec les meilleurs paramètres de soudage en utilisant les géométries d'outils conventionnelles avec pion : $W = 710 \text{ tr / min}$ , $V_p = 3,3 \text{ mm / s}$ , $T_m = 45 \text{ s}$ et $P_p = 5,7 \text{ mm}$ .....	77
Figure III.25: Schématisation d'une étude sur le soudage FSSW .....	79
Figure III.26: Schématisation d'une étude sur le soudage FSSW, maillage des plaques .....	80
Figure III.27: Schématisation d'une étude sur le soudage FSSW, conditions aux limites .....	80
Figure III.28: Cartographie mécanique de la phase de souder pour le soudage FSSW de tôles en PEHD, la forme du rebord d'épaulement de l'outil vif .....	81
Figure III.29: Cartographie mécanique de la phase de souder pour le soudage FSSW de tôles en PEHD, la forme du rebord d'épaulement de l'outil chanfreiné .....	82
Figure III.30: Cartographie mécanique de la phase de souder pour le soudage FSSW de tôles en PEHD la forme du rebord d'épaulement de l'outil arrondi .....	83

## *Liste des tableaux*

Tableau I.1 : Masse volumique et taux de cristallinité issue de leur mode de synthèse .....	23
Tableau III.1: Caractéristiques physiques et mécaniques de PE100.....	53
Tableau III .2: Les dimensions des' outils utilisée.....	54
Tableau III.4 : Paramètres de soudage et leurs gammes .....	58

# ***LISTE DES SYMBOLES***

$\sigma$	Contrainte appliquée.
$E_r$	Module de Young.
$\emptyset$	diamètre de sphérolite.
$\Theta_v$	Température de la transition vitreuse.
$\Theta_c$	Température de l'état caoutchoutique.
$\Theta_f$	Température de fusion.
$T_g$	Température de la transition vitreuse.
$\Delta L$	Variation de la longueur de l'éprouvette.
$L_0$	Longueur initiale de l'éprouvette.
$\varepsilon$	Etats de déformation.
$P_p$	Profondeur de plongée.
$T_m$	Temps de maintien.
$T_p$	Temps de plongée.
$T_r$	Temps de retrait.
$T_t$	Totalité du cycle de déplacement de l'outil.
$W$	Vitesse de rotation.
$V$	Vitesse de plongée.
$F$	Effort de pénétration de l'outil dans la matière à souder.
$x$	Rayon de la pépite de soudure.
$X$	L'épaisseur de la pépite de soudure.
$W$	L'épaisseur de la pépite de soudure.
$Y$	L'épaisseur de la feuille supérieure après soudage.
$R$	Rayon de la surface soudée (de l'épaulement).
$r$	Rayon de la surface non soudée.
$S$	Surface soudée.

# *Introduction générale*

Dans ce mémoire, l'étude expérimentale en premier partie est basée par la réalisation d'un protocole expérimental permettant le soudage par point par friction malaxage (FSSW) des plaques en polymère PEHD ont été réalisés à l'aide d'un nouvel outil sans pion. Une étude paramétrique sera effectuée avec des variations des paramètres du procédé, à savoir :

- La profondeur de plongée  $P_p$  (mm).
- La vitesse de rotation  $W$  (tr/min).
- Le temps de maintien  $T_m$  (s).

En deuxième partie la réalisation des essais mécaniques de traction-cisaillement sur des plaques soudées qui va permis une qualification du domaine de soudabilité. Le principal objectif de cette série des essais expérimentaux est d'étudier le procédé et de contribuer à la compréhension des interactions outil/matière pour déterminer l'influence des paramètres opératoires sur la fiabilité du soudage par point par friction malaxage avec ce matériau. il nous souhaitons que sera une référence pour les future étudiants.

Enfin. Une comparaison entre les résultats des tests de cisaillement en traction effectués sur des plaques en PEHD soudées par friction malaxage par point FSSW par l'outil conventionnelles avec pion selon les meilleurs paramètres de soudage pour l'article de (Bilici, MK et Yukler, AI) et les meilleurs paramètres de soudage de nouvel outil sans pion. La résistance des pépites soudées préparées avec un outil sans pion sont beaucoup plus élevées que la résistance à la traction observée lors de la soudure par l'outil à pion. On peut prédire que la géométrie de l'outil et les paramètres opératoires de soudage ont un effet significatif sur la surface de la soudure et en vertu sur la résistance statique des soudures par points par friction malaxage des polymères thermoplastiques.

# **Chapitre I**

## ***Généralités sur les polymères***

## Etat de l'art sur le comportement mécanique des polymères semi-cristallins

Ce chapitre a fait l'objet de généralités sur les différents aspects macroscopique et microscopique de la déformation des polymères semi cristallins en général, et du polyéthylène en particulier. Une bonne partie de ce chapitre a été consacrée essentiellement à l'étude de polyéthylène haut densité (PEHD), leurs propriétés physiques, mécaniques et chimiques, Les relations entre les propriétés physiques, mécaniques et chimiques et la microstructure ainsi que leur influence sur le processus de déformation volumique sont bien établies. La variation de volume résulte d'une compétition entre l'effet de dilatation et l'effet de compaction.

Un autre point auquel on a donné importance est les modes de rupture des polymères dont l'objectif de comprends la déformation de la phase amorphe et la déformation de la phase cristalline de polyéthylène haut densité (PEHD). Ceci nous permet de comprends les mécanismes de déformation des polymères semi-cristallins.

### I. Généralités sur les polymères

#### I.1 Définition d'un polymère

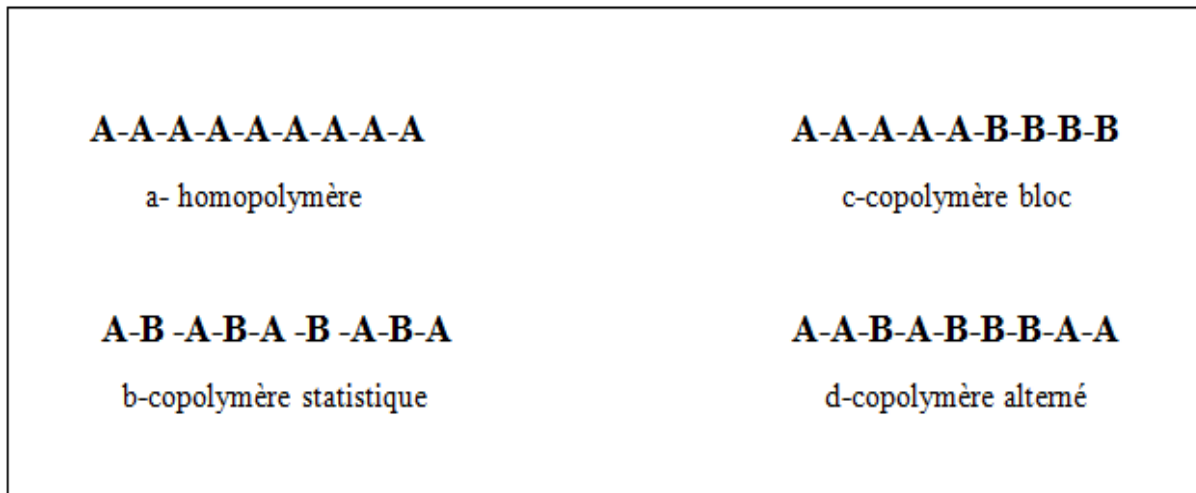
Un polymère est une macromolécule, organique ou inorganique, constituée de l'enchaînement répété d'un même motif, Le monomère (du grec monos : un seul ou une seule, et meros : partie), reliés les uns aux autres par des liaisons très fortes. Ce sont les composés de base des polymères [1]. Les molécules des substances organiques comportent toutes des atomes de carbone mais aussi des atomes d'hydrogène, d'oxygène, d'azote, de chlore, de fluor, de soufre... [2]. Chaque atome de carbone, tétravalent, est relié aux atomes voisins par quatre liaisons covalentes, orientés dans l'espace vers les quatre sommets d'un tétraèdre régulier Les monomères de fonctionnalité égale à deux permettent l'obtention de chaînes linéaires, seuls les monomères de fonctionnalité supérieure à deux permettent l'obtention de chaînes ramifiées ou réticulées.

Dans la macromolécule suivante  $\dots A-A-A-A-A-A \dots = [-A-]_n$  l'unité constitutive est A, elle est formée d'un groupe d'atomes qui se répète. A l'échelle moléculaire, quelques centaines de nm, la plupart des macromolécules se présentent sous forme de « fils long et souples ». Les réactions chimiques permettant de passer d'un monomère A à la macromolécule  $[-A-]_n$  s'appellent polymérisation [1].

Les polymères peuvent être composés d'un seul type de monomère (homopolymère) ou de différents types de monomère (copolymère) (Figure I-1). Dans le cas d'un copolymère linéaire qui contient deux monomères distincts (par exemple **A** et **B**), ces monomères peuvent être arrangés de trois manières différentes :

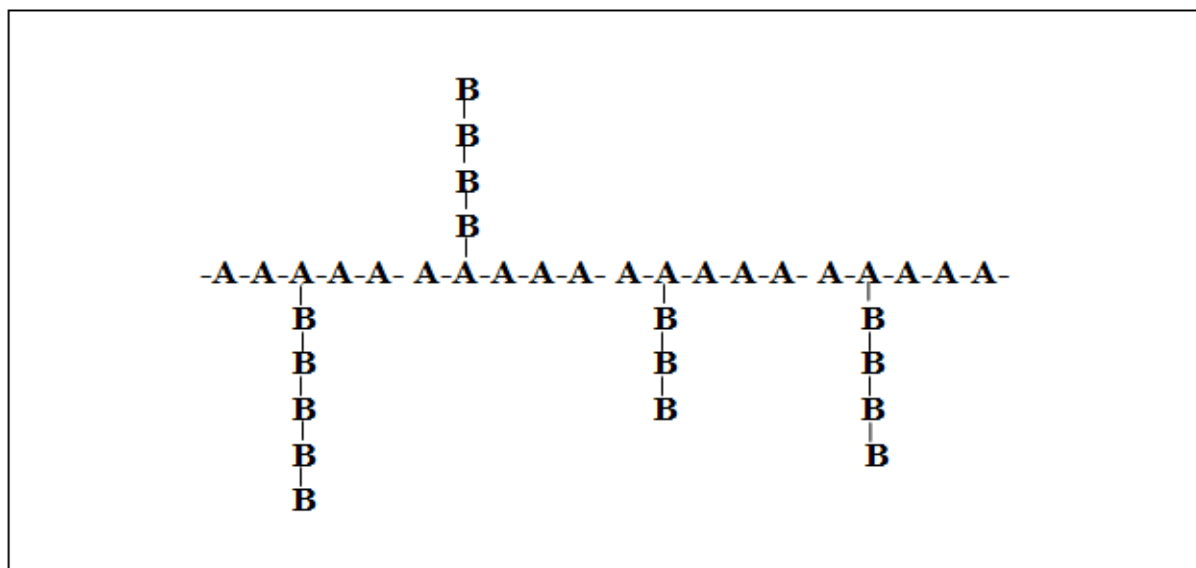


- **Copolymère statistique** : les chaînons se placent sans ordre.
- **Copolymère bloc** : des séquences de l'oligomère **A** pur alternent avec des séquences de l'oligomère **B** pur.
- **Copolymère alterné** : les monomères **A** et **B** alternent au sein de la composition du polymère.



**Figure I-1** : Composition chimique de copolymères **AB** linéaires.

Des copolymères ramifiés (Figure I-2) peuvent être produits en greffant des chaînes latérales (correspond au monomère **B**) sur une chaîne principale homopolymérique (correspond au monomère **A**) [3].



**Figure I-2** : Composition d'un copolymère greffé.

## **I. 2 Classification des polymères**

On peut classer les matériaux polymères suivant différents critères. Le point de vue thermique conduit au classement des matériaux polymères organiques en matériaux thermoplastiques et matériaux thermodurcissables. Le point de vue mécanique introduit les notions de solides viscoélastiques et d'élastomères. On peut aussi examiner le matériau en s'intéressant à sa structure physique ou à sa structure chimique : dans le premier cas, les notions de matériau semi-cristallins et de matériau amorphe sont introduites, dans le second, c'est la structure moléculaire en chaîne d'atome qui est à prendre en considération [4].

### **I.2.1 Point de vue thermomécanique**

#### **I.2.1.1 Les thermoplastiques**

Les thermoplastiques (comme le polyéthylène par exemple) ont une architecture linéaire ou ramifiée dont la cohésion est assurée grâce à des liaisons secondaires d'origine électrostatiques de Van der Waals ou par des liaisons dipolaires comme les liaisons hydrogènes, entre autres. Cependant toutes ces liaisons secondaires sont facilement rompues lorsque l'agitation thermique augmente. Ainsi, leur module d'élasticité et leur viscosité en écoulement diminuent sous l'effet de la température. Le caractère particulier des thermoplastiques est d'avoir la possibilité de subir une histoire thermomécanique et d'être ramené par des moyens physiques à leur état initial par traitement thermique (en les chauffant jusqu'à leur point de fusion puis en les refroidissant lentement). Il est alors possible de changer leur forme plusieurs fois et donc de les recycler (mais pas indéfiniment). Les thermoplastiques peuvent être totalement amorphes ou bien semi-cristallins. En effet, les macromolécules linéaires ou ramifiées du polymère peuvent s'organiser de façon plus ou moins ordonnée et constituer des phases cristallines dispersées dans une matrice amorphe [5].

Ils ne s'oxydent pas, ont une haute résistance à la corrosion et sont d'excellents isolants thermiques et électriques. De par leur légèreté, leur haute résistance mécanique et leur résistance aux effets de l'environnement, les thermoplastiques constituent un matériau idéal pour de très nombreuses applications. Dans cette catégorie de polymères, on distingue entre autres le polyéthylène basse et haute densité (PE), le polystyrène (PS), le polychlorure de vinyle (PVC), le polypropylène (PP), le polyméthacrylate de méthyle (PMMA), le polyamide (PA), le polycarbonate (PC), les polyesters saturés, ... [6].

**I.2.1.2 Les thermodurcissables**

Les thermodurcissables sont amorphes et composés d'un réseau tridimensionnel de macromolécules solidaires non seulement par des liaisons secondaires, mais également par des liaisons covalentes induites entre autres par des pontages de brins de chaînes. Ces nœuds de réticulation interdisent la séparation des macromolécules. Comme le taux de réticulation est élevé, la mobilité des chaînes est fortement réduite, et en conséquence, ces matériaux ont une grande rigidité. Ces polymères ne peuvent pas être recyclés, car ils ne peuvent revenir à leur état initial même par traitement thermique : leur transformation est irréversible. A chaud, ils se dégradent par rupture des chaînes moléculaires puisqu'ils ne sont pas susceptibles de fondre [5].

Ils sont généralement utilisés dans l'automobile, l'aéronautique, l'aéronavale, les équipements de ski, ... On distingue les polyesters insaturés, les résines phénoliques ou les résines époxy [6].

**I.2.1.3 Les élastomères**

Les élastomères (comme par exemple, les caoutchoucs des pneumatiques ou les joints d'appareils sous pression) sont également amorphes, présentent une architecture tridimensionnelle faiblement réticulée et se caractérisent principalement par leur grande déformabilité, avec des allongements réversibles qui peuvent aller jusqu'à plusieurs centaines de pourcent de leur longueur initiale (comportement caoutchoutique). Cette grande capacité de déformation réversible est due à la souplesse des chaînes et à la grande longueur des segments moléculaires entre deux nœuds de réticulation [5].

Les élastomères possèdent une excellente capacité d'absorption des chocs. Ils sont utilisés dans la fabrication des pneumatiques, des matelas, des semelles de chaussures.

Beaucoup de polymères thermoplastiques ont une structure amorphe. On peut citer le polystyrène atactique, le poly (méthacrylate de méthyle), le polychlorure de vinyle ou le polyéthylène basse densité. D'autres comme le polyéthylène haute densité, le polypropylène ou le polyamide, par contre, sont semi cristallins. Les thermodurcissables sont généralement amorphes car les réticulations et pontages ont lieu dans toutes les directions empêchant tout ordre d'orientation, ce qui provoque l'isotropie du matériau. Une autre catégorie d'amorphes est constituée par les élastomères. Ce sont des caoutchoucs tels que le polyisoprène (caoutchouc naturel et synthétique) et le polybutadiène [6].

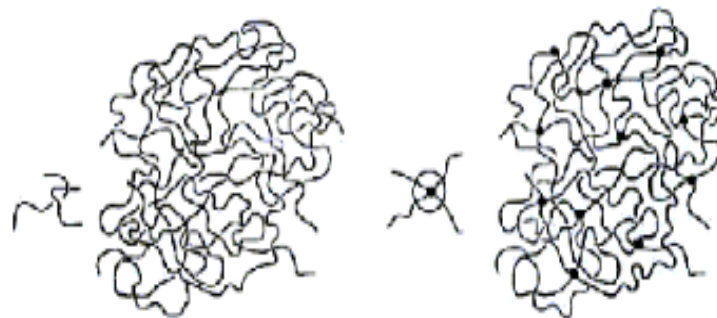
## I.2.2 Point de vue de la structure physique

### I.2.2.1 Polymère amorphe

L'état amorphe des matériaux polymères est caractérisé par l'absence d'ordre à grande distance. Il n'y a pas de distance constante entre les macromolécules et aucune régularité dans l'arrangement et l'orientation, et ceci en raison de la structure et de la disposition aléatoire des chaînes individuelles.

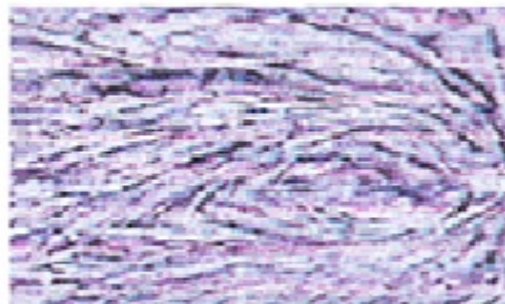
La structure des macromolécules dans les états physiques solide (vitreux) et liquide étant très semblable pour les matériaux amorphes. Pour une phase cristalline au contraire, un nouvel arrangement ordonné des macromolécules les unes par rapport aux autres est créé au refroidissement de la matière fondue (cristallisation).

Les macromolécules dans la conformation de types pelote statistique peuvent, selon les conditions auxquelles elles sont soumises, s'entrelacer, s'enchevêtrer, mais aussi créer des nœuds chimiques (réticulation) à certains endroits (Figure I-3) [7].



**Figure I-3** : Interpénétration de structure en pelote [4].

L'image phase du cœur d'un sphérolite de la (Figure I-4) montre la répartition de chaque phase, en noir la phase amorphe moins rigide que la phase cristalline en blanc. Les parties blanches sont constituées de plusieurs lamelles cristallines [8].

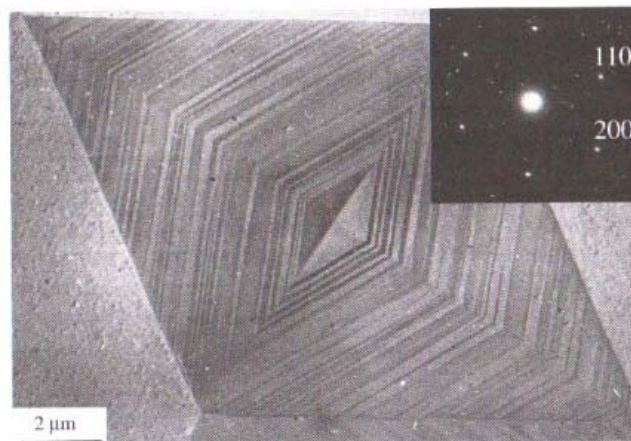


**Figure I-4** : Image phase  $3 \mu\text{m} \times 3 \mu\text{m}$  du cœur du sphérolite [8].

### I.2.2.2. Polymères Semi-Cristallins

Dans un polymère cristallisé les molécules sont serrées les unes contre les autres et parfaitement ordonnées dans des lamelles cristallines. Généralement les polymères semi-cristallins présentent une alternance de plaquettes de phase amorphe et de phase cristalline appelée structure lamellaire. Cependant certains matériaux polymères, tel que le polyéthylène, peuvent présenter localement une organisation macromoléculaire qui se répète sur une distance telle qu'elle rappelle la structure cristalline des solides métalliques.

A partir des études en laboratoire sur les monocristaux de polyéthylène, la cristallisation résultait de l'organisation en parallèle de segments de macromolécules (Figure I-5). Elles se replient sur elles-mêmes et peuvent ainsi participer à l'édification de lamelles d'épaisseurs assez constante (quelques dizaines de nanomètres).



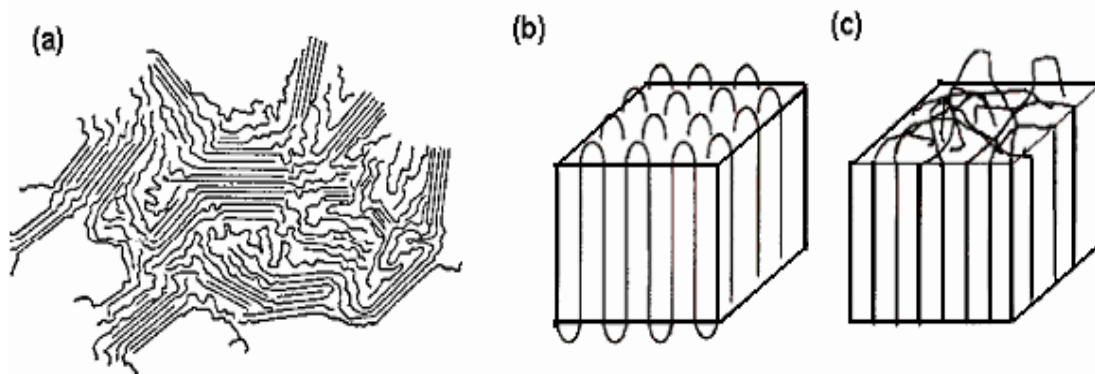
**Figure I-5** : Un monocristal de Polyéthylène [9].

Les polymères semi-cristallins sont utilisés à une température qui se situe entre la température de transition vitreuse de leur phase amorphe et la température de fusion, de leur phase cristalline. Ceci permet de profiter de la souplesse de la phase amorphe et de la rigidité de la phase cristalline.

La cristallinité de ce type de polymères résulte d'empilements réguliers de chaînes macromoléculaires. Leurs extrémités étant différentes du reste du polymère, ces macromolécules ne peuvent être entièrement régulières, en conséquence, l'ordre ne peut être total et il y a coexistence de phases amorphe et cristalline, [10]. Cette microstructure a d'abord été décrite à l'aide d'un modèle dit de « micelles à franges » [11, 13], dans lequel les zones cristallines sont représentées par des séquences ordonnées où les chaînes sont alignées (Figure 6-a). La taille des zones cristallines, ou celle des micelles, y est estimée à

5-50 nm. Compte tenu de leur longueur, les macromolécules peuvent faire partie de plusieurs cristallites, orientées aléatoirement, et traverser des zones moins ordonnées [14]. Un autre modèle représentatif de la structure des polymères est apparu dans les années soixante, confirmant ainsi la notion de repliement de chaînes (Figure 6-b et 6-c). On peut distinguer deux configurations extrêmes de repliements des chaînes macromoléculaires :

Le repliement serré (Figure 6-b) et le repliement désordonné (Figure 5-c). Dans ce dernier cas, une même chaîne peut donc participer à la fois à la phase amorphe et à la phase cristalline, contrairement au premier mode de repliement où la chaîne participe seulement à la formation de la même cristallite [13, 14, 16]. Par ailleurs, dans un polymère semi- cristallin non orienté, on considère habituellement trois niveaux d'observation de la microstructure. Le premier niveau correspond à l'échelle comprise entre 0,1 et 1,0 nm. On y décrit les interactions entre les segments de chaînes voisins contrôlant le comportement de la phase amorphe. À l'intérieur d'une cristallite, des défauts provoquent des augmentations locales de distances inter-chaînes et favorisent le glissement des chaînes les unes par rapport aux autres.



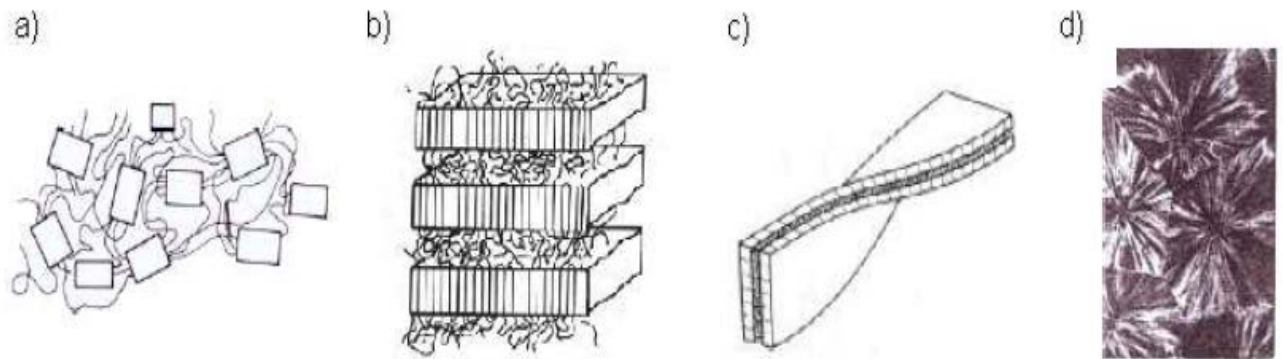
**Figure I-6** : Arrangement des chaînes a) Modèle de micelles frangées, b et c) repliements successifs serrés et désordonnés [17].

La phase amorphe, on retrouve des brins de chaînes, mais aussi des parties de chaînes appartenant à deux cristaux voisins. Ces chaînes dites liées déterminent la continuité du matériau, régissant ainsi son niveau de résistance mécanique. Vu l'orientation du cristal, cela engendre une certaine anisotropie. Les déformations intervenant perpendiculairement à l'orientation de la lamelle cristalline, se produiront plus facilement que dans le sens parallèle (Figure 7-b et c).

La croissance du cristal (Figure 7-d), conduisant à la formation des sphérolites. Les lamelles cristallines dans un sphérolite sont reliées par la phase amorphe. Ces sphérolites



peuvent croître jusqu'à rencontrer et former une structure polygonale. La taille de ces sphérolites dépend du type de polymère et du processus thermique. Elle peut varier du micromètre au millimètre.



**Figure I-7 :** Représentation multi-échelle de la morphologie micro-structurale des polymères semi-cristallins. a) chaîne macromoléculaire, b et c) couches de phase cristalline-phase amorphe, d) sphérolites.

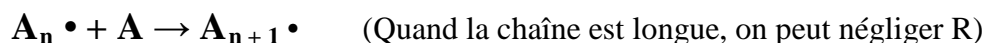
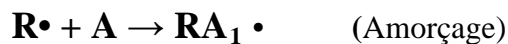
### I.3 Modes d'obtentions des polymères

Les polymères et élastomères obtenus par synthèse chimique à partir des hydrocarbures ou de la biomasse, on y retrouve les protéines et les matériaux d'origine biologique. Qu'ils soient d'origine naturelle ou artificielle, tous ces matériaux sont générés par polymérisation (assemblage en grandes chaînes linéaires ou tridimensionnelles) de centaines ou milliers de molécules de base, les monomères [1]. La réaction de polymérisation peut être de deux types : la polymérisation par étape et la polymérisation en chaînes. Polymérisations par étape et en chaînes sont caractérisées par des cinétiques différentes.

#### I.3.1 La polymérisation en chaîne

Les réactions de polymérisation en chaîne font intervenir des centres actifs  $R\cdot$  très réactifs (radicaux-anions-cations) présents en très petite concentration ( $10^{-7}$  à  $10^{-8}$  mol $\cdot$ l $^{-1}$  en polymérisation radicalaire) ces centres actifs additionnent en un laps de temps très court (généralement inférieur à la seconde) un grand nombre de molécules de monomère ( $10^3$  à  $10^5$  molécules par seconde) [18]. Cette réaction diffère de la polymérisation par étape, car elle implique au moins trois processus : l'amorçage, la propagation et enfin une terminaison. Les monomères contiennent des doubles liaisons (il peut y avoir aussi ouverture de cycles). Dans le polymère obtenu, tous les atomes présents dans les monomères avant synthèse se retrouvent dans le produit final.

L'amorçage est la formation d'un centre actif (à partir d'un radical libre  $R\bullet$ ), la propagation est l'ajout d'un monomère  $A$  sur la chaîne, tandis que la terminaison se produit quand deux chaînes en croissance se combinent ne formant qu'une seule macromolécule et faisant disparaître les centres actifs. Ces processus sont résumés suivant :



(Terminaison).

L'amorçage de la réaction peut être de différents types : radicalaire, c'est le cas décrit ci-dessus (les radicaux libres étant souvent créés par dissociation thermique de peroxydes) ou de type ionique. Dans le cas de la polymérisation ionique, on distingue la polymérisation anionique et la polymérisation cationique. La chaîne étant chargée positivement ou négativement, un contre-ion (ci-dessous  $ClO_4^-$  ou  $K^+$ , respectivement) assure la neutralité électrique globale [19].

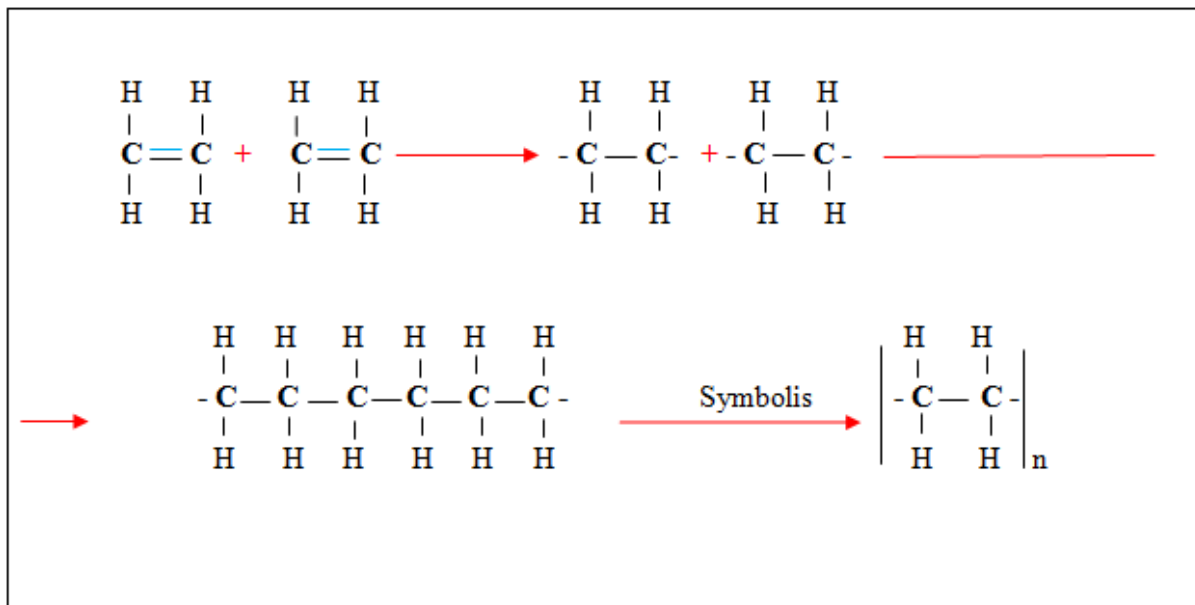
### I.3.2 La polymérisation par étapes

Cette polymérisation se produit entre molécules multifonctionnelles. En effet, pour avoir une réaction par étape, il faut que les monomères soient capables de réagir en au moins deux sites. Le nombre de sites s'appelle la fonctionnalité. Les molécules de fonctionnalité 2 conduisent à des macromolécules linéaires. Si la fonctionnalité est supérieure à 2, on obtient un réseau à 3 dimensions [19]. Il existe deux types de Polymérisations par étapes :

#### I.3.2.1 Polymérisation par condensation ou polycondensation

La polycondensation est une réaction entre monomères qui entraîne la formation du polymère, mais également d'un sous-produit (Figure I-8) [1].

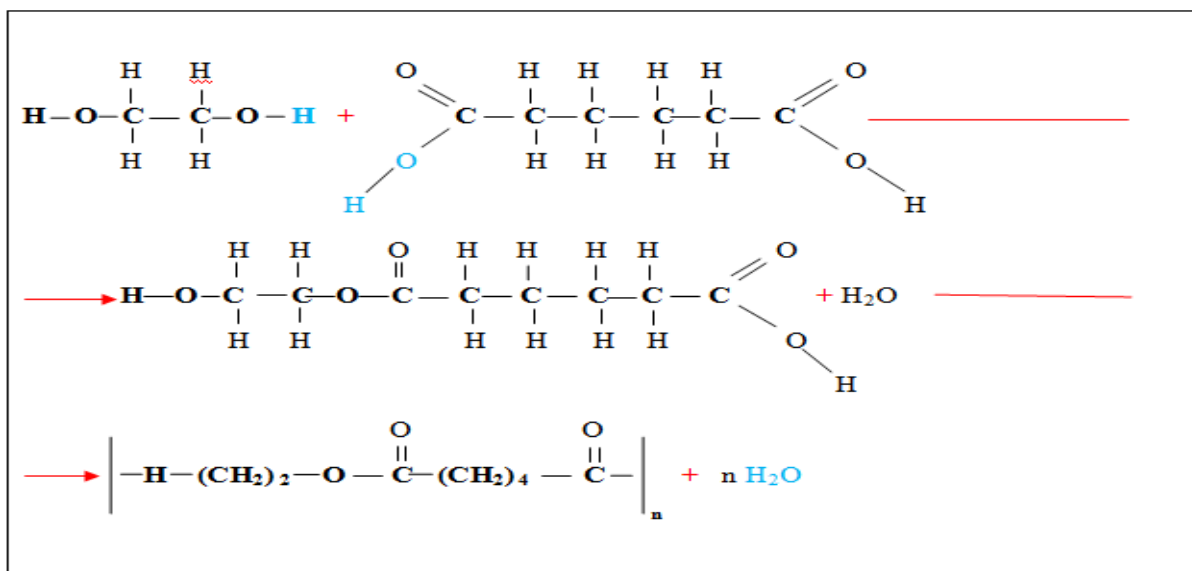




**Figure I-8 :** Exemple de polyaddition : la polymérisation du polyéthylène à partir de monomères d'éthylène [1].

### I.3.2.2. Polymérisation par addition ou polyaddition

La polyaddition est une polymérisation par simples liaisons successives de monomères, sans apparition de sous-produit en dehors du polymère (l'unité structurale et le monomère ont la même composition chimique) (Figure I-9) [1].



**Figure I-9 :** Exemple de polycondensation : la polymérisation du polyester à partir de monomères d'éthylène glycol  $\text{C}_2\text{H}_4(\text{OH})_2$  et d'acide adipique  $\text{C}_6\text{H}_8(\text{OH})_2$  avec formation d'eau [1].

La réaction peut éventuellement s'effectuer entre des monomères de nature différente, et donner lieu à une copolymérisation.

Les polymères usuels obtenus par polymérisation par étape sont les polyesters, les polyamides, les polyuréthanes etc... Les polymères obtenus par polycondensation représentent un faible pourcentage des polymères de synthèse. Notons toutefois que le premier polymère de synthèse a été obtenu par polycondensation. Il s'agit de la « Bakélite », une résine phénolique synthétisée par L.H. Baekeland dès 1907[19].

## I.4 Modes de rupture des polymères

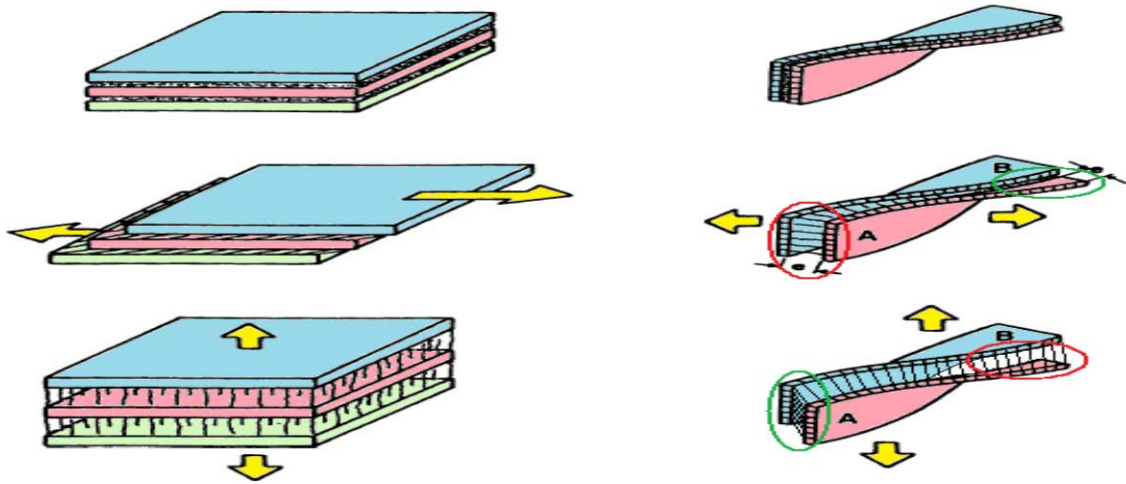
Les mécanismes de déformation des polymères semi-cristallins sont étroitement liés à la présence des deux phases, amorphe et cristalline. A température ambiante, la phase amorphe des polymères semi-cristallins peut être à l'état vitreux, comme c'est le cas pour les polyamides (Nilon) et les Polyéthylènes Téréphtalates, ou à l'état caoutchoutique, comme pour le PEHD et le Polypropylène. Dans ce type de matériaux, la phase amorphe est dispersée et allongée entre les phases cristallines. Elle permettrait un glissement actif à longue distance dans le cristal, la phase cristalline se déformant par glissement cristallographique [20].

### I.4.1 Déformation de la phase amorphe

La phase amorphe d'un polymère comme le PEHD, libre et liée, est caoutchoutique. Son rôle mécanique se réduit donc à la transmission des contraintes d'une cristallite à l'autre par l'intermédiaire de molécules liantes. Ces chaîne liens, tout comme les points de réticulation physique, confèrent à l'état amorphe une certaine résistance. En outre, les macromolécules constituant la phase amorphe liée sont à l'origine de la création d'une force de retour vers l'état non déformé.

Plusieurs auteurs, ont utilisé un modèle simple de composition à deux phases, qui s'applique bien aux polymères semi-cristallins, pour illustrer le déplacement des chaînes dans les zones amorphes interlamellaires, Ce modèle simple de composition à deux mécanismes de déformation qui sont :

- **Le glissement interlamellaire** : résultant du glissement des cristaux lamellaires parallèlement les uns aux autres sous l'effet des contraintes appliquées ; la phase amorphe est donc cisailée, (Figure I-10-A).
- **La séparation interlamellaire** : résultant des contraintes de traction ou de compression perpendiculaires à la plus grande surface des lamelles, et se traduisant par une variation de la distance entre les lamelles ; dans ce cas les chaînes amorphes sont étirées ou compressées, (Figure I-10-B).



**Figure I-10 :** Micromécanismes de déformation de la phase amorphe dans un polymère semi-cristallin A) glissement interlamellaire et B) la séparation interlamellaire [5].

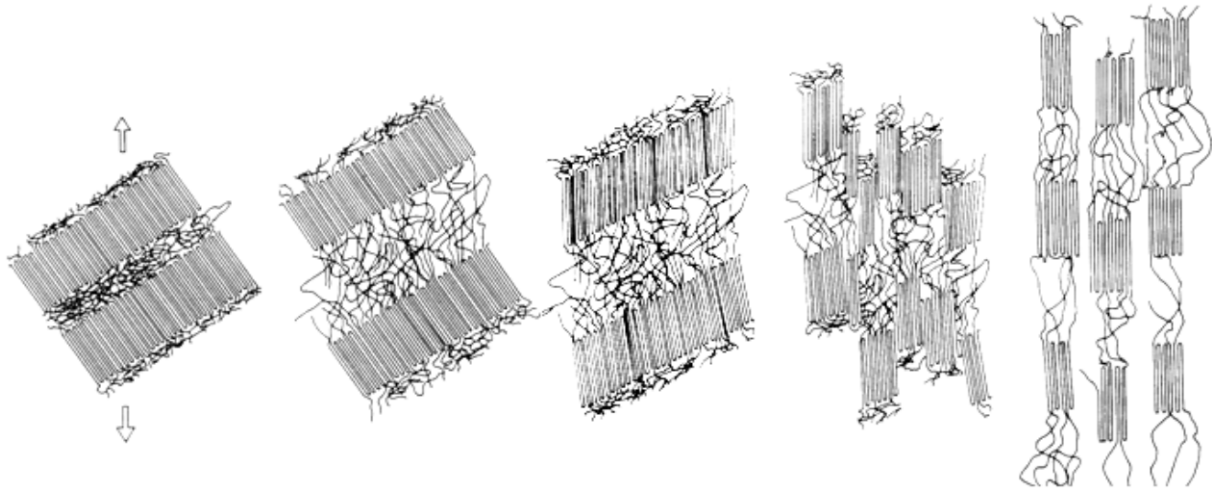
Dans le cas des lamelles cristallines torsadées, les deux mécanismes peuvent coexister au sein d'une même phase interlamellaire.

Pour le PEHD sollicité en petites déformations, le glissement interlamellaire est le mécanisme prédominant. La contrainte nécessaire à l'activation de ce mécanisme de séparation est assez élevée, à cause de la faible épaisseur de la couche amorphe. En traction, ce phénomène peut être l'origine de la création de cavités interlamellaires [20].

#### I.4.2 Déformation de la phase cristalline

Compte tenu de la grande résistance des régions cristallines (par rapport aux zones amorphes), ces dernières vont intervenir ultérieurement dans le processus de déformation. Il est souvent admis qu'un cristal polymère peut se déformer (comme pour un cristal métallique) en faisant intervenir des mécanismes cristallographiques tels que le glissement, le maclage, ou la transformation martensitique. En revanche, pour de fortes déformations, on observe un comportement bien caractéristique des polymères : les cristaux lamellaires se fragmentent en petits blocs cristallins, reliés à la phase amorphe par des macromolécules étirées.

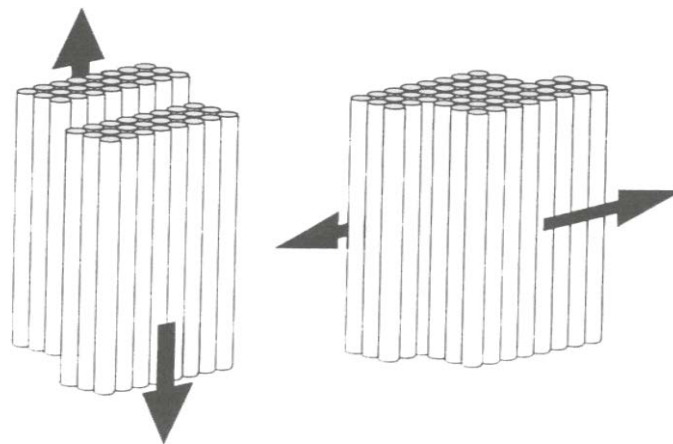
Cette nouvelle structure fibrillaire n'a plus de relation d'orientation avec la structure d'origine, elle confère au matériau un durcissement de type hyperélastique (Figure I-11).



**Figure I-11 :** Modèle de Schultz décrivant les étapes successives de la déformation du polyéthylène [5].

Le glissement, qui est le mécanisme microscopique de déformation plastique le plus fréquent pour le PEHD se produit naturellement lorsque la cission dans le plan de glissement atteint une valeur critique régie par les liaisons de Van der Waals entre les chaînes macromoléculaires. De plus, compte tenu des types de liaisons entre atomes (covalentes le long de la chaîne et de Van der Waals entre les chaîne macromoléculaires), qui limitent les possibilités de glissement, on peut considérer que seuls sont potentiellement actifs les systèmes de glissement dont le plan contient l'axe de la chaîne. On distingue alors deux types de glissement (Figure I-12) [20] :

- Un glissement dans la direction (parallèle) des chaînes.
- Un glissement perpendiculaire aux chaînes.

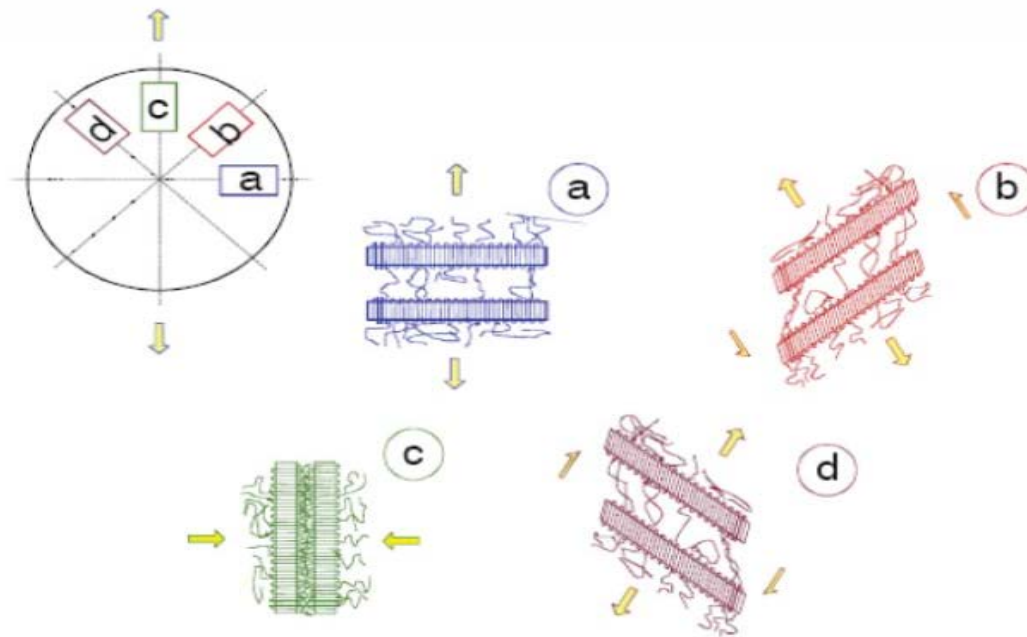


**Figure I-12 :** Glissement parallèle et perpendiculaire aux chaînes macromoléculaires [20].

### I.4.3 Déformation des sphérolites

Les déformations à l'échelle d'un sphérolite suivent des chemins complexes en raison de l'organisation spatiale des lamelles qui le constituent. Ainsi, les zones amorphes et les lamelles cristallines s'y déforment en traction, en cisaillement, en flexion ou en compression selon leur orientation dans le sphérolite par rapport à l'axe de sollicitation [20].

En traction uniaxiale, deux niveaux de déformation et trois zones géographiques sont habituellement considérés (Figure I-13). Au premier stade, ce sont les phases amorphes intra-sphérolitiques qui sont préférentiellement sollicitées et leur déformation est à peu près homogène et réversible. Puis en second lieu, on assiste à une déformation non-uniforme de ces phases (en traction, en compression, en cisaillement ou en flexion) directement dépendante de l'orientation des lamelles cristallines par rapport à l'axe de traction. En effet, dans la zone équatoriale, les cristallites étant initialement perpendiculaires à la direction de traction (Figure I-13 a), le mécanisme prédominant est la séparation inter-lamellaire qui résulte en une extension importante des molécules liantes de la phase amorphe, impliquant non seulement une probabilité d'occurrence de la cavitation mais aussi des fragmentations de lamelles en petits blocs. Au contraire, les zones polaires possèdent une plus grande résistance à la déformation puisque les cristallites sont orientées parallèlement à l'axe de sollicitation (Figure I-13 c). Dans ces régions, la phase amorphe est comprimée et subit des glissements inter-lamellaires. La déformation des zones polaires est généralement retardée par rapport à celle des autres. Enfin, dans les zones diagonales (Figure I-13 b, d), les lamelles cristallines sont à la fois soumises à des séparations interlamellaires et à des glissements inter-lamellaires. Les lamelles s'inclinent et s'orientent progressivement vers l'axe de traction et finissent par se rompre. Au final, la forme sphérique initiale du sphérolite change et devient ellipsoïdale. L'activité simultanée de ces mécanismes de déformation permet à la structure initiale de se transformer de manière continue à son état final orienté [5].



**Figure I-13 :** Réponse d'un sphérolite à des sollicitations de tractions uniaxiales [5].

Si on s'intéresse à la déformation du polymère au niveau macroscopique, on observe qu'une éprouvette de polymère semi-cristallin se déforme en traction par le développement et la propagation de la striction. Le modèle de Peterlin [20] permet de relier l'aspect microscopique à l'aspect macroscopique. Dans la région où la striction ne s'est pas encore propagée, le glissement et la séparation des lamelles sont possibles. Au moment de la striction, la morphologie lamellaire devient fibrillaire par fragmentation des cristaux. Après la striction, les petits blocs qui se sont formés s'alignent le long de l'axe de l'éprouvette. Les molécules commencent à subir un étirement de plus en plus important (Figure I-13) [20].

De nombreux auteurs ont mis en évidence l'influence de la structure cristalline sur le comportement des polymères. Schultz 1984 [21] a donné plusieurs exemples d'influence de la taille des sphérolites sur le seuil d'écoulement et sur la rupture. Il est toutefois difficile d'imputer les phénomènes observés seulement à la variation du diamètre des sphérolites. En effet, pour modifier le diamètre des sphérolites, il faut faire varier les conditions de mise en œuvre, et par le fait changer d'autres paramètres tels que le taux de cristallinité, l'épaisseur des lamelles. Les travaux de thèse de Thomas, sur le poly(1-butène) (PB) [21], illustrent bien l'influence de la structure cristalline sur les propriétés mécaniques. L'augmentation du diamètre de sphérolites, s'accompagnant inévitablement d'une augmentation de la taille des lamelles et du taux de cristallinité, induit une augmentation de la rigidité, de la limite élastique mais aussi de la fragilité (Figure I-14) [21].

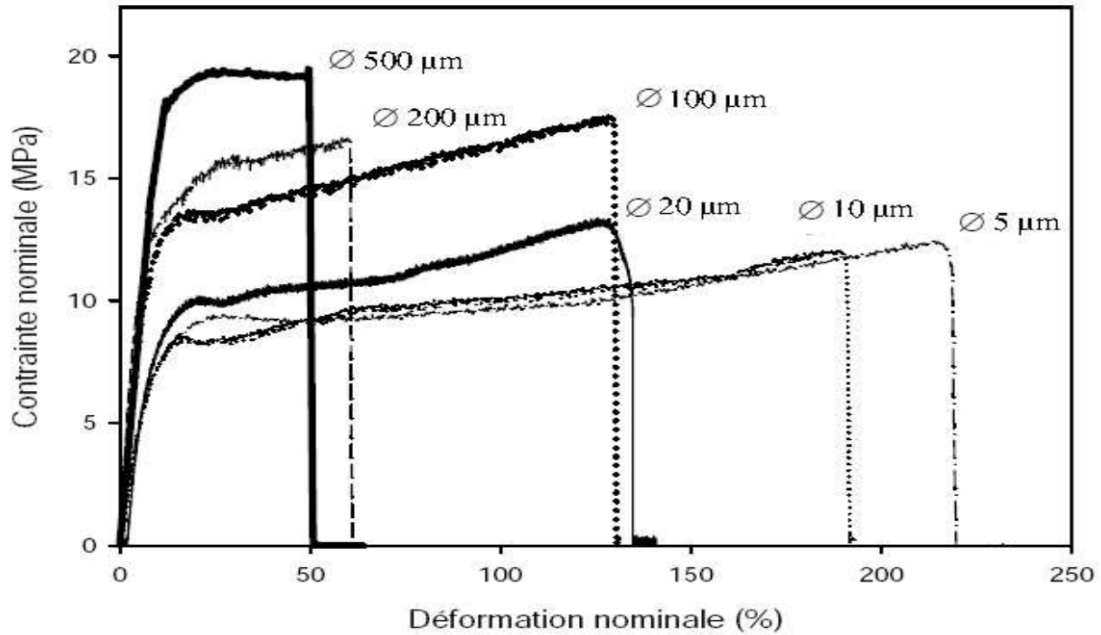


Figure I-14 : Courbes de traction du PB pour différents diamètres de sphérolites [21].

### I.5 Comportement en traction

Les polymères à morphologie sphérolitique ont des propriétés élastiques initialement isotropes. (Figure I-15) illustre le comportement classique en traction uniaxiale.

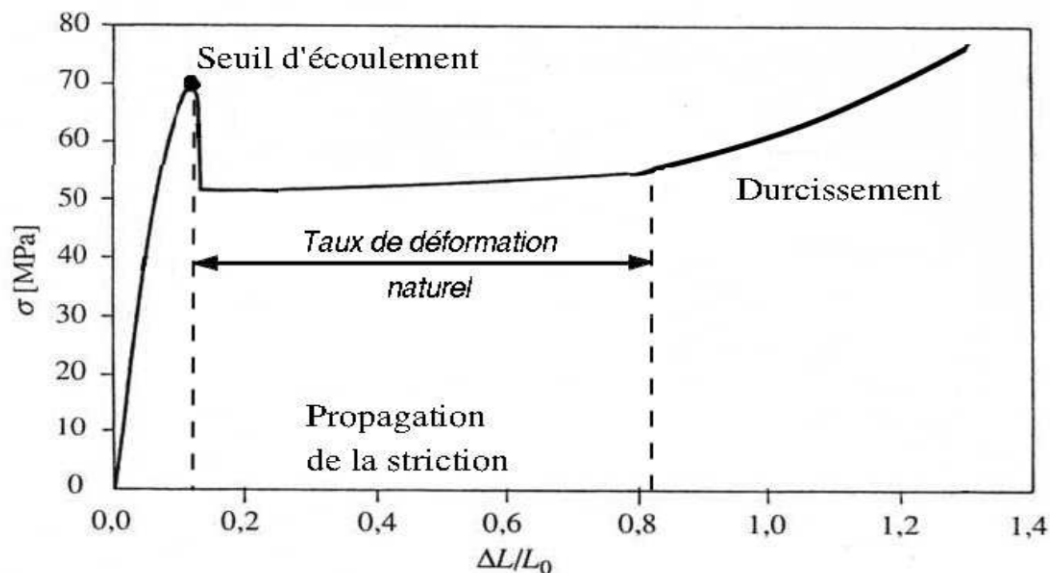


Figure I-15 : Courbe de traction typique d'un polymère semi-cristallin [21].

La courbe contrainte déformation peut être découpée en trois phases :



- **Domaine élastique et anélastique** : Est un domaine de déformation homogène. Avant le crochet de contrainte associé au seuil d'écoulement, on y observe l'apparition de fines bandes de cisaillement.
- **Plateau d'écoulement** : La striction se propage le long de l'éprouvette en transportant une déformation appelée taux de déformation naturel.
- **Durcissement** : Démarre lorsque la striction s'est propagée sur la totalité de l'éprouvette. Dans cette phase, la déformation redevient homogène et la morphologie est fibrillaire. Lors du passage de la striction, la morphologie initialement sphérolitique devient fibrillaire. Ce changement brutal de microstructure nous contraint à n'étudier les mécanismes de déformations que dans les zones de déformation homogène : dans les zones non strictionnées et celles où la striction s'est propagée [21].

## I.6 Micro mécanisme d'endommagement des polymères semi cristallins

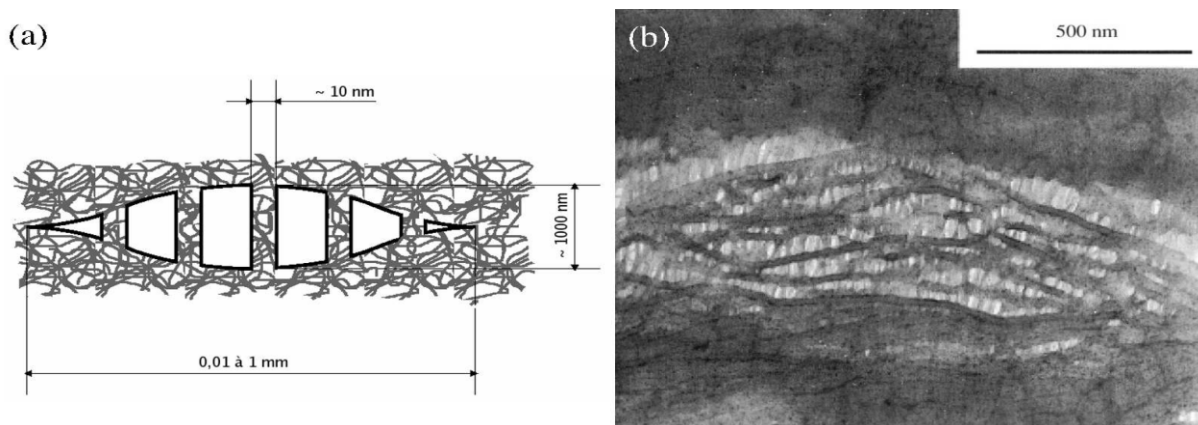
L'étude de l'endommagement des polymères semi-cristallins est rendue complexe par l'hétérogénéité de leur structure. L'endommagement joue un rôle très important sur le comportement mécanique et surtout sur les propriétés élastiques. Selon G'sell [20], l'endommagement peut être défini au sens large comme la création de surfaces de décohésion au sein du matériau. Cette définition couvre plusieurs mécanismes : « crazing », cavitation, décohésion aux interfaces ... les « crazes » correspondent à des fissures, craquelures et micro-vides. Étant donné que l'endommagement est dû à la formation d'un certain nombre de micro-vides dans le matériau, il s'accompagne d'une variation de volume. Les micro-mécanismes précédemment évoqués sont généralement liés à la fragmentation, à l'orientation des lamelles cristallines et au démêlage des chaînes dans le sens de sollicitation. Ce phénomène survient lors du passage d'une structure sphérolitique à fibrillaire [20].

### I.6.1 Craquelures

L'endommagement par craquelures (crazing) est connu pour être un mode spécifique de déformation plastique dans les polymères. Ces craquelures peuvent être vues comme une des conséquences directes de la transition du polymère dans son état fibrillaire orienté se traduisant par un processus de décohésion sur des plans normaux à la direction de la contrainte principale maximale (donc localisées dans des plans globalement perpendiculaires à l'axe de traction). Elles sont donc fortement anisotropes (le ratio longueur/largeur pouvant atteindre 10 ou 100) et ont une forme plane de taille pouvant atteindre l'échelle du millimètre. Contrairement à d'autres modes de déformation plastique, la formation de craquelures s'accompagne d'une considérable augmentation de volume (porosité macroscopique) [5].



Des observations en microscopie électronique à balayage (MEB) révèlent qu'un réseau de vides et de fibrilles étirées s'établit entre les deux faces de chaque craquelure (Figure I-16 a). Des observations en microscopie électronique en transmission (MET) ont permis de mettre en évidence des craquelures dans les zones équatoriales de sphérolites déformés (Figure I-16 b). Dans les semi-cristallins les craquelures sont de plus petite dimension car leur propagation est freinée par les cristallites. Même si les lamelles peuvent persister au milieu des fibrilles, elles sont progressivement consommées avec l'ouverture des craquelures [21].



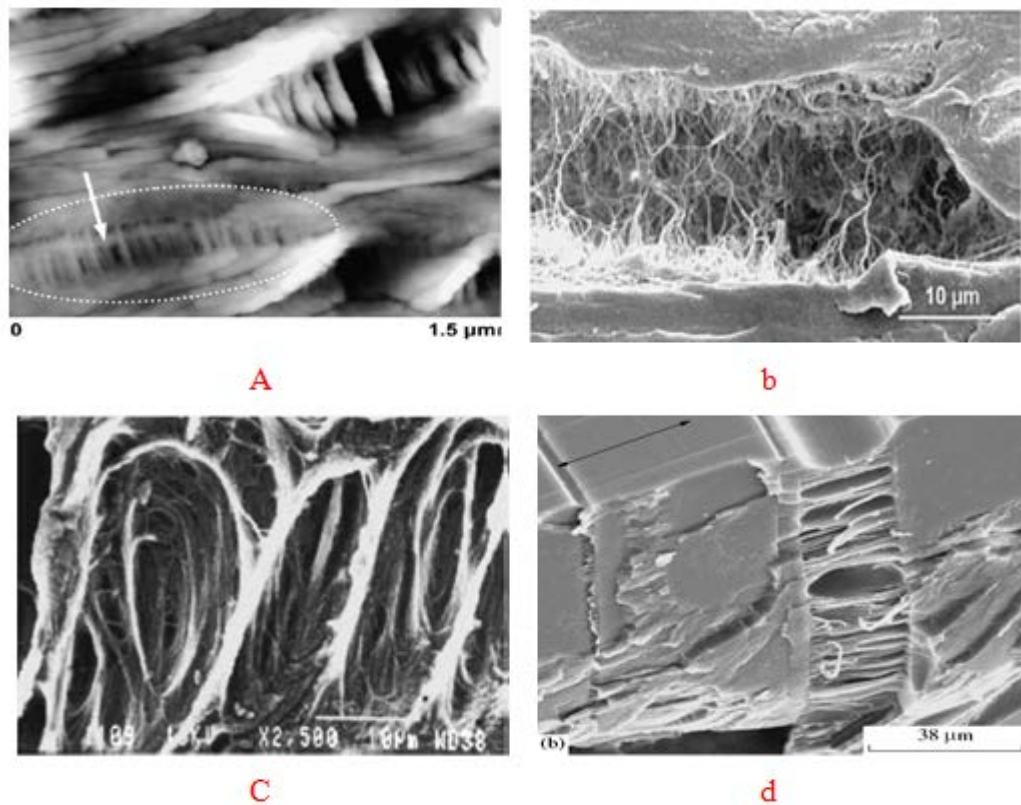
**Figure I-16 :** a) Schéma d'une craquelure dans un polymère amorphe vitreux. b) Image MET d'une craquelure au niveau des zones équatoriales d'un sphérolite de PP [21].

Il existe deux modes de propagation des craquelures :

**L'ouverture :** perpendiculaire au plan de la craquelure.

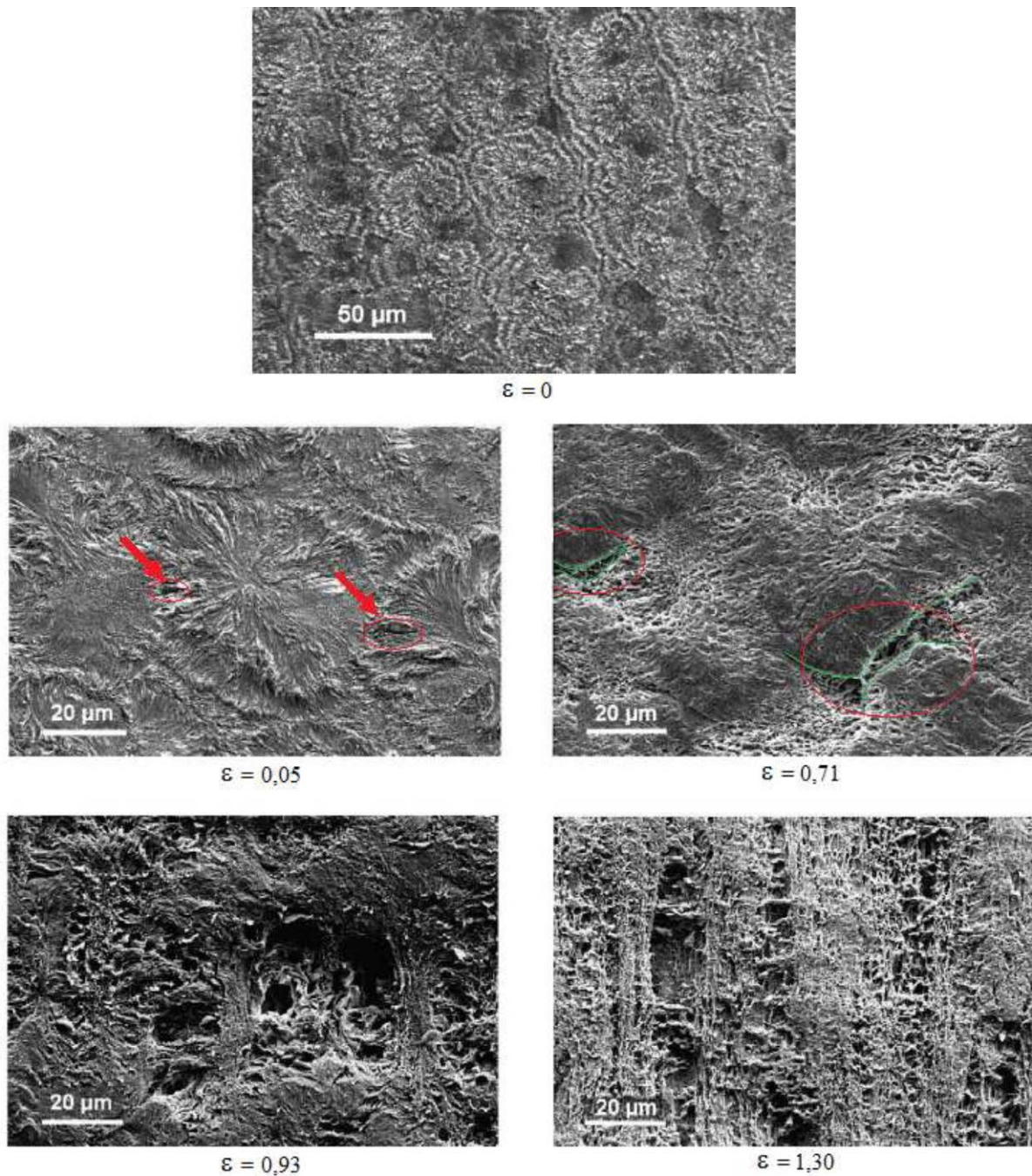
**La propagation du sommet :** propagation dans le plan de la craquelure [21].

Les craquelures jouent un rôle primordial dans la tenue mécanique des polymères. Elles ne sont pas toujours néfastes dans la mesure où elles peuvent rendre le matériau plus résistant. Cela peut s'expliquer par le fait que les craquelures sont le siège d'un processus de transformation d'énergie. En effet, la création continue des surfaces d'ouvertures localisées de part et d'autre de la craquelure (Figure I-17 a, b, c et d), la création de nouvelles surfaces avec la formation des fibrilles ainsi que l'étirement du matériau dans sa forme fibrillaire coûtent une bonne partie de l'énergie mécanique qui avait été auparavant stockée sous forme élastique. En absorbant l'énergie mécanique, les craquelures peuvent parfois s'avérer favorable à la ténacité du polymère en le protégeant de la rupture qui requiert aussi une quantité importante d'énergie [5].



**Figure I-17 :** a) Craquelures observées par AFM sur un échantillon de polybutène étiré à une déformation nominale de 15% ; b) Morphologie d'une craquelure observée au MEB d'un échantillon de copolymère éthylène-butène initialement entaillé et sollicité en fatigue ; c) Fibrilles d'une craquelure observée au MEB d'un échantillon prélevé d'un tuyau en polyéthylène à basse densité sollicité en fatigue ; d) Craquelure observée au MEB sur un film de PET étiré à une déformation nominale de 50% [5].

Intéressons nous maintenant au cas d'un essai de traction uniaxiale à température ambiante sur un échantillon de PEHD avec observation de la microstructure au MEB (après attaque chimique) pour divers états de déformation vraie, effectué par Addiego et al [5]. Sur (figure I-18), les auteurs remarquent pour une déformation vraie  $\epsilon = 0.05$ , la formation de craquelures dans les régions équatoriales des sphérolites. Ils observent ensuite des phénomènes de rupture inter-sphérolitiques associés à une profonde transformation microstructurale du matériau ( $\epsilon = 0.71$ ). Pour  $\epsilon = 0.93$ , la structure sphérolitique semble avoir disparu et il est alors possible d'apercevoir les micro-fibrilles d'une craquelure orientées selon l'axe de traction et des cavités de part et d'autre qui commencent à devenir anisotropes. L'extension des fibrilles et des cavités de la craquelure selon l'axe de traction est clairement visible pour  $\epsilon = 1.30$  [5].



**Figure I-18 :** Echantillon de PEHD observé au MEB pour différents états de déformation [5].

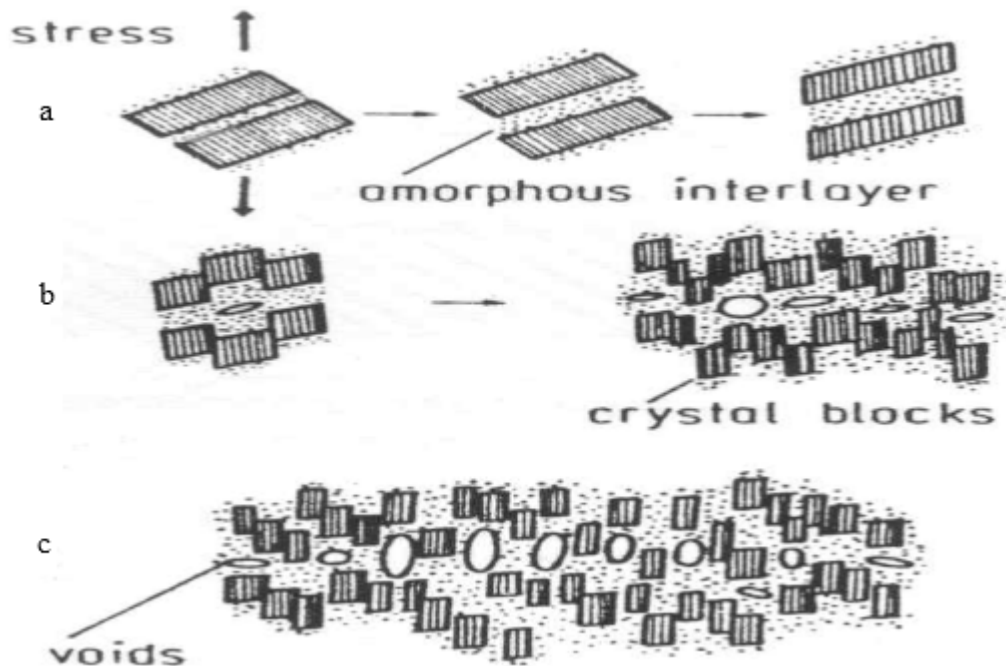
### I.6.2 Cavitation

Les processus de cavitation du polyéthylène dépendent fortement de la morphologie du PE étudié. Deux types de cavitation peuvent intervenir dans les polymères semi-cristallins.

- **Premier type :** correspond à des cavités formées au moment de la cristallisation, par exemple aux nœuds entre les sphérolites.
- **Second type :** de cavitation peut se former au cours de la sollicitation. Généralement, lorsque le matériau est sollicité mécaniquement.



Des cavités dont l'origine est liée à l'existence de défauts de structure prennent naissance dans la phase amorphe et constituent des zones de concentration de contraintes, la présence ou non de défauts est un paramètre important le mécanisme microscopique de cavitation. Un signe de cavitation pour le PEHD se manifeste par un blanchiment soudain de matériau près de la limite d'élasticité. La présence d'une cavité va rendre plus probable l'apparition d'un autre vide dans son voisinage. Les cristallites changent progressivement d'orientation (Figure I-19 a). Puis, si l'on continue à déformer le polymère, les contraintes appliquées augmentant, ces cavités vont croître et les lamelles cristallines se fragmenter en blocs de plus petites tailles. Des micro-vides sont alors générés (Figure I-19 b), avec des dimensions infimes par rapport à celles des crazes. En fin, on observe un alignement des blocs cristallins et la formation de fibrilles dans la direction de sollicitation (Figure I-19 c). La coalescence des cavités, s'y elle a lieu, est latérale [22].



**Figure I-19** : micro-mécanisme de création de microcavités dans un polymère semi- semi-cristallin [22].

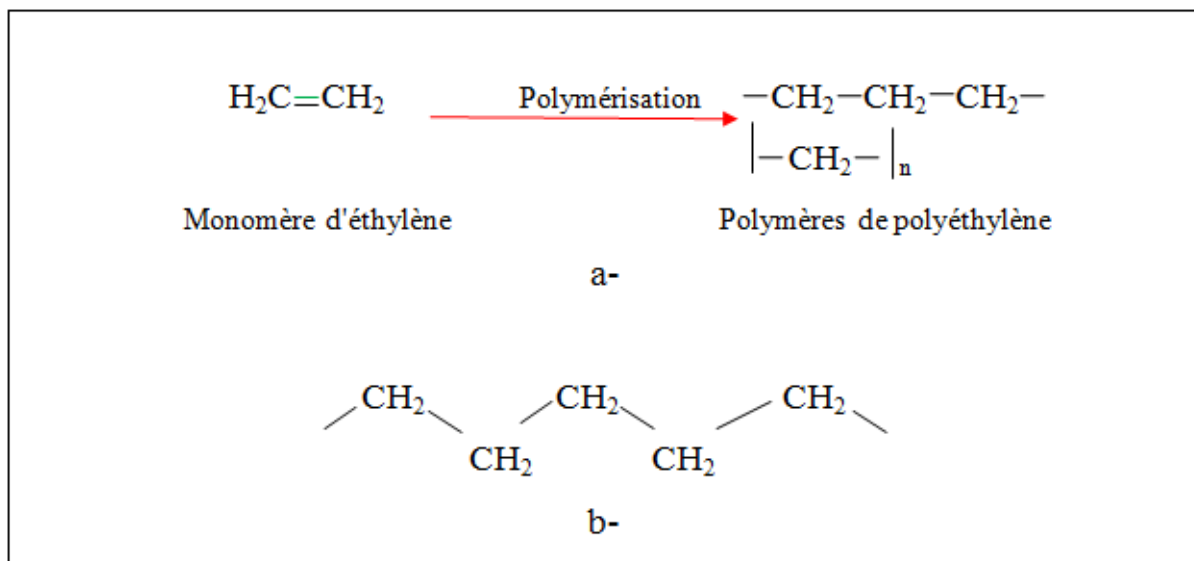
Ces mécanismes correspondent probablement au cas du PEHD. Ils permettent de caractériser l'évolution de ses propriétés microscopiques au cours de la déformation en traction.

## I.7 Polyéthylène

### I.7.1 Définition

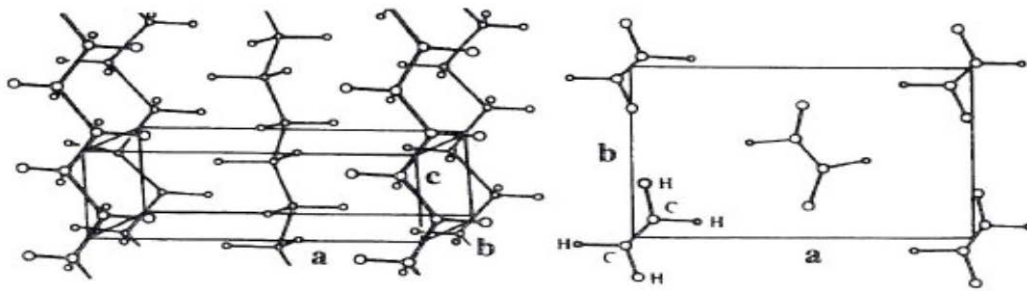
Le polyéthylène, ou polyéthène (sigle générique PE), est un des polymères les plus simples et les moins chers, issu de la polymérisation du monomère éthylène seul pour former un homopolymère, ou en présence d'un comonomère de type 1-alcène pour former un copolymère. Les deux voies essentielles pour fabriquer des polyéthylènes haute densité sont des réactions de polymérisation catalysées par des systèmes à base d'oxyde de chrome ou des composés organométalliques de type Ziegler-Natta. La polymérisation effectuée en suspension continue (slurry), utilise un procédé de catalyse à basse pression [23]. Il appartient à la famille des polyoléfines.

Les polyéthylènes sont des matériaux thermoplastiques semi-cristallins obtenus par la polymérisation de l'éthylène ( $C_2H_4$ ) menant à des macromolécules composées par la répétition du motif  $(-CH_2-)$  (Figure I-20) [24].



**Figure I-20 :** a) Représentation de la polymérisation du polyéthylène et b) Représentation semi-développée de la chaîne macromoléculaire du polyéthylène.

Les macromolécules de polyéthylène adoptent une conformation stable, en zigzag plane (Figure I-21), qui correspond à un arrangement des liaisons C-C du motif de constitution. La phase orthorhombique ( $a = 7,47\text{Å}$ ,  $b = 4,945\text{Å}$  et  $c = 2,547\text{Å}$ ,  $a = b = c = 90^\circ$ ) est la phase cristalline la plus courante du polyéthylène, dans laquelle l'axe de chaîne est parallèle à l'axe c de la maille [25].



**Figure I-21 :** Arrangement en zigzag planaire des chaînes de polyéthylène dans une maille cristalline orthorhombique [25].

Dans la famille des polyéthylènes, les produits se différencient par leur structure moléculaire issue de leur mode de synthèse (Tableau I-1). Les polyéthylènes sont des matériaux biphasiques dont l'une des phases est un élastomère amorphe, l'autre étant constituée de cristallites rigides [2].

types de polyéthylène	Mode de polymérisation	Taux de cristallinité(%)	Masse volumique (g/cm <sup>3</sup> )
<b>PEBD</b>	Radicalaire	40	0,915
<b>PEBDL</b>	Ionique	60	0,935
<b>PEHD</b>	Ionique	73	0,955
		82	0,970

**Tableau I. 1 :** Masse volumique et taux de cristallinité issue de leur mode de synthèse [2].

### I.7.2 Différents types de polyéthylène

En fonction des propriétés physico-chimiques du produit, il est possible de différencier plusieurs types de polyéthylène. Les différents types de produit s'appuient sur des procédés de production différents, dont la principale distinction correspond à la densité du produit final [2]. Les polyéthylènes sont classés en fonction de leur densité qui dépend du nombre et de la longueur des ramifications présentes sur les chaînes moléculaires.

- PE-BD, polyéthylène basse densité (en anglais LDPE, low-density polyethylene).
- PE-BDL, polyéthylène à basse densité linéaire (en anglais LLDPE, linear lowdensity polyethylene).
- PE-HD, polyéthylène haute densité (en anglais HDPE, high-density polyethylene)
- PE-UHPM, polyéthylène à masse molaire élevée (en anglais UHMWPE, ultrahigh-

molecular-weight polyethylene).

- PE-R, polyéthylène réticulé (en anglais PEX, cross-linked polyethylene)
- PE-RHD, polyéthylène réticulé à haute densité (en anglais HDXLPE, high density cross-linked polyethylene).
- PE-MD, polyéthylène à moyenne densité (en anglais MDPE, medium density polyethylene).
- PE-TBD, polyéthylène à très basse densité (en anglais VLDPE, very low density polyethylene) [26].

On s'intéresse dans cette rubrique qu'à Polyéthylène à haute densité qu'on va utiliser.

### I.7.3 Polyéthylène à haute densité (PEHD)

Le polyéthylène haute densité (PEHD) a été synthétisé en 1953 par le chimiste allemand Karl Ziegler. En raison de sa structure fortement cristalline, le polyéthylène à haute densité est le type le plus rigide et le moins flexible parmi les différents types de polyéthylène. Le PEHD possède très peu de ramifications. Par conséquent la densité est toujours supérieure à 940 kg/m<sup>3</sup>. Le caractère rigide et quelque peu dur est utile pour une large gamme de traitement [3].

Les plus importantes applications du Polyéthylène à haute densité dans des usages très variés [2] :

- **Extrusion-soufflage** : Le domaine de l'extrusion-soufflage est réservé principalement au polyéthylène haute densité. Les secteurs sont l'embouteillage rigide : bouteilles, flacons, bidons de lait, récipients pour lessive, détergents, et les grands récipients : fosses septiques.
- **Tuyaux** : Le polyéthylène haute densité est employé pour la réalisation de tuyauteries gaz et le polyéthylène haute densité réticulé pour les tuyaux sous pression, eau chaude, chauffage par le sol.
- **Objets moulés** : Dans le domaine des objets moulés, le polyéthylène haute densité s'est développé dans le secteur industriel : manutention, seaux, bouchonnage, et dans les applications techniques telles que le mobilier urbain.
- **Films** : Le polyéthylène haute densité est utilisé dans les secteurs où la rigidité est recherchée, comme l'emballage de substitution du papier. Certaines propriétés sont intéressantes (dynamométrie), d'autres sont nettement inférieures à celles du polyéthylène basse densité (impact, résistance à la déchirure, transparence).

## I.7.4 Propriétés

Les propriétés physiques (qui mesurent le comportement des matériaux soumis à l'action de la température, des champs électriques ou magnétiques, ou de la lumière), chimiques (qui caractérisent le comportement des matériaux soumis à un environnement plus ou moins agressif) et mécaniques (qui reflètent le comportement des matériaux déformés par des systèmes de forces). Les propriétés d'un objet en polyéthylène haute densité dépendent :

- De ses paramètres structuraux : cristallinité, masse volumique et distribution des masses molaires.
- De la conception de la pièce.
- Des conditions de mise en œuvre.
- De paramètres d'utilisation comme le type et la durée des contraintes, la température.

La totalité des propriétés des polymères ne sera pas passée en revue, mais uniquement celles qui seront abordées dans cette thèse [27] :

### I.7.4.1 Propriétés physiques

De nombreuses propriétés physiques des polymères ont été étudiées durant les dernières décennies, telles que, la cristallinité, des champs électriques ou magnétiques, comportement des matériaux soumis à l'action de la température etc.... Dans le cadre de cette étude, nous allons uniquement nous focaliser sur les propriétés électriques et thermiques.

#### I.7.4.1.1 Propriétés électriques

Le polyéthylène haute densité présente d'excellentes propriétés électriques quelles que soient sa masse molaire et sa cristallinité. En font un matériau de choix en isolation électrique.

Le polyéthylène haute densité a une excellente résistance électrique et un caractère hydrophobe marqué. Il a, de ce fait, tendance à accumuler des charges électriques en surface, et les pièces ainsi chargées risquent d'attirer les poussières. Une formulation adaptée, à base de composés hygroscopiques qui migrent lentement en surface, permet de diminuer cette attraction. Pour obtenir un caractère conducteur permanent, l'incorporation de 10 à 15 % de noir de carbone (pigment conducteur) est indispensable ; les caractéristiques mécaniques en sont toutefois altérées [27].

#### I.7.4.1.2 cristallinité

Le taux de cristallinité est étroitement dépendant de la structure moléculaire. Il est faible dans le cas du polyéthylène basse densité radicalaire (PEBDR), dû à sa structure branchée qui empêche pratiquement les molécules de se serrer les unes contre les autres, et est



élevé dans le cas du PEHD homopolymère, dû à la structure linéaire de ses chaînes qui se replient facilement pour former des cristallites. L'incorporation des branches courtes dans les chaînes linéaires, favorisant l'encombrement stérique, abaisse la cristallinité. La diminution du taux de cristallinité amène à la diminution de la densité, et par conséquent à l'augmentation de certaines propriétés mécaniques comme la résistance au choc. D'une manière générale, plus les chaînes polymériques sont longues (masse moléculaire grande) plus la viscosité à l'état fondu est élevée, la mise en œuvre est plus difficile et les propriétés mécaniques sont meilleures. Dans la pratique, la détermination de l'indice de fluidité à chaud (IF) du PE, qui est inversement proportionnel à la viscosité, donne une estimation sur sa masse moléculaire. En plus de la densité et de la masse moléculaire, la répartition des masses moléculaires est un facteur qui peut aussi affecter les propriétés du PE. Un polymère avec une distribution étroite se cristallise plus rapidement avec un grand uniforme permettant d'avoir une grande rigidité et un minimum de torsion [28].

#### I.7.4.2 Propriétés thermiques

Les propriétés mécaniques des polymères dépendent fortement de la température. A basse température, la plupart des polymères présentent un état vitreux : ils sont rigides. Lorsque la température augmente, ils passent par un état de transition : pour une plage de températures spécifiques du polymère, les chaînes macromoléculaires glissent les unes par rapport aux autres et le polymère se ramollit. Cette plage de températures est appelée température de transition vitreuse, notée ( $T_g$ ). À une température plus élevée, le polymère passe par un plateau caoutchoutique : son comportement est viscoélastique. A cet état, les forces de Van der Waals et la réticulation entre chaînes servent de force de rappel lorsque l'on déforme le matériau. Enfin, lorsque l'on élève la température de polymères peu réticulés, on peut assister à une phase d'écoulement visqueux, correspondant aux dés enchevêtrement des chaînes. Ce dernier comportement est utilisé pour mettre en forme les matières plastiques.

Les polymères étant utilisés la plupart du temps à température ambiante, on dit qu'ils sont élastomère si leur température de transition vitreuse est inférieure à la température ambiante (comportement caoutchoutique) [29] ; ils sont plastomères (comportement rigide) dans l'autre cas. La nature du polymère, sa masse moléculaire moyenne, son degré de polymérisation, sa structure influent énormément sur la largeur de ces différents domaines et sur leur seuil d'apparition en fonction du temps ou de la température, (Figure I-22) si dessous montre l'état d'un polymère en fonction de la température.

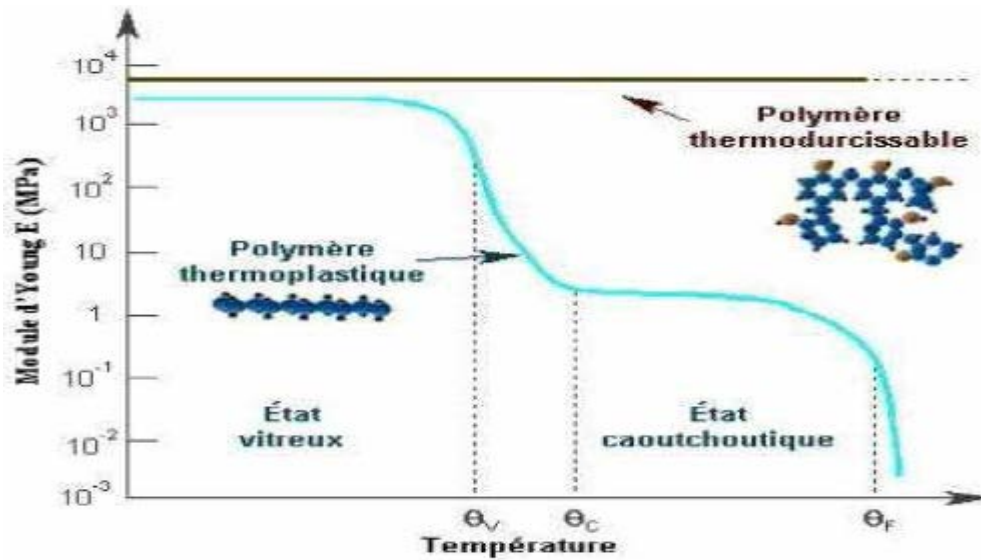


Figure I-22 : variation du module d'Young d'un polymère en fonction de la température [30].

I.7.4.2.1 Température de transition vitreuse [22]

Pour la plupart des polymères il existe une température qui marque une frontière entre deux états fondamentaux : état vitreux et caoutchoutique. Ce phénomène de frontière a été observé pour la première fois sur des élastomères (caoutchouc naturel). Très rapidement il a été aussi constaté sur l'ensemble des polymères thermoplastiques. La transition est d'autant plus apparente que le matériau est amorphe, car dans un polymère partiellement cristallin seule la partie amorphe est concernée par le phénomène. A titre d'exemple, ceci peut être illustré par les variations du volume spécifique en fonction de la température (Figure I-23).

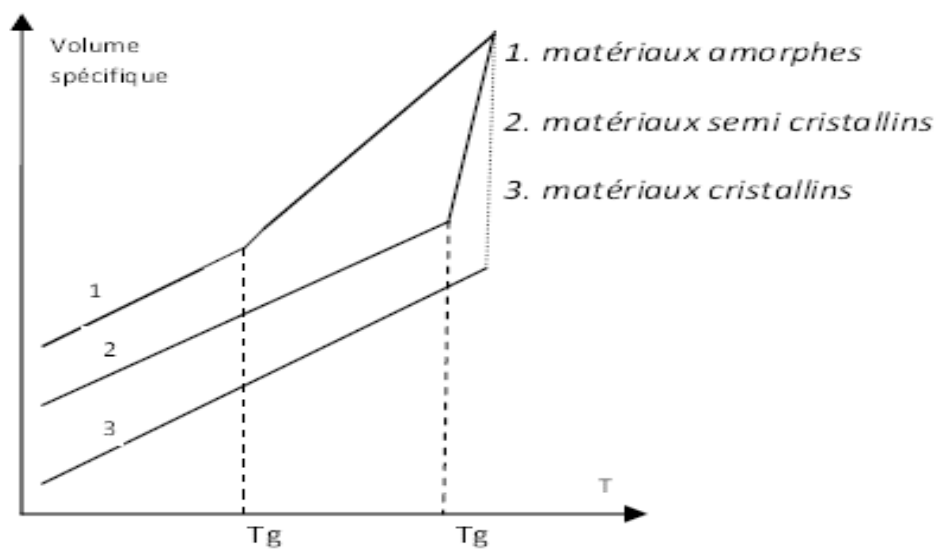


Figure I-23 : variation du volume spécifique en fonction de la température pour des polymères amorphes, partiellement cristallin et cristallin [22].

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

➤ **Etat vitreux :** A l'état vitreux (basse températures ou hautes températures) les mouvements moléculaires accessibles au polymère ne peuvent pas amorcer de mouvements coopératifs le long du squelette de la chaîne. Les déformations accessibles sont donc faibles et les modules élevés. La déformation élastique est contrôlée par le terme enthalpique de son énergie interne, comme pour les métaux. Pour vitreux qu'il soit, le polymère n'est pas figé. Il existe toujours des fluctuations temporelles et spatiales de conformation, contrôlées par la température : d'autant plus rapides et nombreuses que la température augmente. Il devient donc plus « facile » de déformer le matériau lorsque sa température augmente. Le module reste donc thermo-dépendant et décroissant. De même, le matériau reste viscoélastique.

A forte contrainte les processus de déformation plastique peuvent être activés à température et vitesse moyennes et sont inopérants à faibles températures ou haute vitesses. Ceci se traduit par l'existence d'une température (et /ou d'une vitesse) de transition ductile/fragile, inférieure à la température de transition vitreuse. Disons que le comportement apparent du polymère lorsqu'il est vitreux est viscoélastique, viscoplastique, avec une ductilité macroscopique plus ou moins développée en fonction de la température et de la vitesse.

➤ **Zone de transition :** La zone de transition  $\alpha$ , associée à la relaxation vitreuse, ou zone viscoélastique marque le moment ou des changements de conformation globale, c'est-à-dire des mouvements coopératifs le long du squelette de la chaîne, deviennent possibles. Le module décroît donc rapidement et le comportement est très évolutif.

➤ **Zone caoutchoutique :** Sur la zone caoutchoutique la température est suffisante pour que la chaîne balaie spontanément toutes ses conformations possibles en un temps très court devant le temps représentatif de la sollicitation. Par contre, la température est trop faible pour autoriser le désenchevêtrement des chaînes à grande échelle. Macroscopiquement, les chaînes apparaissent donc souples, mais l'écoulement est interdit. Le matériau devient progressivement hyper élastique, en fait visco-hyperélastique, s'il n'est pas réticulé. Les processus plastiques cèdent le pas à l'élasticité entropique aux grandes déformations.

L'existence de cristal pallie en partie la perte de module et de cohésion du polymère amorphe. Ainsi, le plateau caoutchoutique d'un semi-cristallin est non seulement plus haut mais aussi plus long que celui d'un amorphe. Ces deux points expliquent qu'un semi-cristallin, tel le PP

ou le PE, peut être utilisé au-dessus de sa transition  $\alpha$ , tandis qu'un amorphe, tel le PS, sera limité à son plateau vitreux. Pour utiliser un amorphe au-delà de sa transition vitreuse il faut le réticuler, ce sont les élastomères. En parallèle, le cristal est toujours le siège d'une élasticité enthalpique et de processus de plasticité. Un polymère semi-cristallin reste donc viscoplastique, avec durcissement structural et/ou endommagement, sur son plateau caoutchoutique.

➤ **Zone fluide :** La zone fluide apparaît quand les désenchevêtrements deviennent probables. Les chaînes apparaissent statistiquement indépendantes les unes des autres. La sollicitation pourra donc très facilement les déplacer les unes par rapport aux autres. Le comportement devient majoritairement visqueux, mais reste viscoélastique.

#### **I.7.4.2.2 La cristallisation et la fusion**

Tout comme dans d'autres solides cristallins, la fusion est une transition de premier ordre qui a lieu à une température relativement bien définie. Par contre, la cristallisation dépend de la cinétique d'arrangement des chaînes moléculaires.

La structure cristalline correspond à l'état thermodynamiquement le plus stable. Néanmoins, la cristallisation nécessite l'alignement ordonné des chaînes, condition difficile à remplir si la chaîne polymère possède des groupes latéraux encombrants et disposés de manière aléatoire (polystyrène, poly (méthylméthacrylate), copolymère statistiques). Même pour des polymères parfaitement linéaires comme le PEHD, l'orientation complète de toutes les chaînes ne peut avoir lieu et les régions cristallines (les cristallites) sont séparées les unes des autres par des zones amorphes. L'importance et la taille des cristallites dépendent de l'histoire thermique de l'échantillon. Le taux de cristallinité sera faible pour un polymère semi-cristallin qui a été trempé rapidement. En réchauffant en dessus de  $T_v$ , la mobilité segmentale permet un réarrangement des chaînes, entraînant une augmentation de la cristallinité. Toutefois, à une température proche de  $T_m$ , l'agitation thermique est suffisante pour casser les interactions intermoléculaires et faire fondre les cristallites. La vitesse de cristallisation devra donc passer par un maximum entre  $T_v$  et  $T_g$  [22].

#### **I.7.4.2.3 Phénomène de relaxation/mouvement moléculaires**

Quand la déformation est appliquée à un polymère à l'état fondu, ses segments moléculaires s'orientent dans la direction de la déformation. Les molécules perdent leur forme initiale de pelote, connue pour être la forme la plus stable d'un point de vue entropique. Dans un premier temps, le polymère, réagira alors comme un solide élastique, capable de stocker de l'énergie et de l'utiliser pour retrouver sa forme initiale. Ensuite, les molécules vont peu à peu

se réorganiser dans l'espace, en bougeant les uns par rapport aux autres et se libérant des contraintes créées lors de la déformation. Ainsi, malgré que la déformation reste appliquée ; elles retrouveront peu à peu leur forme stable de pelote et, comme les liquides Newtoniens ; ne seront plus capables de retrouver leur état initial. C'est ce mécanisme qui s'appelle relaxation polymère. Les différentes étapes de la relaxation d'un polymère sont représentées Par la (Figure I-24) [22].

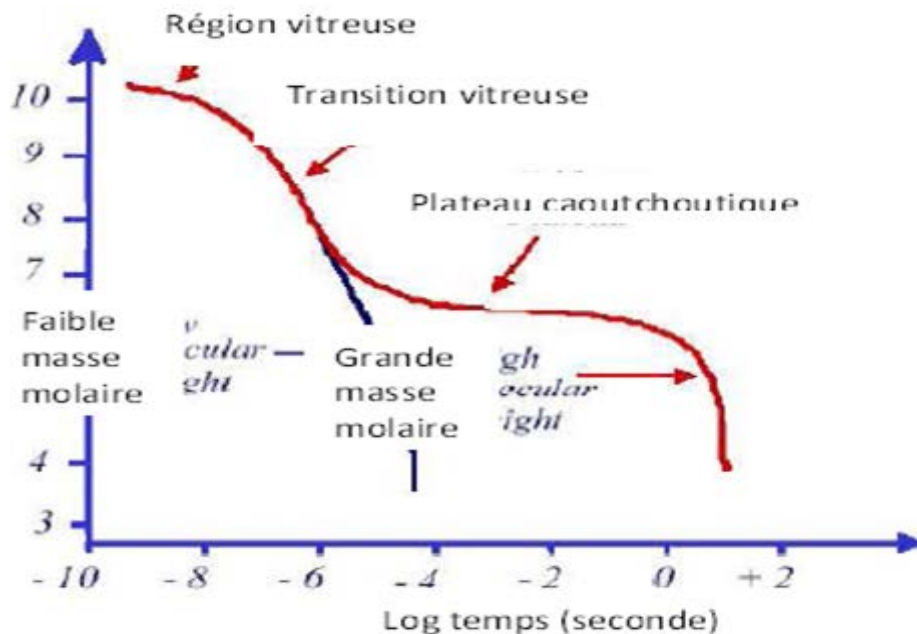


Figure I-24 : Module de Young en fonction du temps [22].

### I.7.4.3 Propriétés mécaniques [27]

#### I.7.4.3.1 Rigidité

La rigidité d'une pièce en polyéthylène haute densité est d'autant plus élevée que la cristallinité du polymère est importante ; dans une moindre mesure, elle baisse quand la masse molaire augmente.

#### I.7.4.3.2 Comportement au choc

La résistance au choc varie en sens inverse de la rigidité. La résistance au choc d'une pièce en polyéthylène haute densité est d'autant meilleure que :

- Sa masse molaire est plus élevée (mais sa transformation est plus difficile).
- Sa cristallinité est plus faible (mais sa rigidité également).
- La température est plus élevée (mais la rigidité décroît fortement avec la température).
- La distribution des masses molaires est plus étroite (pour les pièces injectées), les tensions internes étant plus faibles.

### **I.7.4.3.3 Résistance à la fissuration sous contrainte**

Les pièces en polyéthylène haute densité soumises à des contraintes internes ou externes dans un milieu liquide polaire peuvent se fissurer. Ce phénomène apparaît au cours du temps d'autant plus vite que la température est plus élevée. Les milieux les plus agressifs sont surtout les agents tensioactifs (détergents, alcools, huiles de silicone, etc.).

La résistance à la fissuration sous contrainte du polyéthylène haute densité est augmentée quand la masse molaire augmente et quand la cristallinité diminue.

### **I.7.4.4 Propriétés chimiques**

#### **I.7.4.4.1 Résistance aux produits chimiques**

Le polyéthylène haute densité, par sa nature paraffinique non polaire, résiste bien aux acides forts non oxydants et aux bases fortes. Cette bonne résistance chimique est exploitée pour le transport des matières dangereuses dans des fûts extrudés-soufflés en polyéthylène haute densité de masse molaire élevée. La résistance chimique augmente avec le taux de cristallinité et, dans une moindre mesure, avec la masse molaire ; elle diminue fortement quand la température augmente.

En revanche, le PE-HD gonfle légèrement dans les solvants aliphatiques et davantage dans les solvants aromatiques dans lesquels il se dissout partiellement à haute température. Il est attaqué par les substances très oxydantes telles que les halogènes et les acides minéraux oxydants concentrés (acides nitrique et perchlorique, oléums...).

#### **I.7.4.4.2 Comportement au feu**

Le polyéthylène haut densité s'enflamme vers 340 °C en présence d'une flamme. Sa température d'auto-ignition est d'environ 350 °C. La combustion s'entretient d'elle-même si la concentration en oxygène de l'air ambiant est supérieure à 17 %.

En plus du dioxyde de carbone et de l'eau, le polyéthylène haut densité dégage, dans des conditions de combustion incomplète, de l'oxyde de carbone, des hydrocarbures aliphatiques ou aromatiques et différents produits oxygénés.

**I.8 Conclusion**

Parmi les polymères semi-cristallins, le polyéthylène haute densité (PEHD), a fait l'objet de nombreux travaux et est souvent considéré comme un matériau modèle pour l'étude du comportement mécanique. Une bonne partie de ce chapitre a été consacrée essentiellement à l'étude des différents aspects microscopiques et macroscopiques des polymères semi-cristallins. Ensuite, nous nous sommes intéressés à l'étude de polyéthylène haute densité (PEHD) en particulier. Les polymères semi-cristallins sont des matériaux composites pour lesquels la compréhension du comportement élastoplastique passe par une identification du rôle de chaque phase, amorphe et cristalline, ainsi que par la compréhension fine des mécanismes de déformation et d'endommagement dans chacune de ces phases. Les relations entre la microstructure et les propriétés physiques et mécaniques ainsi que leur influence sur le processus de déformation volumique sont bien établies.

## **Chapitre II**

*Soudage par points par friction malaxage  
FSSW*



**Etat de l'art sur le Soudage par points par friction malaxage FSSW**

Ce chapitre est consacré aux différentes techniques du soudage par points par friction malaxage FSSW dans sa version générale. Pour cette partie des différents cas ont été étudiés tel que les Structure générale des assemblages obtenus et les Phénomènes physiques observés dans le procédé de soudage pour la compréhension des phénomènes de l'interactions soudage par points par friction malaxage FSSW sur la qualité du point de soudure FSSW, ainsi que l'instrumentation utilisé.

Plusieurs études théoriques et expérimentales ont été développées pour la compréhension des phénomènes physiques présents en soudage par points par friction malaxage FSSW ainsi que l'interaction soudage par points par friction malaxage FSSW sur la qualité du point de soudure FSSW.

**II. Soudage par points par friction malaxage FSSW****II.1 Introduction**

Le soudage est un moyen d'assemblage permanent. Il a pour objet d'assurer une liaison complète entre deux pièces. Les procédés d'assemblages permanents entrent dans la fabrication des produits manufacturés. Le soudage représente une grande majorité de ces procédés.

La technique de soudage par friction malaxage (FSW) a été développée par Thomas Wayne à l'institut Britannique (The Welding Institute, TWI). Le premier brevet portant sur ce procédé de soudage a été déposé en décembre 1991 par (TWI) [31,32]. En 2001, un nouveau dérivé de soudage par friction malaxage (FSW) a apparue, c'est appelé le soudage par point par friction malaxage (FSSW). Le FSSW a été développé dans l'industrie automobile pour remplacer le soudage par résistance des tôles d'aluminium. Il permet un assemblage par voie solide, ce qui supprime les défauts liés à la solidification et conduit à des contraintes internes plus faibles que les procédés de soudage classiques [33,34]. En outre, d'éviter les problèmes rencontrés lors du soudage par fusion (les porosités, les cloques et les fissurations) ce qui conduit à des contraintes internes plus faibles et de plus les caractéristiques mécaniques des matériaux soudés restent proches des valeurs initiales des matériaux de base [35].

C'est un soudage à l'état pâteux de la matière qui est recommandé pour des applications où il est important de conserver les caractéristiques originelles des matériaux. L'opération peut être appliquée aux matériaux, et aux thermoplastiques.

Les soudages (FSW) et (FSSW) apportant d'atouts important par rapport aux soudage traditionnels ; ils permettent de souder des matériaux qui sont difficiles ou impossible à souder avec d'autres techniques de soudage [36-39] (l'assemblage des matériaux différents (exemple assemblage titane-acier) Des matériaux dissemblables peuvent être assemblés, comme l'aluminium avec le cuivre et de l'acier), l'investissement de moins d'équipement, d'excellentes propriétés mécaniques, respect de l'environnement, exigence d'énergie plus faible et aptitude à l'automatisation [40, 41], légèreté, pas besoin de matériaux d'apport, très bonne reproductibilité et possibilités d'automatisation, et pas de fumées de soudage ou rayonnement. Ils enrichissent aussi les possibilités de conception en permettant d'alléger des structures.

Vue les aspects rentables et productifs, le procédés FSSW enrichissent les possibilités de conception aptes à remplir plusieurs fonctions dans des secteurs d'application variés (l'aérospatial, l'automobiles, la marine, l'armement ..), citons par exemple dans le secteur automobile la porte arrière MAZDA MX 5 est le première entreprise ayant remplacée le soudage par point par résistance des feuilles en aluminium par le soudage (FSSW) ce qui réclame une réduction de 40% de l'équipement[42,43] (Figure II-1) ; investissement et une réduction plus de 90% des couts de l'électricité. Donc le soudage FSSW offre alors au concepteur de nouvelles possibilités pour produits innovants.

Ces performances remarquables de soudage par points par friction malaxage FSSW sont à l'origine de solutions technologiques innovantes.



**Figure II -1** : La porte arrière Mazda MX 5 Le soudage par points par friction malaxage (FSSW) [44].

## II.2 Les différents types de soudage par friction malaxage

Depuis son invention, le processus de FSW ne cesse de s'améliorer afin de pouvoir prendre sa place dans le domaine de la soudure et être adapté à la productivité industrielle. Le FSW est utilisé dans la plupart des cas pour le soudage des alliages d'aluminium. Le processus de soudage par friction malaxage peut être classifié en trois types : le soudage bout à bout, le soudage par recouvrement et le soudage par point par friction malaxage FSSW [45].

### II.2.1 Soudage bout à bout

Le soudage bout à bout consiste à assembler deux pièces mises en contact et généralement immobilisées par bridage pour éviter leurs écartements. Il permet de réaliser des cordons de soudures linéaires. La soudure est effectuée principalement en trois étapes successives.

- **Phase de pénétration** : Le pion pénètre progressivement dans le plan de joint des deux pièces à souder, on lui applique une force normale jusqu'à ce que l'épaulement soit en contact avec les pièces. L'outil reste dans cette position pendant un temps de maintien appelé (dwell time) pour créer la quantité de chaleur suffisante pour ramollir la matière.
- **Phase de soudage** : Une fois la température de soudage (état ramolli de la matière) atteinte, le pion tournant commence à avancer le long de la ligne de joint (autre configuration possible : déplacement de la table), ainsi on assure le malaxage de la matière entre les deux pièces. Un effort appelé effort de forgeage est appliqué sur l'outil est maintenu pendant cette phase. La matière malaxée est déformée plastiquement et constitue le cordon de soudure. Le cordon obtenu n'est pas symétrique. En effet, le mouvement combine de rotation et d'avance donne naissance à deux côtes :
  - Un côté avance (advancing side) ou le sens de la vitesse de rotation de l'outil coïncide avec sa vitesse d'avance.
  - Un côté recul (retreating side) ou le sens de la vitesse d'avance de l'outil s'oppose à sa vitesse d'avance.

Lors de son passage, l'outil forme des stries le long du cordon, origine du frottement (épaulement/ matière) ainsi que des bavures aux bords (flash de matière).

- **Phase de retrait** : Une fois le cordon réalisé, le pion est retiré du joint en laissant un trou à l'extrémité du cordon, un outil à pion rétractable permet d'éviter la formation de ce trou. Dans ce cas, l'épaulement reste en contact avec la matière jusqu'à la fin de retrait du pion [45].

## II.2.2 Soudage par recouvrement

La procédure du soudage FSW par recouvrement est semblable à celle d'une soudure bout à bout avec par seule différence la disposition des pièces à souder. Par conséquent, il y a une complexité additionnelle liée au transfert thermique réel entre les deux pièces. L'outil utilisé pour les joints de recouvrement est différent de celui utilisé pour le soudage bout à bout afin qu'il puisse malaxer les deux matériaux.

Les paramètres de processus tels que la pression d'outil et sa géométrie ainsi que l'iso statisme des tôles jouent un rôle très important dans la qualité de la soudure. Plusieurs recherches sont effectuées pour qualifier ce type de soudage, dans le but remplacer le rivetage principalement dans le domaine aéronautique.

Pour faciliter le rôle de l'épaulement concave de confinement de la matière, l'outil peut être incliné d'un angle d'inclinaison est généralement choisit entre ( $0^\circ$  et  $4^\circ$ ) (Figure II – 2). L'inclinaison aura le même sens que la direction de soudage. Il permet de changer le modèle d'écoulement de la matière dans la zone d'agitation et par conséquent de modifier les propriétés de soudure. Hua-Bin Chen et al [46]. On étudie la formation des défauts dans des cordons de la soudure obtenue en FSW avec divers angles d'inclinaison de l'outil.

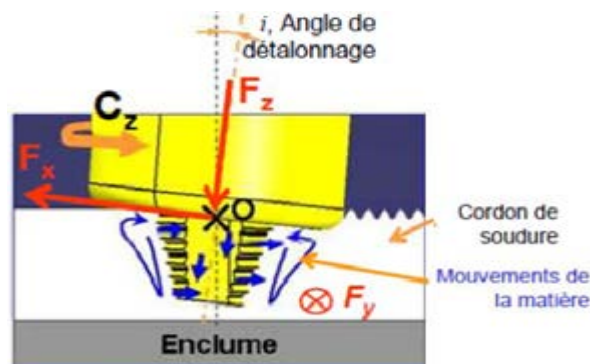


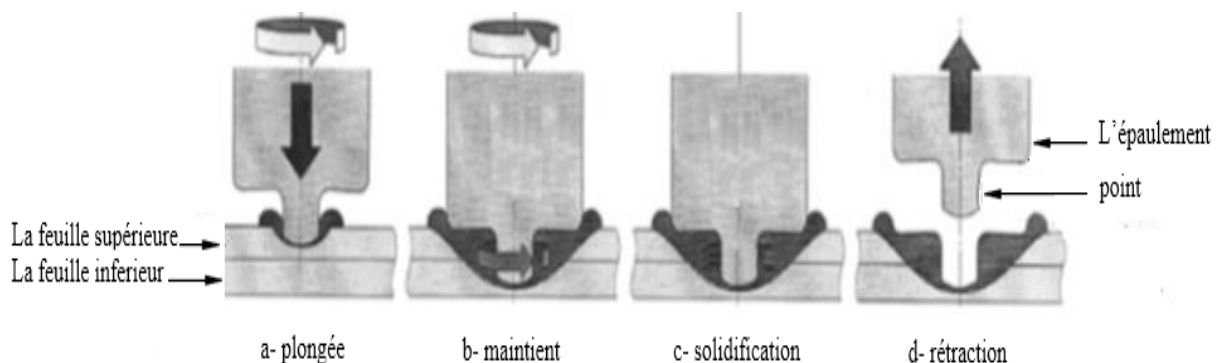
Figure II -2 : Schématisation des efforts et du couple généré lors du FSW [47].

## II.2.3 Soudage par point par friction malaxage FSSW

Le soudage par points par friction malaxage (FSSW) sur deux pièces superposés l'une sur l'autre consiste à fournir de la chaleur au matériau de base due principalement à l'épaulement et le malaxage du matériau grâce au pion. L'épaulement et le pion constituent les principaux éléments de l'outil de soudage. La chaleur est générée essentiellement par le frottement entre l'outil et les plaques à souder et par la dissipation plastique [48]. Une couche de matériau sous forme plastique et pâteuse est formée. Ce procédé qui réalise l'assemblage à

une température inférieure à la température de fusion du matériau à assembler, ce qui permet d'éviter les problèmes qui se produisent généralement à des moyens classiques de soudage (les porosités, des cloques, et à la fissuration, etc.) [49]. De plus, les caractéristiques mécaniques des matériaux soudés restent proches des valeurs initiales des matériaux de base. Permettant un assemblage permanent de différents alliages le soudage par points par friction malaxage est un processus relativement récent.

Les différentes étapes de soudage par points par friction malaxage FSSW (Figure II - 3), L'outil tournant pénètre progressivement jusqu'à 80% environ de l'épaisseur des plaques à souder avec une force normale [50]. A la différence des autres types de soudage par friction malaxage, l'outil ne se déplace pas dans la direction transversale pour former un cordon continu d'où Le malaxage de la matière de deux pièces superposées crée un point de soudure. L'opération de soudage par point par friction malaxage FSSW sur deux pièces superposées l'une sur l'autre consiste à fournir de la chaleur au matériau de base par frottement entre l'outil et les plaques à souder et par dissipation plastique [51]. Il se déroule en quatre phases : Plongée, malaxage, solidification et rétraction comme le montre la (Figure II-3) [52]. Il commence par la rotation de l'outil avec un temps de plongée qui est fonction de la pénétration de l'outil, (Figure II-3 a). Une fois la phase de plongée finie, l'outil est maintenu dans sa position en rotation et une force stable lui est exercée pendant un temps approprié pour échauffer et générer par friction au contact (outil/matière) une déformation plastique dans la zone malaxée en favorisant le malaxage de la matière (Figure II-3 b). Ensuite, l'outil est maintenu dans sa position sans rotation pour la solidification de la soudure et obtenir le collage, (Figure II-3 c). Une fois l'opération de la solidification est terminée, l'outil est rétracté, (Figure II-3 d).



**Figure II -3 :** Quatre phases du procédé de soudage par point par friction malaxage : a- plongée b- maintien c- solidification et d- rétraction [52].

Les facteurs majeurs dans le procédé FSSW à savoir pour réaliser une soudure peuvent être répertoriés en se basant sur le réglage d'une configuration de soudage :

- Forme de l'épaulement : concave ou plat avec rainure
- Forme du pion : très variable
- Vitesse de rotation de l'outil (W)
- Un temps de maintien ( $T_m$ )
- Effort de pénétration de l'outil dans la matière à souder (F).

### **II.3 Avantages et limitations du procédé FSSW**

Par rapport aux procédés de soudage classiques, le procédé de soudage par points par friction malaxage FSSW possède des avantages qui peuvent être classés comme suit :

#### **II.3.1 Avantages liés au procédé**

- Assemblage des matériaux différents.
- Assemblage par voie solide.
- Possibilité de souder des matériaux dissemblables.
- Large gamme d'épaisseurs soudables.
- Ce procédé sans matière d'apport pour la réalisation de la soudure ce qui permet d'alléger des structures.
- Ce procédé est lui-même la source d'énergie thermique.

#### **II.3.2 Avantages liés à la soudure par FSSW**

- C'est un soudage à l'état pâteux qui permet d'éviter les problèmes rencontrés lors du soudage par fusion (les porosités, les cloques et les fissurations).
- Conserver les caractéristiques originelles des matériaux.
- Excellons propriétés mécaniques.
- Effets limités des contraintes résiduelles.

#### **II.3.3 Avantages économiques et environnementaux**

- Procédé non polluant (pas rayonnement ou de projections de fumées de soudage).
- Procédé de bon économique en énergie électrique (lui-même la source d'énergie).
- Pas de circulation d'huile ou d'eau de refroidissement.

#### **II.3.4 Avantages liés à l'équipement**

- Possibilités d'automatisation.

- Equipement électromécanique de conception simple de type machine-outil.
- Pas des systèmes de protection thermique.
- Exigence d'énergie électrique plus faible et une consommation limitée à l'outil
- Possibilité d'un contrôle en ligne des paramètres.

### II.3.5 Limitations de soudage

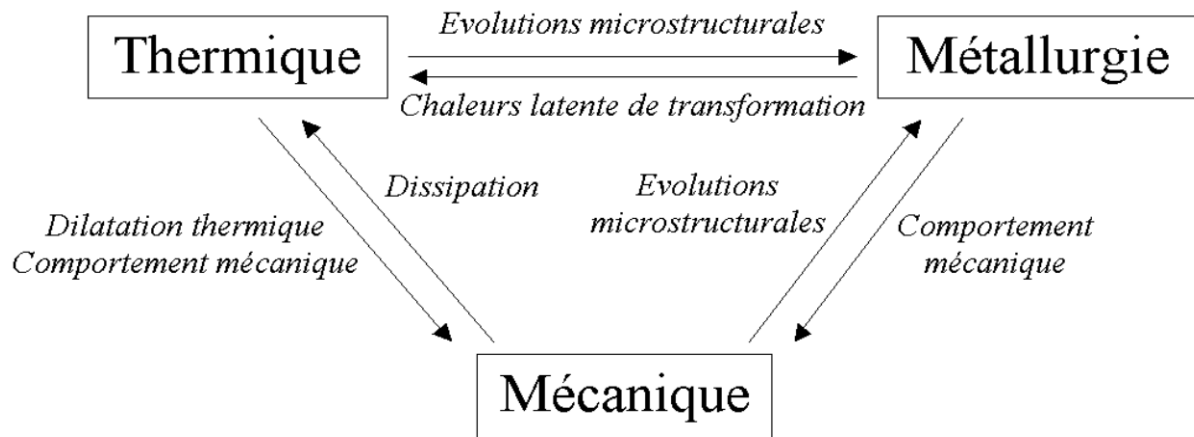
Les limitations du procédé de soudage FSSW peuvent être résumées comme suit :

- Dû aux grands efforts mis en jeu le bridage très important.
- La présence d'un trou après retrait de l'outil à la fin de la soudure.
- Précipites la matière refoulée au bord de point de la soudure.

Un autre type de défaut est observé dans les point de la soudure pour lesquels ou il y a un manque de contact entre les deux plaques. Ces défauts dits « à la racine » du point de la soudure.

### II.4 Couplage thermo-métallo-mécanique

Les aspects thermo-métallo-mécaniques décrits précédemment mettent en évidence les forts couplages physiques que fait intervenir le soudage par FSW (Figure II-4).



**Figure II -4** : Schéma des interactions.

Tous ces phénomènes physiques sont fortement couplés par :

- L'effet des cinétiques thermiques vécues sur les évolutions microstructurales.
- L'influence des transformations métallurgiques sur les cinétiques thermiques par l'effet des chaleurs latentes de transformation.
- L'influence de la température sur le comportement mécanique et l'importance de la dilatation thermique sur l'équilibre mécanique.

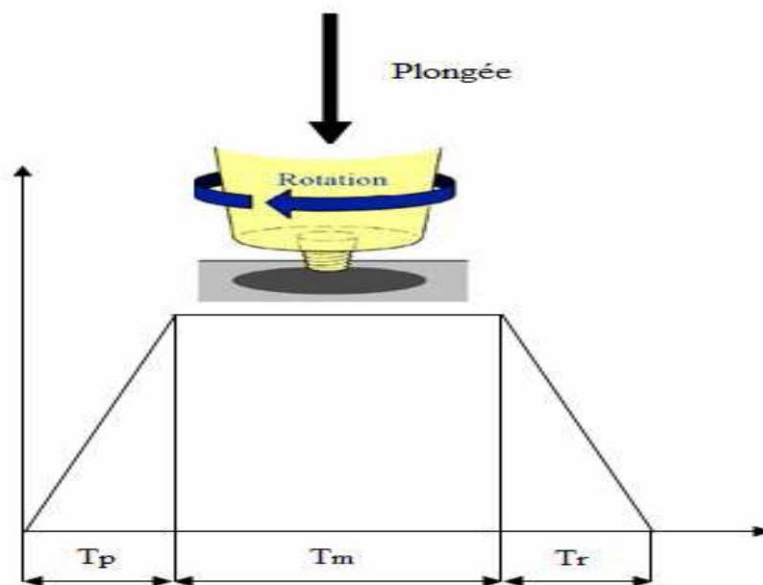


- L'effet de l'état microstructural sur le comportement mécanique.
- L'influence de la dissipation mécanique sur les champs thermiques.
- L'intervention des déformations mécaniques sur les évolutions microstructurales (ex : la recristallisation dynamique au niveau du noyau).

### II.5 Cycle des temps de soudage

Le temps de soudage par points par friction malaxage FSSW pendant la totalité du cycle de déplacement de l'outil (plongée, maintien, retrait) comme l'indique la figure (Figure II-5), Le temps de soudage se repartie en trois phases :

1. Un temps de plongée ( $T_p$ ) qui est fonction de la pénétration de l'outil.
2. Un temps de maintien ( $T_m$ ) pour favoriser le malaxage de la matière par le pion.
3. Un temps de retrait ( $T_r$ ) une fois l'opération de soudage termine.
4. D'ou:  $T_t = T_p + T_m + T_r$



**Figure II -5 :** Cycle des temps de soudage FSSW.

Des mesures expérimentales en dynamique montrent que l'effort de soudage augmente un certain temps avant d'atteindre sa valeur seule pour ensuite diminuer progressivement jusqu'au retrait de l'outil. La vitesse de l'outil reste constante mais il est difficile d'obtenir un effort constant.

La vitesse de rotation et la génération d'énergie jouent un rôle important dans la performance mécanique des points de soudure. En supposant que toute l'énergie mécanique induite pendant le soudage se transforme en énergie thermique, Par exemple, la température



du matériau a été mesurée à plusieurs distances du centre du joint pour trois diamètres d'épaulement (Kurt, Uygur et al, 2006). La température est plus élevée, à un même point, pour l'épaulement le plus grand. L'incertitude sur la valeur absolue des mesures n'a toutefois pas été établie.

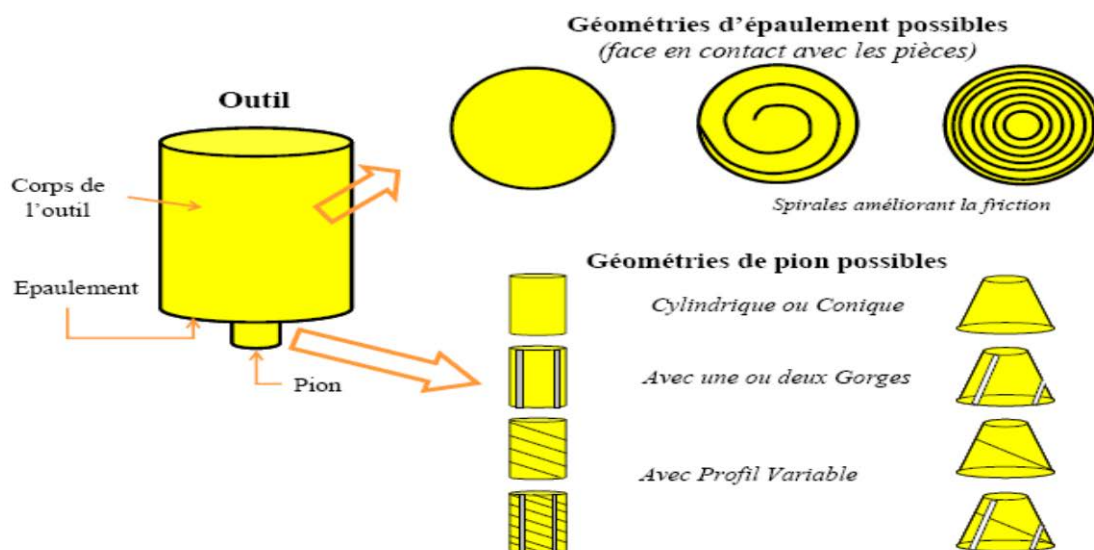
## II.6 Les outils utilisés

### II.6.1 Généralité

L'outil a une forme enveloppe relativement simple. Il est schématisé sur la (Figure II -5) a trois fonctions principales :

1. Chauffer les pièces par frottement et par déformation plastique.
2. Malaxer les matériaux pour former le joint.
3. Contenir le flux de matière sous l'épaulement et autour du pion.

Selon Fuller [53] pour assurer ces fonctions l'outil doit être non consommable. L'épaulement a pour rôle d'amener de la chaleur par frottement et de confiner la matière malaxée sous l'outil [54, 55], et un pion assurant la fonction de malaxage. Toutefois, c'est l'action combinée de ces deux éléments qui assure l'apport de chaleur et le flux de matière nécessaire à la formation du joint. La (Figure II-6) présente différentes géométries d'outils. Les formes du pion et de l'épaulement ainsi que la présence de filets, de gorges, de rainures, etc. conditionnent le flux de matière et la génération de température. L'ensemble influence la microstructure du cordon formé et donc ses propriétés mécaniques. C'est pourquoi, la géométrie de l'outil a fait l'objet de différents développements.



**Figure II-6 :** Schématisation de l'outil FSW et de quelques géométries de pions et d'épaulements [54].

Cependant, plusieurs utilisateurs ont inventé et breveté des outils avec des géométries différentes afin d'améliorer la résistance de la soudure, de souder différents matériaux, des composantes de différentes épaisseurs ou dans différentes configurations géométriques. Ainsi sont apparues les tiges avec nervures hélicoïdales, des géométries de sections variables, des épaulements nervures et concaves, sans oublier les profils à deux et même trois gorges (voir Figure II-7 et II-8).



Figure II-7 : Type classique d'outil du TWT [34].

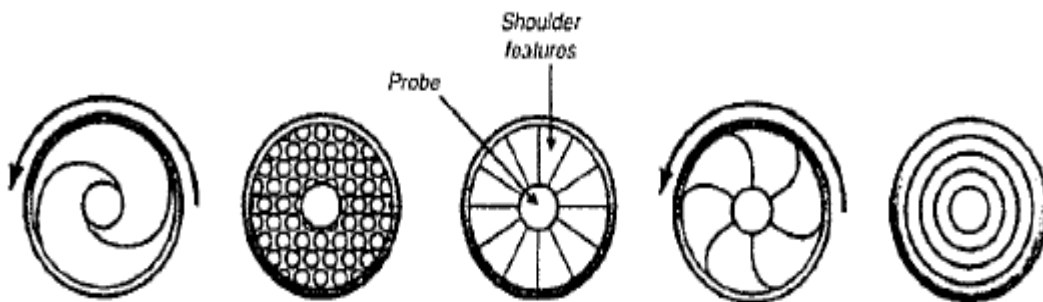


Figure II-8 : Différentes géométries d'épaulement [36].

Évidemment, la géométrie et le matériau de l'outil utilisé pour le soudage dépendent du type de la soudure à exécuter. La tige pénétrante doit avoir une longueur similaire à l'épaisseur de la pièce à souder. Elle doit être ni trop courte ni excéder l'épaisseur de la pièce. De plus, le sens des filets, lorsqu'ils sont présents, doit permettre un écoulement du matériau vers le bas afin d'éviter l'apparition d'un vide sous la tige (« worm hole »). Quant à l'épaulement, il doit entrer en contact avec la surface de la pièce afin de provoquer un frottement suffisant pour entraîner le matériau (malaxage), d'assurer la bonne pénétration de la tige et de bloquer les reflux du matériau soudé vers le haut. L'épaulement est souvent de forme concave pour éviter les débordements de matériau de part et d'autre de l'outil. De plus, en raison du frottement provoqué par cet épaulement, le matériau de l'outil doit être plus

résistant à haute température que le matériau soudé. Par exemple, pour souder des Feuilles d'aluminium, les outils sont généralement fabriqués en acier dur comme le 4340.

## **II.6.2 Technologies d'outil**

Les outils peuvent être classés dans trois catégories :

### **II.6.2.1 Outil à pion fixe**

Comme son nom l'indique, l'épaulement et le pion sont fixes l'un par rapport à l'autre (Figure II-9-A).

### **III.6.2.2 Outil à pion ajustable**

Contrairement à l'outil à pion fixe, cet outil possède un pion de longueur variable [56]. L'intérêt est de pouvoir rentrer le pion progressivement dans l'épaulement en fin de soudage et d'obtenir ainsi des soudures sans trou en fin de cordon. Il permet également de souder des pièces avec une profondeur de pénétration variable. Ces deux technologies d'outil nécessitent l'utilisation d'une enclume à l'envers des pièces pour reprendre l'effort axial  $F_z$  appliqué par l'outil sur la surface des pièces (Figure II-9-B).

### **III.6.2.3 Outil à double épaulement**

L'outil est composé de deux épaulements reliés par un pion dont la longueur peut être ajustée au cours du soudage. Les deux épaulements viennent pincer les pièces à souder, afin de contenir la matière malaxée [57] et apportent de la chaleur par frottement de manière symétrique [58]. Le cordon obtenu est symétrique par rapport à la demi-épaisseur des pièces, limitant ainsi leur déformation. Cet outil est avantageux lorsqu'il est impossible de mettre une enclume à l'envers des pièces. De plus, à épaisseur identique, les efforts de soudage sont plus faibles que ceux nécessaires pour les deux autres technologies d'outil. Une pénétration totale est toujours assurée avec cet outil (Figure II-9-C).

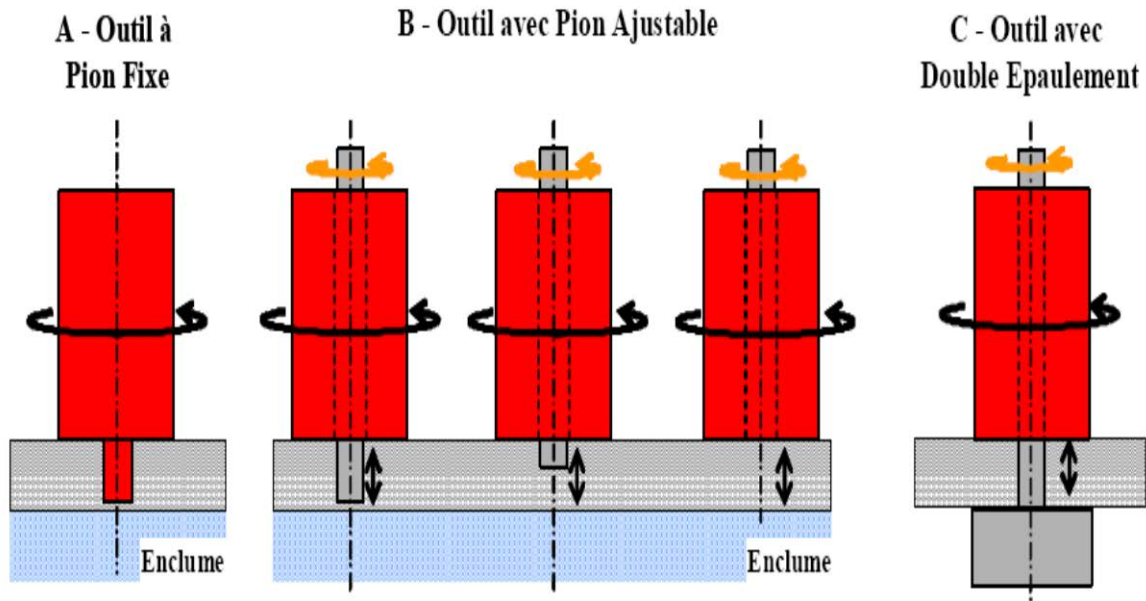
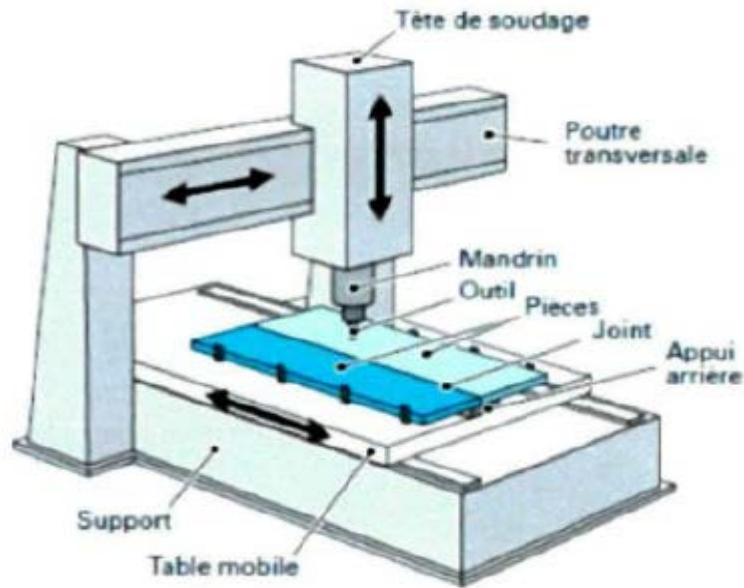


Figure II-9 : Les différentes technologies d'outil existant [59].

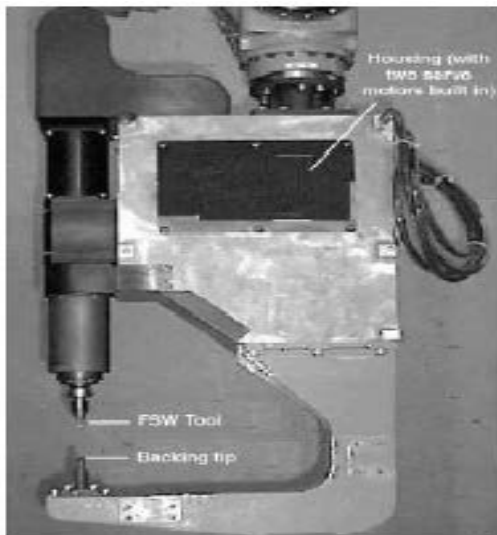
## II.7 Équipements et les dispositifs de procès du FSSW

Tous les appareils dotés d'un mandrin rotatif pourraient servir à faire du soudage par friction malaxage. Il requiert toutefois que celui-ci puisse fournir une force axiale assez importante pour réussir les soudures. Même si ce paramètre est rarement contrôlé, l'appareil doit être en mesure d'insérer l'outil dans le métal et de maintenir sa position. Ainsi, les machines d'usinage à commande numérique et les robots industriels sont aussi efficaces que les véritables machines conçues strictement pour ce procédé tel que le « *ESAB Super Stir machine* » utilisé par « *The Welding Institute* » (TWI) illustré (Figure II-10) : Machine typique pour le soudage par friction malaxage Cependant [54], peu importe le type d'appareil utilisé, il est primordial que les pièces à souder soient fixées solidement afin d'éviter les déplacements et de minimiser les déformations de celles-ci causés par les forces importantes du mandrin et des réactions aux appuis. Certaines machines utilisent un système de maintien par vacuum alors que la plupart des autres utilisent un système mécanique ou hydraulique.



**Figure II-10** : Machine typique pour le soudage par friction malaxage [54].

A l'origine, la mise en œuvre du FSSW a été effectuée par implantation d'un dispositif intégré à un robot poly-articulé (SMY+01 ; SHR04), illustré sur les (Figures II-11 et II-12) les mouvements de translation et de rotation de l'outil sont pilotés par des servomoteurs intégrés au dispositif. La présence d'une butée ponctuelle placée en opposition à l'outil permet de réaliser la soudure ponctuelle. [44] Ce genre de dispositif a par la suite été utilisé sur la chaîne d'assemblage du modèle RX-8 de Mazda pour l'assemblage du capot, hayon on encore des portières (Figures II-13).



**Figure II-11** : Dispositif de soudage FSSW (SMY+01).



**Figure II-12** : Pince FSSW (SHR04).





**Figure II-13** : Soudage de capot de voiture Mazda modèle RX-8 [44].

Il existe globalement deux modes opératoires pour le FSSW, le pilotage étant effectué soit en effort, soit en déplacement. Les deux types de pilotages peuvent être réalisés sur un robot poly-articulé. Dans le cas d'un pilotage en effort, la vitesse de pénétration de l'outil est donnée par la vitesse commandée de progression de l'effort normal et la rigidité des pièces à assembler. Une fois le seuil adaper atteint, l'effort reste constant pendant que l'outil continue d'avancer dans la matière. Dès que le temps de maintien est passé, l'outil est retiré.

Dans le cas d'un pilotage en déplacement, l'outil tournant est pénétré dans la matière à une vitesse donnée jusqu'à ce que la profondeur voulu soit atteinte, l'outil reste en position durant in temps de maintien donnée, avant d'être retiré de la matière.

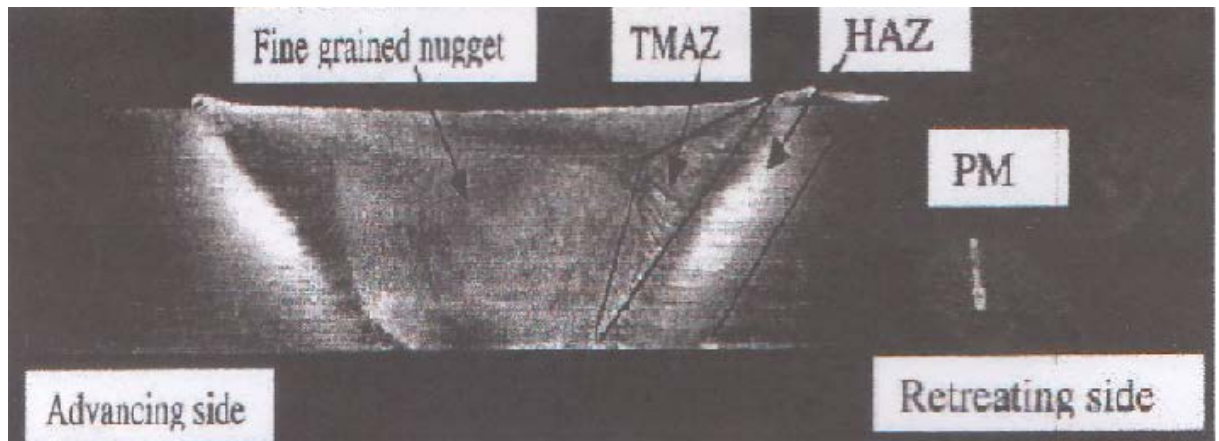
Les outils utilisés pour le soudage par point par friction malaxage FSSW d'une manière relative similaires à ceux utilisé pour le soudage par friction malaxage FSW en termes de matériau et de géométrie. L'outil est toujours composé d'un pion et d'un épaulement, l'épaulement peut inclure des spirales et ou une dépouille et le pion peut être fileté et ou conique, etc...

## **II.8 Structure générale des assemblages obtenus par FSSW**

### **II.8.1 La microstructure**

Les pièces soudées par friction malaxage sont caractérisées par la particularité structurale de leur jonction. Les premières études menées dans ce sens par Mahoney et al sur un alliage d'aluminium 7075-T651 [60]. D'un point de vue métallurgique, la soudure par friction malaxage est très différente d'une soudure par fusion, car il s'agit d'un procédé

thermomécanique. Le fort taux local de cisaillement combiné à la température élevée du procédé produit une compétition active entre la recristallisation et la restauration dynamique. Le résultat obtenu est des grains très fins, avec peu ou sans déformation interne, dans le noyau de soudage procurant une ductilité importante à cet endroit [61]. La (Figure II-14) présente les différentes zones d'une soudure par friction malaxage vues en coupe transversale.



**Figure II -14** : Macrographie d'une soudure par friction malaxage de l'alliage 7075Al-T651 [62].

- **Métal de base** : les caractéristiques mécaniques et métallurgiques de cette zone restent invariantes après le soudage.
- **Zone affectée thermiquement (ZAT ; HAZ : Heat Affected Zone)** : siège de modifications métallurgiques du métal de base. Dans cette zone, le matériau n'a pas subi de déformation plastique. Mais il a subi un changement microstructural du à l'élévation de la température. Les changements subis dans cette zone sont très semblables à ceux observés dans les zones affectées thermiquement avec des procédés de soudage classiques. La ZAT est généralement une zone critique au niveau des propriétés mécaniques. Elle marque la zone de rupture pour la plupart des essais de traction d'un cordon de soudure par friction malaxage d'un alliage d'aluminium [51].
- **Zone affectée thermo-mécaniquement (ZATM ; TMAZ : Thermo-Mechanically Affected Zone)** : Cette zone est à la fois affectée par la température et la déformation plastique provoquée par le pion. Elle est caractérisée par les déformations plastiques générées par le mouvement de l'outil. La combinaison du mouvement d'avance et de rotation de l'outil provoque une asymétrie de cette zone par rapport à son axe. Les grains subissent un allongement dans des directions marquant ainsi les directions d'écoulement de la matière autour de l'outil [51].

➤ **Le noyau de la soudure (ou nugget) :** subit la plus grande déformation plastique et la température atteint des valeurs maximales. A cette température les précipités présents peuvent se dissoudre et les intermétalliques sont broyés et repartis par la grande déformation plastique. Le noyau subit une recristallisation dynamique. La structure cristalline du métal de base est complètement régénérée pour obtenir une structure plus fine (diamètre des grains de quelques micromètres). Elle se caractérise également par la présence d'ellipses concentriques dite (anneaux d'oignon). Cette zone occupe le centre de la soudure ainsi que la partie supérieure de la zone d'attaque.

Nous pouvons aussi observer une zone qui se situe au-dessus du noyau dans la partie supérieure du joint. Elle se forme quand l'épaulement vient forger la matière et sa microstructure est entièrement recristallisée [51].

### III.8.2 Phénomènes physiques observés dans le procédé [63]

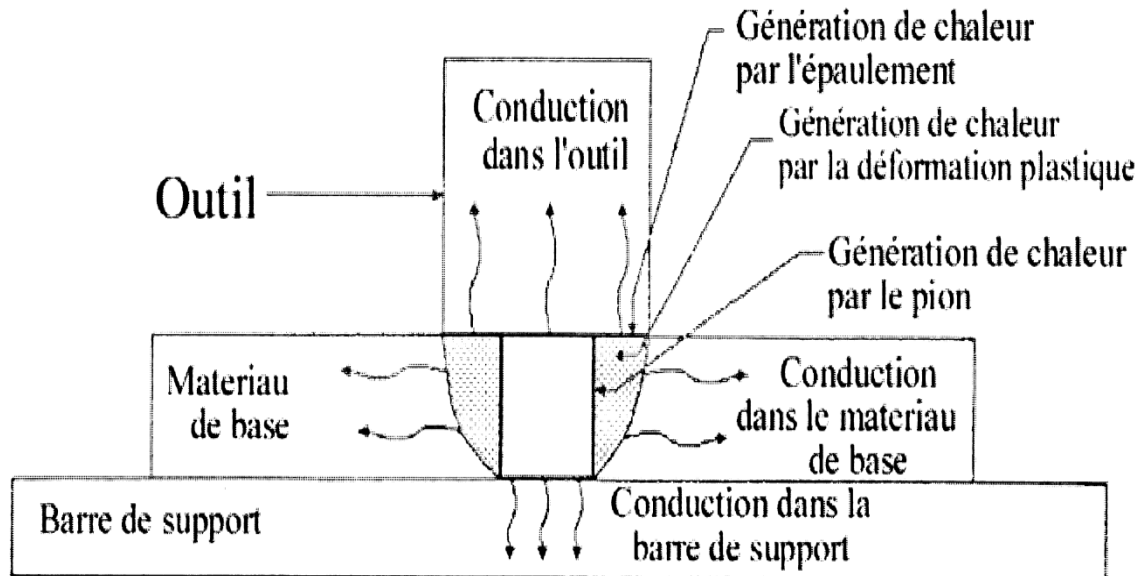
Les divers phénomènes physiques, mis en jeu pendant le procédé de soudage par friction malaxage, sont de trois types :

➤ **Mécanique :** En général, les phénomènes mécaniques sont dus au frottement à l'interface entre l'outil et les pièces soudées et à la déformation plastique du matériau. La source de frottement est le contact de l'outil en rotation avec le matériau. Le frottement est caractérisé par une contrainte de cisaillement à l'interface. La déformation plastique trouve sa source dans le mouvement du matériau en rotation sous l'effet du frottement à l'interface outil plaques et dans le malaxage dû au pion. La déformation plastique est importante dans la région située sous l'outil.

➤ **Thermique :** Les deux phénomènes thermiques principaux au cours du procédé FSW sont la génération et la conduction de la chaleur. La génération de la chaleur vient d'une source de chaleur surfacique due au frottement à l'interface et une source volumique due à la déformation plastique du matériau. La répartition de la génération de la chaleur entre ces deux sources dépend de la condition de contact entre l'outil et le matériau. En effet, pour un contact presque collant, la chaleur est principalement générée par la déformation plastique du matériau. Par contre, pour un contact glissant, la plus grande partie de la chaleur est créée par le frottement. La chaleur générée est transférée principalement par conduction. Le transfert par conduction dans les pièces soudées dépend de deux choses. Premièrement, il dépend de la conductivité thermique du matériau soudé, par exemple, l'aluminium est caractérisé par une grande conductivité thermique, ce qui contribue à évacuer rapidement la chaleur créée. En second, il dépend de la chaleur évacuée dans la plaque support et dans l'outil c'est-à-dire la



résistance des interfaces de contact aux transferts thermiques voir (Figure II-15). Finalement, la chaleur est évacuée aussi par convection entre l'outil, les deux plaques à souder, la plaque support avec le milieu extérieur (ambiant).



**Figure II -15 :** Transferts de chaleur induits par le procédé de soudage par friction malaxage [64].

➤ **Métallurgie :** Les phénomènes mécaniques et thermiques, dans l'ensemble des procédés de soudage par fusion, entraînent une modification de la microstructure du matériau de base et ses propriétés mécaniques. Cet inconvénient provient des phénomènes métallurgiques qui apparaissent lors du soudage et qui représentent le lieu de concentration des contraintes dans le cas des sollicitations externes. Le premier phénomène métallurgique est la modification de l'état de précipitation du matériau. Le second est la recristallisation du matériau.

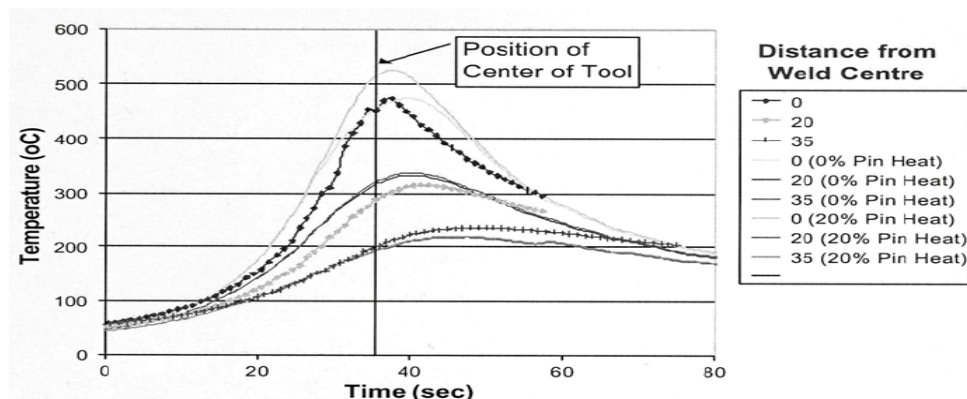
Le procédé de soudage FSSW permet au contraire d'obtenir des modifications métallurgiques moins importantes, par rapport aux autres procédés, causées par les différents changements de phase au cours de soudage. Une coupe transversale du joint soudé permet d'obtenir les différentes zones dans lesquelles la matière est affectée thermiquement (Heat Affected Zone HAZ) ou thermo-mécaniquement (Thermo- Mechanical Affected Zone TMAZ) voir (Figure II -14). Chaque zone dépend de la température atteinte, des modifications métallurgiques et des déformations subies au cours du procédé de soudage.

### III.9 Simulation du procédé

Le procédé de soudage par friction malaxage fait intervenir une composante mécanique mais aussi thermique. La chaleur provient de deux sources, par friction entre l'épaulement et les tôles, et par déformation au niveau du pion. B. Yuh et al. [65] ont modélisé le transfert thermique, les contraintes résiduelles et la distorsion par code d'éléments finis en 3D. Ils ont considéré une source de chaleur en mouvement et ajouté une distribution de chaleur simulant la chaleur générée par le frottement entre l'épaulement et la matière. La chaleur provenant de la déformation plastique autour du pion étant négligée.

Les paramètres qui influencent le plus la production de chaleur sont la forme du pion et l'angle d'inclinaison. L'inclinaison de l'outil provoque de plus grandes pressions du côté d'avance de l'épaulement. Beaucoup d'auteurs considèrent comme négligeable la quantité de chaleur créée par le pion, par conséquent la chaleur est considérée comme provenant uniquement de la friction au niveau de l'épaulement.

D'autres simplifications ont été faites sur la géométrie de l'outil, notamment en prenant un pion cylindrique et un épaulement plat puis en séparant le phénomène de translation et de rotation de l'outil. P. Colegrove et al. [57] ont développé un modèle en éléments finis, validé par des mesures de thermocouples, permettant de modéliser les flux thermiques mais aussi de matière. La modélisation a été faite sur un alliage 5083 O d'épaisseur 12mm en utilisant comme paramètres de soudage 350 tr/min et 1,72mm/s. On peut voir sur la (Figure II -16). La comparaison entre les cycles thermiques modélisés et ceux mesurés par thermocouples.



**Figure II -16 :** Comparaison des données du modèle thermique aux données enregistrées par thermocouples placés à 9mm de la surface et entre 0 et 35mm du centre de la soudure

[66].

**II.10 Conclusion**

Le nouveau dérivé de soudage par friction malaxage (FSW) a apparue, c'est appelé le soudage par point par friction malaxage (FSSW) malgré sa jeunesse par rapport aux procédés du soudage traditionnel, et avec FSW lui-même. Le FSSW est considéré comme très promoteur pour des cas d'industrie. En effet, plusieurs activités de recherche sont élaborées depuis quelques années afin de profiter de la qualité de point de soudure réalisé en FSSW. Le fort couplage entre les phénomènes physiques en FSSW reste un obstacle majeur pour maîtriser le procédé.

## **Chapitre III**

*Analyse expérimentale et numérique*

**Etat de l'art sur l'analyse expérimentale et numérique**

Ce chapitre est consacré aux différentes techniques expérimentales utilisées au cours de la préparation des éprouvettes et la réalisation des essais traction-cisaillement. Nous en décrivons : le principe, les appareillages utilisés ainsi que les conditions expérimentales que nous avons adoptées.

Nous présentons les résultats de nos essais mécaniques de traction-cisaillement sur les deux plaques en polymère PEHD soudées par le procédé de soudage par point par friction malaxage (FSSW). Dans le but d'une étude paramétrique qui sera effectuée avec la variation des trois paramètres essentiels du procédé à savoir :

- La vitesse de rotation de l'outil  $\omega$  (tr/min).
- La profondeur de plongée de l'outil  $p_p$  (mm).
- Le temps de maintien de l'outil  $t_m$  (s).

Ce travail a permis une qualification du domaine de soudabilité. Le principal objectif de cette série des essais expérimentaux est d'étudier le procédé et de contribuer à la compréhension des interactions outil/matière pour déterminer l'influence des paramètres opératoires sur la fiabilité du soudage par point par friction malaxage avec le polyéthylène à haute densité.

Des simulations numériques suite au développement de modèle, cette section est consacrée à la présentation des résultats des meilleures simulations réalisées. Ensuite, lorsque c'est possible, des comparaisons ont lieu avec les résultats expérimentaux.

**III.1 Analyse expérimentale****III.1.1 Procédures expérimental et matériels****III.1.1.1 Matériaux utilisés et leurs caractéristiques**

Le polymère utilisé est de type polyéthylène à haute densité PEHD100 ont été livrées sous forme d'un tuyau pour la distribution d'eau potable (figure III.1), produit par la société CHIALI de Sidi bel-abbes (Algérie) selon les normes algériennes NA 7700-2. C'est un thermoplastique semi-cristallin, comportant une phase amorphe et une phase cristalline et se présente sous forme d'un agrégat sphérolitiques. La composition chimique et les propriétés mécaniques sont présentées, dans le (tableau III.1). La déformation de ce matériau permet d'activer de nombreux phénomènes microstructuraux, très complexe, qui agissent à différentes échelles. C'est un polymère spécialement conçue pour des applications dans l'industrie alimentaire et les collectivités.

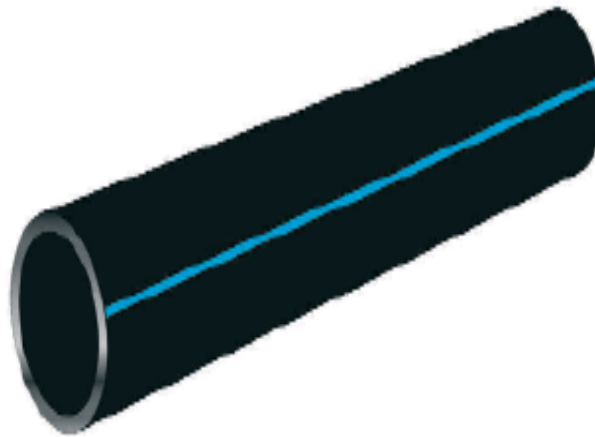


Figure III-1 : Tube PE100

Caractéristiques	PE100
Masse volumique (densité) (kg/m <sup>3</sup> )	956 à 961
Fluidité MFI 1900c, 16kg , 5 kg , (g/10mn)	0.2 à 0.5
Résistance au seuil d'élasticité (MPa)	≥19
Allongement a la rupture (%)	> 600
Module d'élasticité (MPa)	1000
Température fragilité (C°)	<-100
Dilatation linéaire (k <sup>-1</sup> )	24.10 <sup>4</sup>
Coefficient rugosité hydraulique	0.05 jusqu'à DN > 200
Résistance électrique (Ω/cm)	≥10 <sup>12</sup>
Propriétés organoleptique	Seuil ≤ 3 ISO 11420
Dispersion de la noire de carbon	≤ grade 3 NF T 54-063
températures de transition vitreuse (C°)	-125
températures de fusion (C°)	135

Tableau III-1 : Caractéristiques physiques et mécaniques de PE100[67]

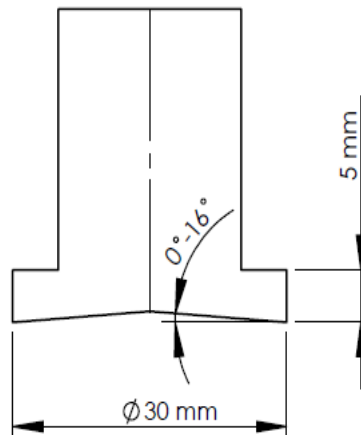
La déformation de ce matériau permet d'activer de nombreux phénomènes microstructuraux, très complexe, qui agissent à différentes échelles.

### III.1.1.2 outils de soudage

Les outils ont été usinés à partir d'acier de construction GS 235 (ancienne norme E36) (Figure III-2). Les dimensions des outils utilisées dans nos procédés est leurs gammes utilisées dans cette étude sont récapitulés dans le tableau III-2.

Dimensions	Unites	Game
angles de concavité de l'outil	(°)	0-16
forme de rebord de l'outil:		
Vif	–	–
chanfreinée	(mm)	1
arrondie	(mm)	R=1

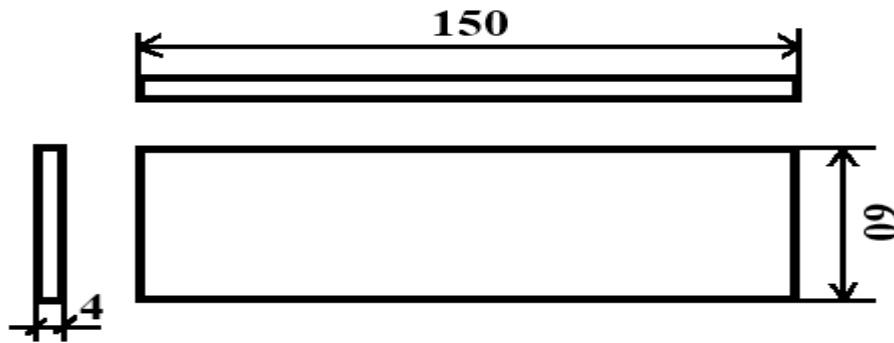
**Tableau III-2 :** Les dimensions des outils utilisées



**Figure III-2 :** Dimensions de l'outil utilisé dans le procédé de soudage FSSW

### III.1.1.3 Elaboration des plaques

Les plaques sont élaborées au sein de l'atelier de mécanique de l'université de Mascara et l'université de Jijel, on a utilisé une fraiseuse universelle FU1.5 et une machine de coupe 300V simple. C'est des plaques de forme rectangulaire avec 150 mm de longueur 60 mm de largeur et à épaisseur de 4 mm, plane sans aucune forme (Figure III-3). La machine usine la matière et au même temps refroidie le PEHD grâce à leur vitesse de rotation, c'est un avantage qui nous aide pour éviter toute sorte de brûlure qui influe sur les caractéristiques du PEHD. Les mêmes prélèvements des plaques de suivre le sens axial du tube pendant l'extrusion (Figure III-1).



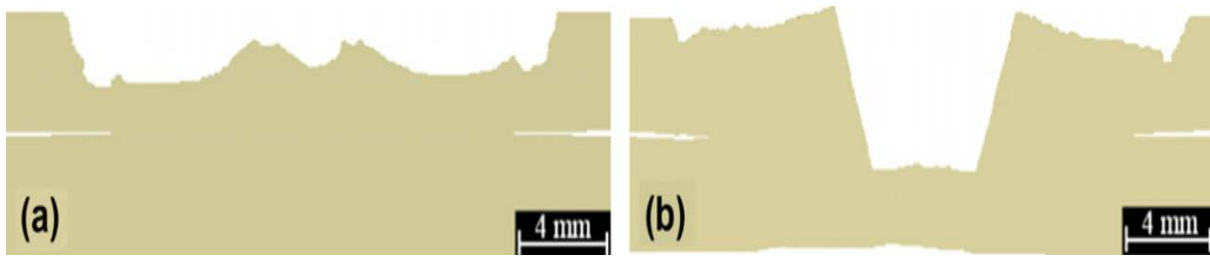
**Figure III-3** : dimensions de L'éprouvette utilisée

Les spécimens ont été soudés sur une fraiseuse à l'aide du nouvel outil de soudage par points par friction malaxage FSSW. De plus, Le principe de base du procédé FSSW est effectué sur une fraiseuse semi-automatique trois axes. Cette fraiseuse est largement utilisée pour les opérations d'usinage dans l'industrie et parmi les modèles des machines utilisés pour la réalisation du soudage par friction malaxage. C'est une fraiseuse semi-automatique trois axes (KNUTH.VHF-2 Universal fras Machine Tools Wasbek. Germany) qui possède les caractéristiques nécessaires, d'un point de vue cinématique pour procéder au soudage par FSSW (Figure III-4). La fixation des plaques sur la table de la machine est assurée par des cales métalliques plane qui maintienne par bridage les plaque l'une sur l'autre pour assures une répartition uniforme de la pression sur spécimens. A la fin de chaque opération de soudage, l'outil doit reprendre la température ambiante avant d'entamer une deuxième opération de soudage. D'après [52], l'outil doit rester dans La pièce pendant 30 s apres de la fin de la phase de malaxage puis on le rétracte immédiatement (Figure III-5).



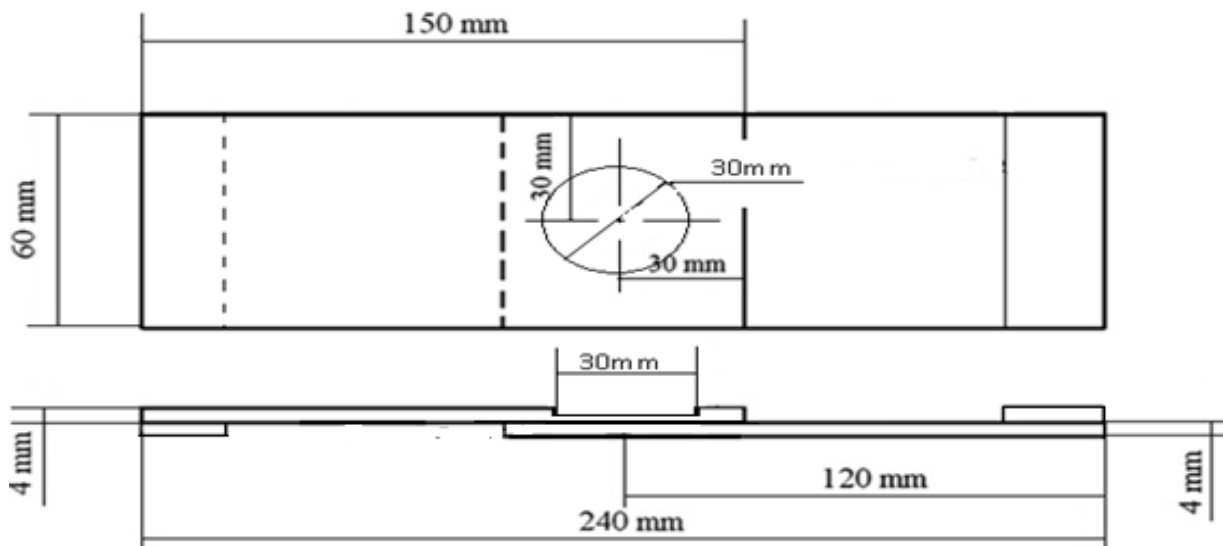
**Figure III-4** : Machine utilisée pour le soudage FSSW (fraiseuse VHF-2)





**Figure III-5** : L'effet du délai de rétraction de l'outil sur la section transversale de la soudure :  
(a) aucun délai et (b) un délai de 30 s [52]

Les soudures ont été réalisées à l'aide d'un outil de malaxage en acier de construction GS 235 (ancienne norme E36). Des spécimens utilisés pour étudier les soudures par points par friction malaxage (FSSW) sous des conditions de charge par traction (Figure III-6).



**Figure III-6** : le procédé d'assemblage des plaques par le procédé FSSW

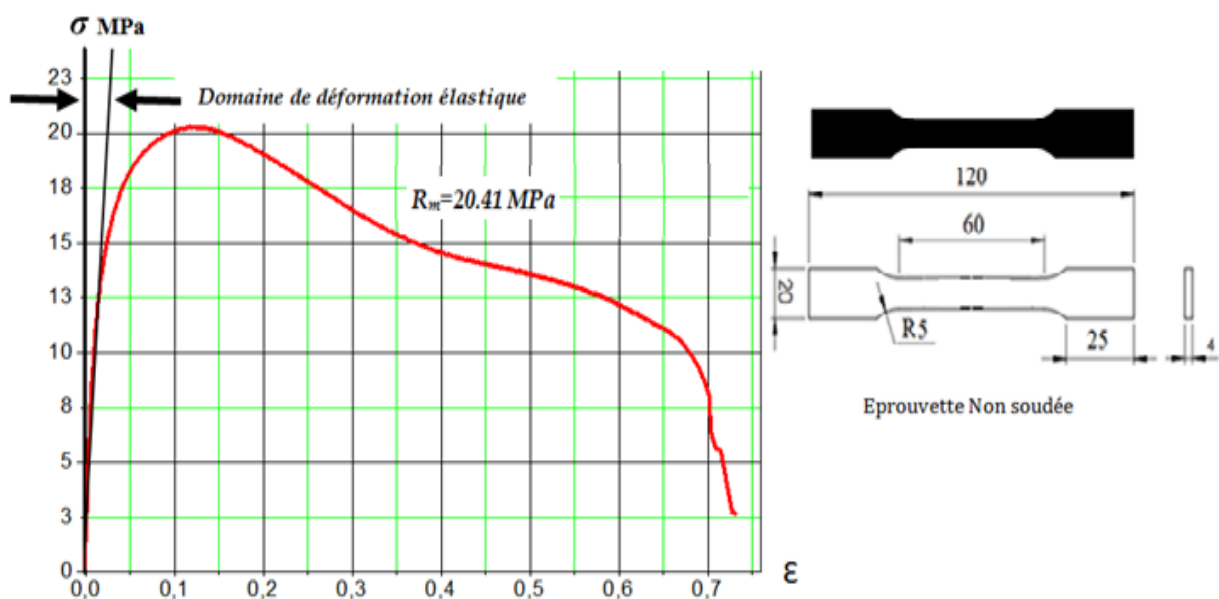
#### III.1.1.4 Machine d'essai

Les essais statiques ont été effectués sur une machine de traction compression Zwick/Roell Z100 (Figure III-7) au niveau du laboratoire des matériaux non métalliques LPMNM (Université de Sétif) à température ambiante.



**Figure III-7** : machine de traction compression Zwick/Roell Z100

La machine est pilotée par ordinateur et gérée par un logiciel TestXpert V9.0, qui permet la visualisation en temps réel l'évolution de la courbe force- déplacement au cours des essais. Le logiciel permet aussi l'exportation des données sous formats (\*.docx, \*.TRA et \*.xlsx) pour toute exploitation ultérieure. Le Chargement de traverse étant réglée dans cette étude à une force normale de 500N. La (figure III-8) montre un échantillon des résultats d'éprouvette non soudée témoins sous forme haltère, la courbe montre le comportement fréquent à température ambiante et sous sollicitation uniaxiale lente pour PEHD. Cela nous facilite d'étudier la réaction du matériau soudé par le procédé FSSW et la comparaison entre les résultats est essentielle pour bien comprendre le comportement du matériau soudé.



**Figure III-8** : Courbe contrainte-déformation l'essai de traction du PEHD

### III.1.1.5 paramètres du procédé étudiés

Les différents paramètres utilisés sont regroupés en détail pour toutes les soudures du procédé FSSW dans le tableau ci-dessous. Nous avons varié la vitesse de rotation de l'outil de 475 à 875 tr/min, la profondeur de plongée de 0.9 à 2.9 mm et le temps de maintien de 20 s à 50 seconds. Les paramètres de soudage et leurs gammes sont récapitulés au (Tableau III-3).

Parameters	Unites	Game
vitesse de rotation	(tr/mn)	475,580,720 and 875
vitesse de plongée	(mm/s)	3.3 [52]
profondeur de plongé	(mm)	0.9-2.9
temps de maintien	(s)	20-50
délai de rétraction	(s)	30 [52]

**Tableau III-3** : Paramètres de soudage et leurs gammes.

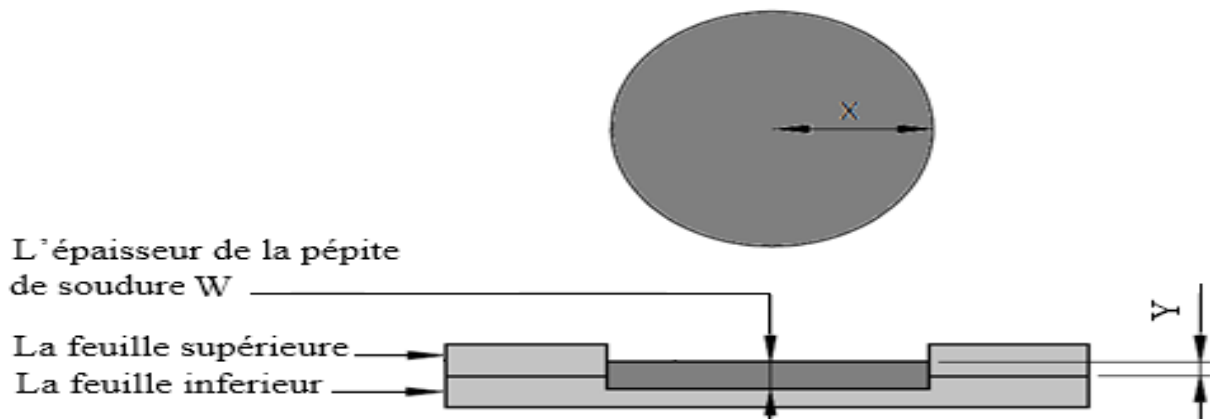
### III.1.2 Résultats expérimental et discussion

Dans notre étude, on visait à comprendre l'influence de la géométrie des outils et les paramètres de soudage FSSW des plaques en PEHD sur l'épaisseur de la pépite de la soudure en utilisant le nouvel outil FSSW. La zone de soudure augmente avec l'épaisseur de la pépite par conséquent la résistance de la soudure augmente. Une campagne d'essais de traction-cisaillement a été menée sur la machine de traction Zwick/Roell Z100 de LMNM de Sétif. La vitesse de la traverse est réglée à 5 mm/s. La charge et le déplacement ont été enregistrés simultanément pendant l'essai. La moyenne des forces de rupture par traction-cisaillement de trois essais réalisés sur des spécimens, qui ont été soudés avec des paramètres de soudage identiques. La morphologie de rupture de chaque échantillon est ensuite prélevée.

#### III.1.2.1 Effet de la profondeur de plongée sur la résistance de la soudure à la rupture

Il y'a beaucoup d'études, qui décrivent l'effet de la profondeur de plongée de l'outil sur la résistance à la rupture par cisaillement en traction des soudures FSSW des polymères est largement étudié en littérature. La profondeur de plongée de l'outil a un effet direct sur l'épaisseur de la pépite et la résistance statique de la soudure [68, 69]. L'augmentation de la profondeur de plongée augmente la zone soudée étant donné que plus de chaleur est produite

près de l'interface des plaques [69, 70]. L'épaisseur de la soudure augmente avec la profondeur de plongée tandis que l'épaisseur de la plaque supérieure diminue [68]. La (Figure III-9) illustre Schématiquement La section de la pipete et l'épaisseur de la plaque supérieure de soudage FSSW des polymères. Le premier point est l'épaisseur de la pèpète de soudure (W) qui est indicateur de la zone de soudure, le deuxième point est l'épaisseur de la plaque supérieure sous la pression de l'outil (Y) et le troisième point est rayon de la zone malaxer (X). La taille de ces trois points détermine la force maximale de la pèpète de soudage par frottement par point FSSW des plaques en polymère.



**Figure III-9 :** illustration schématique : W : l'épaisseur de la pèpète de soudure et Y : l'épaisseur de la plaque supérieure après soudage FSSW

Des expériences ont été réalisées en faisant varier les profondeurs de plongée de l'outil dans la plaque supérieure afin d'augmenter l'épaisseur de la pèpète de soudure. Les soudures ont été effectuées sur deux plaques en PEHD en utilisant l'outil à  $6^\circ$  d'angle de concavité de diamètre  $D = 30$  mm avec la forme du rebord à angle vif. La profondeur de plongée varie entre 0,9 mm et 2,9 mm pour mettre en évidence l'effet de la profondeur de plongée de l'outil sur la résistance de pèpète de la soudure. Pour l'ensemble des opérations de soudage, la vitesse de rotation de l'outil est réglée à 720 tr/min, le temps de maintien à 50 s et la vitesse de plongée à 3,3 mm/s et à température ambiante. La plaque supérieure chauffée sous l'effet du frottement (outil/plaque) et la déformation plastique puis la chaleur se transmet vers la plaque inférieure. Après un temps prédéterminé de rotation de l'outil, la plaque supérieure et inférieure en dessous de l'outil va se trouver à l'état pâteux et ainsi se crée le malaxage de la matière des deux plaques par diffusion de la matière de la plaque supérieure dans la feuille inférieure. Les photographies de la (Figure III-10) illustrent les modes de rupture des feuilles en PEHD soudé par frottement par point FSSW sous différentes profondeurs de plongée de l'outil. La (Figure III-11) montre l'effet de la profondeur de plongée de l'outil sur la résistance

statique de la pépite de soudure des plaques en PEHD au cours des essais de cisaillement par traction.

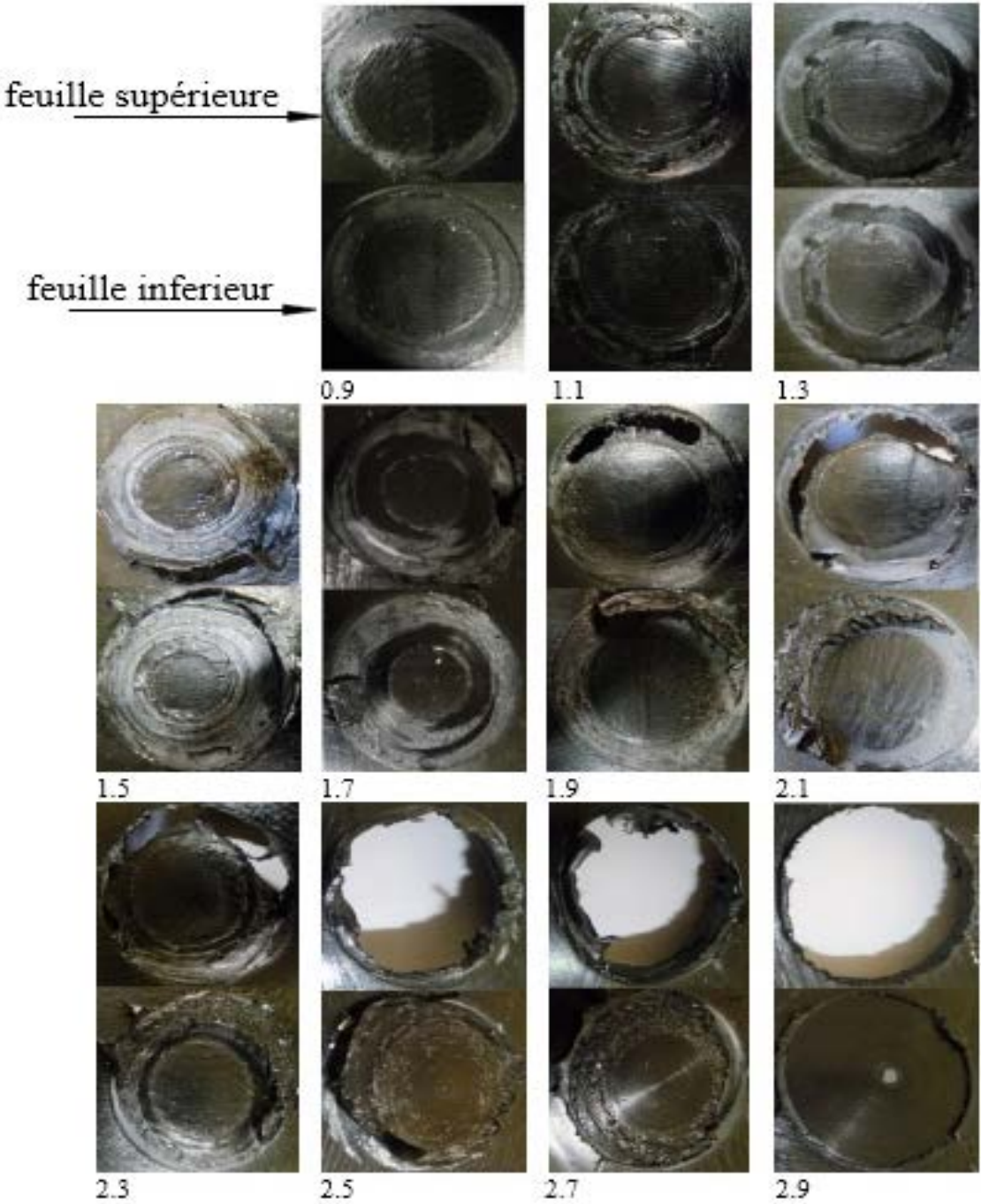


Figure III-10 : Graphique de l'effet de la profondeur de plonger sur la formation de la surface de la pépite de la soudure

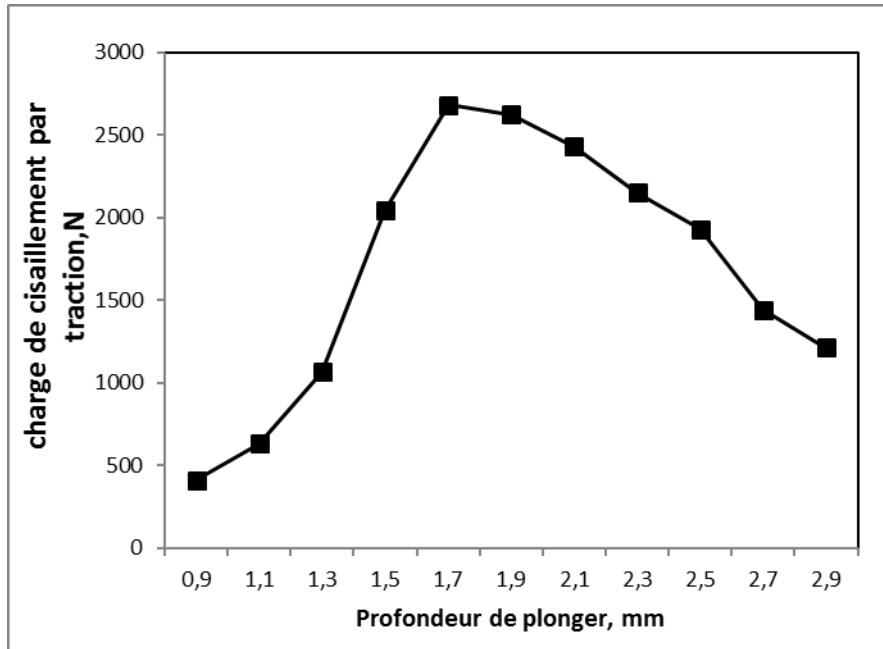
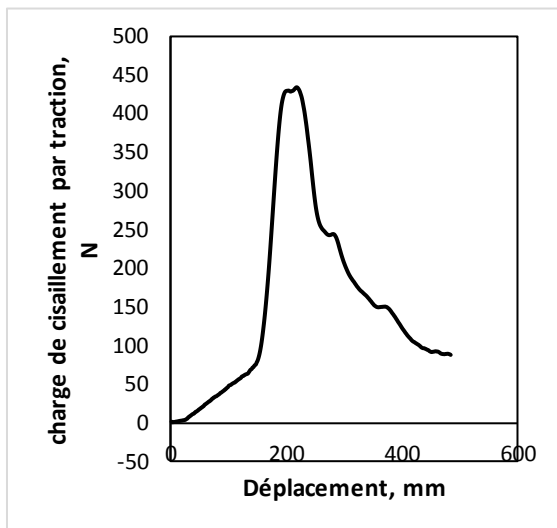
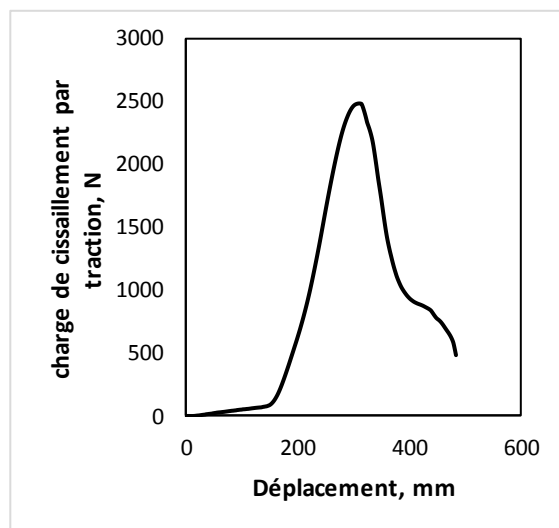


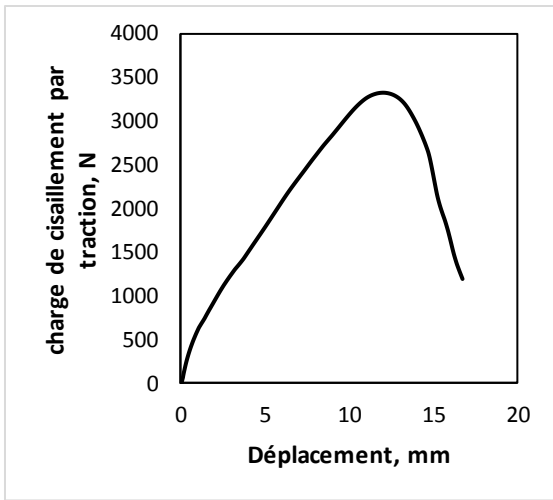
Figure III-11 : Effet de la profondeur de plongée de l'outil sur la charge de cisaillement par traction



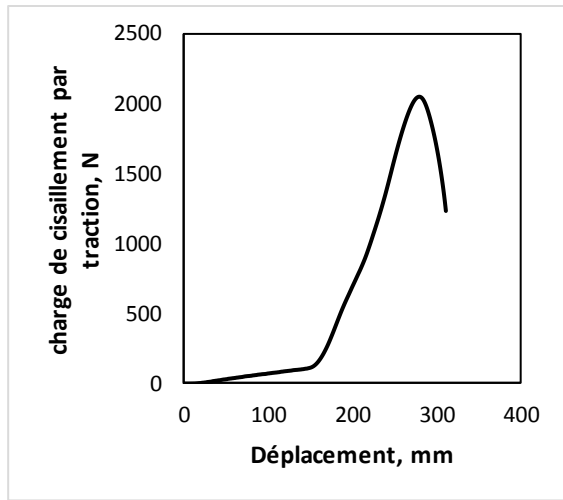
0.9mm



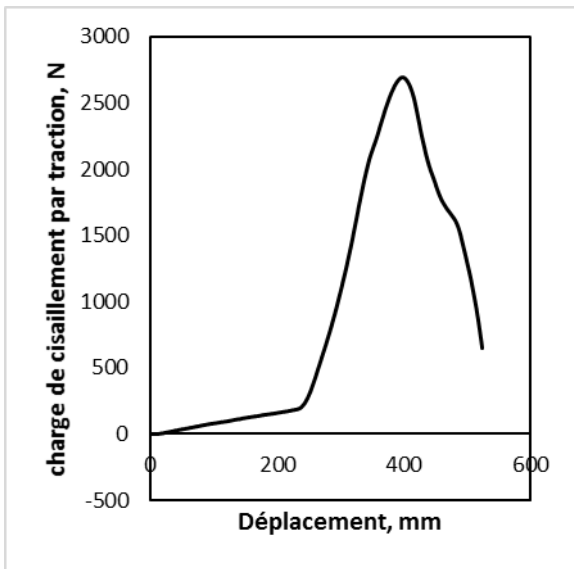
1.1mm



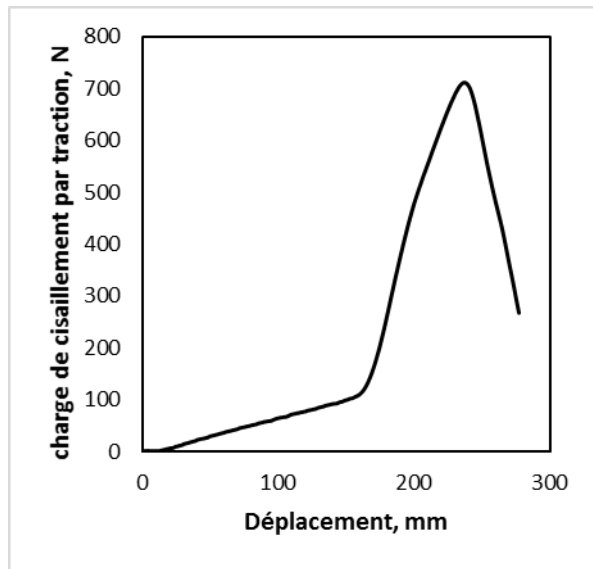
1.3mm



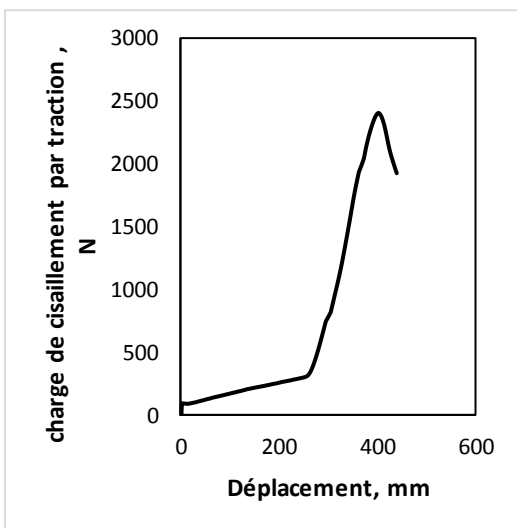
1.5mm



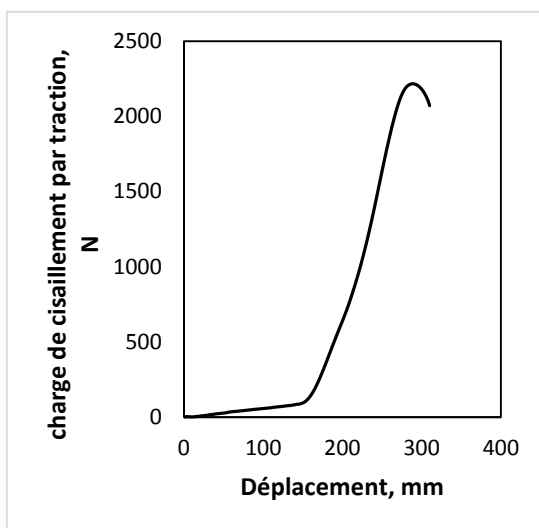
1.7mm



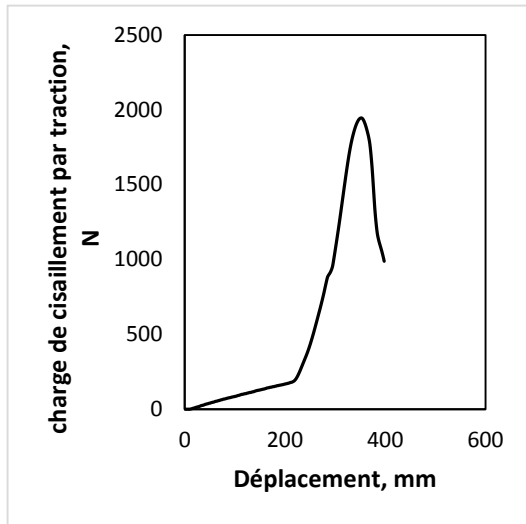
1.9mm



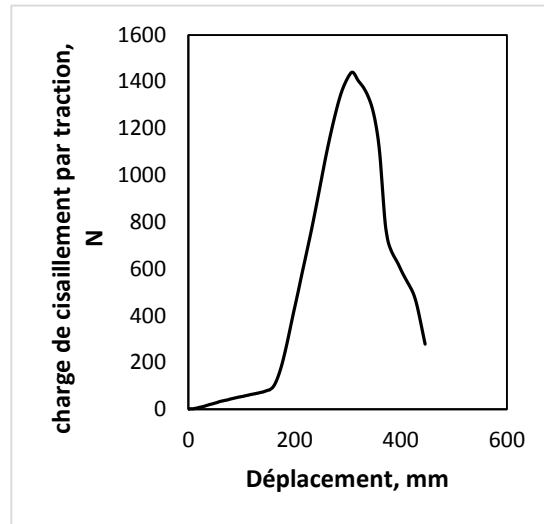
2.1mm



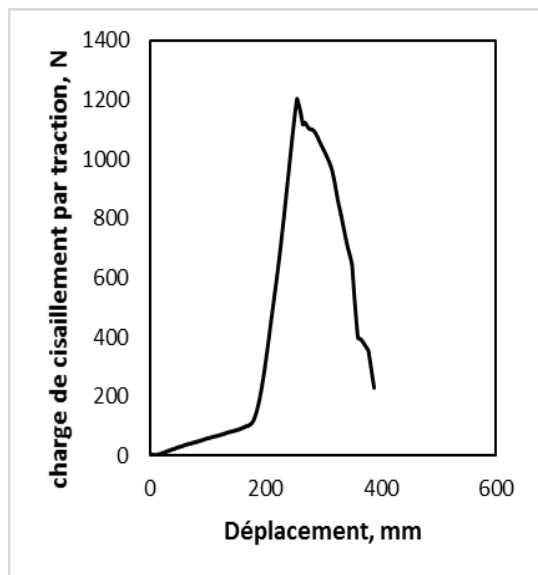
2.3mm



2.5mm



2.7mm



2.9mm

**Figure III-12** : illustre courbes typiques (force – Allongement) d'essai de cisaillement en traction des soudures par FSSW

Dans cette partie, on a fait varier la profondeur de plongée entre 0.9 et 2.9 mm, La (Figure III-10) illustre que lors des essais de traction-cisaillement les plaques soudées en PEHD ont présenté trois différents modes de rupture de la soudure. Un premier mode de rupture est remarqué à faible surface de pépite de soudure et à force de rupture inférieure à 2043 N (Figure III-11). C'est bien les cas des profondeurs allant de 0.9-1.5 mm. L'insuffisance de chaleur issue du faible friction malaxage entre les deux plaques est liée à la faible profondeur de plongée. Alors, la faible quantité de chaleur induite par friction et en conséquence le faible malaxage de la matière de la plaque supérieure avec celui la feuille



inférieure pendant la phase de plongée affecte énormément la résistance de la soudure (Figure III-10). La résistance statique des soudures augmente avec l'augmentation de la profondeur de plongée pour la gamme des profondeurs de plongée : 1.5-1.9 mm (Figure III-11). La surface de la pépite de soudure augmente avec la profondeur de plongée. Une pépite de soudure plus épaisse a été obtenue à la profondeur de plongée de 1.7 mm (Figure III-10), avec augmentation de la résistance à la rupture par traction-cisaillement ce qui a caractérisé le deuxième mode de rupture. La pépite de soudure est arrachée à 2683 N pour la plongée de 1.7 mm (Figure III-11). Le troisième mode est caractérisé par la diminution de la force de soudure vu la diminution de l'épaisseur de la plaque supérieure malgré l'augmentation de l'épaisseur de la pépite avec l'augmentation de la profondeur de plongée (1.9-2.9 mm), (Figure III-10). Une grande zone de liaison de soudure peut augmenter la résistance de soudure mais vu deux facteurs contradictoires l'épaisseur de la pépite de soudure et l'épaisseur de la plaque supérieure, (Figure III-11). La profondeur de plongée avait une influence plus grande sur la résistance à la rupture par cisaillement en traction ce qui a été observée, il est nécessaire de chercher un compromis entre ces deux paramètres.

Les courbes typique Force-déplacement d'essai de traction-cisaillement des plaques en PEHD soudées par la technique de soudage par points par friction malaxage FSSW en utilisant le nouvel outil de soudage avec les paramètres de soudage :  $W = 720 \text{ tr / min}$ ,  $V_p = 3,3 \text{ mm / s}$ ,  $T_m = 50 \text{ s}$  et  $P_p = 0.9-2.9 \text{ mm}$ . est donné à la (Figure III-12).

### III.1.2.2 Analyse de la zone de contact

Comme indiqué dans la (Figure III-13) le phénomène de cisaillement sera effectué dans une zone précise dans les deux plaques, Dans cette zone on peut constater que la plaque inférieure a une importance plus que la plaque supérieure, d'essai de cisaillement par traction d'éprouvettes soudée par (le soudage par point par friction malaxage des polymères) nous confirme que la zone de fracture de cisaillement et celle qui est limitée par le cercle de trou de l'épaulement et le cercle de l'épaulement de transition.

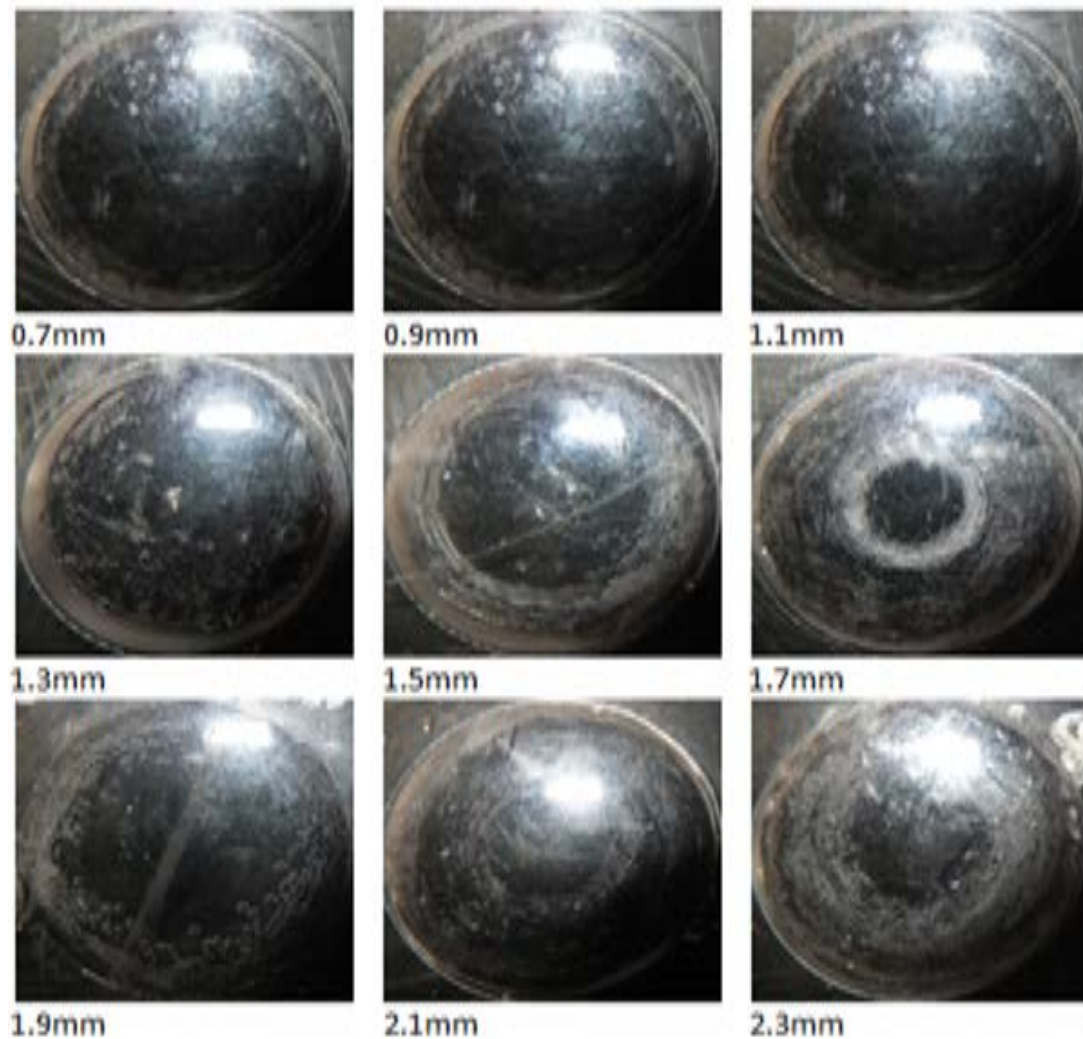
Pour calculer exactement la zone de soudage on peut calculer la surface de contact pour nous faciliter le calcul de contrainte de cisaillement. La (Figure III-13) montre la zone de contact (la surface soudée).

La surface soudée :

$$S = \pi R^2 - \pi r^2 = \pi (R^2 - r^2).$$

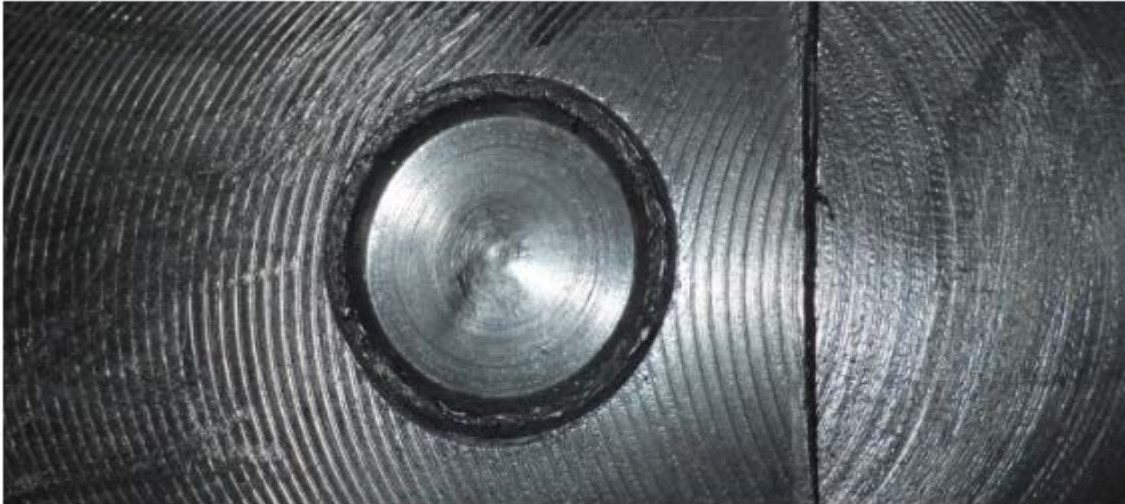
R : rayon de La surface soudée (de l'épaulement).

r : rayon de La surface non soudée.



**Figure III-13** : Graphique de l'effet de la profondeur de plonger sur la formation de la surface de pépite de la soudure

La (Figure III-13) montre l'effet de la profondeur de plonger sur la formation de la surface de pépite des deux types des plaques de polymère, la plaque supérieure en PEHD et la feuille inférieure en polycarbonate, une définition du point soudé peut être établie en vue de présenter ses dimensions caractéristiques. La surface soudé est un paramètre majeur qui caractérise le point soudé, il faut noter que cette surface se présente sous la forme d'une couronne dont la dimension maximale. La photographie de la (Figure III-14) illustre la forme de la soudure.



**Figure III-14** : photographie illustre la forme de la soudure

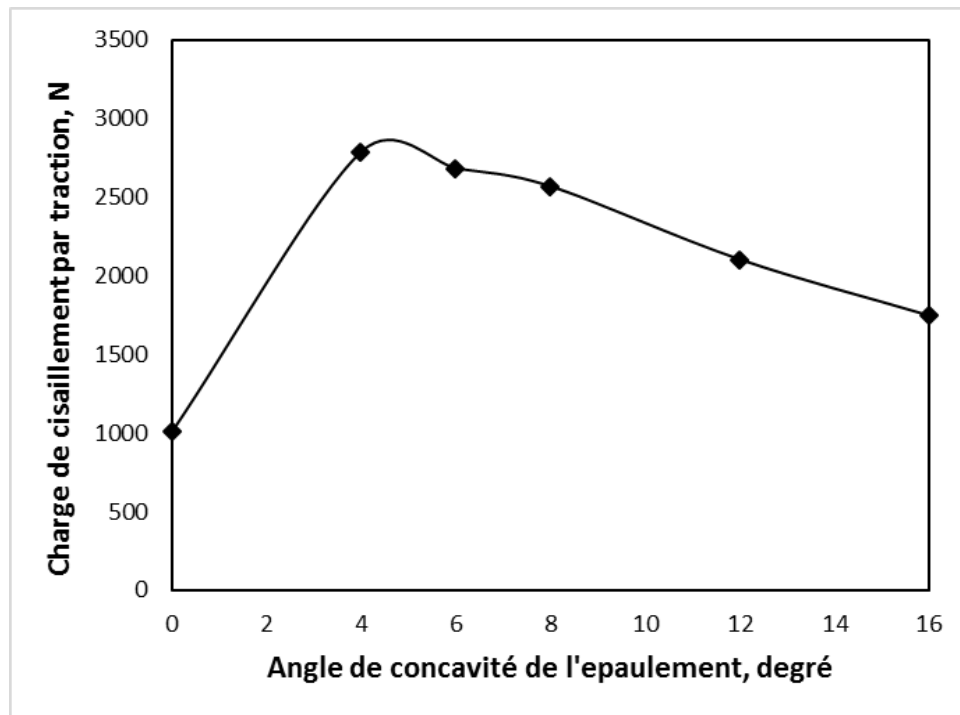
En effet, tous les points soudés présentent un bourrelet sur tout le contour extérieur du joint. Il s'agit d'un dégagement de la matière sous l'épaulement. Ce phénomène est plus accentué d'une combinaison à une autre. Ce constat sera développé dans la partie relative à l'analyse des défauts. L'analyse globale de la profondeur de plonger peut fournir une large idée sur la qualité de la formation de la surface de la pépite de la soudure.

### **III.1.2.3 Effet de la forme de l'épaulement sur la résistance de la soudure à la rupture**

Plusieurs études ont été développées ces dernières années pour déduire la géométrie de l'outil qui donne la meilleure qualité de la pipette de soudure en FSSW des polymères [68, 69, 71, 72] il a été montré que la géométrie de l'outil joue un rôle significatif sur la qualité globale de FSSW des polymères. La qualité de FSSW est liée à la forme de l'outil qui a un effet direct sur l'augmentation de l'épaisseur de la pépite soudée ce qui augmente la résistance statique étant donné que plus de chaleur est fournie près de l'interface des plaques. Pendant le processus de soudage l'épaulement de l'outil produit de la chaleur et aide le mouvement du matériau autour de l'outil [73, 74].

Dans cette étude. On a un ensemble d'outils avec différents angles de concavité ont été testés. En premier temps les soudures ont été effectuées sur deux plaques en PEHD en utilisant des outils de diamètre  $D = 30$  mm et angles de concavité variant entre  $0^\circ$  et  $16^\circ$ . Ensuite, on a étudié l'effet de l'angle de concavité de l'outil sur la résistance statique des pépites de soudures à travers des essais de traction-cisaillement (Figure III-15). D'autre

expériences de soudage de plaques polymères différentes ont été réalisées utilisant une plaque supérieure en PMMA et une feuille inférieure en PEHD encore pour étudier l'effet de l'angle de concavité de l'outil sur l'épaisseur de la pépite de la soudure et le malaxage des deux matières (Figure III-16). Dans toutes les opérations de soudage, Les soudures ont été effectuées en utilisant un outil de diamètre  $D = 30$  mm avec une forme du rebord à angle vif, une vitesse de rotation de l'outil de 720 tr/min, un temps de maintien de 50 s, une vitesse de plongée de 3,3 mm/s et une profondeur de plongée de 1.7 mm et à température ambiante (Figure III-15) montre l'effet de l'angle de concavité de l'épaulement de l'outil sur la force maximale de rupture par traction-cisaillement des soudures en PEHD et les photographies de la (Figure III-16) illustrent l'effet de l'angle de concavité de l'outil sur le malaxage de la matière des deux types de plaques en polymère, la plaque supérieure est en PMMA et la plaque inférieure en PEHD.



**Figure III-15 :** montre l'effet de l'angle de concavité de l'épaulement de l'outil sur la résistance de rupture par (traction-cisaillement) des soudures en PEHD

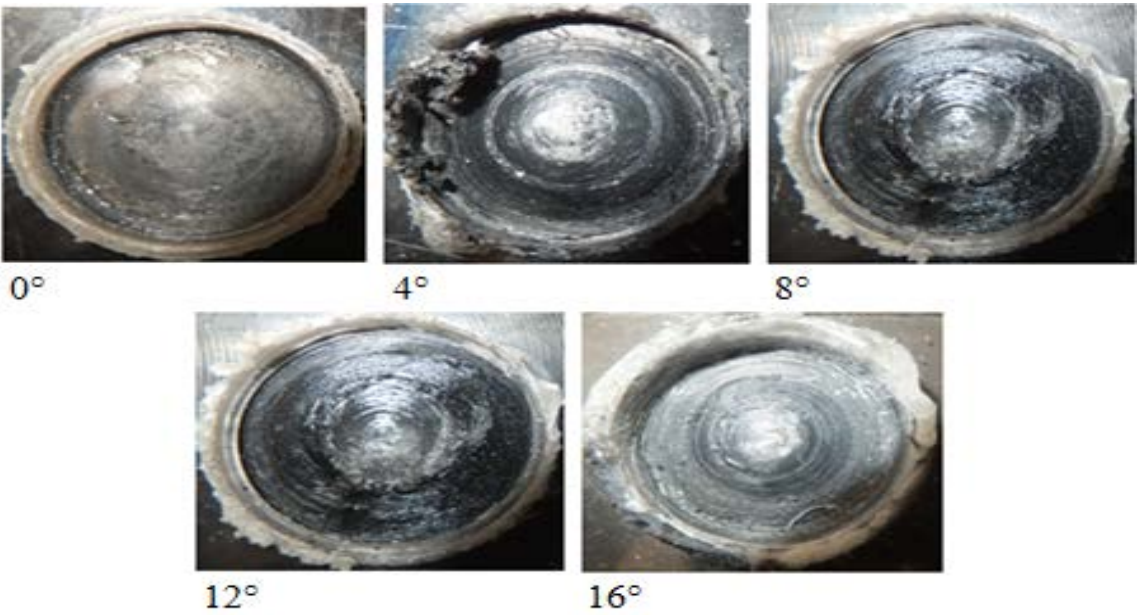
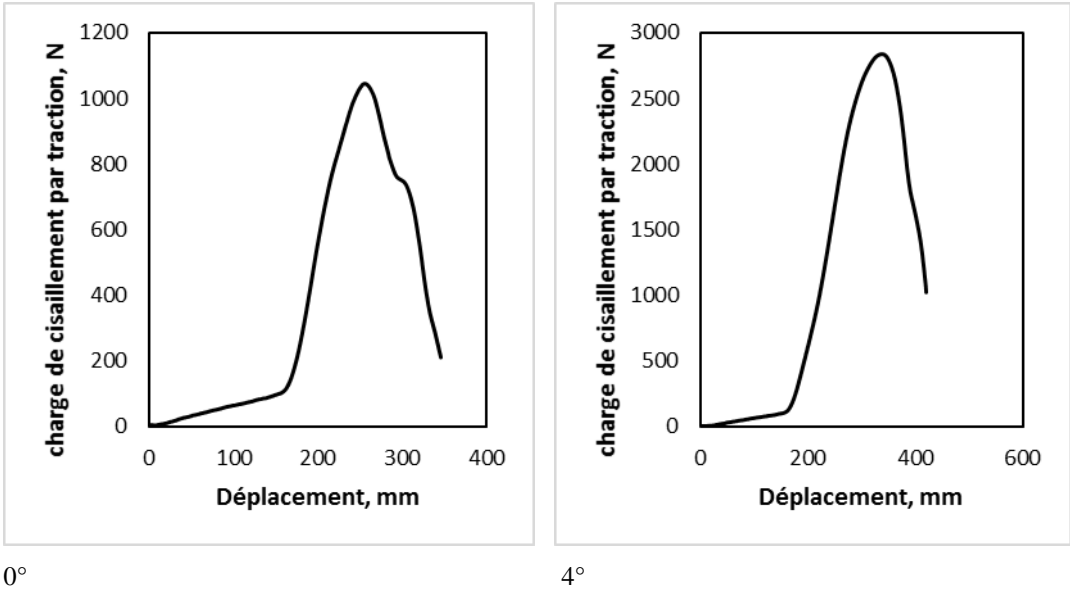
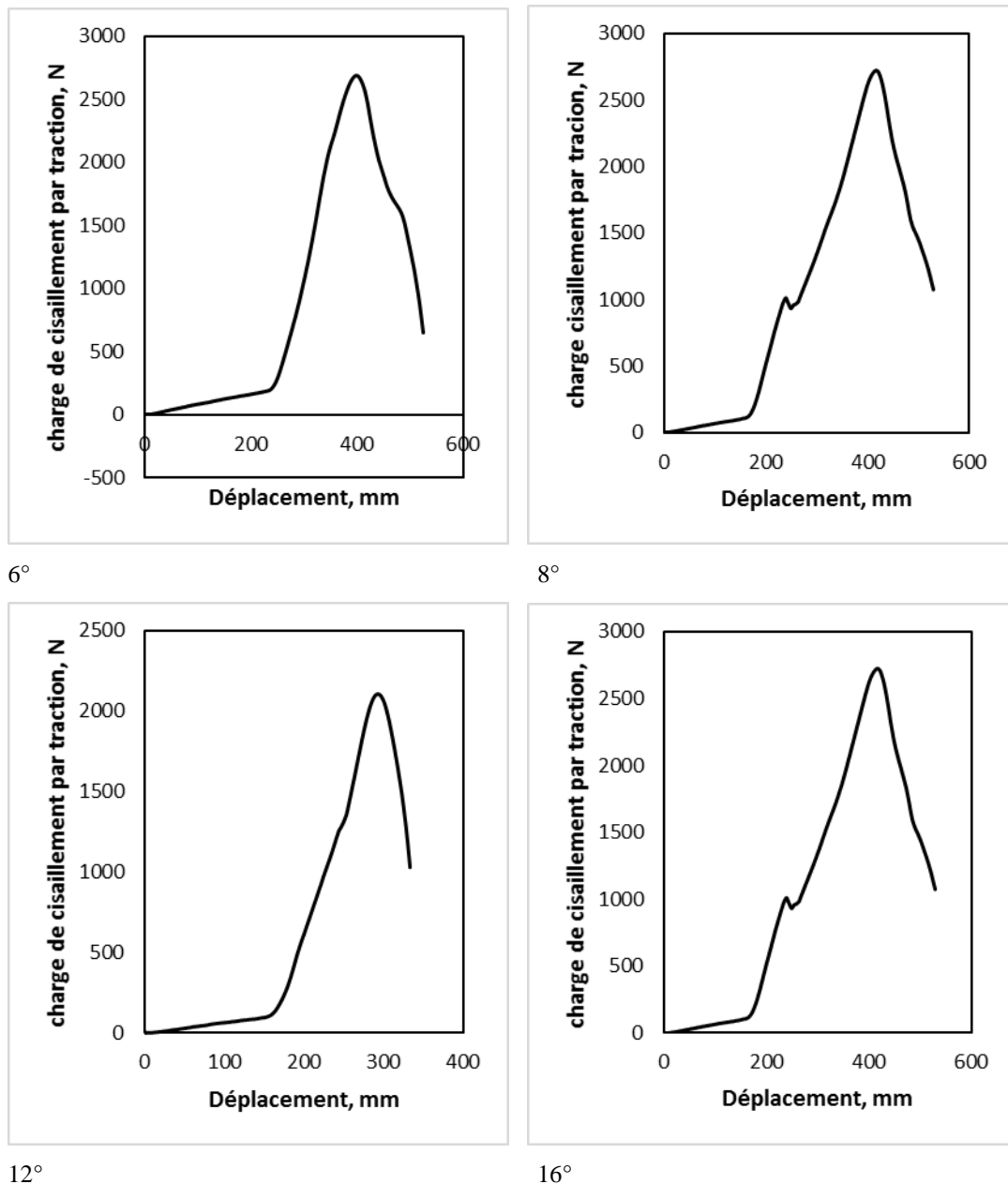


Figure III-16 : photographies illustrent l'effet de l'angle de concavité de l'épaulement sur le malaxage de la matière





**Figure III-17 :** Courbes typiques (force – Allongement) d’essai de cisaillement en traction des soudures par FSSW

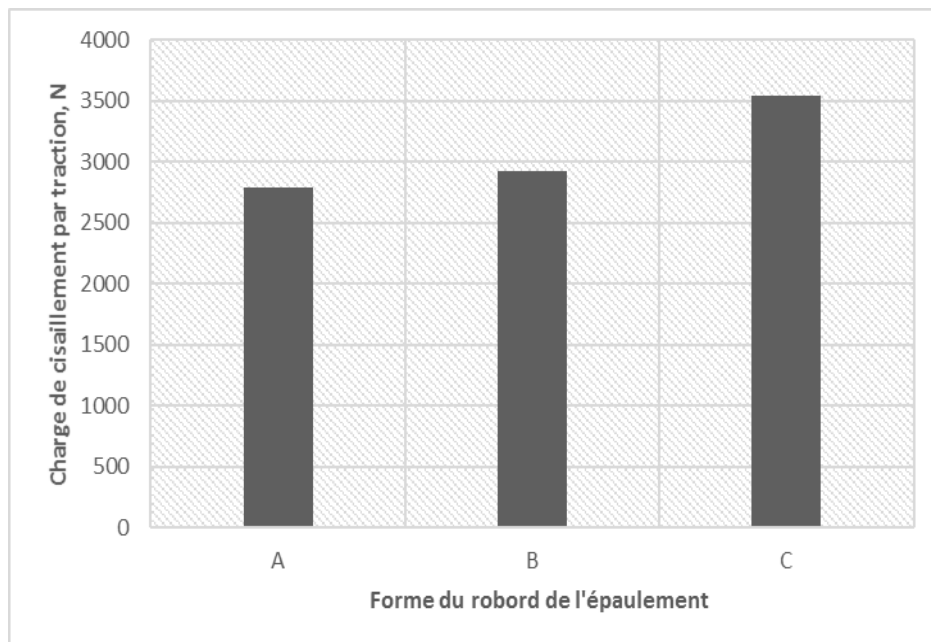
Les courbes typique Force-déplacement d’essai de traction-cisaillement des plaques en PEHD soudées par la technique de soudage par points par friction malaxage FSSW en utilisant le nouvel outil de soudage avec les paramètres de soudage :  $W = 720$  tr / min,  $V_p = 3,3$  mm / s,  $T_m = 50$  s,  $P_p = 1.7$  mm et Angle de concavité de l’outil =  $0^\circ$ - $16^\circ$ . est donné à la (Figure III-17).

La (Figure III-15) montre l’effet de l’angle de concavité de l’outil sur la force maximale de rupture par traction-cisaillement des soudures en PEHD. La plus grande force de 2787 N est obtenue avec l’angle de concavité de  $4^\circ$  ce qui correspond à la meilleure résistance



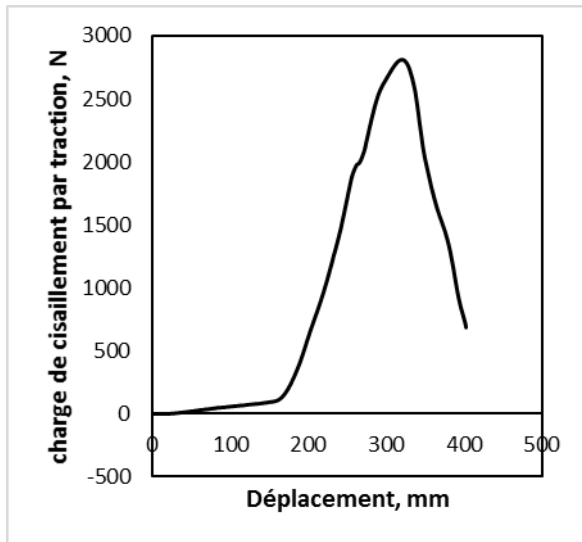
statique au cisaillement. Pour l'angle de concavité de  $4^\circ$  surtout la matière refoulée à la paroi montre que l'élévation de la température était importante et le malaxage a été bien fait au point qu'il a donné la meilleure résistance statique. La force de rupture des soudures augmente avec l'angle de concavité de l'outil jusqu'à  $4^\circ$  ensuite la tendance sera inversée. Les outils à faibles angles de concavité donnent une grande épaisseur de la pépite de soudure à faible plongée en plus du renfermement de la matière à l'intérieur pour éviter son refoulement. Il a été vérifié que la géométrie de l'outil joue un rôle significatif sur la qualité globale de FSSW de polymères.

Les photographies de la (Figure III-16) montrent que l'outil à angle de concavité produit plus de chaleur par frottement et meilleur malaxage de la matière que l'outil cylindrique droit en dessous plat.

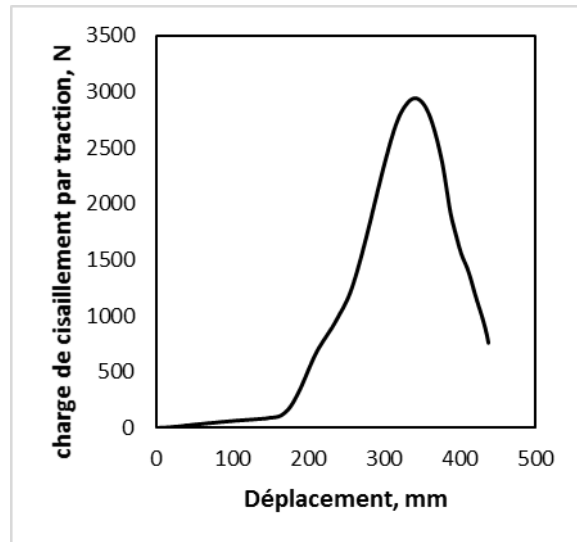


**Figure III-18** : Effet de la forme du rebord d'épaulement de l'outil sur la résistance à la rupture des soudures : A : vif, B : chanfreiné et C : arrondi

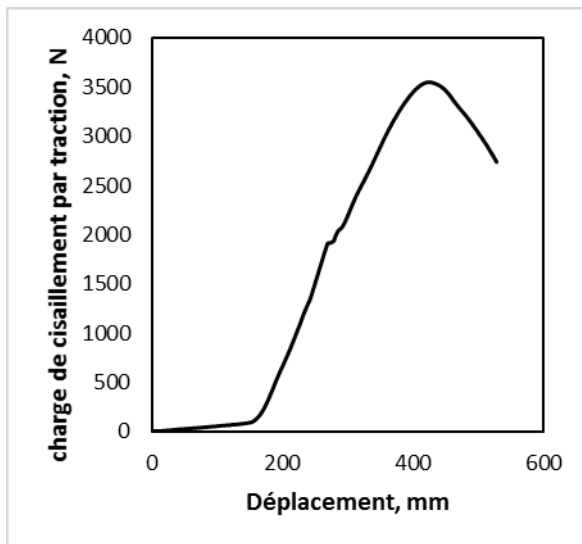
Pour éviter la concentration de contraintes au bord de la pépite de la soudure, trois géométries de rebord de l'outil ont été étudiées voir : à angle vif, chanfreiné et arrondi. Cette dernière géométrie à rebord arrondi a donné la meilleure force de résistance en traction-cisaillement (3543 N) (Figure III-18).



Vif



Champ freiné



Arrondi

**Figure III-19 :** Courbes typiques (force – Allongement) d'essai de cisaillement en traction des soudures par FSSW avec trois géométries de rebord de l'outil : angle vif, chanfreiné, arrondi

L'étude du profil de l'outil de soudage FSSW des plaques polymères en PEHD a montré que l'angle de concavité de l'outil et la forme de rebord de l'outil ont un effet significatif sur la résistance des soudures par points par friction malaxage FSSW. Les courbes typique Force-déplacement d'essai de traction-cisaillement des plaques en PEHD soudées par la technique de soudage par points par friction malaxage FSSW en utilisant le nouvel outil de soudage avec les paramètres de soudage :  $W = 720 \text{ tr / min}$ ,  $V_p = 3,3 \text{ mm / s}$ ,  $T_m = 50 \text{ s}$ ,  $P_p = 1.7 \text{ mm}$  et Angle de concavité de l'outil =  $4^\circ$ . est donné à la (Figure III-19).



### III.1.2.4 Effets des paramètres de soudage sur la résistance de la soudure à la rupture

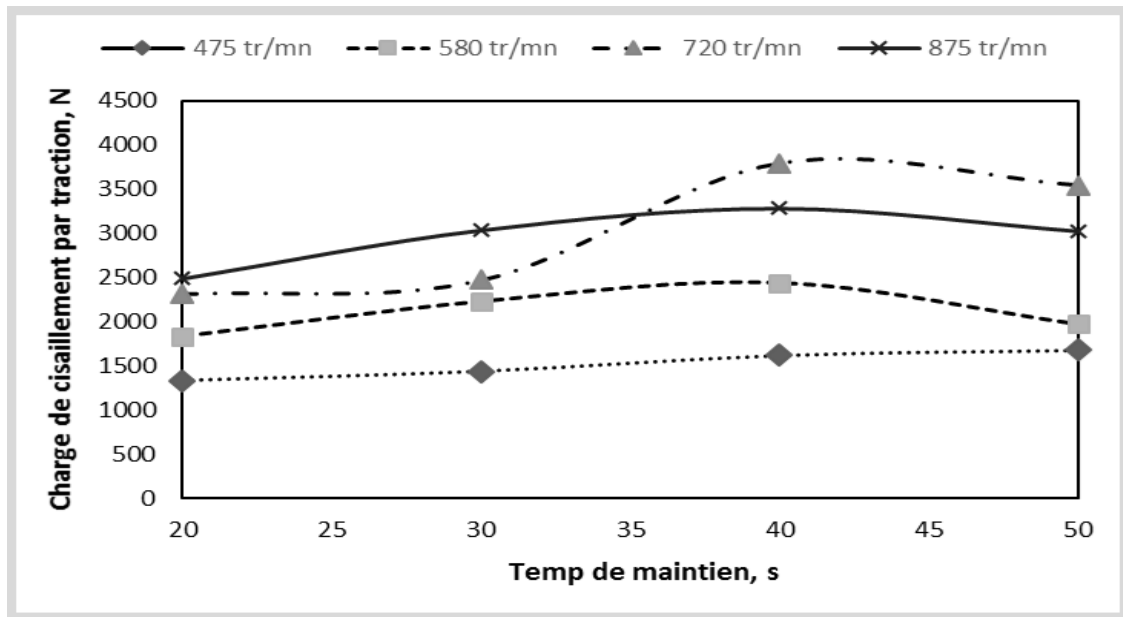
En littérature, plusieurs études ont été développées ces dernières années pour étudier l'influence des paramètres de soudage par points par friction malaxage FSSW sur la résistance statique de la pépite de soudure [68, 69,75]. Il a été montré que les paramètres de soudage jouent un rôle significatif sur la résistance statique de la pépite de soudure, Le soudage par points (FSSW) affecté principalement par profondeur de plongée, la vitesse de rotation et le temps de maintien de l'outil [76 ,77,78]. Une autre étude, a montré qu'il existe une relation entre les paramètres de soudage qui ont une influence sur la température qui a joué un rôle important dans la détermination de la résistance de la pépite de soudure [79, 80].

Le but essentiel de l'étude présentée est d'analyser l'effet des paramètres de soudage FSSW : la vitesse de rotation, le temps de maintien, et la profondeur de plongée sur la résistance statique des soudures des plaques polymères en PEHD a été déjà étudié en utilisant le nouvel outil FSSW. La (Figure III-20) montre l'influence du temps de maintien sur la résistance statique des soudures pour les quatre vitesses de rotation : 475,580,720 et 875 tr/min. Les essais de traction-cisaillement à 5mm/s ont montré que la résistance statique des soudures en PEHD est influencée par la vitesse de rotation et le temps de maintien de l'outil FSSW.

La force de la soudure augmente avec l'augmentation de la vitesse de rotation de l'outil jusqu' à 720 tr/min ensuite la tendance sera inversée. En dessous de 720 tr/mn, on a un frottement insuffisant entre l'outil et le matériau de base, ce qui a conduit à moins de chaleur et en vertu moins de flux de matière dans la zone de soudage et en conséquence une soudure de faible résistance.

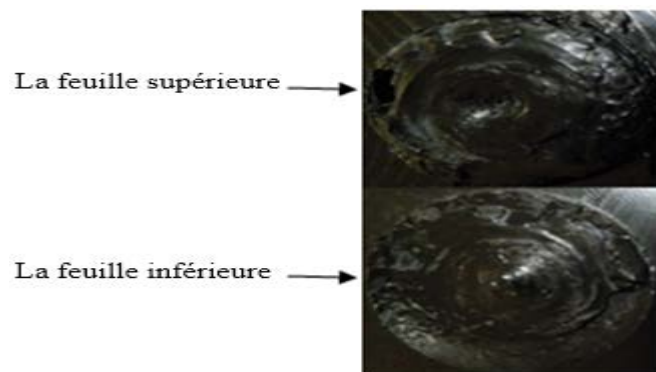
La meilleure résistance des soudures (3790 N) est obtenue avec une vitesse de rotation de l'outil de 720 tr/min pour laquelle la résistance statique augmente avec l'augmentation du temps de maintien jusqu'à 40 s en atteignant une valeur seuil de 3790 N ensuite elle diminue légèrement, (Figure III-20). Les temps de maintien courts provoquent des épaisseurs de pépite minces ; il y a moins de temps pour que de la chaleur soit conduite autour de l'outil. L'augmentation du temps de maintien jusqu'à 40 s donne une épaisseur de pépite plus grande avec amélioration de la résistance de la soudure à la rupture ensuite la tendance sera inversée. Lorsque le temps de maintien est élevé la température générée par frottement entre l'outil en rotation et la matière augmente en atteignant la température de fusion de PEHD. La (Figure III-21) représente des photographies de la surface de la pépite de soudure

des feuilles en PEHD après l'essai de traction-cisaillement ; les paramètres de soudage étaient :  $W = 720$  tr/mn,  $V_p = 3.3$  mm/s,  $T_m = 40$  s et  $P_p = 1.7$  mm.

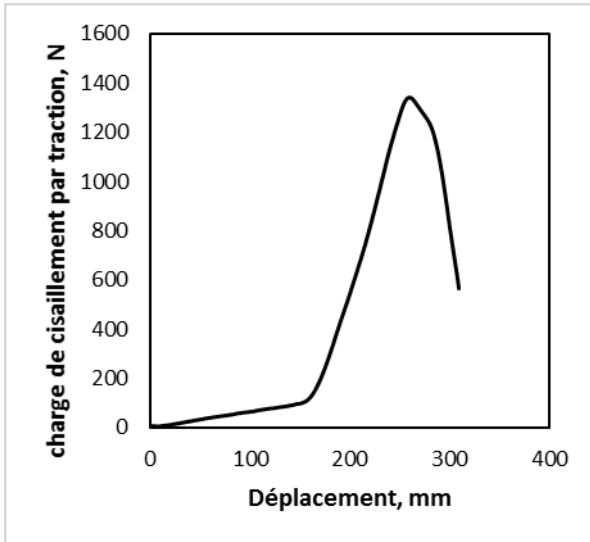


**Figure III-20** : Influence de la vitesse de rotation et du temps de maintien sur la force de cisaillement des soudures

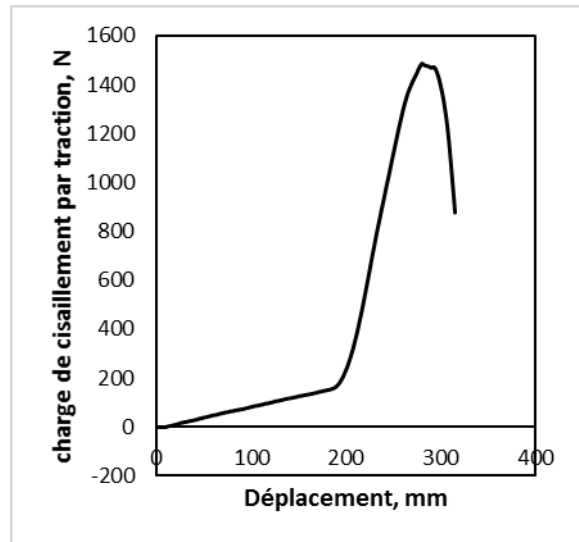
L'étude des différents paramètres pour le soudage FSSW sur la rupture statique en traction-cisaillement des plaques en PEHD permet de déterminer les paramètres optimaux. Les meilleurs paramètres de soudage d'outil doivent simultanément chauffer le matériau par friction et l'entraîner dans un mouvement tourbillonnant pour assurer l'homogénéisation. En outre, il doit développer la surface de la soudure et optimiser davantage la résistance statique des pépites de soudure. La vitesse de rotation et le temps de maintien doivent être correctement sélectionnés pour assurer le malaxage de la matière à l'état pâteux.



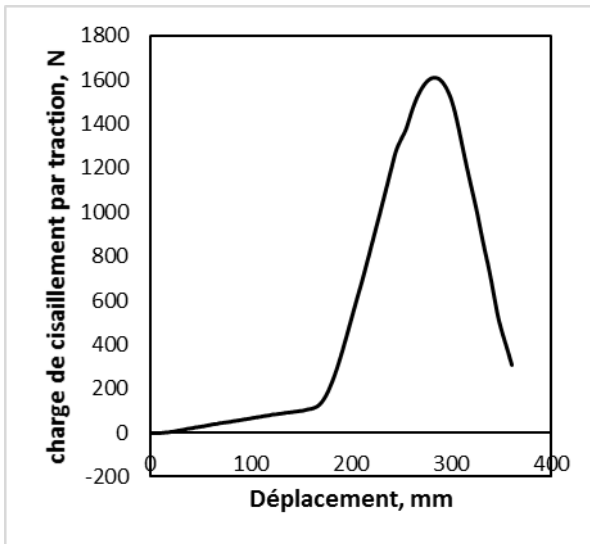
**Figure III-21** : photographie illustre la surface l de la pépite de la soudure après l'essai de traction des soudures par FSSW



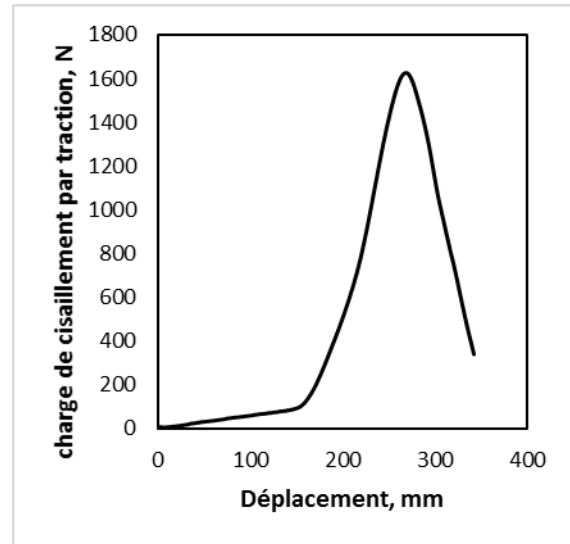
W=475tr/mn tm=20s



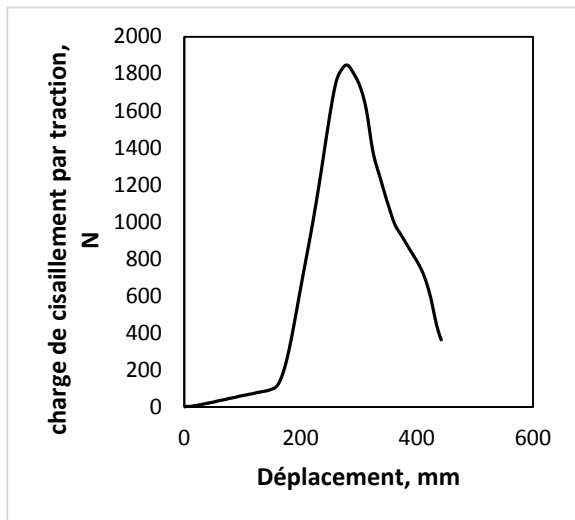
W=475tr/mn tm=30s



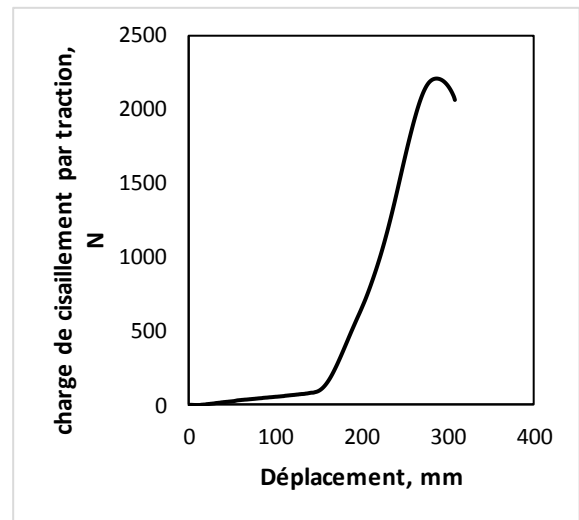
W=475tr/mn tm=40s



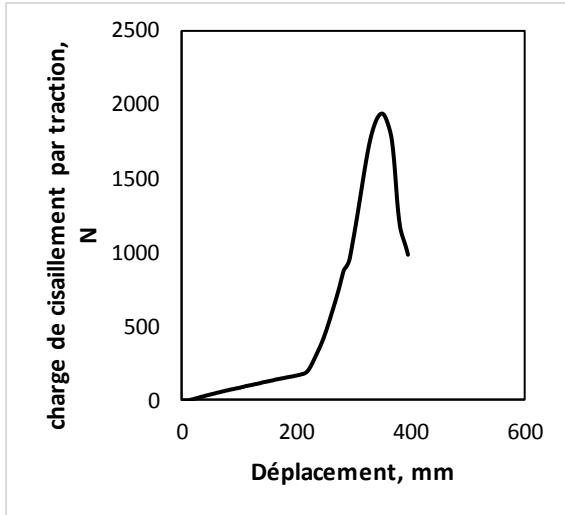
W=475tr/mn tm=50s



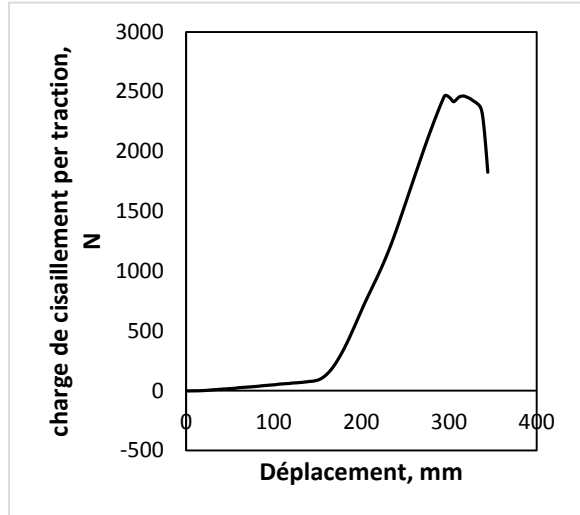
W=580tr/mn tm=20s



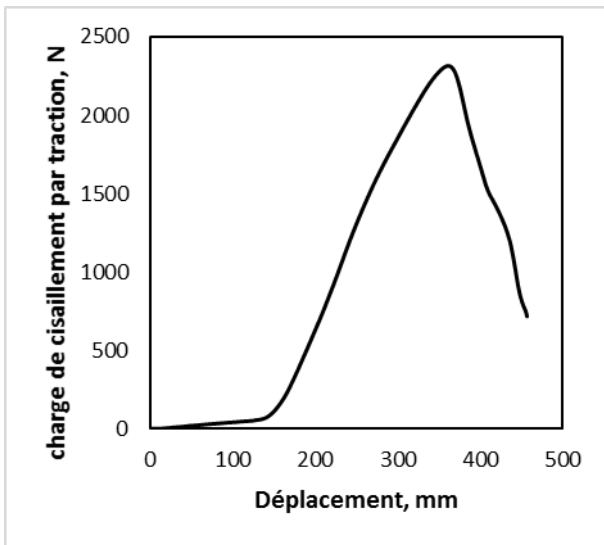
W=580tr/mn tm=30s



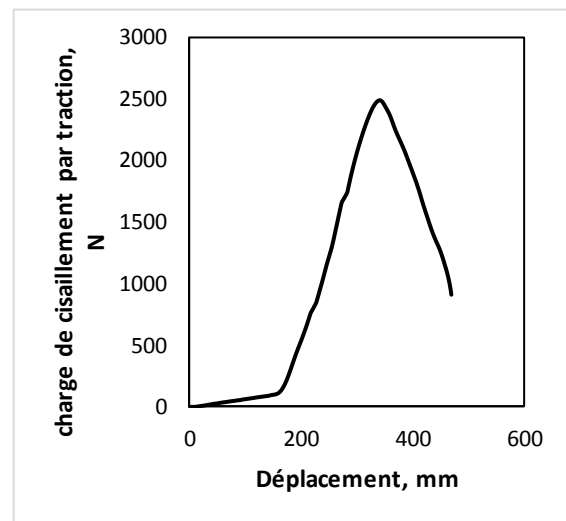
W=580tr/mn tm=40s



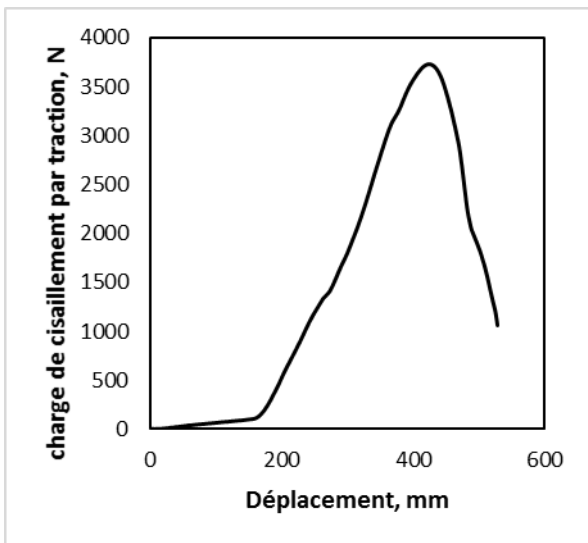
W=580tr/mn tm=50s



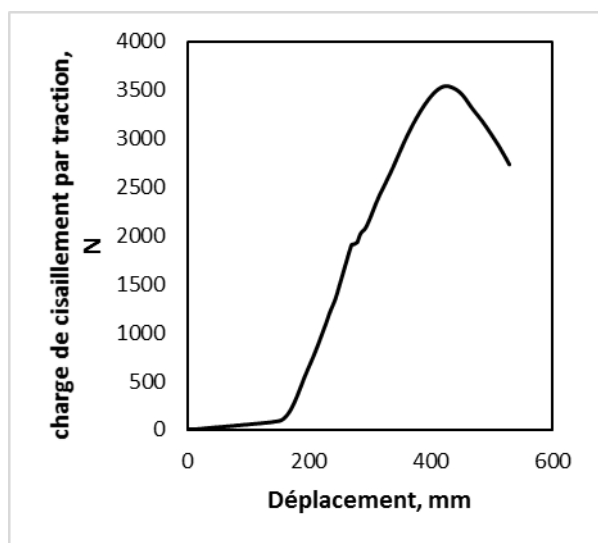
W=720tr/mn tm=20s



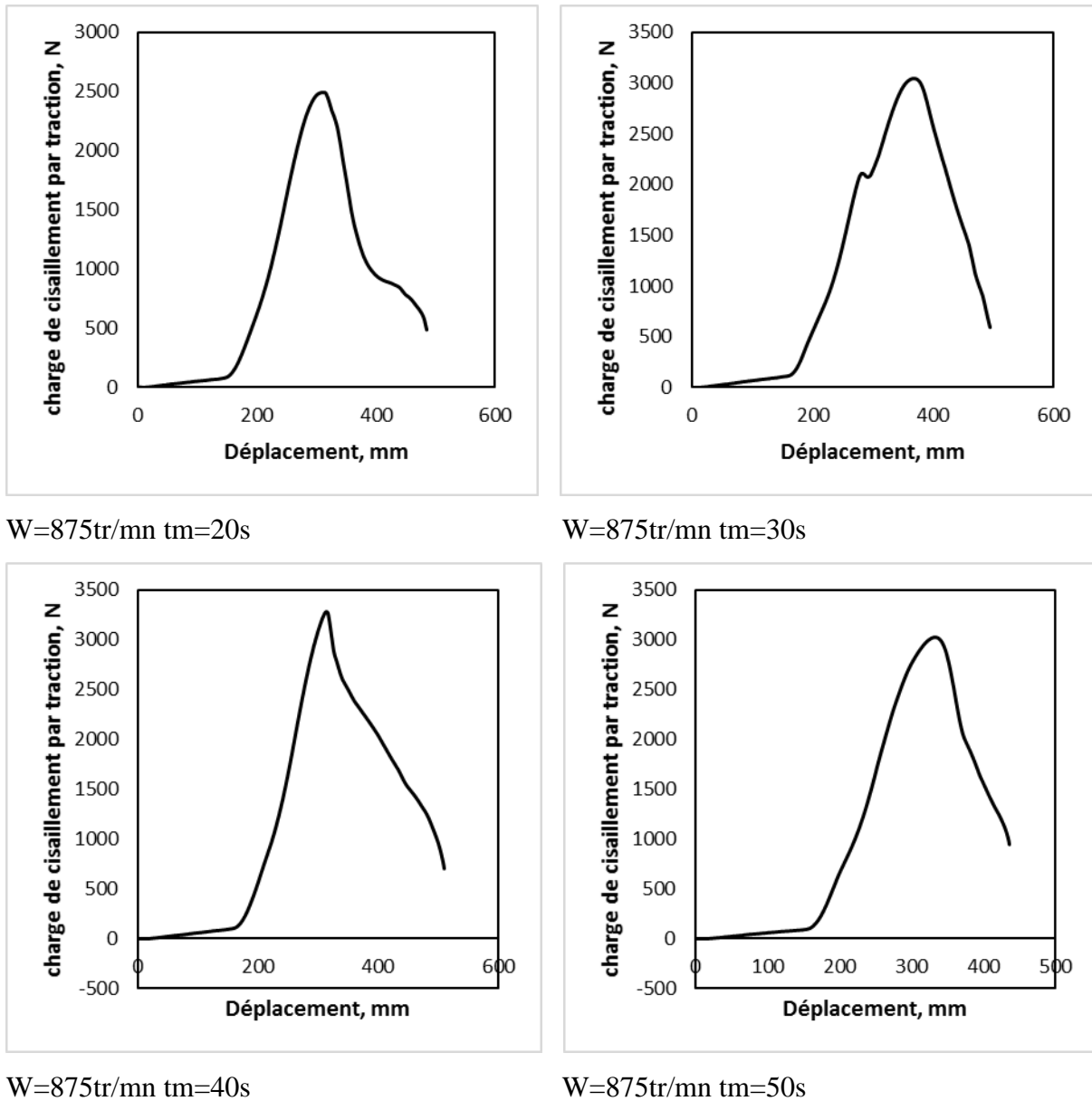
W=720tr/mn tm=30s



W=720tr/mn tm=40s

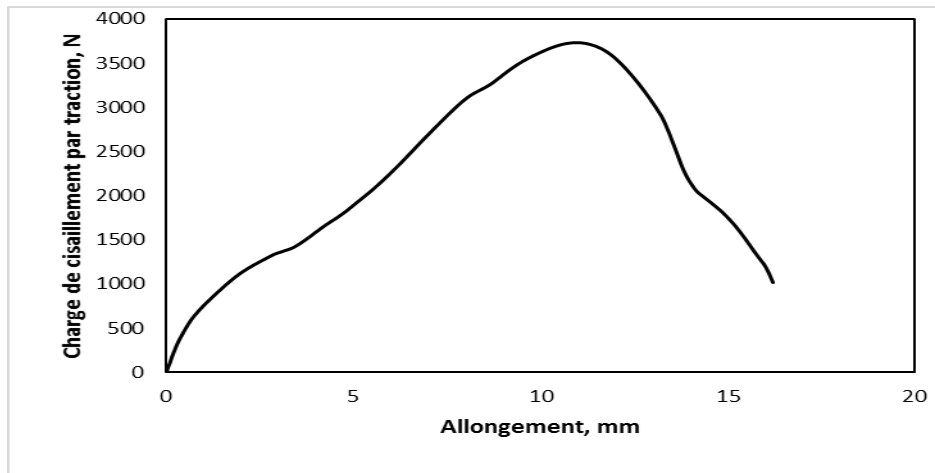


W=720tr/mn tm=50s



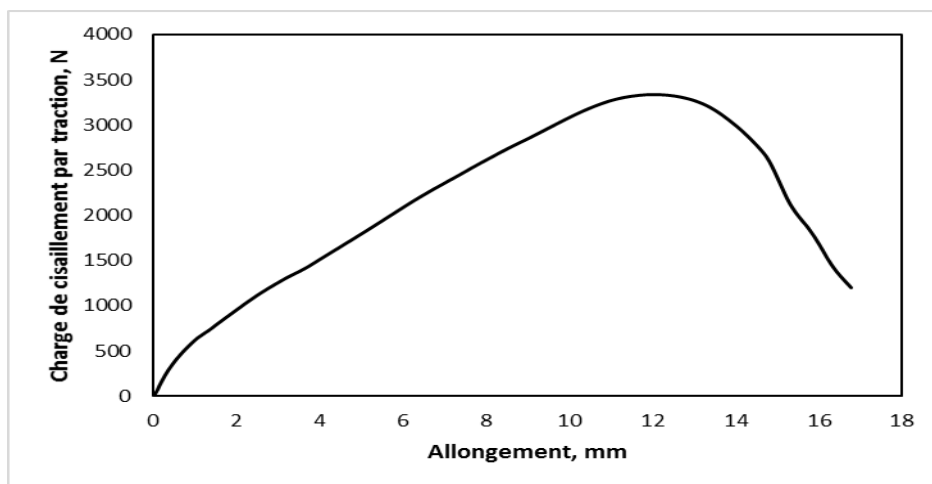
**Figure III-12:** Courbes typiques (force – Allongement) des soudures par FSSW des plaques en PEHD

Les courbes typique Force-déplacement d'essai de traction-cisaillement des plaques en PEHD soudées par la technique de soudage par points par friction malaxage FSSW en utilisant le nouvel outil de soudage avec les paramètres de soudage :  $W = 475-580-720$  et  $875$  tr / min,  $V_p = 3,3$  mm / s,  $T_m = 20-30-40$  et  $50$  s et  $P_p = 1,7$  mm. est donné à la (Figure III-22).



**Figure III-23 :** Courbes typiques (force – Allongement) d’essai de cisaillement en traction des soudures par FSSW des feuilles en PEHD

la courbe typique Force-déplacement d’essai de traction-cisaillement des feuilles en PEHD soudées par la technique de soudage par points par friction malaxage FSSW en utilisant le nouvel outil de soudage est donné à la (Figure III-23). Les travaux effectués dans cette partie ont montré qu’il existe une relation entre la vitesse de rotation de l’outil et le temps de maintien qui influence sur la résistance de la pépite de soudure. Le temps de maintien et la vitesse de rotation de l’outil ont un effet significatif sur la résistance de la pépite de soudure. La meilleure résistance est obtenue pour une vitesse de rotation de 720 tr/min et un temps de maintien de 40 s.



**Figure III-24 :** Illustre courbes typiques (force – Allongement) d’essai de cisaillement en traction des soudures par points par friction malaxage des feuilles en PEHD avec les meilleurs paramètres de soudage en utilisant les géométries d’outils conventionnelles avec pion :  $W = 710 \text{ tr / min}$ ,  $V_p = 3,3 \text{ mm / s}$ ,  $T_m = 45 \text{ s}$  et  $P_p = 5,7 \text{ mm}$

L'évolution de la vraie charge en fonction de la vraie déformation axiale nous a permis de mettre en évidence les particularités de la réponse du PEHD à un chargement monotone (Figure III-23 et III-24 ). En effet, chaque courbe présente trois zones :

- ❖ Une zone linéaire qui présente une réponse viscoélastique, qui correspond à l'étirage des chaînes macromoléculaires, le phénomène est réversible. Cette zone se termine généralement par un crochet qui indique la striction du matériau (courbe conventionnelle).
- ❖ Un point au sommet qui inverse la courbe ce qui signifie un changement dans les réponses des matériaux
- ❖ Une zone de durcissement. Pendant laquelle, on remarque une dilatation importante de la déformation volumique due à :
  - La formation des craquelures (inter-sphérolitiques).
  - La croissance et coalescence de craquelures.
  - La formation d'une structure micro-fibrillaire.

Les courbes typiques (force – Allongement) d'essai de cisaillement en traction des soudures par points par friction malaxage des plaques en PEHD avec les meilleurs paramètres de soudage en utilisant les géométries d'outils conventionnelles avec pion pour le soudage. Selon les meilleurs paramètres de soudage pour l'article de Bilici, MK et Yukler, AI [74] est donné à la (Figure III-24). Les résultats des tests de traction effectués sur des éprouvettes à partir de tôles soudées préparées par des outils avec un outil sans pion par rapport à l'outil conventionnelles avec pion sont montrés aux (Figure III-23 et III-24) respectivement. En utilisant un outil sans pion, la force appliquée est maintenue constante au cours de l'opération, le même comportement ne peut pas être trouvé par l'outil FSSW conventionnel avec pion. On peut également observer que les pépites soudées préparées avec un outil sans pion sont beaucoup plus élevées que les résistances à la traction observées lors de la soudure par l'outil à pion. On peut en conclure que les outils sans pion sont avantageux pour une meilleure qualité du point de soudure.

### III.2 Analyse numérique

Les approches expérimentale et numérique du soudage par points par friction malaxage FSSW ont permis de mieux comprendre les mécanismes mécaniques de ce procédé. Les essais expérimentaux ont révélé plusieurs aspects de cisaillements des plaques en PEHD soudées par la technique de soudage par points par friction malaxage FSSW et sur la surface réelle de la pipette de la soudure. Ces essais expérimentaux ont aussi servi à la validation du modèle numérique. Les mesures des charges de cisaillement en traction et analyses

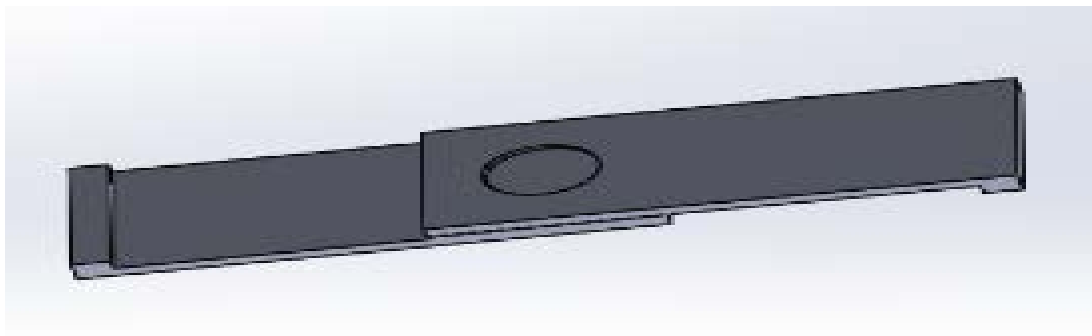
mécaniques présentées précédemment permettent de valider les données recueillies à partir des simulations numériques des mesures des charges de cisaillement en traction résiduelles pour le soudage. Tout d'abord, cette section est consacrée à la présentation des résultats des meilleures simulations réalisées. Ensuite, des comparaisons ont lieu avec les résultats expérimentaux.

La modélisation des charges et distorsions résiduelles après soudage par points par friction malaxage FSSW n'est pas un sujet très développé. Chao et Qi furent parmi les premiers auteurs à proposer une simulation thermo-mécanique découplée afin de simuler la formation de contraintes résiduelles pour le soudage du 6061 durci. Leur approche se décompose en deux étapes sur la base des éléments finis. Tout d'abord, un calcul "thermique" est effectué en considérant une source de chaleur équivalente calibrée à partir de mesures expérimentales pour reproduire l'histoire thermique vue par le joint. Ensuite, une analyse thermo-élasto-plastique est réalisée en intégrant les champs thermiques obtenus à l'étape précédente. Cette méthodologie donne habituellement des résultats très satisfaisants pour la modélisation des procédés de soudage conventionnels (TIG, MIG, laser, ...). D'après les résultats obtenus, il semble en être de même pour le soudage par friction malaxage [81].

### III.2.1 Informations sur le modèle

- **Propriétés matérielles**

Le chargement de traverse étant réglée dans cette étude à une force normale de 500N, le module d'élasticité de 1000Mpa et la masse volumique de 959 kg/m<sup>3</sup> (Figure III-25).



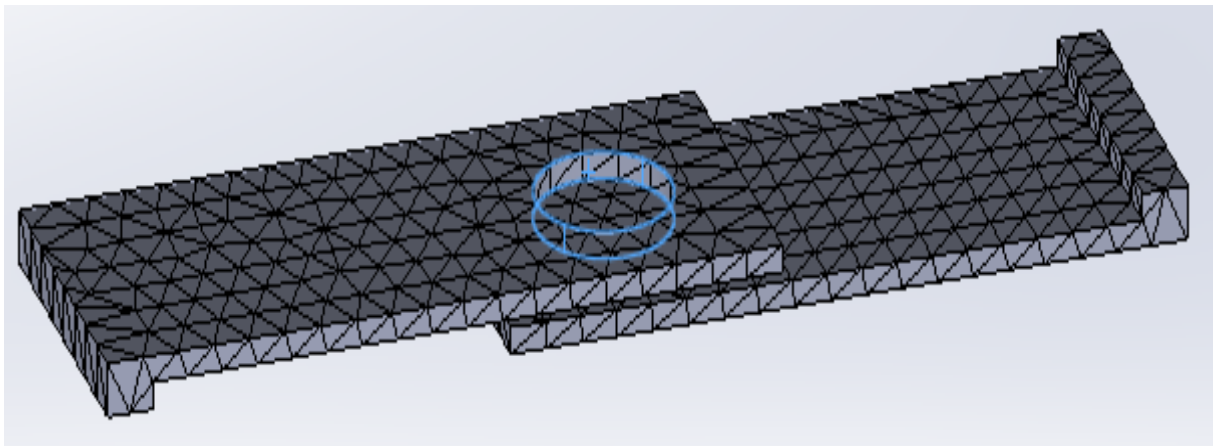
**Figure III-25** : Schématisation d'une étude sur le soudage FSSW



### III.2.2 Le maillage

En ce qui concerne le côté de maillage, plusieurs conditions sont implantées dans le programme, soit :

- **Type de maillage :** Maillage solide
- **Points jacobiens :** 3 Points
- **Taille de l'élément :** 4.13821 mm
- **Tolérance :** 4.13821 mm
- **Nombre total de nœuds :** 12675
- **Nombre Total des éléments :** 6593
- **Position d'éléments déformés (Jacobian) :** Au centre



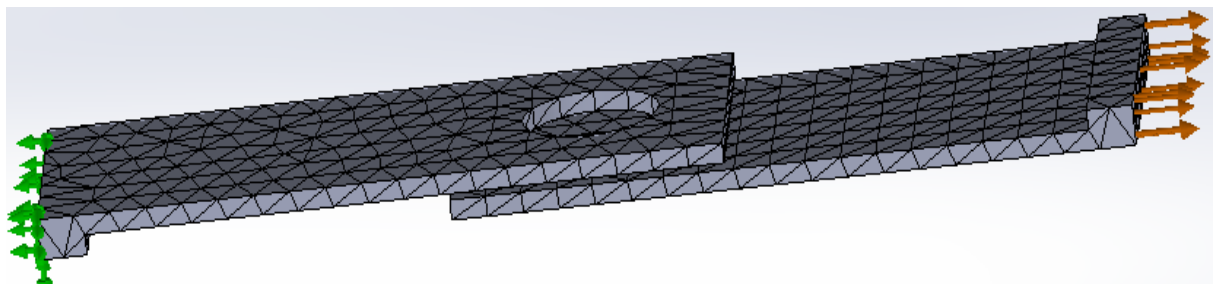
**Figure III-26 :** Schématisation d'une étude sur le soudage FSSW, maillage des plaques

### III.2.3 Conditions aux limites

Pour la simulation du soudage FSSW, nous avons présenté un certain nombre de conditions aux limites spécifiques sont implantées dans le programme, soit :

**Type de fixation :** Géométrie fixe-encastrement

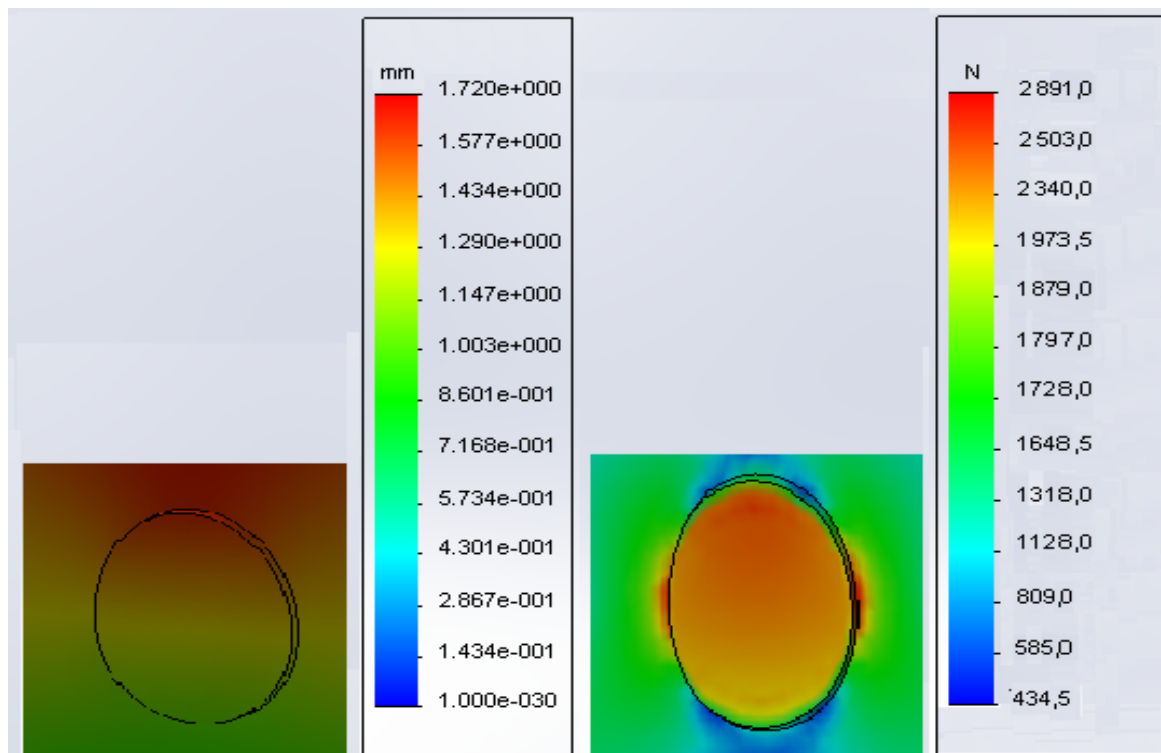
**Type de chargement :** Force normale 500N



**Figure III-27 :** Schématisation d'une étude sur le soudage FSSW, conditions aux limites

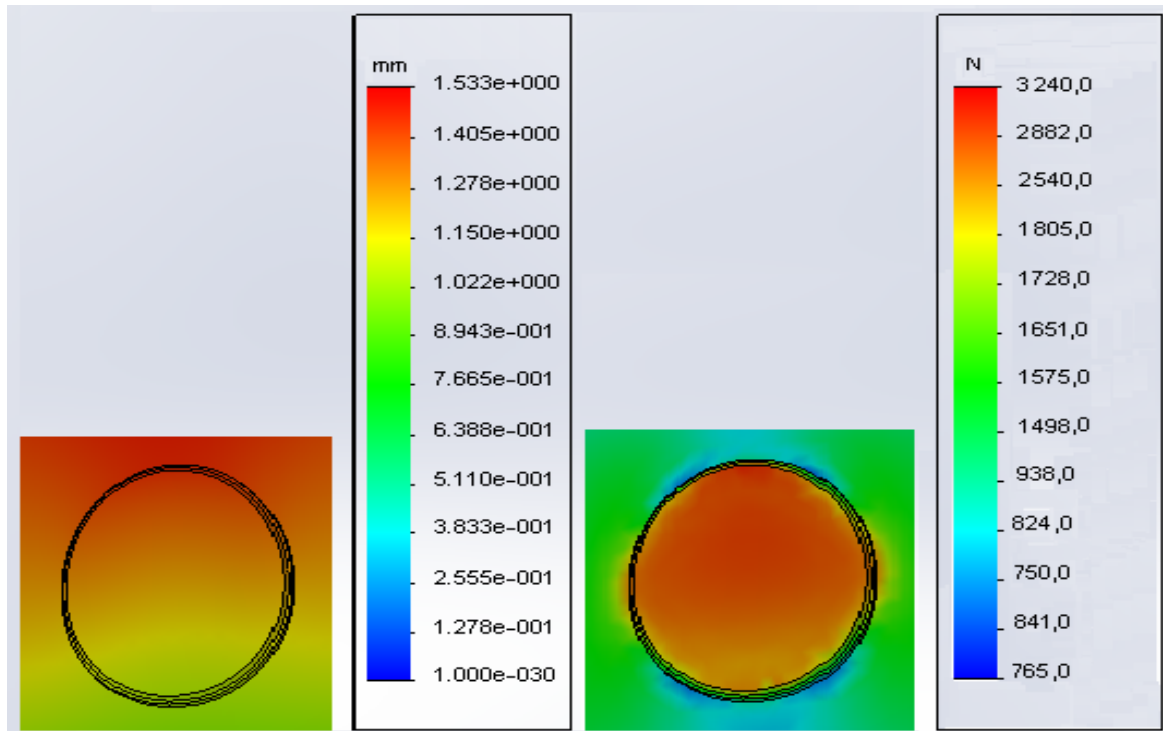
Nous avons mis en place la modélisation des charges sur la résistance de la soudure à la rupture A : vif, B : chanfreiné et C : arrondi.

Les résultats des simulations numériques des mesures des charges de cisaillement en traction pour le soudage FSSW a angle vif par rapport au résultat expérimental sont montrés aux (Figure III-28). On peut observer que les résultats des simulations numériques plus élevés que les résistances à la traction observées lors de la soudure expérimentale. La charge de cisaillement en traction pour le soudage FSSW a angle vif expérimental est de 2787 N par contre le résultat de simulation numérique est de 2891 N on peut en conclure que les résultats en général présente une faibles dispersion (1.04 %).



**Figure III-28 :** Cartographie de la phase de souder pour le soudage FSSW de tôles en PEHD, la forme du rebord d'épaulement de l'outil vif

Les résultats des simulations numériques des mesures des charges de cisaillement en traction pour le soudage FSSW a angle chanfreiné par rapport au résultat expérimental sont montrés aux (Figure III-29). On peut observer que les résultats des simulations numériques plus élevés que les résistances à la traction observées lors de la soudure expérimentale. La charge de cisaillement en traction pour le soudage FSSW a angle vif expérimental est de 2930N par contre le résultat de simulation numérique est de 3240 N on peut en conclure que les résultats en général présente une faibles dispersion (3.1 %).



**Figure III-29** : Cartographie de la phase de souder pour le soudage FSSW de tôles en PEHD, la forme du rebord d'épaulement de l'outil chanfreiné

Les résultats des simulations numériques des mesures des charges de cisaillement en traction pour le soudage FSSW a angle arrondi par rapport au résultat expérimental sont montrés aux (Figure III-30). On peut observer que les résultats des simulations numériques plus élevés que les résistances à la traction observées lors de la soudure expérimentale. La charge de cisaillement en traction pour le soudage FSSW a angle vif expérimental est de 3543N par contre le résultat de simulation numérique est de 3986 N on peut en conclure que les résultats en général présente une faibles dispersion (4.43 %).

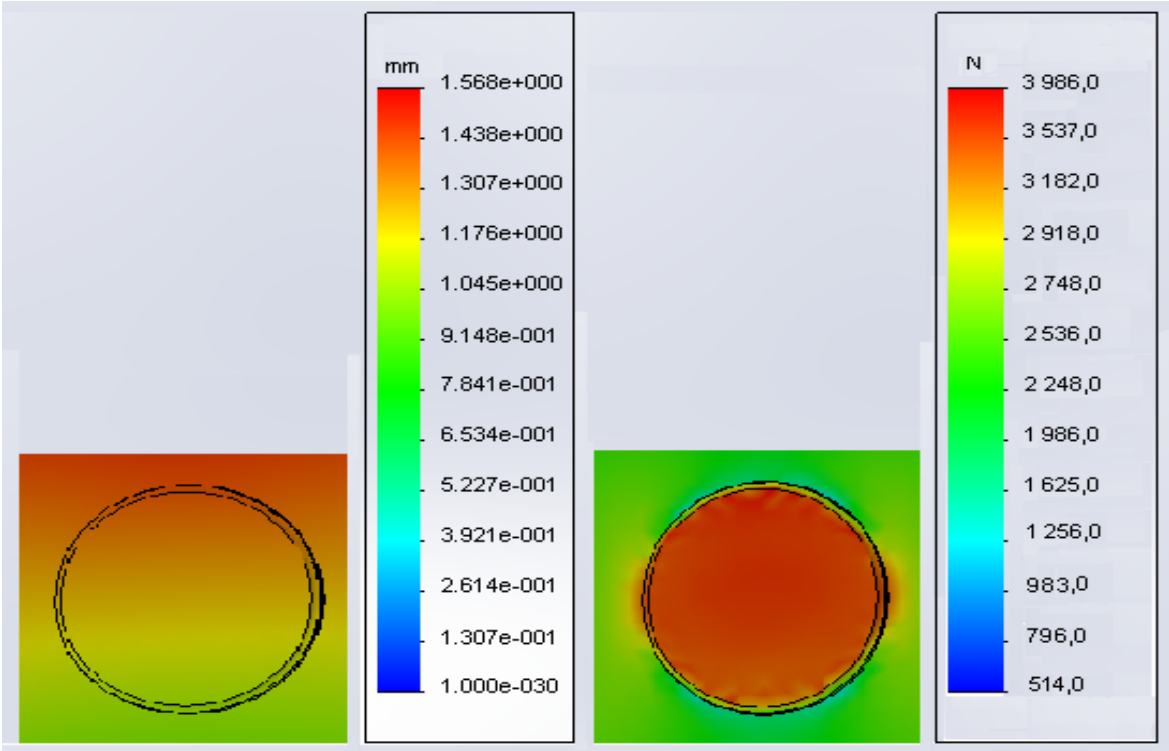


Figure III-30 : Cartographie de la phase de souder pour le soudage FSSW de tôles en PEHD la forme du rebord d'épaulement de l'outil arrondi

### III.3 Conclusion

Une nouvelle géométrie de l'outil pour la technique de soudage par point par friction malaxage (FSSW) des feuilles en PEHD a été développée et présentée dans cet article. Basé sur l'effet de la géométrie de l'outil et des différents paramètres de soudage FSSW sur la résistance statique à la rupture en traction-cisaillement, on a tiré les conclusions suivantes :

- L'angle de concavité de l'outil et la forme du rebord de l'outil affectent la résistance à la rupture de la soudure. L'angle de concavité de l'outil influe sur l'épaisseur de la pépite de la soudure et le rebord de l'outil est un concentrateur de contraintes.
- La meilleure force à la rupture (3543N) a été obtenue avec l'outil à angle de concavité 4° et à forme du rebord arrondi.
- Les meilleurs paramètres de soudage pour la nouvelle géométrie de l'outil FSSW sont :  $W = 720$  tr / min,  $V_p = 3,3$  mm / s,  $T_m = 40$  s et  $P_p = 1,7$  mm. Ils ont permis à la jonction de soudure par FSSW des feuilles en PEHD de résister jusqu'à une force de rupture maximale de 3790 N.

En plus, la nouvelle conception de l'outil de soudage FSSW permet la conservation de la matière polymère refoulée par rapport aux autres géométries d'outils ce qui rend le procédé plus porteur.

# *Conclusion générale*

L'objectif général de ce travail sur le soudage par point par friction malaxage FSSW appliqué sur les polymères était de déterminer la géométrie de l'outil et les paramètres opératoires du soudage. Que serviront par la suite comme référence. Ce travail a porté sur l'étude du comportement mécanique à la rupture via des essais de traction-cisaillement d'une nouvelle méthode d'assemblages des matériaux polymères utilisant la technique de soudage par friction malaxage par point (FSSW – Friction Stir spot Welding) pour géométrie de l'outil et différents paramètres opératoires.

Le polymère utilisé est de type polyéthylène à haute densité PEHD100 ont été livrées sous forme d'un tuyau pour la distribution d'eau potable, produit par la société CHIALI(Algérie). Est un thermoplastique semi-cristallin, comportant une phase amorphe et une phase cristalline et se présente sous forme d'un agrégat sphérolitiques. Ce matériau polymères doivent respecter un cahier de charges strict dans lequel apparaissent des exigences de sécurité et de fiabilité. Les sollicitations de chocs et de variations de pression sont souvent les causes de défaillance dans les tuyauteries en polymère.

Le premier chapitre a fait l'objet de généralités sur les différents aspects macroscopique et microscopique de la déformation des polymères semi-cristallins en général et du polyéthylène haut densité (PEHD) en particulier, leurs propriétés mécaniques, chimiques, et physiques, Les relations entre les propriétés physiques, mécaniques et chimiques et la microstructure ainsi que leur influence sur le processus de déformation volumique sont bien établies. La variation de volume résulte d'une compétition entre l'effet de compaction, l'effet de dilatation et les modes de rupture des polymères dont l'objectif de comprends la déformation de la phase amorphe et la déformation de la phase cristalline de polyéthylène haut densité (PEHD). Ceci nous permet de de comprends les mécanismes de déformation des polymères semi-cristallins.

Le deuxième chapitre est consacré aux différentes techniques du soudage par friction malaxage FSW dans sa version générale. Et puisque le FSSW est un nouveau dérivé de soudage par friction malaxage (FSW), et malgré sa jeunesse par rapport aux procédés du soudage traditionnel, et avec FSW lui-même. Le FSSW est considéré comme très promoteur pour des cas d'industrie. Pour cette partie des différents cas ont été études tel que les Structure générale des assemblages obtenus et les Phénomènes physiques observés dans le procédé de soudage pour la compréhension des phénomènes de l'inter actions soudage par points par

friction malaxage FSSW sur la qualité du point de soudure FSSW, ainsi que l'instrumentation utilisé.

Le troisième chapitre est consacré aux différentes techniques expérimentales utilisées au cours de la préparation des éprouvettes et la réalisation des essais traction-cisaillement. Ce travail a permis une qualification du domaine de soudabilité à partir des résultats obtenus de cette série des essais expérimentaux est d'étudier le procédé et de contribuer à la compréhension des interactions outil/matière pour déterminer l'influence des paramètres opératoires sur la fiabilité du soudage par point par friction malaxage avec le polyéthylène à haute densité.

L'étude nous a permis de montrer que la géométrie de l'outil et des paramètres opératoires joue un rôle très important. Il ressort de cette étude qu'un outil de soudage FSSW avec  $4^\circ$  d'angle de concavité de l'outil et une forme de rebord arrondie donne la meilleure qualité de soudage pour les polymères étudiés. En plus, la nouvelle conception de l'outil de soudage FSSW permet la conservation de la matière polymère refoulée par rapport aux géométries à pion existantes ce qui rend le procédé plus porteur.

## Référence :

- [1] : **Michel Dupeux**, (science des matériaux), Dunod, Paris 2005.
- [2] : **Marc Carrega et Coll.** (Matériaux industriels Matériaux polymères), Dunod, Paris 2004.
- [3] : **Commission Européenne** (Fabrication des polymères), MP/EIPPCB/POL\_BREF\_FINAL, Octobre 2006.
- [4] : **Marc Carrega**, les polymères de la molécule à l'objet, EDP, Grenoble 1999.
- [5] : **Arnaud Blaise**, Caractérisation microstructurale d'un PEHD semi- cristallin déformé, par tomographie X et diffusion de lumière polarisée, Thèse de Docteur de l'Université Henri Poincaré – Nancy I, France, 27 Mai 2011.
- [6] : **Abdoulaye Seyni**, Propriétés physico-chimiques et d'usage de matériaux composites à charge dégradable produits par co-broyage, Thèse de Docteur de L'institut National Polytechnique de Toulouse, France, 11 décembre 2008.
- [7] : **R. Dekiouk**, Etude et relation de l'influence de la vitesse de déformation sur la dimension fractale et sur la ténacité dans le cas d'un Polycarbonate, Thèse de Doctorat, Université de Metz, France, juillet 1997.
- [8] : **F. Detrez, R. Seguela et G. Coulon**, (Etude des mécanismes de déformation d'un polymère semi-cristallin), Université des Sciences et Technologies de Lille, 18<sup>ème</sup> Congrès Français de Mécanique, Grenoble, 27-31 août 2007.
- [9] : **LH Sperling**, Introduction to Physical Polymer Science, New York: Wiley, 1992.
- [10] : **C. Oudet**, Polymère : Structure et propriétés – Introduction, Masson, Paris, 1994.
- [11] : **L. Mandelkern**, Crystallization kinetics in high polymers, II: Polymer-Diluent mixtures, J. Appl. Phys., 26, 1955, 443-451.
- [12] **J. M. Haudin**, Relation mise en forme – morphologies cristallines dans les procédés, Cemef, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 1991.
- [13] : **P. Ferrandez**, Adaptation de l'essai de Bipoinçonnement à l'étude des polymères, Influence des conditions de cristallisation sur le comportement rhéologique et tribologique d'un Polyéthylène haute densité, Thèse de Doctorat, ENSMP, 1987.
- [14] : **Zhor Amalou**, Contribution à l'étude de la structure semi-cristalline des polymères à chaînes semi-rigides, Thèse de Docteur de l'Université Libre de Bruxelles, B-1050, Belgique, Septembre, 2006.
- [15] : **E. W. Fischer, R. Lorenz. Kolloid - Z.** Polymère 189, 1963, pp 97.



- [16]: **A. Keller**, Polymers Crystals. Volume 31, Institute of Physical Society, London, UK, 1968.
- [17]: **A. Dahoun**, Comportement plastique et textures de déformation des polymères semi-cristallins en traction uniaxiale et en cisaillement simple, Thèse, INPL, 1992.
- [18]: **Jean Pierre Mercier** et **Ernest Maréchal**, chimie des polymères, Presses polytechniques et Universitaires Romandes, 1996.
- [19]: **Serge Etienne** et **Laurent David**, Introduction à la physique des polymères, 2<sup>ème</sup> édition, Dunod, Paris, 2002, 2012.
- [20]: **R. Arieby**, (Caractérisation mécanique et modélisation thermodynamique du comportement anisotrope du Polyéthylène Haute Densité), Thèse de Doctorat, Université de Nancy, 14 Novembre 2007.
- [21]: **Fabrice detrez**, Nano-mécanismes de Déformation des Polymères Semi-Cristallins : – Etude In Situ par Microscopie a Force Atomique et Modélisation, Thèse de doctorat, Université des Sciences et Technologies de Lille, Décembre 2008
- [22]: **ferhoum rabah**, étude expérimental et modélisation numérique du comportement mécanique du PEHD a l'état vierge et apres vieillissement thermique, Thèse de doctorat, université mouloud mammeri de tizi ouzou Algérie, 2012.
- [23]: **Julien Cazenave**, Sur le compromis (rigidité/durabilité) du PEHD en relation avec la structure de chaîne, la microstructure et la topologie moléculaire issues de la cristallisation, Thèse de Doctorat, École doctorale matériaux de Lyon, 17 mai 2005.
- [24]: **Ludovic Douminge**, Etude du comportement du polyéthylène haute densité sous irradiation ultraviolette ou sollicitation mécanique par spectroscopie de fluorescence, Thèse de doctorat a l'université de la Rochelle, 2010.
- [25]: **Hong-Nga VU**, Etude des relations microstructure-propriétés de polymères semi-cristallins par la méthode "Essential Work of Fracture", Thèse de Doctorat, l'institut national des sciences appliquées de Lyon, décembre 2009.
- [26]: Connaissance de polyéthylène, Documentation technique de la société ELF ATCHEM, octobre 1995.
- [27]: **Reynald Dossogne**, Polyéthylène Haute Densité PE-HD, Techniques de l'Ingénieur, traité Analyse et Caractérisation, Doc. A 3 315.
- [28]: Le polyéthylène, [en ligne]. Disponible sur <http://fr.wikipedia.org/wiki/Polyéthylènehautedensité>.

- [29]: **G'SELL, hadin j.m.** Introduction à la mécanique des polymères. Chapitre loi de comportement mécanique des polymères solides. Ed. INPL-MECAMAT-GFP-APPLOR-FIRTECH.1995.
- [30]: **LEMAITRE J.CHABOCHE J.L.** mécanique des matériaux solides.dunod.paris.1985.
- [31]: **M. James et M. Mahoney.** Proc .1st International on Friction Stir Welding , Thousand Oaks, California, USA, June 1999.
- [32]: **B. Skrotzki et J. Mucken.** Proceedings from Materials Solutions Conference, Indianapolis, IN, ASM International, November 2001.
- [33]**Thomas, W.M., Nicholas, E.D., Needham, J.C., Murch, M.G., Temple-Smith, P. and Dawes, C.J.:** Friction stir butt welding, International Patent Application Patent No. PCT/GB92/02203, **1991.**
- [34]**Jaiganesh, V., Maruthu, B. and Gopinath, E.:** Optimization of process parameters on friction stir welding of high density polypropylene plate, Procedia Engineering doi: 10.1016/j.proeng.12.350, **2014.**
- [35]**Bozzi ,S., Etter, AL., Baudin, T., Robineau, A. and Goussain, J.C.:** Mechanical Behaviour and Microstructure of Aluminum-Steel Sheets Joined by FSSW, Texture, Stress and Microstructure, vol. 2008, **2008.**
- [36]**Strand, S.R.** :Effects of friction stir welding on polymer microstructure, Utah. Brigham Young University, **2004.**
- [37]**Skrotzki, B. and Mucken, J.:** Proceedings from Materials Solutions Conference, ASM International, **November 2001.**
- [38]**Hancock, R. :** Friction welding of aluminum cuts energy costs by 99%. Welding journal, vol. 83, no. 2, pp. 40-43, **2004.**
- [39]**Awang, M., Mucino, V., Feng, Z. and David, S.:** Thermo-Mechanical Modeling of Friction Stir Spot Welding (FSSW), SAE Technical Paper 2006-01-1392, **2006.**
- [40]**Mendes, N. , Neto, P. , Simão, M.A. , Loureiro, A. and Pires, J.N.:** A novel friction stir welding robotic platform: welding polymeric materials, Int J Adv Manuf Technol, **2014.**
- [41]**Goodarzi, M., Marashi, S.P.H. and Pouranvari, M.:** Dependence of overload performance on weld attributes for resistance spot welded galvanized low carbon steel, J Mater Proc Technol, vol. 209, p. 4379–4384, **2009.**

[42]**Rainforth, W.M., Mahfouf, M. and Dalton, V.M.:** Microstructural and mechanical process engineering, The University of Sheffield, p. 13, **2006**.

[43]**Mitlin, D., Radmilovic, V., Plan, T.,Chen, J.,Feng, Z. and Santella, M.L.:** Structure-properties relations in spot friction Welded (also known as friction Stir Spot Welded), Journal of Materials Science and Engineering vol. A441 (2006) 79-96, **2006**.

[44] : **W. J. Arbegast,** Chapter 13: Application of Friction Stir Welding and Related Technologies, Friction Stir Welding and Processing, Edite par R.S. Mishra et M.W.Mahoney, ISBN-13 978-0-87170-840- 3, ASM International, 2007.

[45]: **N. JEMAL,** Thèse Doctorat, Qualification du domaine de soudabilité en soudage par friction malaxage 1 Arts et Métiers Paris Tech - Centre de Bordeaux Institut de Mécanique et Ingénierie3, décembre 2011.

[46]: **Hua-Bin Chen, Keng Yan, Tao Lin, Shan-Ben Chen, Cheng-Yu Jiang , Yong Zhao,** The investigation of typical welding defects for 5456 aluminum alloy friction stir welds. Materials Science and Engineering A 433 (2006), pp.64-69.

[47]: **LH Sperling.** Introduction to Physical Polymer Science . New York: Wiley, 1992.

[48]: **K. Colligan,** Material Flow Behavior during Friction Stir Welding of Aluminium, Welding Journal, volume 78 (71), 229-237, 1999.

[49] : **S. Bozzi, A. L. Etter, T. Baudin, A. Robineau, and J. C. Goussain,** Mechanical Behaviour and Microstructure of Aluminum-Steel Sheets Joined by FSSW, Hindawi Publishing Corporation, Volume 2008, Article ID 360617, doi:10.1155/2008/360617.

[50]: **D. Mitlin, V. Radmilovic, T. Pan, J. Chen, Z. Feng, M.L. Santella.** Structure–properties relations in spot friction welded 6111 aluminum. Materials Science and Engineering A 441 (2006) 79–96.

[51] **Colligan, K.:** Material Flow Behavior during Friction Stir Welding of Aluminium. Welding Journal, vol. 78 (71), pp. 229-237, **1999**.

[52] **Bilici, M.K. and Yukler, A.I.:** Influence of tool geometry and process parameters on macrostructure and static strength in friction stir spot welded polyethylene sheets, Materials and Design, vol. 33 , p. 145–152, **2012** .

[53]: **R.S. Mishra et M.W. Mahoney, C. B. Fuller,** Chapter 2 Friction Stir Welding and Processing - Friction Stir Tooling: Tool Materials and Designs, Friction Stir Welding and Processing, ISBN-13 978-0-87170-840-3, ASM International, 2007.

- [54]: **R.S. Mishra, Z.Y. Ma**, Friction stir welding and processing. *Materials Science and Engineering* , 50, 1-78, 2005.
- [55] : **R. Nandan, T. DebRoy, H.K.D.H. Bhadeshia**, Recent advances in friction-stir welding – Process, weldment structure and properties, *Progress in Materials Science* 53: 980–1023, 2008.
- [56] **F. Marie, B. Guerin, D. Deloison, D. Aliaga, C. Desrayaud**, 2008, Investigation on Bobbin Tool Friction Stir Welding of 2000 serie aluminium thin sheets, 7th FSW Symposium, Japan, 2008.
- [57] : **B. Yuh, J. Chao et X. Qi**.*Proc.* 1st International on Friction Stir Welding, Thousand Oaks, California, USA, June 1999.
- [58] : **P. Colegrove, M. Painter, D. Graham et al**.*Proc.* International on Friction Stir Welding, Gothenburg, Sweden, 2000.
- [59] : **W. J. Arbegast**, Chapter 13 Application of Friction Stir Welding and Related Technologies, *Friction Stir Welding and Processing*, Edité par R.S. Mishra et M.W.Mahoney, ISBN-13 978-0-87170-840-3, ASM International, 2007.
- [60]: **M.W. mahoney, C.G. Rhodes, J.G. flintoff, R.A. spurling, and W.H. bingel**. Properties of Friction-Stir-Welded 7075 T651 Aluminum. *Metallurgical and materials transactions A*. 29.1998.1955-1964.
- [61]: **Lohwasser. D, Chen. Z**, Friction stir welding – From basics to applications, Boca Raton, CRC Press, 2010, p.1-424.
- [62]: **J.A. Schneider, A.C. Nunes**. Thermo-Mechanical Processing in Friction Stir Welds. *Minerals, Metals & Materials Soc*, pp. 43-51.
- [63] : **Abdelaziz Timesli**, Simulation du soudage par friction et malaxage à l'aide de méthodes sans maillage, Thèse Docteur de l'Université de Lorraine soutenue publiquement le 27/04/2013, à Casablanca.
- [64]: **M. J. Russel et H. R. Shercliff**. 1st International Symposium on Friction Stir Welding, 1999.
- [65] **Y.S. Sato, H. Kokawa, K. Ikeda, et al**. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2001, vol.32A, p941.
- [66]: **W. J. Arbegast**, Chapter 13: Application of Friction Stir Welding and Related Technologies, *Friction Stir Welding and Processing*, Edité par R.S. Mishra et M.W.Mahoney, ISBN-13 978-0-87170-840-3, ASM International. 2007.

- [67] [https://www.google.com/search?q=la+soci%C3%A9t%C3%A9+CHIALI+de+Sidi+bel-abbes+\(Alg%C3%A9rie\)+selon+les+normes+alg%C3%A9riennes+NA+77002.&tbm=isch&source=univ&client=firefox-b-d&sa=X&ved=2ahUKEwj-](https://www.google.com/search?q=la+soci%C3%A9t%C3%A9+CHIALI+de+Sidi+bel-abbes+(Alg%C3%A9rie)+selon+les+normes+alg%C3%A9riennes+NA+77002.&tbm=isch&source=univ&client=firefox-b-d&sa=X&ved=2ahUKEwj- Group CHIALI de Sidi bel-abbes (Algérie).) Group CHIALI de Sidi bel-abbes (Algérie).
- [68] **Bilici MK, Yukler AI and Kurtulmus M.**: Influence of Tool Pin Geometry in Friction Stir Spot Welded Polymer Sheets, Journal of Scientific and Engineering Research, vol. 3(4), pp. 15-22, **2016**.
- [69] **Bilici, M.K. and Yukler, A.**: Effects of welding parameters on friction stir spot welding of high density polyethylene sheets, Materials and Design, vol. 33, p. 545–550, **2012**.
- [70] **Bilici, M.K., Yukler, A.I. and Kurtulmus, M.**: The optimization of welding parameters for friction stir spot welding of high density polyethylene sheets, Materials and Design, vol. 32(7), pp. 4074-4079, **2011**.
- [71] **Kurtulmus, M.**: Friction stir spot welding parameters for polypropylene sheets. Scientific Research and Essays, vol. 7(8), pp. 947-956, **2012**.
- [72] **Dashatan, SH., Azdast, T., Ahmadi, S.R. and Bagheri, A.**: Friction stir spot welding of dissimilar polymethyl methacrylate and acrylonitrile butadiene styrene sheets, Materials and Design , vol. 45 , p. 135–141, **2013**.
- [73] **Sachin, J., Sudhir, K. and Sanjeev, K.**: Effect of Process Parameters & Tool Geometries on Properties of Friction Stir Spot Welds, Universal Journal of Engineering Science, vol. 3(1), pp. 6-11, **2015**.
- [74] **Bilici, M.K. and Yukler, A.I.**: Influence of tool geometry and process parameters on macrostructure and static strength in friction stir spot welded polyethylene sheets, Materials and Design, vol. 33 , p. 145–152, **2012** .
- [75] **Yang, Q., Mironov, S., Sato, Y.S. and Okamoto, K.**: Material flow during friction stir spot welding, Materials Science and Engineering A, vol. 527, pp. 4389-4398, **2010**.
- [76] **Ayad, M., Takhakh., Samer, J., AL-Jodi., Mohamed, A. and Al-khateeb.**: Effect of Tool Shoulder diameter on the Mechanical properties of 1200 Aluminium Friction Stir Spot Welding, Journal of Engineering, vol. 17, no. 6, pp. 1517-1523, **2011**.
- [77] **Lambiase, F., Paoletti, A. and Ilio, A.D.**: Effect of tool geometry on mechanical behavior

of Friction Stir Spot Welds of Polycarbonate Sheets, *Int J Adv Manuf Technol*, vol. 88, no. 9-12, p. 3005–3016, **2017**.

[78] **Bozkurt, Y.:** Friction Stir Spot Welding of Dissimilar Aluminium Alloys, *Sciences et Ingénierie Mécanique*, Tome 69, No 6, **2016**.

[79] **Sharma, A. And Vijendra, B.:** Induction heated tool assisted friction-stir welding (i-FSW): A novel hybrid process for joining of thermoplastics, *Journal of Manufacturing Processes* 20 (2015) 234–244, **2015**.

[80] **Lambiase, F., Paoletti, A. and Ilio, A.D.:** Analysis of forces and temperatures in friction spot stir welding of thermoplastic polymers, *Int J Adv Manuf Technol* (2016) 83:1395–1407, **2016**.

[81] **Feulvarch, E.:** Modélisation numérique du soudage par friction-malaxage (Friction Stir Welding), Thèse de Docteur de Université Jean Monnet de Saint-Étienne, 9 Décembre **2005**.

## Résumé

Des soudures par points par friction malaxage FSSW des feuilles en polymère PEHD ont été réalisées à l'aide d'un nouvel outil sans pion.

Ce travail sert à augmenter la surface de l'épaisseur de la soudure et en dépit maximiser la résistance statique de la soudure par point par friction malaxage des polymères thermoplastiques. L'effet de la géométrie de l'outil sur la résistance statique des soudures a été étudié via : une forme en dessous plat d'outil, avec angles de concavité allant de 0°-16°, forme de rebord de l'outil à angle vif, forme de rebord chanfreinée et enfin arrondie.

Des essais expérimentaux de traction-cisaillement à vitesse de 5mm/s ont montré que la géométrie de l'outil joue un rôle très important. Il ressort de cette étude qu'un outil de soudage FSSW avec 4° d'angle de concavité de l'outil et une forme de rebord arrondie donne la meilleure qualité de soudage pour les polymères étudiés.

### MOTS-CLES:

Polymère PEHD ; soudage par point par friction malaxage FSSW ; assemblage ; la géométrie de l'outil ; paramètres de soudage.

## Abstract

This research paper aims at studying the friction stir spot welding (FSSW) some of thermoplastic polymer materials (HDPE) using a specific geometry tool without a pin.

This later has been carried out to highlight the effect of the tool's geometry and the operational parameters of the welding on the surface in virtue on static resistance of the friction stir spot welding of thermoplastic polymers. The effect of the tool geometry on the welds static resistance was studied via several tool shape, a flat shape below the tool, a shape with concavity angles ranging from 0° to 16°, a flange shape of the sharp-edged tool, a chamfered flange shape and a rounded shape.

Experimental tests of lap-shear at speed of 5m/s have showed that the tool geometry plays a very important part. This study shows that a FSSW welding tool with 4° concavity angle tool and a rounded flange shape gives the best welding quality for the polymers studied.

### KEYWORDS:

Polymère PEHD; friction-stir spot welding FSSW; assemblage; tools geometries; welding parameters.

## ملخص

التلحييمات الموضعية (النقطية) بواسطة الاحتكاك FSSW لصفائح البوليمر PEHD تم تصنيعها باستخدام أداة جديدة دون رؤس.

انجز هذا العمل لزيادة المساحة السطحية للحام وبالتالي تعظيم المقاومة الثابتة للحام النقطي بواسطة الاحتكاك FSSW لصفائح البوليمر. دراسة تأثير هندسة الأداة على المقاومة الثابتة للحامات من خلال: شكل أداة مسطحة القاع، مع زوايا التقعر تتراوح ما بين 0°-16° درجة، شكل حافة الأداة بزواوية حادة، شكل حافة مشطوف وفي النهاية حافة منحنية. أظهرت اختبارات القص بالشد التجريبية بسرعات 5 مم / ثا أن الشكل الهندسي للأداة يلعب دورًا مهمًا للغاية. توضح هذه الدراسة أن أداة لحام FSSW بزواوية التقعر 4 درجات وشكل حافة الأداة منحنية يمنحك أفضل جودة لحام للبوليمر التي تمت دراستها.

### الكلمات الرئيسية:

بوليمر PEHD . التلحييمات الموضعية (النقطية) بواسطة الاحتكاك FSSW. التجميع . هندسة الأداة. معلمات اللحام.