

الجمهورية الجزائرية الديمقراطية الشعبية
République Algérienne Démocratique et Populaire
وزارة التعليم العالي والبحث العلمي
Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique

Université MUSTAPHA Stambouli

Mascara



جامعة مصطفى إسماعيل
معسكر

Faculté des sciences et technologies
Département de Génie Mécanique

THÈSE

Présentée par :

Abdellah KAOU

Pour l'obtention du Diplôme de :

DOCTORAT EN SCIENCES

Spécialité : Génie Mécanique

Option : Mécanique des Matériaux et structures

THÈME

**Contribution à la Simulation Numérique de l'Etude Paramétrique du
Procédé de Soudage par Friction Malaxage (FSW) : Application aux
Matériaux Polymères**

Devant le jury :

Président :	Pr. AMINALLAH LAID
Encadreur :	Pr. MEDDAH HADJ MILOUD
Co encadreur :	Pr. OULD CHEKH EL BAHRI
Examineur :	Pr. MOULGADA ABDELMADJID
Examineur :	Pr. BOUCHOUICHA BENATOU
Examineur :	Pr. MAHMOUDI NOUREDDINE

Université M.S de Mascara
Université M.S de Mascara
Université M.S de Mascara
Université de Tiaret
Université de Sidi bel Abbes
Université de Sida

Année Universitaire : 2024/2025

Remerciements

Je remercie tout d'abord dieu le tout puissant pour la patience, le courage et la volonté qu'il m'a donné pour commencer, réaliser, et arriver à bout de ce travail .Ce travail est arrivé à son terme grâce à l'aide généreuse que j'ai reçu de la part de nombreuses personnes que je tiens à leurs témoigner toute ma gratitude.

Je remercie chaleureusement mon directeur de thèse Pr. Hadj.M. Meddah pour son soutien, ses conseils, sa motivation et sa bonne humeur qui m'ont encouragé tout au long de cette période .Merci également de m'avoir permis de travailler sur cette thèse.

Je remercie Pr. El Bahri Ould Chikh, qui a supervisé ma thèse en orientation théorique. Merci de m'avoir donné l'opportunité de travailler sur ce sujet de thèse .Durant votre mentorat, J'ai beaucoup appris de vous, que ce soit d'un point de vue technique, dans l'article scientifique, ou sur la manière de mener à bien un projet de recherche. Je tiens également à vous remercier pour votre gentillesse et votre soutien.

Ces remerciements ne seraient pas complets si je ne citerais membres du jury pour le temps et l'énergie qu'ils ont consacrés à évaluer mon travail.

. Je vous remercie pour l'intérêt que vous avez porté à mon travail, et pour avoir accepté d'examiner, rapporter mon manuscrit. Merci.

Je tiens à remercier toutes les personnes qui ont contribué de manière directe ou indirecte, de loin ou de près, à l'aboutissement de ce travail.

Je tiens également à remercier :

- Les membres du groupe Chiali ainsi que le personnel et les ingénieurs du laboratoire du groupe précité, que j'ai pu rencontrer et effectuer des travaux d'essais sous leur supervision.

Enfin, j'adresse mes derniers remerciements à mes amis, ma famille, pour leur soutien. En particulier, je souhaiterais remercier :

- Mes parents pour leur soutien, en particulier mon défunt père, que Dieu lui fasse miséricorde. Je te remercie également pour l'éducation que tu m'as donnée, nous ne t'oublierons jamais papa, merci pour toujours

- Ma conjointe, Merci pour vos encouragements et votre soutien continus pour moi.

Dédicace

Je dédie cette thèse de doctorat à :

A la mémoire de mon père.

A ma mère.

A mon Epouse et mes Enfants Lina, Younes, Iyad, Saned.

A mes amis Bouha Djilali, Moulay ali Boudjlal.

ABSTRACT

Friction Stir Welding (FSW) is a solid-state joining process that has proven effective for polymeric materials, offering high-quality welds while minimizing thermal degradation. Among its variations, Bobbin Tool Friction Stir Welding (BT-FSW) presents advantages such as symmetrical heat distribution and reduced tool forces, making it particularly suitable for polymers.

This study focuses on the numerical simulation of the parametric analysis of BT-FSW applied to high-density polymeric materials. Using finite element and computational fluid dynamics approaches, the research captures the complex thermo-mechanical interactions involved in the process.

The developed model is validated through experimental comparisons to ensure accuracy in predicting temperature distribution, material flow, and weld integrity. The findings contribute to a better understanding of BT-FSW mechanisms in polymers, aiding in process optimization and expanding its industrial applications.

Keywords : Friction stir welding (FSW) ; Polymer HDPE ; Welding Tools ; Microhardness ; Tool geometries ; Bobbin tool FSW, Tensile test.

لحام التحريك الاحتكاكي (FSW) هو عملية لحام في الحالة الصلبة أثبتت فعاليتها للمواد البوليميرية، حيث توفر لحامات عالية الجودة مع تقليل التدهور الحراري. ومن بين تنوعاتها، تقدم لحام التحريك الاحتكاكي بأداة البكرة (BT-FSW) مزايا مثل توزيع الحرارة المتماثل وقوى الأدوات المخفضة، مما يجعلها مناسبة بشكل خاص للبوليميرات.

تركز هذه الدراسة على المحاكاة العددية للتحليل الباراميتري لحام التحريك الاحتكاكي بأداة البكرة المطبق على المواد البوليميرية عالية الكثافة. باستخدام نهج العناصر المحدودة وديناميكيات السوائل الحسابية، يلتقط البحث التفاعلات الحرارية الميكانيكية المعقدة المشاركة في العملية.

تم التحقق من صحة النموذج المطور من خلال المقارنات التجريبية لضمان الدقة في التنبؤ بتوزيع درجة الحرارة وتدفق المواد وسلامة اللحام. تساهم النتائج في فهم أفضل لآليات لحام التحريك الاحتكاكي بأداة البكرة في البوليميرات، مما يساعد في تحسين العملية وتوسيع تطبيقاتها الصناعية.

الكلمات المفتاحية : لحام الضجة الاحتكاكية، (FSW) HDPE polymère , أداة اللحام , الصلابة , هندسة أداة البكرة , الشد.

Table des Matières

Remerciements

Dédicace

Table des Matières.....	
Listes des Figures	
Liste des tableaux	
Listes des symboles et des abréviations	
Introduction Générale.....	Erreur ! Signet non défini.

Chapitre I Étude Bibliographie des Polymères

I.1. Introduction	4
I.2. Généralités sur les polymères	4
I.1.1. Classification des polymères.....	5
I.1.1.a .Classification suivant l'origine	5
I.1.2.b. Classification en fonction de l'architecture	6
I.1.3.c. Classification suivant les propriétés.....	6
I.1.1. d. Différents types de polymérisation	6
I.1.1. d.1 Polymérisation en chaine :	7
I.1.1.d.2 Polymérisation par addition :	7
I.1.1.d.3 Polymérisation par condensation :	8
I.2. Les polymères semi-cristallins.....	9
I.3. Microstructure et morphologie des polymères semi-cristallins.....	10
I.4. Micromécanismes de déformation et d'endommagement des polymères semi-cristallins.....	15
I.4. a- la phase cristalline.....	15
I.4. b- La phase amorphe	17
I.4. C- Les sphérolites.....	18
I.5. Micro-mécanismes d'endommagement.....	19
I.6. Réponse mécanique en grandes déformations	21
I.7. Comportement plastique macroscopique	26
I.7.1 Essais de traction.....	26
I.7.2 Essais de fluage :	28

I.8. Les propriétés thermiques du PEHD..... 30

I.8. 1. Température de fusion 30

I.8. 2 Conductivité thermique..... 30

I.8. 3. Comportement thermique 30

I.8.3.1 .Température de transition vitreuse..... 31

I.8.3.2 .La cristallisation et la fusion 34

I.8.3.3 Phénomène de relaxation/mouvement moléculaires 34

Références 36

Chapitre II Le Soudage par Friction Malaxage

I. Introduction 41

II. Le soudage par Friction Malaxage ou Friction StirWelding (FSW) 42

II.1 Description du procédé FSW..... 42

II.1.2 Paramètres d’influence du procédé..... 44

II.2 Sensibilité aux paramètres process des caractéristiques microstructurales..... 46

II.2 .2 Génération de chaleur au cours du soudage 46

II.2 .3 Microstructure des soudures 51

II.2 .4 Dureté du joint 56

II.2 .4 Propriétés mécaniques 58

III. Les différents types de soudage par friction malaxage 60

La référence bibliographique.....**Erreur ! Signet non défini.**

Chapitre III Étude Expérimentale et Simulation Numérique

III.I. Étude Expérimentale 73

III.I.1. Introduction..... 73

III.1.2. Matériel et méthode Expérimentale 77

III.1.2.1. Matériaux étudiés 77

III.1.2.2. Outil de soudage..... 78

III.1.2.3. Moyens de soudage 80

III.1.2.4. Les paramètres de soudage..... 81

III.1.3. Historique thermique du BT-FSW 82

III.1.3.1. Mesure des températures 82

III.1.3.2. Mesure des températures le long de l'axe de soudage..... 84

III.1.4. Caractérisation mécanique 86

III.1.4.1. Évaluation des joints de soudure 86

III.1.4.2. Approche de mesure de dureté BT-FSW 86

III.1.4.3. Les essais de traction..... 88

III.1.5. Résultats et discussion..... 90

III.1.5.1. Résultats des mesures thermiques 90

III.1.5.2. Résultats des mesures de dureté 95

III.1.5.3. Résultats des tests de traction..... 98

III.2. Modélisation numérique..... 101

III.2.1. Introduction..... 101

III.2.2. Modélisation numérique..... 101

III.2.2.1. Matériaux étudiés : 103

III.2.2.2. Les éprouvettes..... 103

III.2.2.3. Conditions aux limites..... 103

III.2.2.3. Maillage des éprouvettes 103

III.2.3. Résultats et discussions 105

Références 110

Conclusion Général 113

Listes des Figuré

Figure I.1 : Représentation semi-développée de la chaîne macromoléculaire du polyéthylène	5
Figure I.2 : Grandes étapes de la fabrication des plastiques [11].	9
Figure I.3. Arrangement des chaînes, a)micelles frangées, betc) repliements successifs serrés et désordonnés[20]	11
Figure I.4 : Représentation multi-échelle de la morphologie microstructurale des polymères semi cristallins :a)chaînes macromoléculaires, betc) couches de phases amorphe et cristalline, d) sphérolites [22]	12
Figure I.5.(1) Sphérolites de PEHD et d'EBA[25];(2):Evolution des morphologies cristallines a)sphérolites sphériques, b) sphérolites aplatis en forme d'ellipsoïde, c) disques en forme de gerbes, dete) cylindrites [13].....	13
Figure I.6 .a) Maille élémentaire du PE, b) configuration du PE[27].	14
Figure I.7. Réorganisation structurale ; passage d'une morphologie lamellaire à fibrillaire [30].	16
Figure I.8 : Glissement parallèle et perpendiculaire aux chaînes macromoléculaires [20]	16
Figure I.9. Micro mécanismes de déformation de la phase amorphe dans un polymère	17
Figure I.10. Réponse d'un sphérolite à des sollicitations de tractions uni axiales [22]	19
Figure I.11. Micro mécanismes de création de microcavités dans un polymère semi-cristallin [39].....	20
Figure I.12. Schéma de formation des craquelures dans le polyéthylène,et observation des défauts microstructuraux par MEB dans le PEHD [4,22].	22
Figure I.13. Comparaison des propriétés mécaniques du PE par rapport à une sélection de polymères [4,45].	23
Figure I.14. Sensibilité du PEHD à;a)-la vitesse de la déformation,b)-la température[32].	24
Figure I.15.a) -Effet de la masse moléculaire sur la réponse en contrainte, betc)-Vue sa grandies [50].....	25
Figure I.16. Influence de l'indice de fluidité du polyéthylène branché sur le comportement nominal en traction réalisée à la température ambiante et sous 0,3 in/s [22].....	27

Figure I.17. Influence de la vitesse de déformation (à la température ambiante) et de la température (sous la vitesse de $5 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$) sur la loi de comportement vraie du PEHD déformé en traction [54]	28
Figure I.18. Influence du branchement court sur le comportement en fluage du PE sous une charge de 0,3 GPa à 22,5 °C [22,52].....	29
Figure I.19. Essais de fluage ; a) nominaux et b) vrais du PEHD à 60 °C [4]	29
Figure I.20. Variation du module d'Young d'un polymère en fonction de la température [55]	31
Figure I.21. variation du volume spécifique en fonction de la température pour des polymères amorphes, partiellement cristallin et cristallin [55].....	32
Figure I.22. Module de Young en fonction du temps [22]	35
Figure II.1 – Principe de fonctionnement du soudage FSW. Figure basée sur	43
Figure II.2 : Principe du soudage par Friction-Malaxage (FSW).....	44
Figure II.3 – Schématisation de la génération de chaleur au cours du FSW. D'après [57].	47
Figure II 3.A – Mesure de température au cours du FSW de l'alliage 6082 par des thermocouples à plusieurs distances du centre de la soudure [63]......	48
Figure II 3.B - Influence de la vitesse d'avance sur la répartition de la température (°C) dans une coupe perpendiculaire à la ligne de soudure	49
Figure II 4 – Température maximale dans le noyau pour le soudage de l'alliage .	49
Figure II 6 – Macrographie d'une coupe transverse d'un joint FSW fait d'alliage 2024-T351 repérant les différentes zones formées après le soudage [84]	53
Figure II 7 – Macrographie d'une coupe transverse d'un joint FSW dissimilaire fait d'alliages	53
Figure II 8a : Suivi du flux de matière par marqueur pour le soudage de 304L (a, b et c) vue de dessus globale et de détail à 2 mm de profondeur, (d) schématisation globale [92].....	54
Figure II 8b Visualisation des flux de matière à travers un joint soudé entre une tôle d'alliage	56
Figure II 9. Relation entre la distribution des précipités et la dureté du joint [31].	57
Figure II 10a. Profil de dureté à travers deux soudures 5083 O et 1080 O [35]. ..	57
Figure II 10b. Profil de dureté à travers un alliage 5XXX à l'état écroui [35] [33].	58

Figure II.11 Résultats des essais de traction sur micro-éprouvettes prélevées dans un joint 2024 T351 [vonStrombeck 1999]	59
entaillée d’alliage 7050 T7441 soudé puis traité thermiquement T6 [Jata 2000b]..	59
Figure II 13 : Présentation du soudage par friction malaxage. A-Soudure rectiligne de deux plaques mises bout à bout. B-Visualisation du plan de joint lors de la phase de soudure.....	61
Figure II 14. Principe du FSW par recouvrement.....	61
Figure II 15. Principe du FSW par points.....	62
Figure II 16. Configuration de l’outil à double épaulement [7].	63
Figure II 17. : Différents technologies d’outils	64
Figure II 18 : Outils BT-FSW à écart fixe [110]: a) Fixedbobbin; b) Floatingbobbin	65
Outil BT-FSW à écart réglable (Adjustable Gap BobbinTool)	65
Figure II 19 : Outil BT-FSW à écart adaptatif [115].....	66
Figure II20 : Outil BT-FSW à double rotation [112]:a) Détails, b) schéma de DBT-FSW	66
Figure III.1. Dessin schématique du processus FSW [48].	76
Figure III.2. Un schéma de l'outil (<i>bobbin tool</i>) [49].	76
Figure III.3. Échantillon de tuyau en PEHD utilisé dans les expériences.....	77
Figure III.4. Géométrie de l'échantillon.	78
Figure III.5. Schéma de l'outil (<i>Bobbin Tool</i>) à écart réglable utilisé, a) Image de l'outil, b) illustration de l'outil T _{AGB} , c) dessin d'assemblage des épaulements et de la goupille de l'outil (section B-B), d) schéma de l'écart réglable.	79
Figure III.6. Détails de soudage BT-FSW des plaques HDPE ; a) mécanisme de serrage, b) Configuration BT-FSW.....	80
Figure III.7. Quelques points de mesure de température : a) sur la surface supérieure des plaques PEHD ; b) Plantation de thermocouples au milieu des plaques PEHD.	82
Figure III.8. Schéma des points de mesure de température sur la section transversale (les dimensions en mm).	84
Figure III.9. Répartition des points de mesure de température sur la face supérieure des plaques à une distance de 90 mm du départ de soudage BT-FSW (Position initiale de soudage).....	85

Figure III.10. Filtration (F1, F2 et F3) pour micro-dureté : a) Échantillon soudé ; b) Échantillon sans soudure (toutes les dimensions en mm)	87
Figure III.11: dispositif pour essai de micro-dureté piloté par ordinateur, avec acquisition d'images, ce qui permet de faire des cartes ou des profils automatiques de micro-dureté.	87
Figure III.12 : L'appareil de test de traction ZWICK type Z100.....	89
Figure III.13. Illustrations schématiques des éprouvettes de traction T-S20, T-S45 et T-S90 sur les sites d'extraction à partir de plaques soudées	89
Figure III. 14. Éprouvette d'essai de traction [52]......	90
Figure III.15. Profil de température le long de la ligne de soudage.....	92
Figure III.16. Cartographie du champ de température sur la ligne de soudage des surfaces supérieures des plaques HDPE (après que l'outil a dépassé 45 mm de la position de départ).....	93
Figure III.17. Cartographie de la température des échantillons de PEHD soudés par BT-FSW à : a) 20, b) 45 et c) 90 mm de début de soudage.....	95
Figure III.17. Évolution de la micro-dureté le long de l'échantillon PEHD.	96
Figure III. 18. Profils de dureté Vickers des échantillons de PEHD soudés par BT-FSW à : a) 20 mm, b) 45 mm, c) 90 mm de début de soudage (la position initiale).	98
Figure III.19. Propriétés de traction, a) contraintes et allongement, b) les contraintes finales et c) module d'Young, tracés sur le trajet de soudure.....	100
Figure III.20. Organigramme des différentes étapes effectuées de la modélisation des éprouvettes de traction [62,63].	102
Figure III.21. Conditions aux limites sur l'éprouvette en traction, a) éprouvette non soudée, b) éprouvette soudée	104
Figure III.22. Mallaige des éprouvettes de 1080 éléments hexaédriques linéaires de type C3D8R ; a) éprouvette non soudée, b) éprouvette soudée	104
Figure III.23. Comparaison des courbes charge déplacement simulées des éprouvettes en traction	105
Figure III.24. Comparaison des courbes contrainte-déformation simulées	106
Figure III.25. Progression de la déformation ; a) déformation de l'éprouvette non soudée S-S, b), c) et d) déformation des éprouvettes T-S ₂₀ , T-S ₄₅ et T-S ₉₀ respectivement.....	107

Figure III.26. les contraintes issues de la modélisation des éprouvettes ; a) éprouvette non soudée S-S, b), c) et d) Les éprouvettes T-S₂₀, T-S₄₅ et T-S₉₀ respectivement..... 109

Liste des tableaux

Tableau 1. Paramètres du processus BT-FSW	81
Tableau.2. paramètres de soudage.	81
Tableau.3. Valeurs de température à 20, 45 et 90 mm de la position de début de soudage.	91
Tableau 4. Paramètres mécaniques.	99
Tableau 5. Propriétés physiques et mécaniques du PEHD	103

Listes des symboles et des abréviations

Symboles	Significations
χ	<i>Pourcentage de cristallinité</i>
x_c	<i>Le taux de cristallinité s'exprime en masse</i>
v_c	<i>Le taux de cristallinité s'exprime en volume</i>
M_c	<i>La masse de la phase cristalline</i>
V_c	<i>Le volume de la phase cristalline</i>
M	<i>La masse de l'échantillon (la masse moléculaire)</i>
V	<i>Le volume de l'échantillon.</i>
M_w	<i>La masse moléculaire moyenne de toutes les macromolécules</i>
M_n	<i>La masse moléculaire majoritaire dans le mélange.</i>
N_i	<i>Le nombre de chaînes</i>
σ_0	<i>La contrainte de maintien</i>
G	<i>La vitesse de croissance</i>
$G \propto i$	<i>La vitesse de dépôt des germes secondaires</i>
ε_{rel}	<i>Le temps de fluage</i>
ε_{tot}	<i>La déformation totale</i>
$E_f(t)$	<i>Module de fluage</i>
f	<i>Facteur de pourcentage d'énergie transforme en chaleur</i>
$\bar{\sigma}$	<i>La contrainte équivalente</i>
$\dot{\varepsilon}$	<i>Le taux de déformation équivalente</i>
$q(r)$	<i>Le flux surfacique</i>
$P_{av}r$	<i>La puissance moyenne fournie a l'outil</i>

$r_{\text{épaulement}}$	<i>Le rayon de l'épaulement</i>
r_{pion}	<i>Le rayon du pion</i>
H	<i>Hauteur du pion</i>
ω	<i>La vitesse angulaire</i>
τ_{contact}	<i>La contrainte de cisaillement</i>
q_{total}	<i>La quantité de chaleur totale</i>
q	<i>La source de chaleur surfacique</i>
V_g	<i>La vitesse de glissement entre la matière et l'outil</i>
τ	<i>La contrainte tangentielle</i>
V_a	<i>La vitesse d'avance</i>
V_r, N	<i>La vitesse de rotation</i>
F_z	<i>La force axiale</i>
α_{outil}	<i>Angle d'inclinaison de l'outil</i>
$R = V_a / N$	<i>Le Rapport Avance par Tour</i>
K_v	<i>L'énergie absorbée</i>
$K_v \text{ moy}$	<i>Énergie Moyenne</i>
K_{CV}	<i>La résilience</i>
$K_{CV} \text{ Moy}$	<i>Résilience Moyenne</i>
U_c	<i>Le travail de rupture</i>

Abréviations d'origine Anglophone / Francophone

DP	<i>Le degré de polymérisation</i>
MFR	<i>L'indice de fluidité à chaud (Mass Flow Rate)</i>
T_g	<i>Température de transition vitreuse</i>
T_f	<i>Température de fusion</i>
PE	<i>Le polyéthylène (sigle générique PE)</i>
$MDPE$	<i>Medium density polyethylene (Polyéthylène à moyenne densité)</i>
$HDPE$	<i>High-density polyethylene (Polyéthylène à haute densité)</i>
$LDPE$	<i>Low-density polyethylene (Polyéthylène à basse densité)</i>

<i>LLDPE</i>	<i>Linear low-density polyethylene (Polyéthylène linear à basse densité)</i>
<i>PEX</i>	<i>Polyéthylène réticulé (cross-linked polyethylene)</i>
<i>HDXLPE</i>	<i>Polyéthylène réticulé à haute densité (high density cross-linked polyethylene)</i>
<i>MDPE</i>	<i>Polyéthylène à moyenne densité (Medium Density Polyethylene)</i>
<i>VLDPE</i>	<i>Polyéthylène à très basse densité (Very Low Density Polyethylene)</i>
<i>ABS</i>	<i>Acrylonitrile Butadiene Styrene</i>
<i>PP</i>	<i>Le polypropylène</i>
<i>PS</i>	<i>Le polystyrène</i>
<i>SDR</i>	<i>Rapport de Diamètre Standard (Standard Diameter Ratio)</i>
<i>DSO</i>	<i>Le domaine de soudabilité opératoire</i>
<i>FSW</i>	<i>Friction Stir Welding (soudage par friction malaxage)</i>
<i>C-FSW</i>	<i>FSW conventionnel</i>
<i>CT-FSW</i>	<i>FSW Conventional Tool</i>
<i>BT-FSW</i>	<i>Soudage FSW avec l'outil à deux épaulements (Bobbin Tool)</i>
<i>FSW Bobbin Tool</i>	<i>FSW avec l'outil à deux épaulements (Bobbin Tool)</i>
<i>(FSSW)</i>	<i>Friction Stir Spot Welding.</i>
<i>(i-FSW)</i>	<i>FSW Conventional Heated Tool</i>
<i>T7 et T9</i>	<i>Outils pour C-FSW</i>
<i>T_C</i>	<i>Outil pour C-FSW</i>
<i>T_{CER}</i>	<i>Outil de canette à écart réglable</i>
<i>T_{EF}</i>	<i>Outil à bobine à espace fixe (Une bobine fixe).</i>
<i>DBT</i>	<i>Outil BT-FSW à double rotation (Dual -Rotation Bobbin Tool)</i>
<i>Gap</i>	<i>Écart</i>
<i>LS,</i>	<i>L'épaulement Inférieur</i>
<i>US</i>	<i>L'épaulement Supérieur</i>
<i>RS</i>	<i>Côté Reculant (Retreating Side)</i>
<i>AS</i>	<i>Côté Avançant (Advancing Side)</i>
<i>BM (MB)</i>	<i>Base Metal (Métal De Base)</i>
<i>ZAT (HAZ)</i>	<i>Zone Affectée Thermiquement (Heat Affected Zone)</i>
<i>ZF (MZ / FZ))</i>	<i>Zone de Fusion (Melt-Pool Zone / Fusion Zone)</i>

<i>D (NS)</i>	<i>Noyau Soudé (Nugget)</i>
<i>ZATM (TMAZ)</i>	<i>Zone Affectée Thermo-Mécaniquement (Thermo Mechanically Affected Zone)</i>
<i>TWI</i>	<i>The Welding Institute</i>
<i>MSFC</i>	<i>Marshall Spaceflight Center</i>
<i>MIG/MAG</i>	<i>Metal Inert/Active Gas (Gas Metal Arc Welding)</i>
<i>(GMAW)</i>	
<i>TIG (GTAW)</i>	<i>Tungsten Inert Gas (Gas Tungsten Arc Welding)</i>
<i>CND</i>	<i>Contrôle Non Destructif</i>
<i>EpNSR et EpNSP</i>	<i>Éprouvette de traction non soudée</i>
<i>EpR et EpP</i>	<i>Éprouvette de traction soudée par BT-FSW</i>
<i>EpP C-FSW</i>	<i>Éprouvettes soudés par C-FSW</i>
<i>et EpR C-FSW</i>	
<i>DL</i>	<i>Direction longitudinale</i>
<i>DT</i>	<i>Direction transversale</i>
Normes	
<i>AFNOR NF</i>	<i>Norme française</i>
<i>ASTM</i>	<i>American Society of Testing Materials (États-Unis)</i>
<i>ISO</i>	<i>Normalisation internationale (International Standardization Organization)</i>
<i>EN</i>	<i>Norme européenne</i>
<i>DIN</i>	<i>Norme d'Allemagne</i>

Introduction Générale

Introduction Générale

Cette thèse est le résultat de recherches menées dans le cadre d'un projet dédié au soudage par friction des matériaux polymères, notamment le polyéthylène haut densité (PEHD). Cette thèse vise à présenter, à travers trois chapitres, les différentes approches de recherche qui ont permis d'atteindre les objectifs énoncés. A noter que le projet de recherche sur le soudage par friction des matériaux polymères se divise en deux parties principales : une phase expérimentale et une phase numérique. Ces deux aspects sont traités simultanément et sont interconnectés au travers d'articles scientifiques communs. Tout d'abord, une brève introduction aux polymères est donnée ainsi qu'un bref aperçu du matériau à étudier. Cette bibliographie, qui constitue le premier chapitre, propose une analyse détaillée des structures et du comportement des polymères. Le comportement mécanique des polymères courants se caractérise par une grande diversité. En effet, dans des conditions de service identiques, on peut observer des polymères qui s'avèrent soit durs et cassants, soit ductiles, soit élastiques. Cette variation peut également apparaître pour un même polymère en fonction de certaines de ses propriétés ou de ses conditions d'utilisation. Ainsi, un polymère peut être, entre autres, rigide, cassant, ductile ou élastiques. Cela ne signifie pas que le comportement du polymère soit aléatoire ou imprévisible. En fait, ce sont les facteurs qui régissent leur comportement et les processus associés qui déterminent cette diversité.

Dans le deuxième chapitre, une analyse approfondie des connaissances, principes, processus et concepts associés au soudage par friction en général a été réalisée. Cette analyse comprend une recherche détaillée sur les différents paramètres et mécanismes impliqués dans le processus de soudage FSW. L'effet des agents de soudage sur les phénomènes thermiques, mécaniques et microscopiques est étudié à partir de résumés de plusieurs publications et thèses antérieures sur ce sujet, mentionnées dans les références de ce chapitre. De plus, cette section passe en revue les différents types d'outils de soudage qui ont été développés au fil du temps. Dans ce chapitre, nous avons également discuté de la présentation et du développement du modèle BT-FSW utilisé dans ce projet. La majorité des publications sur FSW se concentrent sur des polymères spécifiques, notamment ceux liés au soudage du polyéthylène au cours des 20 dernières années.

Le troisième chapitre était divisé en deux parties : une partie expérimentale et une partie numérique. Afin de valider les données simulées par le modèle numérique de soudage

Introduction Générale

BT-FSW du polyéthylène (PEHD100) par outil “BT” (*bobbin tool*), l'intégralité des données expérimentales a été collectée. Pour cette raison, le troisième chapitre est consacré à la méthodologie expérimentale utilisée et à la présentation de tous les résultats. Parmi les éléments qui l'ont précédé, nous avons décrit les outils de soudage et les matériaux polymères utilisés.

Une section de la thèse a été consacrée à l'histoire thermique des plaques PEHD utilisant des thermocouples placés à différents endroits. Des expériences de mesure de température ont été expliquées étape par étape et étudiées leur évolution en fonction des conditions de soudage. A l'afin de chapitre III, les résultats expérimentaux et numériques sont présentés et comparés entre eux.

Afin d'enrichir le travail, la conclusion présente une discussion générale des résultats quantitatifs et numériques obtenus et une synthèse des travaux réalisés au cours de la thèse. Cette discussion conduit à une revue du projet concernant les futures recherches sur le soudage des polymères par le procédé BT-FSW. Les recommandations et les résultats de la thèse actuelle concluent ce travail.

Chapitre I

Étude Bibliographie des Polymères

I.1. Introduction

Les polymères, appelés communément *matières plastiques*, sont indissociables de notre environnement et de notre vie pratique. Son utilisation pour le transport des fluides s'est aujourd'hui largement généralisée au niveau mondial, ses caractéristiques physiques, chimiques et mécaniques en ont fait un matériau de choix pour les réseaux d'adduction et de distribution de l'eau potable.

En 2000, la quantité produite de plastiques synthétiques a été de 180 millions de tonnes .Le PE à lui seul a constitué un quart de cette production en raison de son faible coût de fabrication et de ses propriétés physiques et mécaniques compatibles avec de nombreuses applications de la vie courante [1].

Le plus souvent synthétiques, quelquefois naturels, ils doivent cet essor à leur larges gammes de caractéristiques, durs, mous ou élastiques, transparents ou opaques, isolants et quelquefois conducteurs, plus ou moins résistants aux conditions agressives de leur usage, toujours légers .C'est la nature particulière de leurs molécules en forme de chaîne, ainsi que la variété des modes d'assemblage qu'elles adoptent, qui est à l'origine de cette diversité.

Le terme de structure ou de microstructure est bien commode en Science des Matériaux, car il permet de recouvrir sous un même vocable des aspects bien différents. Ainsi dans le cas des polymères convient-il de distinguer : • la structure moléculaire, héritée de la synthèse chimique, • la structure conformation elle, organisation spatiale de la macromolécule, • la structure des états amorphe et cristallin, correspondant respectivement à l'absence d'ordre à grande distance ou au contraire à une organisation périodique de la matière dans les trois directions de l'espace, • la structure morphologique ou morphologie(s), qui concerne la description des cristaux et des arrangements cristaux-phase amorphe.

I.2.Généralités sur les polymères

Les matériaux polymères sont constitués de macromolécules, c'est-à-dire de très longues chaînes constituées de plusieurs milliers d'unité de base (monomères) reliées bout à bout (avec ou sans ramifications). Par exemple, un polyéthylène de synthèse typique comporte des macromoléculaires contenant approximativement entre 900 et 215000 monomères d'éthylène (C_2H_4) [2].

L'architecture générale des chaînes confère à ces matériaux, des propriétés mécaniques et chimiques bien spécifiques. On distingue les polymères trouvés à l'état naturel (par

exemple, la cellulose, un constituant des cellules des parois végétales ou bien l'ADN qui est un polymère de nucléotides). Les polymères synthétiques entièrement fabriqués par l'homme à partir de monomères réactifs (le nylon, le plexiglas, le PMMA, le polyéthylène, le téflon) et enfin les polymères artificiels ou régénérés, obtenue par modification chimique d'un polymère naturel (comme le collagène réticulé. Le latex élaboré à partir de la sève de l'hévéa).

En effet, ce polymère permet une mise en forme généralement aisée (extrusion, injection), possède d'excellentes propriétés d'isolation électrique et de résistance aux chocs et présente une grande inertie chimique et biologique (contact alimentaire). Enfin, bien que le PE soit recyclable thermo mécaniquement, le devenir des objets de PE en fin de vie reste encore la valorisation thermique pour une part majeure de la production.

Le polyéthylène est un matériau thermoplastique obtenu par polymérisation de l'éthylène (C_2H_4) menant à des macromolécules composées par la répétition du monomère CH_2 (fig. I.1).

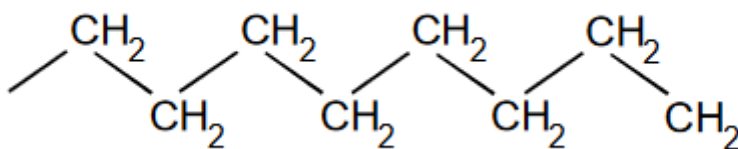


Fig. I.1 : Représentation semi-développée de la chaîne macromoléculaire du polyéthylène

I.1.1.Classification des polymères

La classification des polymères peut se faire en adoptant un point de vue physique ou chimique.

Ils peuvent donc être classés suivant des critères tels que : L'origine ; L'architecture ; Les propriétés du matériau [3].

I.1.1.a .Classification suivant l'origine

Les polymères peuvent être d'origine naturelle, artificielle ou synthétique [4]. Les polymères naturels : ils sont très nombreux et existent en état dans la nature. On les divise généralement suivant leur provenance végétale, animale ou minérale :

- Les Polymères artificiels : leur constituant de base est d'origine naturelle mais ils résultent d'une transformation chimique des fonctions portées par les unités monomères :

- Les polymères synthétiques: ils sont constitués de molécules monomères qui n'existent pas dans la nature. Cependant, les structures réalisées par synthèse sont souvent proches de celles des polymères naturels.

I.1.2.b. Classification en fonction de l'architecture

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

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

I.1.3.c. Classification suivant les propriétés

Les propriétés physico-chimiques d'un polymère sont en relation directe avec sa structure. Il existe trois grandes types de polymères : Polymères thermodurcissables ; Polymères thermoplastiques ; Élastomères.

- **Polymères thermoplastiques:** les thermoplastiques ont une structure linéaire ou ramifiée dont la cohésion est assurée grâce à des liaisons dipolaires ou des liaisons secondaires. Lorsque l'agitation thermique augmente, toutes les liaisons secondaires sont rompues facilement et le module d'élasticité et la viscosité diminuent sous l'effet de la température. La particularité des thermoplastiques est d'avoir la possibilité de subir une histoire thermos mécanique (possibilité de changer la forme plusieurs fois). Les thermoplastiques peuvent être semi-cristallins ou totalement amorphes.
- **Polymères thermodurcissables:** ils sont amorphes et composés d'un réseau tridimensionnel de macro molécules solidaires par des liaisons covalentes induites par des pontages de brins de chaînes. La transformation de ces polymères est irréversible car ils ne peuvent revenir à leur état initial.
- **Les élastomères:** Les élastomères sont aussi amorphes, ils se caractérisent par leurs grands allongements réversibles. Cette grande capacité est due à la souplesse des chaînes et à la grande longueur des segments moléculaires entre deux nœuds de réticulation [5].

I.1.1. d. Différents types de polymérisation

Les polymères peuvent présenter des architectures extrêmement variables. Ils peuvent être linéaires, ramifiés ou réticulés. Le plus souvent, ils sont amorphes, parfois ils

peuvent être, au moins partiellement [6,7] cristallisés, au sens large, le terme polymérisation désigne l'ensemble des procédés de formation de chaînes à partir de molécules plus petites (monomères). La synthèse des macromolécules ou polymérisation fait appel aux réactions classiques de la chimie organique. On peut diviser les réactions de synthèse en trois grands types [7] :

- Les réactions de polymérisation en chaîne,
- Les réactions de polyaddition, et de polycondensation.

I.1.1. d.1 Polymérisation en chaîne :

Les monomères s'associent sans réaction d'élimination simultanée. C'est le procédé le plus utilisé dans l'industrie : le polyéthylène, le polypropylène, le polystyrène, l'alcool polyvinylique et le poly tétra fluor éthylène (Téflon) sont des exemples de polymères obtenus par polymérisation en chaîne. Comme toute réaction en chaîne, cette polymérisation comporte les étapes suivantes :

- l'amorçage (formation des centres actifs à partir du monomère) ;
- la propagation (croissance des chaînes de polymère par additions successives);
- la terminaison (destruction du centre actif et interruption de la croissance des chaînes).

La polymérisation peut être radicalaire, cationique ou anionique selon la nature de l'espèce active [8]. Dans le cas des polymérisations radicalaires, les plus courantes, l'amorçage s'effectue sous l'action de la chaleur, par irradiation ou par des molécules spécifiques. Les espèces actives sont des radicaux libres. Le polymère ainsi obtenu est dit atactique : il a une structure totalement désorganisée, ou amorphe. Il existe quatre techniques principales de mise en œuvre des réactions de polymérisation : les polymérisations en solution, en masse, en suspension et en émulsion.

I.1.1.d.2 Polymérisation par addition :

Les monomères présentent une double liaison carbone-carbone, et à laquelle d'autres monomères peuvent se lier.

- Si on ajoute des molécules de même nature, on obtient un homopolymère.
- Si on ajoute des molécules de nature différente, on obtient un copolymère.

La Polymérisation par addition entraîne la formation de macromolécules linéaires qui peuvent se ramifier [8, 9].

I.1.1.d.3 Polymérisation par condensation :

Elle entraîne des réactions chimiques qui produisent la formation de sous-produits. Les réactions de polycondensation sont des réactions par étapes. Les deux monomères en présence donnent naissance à une molécule intermédiaire, laquelle constitue l'élément fondamental qui se répète dans la macromolécule.

Polymérisation par condensation peut engendrer en général un réseau tridimensionnel. Selon le mode de Polymérisation, la structure des polymères peut prendre plusieurs formes. Les polymères sont souvent classés d'après leurs propriétés thermomécaniques. On distingue :

- les polymères thermoplastiques, qui deviennent malléables quand ils sont chauffés, ce qui permet leur mise en forme ;
- les élastomères, qui sont déformables de manière réversible ;
- les élastomères thermoplastiques (TPE) ;
- les polymères thermodurcissables, qui durcissent de façon irréversible, le plus souvent sous l'action de la chaleur en présence de réactifs.

La description des polymères en tant qu'objet physique permettant de comprendre leurs propriétés relève de la physique statistique [9, 10,11].

Actuellement, les plastiques sont produits principalement à partir de produits pétrochimiques, et le cycle suivant est souvent utilisé dans la figure I.2

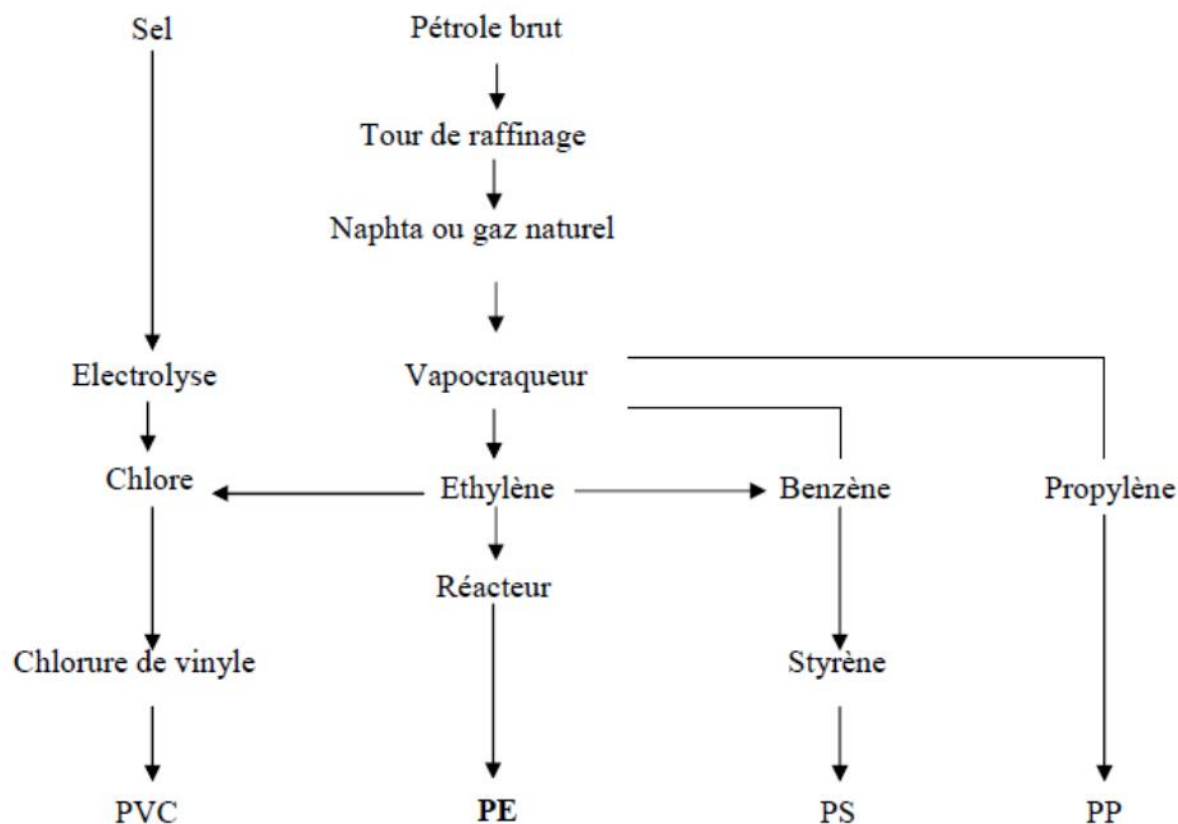


Fig. I.2 : Grandes étapes de la fabrication des plastiques [11].

A partir de naphta, le producteur de plastiques prépare par vapocraquage (ou reformage) les grands intermédiaires de la pétrochimie, dont les monomères qui, sous l'effet de pression, température, catalyseurs deviendront des polymères (polycondensats), qui constituent les matières plastiques proprement dites, que l'on utilisera dans la transformation. Le passage du monomère au polymère (combinaisons de monomères) par les réactions de synthèse (polymérisation, polymérisation, polyaddition) [12].

I.2. Les polymères semi-cristallins

Le Polyéthylène à Haute Densité, PEHD, a fait l'objet de nombreux travaux et est souvent considéré comme un matériau modèle pour l'étude du comportement mécanique. Le développement d'une loi de comportement efficace passe par la compréhension et la modélisation des phénomènes microstructuraux. Dans ce chapitre, on s'attachera donc à résumer et à rappeler le rôle que joue la microstructure sur le comportement mécanique, on s'intéressera notamment aux processus d'endommagement apparaissant aux grandes déformations.

Les principales qualités du PEHD : résilience même à basse température, résistance aux produits chimiques, faible sensibilité à l'eau, imperméabilité à la vapeur d'eau, excellentes propriétés électriques, en font un matériau de choix dans les applications les plus variées comme l'extrusion-soufflage de corps creux, l'injection d'articles les plus divers, l'extrusion de films, tubes et câbles pour ne citer que les plus importantes.

I.3. Microstructure et morphologie des polymères semi-cristallins

Le PEHD est un type spécifique au sein de la famille polyéthylène, caractérisé par sa cristallinité élevée, résultant d'une faible proportion de groupe de ramification latérale sur les chaînes polymères principales et de l'absence de toutes ramifications latérales longues.

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, il y a coexistence de phases amorphe et cristalline, [13]. Cette microstructure a d'abord été décrite à l'aide d'un modèle dit de « micelles à franges » [14, 15,16], dans lequel les zones cristallines sont représentées par des séquences ordonnées où les chaînes sont alignées (Fig. I.3.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, orientés aléatoirement, e On peut distinguer deux configurations extrêmes de repliements des chaînes macromoléculaires : le repliement serré (Fig. I.3.b) et le repliement désordonné (Fig. I.3.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 cristallite [17, 18,19]. traverser des zones moins ordonnées.

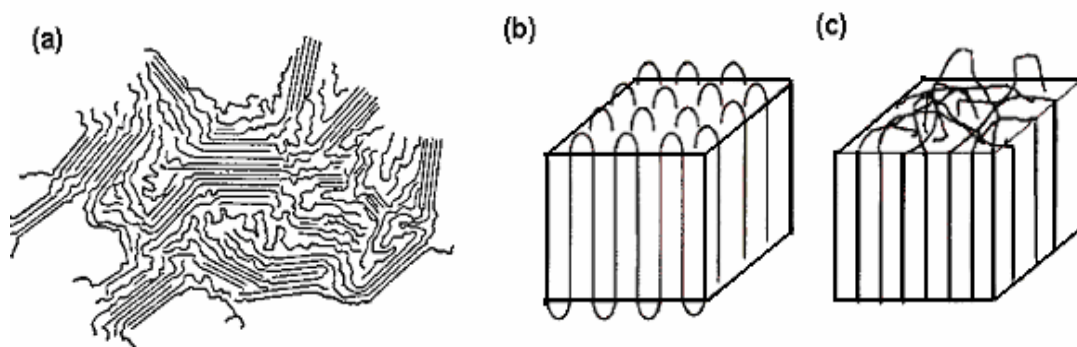


Fig.I.3. Arrangement des chaînes, a)micelles frangées, betc) repléments successifs serrés et dés ordonnés [20]

D'après Haudin et Bowden [13,21], selon l'échelle d'observation on peut d'écrire trois niveaux :

Le premier niveau de l'observation varie entre 0,1 à 1,0 nm, on constate les interactions entre les segments de chaînes voisins contrôlant le comportement de la phase amorphe. A 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 (Fig. I.3.a).

Dans la couche de 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 difficilement que dans le sens parallèle. Ce mécanisme correspond au deuxième niveau (Fig. I.4.b et c).

Le troisième niveau d'observation, correspond à la croissance du cristal, conduisant à la formation de sphérolites (Fig. 1.4.d). Les lamelles cristallines dans un sphérolite sont reliées par la phase amorphe. Ces sphérolites peuvent croître jusqu'à se 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.

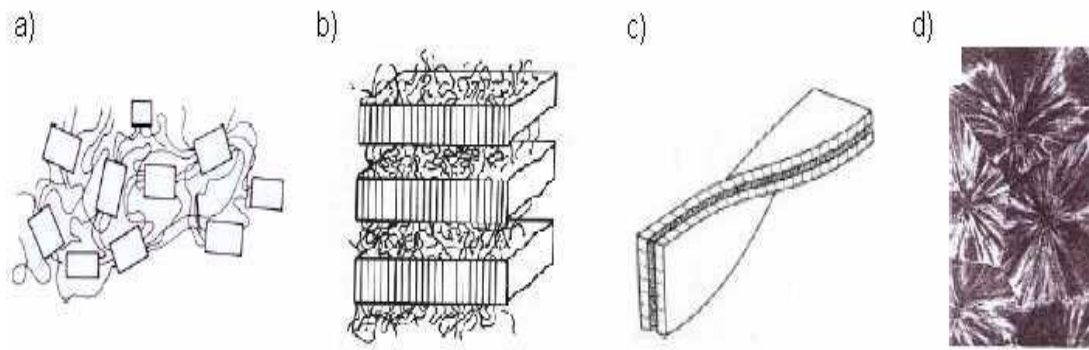


Fig.I.4 : Représentation multi-échelle de la morphologie microstructurale des polymères semi cristallins :a)chaînes macromoléculaires, b etc) couches de phases amorphe et cristalline, d) sphérolites [22]

La morphologie cristalline dépend des procédés de mise en forme des polymères (moulage, injection, extrusion), notamment en présence de gradients thermiques ou lorsque la sollicitation mécanique est exercée avant ou pendant la cristallisation. Les morphologies suivantes peuvent être observées :

1. des sphérolites aplatis en forme d'ellipsoïde
2. des sphérolites sphériques
3. des disques en forme de gerbes
4. des cylindrites

La taille des sphérolites et l'organisation des lamelles cristallines varient en fonction de l'histoire thermique et des agents de nucléation [21]. Au cours d'un procédé de mise en forme, les conditions de refroidissement local peuvent conduire à des morphologies variant dans l'épaisseur du produit. Dans les zones de refroidissement rapide, on obtient plutôt une microstructure à sphérolites de très petites tailles, voire non sphérolitique, et un faible taux de cristallinité. De la même manière, une trempe depuis l'état fondu diminue le taux de cristallinité [23]. En revanche pour un refroidissement lent, la microstructure comprend des sphérolites plus gros (50 μm) comportant des vides [21], le taux de cristallinité sera alors plus élevé [21,23].

La cristallisation des matériaux fondus se produit sur des sites de germination ; la croissance du cristal va généralement se faire d'une manière isotrope, conduisant à la formation de sphérolites, qui constituent le troisième niveau d'observation (Fig.5.2-d).

Les lamelles dans un sphérolite sont reliées par la phase amorphe. Ces sphérolites peuvent croître jusqu'à se rencontrer et former une structure polygonal. La taille de ces sphérolites dépend du type de polymère et du processus thermique [24], elle peut varier du micromètre au millimètre. La figure I.5.1 présente une structure sphérolitique typique observée sur le PEHD ; [25].

Les procédés de mise en forme des polymères (e.g : moulage, injection, extrusion...) ont une incidence importante sur la morphologie cristalline, notamment en présence de gradients thermiques ou lorsque la sollicitation mécanique est exercée avant ou pendant la cristallisation. Les morphologies suivantes peuvent être observées : a) des sphérolites sphériques, b) des morphologies aplatis en forme d'ellipsoïde, c) des disques en forme de gerbes, d et e) des cylindrites, [13].

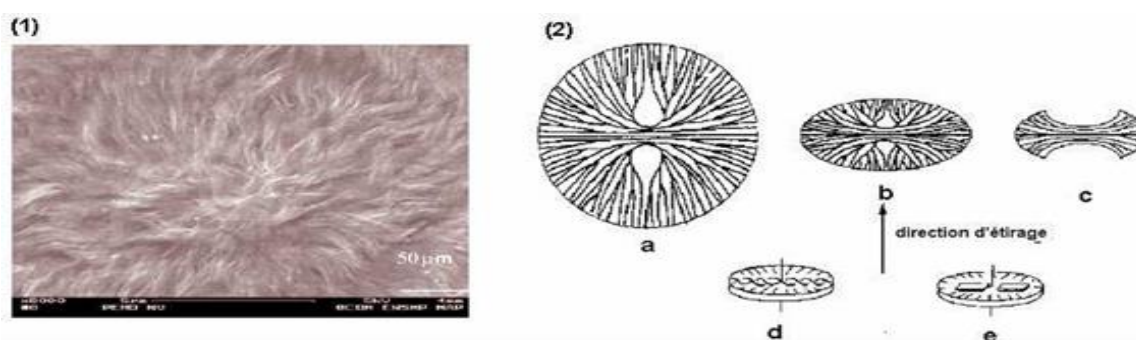


Fig.I.5. (1) Sphérolites de PEHD et d'EBA [25] ;(2) : Evolution des morphologies cristallines a)sphérolites sphériques, b) sphérolites aplatis en forme d'ellipsoïde, c) disques en forme de gerbes, d) cylindrites [13].

La taille des sphérolites et l'organisation des lamelles cristallines varient en fonction de l'histoire thermique et des agents de nucléation [26]. Au cours d'un procédé de mise en forme, les conditions de refroidissement local peuvent conduire à des morphologies variant dans l'épaisseur de produit. Dans les zones de refroidissement rapide, on obtient plutôt une microstructure à sphérolites de très petites tailles, voire non sphérolitique, et un faible taux de cristallinité [27]. En revanche pour un refroidissement lent, la microstructure comprend des sphérolites plus gros (50µm) comportant des vides, le taux de cristallinité sera alors plus élevé [27-30].

Le polyéthylène est un matériau thermoplastique obtenu par la polymérisation de l'éthylène (C_2H_4) menant à des macromolécules composées de la répétition d'un motif monomère (CH_2-CH_2), [22][31]. Le polyéthylène à haute densité (PEHD) est un polymère

linéaire ne comportant aucune ramification courte et une fraction de branches longues très faible. Ce polymère, de densité comprise entre 0.94 et 0.986, est obtenu à basse pression. En revanche, pour le polyéthylène à basse densité (PEBD) obtenue par polymérisation sous haute pression, les ramifications ont des tailles très dispersées.

L'architecture macromoléculaire et la cristallinité sont probablement les facteurs les plus importants contrôlant les propriétés rhéologiques du polymère à l'état fondu, et ont une influence sur le procédé de mise en forme, et les propriétés mécaniques du produit final [1,22,31].

Le PEHD, de motif (CH_2-CH_2) et de masse molaire 28g/mol, possède une configuration en zigzag, figure.I.6-b. La phase cristalline est de structure orthorhombique c'est la phase la plus courante et la plus stable du PEHD dans des conditions normales de température et de pression, le PEHD cristallise sous cette forme à partir du fondu ou en solution. Dans la maille élémentaire, l'axe des chaînes est aligné selon l'axe cristallographique c.

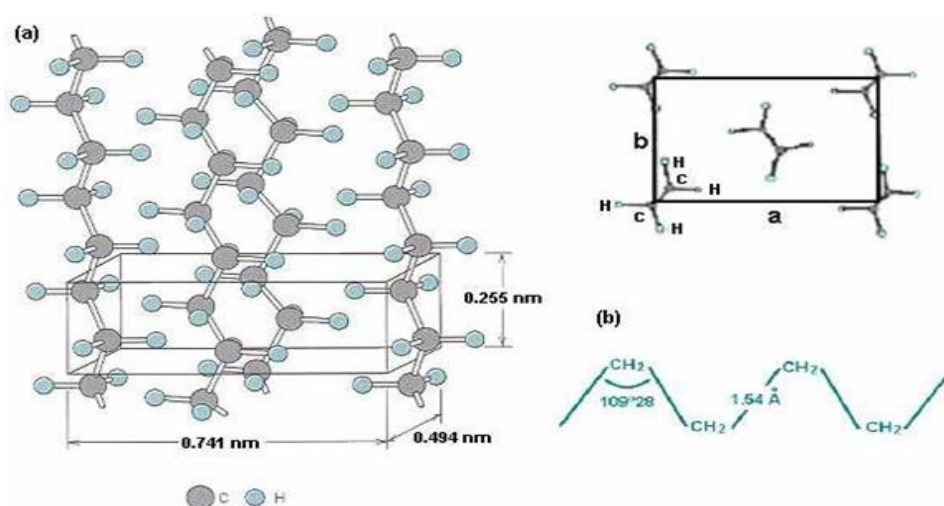


Fig.I.6 .a) Maille élémentaire du PE, b) configuration du PE [27].

Les paramètres de la maille ont été sont à : $a=7.417\text{\AA}$, $b=4.945\text{\AA}$, $c=2.547\text{\AA}$. La masse volumique théorique pour ce type de cristal est de 0.997 g/cm^3 , et d'environ 0.85 g/cm^3 pour une phase totalement amorphe.

Les liaisons au sein de la macromolécule sont covalentes, donc beaucoup plus fortes qu'entre chaînes voisines. Les liaisons inter-chaînes, de van der Waals, font que le module d'élasticité théorique dans la direction perpendiculaire à la direction des chaînes, est de l'ordre de 3000 MPa , et de $240 \cdot 10^3\text{ MPa}$ dans la direction des chaînes [27].

I.4. Micromécanismes de déformation et d'endommagement des polymères semi-cristallins

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 le cas pour les polyamides (Nylon) et les polyéthylènes téréphtalates, ou à l'état caoutchoutique, comme pour le PEHD et le polypropylène. Notons que la phase amorphe contenue dans le milieu semi-cristallin peut présenter des caractéristiques quelque peu différentes du polymère amorphe massif correspondant, en particulier à la température de transition vitreuse. Dans ce type de matériaux, la phase amorphe est dispersée et allongée entre les phases cristallines. Elle permettait un glissement actif à longue distance dans le cristal, la phase cristalline se déformant par glissement cristallographique. Des travaux récents suggèrent plutôt un mécanisme de « détricotage » de la phase cristalline provoqué par la phase amorphe, [32].

Une connaissance précise des mécanismes de déformation et d'endommagement est nécessaire à l'analyse du comportement et des propriétés mécaniques du matériau. Les mécanismes de la déformation plastique dans les polymères semi-cristallins sont décrits par la phase amorphe, cristalline et les sphérolites.

I.4. a- la phase cristalline

La région cristalline de polymères semi-cristallins est caractérisée par leurs grandes résistances. Lors de la déformation plastique ces dernières vont intervenir ultérieurement. Un cristal polymère peut se déformer (comme un cristal métallique) en faisant intervenir des mécanismes cristallographiques tels que le glissement, le maclage ou la transformation martensitique [31-32]. Pour de fortes déformation, 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 [33] ; elle confère au matériau un durcissement de type hyperélastique (Fig. I.7).

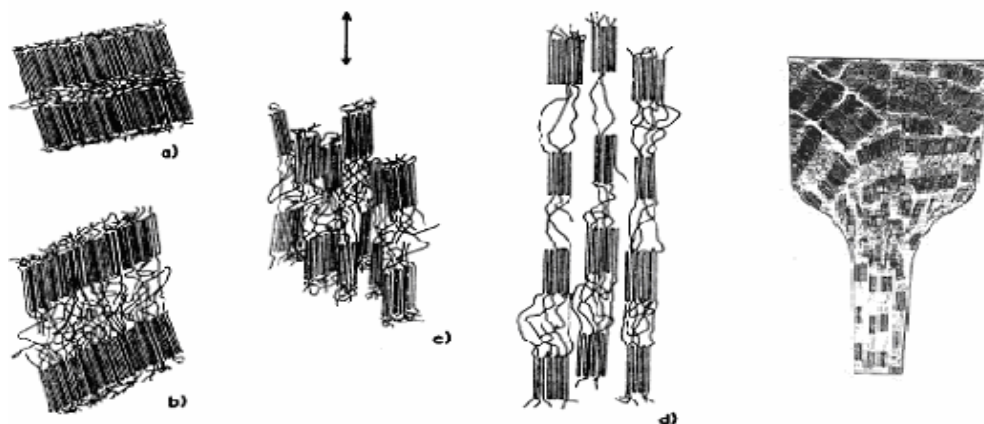


Fig. I.7. Réorganisation structurale ; passage d'une morphologie lamellaire à fibrillaire [30].

La transformation martensitique du polyéthylène, correspond à la transformation de la structure orthorhombique à la structure monoclinique, se produisant à la limite d'élasticité, et coïncidant avec la formation de microvides [34,35]. Le glissement, qui est le mécanisme microscopique de la déformation plastique le plus fréquent pour le PEHD se produit naturellement lorsque la cisssion dans le plan de glissement atteint une valeur critique régie par les liaisons de Van der Waals entre les chaînes moléculaires [20]. De plus, compte tenu des types de liaisons entre atomes (covalentes le long de la chaîne et de Van der Waals entre les chaînes macromolécules), 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 [20]. On distingue alors deux types de glissement [36]: un glissement dans la direction des chaînes et l'autre perpendiculaire aux chaînes (Fig. I.8).

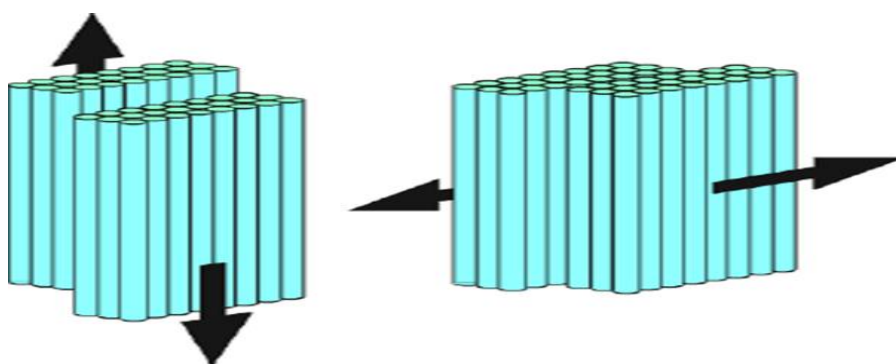


Fig.I.8 : Glissement parallèle et perpendiculaire aux chaînes macromoléculaires [20]

I.4. b- La phase amorphe

Son rôle mécanique se réduit donc à la transmission des contraintes d'une cristallite à l'autre par l'intermédiaire de molécules liantes. Ces chaînes liantes, 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 [20,33-37], ont utilisé un modèle simple de composition à deux phases, qui s'applique bien aux polymères semi-cristallins. Ce modèle met en jeu les deux mécanismes de déformation que sont :

- le glissement simple : résultant du glissement des cristaux lamellaires parallèlement les uns aux autres sous l'effet des contraintes appliquées, la phase amorphe est donc cisailée.
- La séparation inter lamellaire : résultant des contraintes de traction ou de compression perpendiculaires à la plus grande surface des lamelles, dans ce cas les chaînes amorphes sont étirées.

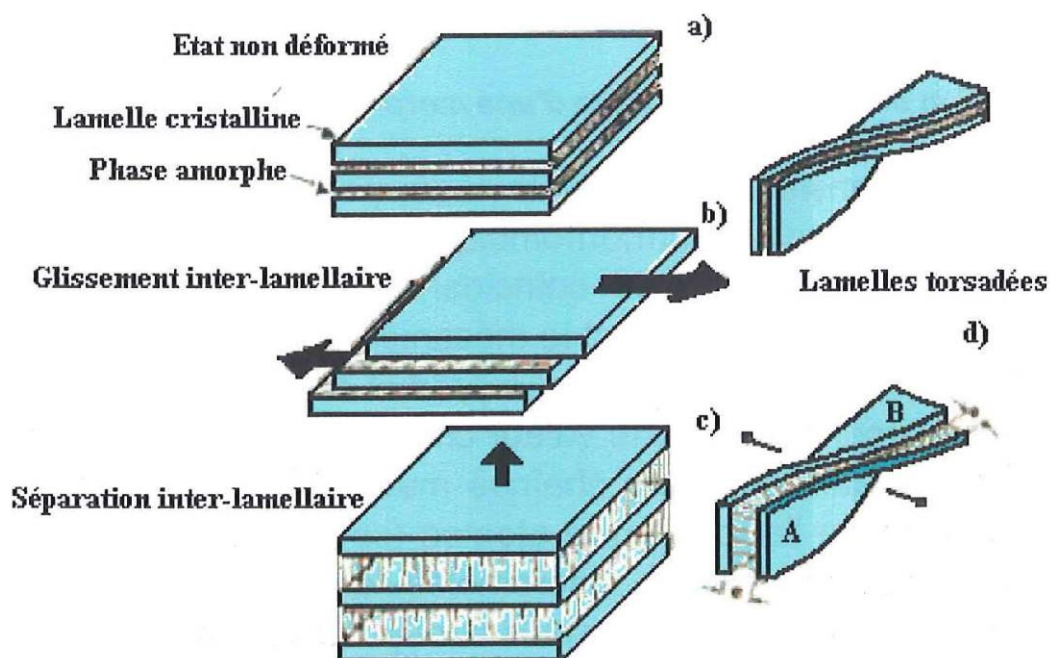


Fig.I.9. Micro mécanismes de déformation de la phase amorphe dans un polymère Semi cristallin [27].

I.4. C- Les sphérolites

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.

En traction uni axiale, deux niveaux de déformation et trois zones géographiques sont habituellement considérés. Dans le premier stade de la déformation, les régions amorphes inter- sphérolites sont sollicitées préférentiellement, favorisant ainsi une déformation homogène et réversible. Progressivement, la déformation devient non uniforme suite à la variation de l'orientation des lamelles cristallines au tour de l'axe de sollicitation, et de la localisation de la déformation dans certaines régions. Cette localisation conduit au processus de cavitation [38].

Selon Peterlin [18], la déformation est initiée au centre du sphérolite, puis se propage vers les zones périphériques. Les lamelles étant perpendiculaires à la direction de traction, le mécanisme le plus actif est la séparation inter lamellaire qui en grandes déformations, peut provoquer une extension importante des molécules de liaisons dans la phase amorphe conduisant à la formation de cavités et à la fragmentation des lamelles en petits blocs. Dans les zones diagonales, les lamelles sont soumises à la fois à un glissement et à une séparation inter lamellaire. Les cristallites tournent vers l'axe de traction entraînant la fragmentation des cristaux. Le sphérolite perd progressivement sa forme sphérique initiale pour prendre une forme ellipsoïdale. Les zones polaires possèdent une plus grande résistance à la déformation du fait de l'orientation des lamelles parallèlement à l'axe de sollicitation, introduisant à la fois la séparation et le cisaillement inter lamellaires. L'apparition de la déformation est retardée par rapport aux autres zones. Toutefois, lorsqu'elle a lieu, elle provient de la fragmentation des lamelles cristallines à cause de la compression latérale due à la déformation des zones diagonales.

En traction, une éprouvette de polymère semi-cristallin se déforme par le développement et la propagation d'une striction. Le modèle d'A. Peterlin [18] 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 est possible. 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.

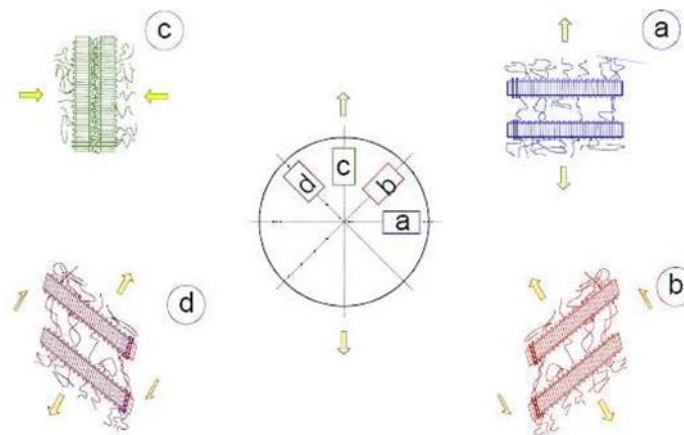


Fig.I.10. Réponse d'un sphérolite à des sollicitations de tractions uni axiales [22]

I.5. Micro-mécanismes d'endommagement

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 la littérature, 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.

Etant 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 micros mécanismes précédemment évoqués sont généralement liés à la fragmentation, à l'orientation des lamelles cristallines et au démêlage des chaînes dans le sens de la sollicitation [4]. Ce phénomène survient lors du passage d'une structure sphérolitique à fibrillaire.

Les processus de cavitation du polyéthylène dépendent fortement de la morphologie

du PE étudié [18]. Deux types de cavitation peuvent intervenir dans les polymères semi-cristallins. Le premier type correspond à des cavités formées au moment de la cristallisation, par exemple aux nœuds entre les sphérolites. Le 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 dans le mécanisme microscopique de cavitation.

Selon [17, 39, 40,41], un signe de cavitation pour le PEHD se manifeste par un blanchiment soudain du 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 (Fig.I.11-I). 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 (Fig. I.11-II), avec des dimensions infimes par rapport à celles des crazes. Enfin, on observe un alignement des blocs cristallins et la formation de fibrilles dans la direction de la sollicitation (Fig. I.11-III). La coalescence de ces cavités, s'y elle a lieu, est latérale.

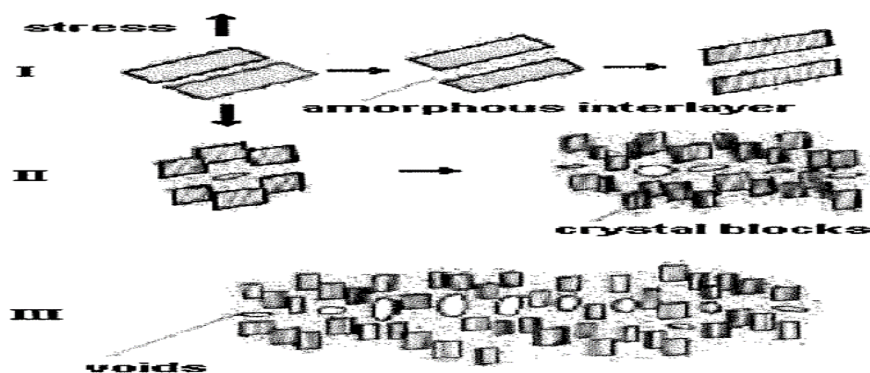


Fig.I.11.Micro mécanismes de création de microcavités dans un polymère semi-cristallin

[39]

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.

Plusieurs techniques expérimentales ont été développées à ce sujet : Diffraction de rayons X au grand angle (WAXS), et au petit angle (SAXS) [17, 39, 41,42], Microscopie Electronique à Balayage (MEB) [22], ou Microscopie Electronique à Transmission (MET) [40,43].

Récemment, F. ADDIEGO [22] a examiné, au MEB, les processus de cavitation du PEHD sous une traction uni axiale à température ambiante. La morphologie sphérolitique à l'état non déformé est illustrée sur la figure I.12. Pour une faible déformation, $\epsilon_1=0.05$, des micros vides apparaissent dans les régions périphériques des sphérolites [17, 39,40]. La visibilité de ces craquelures est de plus en plus nette, pour des états de déformation plus sévères. A partir de $\epsilon_1=0.7$, on constate des phénomènes de rupture inter-sphérolitiques qui suivent le contour des sphérolites [40], et qui représentent un début de modification de la morphologie. En effet, cette morphologie sphérolitique a presque disparu à partir de $\epsilon_1=0.93$, mises à part quelques régions polaires des sphérolites qui restent encore présentes. Enfin, l'analyse d'ADDIEGO [22] met en évidence une structure micro-fibrillaire pour une déformation de $\epsilon_1=1.3$ contenant des cavités orientées parallèlement à la direction de traction [17, 39, 40, 41,44]. Des observations récentes de diffusion incohérente de la lumière effectuées au laboratoire par RENAULT [1] montrent que la cavitation débute dès les premiers stades de la déformation, puis se développe de façon anisotrope dès que le durcissement hyper-élastique devient notable.

I.6. Réponse mécanique en grandes déformations

La plupart des polymères présente de multiples propriétés mécaniques : fragiles à basse température, ils deviennent plastiques, puis viscoélastiques, ou encore caoutchoutiques, et enfin visqueux au fur et à mesure que la température imposée augmente. Il est bien connu que les relaxations caractéristiques d'un matériau traduisent l'activation de mécanismes moléculaires différents suivant la température. Pour les métaux et les céramiques, ces relaxations varient en fonction de la température. Au voisinage de la température ambiante elles restent négligeables à cause de leur haut point de fusion.

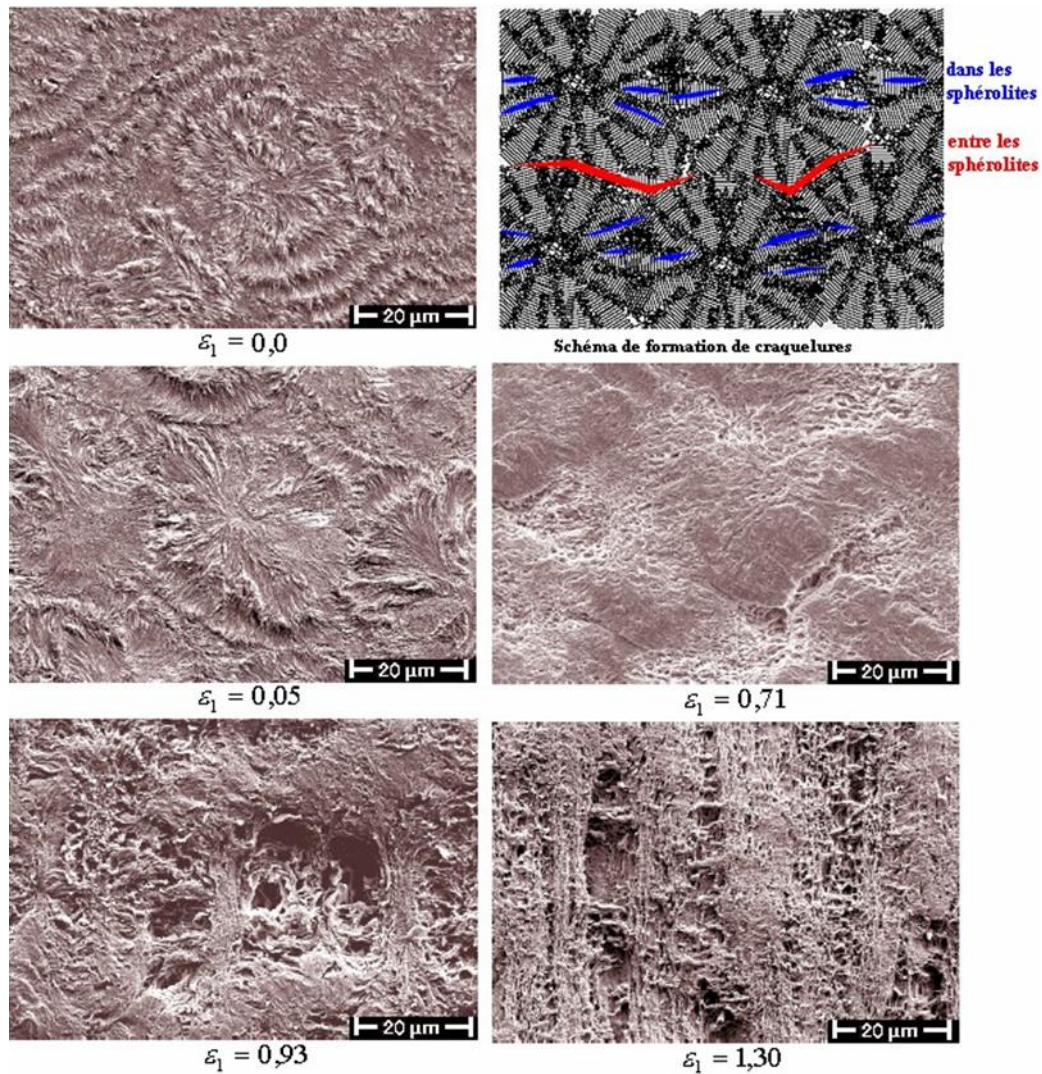


Fig.I.12. Schéma de formation des craquelures dans le polyéthylène, et observation des défauts microstructuraux par MEB dans le PEHD [4,22].

Avec les polymères, la situation est différente : entre -20°C à $+200^{\circ}\text{C}$, de tels matériaux peuvent pas séparer tous les états ci-dessus [22].

Leurs propriétés mécaniques dépendent donc fortement de la position relative de la température d'essai par rapport aux températures caractéristiques de fusion, de transition vitreuse et de transition secondaire.

De plus, la déformation des polymères semi-cristallins s'accompagne d'une modification microstructurale, ce qui engendre une variation des propriétés mécaniques au cours de la déformation.

Pour le PEHD, à température ambiante, la phase amorphe présente un comportement

caoutchouteuse, tandis que le glissement des lamelles est facilité car le processus de nucléation et de propagation des dislocations est thermiquement activé [24,45]. En comparant le PEHD à d'autres polymères semi- cristallins (Fig.I.13), celui-ci est l'un des polymères qui présente la plus importante ductilité à température ambiante. Son taux de cristallinité est l'un des plus élevés. Sa limite d'élasticité ainsi que son module de Young ont des valeurs parmi les plus faibles de tous les polymères semi-cristallins [4].

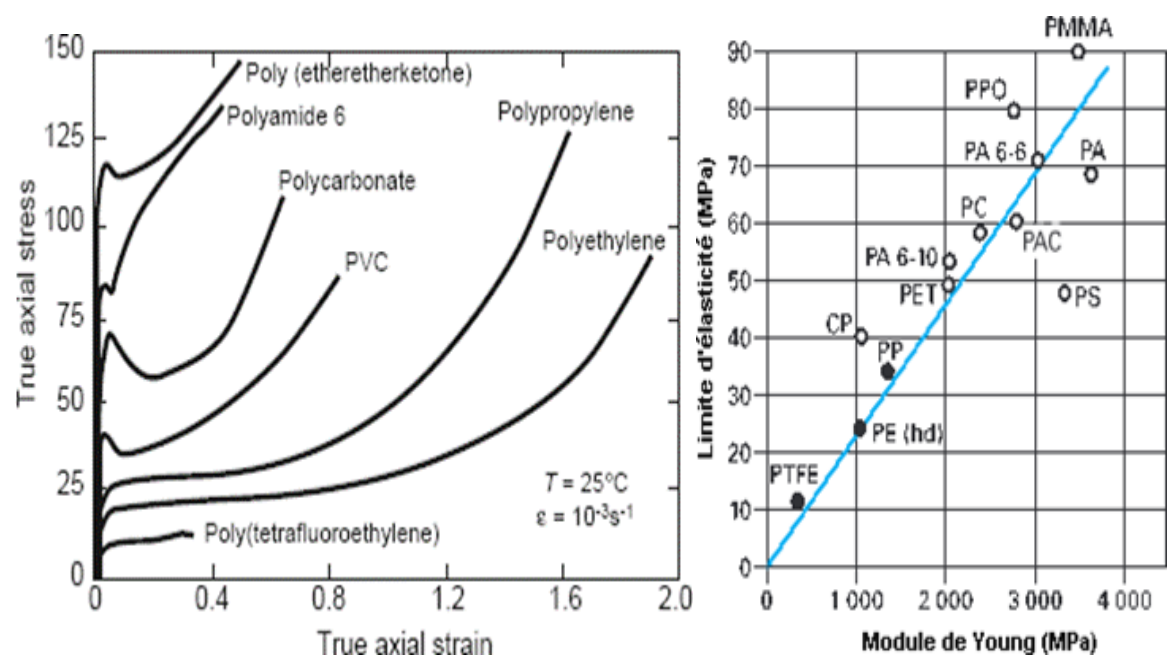


Fig. I.13. Comparaison des propriétés mécaniques du PE par rapport à une sélection de polymères [4,45].

Il est possible de mettre en évidence différents domaines de comportement en soumettant le matériau à une sollicitation de traction uni axiale (Fig.I.14). Ces domaines sont caractérisés par la perte de linéarité du comportement et par la recouvrance, c'est-à-dire la capacité du matériau à retrouver son état initial.

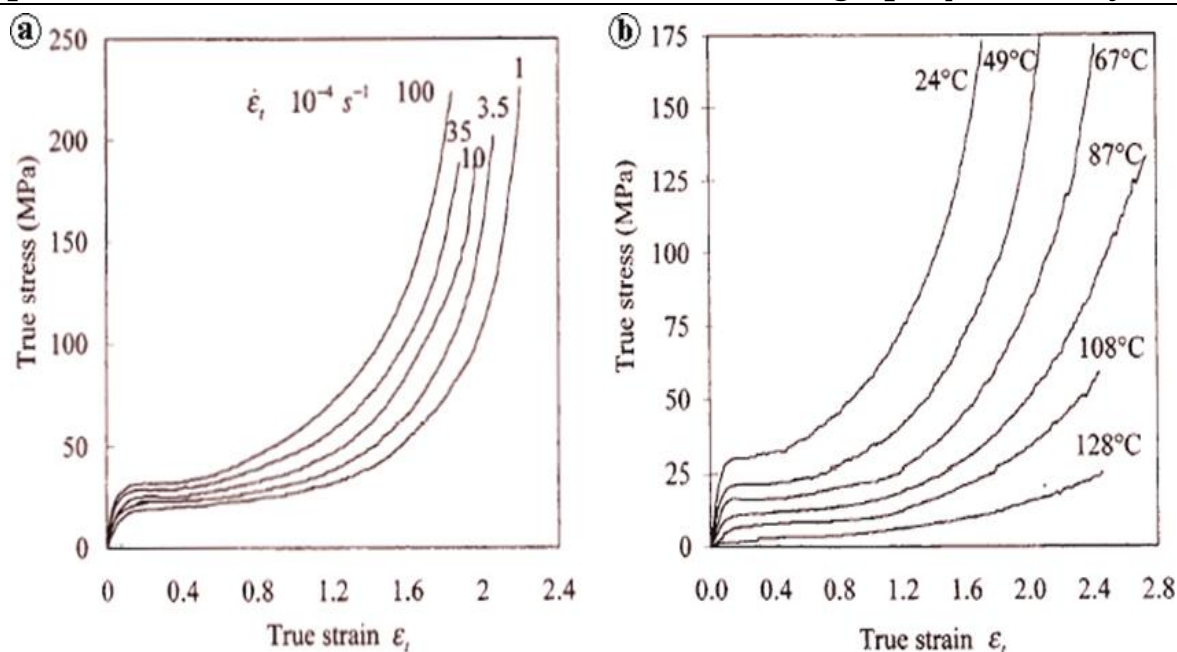


Fig.I.14.Sensibilité du PEHD à ; a)-la vitesse de la déformation b)-la température [32].

La perte de linéarité se traduit par une contrainte-seuil et des déformations de type viscoélastique ou anélastique. Ce seuil, assez faible pour la plupart des polymères, définit une zone élastique linéaire initiale relativement limitée, de l'ordre de 1% en déformation. Dans le domaine viscoélastique, associé à une déformation de l'ordre de 5%, la recouvrance de la déformation à contrainte nulle est totale. Au-delà de ce niveau de déformation le matériau n'est plus entièrement recouvrable [47]. Une composante irréversible apparaît, que l'on peut qualifier de plastique ou plus exactement de viscoplastique [48].

Ce comportement spécifique des polymères est particulièrement lié au fait que les macromolécules ne réagissent pas toujours instantanément à l'application d'une sollicitation. Les différentes chaînes moléculaires constitutives tentent de répartir les contraintes imposées en se réarrangeant physiquement jusqu'à adopter une configuration d'équilibre. Comme tous les polymères, le comportement du PEHD est très sensible aux conditions d'essai et plus particulièrement à la vitesse de déformation et à la température (Fig.I.14). Plusieurs études ont été réalisées pour caractériser cette sensibilité [4, 22, 49,50], parfois en effectuant des sauts de vitesse sur une même éprouvette [51]. Les courbes de la figure I.14 montrent que lorsque la vitesse de déformation diminue, ou lorsque la température augmente, la limite d'élasticité diminue. Le phénomène de durcissement plastique diminue également d'intensité.

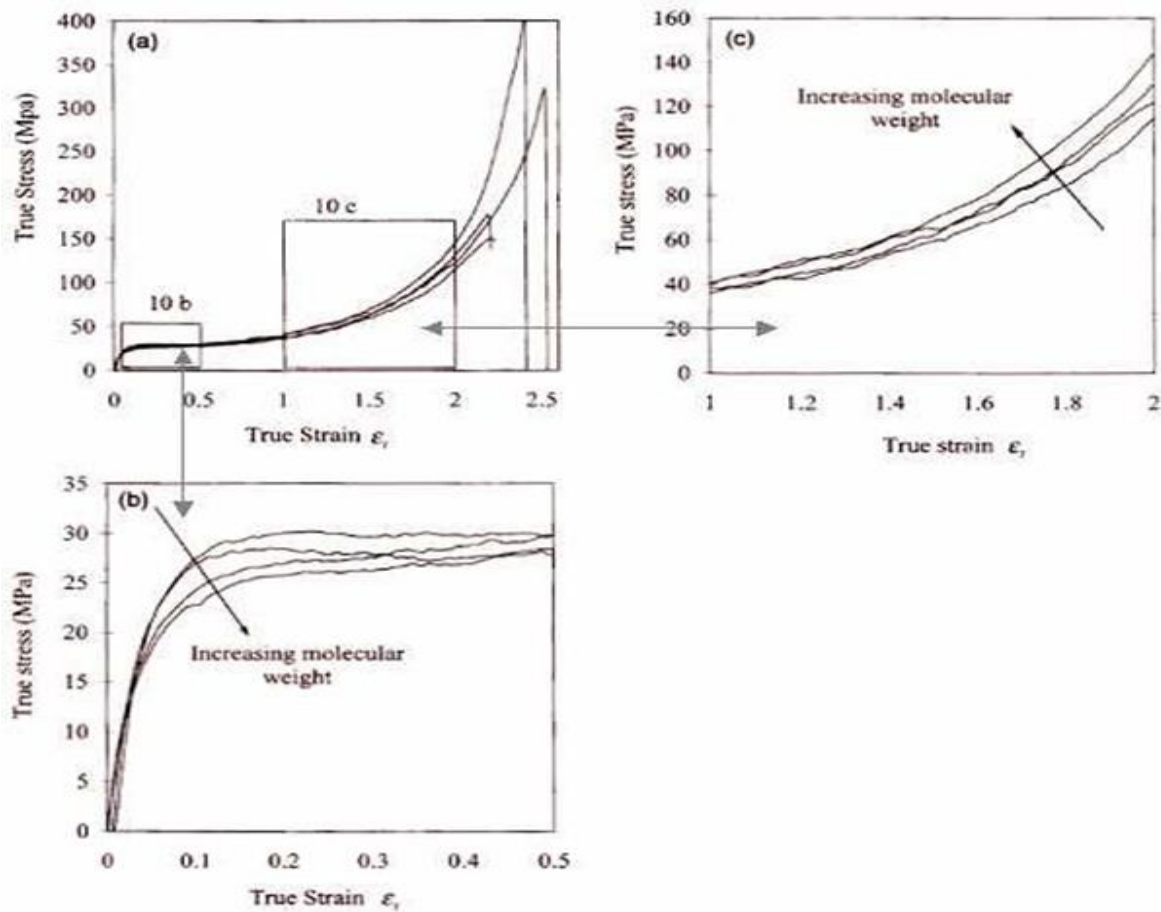


Fig.I.15.a)-Effet de la masse moléculaire sur la réponse en contrainte, b etc.)-Vue sa grandies [50].

L'influence des paramètres moléculaires tels que la masse molaire, la cristallinité, l'architecture des chaînes, *etc...* sur le comportement mécanique macroscopique du PEHD, a été mise en évidence par plusieurs auteurs [50,52]. Ainsi, pour déterminer l'effet de la longueur des chaînes macromoléculaires sur la réponse en contrainte vraie, HILLMANSEN et al. [50] ont examiné quatre types de PEHD avec différentes masses moléculaires (Fig. I.15). Lorsque cette masse augmente, la contrainte seuil diminue. La cristallinité à une influence sur le seuil de plasticité. En effet, plus le matériau est cristallin, plus la limite d'élasticité est élevée, ce qui est cohérent avec le fait que l'augmentation de la masse moléculaire conduit à une diminution de la cristallinité. A l'inverse, en grandes déformations, le durcissement augmente avec la masse moléculaire.

I.7. Comportement plastique macroscopique**I.7.1 Essais de traction**

Les premières études du comportement plastique des polymères semi-cristallins, réalisées dans les années 60, étaient basées sur des lois nominales qui ne tiennent pas compte des instabilités plastiques (striction) se produisant au cours de la déformation. Les études suivantes ont cherché à établir le comportement plastique vrai du matériau et à caractériser les micro-mécanismes de déformation qui le contrôlent [22]. Des exemples de comportement nominal du PE déformé en traction à la température ambiante sont donnés à la figure I.16. Dans cette dernière, on observe l'influence de l'indice de fluidité IF sur la courbe nominale charge – extension. L'évolution de la charge en fonction de l'extension est caractérisée par trois stades : i) un domaine viscoélastique, ii) une transition entre les stades viscoélastique et plastique avec un crochet de traction et iii) un domaine plastique où l'on constate un phénomène de durcissement plastique. La présence de ce crochet est due au non prise en compte de la réduction de section de l'éprouvette au cours de la déformation. Lorsque l'IF augmente, la limite élastique diminue, le domaine plastique subit un raccourcissement et le phénomène de durcissement est moins marqué. Ces phénomènes sont respectivement expliqués par la diminution de la masse moléculaire, par une diminution de la proportion des cisaillements intra-cristallins dans la déformation totale et par une orientation plus faible des chaînes. Ces résultats sont partiellement confirmés par les lois de comportement vrai du PEHD. En effet, Hillmansen et al. [50] observent un durcissement de moins en moins prononcé lorsque la masse moléculaire du matériau diminue mais parallèlement, une augmentation de la limite élastique est notée. Le taux de cristallinité a également une grande influence sur le seuil plastique. En effet, plus le matériau est cristallin, plus la limite élastique est élevée [53].

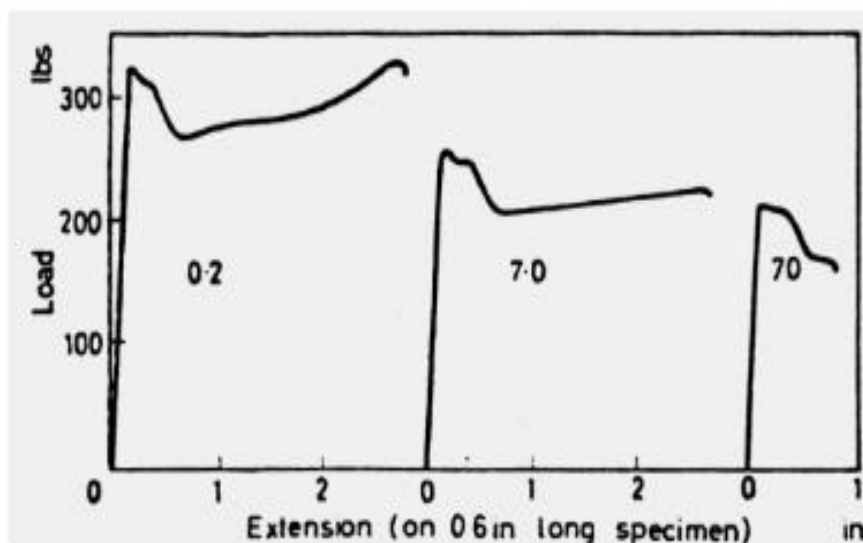


Fig. I.16. Influence de l'indice de fluidité du polyéthylène branché sur le comportement nominal en traction réalisée à la température ambiante et sous 0,3 in/s [22]

Des courbes de traction représentatives du comportement vrai du PEHD sont montrées à la figure I.17. Cette dernière met en évidence l'influence de la vitesse de déformation et de la température sur l'évolution de la contrainte vraie en fonction de la déformation vraie obtenue en traction. Contrairement au comportement nominal (Fig. I.16), le comportement vrai ne comporte pas de crochet de traction. Lorsque la vitesse de déformation diminue ou lorsque la température augmente, la limite élastique chute et le phénomène de durcissement plastique diminue d'intensité [54]. En effet, si la température augmente, la viscosité des chaînes amorphes diminue donc le réarrangement de la texture amorphe est facilité. De plus, le glissement intra lamellaire demande moins d'énergie car les processus déformation et de propagation des dislocations sont thermiquement activés. Lorsque la vitesse de déformation diminue, les frottements résultant des mécanismes de glissement entre les chaînes amorphes et cristallines sont plus faibles. Dès lors, la déformation de la phase amorphe et des cristaux de polymère demande moins d'énergie.

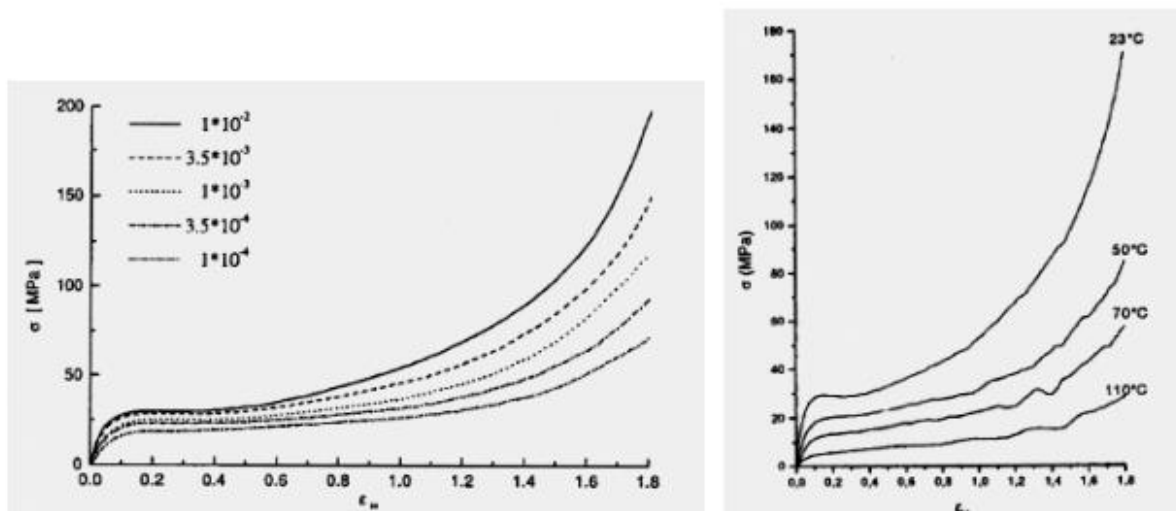


Fig. I.17. Influence de la vitesse de déformation (à la température ambiante) et de la température (sous la vitesse de $5 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$) sur la loi de comportement vrai du PEHD déformé en traction [54]

I.7.2 Essais de fluage :

Tout comme les essais de traction, les premiers essais de fluage étaient caractérisés par des courbes nominales. La figure I.18 met en évidence l'influence du taux de branchement court sur l'évolution de la déformation en fonction du temps lors d'essais nominaux de fluage réalisés sur du PE [22]. Les courbes sont caractérisées par trois domaines de déformation non élastique : i) un stade primaire où la déformation augmente rapidement avec le temps, ii) un stade secondaire caractérisé par une stabilisation de la déformation et iii) un stade tertiaire où l'on constate une ré-augmentation rapide et constante de la déformation avec le temps. Ce stade tertiaire coïncide avec la formation de la striction. Effectivement, lorsque la section de l'éprouvette diminue brutalement, la contrainte macroscopique augmente rapidement car la force imposée est constante. Dès lors, la déformation du matériau s'accélère. En outre, bien que le taux de branche courte soit faible, celui-ci a une grande influence sur le comportement en fluage de PE. En effet, lorsque le taux de BC augmente, la vitesse de déformation diminue dans les différents stades et le stade tertiaire est retardé. Ainsi, la résistance du matériau au fluage augmente lorsque le taux de branchement court augmente. De plus, le taux de cristallinité influe directement le comportement en fluage du matériau. En effet, à iso contrainte imposée, plus X_{cm} est important, plus le stade tertiaire est retardé [22].

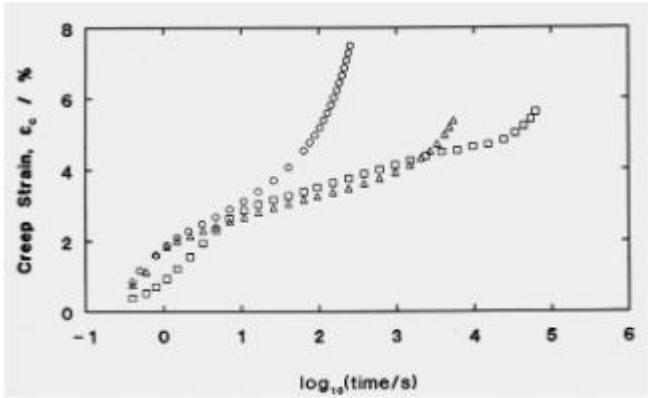


Fig. I.18. Influence du branchement court sur le comportement en fluage du PE sous une charge de 0,3 GPa à 22,5 °C [22,52]

Une corrélation entre le comportement nominal et le comportement vrai en fluage est représentée à la figure I.19. Dans cette étude, le PEHD est déformé en fluage à 60 °C sous différentes forces constantes (comportement nominal) ou contraintes constantes (comportement vrai) [43]. Ces deux types de comportement sont caractérisés par des courbes déformations – temps ayant une allure différente. En effet, lorsque la réduction de section est prise en compte (comportement vrai), il n'existe pas de domaine de fluage tertiaire. Ainsi, l'évolution de la déformation vraie en fonction du temps est composée de deux stades après la déformation élastique : i) un domaine où la déformation vraie augmente rapidement avec le temps et ii) un domaine caractérisé par une stabilisation de la déformation vraie avec le temps car l'état de contrainte s'est homogénéisé dans le volume de matériau sondé. Plus la contrainte imposée est importante, plus le second domaine débute tôt.

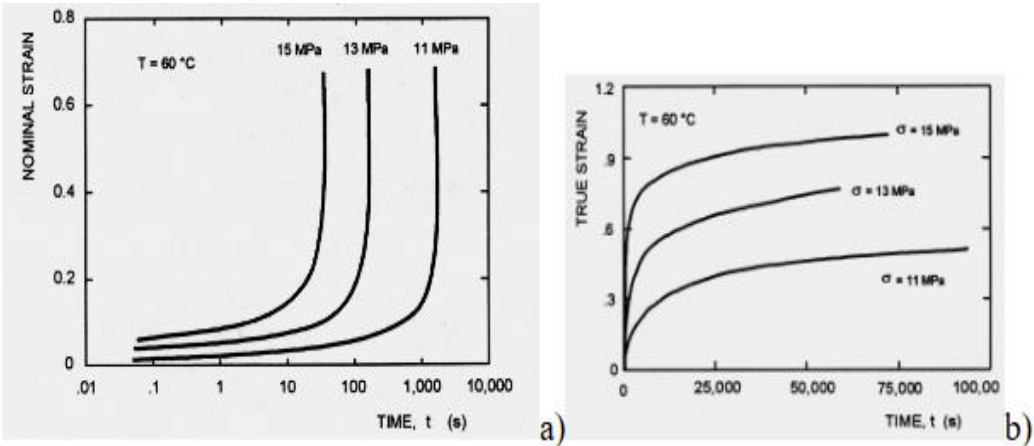


Fig. I.19. Essais de fluage ; a) nominaux et b) vrais du PEHD à 60 °C [4]

I.8. Les propriétés thermiques du PEHD**I.8. 1. Température de fusion**

La température de fusion (comprise entre 125 et 135 C°) et l'enthalpie de fusion du polyéthylène à haute densité sont mesurées par analyse thermique différentielle : la température de fusion correspond à l'abscisse du sommet du pic de fusion, l'enthalpie est obtenue par intégration de la surface du pic (NF T 51-223).

Ces caractéristiques ainsi que le point de ramollissement Vicat sont d'autant plus élevés que le taux de cristallinité est plus élevés ; de plus, la température de fusion dépend aussi de la structure moléculaire induite par le procédé de polymérisation.

I.8. 2 Conductivité thermique

La conductivité thermique du polyéthylène haute densité décroît à l'état solide de 0.47 W.m⁻¹.K⁻¹ à 0 C° à 0.35 W.m⁻¹.K⁻¹ à 100 C°. Elle est à peu près constante à l'état fondu, de l'ordre de 0.25 W.m⁻¹.K⁻¹. Elle est plus élevée pour les homopolymères que pour les copolymères. Le PEHD porte un coefficient de dilatation linéique situé entre 1.2 et 1.8*10⁻⁴. K⁻¹ à 23 C°.

I.8. 3. Comportement thermique

Les propriétés mécaniques des polymères dépendent fortement de la température. A basse température, la plus part 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 désenchevêtrement 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) [4,20] ; ils sont plastomères (comportement rigide) dans l'autre cas.

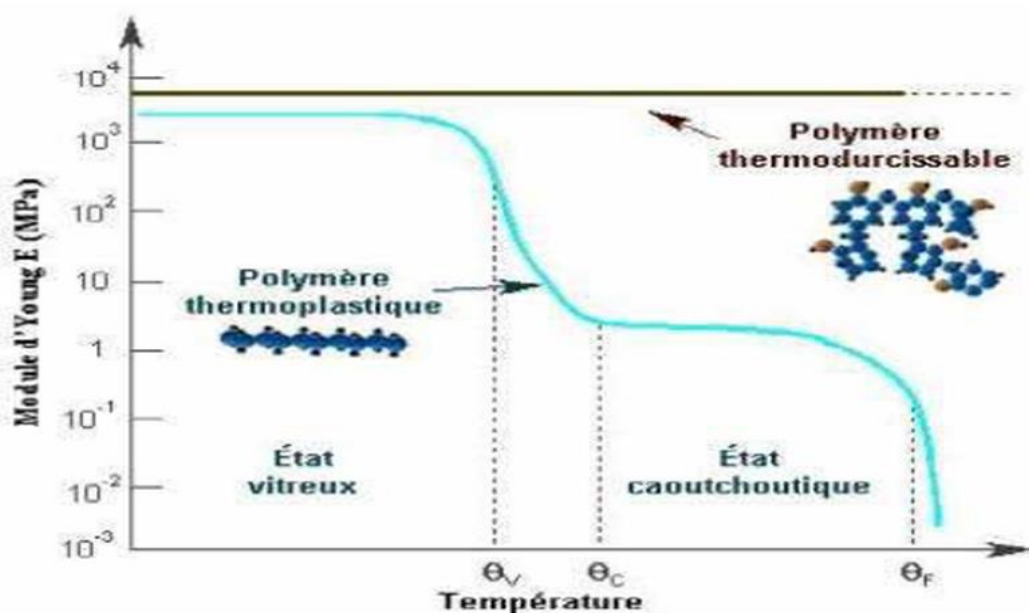


Fig. I.20. Variation du module d'Young d'un polymère en fonction de la température [55]

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.

I.8.3.1 .Température de transition vitreuse

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 (Fig.I.21).

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.

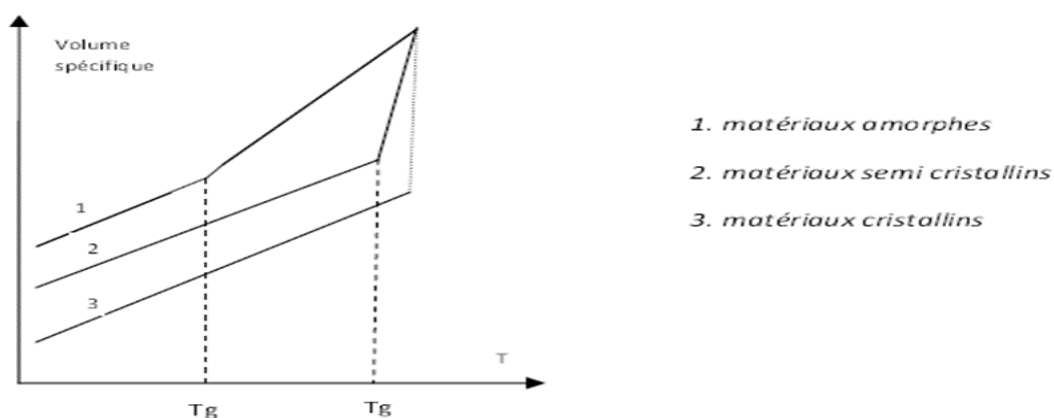


Fig.I.21. variation du volume spécifique en fonction de la température pour des polymères amorphes, partiellement cristallin et cristallin [55]

A : 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.

B : zone de transition

La zone de transition α , associée à la relaxation vitreuse, ou zone viscoélastique marque le moment où 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.

C : 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-hyper élastique, 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 α , 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 [4].

D : 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.8.3.2 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 encombrant et disposés de manière aléatoire (polystyrène, poly (méthylméth acrylate), 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 .

I.8.3.3 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 unes par rapport aux autres et se libérant

des contraintes créent lors de la déformation. Ainsi, bien 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.22

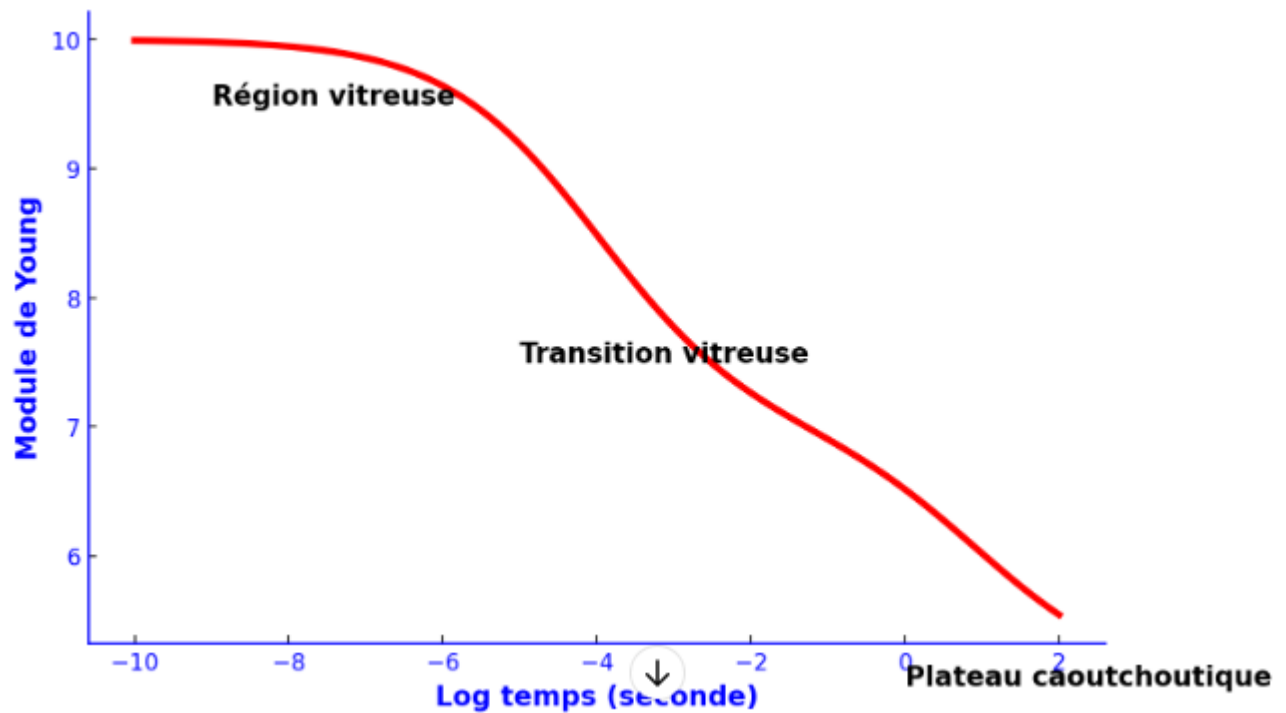


Fig. I.22. Module de Young en fonction du temps [22]

Références bibliographique

- [1] Rault. Les polymères solides - Amorphes, élastomères, semi- cristallins. 1ère édition, Cépaduès, 2002.
- [2] Alvarado-contreras J.A, Liuh. Polakma, Penlidis A, Micro and Macro mechanical Approaches For Modeling of Polyethylene Material for Pipe), Advance In Engineering Structures, Mechanics And Construction, 449-558, 2006.
- [3] C. Oudet. Polymères, Structure Et Propriétés. Issy-Les-Moulineaux (Hauts-De-Seine) : Masson, 1993.
- [4] C. G'sell, J.-M. Haudin, B. Sillion, Et R. Billardon. Introduction À La Mécanique Des Polymères. 1995.
- [5] A. Blaise. Caractérisation Microstructurale D'un Pehd Semi-Cristallin Déformé, Par Tomographie X Et Diffusion De Lumiere Polarisée. Henri Poincaré-Nancy I, 2011.
- [6] J. Cazenave, le compromis rigidité/durabilité du Polyéthylène Haute Densité en relation avec la structure de chaîne, la microstructure et la topologie moléculaire issues de la cristallisation, Thèse pour obtenir le grade de docteur de l'Université Paris-Est, 2005.
- [7] M. Reyne, Technologie des plastiques, HERMES, Paris, 1998.
- [8] P. Wiess, La Chimie Des Polymères, Société Francophone de Biomatériaux Dentaires, 2010.
- [9] G.W. Ehrenstein et F. Montagne, Matériaux polymères structure, propriétés et applications, édition HERMES science, Publication paris 2000.
- [10] N. Susperregui, Étude théorique de la polymérisation d'esters par voie organo métallique et organique, Thèse En vue de l'obtention du Doctorat de l'Université de Toulouse, 2010.
- [11] F. Vivier, Les Polymères – Comportement Mécanique & Synthèse, T-P, IUT Créteil-Vitry Mesures Physiques, Janvier 2006.
- [12] R. Dekioux, Étude 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, 1997.
- [13] Haudin J.M. Relation Mise En Forme – Morphologies Cristallines Dans Les Procédés. Cemef., Ecole Nationale Des Mines De Paris, 1991.
- [14] Ferrandez P. Adaptation De L'essai Bipoinçonnement À L'étude Des Polymères. Influence Des Conditions De Cristallisation Sur Le Comportement Rhéologique Et Tribologique D'un Polyéthylène À Haute Densité. Thèse De Doctorat, 1987.
- [15] K. Friedrich, "Crazes and Shear Bands in Semi-Crystalline Thermoplastic" In Springer-Verlag, Kausch H.H., Berlin-Heidelberg, 225-274, 1983.
- [16] Keller A. Polymers Crystals. Volume 31, Institute Of Physical Society, London, Uk,

1968.

- [17] A. Pawlak. Cavitation during tensile deformation of high-density polyethylene. *Polym.*, 48, 1397-1409, 2007.
- [18] A. Peterlin, Molecular model of drawing polyethylene and polypropylene. *J Mater Sci* 6, 490–508, 1971.
- [19] R. Arieby, Caractérisation mécanique et modélisation thermodynamique du comportement anisotrope du polyéthylène à haute densité. Intégration des effets d'endommagement, Thèse pour l'obtention du grade de Docteur de L'INPL, 2007.
- [20] Dj.Bouha, Étude du comportement mécanique d'une plaque en PEHD soudé, Thèse pour l'obtention du Diplôme de Doctorat en Sciences, Université De Mascara, 2023.
- [21] B. Wunderlich, *Macromolecular Physics*, vol.3: crystal melting, New York, Academic Press, 1980.
- [22] F. Addiego, Caractérisation de la variation volumique du polyéthylène au cours de la déformation plastique en traction et en fluage, Thèse de Doctorat, Institut National Polytechnique de Lorraine, 2006.
- [23] J. G. Speight, Norbert et Adolph Lange, *Lange's handbook of chemistry*, New York, McGraw-Hill, 2005.
- [24] J. VARGA. Review. Super molecular structure of isotactic polypropylene. *J. Mater. Sci.*, 27(10), 1992, 2557-2579.
- [25] F. Coeuille. Revêtements polymères de canalisation de fluide : Caractérisation et évolution de l'adhésion en milieu agressif. Thèse, ENSMP, 2002.
- [26] Bowden P.B., Young R.J. Deformation Mechanisms In Crystalline Polymers. *J. Mater. Sci.*, 9(12), 1974, 2034-2051.
- [27] Haudin J. M. Introduction À La Mécanique Des Polymères, Chapitres « Structure Et Morphologies Des Polymères Semi Cristallins », Ed. Inpl- Mecamat-Gfp-Applor- Firtech, 1995.
- [28] Ferrandez P. Adaptation De L'essai Bipoinçonnement À L'étude Des Polymères. Influence Des Conditions De Cristallisation Sur Le Comportement Rhéologique Et Tribologique D'un Polyéthylène À Haute Densité. Thèse De Doctorat, 1987.
- [29] Keller A. *Polymers Crystals*. Volume 31, Institute Of Physical Society, London, Uk, 1968.
- [30] Monasse B., Queyroy S., Lhost O. Simulation Par Dynamique Moléculaire De La Déformation Élastique Et Plastique De Polyéthylène Semi Cristallins. Cfm, 2007.
- [31] D. LI, H. Garmestani, S. R. Kalidindi, R. Alamo. Crystallographic texture evolution in high density Polyethylene during uniaxial tension. *Polym.*, 42, 2001, 4903-4913.
- [32] Georges AYOUB, Comportement en grandes déformations et fatigue des polymères : modélisation constitutive et prédiction de la durée de vie en fatigue Large déformation

behavior and fatigue of polymères, thèse pour obtenir le titre de Docteur de l'Université Lille 1, 2010.

- [33] R. Font et al, Semivolatile and volatile compounds in combustion of polyethylene. *Chemosphere*, 57(7), 615-627, 2004.
- [34] S. K. Ouiminga et al, Combustion de granulés de polyéthylène pur et de sachets plastiques à base de polyéthylène : effet de la masse et de la température sur les émissions d'oxydes d'azote et de carbone et l'évolution de l'oxygène, *J. Soc. Ouest-Afr. Chim*, 2009.
- [35] O. Zaki, Contribution à l'étude et à la modélisation de l'influence des phénomènes de transferts de masse sur le comportement mécanique de flacons en polypropylène, thèse pour obtenir le grade de Docteur de l'Université de Paris-Est, 2008.
- [36] J.M. Schultz, Microstructural aspects of failure in semi crystalline polymers, *Polymer engineering and science*, 24(10), p. 770-785, 1984.
- [37] F. Bustos, Cristallisation sous cisaillement du polyethylene: Effets de l'architecture moléculaire, Thèse pour obtenir le grade de docteur, Université Claude Bernard Lyon 1, 2004.
- [38] M. Ishikawa and I. Narisawa, Crazing in semi crystalline thermoplastics, *Advance in polymer science*, 91/92, 1990.
- [39] A. Pawlak, A. GALESKI. Plastic deformation of crystalline polymers: The role of cavitation and crystal plasticity. *Macromolecules*, 38, 2005, 9688-9697.
- [40] M. F. Butler, A. M. Donald. Deformation of spherulitic polyethylene thin film. *J. Mater. Sci.*, 32, 1997, 3675-3685.
- [41] M. F. Butler, A. M. Donald, A. J. Ryan. Time resolved simultaneous small- and wide-angle X-ray scattering during polyethylene deformation-II. Cold drawing of linear polyethylene. *Polym*, 39, 1998, 39-52.
- [42] Z. Bartczak, A. Galeski, A. S. Argon, R. E. Cohen. On the plastic deformation of the amorphous component in semi crystalline polymers. *Polym*. 37(11), 1996, 2113-2123.
- [43] M. Aboulfaraj, C. G'sell, B. Ulrich, A. Dahoun. In situ observation of plastic deformation of polypropylene spherulites under uniaxial tension and simple shear in the scanning electron microscope. *Polym*. 36, 1995, 731-742.
- [44] Z. Bartczak, A. Galeski, A. S. Argon, R. E. Cohen. On the plastic deformation of the amorphous component in semi crystalline polymers. *Polym.*, 37(11), 1996, 2113-2123.
- [45] N. Brown, I. M. Ward. The influence of morphology and molecular weight on ductile-brittle transitions in linear polyethylene. *J. Mater. Sci.*, 18(5), 1983, 1405-1420.
- [46] L. Cangemi, Y. Meimon. Une approche méso-macro continue pour la modélisation du comportement des polymères semi-cristallins à usage structural. *Mécanique & Industries*, 3, 2002, 557-570.
- [47] A. Dahoun. Comportement plastique et textures de déformation des polymères semi-cristallins en traction uni axiale et en cisaillement simple. Thèse, INPL, 1992.
- [48] P. Ferrandez. Adaptation de l'essai de Bipoissonnement 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.

[49] C.G'sell, J.M.Hiver, A.Dahoun, A.Souahi. Video-controlled tensile testing of polymers and metals beyond the necking point. *J. Mater. Sci.*, 27, 1992, 5031-5039.

[50] S.Hillmansen, S.Hobeika, R.N.Haward, P.S.Leevers. The effect of Strain rate, Temperature, and Molecular mass on the tensile deformation of polyethylene. *Polym. Eng. Sci.*, 40, 2000, 481- 489.

[51] C.Zhang, I.D.Moore .Nonlinear mechanical response of high-density polyethylene. Part I: Experimental investigation and model evaluation. *Polym. Eng. Sci.*, 37, 1997, 404-413.

[52] Rida Arieby ; Caractérisation mécanique et modélisation thermodynamique du comportement anisotrope du polyéthylène à haute densité. Intégration des effets d'endommagement, THESE pour l'obtention du grade de DOCTEUR DEL'INPL, Nancy Université, 2007.

[53] N. W. J. Brooks, R. A. Duckett, I. M. Ward. Effects of crystallinity and stress state on the yield strain of polyethylene. *Polym.* 40, 1999, 7367-7372.

[54] S. Hobeika, Y. Men, G. Strobl. Temperature and strain rate independence of critical strains in polyethylene and poly (ethylene-co- vinyl acetate). *Macromolecules*, 33, 2000, 1827-1833.

[55] Dj. Bouha, Influence de la géométrie de l'outil sur le soudage par friction malaxage (FSW) d'un PEHD: Étude expérimentale, Mémoire pour l'obtention du diplôme de Magister en Génie Mécanique, Université de Mascara, 2013.

Chapitre II

Le Soudage par Friction Malaxage

I. Introduction

L'assemblage de matériaux différents est souvent délicat et parfois impossible lorsque des procédés classiques de soudage sont utilisés. Pourtant, certains secteurs industriels font de plus en plus appel à des matériaux différents qu'il est nécessaire d'assembler. C'est le cas de l'industrie automobile confrontée depuis quelques temps à des contraintes d'allègement. Dans cette optique, l'aluminium et ses alliages présentent de nombreux avantages [1.2] : un gain de masse permettant une réduction des émissions de CO₂ et une possibilité illimitée de recyclage après usage. En revanche, compte tenu de sa faible résistance mécanique, ce matériau ne peut pas remplacer les pièces de structure aujourd'hui en acier. Il devient alors nécessaire d'assembler ces deux métaux très différents d'un point de vue mécanique et métallurgique.

D'autres secteurs tels que l'énergétique nécessitent également des liaisons hétérogènes Aluminium-Cuivre. En dehors des méthodes d'assemblages mécaniques (rivetage, clinchage), un moyen prometteur pour réaliser ces types de liaison est le soudage par Friction Malaxage ou Friction Stir Welding. Ce procédé, développé et breveté par le TWI en 1991 [3], consiste à réaliser une liaison métallique à l'état solide en faisant intervenir un outil rotatif. Aujourd'hui, le soudage par Friction Malaxage a démontré ses avantages sur les alliages d'aluminium en garantissant une tenue mécanique en statique et en dynamique bien souvent supérieure à celle obtenue sur des assemblages soudés par des procédés de fusion classiques.

Des travaux conduits au centre Friction Stir Welding de l'Institut de Soudure ont montré les possibilités d'assemblage hétérogène de l'aluminium avec l'acier, avec le cuivre ou d'alliages d'aluminium différents.

Pour ces assemblages, plusieurs configurations ont pu être testées : soudage par point, soudage linéaire par transparence, soudage linéaire bout à bout.

Puisque l'optimisation des paramètres de soudage passe par une bonne maîtrise de la microstructure et des propriétés mécaniques inhérentes, des caractérisations métallurgiques des joints soudés ont été réalisées par l'Institut de Soudure et le Laboratoire de Physico-Chimie de l'Etat Solide (LPCES) à Orsay. Les travaux menés au LPCES ont consisté à analyser les évolutions complexes de microstructure et de texture dans les différentes zones des joints en utilisant la diffraction des électrons rétrodiffusés (Electron BackScattered Diffraction – EBSD).

Après une brève présentation du procédé de soudage par Friction-Malaxage, différents cas d'études seront analysés. Ils concerneront l'assemblage hétérogène en bout à bout d'alliages d'aluminium des séries 7XXX et 6XXX, l'assemblage d'un alliage d'aluminium 5186-H111 avec le cuivre, et le soudage par point, linéaire par transparence et en bout à bout d'alliage d'aluminium et d'acier.

II. Le soudage par Friction Malaxage ou Friction Stir Welding (FSW)

Le soudage par friction malaxage, ou friction stir welding (FSW) en anglais, est considéré comme l'un des plus innovants procédés de soudage développés depuis ces dernières années [4]. Breveté en 1991 par The Welding Institute (TWI), ce procédé de soudage permet un assemblage à l'état semi-solide qui présente de nombreux avantages pour des applications mettant en œuvre des matériaux réputés difficilement soudables par les procédés de soudage par fusion conventionnels (alliages d'aluminium des séries 2xxx et 7xxx, cuivre,...), tels que les aciers [5] ou les alliages de titane [6], aux polymères [7], ou bien encore au soudage hétérogène [8].

Cette partie a pour objectif de définir le vocabulaire associé au FSW et d'introduire les notions théoriques nécessaires à son étude. Pour cela, son principe de fonctionnement et les équipements de soudage utilisés pour la réalisation des soudures seront décrits.

Ensuite, les paramètres FSW et leur influence sur la formation des soudures seront présentés. La sous-partie suivante fera un bilan des connaissances acquises sur les phénomènes physiques générés lors du soudage, à savoir la création d'un flux de chaleur, d'un flux de matière (notamment les spécificités liées à la configuration en transparence) et les évolutions de microstructure des joints soudés.

Les informations données par la suite sont en grande partie tirées de plusieurs ouvrages qui se consacrent à la présentation du procédé FSW [9].

II.1 Description du procédé FSW

A) La réalisation de soudures par le biais du procédé FSW nécessite plusieurs éléments

- Un outil mobile et non consommable composé de deux parties cylindriques et coaxiales : l'épaulement et le pion
- Un équipement de soudage pour contrôler la position et le mouvement de l'outil (translation et rotation) lors de la production des soudures
- Une surface de support, qualifiée d'enclume, sur laquelle positionner les pièces
- Un système de bridage des pièces.

La figure I.A fait également apparaître les principales directions employées pour décrire l'opération de soudage. Tout au long de ce manuscrit, le référentiel composé des directions suivantes sera établi :

Le rôle de ces différents éléments est décrit dans la suite de cette partie qui s'organise en quatre sections : la présentation du principe de fonctionnement du FSW, des géométries d'assemblage, des équipements de soudage avant de finir par les avantages du FSW et des exemples d'applications.

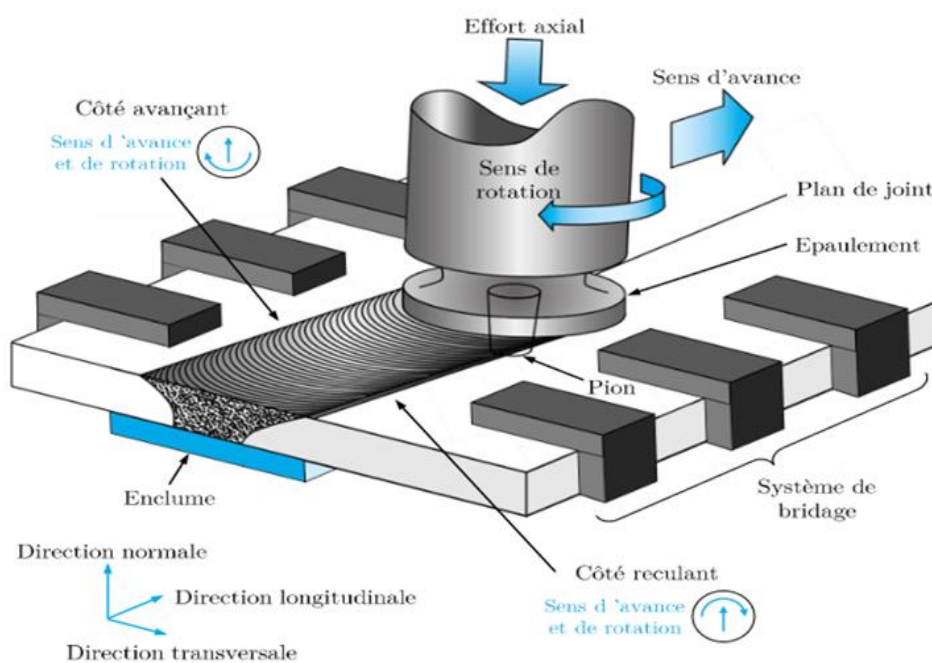


Figure II.1 – Principe de fonctionnement du soudage FSW. Figure basée sur [11]

B) Le procédé de soudage par friction malaxage peut être décomposé en 4 étapes (Figure II.2)

-Pénétration de l'outil

L'outil composé d'un pion de géométrie plus ou moins complexe et d'un épaulement de diamètre de 2 à 2.5 fois supérieur au pion est mis en rotation rapide (entre 100 et plusieurs milliers de tr/min). Sous un effort dé fini, le pion entre en contact avec la surface des tôles à assembler. La chaleur générée par le frottement pion-matière provoque un ramollissement local de la matière et permet la pénétration du pion jusqu'à ce que l'épaulement entre en contact avec la surface des pièces.

-Temps de préchauffage

Afin de générer l'apport de chaleur nécessaire pour obtenir un volume de matière à l'état pâteux suffisant au voisinage de l'outil, celui-ci est maintenu en rotation pendant un temps appelé Dwell-time ou temps de préchauffage (Dt). Cet intervalle de temps dépend des matériaux à assembler (il faut au moins atteindre la température de forgeabilité des matériaux de base), des épaisseurs et des configurations d'assemblage.

-Soudage

Après préchauffage, l'outil en rotation se déplace le long du joint à une vitesse définie (jusqu'à 2 m/min). Par un mécanisme combiné d'extrusion par le pion et de forgeage par l'épaulement, le cordon est réalisé de proche en proche. Une nouvelle structure métallurgique commune aux deux matériaux est formée grâce à des phénomènes de restauration-recristallisation. La liaison métallique est ainsi assurée sans atteindre la température de fusion des matériaux de base, ce qui permet de s'affranchir de problèmes liés à la ré-solidification qui apparaissent en utilisant les procédés de soudage classiques (porosités, soufflures, fissuration à chaud,...)

-Rétraction de l'outil

Lorsque la longueur soudée est réalisée, l'outil en rotation est retiré de la matière. Suivant la technologie de soudage utilisé, il reste en fin de soudage une empreinte laissée par le pion.

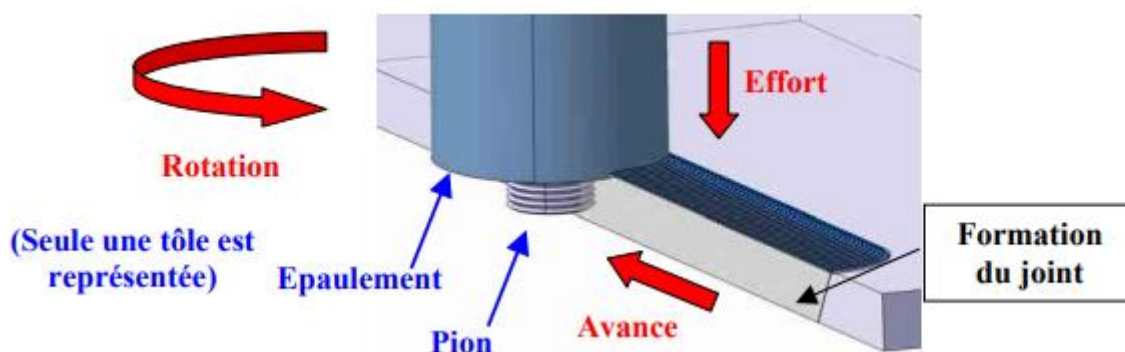


Figure II.2 : Principe du soudage par Friction-Malaxage (FSW)

II.1.2 Paramètres d'influence du procédé

Les propriétés mécaniques finales du joint soudé sont déterminées par la microstructure et l'état de précipitation du matériau après le soudage. Pour un matériau donné, cette microstructure et cet état de précipitation sont définis par l'évolution du flux de matière et du champ de températures pendant le procédé de soudage. Selon le classement fait par Mishra et al. [12], les paramètres du procédé qui ont le plus d'influence sur le flux de matière et le champ de températures, donc, les paramètres qui ont le plus d'influence sur

l'état final du joint soudé, sont au nombre de trois : la géométrie de l'outil, les réglages du procédé et la disposition des joints à souder.

Géométrie de l'outil : Il existe une grande variété de géométrie d'outil (voir : annexe A). Les différences les plus remarquables se trouvent principalement dans le pion. Celui-ci peut être lisse ou fileté et peut en plus posséder des cannelures qui ont pour but de stimuler le flux de matière autour de l'outil. L'épaulement peut lui-même aussi avoir des variations géométriques comme, par exemple, des spirales gravées, avec le même objectif d'augmenter le flux de matière et le frottement créé.

Réglages du procédé : Les paramètres les plus importants dans cette section sont la vitesse de rotation ω et la vitesse d'avance v . Le rapport entre ces deux paramètres va définir si une soudure est « chaude » 1 ou « froide » [13]. En plus de ces paramètres cinématiques, l'angle d'inclinaison entre l'axe de l'outil et l'axe perpendiculaire au plan des plaques — tilt en anglais — peut être considéré comme un autre paramètre du soudage. L'utilité de cette inclinaison de l'outil consiste à empêcher que la matière malaxée par le pion sorte en forme de copeau par l'arrière de l'outil. Finalement, l'échauffement ou refroidissement des structures à souder avant ou après le passage de l'outil doit être aussi classé dans cette section.

Disposition des joints à souder : Les dispositions les plus adaptées pour souder deux plaques par friction malaxage sont celles appelées butt joint et lap joint en anglais. Dans le premier cas, les plaques sont positionnées côte à côte, tout comme dans l'exemple de la figure II.3 a. Dans le deuxième cas, par contre, les plaques sont

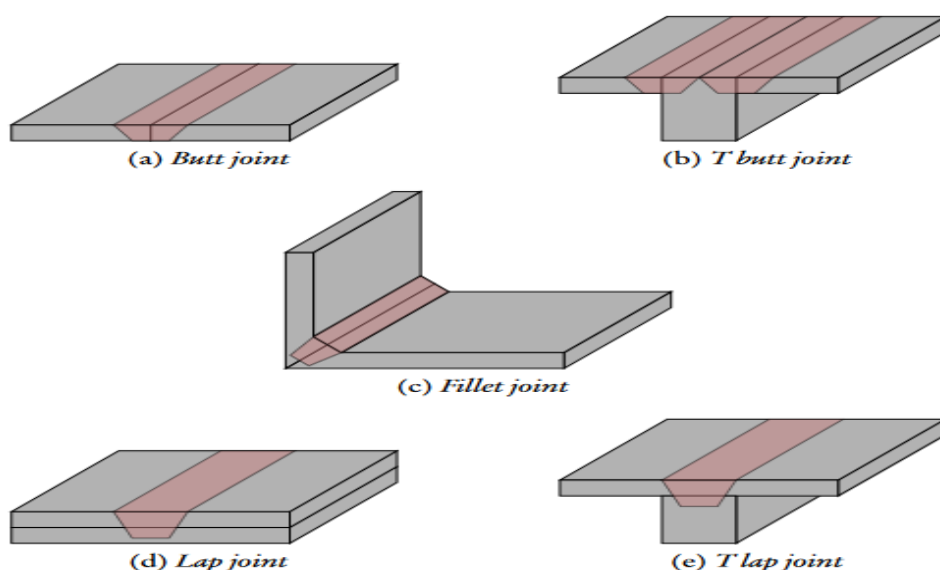


FIG.II.3 Différentes dispositions possibles.

Empilées l'une sur l'autre (voir : figure II.3 d). Malgré la bonne adaptation de ces deux dispositions au soudage par friction malaxage, il est aussi envisageable de souder des plaques en disposition angulaire ou en forme de « T » (voir : figures II.3 b, II.3 c et II.3 e), entre autres.

II.2 Sensibilité aux paramètres process des caractéristiques microstructurales

L'objectif de cette section est de présenter dans quelle mesure les paramètres de soudage, et principalement les vitesses d'avance et de rotation de l'outil, affectent les caractéristiques microstructurales des soudures obtenues. Il est d'abord choisi d'investiguer comment est générée la chaleur en soudage FSW et comment les paramètres influencent son intensité. En effet, bien qu'elle n'en fasse pas partie, la génération de chaleur conditionne hautement les caractéristiques microstructurales. Les caractéristiques des soudures sur le plan microstructural ainsi que l'influence des paramètres sur elles sont ensuite exposées. On note que le terme microstructural est ici utilisé au sens large, et ne comprend pas uniquement la microstructure, c'est-à-dire les propriétés et l'évolution des cristallites dans la soudure. Il évoque aussi la macrostructure, qui fait notamment référence au mélange obtenu dans le joint et au défaut présents. Il comprend également la métallurgie des soudures, qui renvoie à l'évolution de l'état de précipitation et à la dureté des soudures, car la dureté des alliages d'aluminium à durcissement structural est principalement affectée par l'évolution métallurgique et non par la taille de grain [14].

II.2 .2 Génération de chaleur au cours du soudage

La génération de chaleur est une donnée très importante en FSW. Sa présence permet en effet au procédé de fonctionner, car elle permet d'attendrir la matière pour la malaxer correctement, mais il faut aussi garder à l'esprit que son intensité influe fortement sur les caractéristiques microstructurales des soudures [15]. La chaleur est générée de deux façons, soit par frottement de l'épaulement et du pion de l'outil sur les tôles de matériau de base (bleu sur Figure 2), soit par la dissipation énergétique induite par les grandes déformations engendrées par le malaxage (rouge sur Figure 2). La répartition de la contribution des frottements et de la dissipation suite aux grandes déformations dans la génération de chaleur partage encore la communauté scientifique, notamment à cause du fait qu'il est difficile d'observer expérimentalement cette valeur. La plupart du temps, la chaleur générée est plus importante à proximité de l'épaulement, c'est-à-dire dans la partie haute du joint, car sa vitesse tangentielle plus élevée que celle du pion engendre des frottements et des

déformations de la matière plus importants [16], [15]. La chaleur générée se dissipe principalement par conduction dans le reste des matériaux soudés, dans l'outil, et dans l'enclume (Figure 2). L'enclume joue d'ailleurs un rôle prépondérant dans le refroidissement des tôles et le choix de ses caractéristiques est donc très important dans la dissipation de la chaleur [16], [17]. Une partie de la chaleur se dissipe aussi par convection dans l'air environnant l'outil et les matériaux soudés, mais dans des proportions plus faibles [12], [16] – [15].

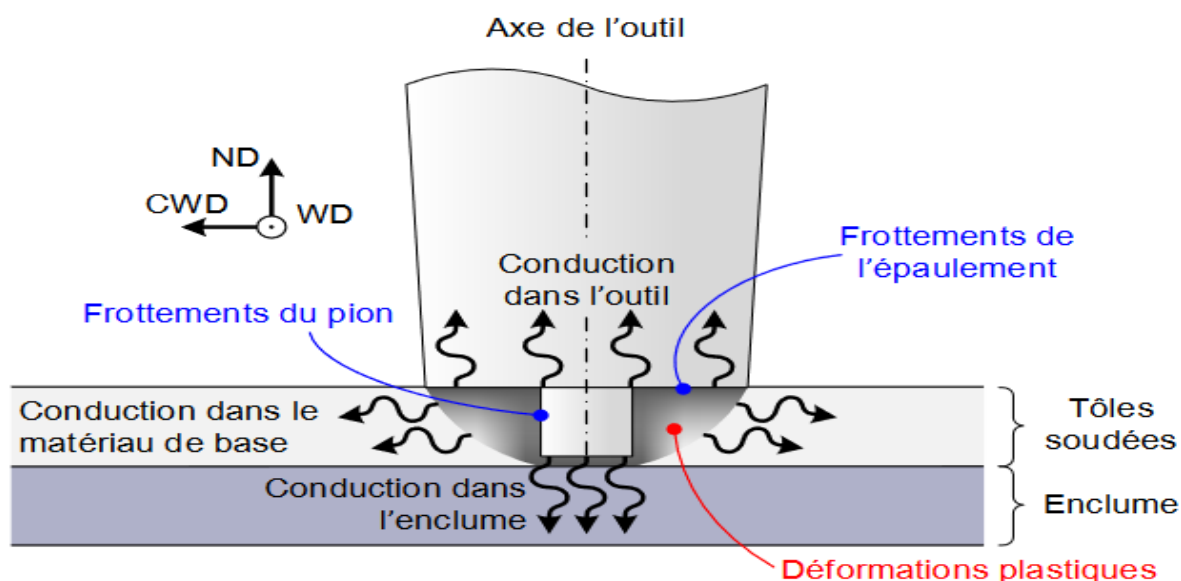


Figure II.4– Schématisation de la génération de chaleur au cours du FSW. D'après [18].

La chaleur générée par le procédé engendre généralement des températures maximales dans les soudures de l'ordre de 60 à 90 % du point de fusion de l'alliage [19], [16], [15], [20].

Dans certains cas, les températures peuvent fortement s'approcher du point de fusion, comme dans le cas du soudage de l'alliage d'aluminium 5083 où une température supérieure à 550 °C est atteinte, soit plus de 96 % du point de fusion de l'alliage [15].

Toute opération de FSW possède une phase transitoire au cours de laquelle l'ensemble des organes, c'est-à-dire les tôles à souder, l'enclume et l'outil, chauffent jusqu'à atteindre une phase stationnaire [16]. Cette phase transitoire constitue l'étape de plongée de l'outil au sein des tôles ainsi que le début du cordon, généralement les premiers centimètres. Ainsi, il convient de réaliser les mesures dans la phase stationnaire, où les températures sont stables. Sans surprise, les températures atteintes dans les tôles soudées sont toujours plus élevées dans le noyau, à proximité du passage de l'outil générant la chaleur, et baissent

progressivement au fur et à mesure qu'on s'en éloigne [27], [21] – [25], comme l'illustre la Figure 3.A pour le soudage de l'alliage 6082. De plus, comme pour tout procédé de soudage, le gradient de température est d'autant plus fort que l'on se rapproche du centre de la soudure [16], [26]. En général, la littérature constate un côté AS légèrement plus chaud que le côté RS [27], [21] – [23]. De ce côté, les vectrices vitesses d'avance et de rotation sont en effet dans la même direction, ce qui a souvent tendance à favoriser la génération de chaleur 3.B. Cela est visible sur la Figure 3, où pour une même distance du centre du joint, les thermocouples côté AS mesurent généralement des températures jusqu'à quelques dizaines de degrés supérieures à celles du côté RS. Cependant, certains auteurs ont constaté que le côté RS pouvait être légèrement plus chaud que le côté AS [24], [25]. Ils ont constaté que ce phénomène peut apparaître pour certains paramètres de soudage et notamment des matériaux et épaisseurs de tôles particuliers, mais aussi un tilt, une vitesse et un design de l'outil spécifiques.

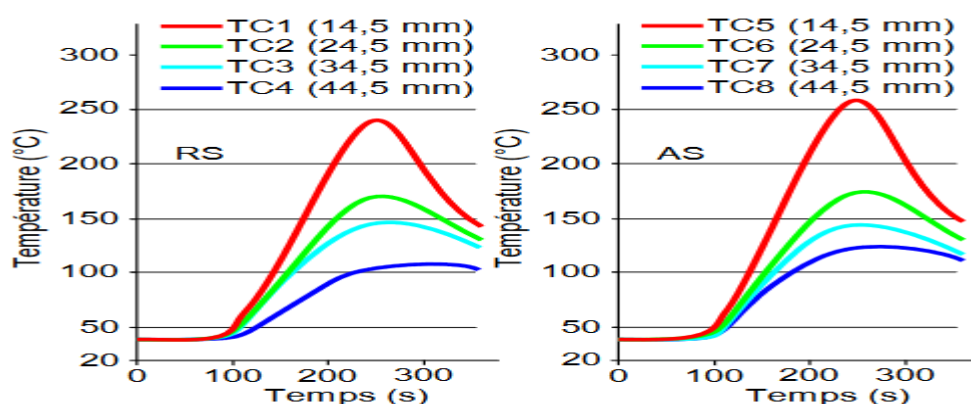


Figure 3.A – Mesure de température au cours du FSW de l'alliage 6082 par des thermocouples à plusieurs distances du centre de la soudure [23].

Plusieurs auteurs ont observé que la génération de chaleur était fonction des paramètres de soudage, et en particulier des vitesses d'avance et de rotation de l'outil [28], [16], [29], [30], [15], [25], [36] – [37]. Salih et al. [33] ont observé qu'à vitesse d'avance constante l'élévation de la vitesse de rotation augmentait la température mesurée pour le soudage de l'alliage 6092/Sic/17.5p-T6 AMC, comme il est possible de le voir sur la Figure 4. A vitesse de rotation constante, augmenter la vitesse d'avance diminuait aussi la température (Figure 4). Des observations identiques ont été réalisées par plusieurs autres auteurs [31] – [33], [29], [30].

L’augmentation de la vitesse de rotation a tendance à générer plus de frottements et plus de déformation plastique dans la matière, ce qui amène à une augmentation de la génération de chaleur. Abaisser la vitesse d’avance laisse l’outil malaxer la matière plus longtemps au même endroit, ce qui a aussi pour conséquence d’augmenter la chauffe et d’atteindre des températures pics plus élevées, tout en rendant le refroidissement plus lent [16], [15], [36], [31], [33],[38].

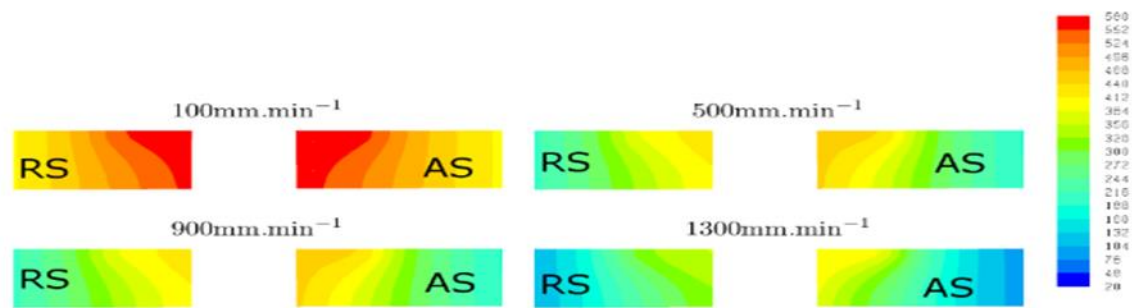


Figure 3.B - Influence de la vitesse d'avance sur la répartition de la température (°C) dans une coupe perpendiculaire à la ligne de soudure

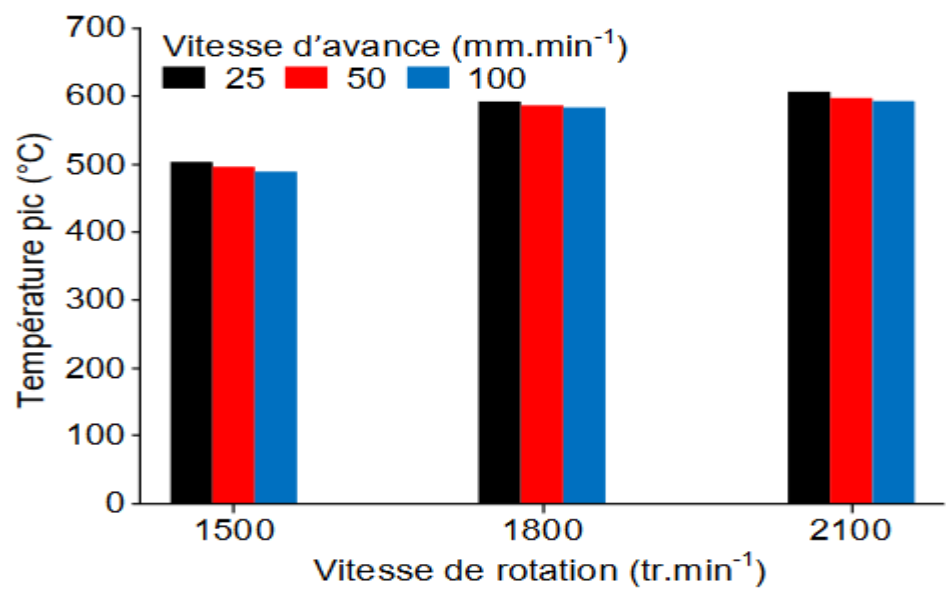


Figure 4 – Température maximale dans le noyau pour le soudage de l’alliage 6092/SiC/17.5p-T6 AMC [36].

Si la communauté scientifique semble unanime sur l’effet indépendant des vitesses d’avance et de rotation sur la génération de chaleur, leur effet combiné est plus discuté. Certains résultats portent à penser que la génération de chaleur est d’autant plus forte que le rapport de vitesses $R=V_a/V_r$ est bas [26], [15]. Cela semble à première vue cohérent avec les observations réalisées sur les vitesses d’avance et de rotation de manière séparée, mais cela

suppose sur tout que les vitesses d'avance et de rotation ont une contribution équivalente sur la génération de chaleur. Certains auteurs ont d'ailleurs observé pour certaines configurations que la vitesse de rotation était plus influente que la vitesse d'avance [36], [34] ou à l'inverse que la vitesse d'avance était plus influente que la vitesse de rotation [25]. Ils ont dans tous les cas conclu que le ratio n'était pas forcément un bon indicateur pour estimer la chaleur générée.

Certaines formules empiriques impliquant les paramètres du procédé sont proposées pour évaluer la chaleur générée [16], [15], [37], mais leur application est plus ou moins limitée à une certaine fenêtre de paramètre process et elles ne sont pas valables pour l'ensemble des configurations de soudage.

Des études concernant l'influence d'autres paramètres sur la chaleur générée dans le cas du soudage des alliages d'aluminium existent mais sont moins courantes [39] – [45]. Des auteurs [39], [40], [44], [45] ont observé qu'augmenter la force axiale de l'outil a pour effet d'élever la génération de chaleur. Cela est dû à l'augmentation de la force de friction de l'épaulement sur les tôles soudées quand la force axiale est plus forte. Tikader et al. [40] et Kadian et al. [43] ont constaté que changer la géométrie de l'outil de soudage pouvait également légèrement modifier la génération de chaleur. Le choix du ou des matériaux ainsi que leur placement influencent aussi significativement la chaleur générée [41], [42], même au sein d'une même série d'alliages [26]. On note que, contrairement à la plupart des autres paramètres, le ou les matériaux ne peuvent pas être choisis librement pour des contraintes structurelles.

Même si certaines tendances peuvent être observées, il est généralement compliqué de prédire précisément la génération de chaleur en ne disposant que des paramètres machine, des tôles et de l'enclume, et géométriques de l'outil. Cette prédiction est difficile d'un point de vue purement quantitatif, c'est-à-dire pour déduire une valeur chiffrée des températures atteintes ou de la chaleur générée. Elle n'est aussi pas toujours aisée quand il s'agit simplement d'ordonner, par chaleur générée, un set de conditions de soudage où les paramètres varient, surtout si ce set est assez étendu. En effet, les phénomènes mis en jeu dans la génération de chaleur peuvent être différents d'une condition à une autre, et les techniques d'évaluation valables pour une configuration ou une fenêtre de paramètres de soudage ne le sont pas forcément sur d'autres. La meilleure façon d'évaluer de manière fiable la génération de chaleur reste donc de la mesurer de façon directe, de préférence en utilisant des thermocouples. On précisera cependant que des modèles numériques

permettant de prédire la génération de chaleur existant et peuvent se montrer efficaces [46], [47], que ce soit au niveau de leur fiabilité ou du temps des calculs. Néanmoins, ils ne fonctionnent eux aussi que pour une fenêtre de paramètres, et il est nécessaire de les adapter à chacune des configurations de soudage en leur intégrant les phénomènes physiques majeurs et propres à chaque configuration permettant de générer de la chaleur.

II.2 .3Microstructure des soudures

Sur une coupe transverse d'un joint FSW, on distingue traditionnellement quatre zones typiques (Figure 5). Ces zones ont chacune des caractéristiques macrostructurales (étendu de la zone, forme et position des interfaces internes dans la zone ou externes entre les zones) microstructurales (taille et orientation des grains) et métallurgiques (état de précipitation) qui leur sont propres. Elles sont présentées sur la Figure 5 qui montre une coupe transverse d'un joint fait d'alliage 2024-T351. La formation des différentes zones est due aux différents historiques thermiques et vitesses de déformation subis par chacune d'elles, mais également au flux de matière provoqué par le malaxage de l'outil [15], [16]. L'historique thermique ainsi que les vitesses de déformation subis localement déterminent la taille de grains, et donc l'étendue de chaque zone et la forme et position des interfaces externes entre les zones. L'état métallurgique de chaque zone en dépend également. Le flux de matière pilote quant à lui l'orientation des grains, mais aussi la forme et la position des éventuelles interfaces internes présentes dans chaque zone ou externes entre les zones. D'un point de vue macroscopique, la répartition des zones des soudures FSW présentent globalement une symétrie selon le plan perpendiculaire à la surface des tôles et passant par la ligne de soudage [16], [48]. On précisera que cela est autant valable pour les configurations similaires (mono-matériau) que dissimilaires (bi-matériaux). On retrouve sur la Figure 5, depuis le centre de la soudure vers l'extérieur et de chaque côté de la soudure :

- Le noyau: située au centre de la soudure, cette zone correspond à l'endroit où est passé le pion lors du soudage et ses alentours. Elle a été le siège de très grandes déformation plastiques, ce qui lui a permis d'atteindre des niveaux de température élevés qui, couplés à de hautes vitesses de déformation, peuvent engendrer une restauration et recristallisation dynamique de la matière [16], [15], [49]. Des petitsgrains équiaxes sont généralement obtenus dans cette zone, comme il est possible de le voir sur la Figure 6 et d. La taille des nouveaux grains dépend des températures atteintes localement [50]. Pour les alliages à durcissement structural, une dissolution totale des précipités existant initialement dans la matière a

généralement lieu, et une reprecipitation peut également avoir lieu grâce à la chaleur présente dans le noyau [51]. Dans le cas du soudage dissimilaire, le noyau se sépare habituellement en deux sous-zones distinctes issues de chaque matériau. La frontière entre ces sous-zones prend classiquement la forme de « S », comme présenté sur la Figure 7 entre les sous-zones A et B, mais peut parfois être plus chaotique en fonction des vitesses de l'outil [51], [52], [25].

- La Zone Affectée Thermo-Mécaniquement (ZATM), « C » sur la Figure 6: présente de chaque côté du noyau, cette zone subit des déformations modérées et une élévation de température importante. Cependant, les températures atteintes sont moindres que celles obtenues dans le noyau et ne permettent pas une recristallisation dynamique de la matière [16], [15]. Les grains présents dans la ZATM, bien qu'il soient altérés, sont donc les mêmes que ceux présents initialement dans le matériau de base [53]. Les déformations engendrées sur les grains de cette zone, consistant en une rotation et un allongement, sont visibles sur la Figure 1.10 a, b, e et f. Les températures atteintes sont importantes et affectent l'état de précipitation du matériau [16].
- La Zone Affectée Thermiquement (ZAT), « B » sur la Figure 6 : positionnée après la ZATM, cette zone ne comporte que des déformations mécaniques négligeables ou nulles, c'est-à-dire que la forme des grains est restée quasiment intacte après le passage de l'outil [53] (à droite de la Figure 7b et a). Les températures atteintes sont modérées mais suffisantes pour affecter l'état de précipitation du matériau [16].
- Le matériau de base, « A » sur la Figure 6: il s'agit de la partie du matériau soudé qui n'a pas été affectée par le passage du pion, que ce soit thermiquement ou bien mécaniquement (Figure 6g).

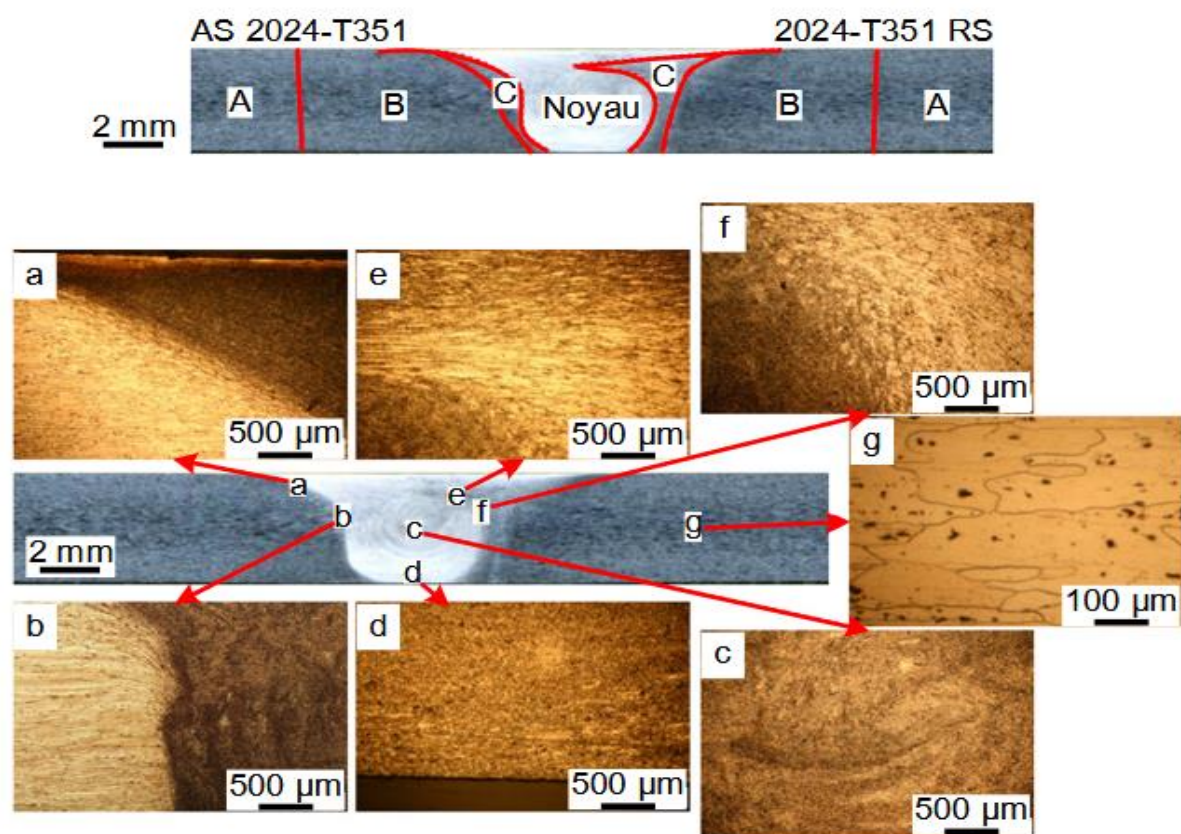


Figure 6 – Macrographie d'une coupe transverse d'un joint FSW fait d'alliage 2024-T351 repérant les différentes zones formées après le soudage [48]

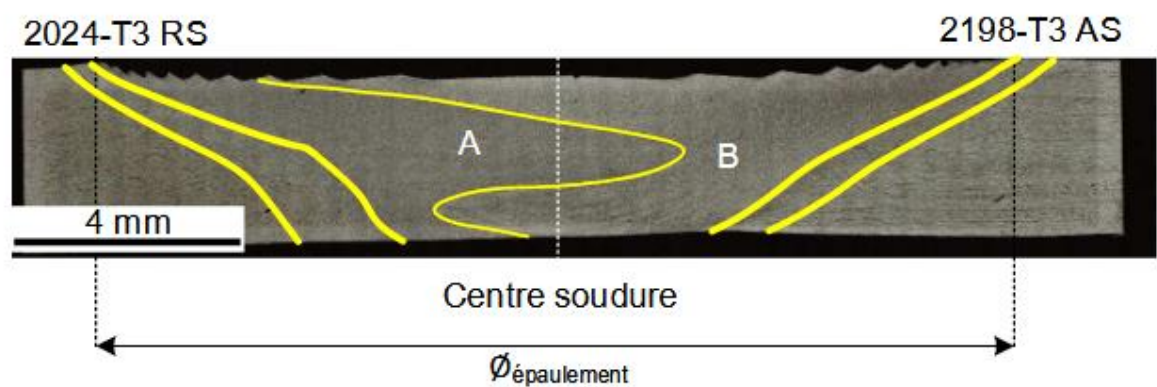


Figure 7 – Macrographie d'une coupe transverse d'un joint FSW dissimilaire fait d'alliages 2024-T3 et 2198-T3 [51].

Lors du passage de l'outil, la matière subit un flux mécanique au niveau du noyau et, dans une moindre mesure, au niveau de la ZATM. Comprendre ce flux de matière est souvent une étape clé dans l'optimisation du procédé, car il peut sous certaines conditions occasionner des faiblesses telles que des défauts au sein du noyau [3], [26], [55] – [58]. Malheureusement, le flux de matière est généralement difficile à déterminer, car il n'est pas

observable de manière directe dans son intégralité. Des méthodes, telles que celles utilisant des marqueurs, permettent tout de même d'en avoir un aperçu intéressant. On précisera que la détermination du flux de matière ne représente qu'une étape, la finalité étant de comprendre comment le passage de l'outil l'influence. Liu et al. [93] ont étudié le flux de matière dans le cas du soudage de plaques d'acier austénitique inoxydable 304L de 12,7 mm d'épaisseur par un pion présentant une conicité. Des marqueurs, visibles à 2 mm de profondeur, ont été placés dans les plaques et ont permis de constater que la matière était déposée derrière le pion dans une position alignée avec sa position initiale, comme il est possible de l'observer sur la Figure 8.a, b et c. La matière est déposée sous forme de bandes espacées du ratio de vitesses $R = 0,4 \text{ mm.tr}^{-1}$. Par ailleurs, plus le matériau en contact avec le pion est proche du côté AS et plus il est déposé de manière perturbée. Les mêmes observations sont réalisées par Jagadeesha [61] pour le soudage dissimilaire d'alliages d'aluminium 2024-T3 et de magnésium AZ31B-O. Le phénomène de dépose par bande est possible à cause de l'excentration du centre du pion par rapport à son centre de rotation, comme le schématise la Figure 8.d.

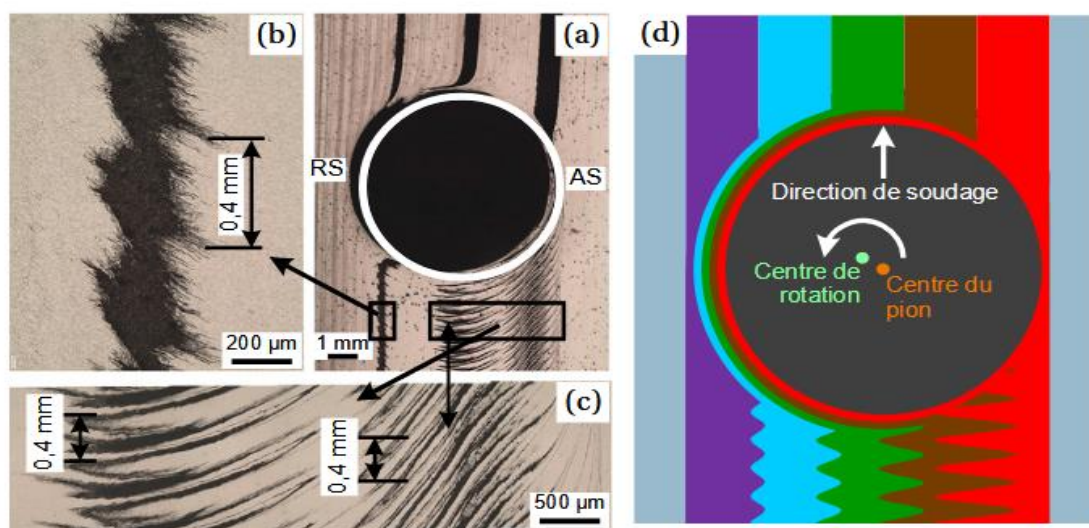


Figure 8 : Suivi du flux de matière par marqueur pour le soudage de 304L (a, b et c) vue de dessus globale et de détail à 2 mm de profondeur, (d) schématisation globale [59].

Gratecap et al. [61] ont aussi constaté que l'excentration du pion au cours du soudage de l'alliage 2017-T4 engendrait des bandes de matière. Ces bandes de matière, visibles dans la section transverse de soudures faites d'alliage 2024-T351 sur la Figure 6.a et b, So couramment appelées « onion rings » et ont été observées par plusieurs autres auteurs [2], [62] – [63]. Ces bandes ont successivement des propriétés différentes en termes de

déformation plastique, de dureté et de texture, ce qui leur confère différents contrastes de couleurs identifiables visuellement suite à une attaque chimique [2], [63].

Le soudage FSW est singulier par la création d'un flux de matière. Ce dernier vise à transporter la matière autour de l'outil dans le but de reboucher la cavité créée par sa pénétration. Il mélange de manière « macroscopique » les matériaux (malaxage) et assure ainsi la consolidation des joints soudés.

L'étude du flux de matière en FSW est primordiale. De nombreux défauts (porosités, film continu d'oxydes, manque de pénétration) proviennent en effet d'un malaxage inadéquat qui détériore la qualité des soudures. Ainsi, la compréhension de l'écoulement des matériaux lors du soudage présente un grand intérêt pour l'optimisation des paramètres de FSW, telle que la géométrie des outils. Dans la littérature, plusieurs méthodes de suivi des mouvements de matière ont été mises au point :

Observation du réarrangement des matériaux en soudage hétérogène [64]

- Utilisation de marqueurs (billes, feuillard, poudre), de composition chimique différente, insérés dans des cavités ou à l'interface des pièces à souder [65]
- Réalisation d'essais sur un matériau modèle, tel que la plasticine qui possède à température ambiante un comportement visco-plastique comparable à ce lui de l'aluminium à haute température [66]

À figure 9 donne un aperçu de la complexité des écoulements de matière générés en soudage FSW. La différence de composition entre les alliages Al2024 et Al6061 permet l'observation des matériaux par un contraste chimique après attaque. La disposition des matériaux après soudage montre un malaxage de la matière qualifié de « vortex » à mi épaisseur des tôles (figure 9). Il résulterait de la contribution simultanée des mouvements de matière selon les axes y et z. Ce mélange de matière serait ensuite déposé à l'arrière de l'outil (selon l'axe x) sous la forme de couches de matière intercalées [64].

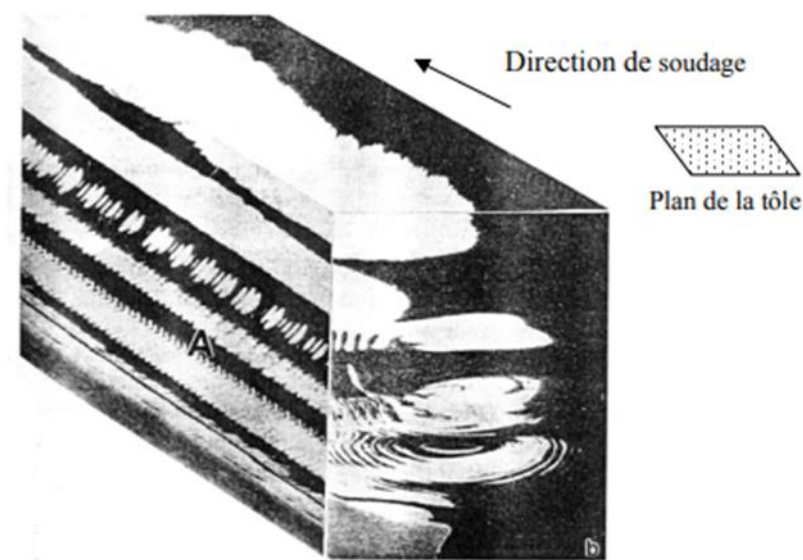


Fig. 4 Visualisation des flux de matière à travers un joint soudé entre une tôle d'alliage 2024 (blanche) et une tôle d'alliage 6061 (noire) [64]

II.2 .4 Dureté du joint

La dureté est parmi les caractéristiques qui peuvent qualifier un cordon et comprendre son histoire thermique. Le profil de dureté à travers la soudure change de forme selon le type d'alliage. Les alliages d'aluminium sont classifiés en deux types. Les alliages à durcissement par écrouissage, (série 5XXX), et ceux à durcissement structural, (séries 2XXX, 6XXX et 7XXX).

Un certain nombre de recherches ont démontré que le changement de la dureté après soudage par friction malaxage n'est pas le même pour les deux types d'alliage.

Sato et al [33] ont examiné les profils de dureté liés à la microstructure du 6063Al-T5 soudé par FSW. Ils ont rapporté que le profil de dureté a été fortement affecté par la distribution de précipité plutôt que par taille des grains dans la soudure FSW (figure 9).

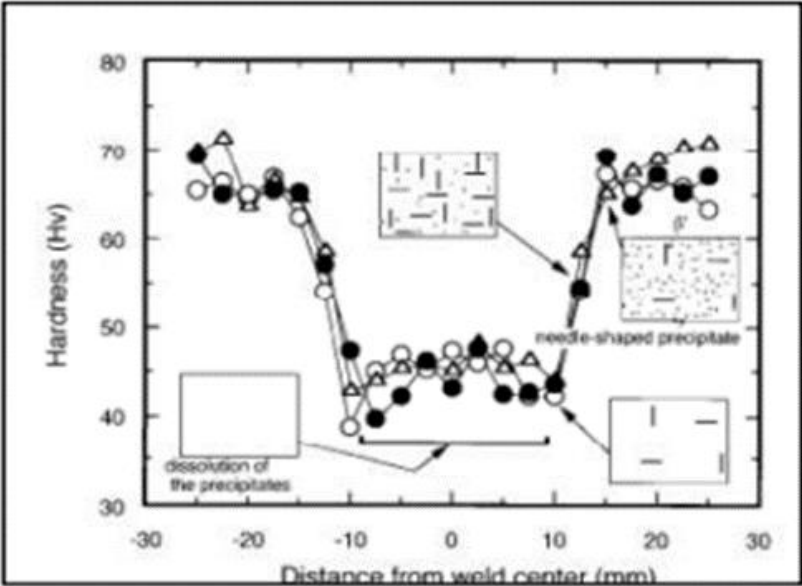


Figure 9. Relation entre la distribution des précipités et la dureté du joint [31].

La figure 10 illustre la courbe typique de la dureté des alliages à durcissement structural. La plus faible dureté se situe à 10 millimètres de la ligne centrale de soudure entre la ZAT et la ZATM. Pour les alliages 5XXX à l'état recristallisé (état O), le profil de dureté est plat et de valeurs assez faibles. La présence d'un micro défaut dans la soudure n'a pas trop affecté la dureté [34].

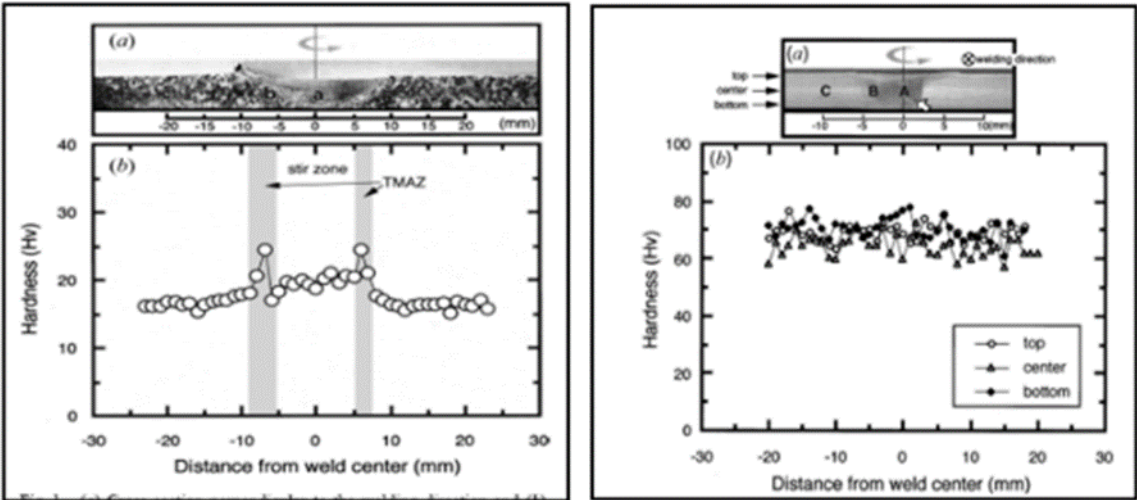


Figure 10. Profil de dureté à travers deux soudures 5083 O et 1080 O [35].

Les alliages 5XXX à l'état écroui [35] présentent une importante chute de la dureté suite à une recristallisation de la zone soudée figure11. Normalement, seul le noyau et une petite zone autour présentent une structure recristallisée. La dureté diminue de presque 50% autour

de la ligne de soudure dans la zone recristallisée. La chute de dureté s'étale sur 15mm de part et d'autre de la ligne de soudage malgré l'utilisation d'un pion de rayon de 9 mm Ceci

est expliqué par l'influence de l'épaule sur l'élévation de la température et la dissolution des précipités.

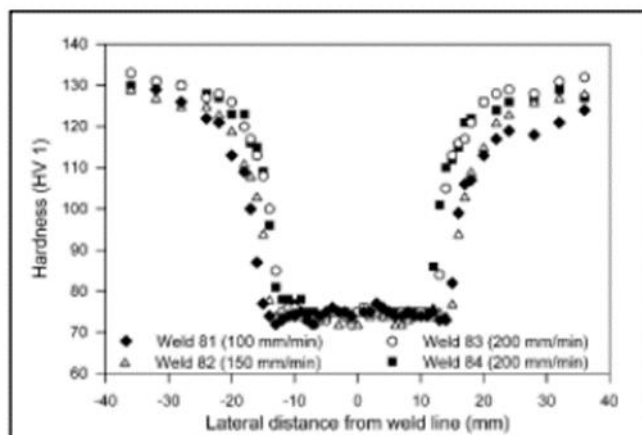


Figure 10. Profil de dureté à travers un alliage 5XXX à l'état écroui [35] [33].

II.2 .4 Propriétés mécaniques

Les propriétés mécaniques de la zone soudée par FSW sont meilleures que celles des soudures avec fusion car elles gardent des propriétés relativement peu diminuées par rapport au métal de base [67] [68] [69]. L'augmentation des vitesses de soudage permet d'augmenter la dureté du noyau et d'améliorer les propriétés mécaniques [70].

Le rapport contrainte à la rupture FSW / contrainte à la rupture du matériau de base est d'environ 0,8 - 0,9 pour le joint 2024 T3, cependant il dépend fortement de l'épaisseur du joint [68] [70]. Un traitement thermique après soudage améliore ce facteur pour l'alliage 7000 mais ne change rien pour l'alliage 2000. D'après l'étude de G. Bussu et P.E. Irving [71] sur un alliage 2024 T351, le soudage dégraderait les propriétés en fatigue dans le sens transversal. Cependant, l'élimination de toutes les irrégularités de surface dues au soudage permet de retrouver des propriétés en fatigue comparables à celle du métal de base. La rupture démarre toujours sur un site possédant une diminution locale de la dureté, notamment dans la ZATM pour le joint 2024 T351. A. vonStrombeck et co-auteurs [68] ont tracé l'évolution des propriétés mécaniques à travers un joint soudé 2024 T3 (Fig.11). Pour cela ils ont effectué des essais de traction sur des micro-éprouvettes prélevées dans les différentes zones.

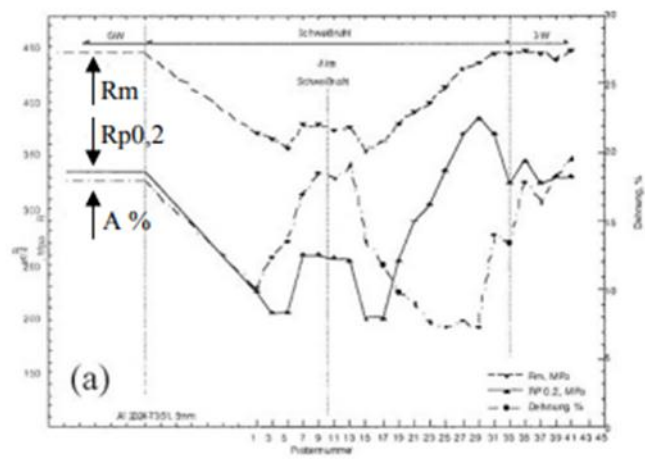


Fig.11 Résultats des essais de traction sur micro-éprouvettes prélevées dans un joint 2024 T351 [68]

Les contraintes résiduelles mesurées sont plus faibles que celles observées dans des joints soudés par fusion. M. James et M. Mahoney [73] notent la présence d'une contrainte résiduelle plus importante au niveau de la ZATM. K.V. Jata et co-auteurs [72] ont tracé l'évolution des contraintes résiduelles sur une demi-soudure dans un alliage 7050 T7451 (Fig.12). Les contraintes résiduelles longitudinales sont compressives et peuvent influencer la résistance à la fatigue [74].

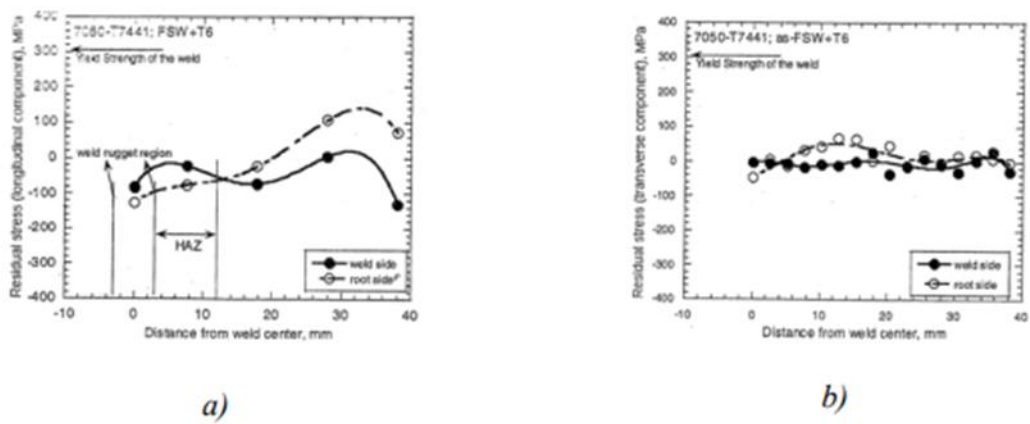


Fig.12 Contraintes résiduelles mesurées durant un test de fatigue sur une éprouvette Entaillée d’alliage 7050 T7441 soudé puis traité thermiquement T6 [72]

- a) contrainte résiduelle longitudinale parallèle à l’entaille
- b) contrainte résiduelle transversale, perpendiculaire à l’entaille

III. 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 FSW peut être classifié en trois types : le soudage bout à bout, le soudage par recouvrement et le soudage par point.

A-Soudage bout à bout

Le principe de ce procédé est de réaliser une soudure de proche en proche en malaxant localement la matière des deux pièces à assembler.

La liaison métallurgique est obtenue à chaud, mais en dessous de la température de fusion des matériaux. Comme la plupart de ces procédés (soudage par friction, soudage par explosion...), le FSW a deux avantages essentiels :

- il ne génère pas de soufflure ni de fissure à chaud,
- il permet de réaliser des soudures hétérogènes.

Pour réaliser une opération de soudage par friction-malaxage, les pièces à assembler sont mises en position sans jeu, généralement sur une enclume, et bridées afin d'éviter tout mouvement relatif de celles-ci au cours du soudage. Pour illustrer l'opération de FSW, prenons la configuration la plus simple à savoir le soudage bout à bout de deux tôles, Figure 13.

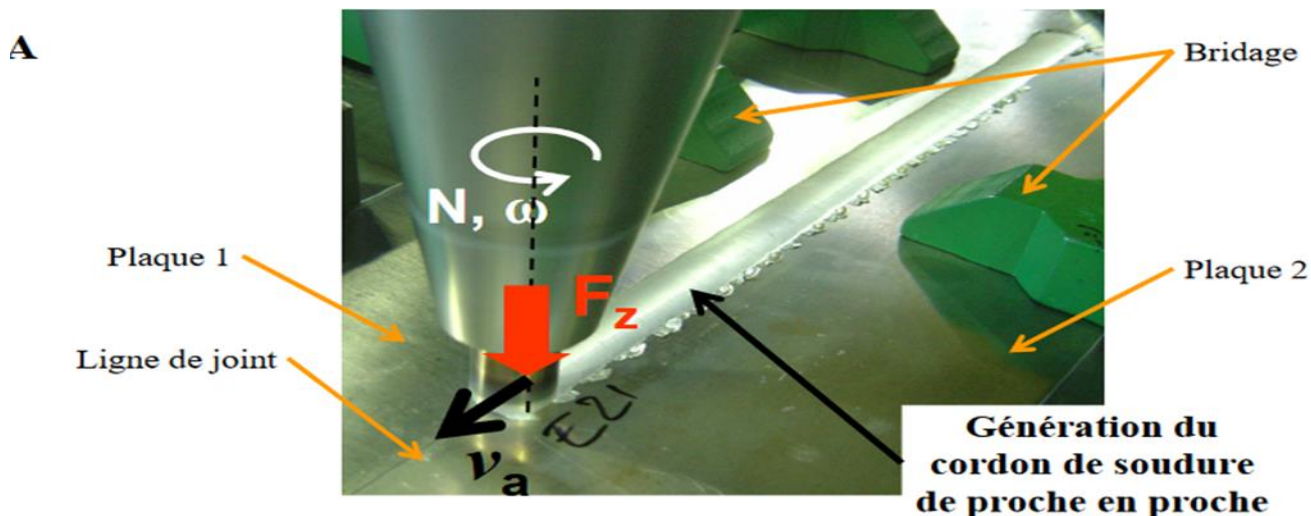


Figure 13 : Présentation du soudage par friction malaxage. A-Soudure rectiligne de deux plaques mises bout à bout. B-Visualisation du plan de joint lors de la phase de soudure.

B- 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 figure 1.4.

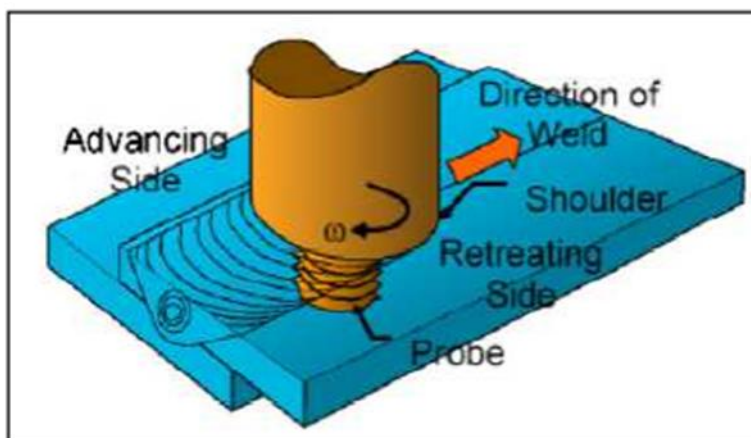


Figure 1.4. Principe du FSW par recouvrement

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.

C -Soudage par points FSSW

Le soudage par points par friction malaxage est un processus relativement récent permettant un assemblage par point de différents alliages. Le malaxage de la matière de deux pièces généralement superposés crée un point de soudure.

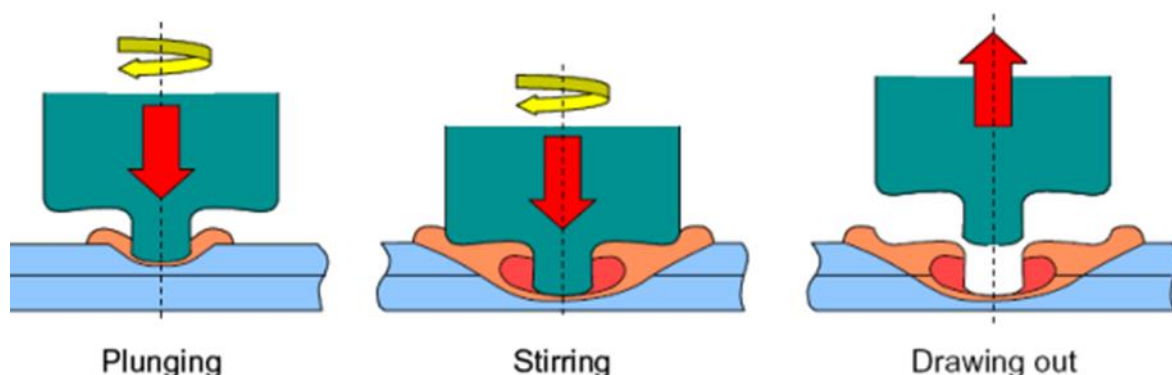


Figure15. Principe du FSSW par points

D- Outil à deux épaulements (bobbin-Tool)

Possède deux épaulement positionnés cotés endroit et envers des pièces à souder. L'apport de chaleur s'effectue par frottement des épaulements sur les deux faces des pièces. La distribution de la température est alors symétrique à l'intérieur du joint. La soudure est verticalement symétrique et le risque de manque de liaison (défaut de pénétration) est éliminé.

Afin de pouvoir mettre en position cet outil, il faut au préalable percer un trou de passage dans la tôle pour y insérer le pion. Une fois le pion et l'épaulement en place, l'épaulement inférieur est ensuite vissé sur le pion. La géométrie de l'assemblage doit par conséquent permettre un accès sur le côté envers des pièces pour mettre en place l'épaulement inférieur. Par ailleurs, l'outil laissera également un trou en fin de séquence. Comme pour l'outil avec pion rétractable, le pion et l'épaulement inférieur ne sont pas solidaires de l'épaulement supérieur. Les deux ensembles sont pilotés de manière indépendante par deux actionneurs. L'effort de soudage est appliqué par l'épaulement inférieur et repris par l'épaulement supérieur pour créer un effort de pincement des tôles.

Cette technologie permet d'envisager le soudage des pièces d'épaisseurs plus importantes dont la géométrie ne permet pas l'utilisation d'enclume. Toutefois, la présence de l'épaulement secondaire limite encore plus les géométries possibles des joints. [55] D'autres types d'outils peuvent exister et sont schématisés par la figure 16. De la

température est alors symétrique à l'intérieur du joint. La soudure est verticalement symétrique et le risque de manque de liaison (défaut de pénétration) est éliminé.

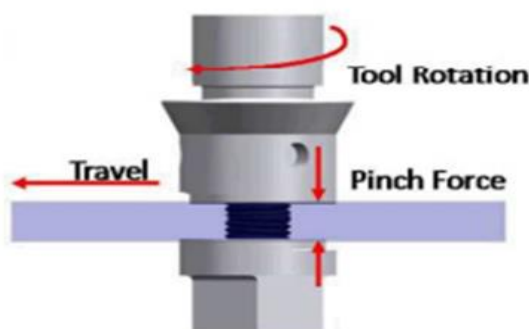


Figure16. Configuration de l'outil à double épaulement.

Afin de pouvoir mettre en position cet outil, il faut au préalable percer un trou de passage dans la tôle pour y insérer le pion. Une fois le pion et l'épaulement en place, l'épaulement inférieur est ensuite vissé sur le pion. La géométrie de l'assemblage doit par conséquent permettre un accès sur le côté envers des pièces pour mettre en place l'épaulement inférieur. Par ailleurs, l'outil laissera également un trou en fin de séquence.

Comme pour l'outil avec pion rétractable, le pion et l'épaulement inférieur ne sont pas solidaires de l'épaulement supérieur. Les deux ensembles sont pilotés de manière indépendante par deux actionneurs. L'effort de soudage est appliqué par l'épaulement inférieur et repris par l'épaulement supérieur pour créer un effort de pincement des tôles. Cette technologie permet d'envisager le soudage des pièces d'épaisseurs plus importantes dont la géométrie ne permet pas l'utilisation d'enclume. Toutefois, la présence de l'épaulement secondaire limite encore plus les géométries possibles des joints. [55]

D'autres types d'outils peuvent exister et sont schématisés par la figure17.

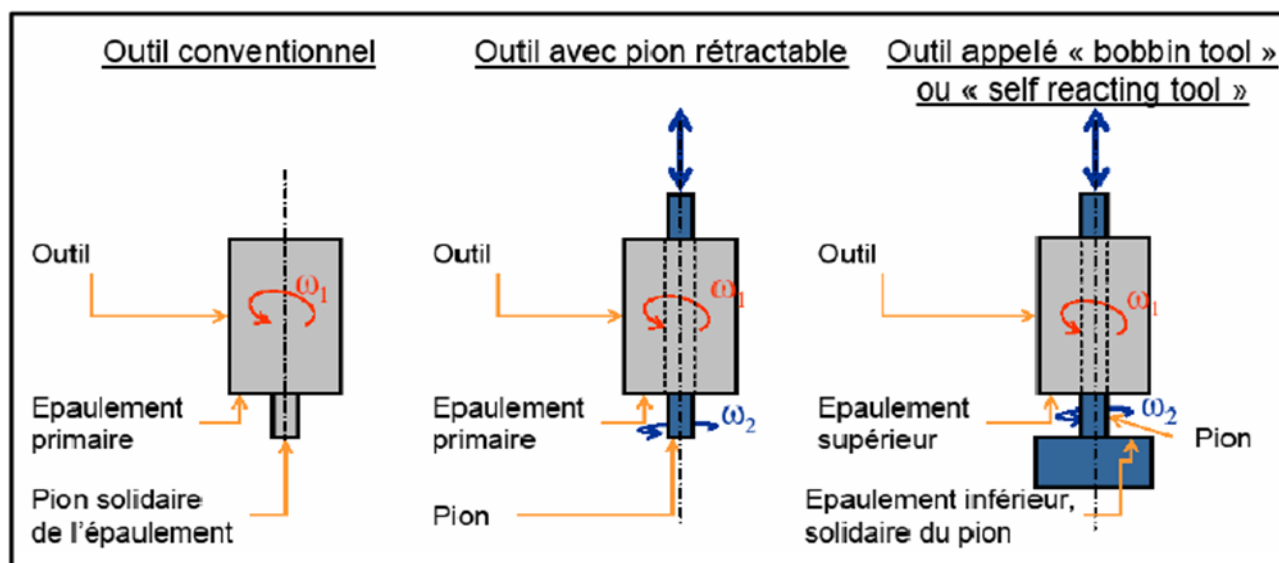


Figure 17. : Différents technologies d'outils

D.1 Outil BT-FSW à écart fixe (Fixed Gap BobbinTool)

L'outil de bobine à écart fixe, à une distance fixe entre les épaulements supérieur et inférieur tout au long du processus de soudage FSW et ne peut donc être utilisé que pour une seule épaisseur de joints. Selon le mouvement de l'axe z, ce type d'outil peut être en outre classé en type de bobine fixe et en type de bobine flottante, comme illustré sur les (figure 18), Contrairement à la bobine fixe, la bobine flottante peut se déplacer librement de haut en bas dans un manchon pour trouver la meilleure position pour équilibrer les forces agissant sur les deux épaules pendant le soudage, ce qui simplifie le contrôle du processus et réduit considérablement l'exigence d'une grande précision de positionnement de la machine en améliorant la tolérance à la variation d'épaisseur de la pièce et à l'alignement composant-machine. Figure 1.8 montre un outil de canette flottante sans broches, qui est un cas spécial de l'outil de bobine flottante. De toute évidence, le BT-FSW utilisant cette conception d'outil peut encore améliorer la tolérance à la variation de l'épaisseur de la pièce.

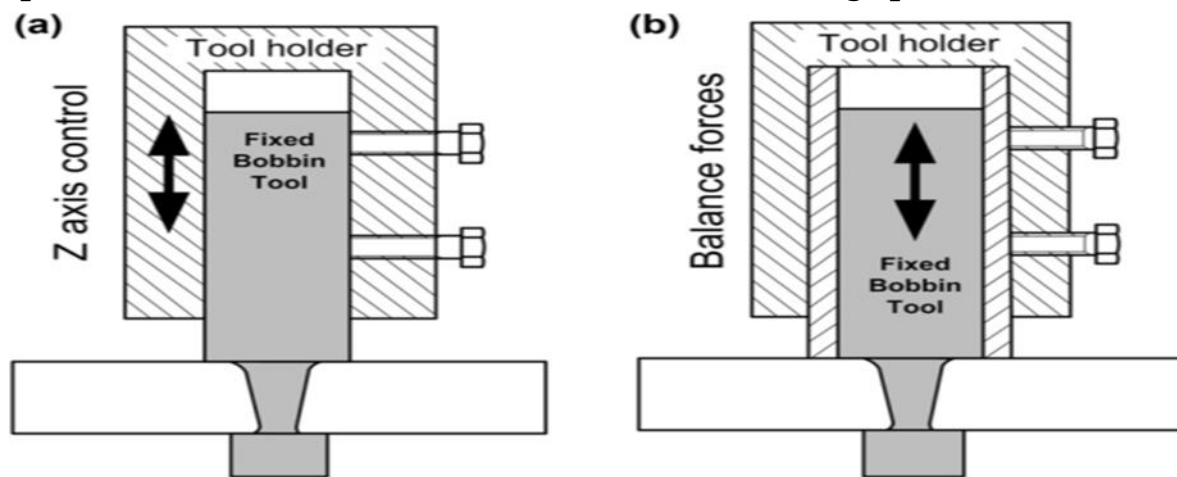


Figure18 : Outils BT-FSW à écart fixe [75] : a) Fixed bobbin ; b) Floating bobbin

Outil BT-FSW à écart réglable (Adjustable Gap BobbinTool)

Pour l'outil à écart réglable (également appelé écart adaptatif), l'écart entre les épaulements supérieur et inférieur peut être ajusté en temps réel par le contrôle de la position ou de la force pendant le soudage. Ce qui s'adapte à la variation de l'épaisseur de la pièce causée par la dilatation thermique et réduit ainsi le risque de rupture d'outil et d'instabilité du processus. De plus, l'outil à écartement réglable peut être utilisé pour souder des sections d'épaisseur inégale.

La figure19 montre un outil de bobine à écart réglable développé par R. Carter et K. Lawless du MSFC (Marshall SpaceFlight Center) [76]. Cette conception d'outil permet une rotation limitée de l'épaulement inférieur autour des axes du cardan pour s'adapter aux variations locales de la pente de la surface arrière de la pièce. Il a été utilisé pour fabriquer des composants d'avions par Airbus à Brême, en Allemagne et Eclipse à Albuquerque, aux États-Unis. Cependant, très peu de détails sont rapportés sur cette technique en raison de son système de contrôle complexe. À ce jour, de nombreuses études sur le BT-FSW à écart réglable de tôles de plus de 4 mm d'épaisseur ont été rapportées, mais peu de rapports sur le BT-FSW à écart réglable de tôles minces, en particulier en dessous de 2 mm d'épaisseur, car il est encore difficile de assurer la stabilité du processus pendant le soudage. Par conséquent, afin d'obtenir

Le soudage stable des tôles minces, il est nécessaire d'optimiser davantage les stratégies de contrôle du système BT-FSW [76].

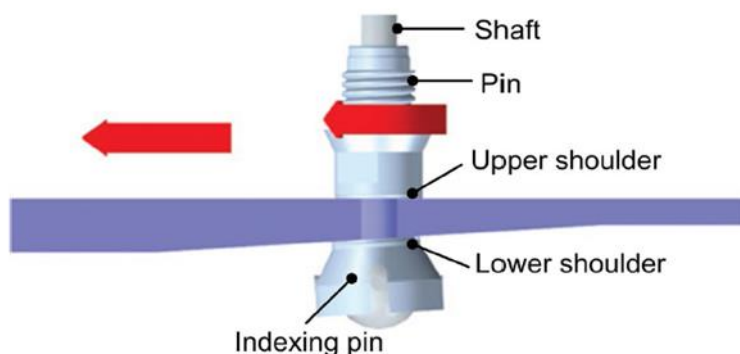


Figure19 : Outil BT-FSW à écart adaptatif [76]

D.3 Outils BT-FSW à double rotation (Dual-Rotation BobbinTool)

L'outil BT-FSW à double rotation (DBT) a un différentiel de vitesse de rotation et /ou de direction des épaulements supérieures et inférieures pendant le soudage. Pour éviter les défauts vides et étendre la fenêtre des paramètres de processus des joints BT-FSW sans défaut, Wang et al. [77] ont développé un outil de bobine à double rotation illustré à la figure 20, dont l'épaulement supérieur (US) et l'épaulement inférieur (LS) ont des vitesses de rotation différentes avec même sens de rotation.

le BT-FSW à double rotation comparé au BT-FSW conventionne, produit une structure de couche superposée et une force déséquilibrée entre l'épaulement supérieur (US) et l'épaulement inférieur (LS) pendant le soudage, ce qui rend le flux de matériau plus adéquat dans le sens de l'épaisseur des joints soudés et évite ainsi efficacement la formation des défauts.

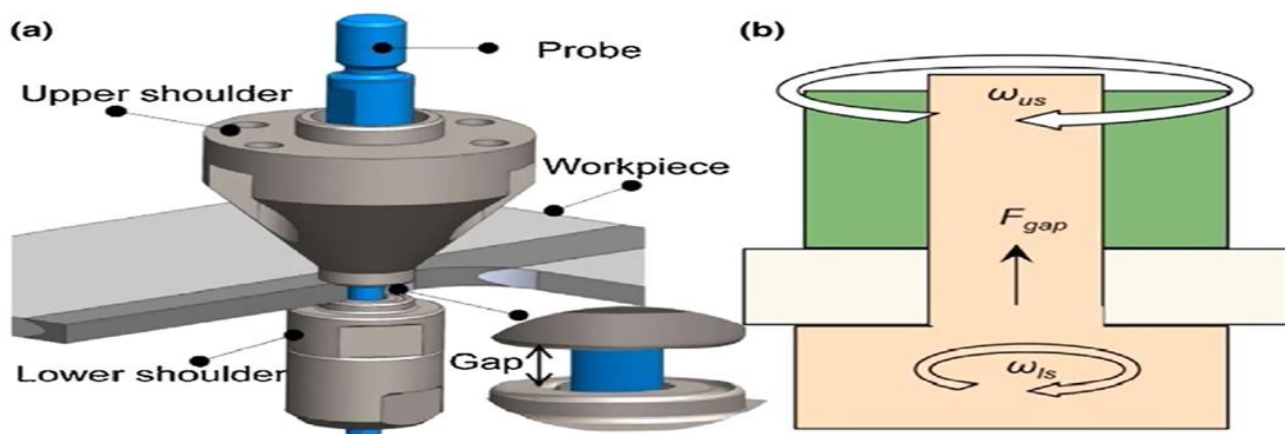


Figure 20 : Outil BT-FSW à double rotation [77] :a) Détails, b) schéma de DBT-FSW

D4. Différences entre BT-FSW et FSW conventionnel

Le soudage BT-FSW est une variante du FSW conventionnel et est également appelé FSW à réaction automatique ou FSW autoportant dans certaines publications [78], Comparé à l'outil FSW conventionnel composé d'une seule épaulement et d'un pion, l'outil de BT a une épaulement supplémentaire attachée à la pointe de pion, connue sous le nom d'épaulement inférieure, comme le montre les figures 19-20 . L'épaulement inférieur remplace une enclume de support rigide utilisée dans les FSW conventionnels qui a démontré une aptitude particulière pour le soudage d'alliages d'aluminium [79]. Le soudage par friction-malaxage de l'outil BT, élimine toutes les limitations du C-FSW en utilisant une configuration à deux 'épaulements [80]. Le processus est effectué avec les deux épaulements en contact avec la surface de la pièce et permet une force axiale équilibrée et un gradient de température uniforme dans le sens de l'épaisseur de la soudure [81]. De plus, la caractéristique à deux épaulements lui permet de joindre les profilés d'extrusion creux et d'élargir considérablement ses applications [81]. L'utilisation d'un outil BT dans le soudage par friction-malaxage a l'avantage de donner à la zone traitée de la pièce à usiner une section transversale quelque peu rectangulaire, par opposition à la zone triangulaire généralement trouvée lors de l'utilisation de conceptions d'outils de soudage par friction-malaxage conventionnels [82].

En plus de ce qui précède, les configurations dissemblables d'outillage de bridage sont à l'origine de comportements thermiques fondamentalement différents entre les deux procédés. L'outillage de FSW conventionnel est particulièrement propice aux échanges de chaleur, en particulier au niveau de la racine du joint soudé où le contact est intime entre coupon et barre support. La chaleur générée par l'épaulement est aussitôt évacuée dans la barre support. À l'inverse, en BT-FSW, l'évacuation de la chaleur n'est possible qu'à l'arrière de l'outil et latéralement dans l'outillage. La section de la tôle agit à la manière d'un goulet d'étranglement. Les géométries des outils de FSW conventionnel et BT-FSW sont à l'origine de cinématiques différentes. La racine d'un joint soudé par FSW conventionnel n'est pas déformée contrairement au BT-FSW où la soudure est complètement malaxée [86].

Références bibliographique

- [1] G. Kobe, Aluminium/steel welding, Automotive Industries, Issue 7, 1994, p.44.
- [2] S. Ramasamy, Drawn arc stud welding : Crossing over from steel to aluminium, Welding Journal, Issue 2,2003, p.35.
- [3] R.S. Mishra, Z.Y. Ma, Friction stir welding and processing, Materials Science and Engineering R, Volume50, Issue 1-2, 2005, p1-78.
- [4] M.K. Besharati Givi and P. Asadi. “1 - General introduction.” In: Advances in Friction-Stir Welding and Processing.
- [5] F.C. Liu, Y. Hovanski, M.P. Miles, C.D. Sorensen, and T.W. Nelson. “A review of friction stirwelding of steels : Tool, material flow, microstructure, and properties.” In: Journal of Materials Science &Technology 34.1 (2018), pp. 39–57 (cit. on p. 11).
- [6] S. Mironov, Y.S. Sato, and H. Kokawa. “Friction-stir welding and processing of Ti-6Al-4V titanium alloy : A review.” In : Journal of Materials Science &Technology 34.1 (2018), pp. 58–72 (cit. on p. 11).
- [7] Y. Huang, X. Meng, Y. Xie, L. Wan, Z. Lv, J. Cao, and J. Feng. “Friction stir welding/processing of polymers and polymer matrix composites.” In: Composites Part A: Applied Science and Manufacturing 105 (2018), pp. 235–257 (cit. on p. 11).
- [8] L. Murr. “A review of FSW research on dissimilar metal and alloys systems.” In: Journal of Materials Engineering and Performance 19.8 (2010), pp. 1071–1089 (cit. on p. 11). A.
- [9] Simar and M.-N. Avettand-Fènoël. “State of the art about dissimilar metal friction stir welding.” In : Science and Technology of Welding and Joining 22.5 (2017), pp. 389–403 (cit. on pp. 11, 40, 180).
- [10] L. St-Georges, L.I. Kiss, and D. Beaulieu. Le soudage par friction malaxage : Principes et applications. Collection Vallée de l’aluminium. Les Presses de l’Aluminium, 2015 (cit. on pp. 10–19, 52, 143).
- [11] E. Feulvarch. « Modélisation numérique du procédé de soudage par friction malaxage ». In : Techniques de l’ingénieur : Assemblage des matériaux par soudage (2016) (cf. p. 12, 21, 27).
- [12] R. S. Mishra and Z.Y. Ma. “Friction stir welding and processing.” In : Materials science and engineering : R: reports 50.1-2 (2005).
- [13] P. Alvarez, E. Arruti, E. Aldanondo et A. Echeverria : Understanding material flow in FSW and its implications. In Friction Stir Welding and Processing, Saint Étienne, France, 2012.
- [14] Kevin J. Colligan Friction Stir Welding for ship construction. Navy metal working center, 2005.
- [15] Schmidt, H. Hattel, A local model for the thermomechanical conditions in friction stir welding. Modelling And Simulation In Material Science And Engineering. 13, pp. 77-93.

- [16] Desrayaud, J.H. Driver, F. Montheillet, D. Allehaux. Mechanical and thermal modelling of Friction Stir Welding .Journal of Materials Processing Technology 171 (2006) 348-357
- [17] Schmidt, H. Hattel, A local model for the thermomechanical conditions in friction stir welding. Modelling And Simulation In Material Science And Engineering. 13, pp. 77-93.
- [18] J.A. Schneider, 2007, Friction Stir Welding and Processing -Chapter 3 Temperature distribution and resulting metal flow, Friction Stir Welding and Processing, Edité par R.S. Mishra et M.W. Mahoney, ISBN-13 978-0-87170-840-3, ASM International.
- [19] Frigaard, Ø Grong, and O.T. Midling. A Process Model for Friction Stir Welding of Age Hardening Aluminum Alloys. Metallurgical and Materials transactions A; volume 32A, May 2001-1197.
- [20] Reynolds, A.P. and W.D. Lockwood, Visualisation of material flow in an autogenous friction stir weld, in 1st International FSW Symposium. 1999 : Thousand Oaks, California, USA.
- [21] H.N.B. Schmidt, T.L. Dickerson, J.H. Hattel. Material flow in butt friction stir welds in AA2024-T3 (2006) Acta Materialia, 54 (4), pp. 1199-1209.
- [22] H. Schmidt, J. Hattel, J. Wert. An analytical model for the heatgeneration in friction stir welding. Model Simul Mater Sci Eng, 12, 2004, 143–157.
- [23] G. Buffa, J. Hua, R. Shivpuri, L. Fratini A. continuum base dfem model for friction stir welding—model development. Materials Science and Engineering, Vol. 419, 2006, pp 389 396.
- [24] H.B. Schmidt, J.H. Hattel. Thermal Modelling in Friction Stir Welding, Scripta Materialia, Vol. 58, No. 5, 2008, pp. 332-337.
- [25] S. Zimmer. Contribution à l'industrialisation du soudage par friction malaxage. PhD thesis, Arts et [66] A. Simar. A multi scalemulti physics investigation of aluminum friction stir weld sfrom thermal modelling to mechanical properties through precipitation evolution and hardening. PhD thesis, Université Catholique de Louvain, 2006.
- [26] R. S. Mishra and M. W. Mahoney, Friction Stir Welding and Processing. ASM International.
- [27] M. Awang, V. H. MucinoZ, Feng, S. A. David. Thermo-Mechanical Modeling of Friction Stir Spot Welding (FSSW) Process : Use of an Explicit Adaptive Meshing Scheme. SAE Technical Papers. 2006-01-1392.
- [28] R. S. Mishra and H. Sidhar, Friction stir welding of 2xxx aluminum alloys including Al-Li alloys. 2016.
- [29] C.M. Sellars, W.J. McG. Tegart, Hot Workability, Int. Met. Rev., 17(158), 1972, pp.1 23.

- [30] H. Schmidt, J. Hattel. A local model for the thermomechanical conditions in friction stir welding .Modelling And Simulation In Material Science And Engineering, 13, 2004, pp.77 93.
- [31] F. Gratecap. Contributions au procédé de soudage par frottement et malaxage FSW. Ph.Dthesis, École Centrale de Nantes, France, 2007.
- [32] A. Askari, S. Silling, B. London and M. Mahoney, Modeling and analysis of friction stir welding processing. In: K.V. Jata et al., Editors, Friction Stir Welding and Processing, TMS, Warrendale, PA, 2001, pp. 43–54.
- [33] H. Schmidt, J. Hattel. Modelling thermo mechanical conditions at the tool/matrix interface in Friction Stir Welding. 5th International Symposium on Friction Stir Welding, 2004.
- [34] G.R. Johnson, W.H. Cook. A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures, Proceedings of the Seventh International Symposium on ‘Ballistics’The Hague, Netherlands, 1983, pp. 541–548.
- [35] P.A. Colegrove, H.R. Shercliff. A three-dimensional CFD modelling of flow round à threaded friction stir welding tool profile. Journal of Materials Processing Technology, 169, 2005, pp. 320-327.Métiers ParisTech, 2009.
- [36] O.S. Salih, H. Ou, X. Wei, and W. Sun, Microstructure and mechanical properties of friction stir welded AA6092/SiC metal matrix composite, Mater. Sci. Eng. A, vol. 742, no. January 2019, pp. 78–88, 2019, <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.10.116>.
- [37] H. Schmidt, J. Hattel, and J. Wert, An analytical model for the heat generation in friction stir welding, Model. Simul. Mater. Sci. Eng., vol. 12, no. 1, pp. 143–157, Jan. 2004, <https://iopscience.iop.org/article/10.1088/0965-0393/12/1/013>.
- [38] H. Schmidt, J. Hattel. A local model for the thermomechanical conditions in friction stir welding .Modelling And Simulation In Material Science And Engineering, 13, 2004, pp.77 93.
- [39] M. Jayaraman, R. Sivasub ramanian, V. Balasub ramanian, and S. Babu, Influences of process parameters on tensile strength of friction stir welded cast A319 aluminium alloy joints, Met. Mater. Int., vol. 15, no. 2, pp. 313–320, Apr. 2009, <http://link.springer.com/10.1007/s12540-009-0313-3>.
- [40] S. Tikader, P. Biswas, and A. B. Puri, A Study on Tooling and Its Effect on Heat Generation and Mechanical Properties of Welded Joints in Friction Stir Welding, J. Inst. Eng. Ser. C, vol. 99, no. 2, pp. 139–150, Apr. 2018, <http://link.springer.com/10.1007/s40195-016-0466-2>.
- [41] V. Firouzdor and S. Kou, Al-to-Mg Friction Stir Welding: Effect of Material Position, Travel Speed, and Rotation Speed, Metall. Mater. Trans. A, vol. 41, no. 11, pp. 2914 2935, Nov. 2010, <http://link.springer.com/10.1007/s11661-010-0340-1>.

- [42] V. Firouzdor and S. Kou, Al-to-Mg friction stir welding: Effect of positions of Al and Mg with respect to the welding tool, *Weld. J.* (Miami, Fla), vol. 88, no. 11, 2009, <https://app.aws.org/wj/supplement/wj1109-213.pdf>.
- [43] A. K. Kadian and P. Biswas, Effect of tool pin profile on the material flow characteristics of AA6061, *J. Manuf. Process.*, vol. 26, pp. 382–392, 2017, <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmapro.2017.03.005>.
- [44] M.J. Russel and H.R. Shercliff. Analytical Modelling of Microstructure Development in Friction Stir Welding, 1st Int.Symp.on FSW, Thousand Oaks, Cal. juin 1999.
- [45] S.X. Lu, J.C. Yan, W.G. Li, S.Q. Yang. Simulation on temperature field of friction stir welded joints of 2024-T4 Al. *Acta metallurgicasinica*. Vol. 18, N4, 2005, pp.552-556.
- [46] Jean-Luc Battaglia. Méthodes d'identification de modèles a dérivées d'ordres non-entiers et de réduction modale. Application à la résolution de problèmes thermiques inverses dans des systèmes industriels. Habilitation à dirigé des Recherche. Université Bordeaux 1, 2002.
- [47] Stephenson DA (1993) Tool-work thermocouple temperature measurements: theory and implementation issues. *J Eng Ind* 115:432–437.
- [48] Bourouga B, Briot J-M, Bardon J-P (2001) Influence de la vitesse et de la charge sur la conductance thermique de transport entre les bagues d'un roulement à rouleaux. *Int J ThermSci* 40(7), pp. 622-637.
- [49] Jean-Luc Battaglia · Andjrez Kusiak Estimation of heat fluxes during high-speed drilling *Int J AdvManufTechnol* (2005) 26: 750–758.
- [50] Z. Zhang, H.W. Zhang. Numerical studies on the effect of transverse speed in friction stir welding *Materials and Design* 30 (2009) 900–907
- [51] Barralis.J et Maeder.G 5ème édition. Précis de métallurgie. Elaboration, structure-propriétés et normalisation. AFNOR, Nathan
- [52] N. Kumar, W. Yuan, and R. S. Mishra, *Friction Stir Welding of Dissimilar Alloys and Materials*. 2015.
- [53] A. Gerlich, G. Avramovic-Cingara, T.H. North, “Stir Zone Microstructure and Strain Rate during Al 7075-T6 Friction Stir Spot Welding”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 37A, 2006, p. 2773-2786.
- [54] TWI, The Welding Institute <http://www.twi.co.uk/j32k/index.xtp>
- [55] Q.-Y. Shi, J. Silvanus, Y. Liu, D.-Y. Yan, and H.-K. Li, Experimental study on distortion of Al-6013 plate after friction stir welding, *Sci. Technol. Weld. Join.*, vol. 13, no. 5, pp. 472–478, 2008.
- [56] F. Gratecap. Contributions au procédé de soudage par frottement et malaxage FSW. Ph.D thesis, École Centrale de Nantes, France, 2007.

- [57] R. G. Buchheit, R. P. Grant, P. F. Hlava, B. Mckenzie et G. L. Zender. Local Dissolution Phenomena Associated with S Phase (Al_2CuMg) Particles in Aluminum Alloy 2024-T3. *J. Electrochem. Soc.*, 144(8), 2621, 1997
- [58] R. Nandan, G. G. Roy, T. J. Lienert and T. DebRoy, Numerical modelling of 3D plastic flow and heat Transfer during friction stirwelding of stainless steel : *Sci. Technol. Weld. Joining*, 2006, vol. 11(5), pp. 526-537.
- [59] P. Dubost, P. Sainfort. Durcissement par précipitation des alliages d'aluminium. Rapport technique, Techniques de l'Ingénieur, M240, 1991.
- [60] Liu, G., Murr, L.E., Niou, C., McClure, J.C. and Vega, F.R. 1997. Microstructural Aspects of the Friction Stir Welding of 6061-T6 Aluminum. *Scripta Metallurgica*. 37, 355-361.
- [61] Dissimilar friction stir welding between aluminum alloy and magnesium alloy at a low rotational speed .C.B. Jagadeesha
- [62] .H.C. Park, M. Michiuchi, Y.S. Sato, H. Kokana, In: *Proceedings of the International Welding/Joining Conference – Korea 2002*, Gyeongju: KWS, 2002, 534.
- [63] G. Buffa, J. Hua, R. Shivpuri, L. Fratini A. continuum based fem model for friction stir welding— model development. *Materials Science and Engineering*, Vol. 419, 2006, pp 389-396.
- [64] F.C. Liu, Y. Hovanski, M.P. Miles, C.D. Sorensen, and T.W. Nelson. “A review of friction stirwelding of steels: Tool, material flow, microstructure, and properties.” In : *Journal of Materials Science & Technology* 34.1 (2018), pp. 39–57 (cit. on p. 11).
- [65] K. Colligan. *Proc. 1st International on Friction Stir Welding*, Thousand Oaks, California, USA, June 1999
- [66] F. Cuisiat, P. Duval et R. Graf. *Scripta Metallurgica*, 1984, vol.18, p1051
- [67] L. Djapic-Oosterkamp, A. Ivankovic et A. Oosterkamp. *Proc. 2nd International on Friction Stir Welding*, Gothenburg, Sweden, 2000.
- [68] A. von Strombeck, C. Schilling, J.F. dos Santos, 2000, *Robotic Friction Stir Welding – Tool Technology and Applications*, 2nd International FSW Symposium, Gothenburg, Sweden
- [69] F. Hannour, A.J. Davenport, M. Strangwood et al. *Proc. 2nd International on Friction Stir Welding*, Gothenburg, Sweden, 2000.
- [70] G. Biallas, R. Braun, C. Dalle-donne et al. *Proc. 1st International on Friction Stir Welding*, Thousand Oaks California USA, June 1999.
- [71] G. Bussu et P.E. Irving. *Proc. 1st International on Friction Stir Welding*, Thousand Oaks California USA, June 1999
- [72] K.V. Jata, K.K. Sankaran et J.J. Ruschau. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2000, vol.31A, p2181

- [73] M. James et M. Mahoney. Proc. 1st International on Friction Stir Welding, Thousand Oaks, California, USA, June 1999
- [74] C. Dalle Donne, G. Biallas, T. Ghindini et al. 2nd International on Friction Stir Welding, Gothenburg, Sweden, 2000
- [75] M.K. Sued, D. Pons, J. Lavroff, E.H. Wong, Design features for bobbin Friction stir welding tools, development of a conceptual model linking the underlying physics to the production process, *Mater Des*, 54, pp. 632-643, 2014.
- [76] A.C.J. Nunes, National Aeronautics and Space Administration, J.NASA Tech, Briefs 31, 21, 2007.
- [77] SB Aziz, MW Dewan, DJ Huggett, MA Wahab, AM Okeil, TW Liao, A fully coupled thermomechanical model of friction stir welding (FSW) and numerical studies on process parameters of lightweight aluminum alloy joints, *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)* 31 (1), 1-18, 2018.
- [78] G.Q. Wang, Y.H Zhao, Y.Y Tang, Research Progress of Bobbin Tool Friction Stir Welding of Aluminum Alloys : A Review, *Acta. Metallurgica. Sinica (English Letters)* 33:13–29, 2020.
- [79] R. Bertrand, Soudage dissimilaire par friction malaxage d'alliages d'aluminium 2024-T3 et 2198-T8, influence des paramètres du procédé sur les propriétés microstructurales, caractéristiques mécaniques et résistance à la corrosion, Thèse de Doctorat de L'université de Lyon, 2021.
- [80] Y. Demmouche, Étude du comportement en fatigue d'assemblages soudés par FSW pour applications aéronautiques, Thèse de doctorat en Mécanique-matériaux, soutenue le 17-12-2012 à Paris, ENSA.
- [81] C. Yanga,b, D.R. Nia, P. Xuea, B.L. Xiaoa, W. Wangc, K.S. Wangc, Z.Y. Maa, A comparative research on bobbin tool and conventional friction stir welding of Al-Mg-Si alloy plates, *Materials Characterization* 145, 20–28, 2018.
- [82] W.M. Thomas, E.D. Nicholas, J.C. Needham, M.G. Church, P. Templesmith, C. Dawes, Friction stir welding, GB Patent 9,125,978,9, Sept 1991

Chapitre III

Étude Expérimentale et Simulation Numérique

III.I. Étude Expérimentale**III.I.1. Introduction**

Les polymères sont apparus de manière significative dans notre environnement en raison de leur polyvalence et de leurs applications dans tous les domaines. Par exemple, le polyéthylène haute densité est devenu le premier choix pour les canalisations sous pression des systèmes de distribution de gaz. En raison de ses avantages et de son aspect économique attractif, il est devenu le matériau le plus recommandé pour tous les domaines d'application de la tuyauterie (câbles, gaines, gaz, eau, industriel, eaux usées, irrigation, etc.) [1,2]. Les tuyaux en polyéthylène présentent également l'avantage majeur de pouvoir être soudés entre eux par électro fusion et soudage bout à bout dit « soudage miroir » [3]. Ces techniques dépendent de la source de chaleur. Cette caractéristique clé et les conditions de service (large plage de températures, pressions, limitations mécaniques et chimiques, etc.) mettent en évidence le soudage des tuyaux en PEHD par FSW. En préparation, certains chercheurs [4-7] ont étudié le soudage de feuilles retirées des tuyaux en polyéthylène à l'aide de FSW. Cette recherche représente un pas de géant pour son application aux polymères. 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 les études de soudage. Différentes sources d'énergie peuvent être utilisées pour le soudage. La connaissance de la microstructure est essentielle pour évaluer la résistance mécanique d'un joint soudé. Différentes zones microstructurales peuvent être distinguées dans le joint soudé : la zone affectée thermiquement (ZAT), le métal fondu et le métal de base. Diverses techniques expérimentales et numériques ont été développées pour mesurer différentes propriétés mécaniques, le facteur d'intensité de contrainte, l'intégrale J et le CTOD (déplacement d'ouverture de la pointe de fissure) afin de déterminer la résistance des joints soudés des matériaux [8-11]. En général, lors du processus de formage solide, le phénomène d'instabilité plastique contrôle souvent l'apparence et les performances du produit final [12-16]. Il est donc nécessaire de comprendre les mécanismes de l'instabilité plastique afin de savoir contrôler son comportement. L'effet de la contrainte triaxiale sur plusieurs exemples de polymères tels que le PBT (polytéréphtalate de butylène), le PVC (chlorure de polyvinyle), le TPC (copolyétherester thermoplastique) et le PEHD (polyéthylène haute densité) soumis à des contraintes plastiques élevées a été étudié par ces auteurs.

Les matériaux thermoplastiques peuvent être assemblés par soudage FSW [17-19], mais sont très difficiles à souder par BT-FSW. Cette recherche actuelle se concentrera sur la production d'un joint HDPE mieux soudé par BT-FSW et sur l'étude de l'effet thermique de la zone de soudure générée par la rotation de l'outil sur les propriétés mécaniques.

Le soudage par friction malaxage (FSW) est un procédé d'assemblage à l'état solide qui a été inventé en 1991 au *Welding Institute* [20]. FSW est une technologie de soudage alternative au soudage par fusion traditionnel [21, 22]. FSW est une procédure de soudage à l'état solide adaptée pour assembler avec succès n'importe quelle combinaison de différents alliages d'aluminium [23-25]. Un outil rotatif non consommable, plus rigide que le matériau d'origine, est immergé dans les bords saillants des panneaux à assembler sous une force axiale suffisante et avancé le long de la ligne de joint, comme le montre la Fig.III.1. L'outil se compose de deux parties. , y compris la goupille (*pin*) et l'épaule (*the shoulder*). Le matériau entourant la tige de l'outil est ramolli par la chaleur de friction générée par la rotation de l'outil. L'avancement de l'outil amène le matériau plastiquement déformé à être poussé de l'avant vers l'arrière de l'outil et façonné pour terminer le processus d'assemblage [24]. FSW est devenu aujourd'hui l'un des sujets d'ingénierie les plus fascinants. Cette méthode est utilisée pour souder des matériaux similaires et différents ensemble [26] et a été utilisée dans les industries automobile, navale et aérospatiale [27]. En raison de la consommation croissante de matériaux polymères dans l'industrie, le potentiel d'augmentation du soudage de matériaux polymères a attiré une grande attention [28]. Il existe très peu de recherches sur le soudage des polymères utilisant la technologie FSW. Cependant, en 2004, Nelson [23] a déposé un brevet FSW pour les matériaux polymères. Sheikh Ahmed et al. [29] ont soudé un composite de carbone HDPE noir disponible dans le commerce et ont étudié les effets de la vitesse de rotation des broches, de la vitesse de soudage et de la profondeur de pénétration sur les températures de soudage. La durabilité et la qualité des soudures ont été étudiées. Les surfaces de rupture des éprouvettes soudées ont également été analysées. Les microstructures développées qui apparaissent lors du FSW des métaux et lors de divers processus de soudage de matériaux structurels polymères jouent un rôle de premier plan dans la détermination des propriétés mécaniques des joints soudés. La structure ultra moléculaire formée au contact et dans ses régions adjacentes lors du FSW a rarement été étudiée [30]. Dans son article, P. Sas et al [26] ont passé en revue la plupart des études antérieures axées sur les paramètres de soudage de différents matériaux polymères et

sont ensuite analysées. L'objectif principal de leur article est le soudage de polymères à l'aide de la technologie FSW, la résistance des soudures, la géométrie des outils, ainsi que la surveillance et l'analyse des conditions dans lesquelles les résultats optimaux du processus FSW sont obtenus. L'analyse de la littérature [4, 30] peut conclure qu'une large gamme d'efficacités de soudage peut être obtenue par le soudage par friction malaxage de polymères thermoplastiques, et que cette variation de la qualité de la soudure peut être étroitement attribuée à la température et à l'état du matériau. Au cours des années 2005-2009, Arici et al [41-43] ont fait plusieurs tentatives pour adapter la technologie FSW à l'assemblage de matériaux thermoplastiques ; Ils ont conclu dans la plupart des cas que la qualité des articulations était insuffisante en raison d'une homogénéité insatisfaisante, conduisant à une faiblesse articulaire [37]. La perspective des chercheurs [37,41-43] était d'obtenir une très haute résistance proche de celle du matériau de base, même s'il fallait améliorer la répétabilité du procédé. Ainsi, dans un article, ils ont mentionné que chauffer le plastique était un bon moyen de rendre le processus plus robuste. Par conséquent, FSW peut être combiné avec un processus d'outil chaud pour obtenir des performances combinées plus élevées.

Le soudage par friction malaxage avec outil BT-FSW est une variante du procédé conventionnel de soudage par friction malaxage (C-FSW), également appelé soudage par friction malaxage autoportant (SS-FSW) [44]. Par rapport au FSW conventionnel, le BT-FSW élimine toutes les limitations du C-FSW en utilisant une configuration à deux épaules [45]. L'outil BT-FSW se compose de deux épaulements, l'épaule supérieure et l'épaule inférieure, reliés par une broche entre les éléments illustrés à la Fig.III.2. Le processus est effectué avec les deux épaulements en contact avec la surface de la pièce à travailler et permet une force axiale équilibrée et un gradient de température uniforme dans le sens de l'épaisseur de la soudure [44]. De plus, la fonction à deux épaules lui permet de rejoindre les profilés d'extrusion creux et d'élargir considérablement ses applications [44, 46-48].

L'utilisation d'un outil BT-FSW présente l'avantage de donner à la zone traitée de la pièce une section transversale plus ou moins rectangulaire, par opposition à la zone triangulaire que l'on trouve généralement lors de l'utilisation d'un outil BT-FSW pour les outils de soudage par friction malaxage conventionnels [49,50].

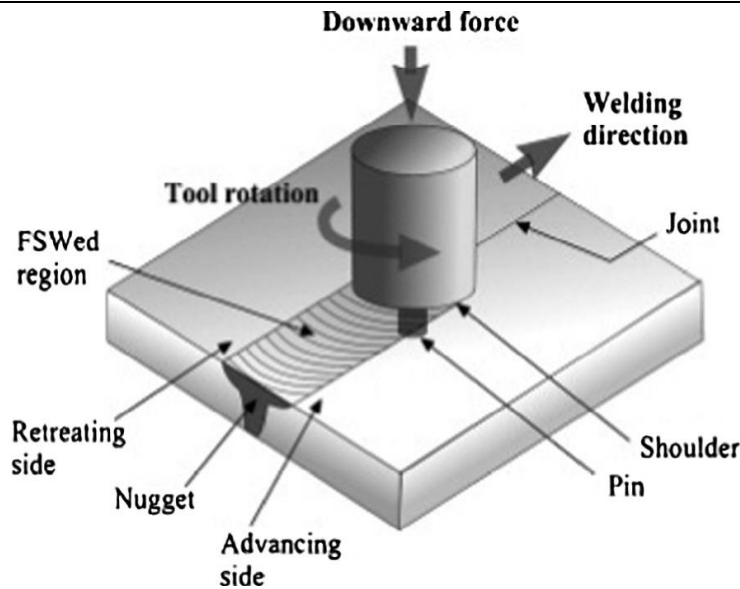
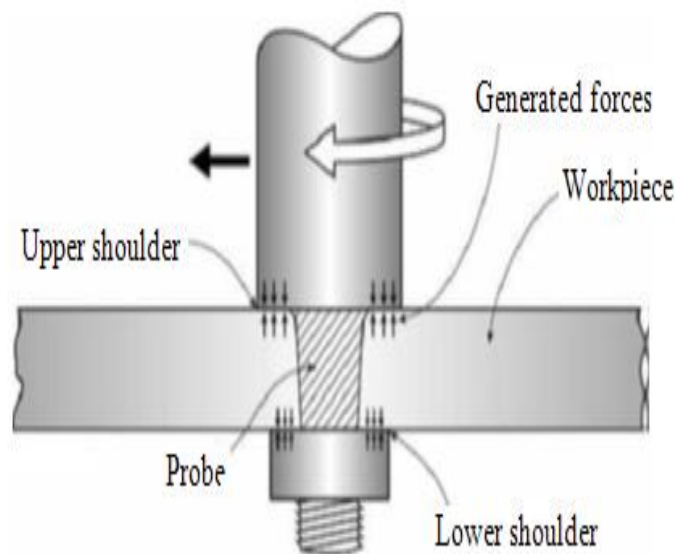


Fig.III.1. Dessin schématique du processus FSW [48].

Fig.III.2. Un schéma de l'outil (*bobbin tool*) [49].

Le PEHD présente une résistance élevée à la corrosion, une bonne flexibilité, une faible conductivité thermique, une résistance aux chocs, une résistance chimique et une excellente ductilité. Il est généralement utilisé pour fabriquer des équipements de traitement chimique, des tuyaux de toutes formes et de tous types [36]. Seul un nombre limité de publications sont disponibles sur FSW pour les plaques HDPE [4]. Quant aux recherches sur le soudage avec l'outil présumé (*bobbin tool*) concernant les polymères, elles sont rares voire inexistantes. Il est désormais nécessaire de revoir les travaux effectués sur le BT-FSW afin

de fournir aux chercheurs des aspects plus larges du soudage polymère avec cette technique. En raison de la très haute ductilité du PEHD 100, il est très sensible à la chaleur générée lors du FSW et très sensible à Conditions FSW. L'optimisation des paramètres FSW est un défi dans ce domaine. Ainsi, il est nécessaire de connaître l'effet thermique sur la zone soudée et de prévoir et estimer la génération de chaleur pendant le BT-FSW. Le but de la recherche actuelle est d'étudier les plaques PEHD extraites des tubes et soudées avec BT-FSW, en tenant compte de toutes les règles de soudage FSW.

III.1.2. Matériel et méthode Expérimentale

III.1.2.1. Matériaux étudiés

Dans cette étude, les plaques de PEHD ont été extraites d'une canalisation de distribution de gaz naturel produite par la société CHIALI (Sidi Bel Abbes, Algérie), d'un diamètre extérieur nominal de 125 mm (Fig.III3).



Fig.III.3. Échantillon de tuyau en PEHD utilisé dans les expériences.

Le tuyau a été extrudé à partir de résine HDPE Basell Hostalen CRP 100. La densité et le module d'Young sont respectivement de $0,959 \text{ g/cm}^3$ et $1\,000 \text{ MPa}$. La masse molaire est d'environ 500 kg/mol . Les températures de transition vitreuse et de fusion sont respectivement de -125°C et 135°C , et la conductivité thermique est de $0,52 \text{ W m}^{-1}\text{K}^{-1}$. C'est un thermoplastique semi-cristallin comprenant une phase cristalline et une phase amorphe.

Les sections de tubes sont inspectées pour détecter toute modification de surface résultant généralement d'une mauvaise manipulation pendant le transport ou le stockage sur le terrain. Les panneaux représentés sur la figure III.4 ont été découpés perpendiculairement à l'axe d'extrusion du tuyau avec une longueur de 180 mm et une largeur de 80 mm et la même épaisseur que le tuyau à l'aide d'une scie électrique. Des précautions ont été prises pour considérer uniquement les échantillons exempts de défauts. Ces mêmes échantillons ont été utilisés dans la précédente étude expérimentale préliminaire de Bouha et al [51] sur le soudage par (BT-FSW) sur des plaques de polyéthylène haute densité. Les plaques utilisées ont été extraites directement du tube pour préserver l'histoire thermomécanique

intrinsèque, en suivant une méthodologie de préparation reproductible et en minimisant les contraintes de contact pendant le processus d'usinage.

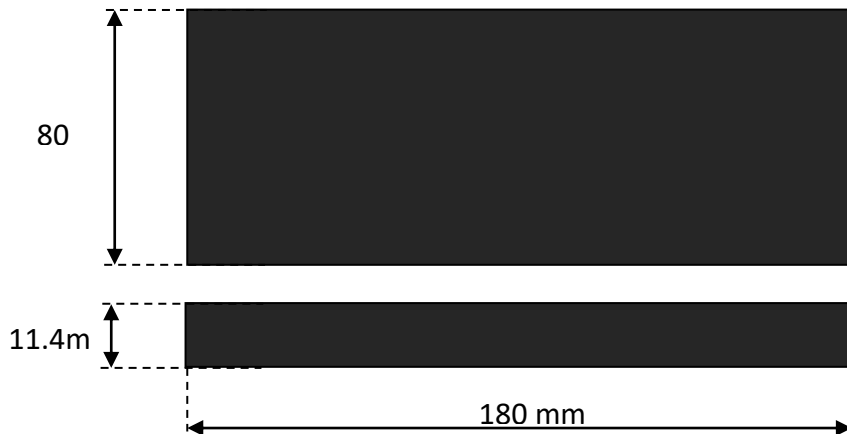


Fig.III.4.Géométrie de l'échantillon.

III.1.2.2. Outil de soudage

L'outil de BT-FSW à écart réglable (T_{AGB}) utilisé dans ce travail est en acier de construction GS235 (anciennement norme E36). Il est constitué d'un pion cylindrique qui peut être glissée dans l'épaulement inférieur et d'un épaulement supérieur fixé au pion, comme les montres la Fig.III.5. Les épaulements tournent à la même vitesse.

La géométrie des outils est un facteur important dans le contrôle du flux de matériaux et de la génération de chaleur dans le FSW. La principale caractéristique de la géométrie de l'outil FSW est l'épaulement, qui est chargé de générer de la chaleur de friction pendant le processus et de faciliter le mouvement du matériau autour de pion. La fonction principale de pion est de déformer le matériau environnant et la fonction secondaire est de générer de la chaleur. Plusieurs modèles d'outils avec des spécifications différentes ont été développés par Mishra et al [25] afin de contrôler le flux de matière et la génération de chaleur en augmentant la vitesse de soudage.

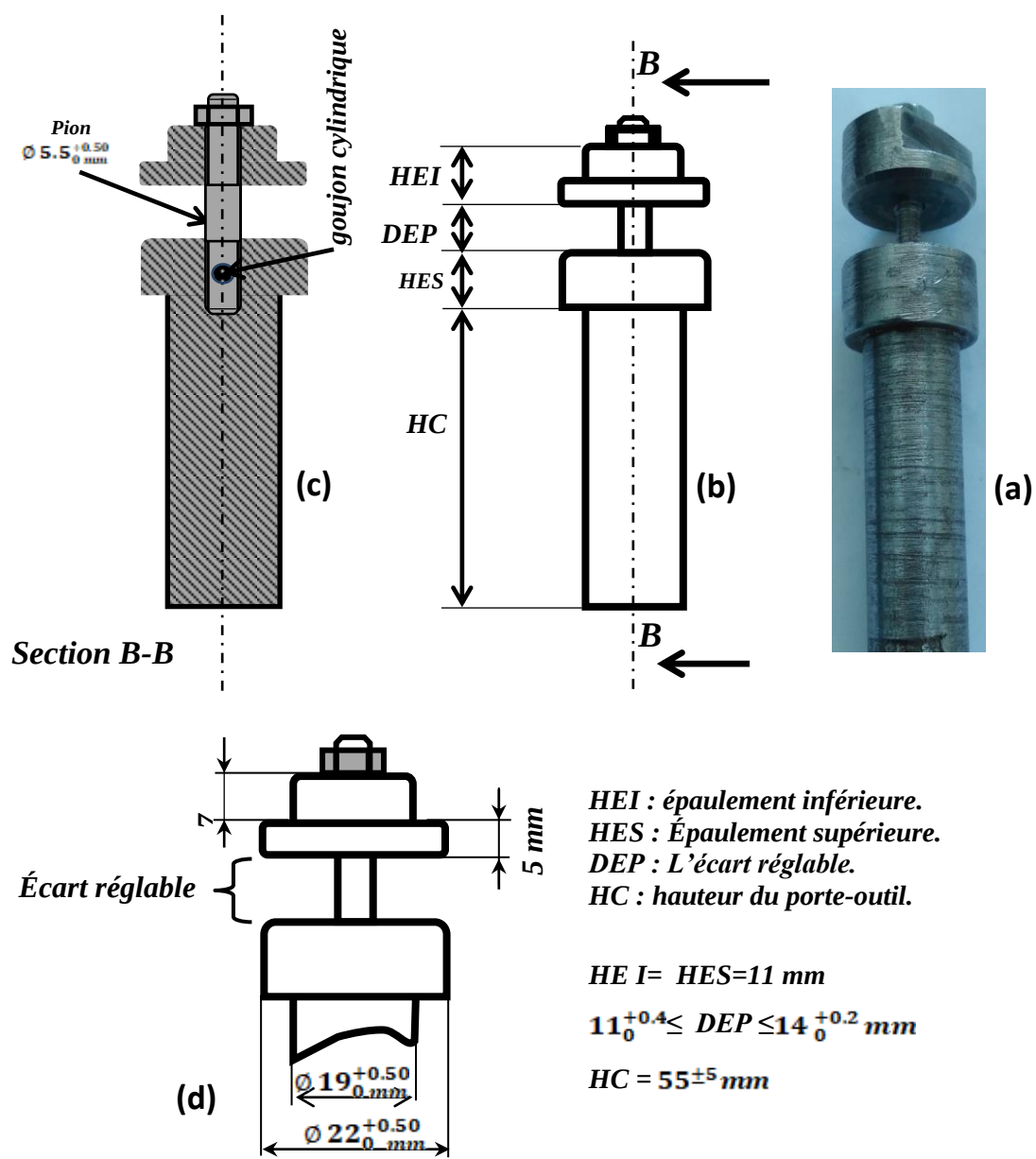


Fig.III.5. Schéma de l'outil (Bobbin Tool) à écart réglable utilisé, a) Image de l'outil, b) illustration de l'outil T_{AGB}, c) dessin d'assemblage des épaulements et de la goupille de l'outil (section B-B), d) schéma de l'écart réglable.

En soudage BT-FSW, l'outil à deux épaulements maintient les deux pièces à souder et l'apport de chaleur est affecté par la friction entre les deux côtés des pièces. Pour immerger l'outil dans les pièces, vous devez d'abord percer un trou pour insérer le pion. Une fois le pion et l'épaulement supérieur en place, l'épaulement inférieur est fixé pour éliminer le déséquilibre provoqué par la pénétration régulière de l'outil FSW [18, 22]. En fait, l'épaulement inférieur de la conception BT-FSW a remplacé le support utilisée dans le C-FSW [50].

Le processus BT-FSW commence généralement par le passage de l'outil à travers le matériau à partir du bord de la pièce ou d'un trou pilote pré-percé avec une vitesse de déplacement initialement lente jusqu'à la déformation plastique, suivie d'une accélération de la vitesse de déplacement jusqu'à un état stationnaire final [48].

Avant de commencer les travaux requis, des expériences secondaires (supplémentaires) ont été menées. Ces expériences sont des standards en termes d'inclusion et d'extraction des paramètres de couple nécessaires au soudage avec le BT-FSW (avance, vitesse de rotation), cette première partie expérimentale vise à déterminer le champ de soudage et à obtenir des joints exempts de défauts visibles.

III.1.2.3. Moyens de soudage

Initialement, plusieurs plaques étaient soudées sans mesurer la température du polymère. Le processus de soudage a été réalisé sur une fraiseuse universelle. Cette machine semi-automatique est capable de réaliser des joints soudés par BT-FSW et C-FSW. Les plaques sont fixées au banc de la machine à l'aide d'un système de serrage mécanique avec montage latéral et vertical optimal Fig.III.6-a. Les paramètres de soudage sont résumés dans le Tableau 1.

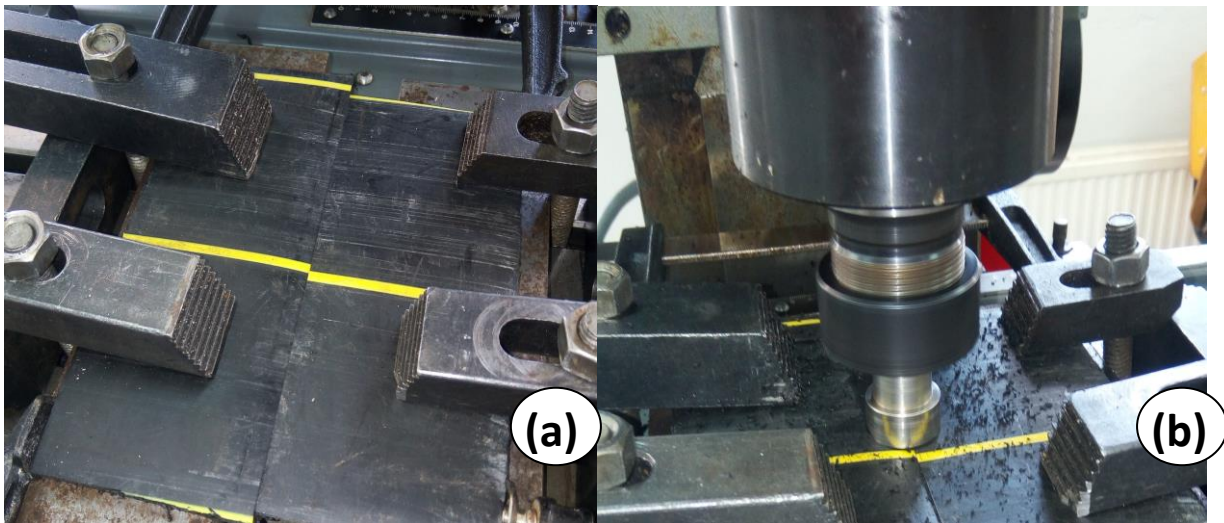


Fig.III.6. Détails de soudage BT-FSW des plaques HDPE ; a) mécanisme de serrage, b) Configuration BT-FSW.

III.1.2.4. Les paramètre de soudage

BT-FSW a été réalisé à différentes vitesses d'avance de 10, 30 et 100 mm/min en utilisant les trois valeurs différentes de distance d'épaulement indiquées dans le tableau 1 et une vitesse de rotation constante de 1 100 tr/min. Les résultats des expériences secondaires sont résumés dans le tableau 2.

Tableau 1. Paramètres du processus BT-FSW

Parameters	Unite	Valeur
Distance entre les épaulements	mm	11.4 , 11.2 et 11
Vitesse de rotation	tr/min	1100
Vitesse d'avance	Mm/min	10 ,30 et 100

Le modèle d’outil utilisé dans l’étude précédente de Bouha et al [51] pour le soudage du polyéthylène était une conception très régulière. C’était un outil fixe avec des épaulements plats. Le pion de était également simple et n'avait qu'une certaine épaisseur, c'est pourquoi un outil à écartement réglable a été utilisé. Un essai secondaire de soudage avec cet outil a été effectué dans une gamme de vitesses d’avance et de rotation, en plus de réduire l’écart entre les épaulements de quelques millimètres. Dans l'essai n°8 (tableau 2), une excellente soudure a été obtenue. Cependant, plusieurs enseignements clés ont été tirés et utilisés dans les conceptions ultérieures. La leçon la plus importante apprise est que l'outil T_{AGB} à écart réglable était très sensible aux changements de distance entre les épaulements (écart) et n'était pas capable de s'adapter à une épaisseur inhomogène par rapport aux outils navette à écart fixe. Concrètement, les épaulements plats doivent être parfaitement compatibles avec la pièce, et la pièce ne peut présenter aucune différence d'épaisseur.

Tableau.2. paramètres de soudage.

Essai	Distance entre les épaulements,[mm]	Vitesse de rotation, [rpm]	Vitesse d'avance, [mm/min]	Quality de soudage (contrôle visuel)
1	11.4	1100	10	Soudure incomplete
2			30	Soudure inégales
3			100	Soudure inacceptable
4	11.2	1100	10	Soudure indésirable
5			30	Soudeur de qualité moyenne
6			100	Soudure inacceptable
7	11	1100	10	Soudure faible (<i>weak welding</i>)
8			30	Très bonne soudure
9			100	Soudure non acceptée

III.1.3. Historique thermique du BT-FSW

III.1.3.1. Mesure des températures

En utilisant l'instrument T_{AGB} avec les paramètres décrits dans l'essai n° 8 (tableau 2), plusieurs expériences minutieuses et coûteuses ont été réalisées pour souder et mesurer la température des plaques de polyéthylène. La température ambiante était proche de 23°C. La méthode de mesure était précise, comme le montrent les figures III.7 et III.8. Certains thermocouples ont été endommagés lors des expérimentations du fait de leur proximité avec la zone de pétrissage, ce qui a nécessité leur changement. Les expériences ont été répétées plusieurs fois pour vérifier les résultats.

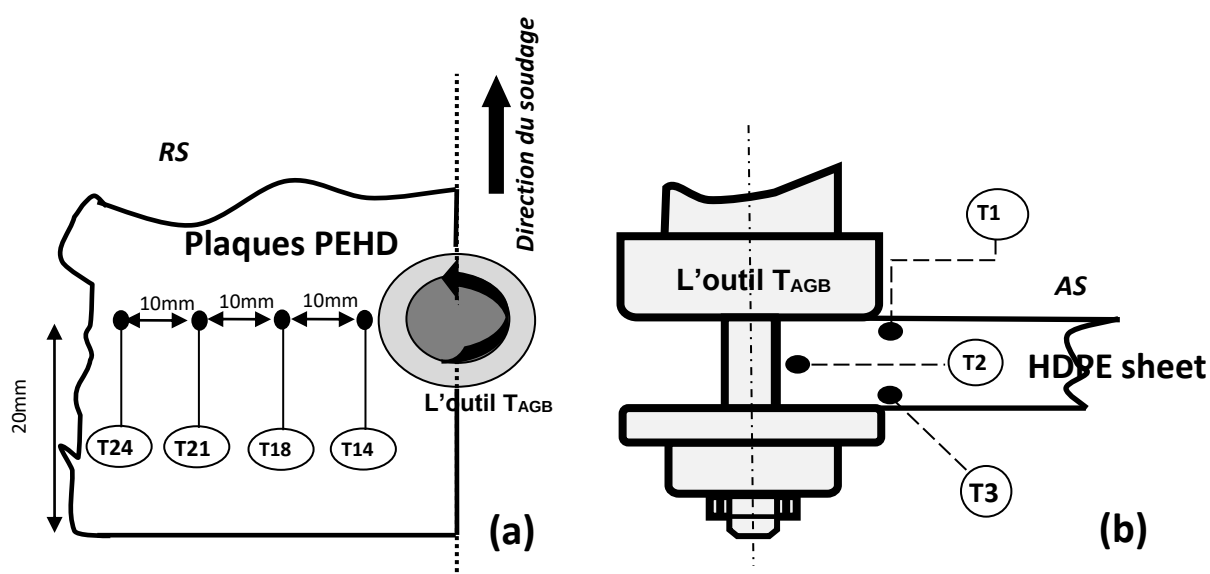


Fig.III.7. Quelques points de mesure de température : a) sur la surface supérieure des plaques PEHD ; b) Plantation de thermocouples au milieu des plaques PEHD.

La chaleur générée par la rotation de l'outil joue un rôle très important dans le processus de soudage. Pour permettre la réticulation des chaînes polymères, celles-ci doivent être mobiles pendant un temps suffisamment long, c'est-à-dire que le matériau doit être fondu [51]. La quantité de polymère fondu et la température du matériau affectent les propriétés de soudage, ainsi que la rhéologie du polyéthylène [3]. Il est donc important de connaître l'évolution de la température du matériau en plusieurs endroits des plaques. Cela donne la possibilité, entre autres, de se faire une idée du joint soudé du polymère fondu, et des vitesses de chauffe au cours du procédé. De plus, les mesures de température sont

essentielles à la simulation des procédés, car elles permettent notamment de déterminer les conditions aux limites thermiques, et de valider les résultats obtenus.

Les mesures de température pendant le processus BT-FSW sont effectuées à l'aide de thermocouples (type AD101-22TMS) avec une plage de mesure de -20 à 199 °C. Les indicateurs de ces thermomètres cylindriques sont placés dans des trous de 5 mm de diamètre, pour améliorer le contact entre le thermocouple et le matériau et restreindre l'entrée de l'air ambiant dans ces trous. De plus, les thermocouples sont fixés avec du ruban adhésif pour maintenir le contact entre le thermocouple et le matériau. Cela réduit également l'air entrant dans les trous. La figure III.7-b montre la position de trois thermocouples (T1, T2 et T3) situés à différentes distances de la périphérie de la connexion outil/PEHD, et les mesures ont été prises à différentes distances du plan de soudure. Elle est mesurée avant et pendant le processus de soudage BT-FSW.

La plus grande zone d'intérêt est la partie la plus proche du plan de soudure (l'axe de soudure), et c'est là que se situent un grand nombre de points de mesure. Des mesures ont été prises au milieu de l'épaisseur, plusieurs mesures ont été prises à une distance de 2 mm de la surface du plaques des deux côtés (AS et RS), Fig.III.8, et d'autres mesures ont été prises à la surface des plaques, Fig. III. 9. Les relevés de température ci-dessus présentés sur les figures III.7, III.8 et III.9 ont été pris à 20, 45 et 90 mm du début de la soudure (position initiale de la soudure). La figure III.8 montre l'emplacement de l'essai de mesure à trois distances différentes pendant le processus de soudage.

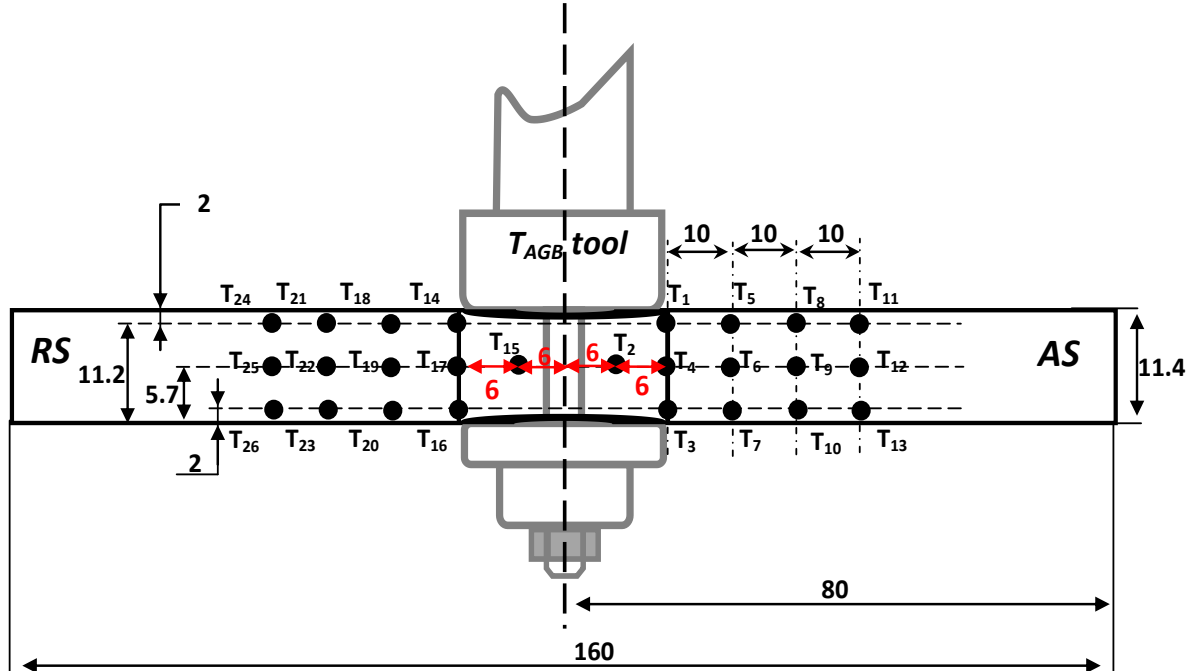


Fig.III.8. Schéma des points de mesure de température sur la section transversale (les dimensions en mm).

La température a été mesurée à T₂ et T₁₅ au centre des plaques à une distance de 6 mm de l'axe de la soudure, là où les thermocouples ont été placés à une profondeur de 5,7 mm, comme d'autres mesures de même profondeur, comme T₄ et thermocouples T₆ espacés de 10 mm. De plus, la distance entre T₄ et l'axe de soudage était de 12 mm, comme le montre la Fig.III.8. Plusieurs mesures de température ont également été effectuées au sein des surfaces supérieure et inférieure des plaques de polyéthylène avec une profondeur de 2 mm sur les côtés AS et RS. L'épaisseur des plaques était d'environ 11,4 mm.

III.1.3.2. Mesure des températures le long de l'axe de soudage

Quant à la mesure des températures le long de l'axe de soudage, les mesures ont été effectuées à l'aide d'un thermomètre laser infrarouge de type Fluke 64 MAX+, sur lequel on peut compter pour fournir des mesures de température très précises le long de l'axe de soudage.

Des mesures de température ont été effectuées sur l'axe de soudage du thermomètre mentionné ci-dessus, en plaçant sur l'une des plaques de polyéthylène à souder, des repères de 0 à 180 mm entre deux repères successifs de 20 mm. Lors de la rotation de l'outil et de son passage à côté de ces repères pendant le processus de soudage, des températures ont été mesurées au niveau de chaque repère. L'objectif de cette expérience était de prendre des

mesures à 20, 45 et 90 mm. Les mesures ont été répétées trois fois et des mesures de température moyenne ont été prises.

Dans le cas de mesures effectuées en surface des plaques, les thermocouples sont simplement placés et fixés avec du ruban adhésif sur les surfaces supérieure et inférieure des plaques, comme le montre simplement la Fig.III.9. Lorsque les thermocouples entrent en contact avec des plaques en polyéthylène. On mesure la température de l'air en contact avec le matériau et non la température du matériau. Ainsi une température proche de celle du polyéthylène a été enregistrée. Par conséquent, l'effet de l'air ou de l'effet de refroidissement pendant et après le soudage sur les feuilles de polyéthylène sera étudié dans des recherches futures.

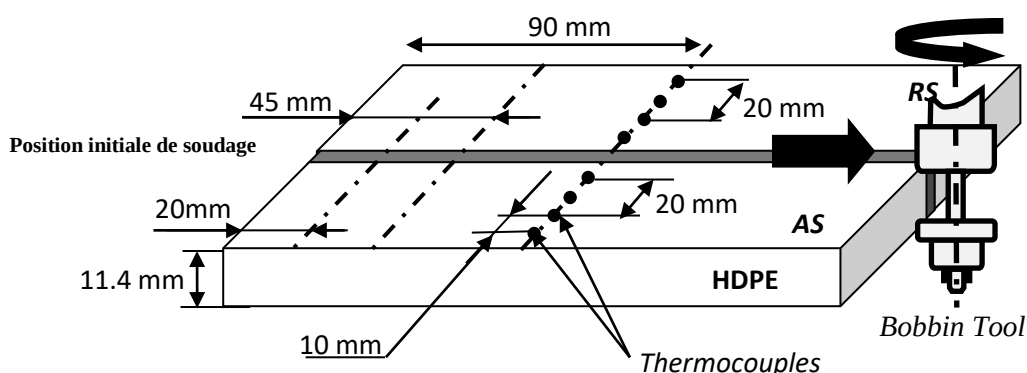


Fig.III.9. Répartition des points de mesure de température sur la face supérieure des plaques à une distance de 90 mm du départ de soudage BT-FSW (Position initiale de soudage).

Le soudage BT-FSW a été effectué pour les plaques retirées des tubes en polyéthylène disponibles dans le commerce. Le joint de soudure a été inspecté visuellement et la vitesse de rotation de l'outil et la vitesse d'avance ont été extraites lors des expériences préliminaires (Tableau 2). Un mécanisme a également été développé pour analyser la température des échantillons soudés dans les conditions mentionnées ci-dessus. En conséquence, la méthodologie d'étude des températures des plaques soudées à des distances de 20, 45 et 90 mm du début de la soudure a été déterminée, comme le montre la Fig.III.9. Il est important de noter que les tests de mesure de température ont laissé des trous attribués aux thermocouples. Ces défauts affectent directement la caractérisation mécanique des plaques de polymère soudées. D'autres plaques sans défaut sont soudées en tenant compte

des conditions ci-dessus, en utilisant le même outil T_{AGB} avec le même écart réglé à 11 mm. Les vitesses de rotation et d'avancée sont respectivement de 1100 tr/min et 30 mm/min. La caractérisation des échantillons a été réalisée aux mêmes distances 20, 45 et 90 mm, comme le montrent les Fig. III. 7, III.8 et III.9.

III.1.4.Caractérisation mécanique

III.1.4.1.Évaluation des joints de soudure

Les joints BT-FSW ont été évalués par inspection visuelle des différentes soudures, par l'absence de défauts, notamment superficiels. Toutes les éprouvettes pour tous les essais de traction et de dureté ont été découpées de telle sorte qu'elles soient perpendiculaires à la direction de soudage. Tous les résultats ont été comparés à des échantillons homogènes.

III.1.4.2.Approche de mesure de dureté BT-FSW

Des sections transversales ont été découpées dans les plaques PEHD soudés. Une série d'échantillons ($60 \times 10 \times 11,4$ mm) ont été réalisés et découpés à la scie électrique. La découpe et l'usinage peuvent provoquer des déformations qui doivent être éliminées par polissage.

Le polissage s'est fait progressivement et avec des granulométries fines. La partie sur laquelle les mesures ont été prises s'étend de l'axe de la soudure jusqu'à environ 25 mm dans le matériau de base des deux côtés, Fig.III.10-a. La distance entre les empreintes adjacentes était de 1 mm dans toutes les zones de soudure. Ces mesures ont été prises sur 3 lignes parallèles à 3 profondeurs d'échantillon différentes le long des lignes pointillées illustrées à la Fig.III.10.

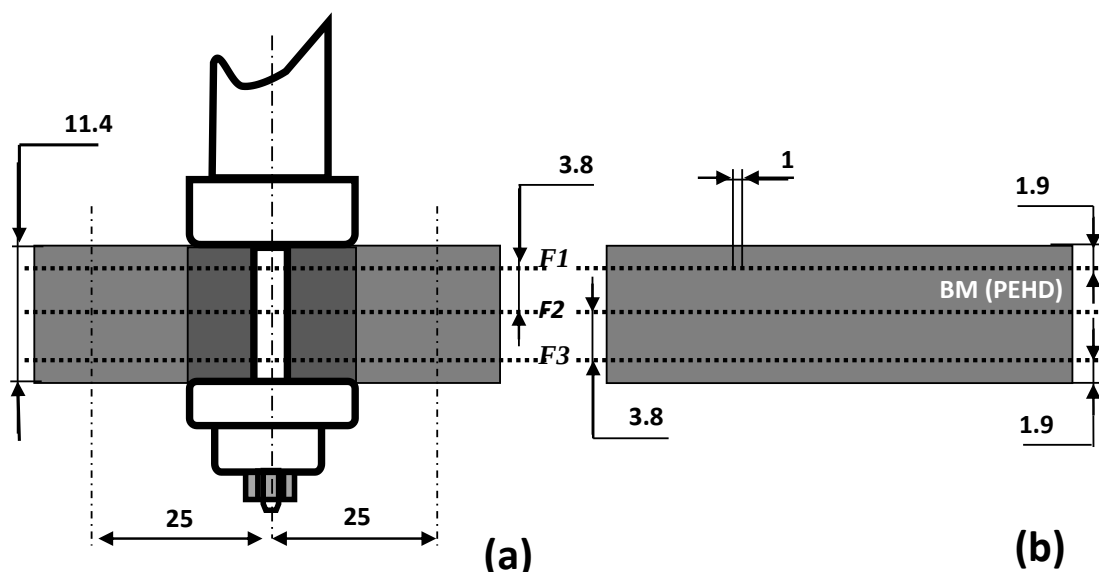


Fig. III.10. Filtration (F1, F2 et F3) pour micro-dureté : a) Échantillon soudé ; b) Échantillon sans soudure (toutes les dimensions en mm)

Une charge de 500 g a été appliquée pendant 10 s et la dureté Vickers a été évaluée à l'aide d'un testeur de type FV-ARS 9000 (Fig.III.11), équipé de une caméra optique couplée. Ainsi, à chaque empreinte de 1 mm, les valeurs de dureté ont été déterminées. Trois échantillons ont été testés pour chacun des trois niveaux de soudure (en marquant les échantillons à des distances de 20, 45, 90 mm) et la moyenne a été enregistrée.



Fig. III.11 : dispositif pour essai de micro-dureté piloté par ordinateur, avec acquisition d'images, ce qui permet de faire des cartes ou des profils automatiques de micro-dureté.

III.1.4.3. Les essais de traction

Les essais de traction sont effectués sur une machine d'essai de traction (Fig.III.12) qui est principalement utilisée pour déterminer les propriétés des matériaux par le biais d'essais de traction. Les éprouvettes de traction plates (Fig.III.13 et Fig.III.14) sont découpées perpendiculairement à la direction de la soudure selon les dimensions ISO 6259.3 Type 1 [52]. Les essais de traction sont réalisés à température ambiante. La vitesse d'essai était de 25 mm/min. La forme et les dimensions de l'échantillon testé sont présentées sur la figure III.14 [36]. Trois échantillons (T-S₂₀, T-S₄₅ et T-S₉₀) ont été testés pour trois niveaux à 20, 45 et 90 mm de la position initiale de la soudure, comme est indiqué sur la figure.III.13, comme l'indiquent les niveaux et les emplacements des mesures de température précédentes, comme le montre la figure.III.9.

Les essais ont été effectués dans le groupe CHIALI de Sidi Bel-Abbes. Ce groupe est spécialisé dans la fabrication des canalisations thermoplastiques, sur une machine de traction ZWICK, L'appareil de l'essai de traction de type Z100 est principalement utilisé pour la détermination des propriétés des polymères, avec les paramètres :

Capteur de course : ZWICK LC,

Porte-échantillons (Specimen holders) : ZWICK 8306 10 KN,

Vitesse d'essai : 25 mm/min.

La connaissance des caractéristiques mécaniques déduites de l'essai de traction peut être insuffisante, puisque des ruptures peuvent être obtenues en dessous de la limite élastique dans des conditions particulières qui rendent le matériau fragile. Tel que la tri-axialité des contraintes ; l'abaissement de la température et l'augmentation de la vitesse de déformation. D'autres essais plus spécifiques peuvent être demandés tels que l'essai de résilience, micro dureté [53,54].



Fig. III.12 : Bande d’ de traction ZWICK type Z100

L’essai de traction uni-axiale est un essai simple et rapide à mettre en œuvre. Il consiste à soumettre une éprouvette du matériau à étudier à une traction et à mesurer l’allongement correspondant à une force F appliquée. Sa simplicité ainsi que l’existence de techniques poussées autorise une instrumentation riche des essais. En raison de son dépouillement simple, il permet d’établir des lois de comportement fiables et par conséquent permet d’accéder aux caractéristiques du matériau telles que le module d’Young, la contrainte au seuil d’écoulement et la contrainte à la rupture. En outre, il présente une reproductibilité remarquable [53].

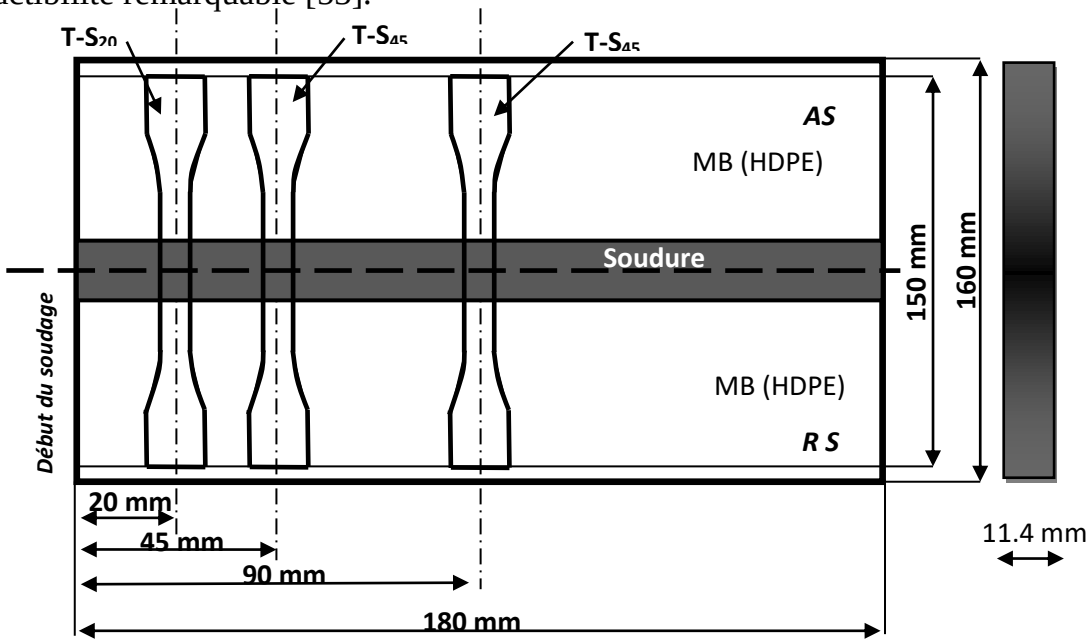


Fig.III.13. Illustrations schématiques des éprouvettes de traction T-S20, T-S45 et T-S90 sur les sites d'extraction à partir de plaques soudées

Des éprouvettes de traction pour caractériser les soudures ont été obtenues par fraiseuse à partir des plaques PEHD soudées par un outil BT-FSW. Les normes actuelles permettent d'évaluer l'endurance et la durabilité sur la base d'une géométrie simple. Les valeurs nécessaires à notre étude sont données sous forme de plages, les essais de traction doivent donc être répétés. L'éprouvette fournie conformément à la norme EN ISO 6259.3 [52] Type 1 est identique au Type 1B défini dans la norme ISO 527-2. Les dimensions standards de l'éprouvette sont indiquées à la Fig. III.14.

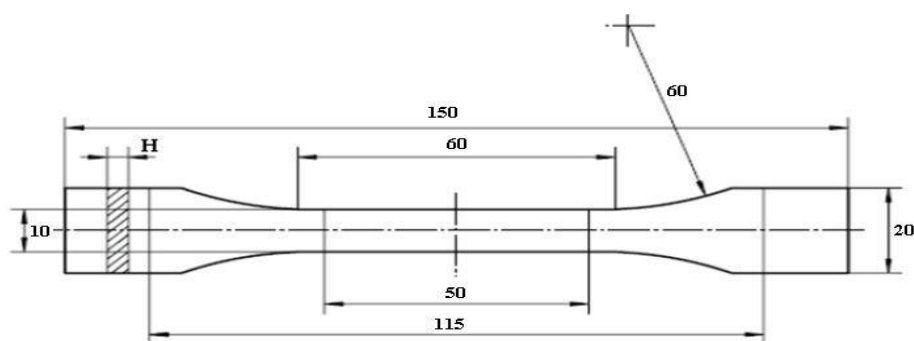


Fig. III. 14. Éprouvette d'essai de traction [52].

III.1.5. Résultats et discussion

III.1.5.1. Résultats des mesures thermiques

Dans un premier temps, un point de fonctionnement a été extrait, fixé à 1 100 tr/min et 30 mm/min, l'effet de ces paramètres de fonctionnement du soudage sur la qualité des joints a été étudié. De nombreux paramètres de fonctionnement peuvent déterminer la qualité du joint BT-FSW. Dans cette étude, un seul paramètre (vitesse de soudage) a été étudié. Le choix des paramètres de fonctionnement a été discuté dans certaines études précédemment [51]. BT-FSW utilise la friction entre l'outil rotatif et la pièce à usiner pour générer la chaleur nécessaire à la fusion du PEHD. L'outil se compose d'un pion rotatif et de deux grands épaulements. Le pion est principalement responsable de l'échauffement par friction de la pièce et de l'agitation des matériaux à l'intérieur du joint. Les buts principaux des épaulements sont de retenir le matériau déplacé par le pion et de presser le joint ; en conséquence, l'espace entre les outils a été réduit (11 mm).

Au cours des mesures thermiques illustrées sur la figure III.15, à l'aide d'un thermomètre laser infrarouge le long de la ligne de soudage et en appliquant la technique de mesure de la température par thermocouple, les températures de points distincts des plaques

de polyéthylène ont été mesurées pendant le soudage. La répartition de la température a été mesurée dans différentes zones et Les mesures ont été recueillies dans le tableau 3.

Tableau.3.Valeurs de température à 20, 45 et 90 mm de la position de début de soudage.

Thermocouples	Température (C°)		
	20 mm	45 mm	90 mm
T ₁	50	85	90
T ₂	90	126	130
T ₃	72	102	100
T ₄	50	88	90
T ₅	23	24	25
T ₆	23	23	25
T ₇	23	22	29
T ₈ , T ₉ , T ₁₀ , T ₁₁ , T ₁₂ and T ₁₃	23		
T ₁₄	45	78	85
T ₁₅	85	115	125
T ₁₆	52	82	92
T ₁₇	58	86	85
T ₁₈	22	23	26
T ₁₉	23	21	26
T ₂₀	23	24	25
T ₂₁ , T ₂₂ , T ₂₃ , T ₂₄ , T ₂₅ and T ₂₆	23		

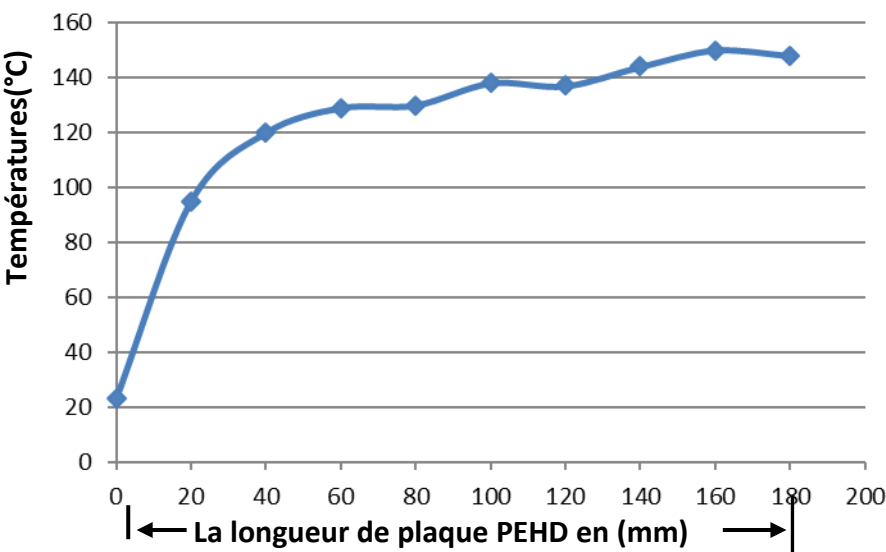


Fig.III.15. Profil de température le long de la ligne de soudage.

La Fig.III.15 montre l'évolution des températures sur la ligne de soudure de la surface supérieure des plaques PEHD, ces mesures ont été enregistrées lorsque l'outil passe par la ligne de soudure, juste derrière l'épaule supérieure de l'outil. Sauf pour la première mesure liée à la température des plaques avant le début du processus de soudage. Il est démontré que la température à travers la ligne de soudure augmente fortement sur une courte distance en raison de l'échauffement du PEHD dû au frottement. La conduction thermique des plaques est très faible en raison de leur faible conductivité thermique. De plus, le profil de température est presque symétrique par rapport à la ligne de soudure avec une température maximale d'environ 148 C°, comme le montre les figures III.15 et III.16.

Il a été observé sur la figure III.16 que le flux de chaleur se déplace avec l'outil, une étape de refroidissement plus lente suit jusqu'à une température stabilisée. Le mouvement de la source laisse une traînée de températures élevées, plus lentes à se refroidir. Dans cette étape ce sont les échanges thermiques qui provoquent tout le refroidissement des plaques, c'est-à-dire la conduction dans le PEHD, ainsi que la convection avec l'air ambiant.

Plus de chaleur est créée lors du soudage par friction-malaxage avec bobine-outil (BT-FSW), en raison des doubles épaulements et des conditions d'élimination de la chaleur très différentes par rapport au soudage par friction-malaxage traditionnel (FSW) [53]. Le FSW des polymères n'est pas strictement un processus à l'état solide. Étant donné que les polymères sont constitués de molécules de longueurs différentes, et donc de poids moléculaires différents, les matériaux n'ont pas de points de fusion uniques mais des plages de fusion. Lors du traitement FSW, certaines chaînes plus courtes atteignent leur point de fusion, contrairement aux chaînes plus longues. Ainsi, des morceaux de matière solide sont suspendus dans suffisamment de matière fondue pour rendre le mélange facile à déplacer et à former [21]. De plus, les polymères n'étant pas des substances pures, leurs changements d'état ne sont pas des phénomènes isothermes mais plutôt un étalement sur une plage de températures.

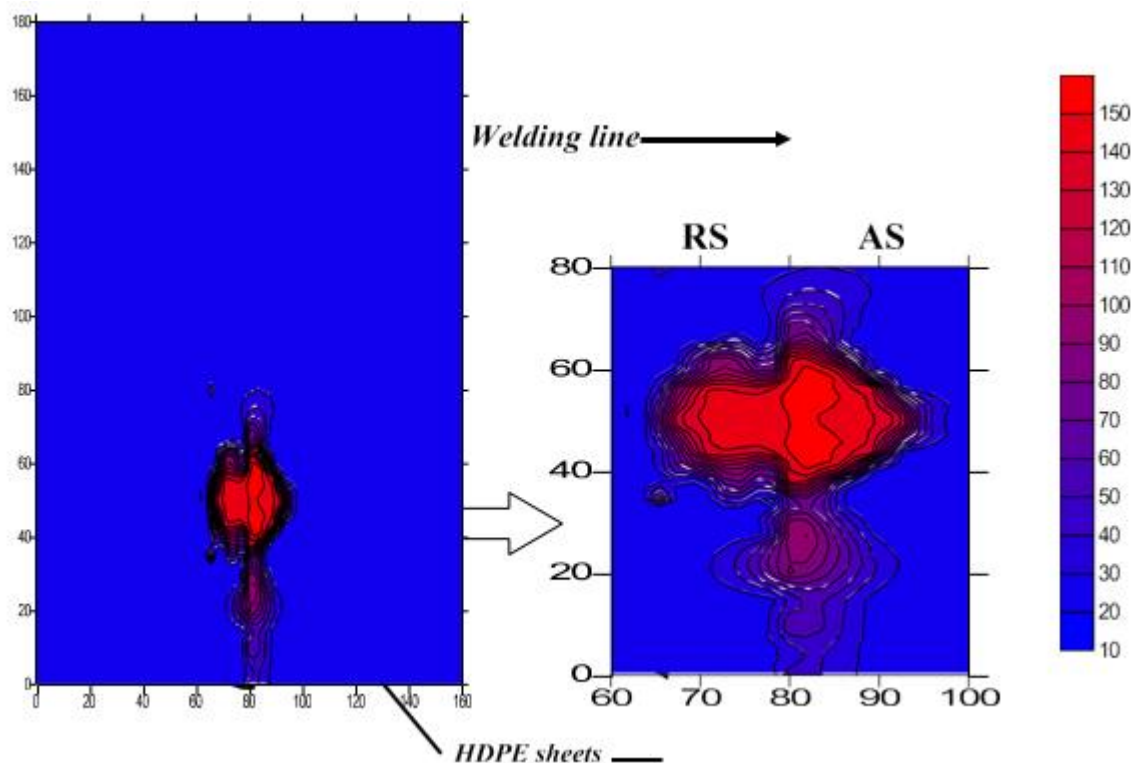


Fig.III.16. Cartographie du champ de température sur la ligne de soudage des surfaces supérieures des plaques PEHD (à 45 mm de la position de départ).

Les thermocouples ont été répartis en trois groupes de trois niveaux répartis verticalement avec la ligne de soudure. Le premier pour le début du soudage (à 20 mm) et le deuxième et le troisième pour la soudure médiane (à 45 et 90 mm). Ce nom sera utilisé plus tard pour différencier les groupes de thermocouples. Chaque groupe est composé de 13 thermocouples pour le côté (AS) et de 13 thermocouples pour le côté (RS), comme le montre la Fig.III.8.

Chaque thermocouple est identifié et numéroté de 1 à 26. En effet, compte tenu du caractère asymétrique du procédé, des variations de température importantes entre AS et RS sont régulièrement observées et peuvent être attendues sur une telle configuration. Ces différences sont généralement dues aux modifications du flux thermique et notamment à la répartition hétérogène des déformations dans le joint (Fig.III.17).

Les mesures aux niveaux 20, 45 et 90 mm recueillies dans le tableau 3 permettent de mettre en évidence les différences de température présentes à ces niveaux. Lorsque l'outil est en mode chauffage (*dwell time*) compris entre 0 et 20 mm, une partie des plaques soudées se trouve en milieu ouvert afin que l'air refroidisse les plaques plus rapidement, car

l'air peut circuler librement, et à l'intérieur des plaques (au niveau 45 et 90 mm). Comme là où l'air ambiant peut refroidir uniquement les surfaces supérieure et inférieure des plaques. Ainsi, les températures mesurées lors du soudage au niveau des surfaces inférieures T_3 et T_{16} montrées sur la Fig.III.8, qui sont à moins de 2 mm en dessous de cette surface, sont bien supérieures à celles (T_1 et T_{14}) placées à la même profondeur sur la surface supérieure. Ces températures sont celles de l'interface épaulement/PEHD. Les profondeurs indiquées sur la figure III.8 garantissent que les thermocouples sont maintenus en place malgré le mouvement des matériaux pendant le processus.

Durant l'opération, la température aux profondeurs T_8 , T_9 , T_{10} , T_{11} , T_{12} et T_{13} est identique à celle obtenue aux profondeurs T_{21} , T_{22} , T_{23} , T_{24} , T_{25} et T_{26} qui était de 23 °C. Cette valeur correspond à la température initiale des plaques.

Sur la figure III.17, il y a des différences évidentes dans la distribution de température aux niveaux 20 mm, 45 mm et 90 mm dans les sections transversales des échantillons BT-FSW, comme le montrent les figures III.17-a, III.17-b et III.17-c. L'évolution de la température du procédé BT-FSW est divisée en une phase d'accélération et une phase quasi-stable. Dans la première étape (0 à 20 mm), la température a augmenté près du niveau réglé à 20 mm, de sorte que la température a dépassé le seuil de 85 °C du côté AS. Cette étape était la phase de préchauffage, de sorte que le temps de séjour était fixé à 10 secondes. Alors que les températures atteignaient des valeurs stables, notamment à moins de 45 mm, la température des points caractéristiques suivants augmentait rapidement jusqu'à la température de fusion du polyéthylène (125 °C) lorsque l'outil arrivait à proximité de ces points. Dans les mêmes conditions de soudage, la température près de l'épaulement inférieur est supérieure à celle près de l'épaulement supérieur, et la température du RS est supérieure à celle de l'A S.

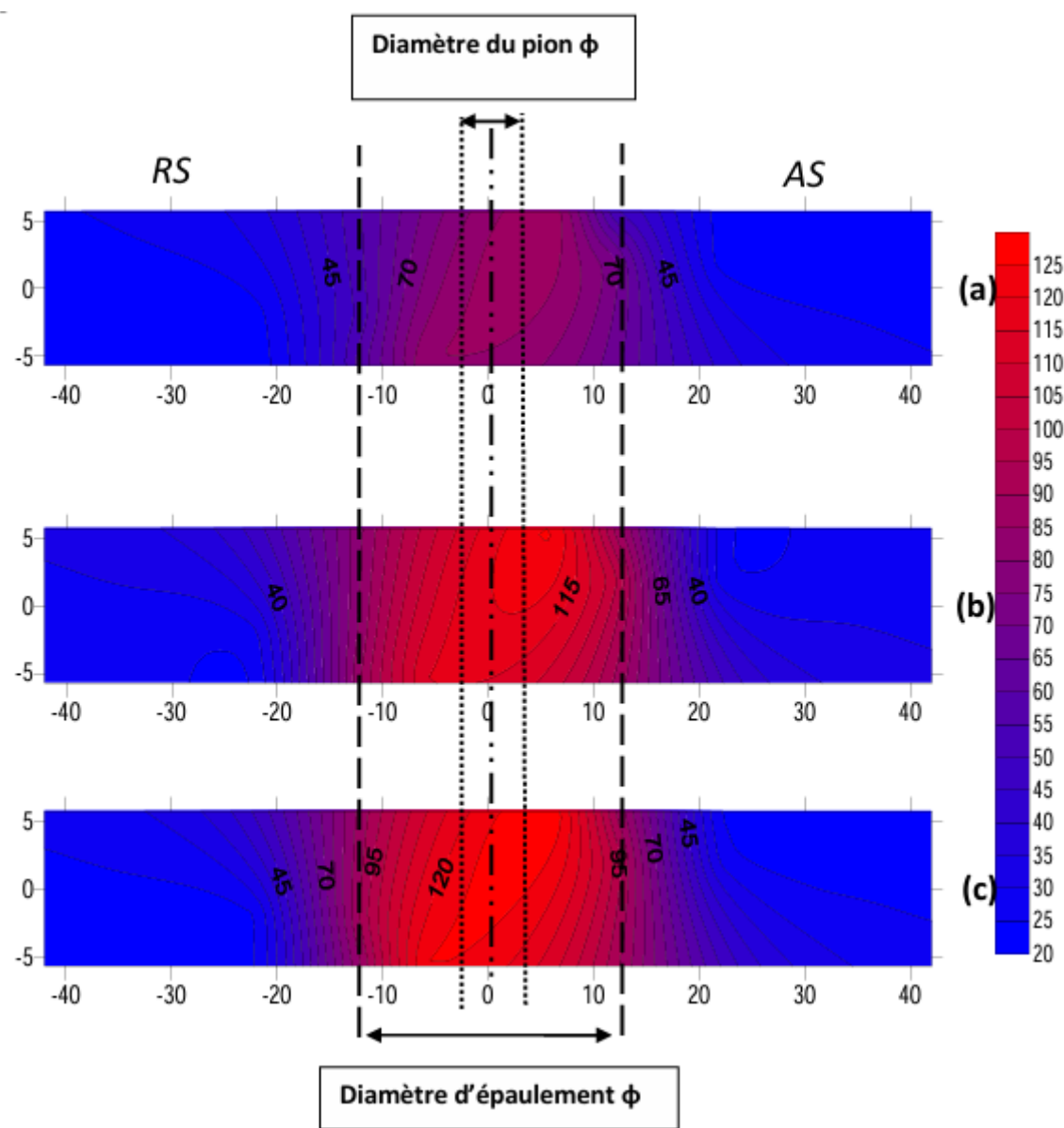


Fig.III.17. Cartographie de la température des échantillons de PEHD soudés par BT-FSW à : a) 20, b) 45 et c) 90 mm de début de soudage.

III.1.5.2. Résultats des mesures de dureté

La Fig.III.18 montre clairement la différence de dureté le long des filiations F1, F2 et F3 en utilisant la méthode décrite dans la Fig.III.10-b, de plus cette figure montre la variation de dureté le long de l'épaisseur de l'échantillon PEHD, sur une ligne parallèle à la ligne médiane, (Fig. III.18). Les études [55,56] confirment également l'augmentation de la dureté avec le taux de cristallinité. Ces études [55-57], montrent que l'usinage des tubes en polyéthylène présente certaines spécificités à prendre en compte lors de la conception. A travers la paroi du tube, les valeurs de dureté et de rugosité sont variables du fait du procédé

de fabrication et d'un refroidissement non uniforme sur l'ensemble du tube lors de son extrusion.

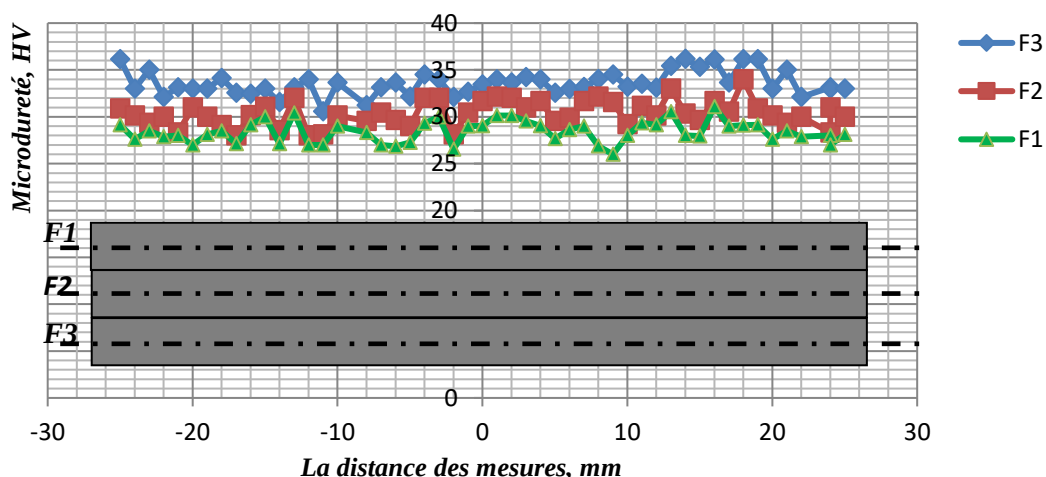


Fig.III.17. Évolution de la micro-dureté le long de l'échantillon PEHD non soudée.

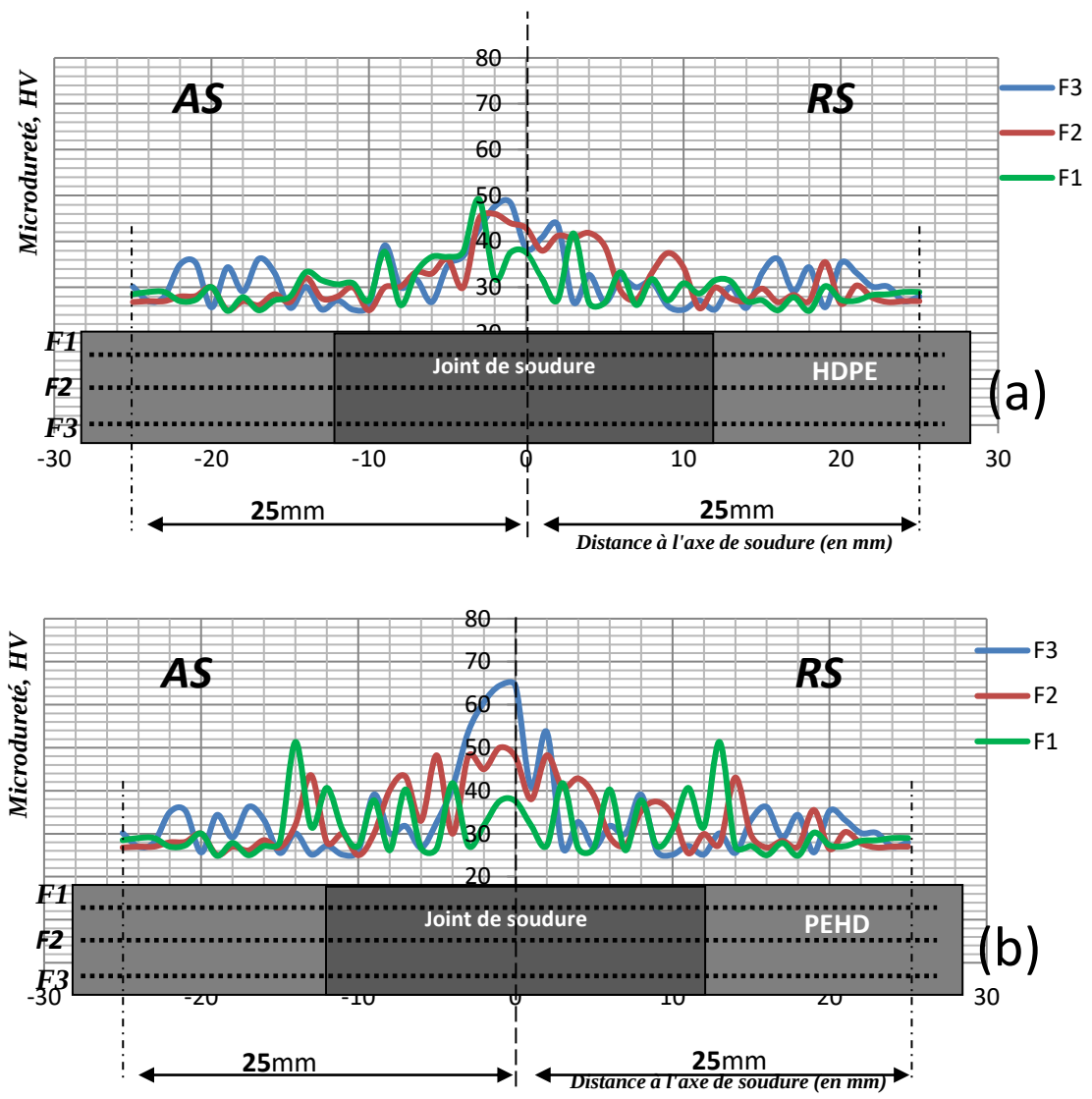
Dans ce test, la suggestion selon laquelle les propriétés mécaniques telles que la dureté varient selon les différentes couches a été confirmée [55, 56]. Les couches externes sont moins rigides que les couches médianes et internes ; cette propriété est fortement liée aux processus de fabrication [57].

La dureté et la résistance à la traction sont les principaux éléments caractérisant les propriétés mécaniques d'une soudure FSW. L'étude de Bouchouicha et al [58] a indiqué une association empirique entre la dureté et la résistance à la traction du matériau. La mesure de dureté permet d'évaluer, d'un point de vue qualitatif, la résistance mécanique des différentes zones d'un joint soudé. La figure.III.18 montre un profil de micro-dureté typique d'une soudure BT-FSW des plaques HDPE où d'acquisition de dureté, relativement symétriques par rapport à l'axe de la soudure.

L'acquisition de la dureté est observée dans les sections transversales (a), (b) et (c) illustrées sur la figure.III.18, qui ont été prises à 20 mm, 45 mm et 90 mm de début de soudage. L'augmentation de la micro-dureté atteint respectivement 130%, 170% et 180% pour les sections précitées ; dans ce cas, ces valeurs de dureté déterminent le gain dans le matériau de base représenté par les points hauts représentés dans la zone affectée par la soudure. La largeur des zones de soudure était d'environ 30 mm. On observe également dans cette région que la dureté maximale se situe au niveau du Nugget qui se situe de -6 à 6 mm de l'axe vertical, et une diminution de la dureté a été observé à chaque écart par rapport à cette région, une perturbation de la dureté dans la zone affectée thermo-mécaniquement (TMAZ) et la zone affectée thermiquement (HAZ) telle que les deux régions ne peuvent pas être confinées aux courbes (a), (b) et (c) de la Fig.III.18. En dehors des zones mentionnées

ci-dessus, les niveaux de dureté minimaux sont atteints dans le matériau de base autour de 30 HV.

Pour tous les joints produits dans cette étude, les gains de dureté de la couche supérieure en PEHD sont inférieurs à ceux de la couche inférieure, ce qui doit être attribué à la plus grande dissipation thermique à travers l'épaulement inférieur.



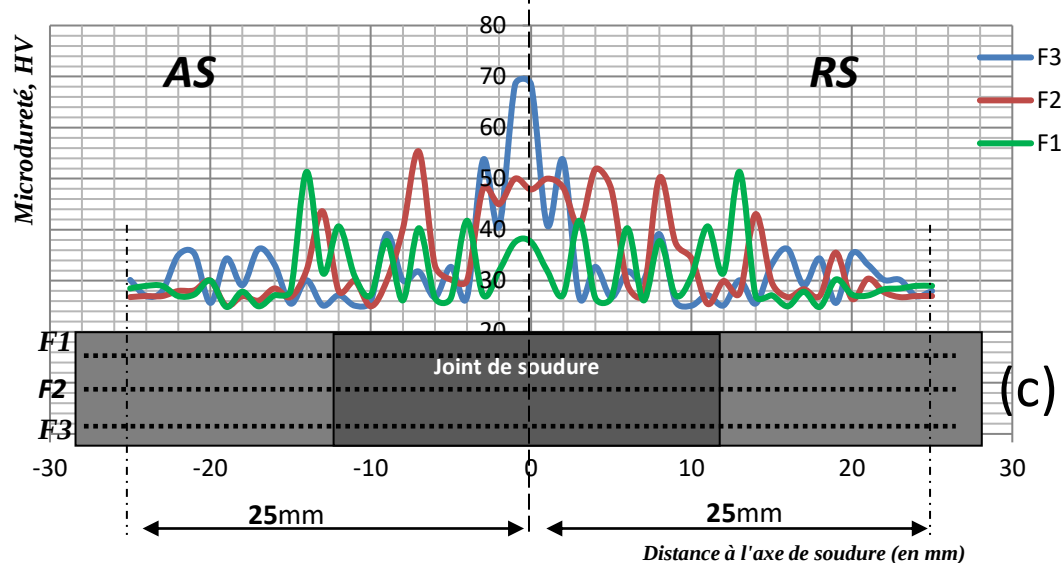


Fig. III. 18. Profils de dureté Vickers des échantillons de PEHD soudés par BT-FSW à : a) 20 mm, b) 45 mm, c) 90 mm de début de soudage.

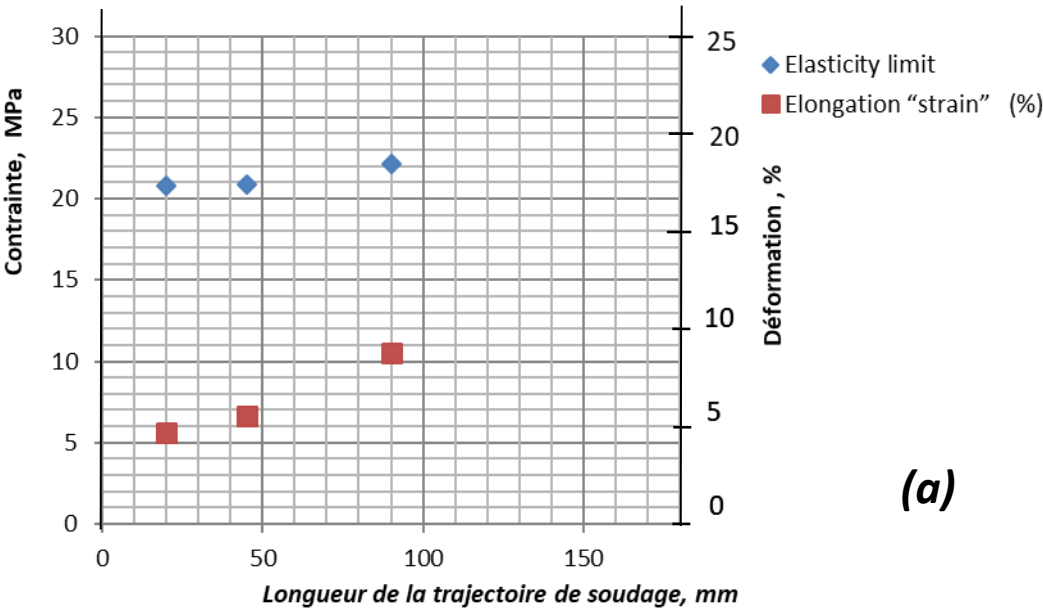
En analysant l'historique thermique précédent et grâce aux tests de dureté le long du parcours de soudage, spécifiquement à 20 mm, 45 mm et 90 mm de début de soudage, la qualité des soudures spéciales peut être contrôlée pendant cette division le long du parcours de soudage en ces points distincts, et la température est donc un paramètre essentiel pour le contrôle de la qualité du soudage. La mesure de la température nous a donné les meilleurs résultats en termes de répétition des mesures plusieurs fois. Cependant, la vitesse de rotation et la vitesse d'avance sont le couple représenté par la génération de chaleur, liée au nombre de rotations par unité de longueur, la conduction thermique, liés au temps nécessaire à l'outil pour parcourir la même unité de longueur, sont plus représentatifs.

III.1.5.3. Résultats des tests de traction

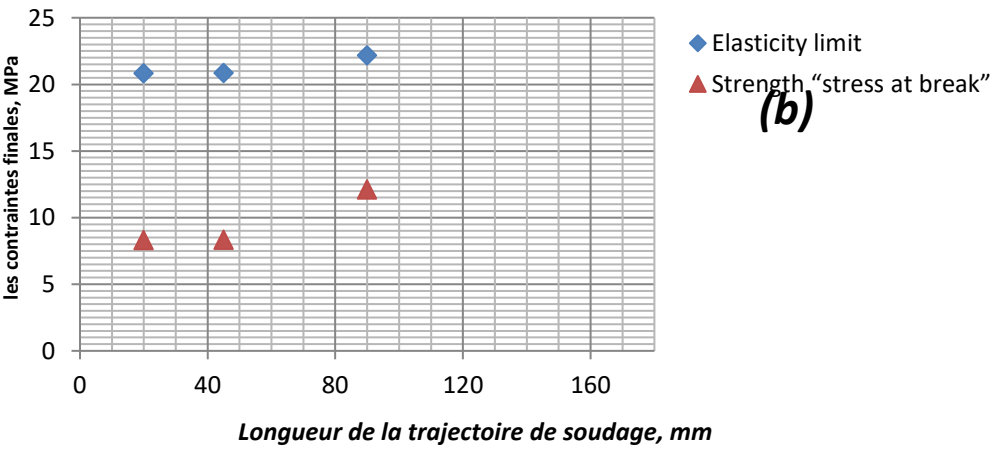
Le but des essais mécaniques était de déterminer les propriétés des soudures le long du parcours de soudure, notamment à 20 mm, 45 mm et 90 mm de début de soudage, ce qui permet de connaître la résistance à la traction des plaques aux points préalablement marqués. L'essai de traction est un essai mécanique très important qui permet d'obtenir la courbe de contrainte en fonction de la déformation et donc de déterminer le comportement mécanique dans sa phase élastique et plastique. A partir de cette courbe, les paramètres mécaniques suivants peuvent alors être mesurés : Le module d'élasticité, la limite élastique, la limite ultime et l'allongement à la rupture. Le tableau 4 résume les contraintes finales atteintes pour chaque échantillon, où S-S représente l'échantillon sans soudure, tandis que les échantillons de traction T-S₂₀, T-S₄₅ et T-S₉₀ sont présentés sur la fig.III.19.

Tableau 4. Paramètres mécaniques.

Spécimens	S-S	T-S ₂₀	T-S ₄₅	T-S ₉₀
Limite d'élasticité, [MPa]	20.46	20.82	20.86	22.17
Module de Young, [MPa]	925.99	1142.42	1166.5	1182.84
Allongement « Déformation »,[%]	11.3	5.64	6.61	10.52
Contrainte à la rupture, [MPa]	8.18	8.32	8.34	12.12
allongement relatif à la rupture, [%]	275	52.02	62.79	172



(a)



(b)

(c)

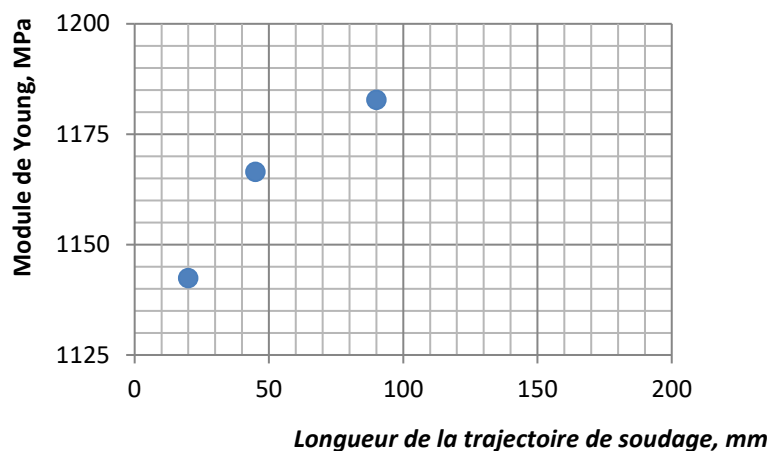


Fig.III.19. Propriétés de traction, a) contraintes et allongement, b) les contraintes finales et c) module d'Young, tracés sur le trajet de soudure.

Les figures III.19-a, III.19-b et III.19-c montrent les propriétés de traction transversale des joints BT-FSW tracées en fonction de la longueur du trajet de soudage. Comparé aux propriétés mécaniques (Tableau 4) de l'éprouvette sans soudure, le joint soudé à 20 mm de de début de soudage avait une résistance à la traction de 20,82 MPa, Fig.III.19-a. À 45 mm, la résistance à la traction semble augmenter progressivement et atteint une valeur de 20,86 MPa, ce qui équivaut à 102 % du métal de base. Cependant, à 90 mm de la longueur du trajet de soudage, la résistance à la traction augmente brusquement jusqu'à une valeur relativement élevée de 22,17 MPa. La rigidité et la dureté du PEHD augmentent avec la cristallinité. De plus, la principale caractéristique opérationnelle des matériaux polymères est considérée comme la ténacité [59]. Le module d'élasticité des polymères augmente de façon monotone avec le taux de cristallinité [60]. La rigidité est mesurée par le module d'élasticité qui varie sur la longueur du trajet de soudure, et l'allongement maximum, 172 %, est atteint sur le trajet de soudure de 90 mm

Les résultats indiquent une modification apparente des propriétés mécaniques, ce qui confirme le comportement appris observé du polyéthylène. Elle concerne les contraintes finales, la limite élastique et la contrainte à la rupture (Fig.III.19-b), ainsi que le module d'Young (Fig.III.19-c). Les contraintes finales des joints s'avèrent supérieures à celles du matériau de base. Une augmentation de la valeur du module d'Young a également été observée à toutes les longueurs caractéristiques. Par ailleurs, pour l'allongement à la rupture recueilli dans le tableau 4, il semble y avoir des notions à prendre en compte lors du soudage du polyéthylène, plus l'outil avance par rapport à la position initiale de la soudure,

plus les contraintes sont élevées et plus l'allongement à la rupture est faible par rapport à l'éprouvette non soudée. A l'exception de l'essai de traction de l'éprouvette T-S90, les contraintes ont augmenté et l'allongement à la rupture a augmenté par rapport aux éprouvettes T-S20 et T-S45.

Bien que le FSW ait été utilisé avec succès pour assembler des matériaux difficiles à souder, il en est encore à ses balbutiements [61]. Le procédé BT-FSW est une nouvelle application expérimentale aux feuilles de polyéthylène. Les études expérimentales aident grandement à comprendre le processus FSW et à confirmer son applicabilité aux thermoplastiques. Les progrès dans l'analyse expérimentale des propriétés mécaniques le long d'un joint BT-FSW sont présentés pour faciliter simulation numérique qui sera appliquée ultérieurement.

III.2.Modélisation numérique

II.2.1.Introduction

L'avenir repose sur l'utilisation de l'outil numérique et de la réalité virtuelle. Ces dernières années, la simulation et l'analyse numérique ont connu un développement important dans la recherche industrielle, ce qui améliore la productivité des industriels et la qualité de vie de tous les consommateurs. En utilisant les hypothèses de la mécanique de la rupture en élasticité et de la dynamique, la solution d'analyse par éléments finis permet d'améliorer le prototypage virtuel et la simulation numérique. De cette manière, elle simule et optimise les résultats. Le bilan des énergies, des forces nodales, des déformations, des déplacements, des contraintes, des vitesses, des accélérations et de toutes les grandeurs physiques requises pour la conception d'un modèle est obtenu d'un point de vue technique grâce à ABAQUS. ABAQUS est couramment employé dans les secteurs industriels.

III.2.2. Modélisation numérique

Dans ce travail, le code de calcul commerciale ABAQUS utilisé pour la modélisation des éprouvettes de traction T-S₂₀, T-S₄₅ et T-S₉₀ sur les sites d'extraction à partir de plaques soudées (Fig.III.13). Les éprouvettes fournies conformément à la norme EN ISO 6259.3 [52] Type 1 est identique au Type 1B défini dans la norme ISO 527-2. Les dimensions standards de l'éprouvette sont indiquées à la Fig. III.14.

Ce code de calcul est un code universel qui traite les problèmes de diverses disciplines. C'est un programme qui traite des problèmes d'élasticité linéaire dans les

domaines statiques et dynamiques, des problèmes non linéaire, des problèmes thermiques, utilisant la méthode des éléments finis. C’est un outil complet intégrant non seulement les fonctions de calculs proprement dites mais également les fonctions préprocesseur et les fonctions post traitement. La Figure III.20 indique l’organigramme des différentes étapes effectuées de la modélisation dès l’éprouvette de traction.

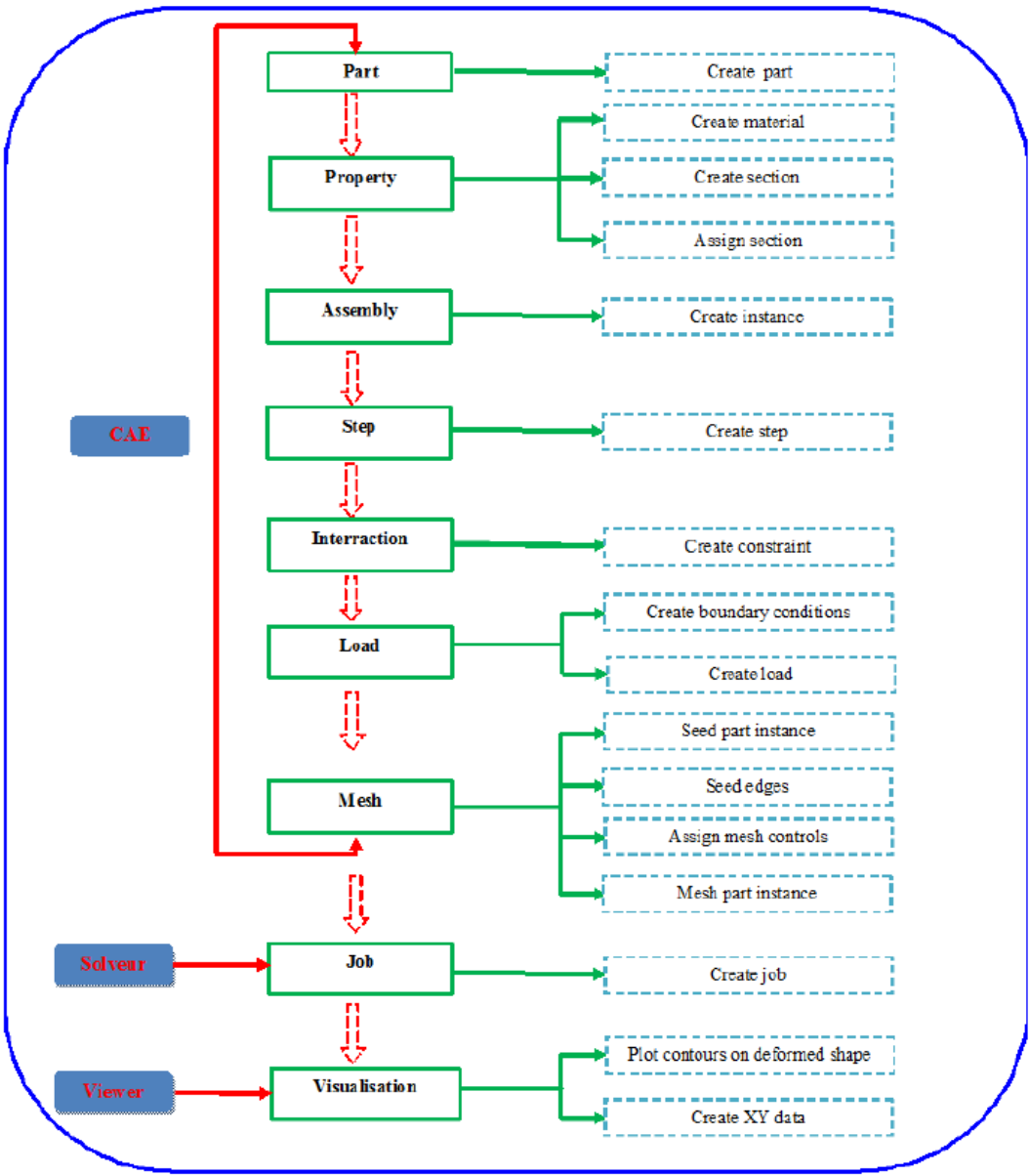


Fig.III.20. Organigramme des différentes étapes effectuées durant des éprouvettes numérique [62,63].

III.2.2.1. Matériaux étudiés :

Le polyéthylène haute densité (PEHD) est un thermoplastique largement utilisé dans les applications d'ingénierie, il est devenu le matériau le plus recommandé pour tous les domaines d'application de la tuyauterie (câbles, gaines, gaz, eau, industriel, eaux usées, irrigation, etc.). Le tube polyéthylène est fabriqué par un procédé d’extrusion, avec des conditions précises afin de garantir un refroidissement homogène. Les caractéristiques mécaniques et physiques du PEHD sont présentées dans le tableau 5 ci-dessous.

Tableau 5. Propriétés physiques et mécaniques du PEHD

Densité (g/cm3)	0.95
Résistance ultime à la traction (MPa)	22
Coefficient déexpansion (°C ⁻¹)	0.20×10 ⁻³
Température de fusion (°C)	125-135
Conductivité thermique (W/m.K)	0.50

III.2.2.2. Les éprouvettes

Les éprouvettes ont été choisies comme modèle numérique dans le but d’effectuer une étude sur le comportement de soudage BT-FSW des plaques en PEHD. Les éprouvettes (S-S, T-S₂₀, T-S₄₅ et T-S₉₀) à la norme EN ISO 6259.3 [52] Type 1 choisie pour la simulation soumise à une sollicitation uni-axiale. Où S-S représente l'échantillon sans soudure, tandis que les éprouvettes de traction T-S₂₀, T-S₄₅ et T-S₉₀ sont présentés sur la fig.III.19. Les dimensions standards de l'éprouvette sont indiquées à la Fig. III.14.

III.2.2.3. Conditions aux limites

Pour la modélisation des éprouvettes conformément à la norme EN ISO 6259.3 [52] Type 1 (Fig.III.14). Suivant le plan y-y de l'éprouvette on-a appliqués une déplacement imposé, le déplacement dans la direction (x,z) est bloqué. Les conditions aux limites appliqués sur l'éprouvette en traction sont illustrés sur figure III.21.

III.2.2.3. Maillage des éprouvettes

Dans modélisation de l'éprouvette en sollicitation uni axiale, nous avons modélisé deux groupes, Le premier groupe G-SS (groupe d'éprouvettes de traction non soudée (éprouvette vierge)) et le deuxième groupe G-TS_{20/45/90} (Éprouvette de traction soudée).

L'examen de la correspondance du maillage sur les éprouvettes a été effectué par un contrôle de maillage dans le but de trouver le meilleur compromis entre le temps d'incrément et le nombre d'élément. La figure III.22 illustre le maillage des différents groupes (G-SS, G-TS_{20/45/90}). Le maillage présenté sur cette figure est un maillage de 1080 éléments hexaédriques linéaires de type C3D8R. Où 1650 est le nombre total de nœuds et 1080 Nombre total d'éléments.

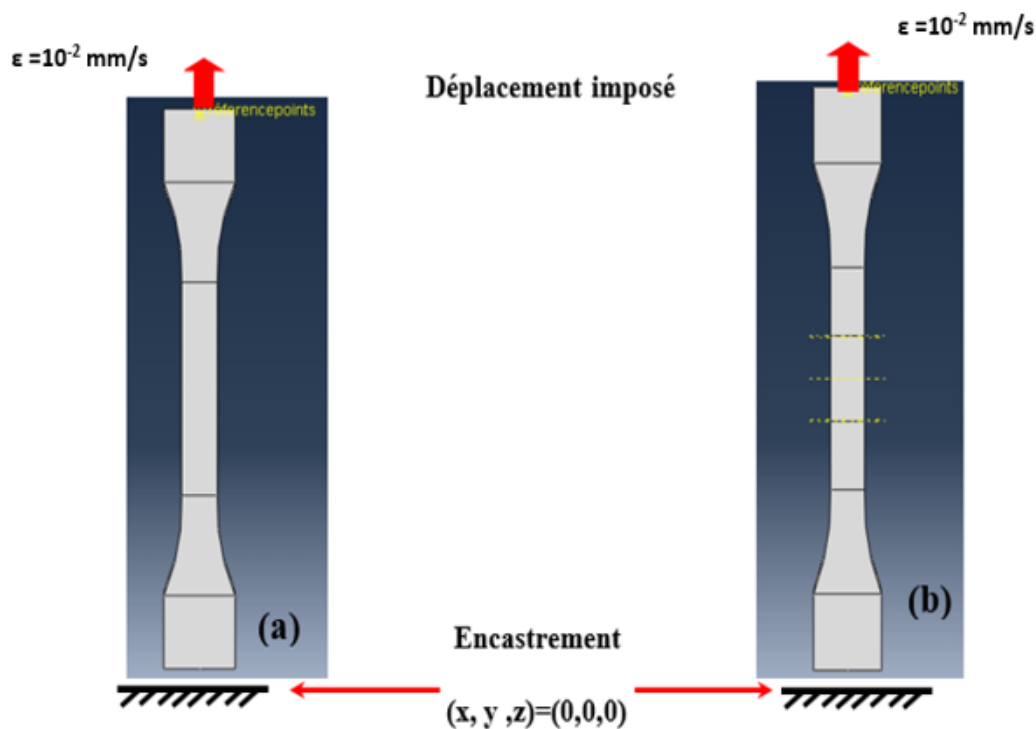


Fig.III.21. Conditions aux limites sur l'éprouvette en traction, a) éprouvette non soudée, b) éprouvette soudée

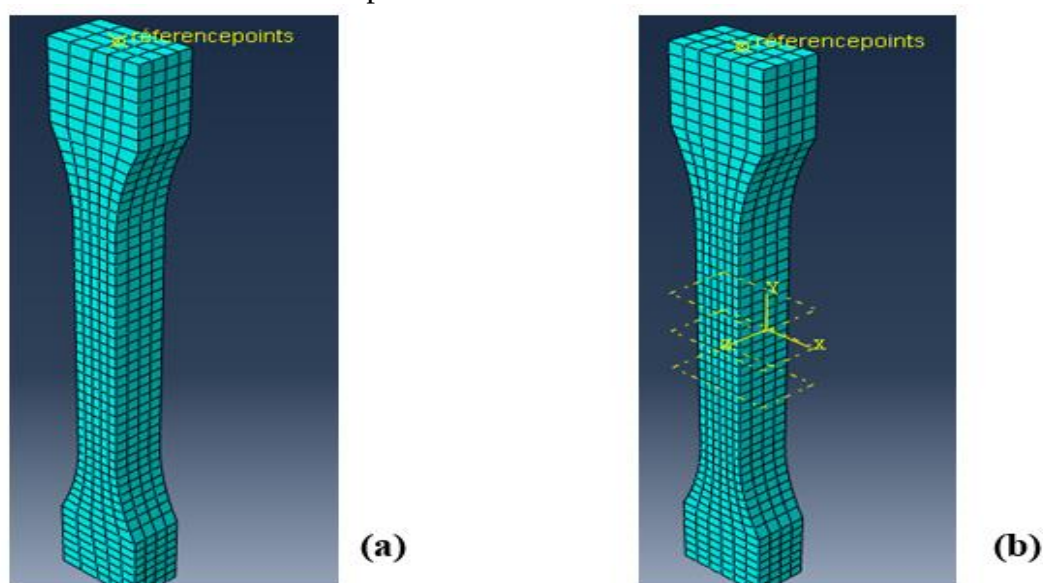


Fig.III.22. Mallaige des éprouvettes de 1080 éléments hexaédriques linéaires de type C3D8R ; a) éprouvette non soudée, b) éprouvette soudée

III.2.3. Résultats et discussions

Afin de modéliser le comportement général de la soudure le long de l'axe de la soudure dans les régions représentées sur la figure III.13, nous avons utilisé le code de calcul ABAQUS, dont l'organigramme des différentes étapes mises en œuvre dans la modélisation des éprouvettes de traction est présenté sur la figure III.20.

L'éprouvette vierge a la même taille que les éprouvettes soudées extraits sur l'axe de soudure aux positions 20, 45 et 90 mm. Différents comportements mécaniques ont été extraits. Pour cela nous avons utilisé des courbes de traction obtenues grâce à deux techniques, expérimentale et numérique, qui permettront de discuter les résultats. Cela nous permettra de comparer à nouveau les deux techniques. Dans ce modèle ou bien sur la figure III.23 qui représente les courbes charge /déplacements des éprouvettes aux positions 20, 45 et 90 mm et l'éprouvette S-S, les courbes sont complètement alignées les unes avec la courbe de l'éprouvette non soudées, le déplacement est continu et les forces normales sont transmises.

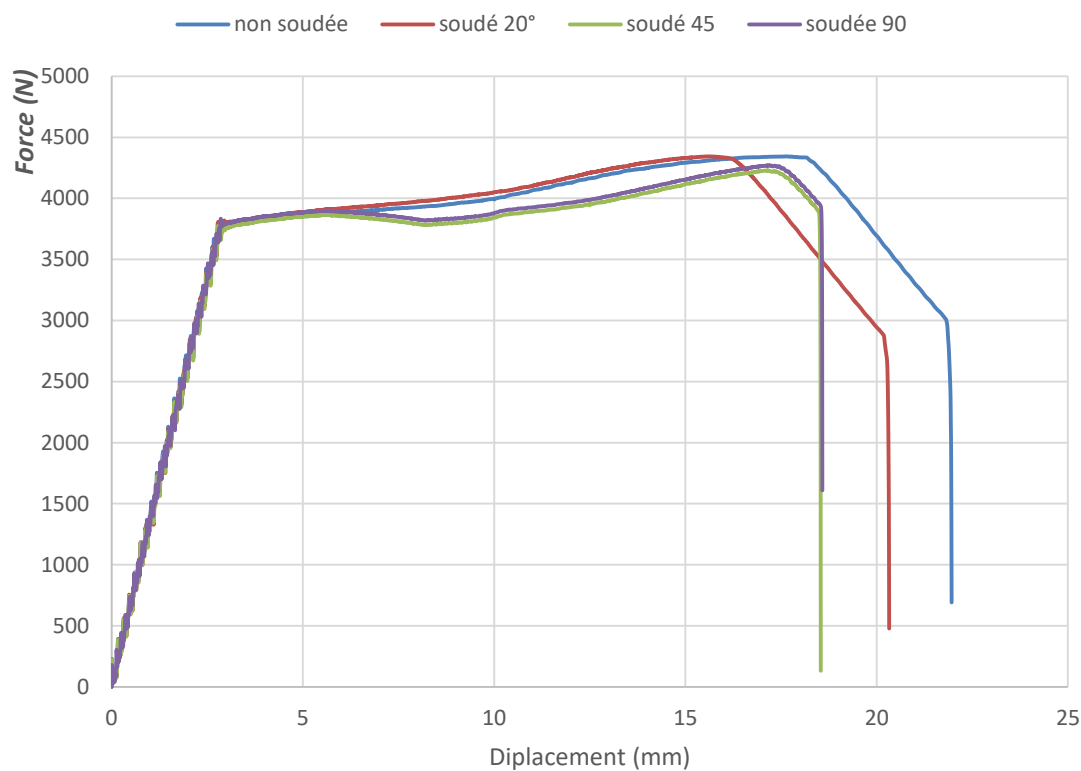


Fig.III.23. Comparaison des courbes charge déplacement simulées des éprouvettes en traction

Les courbes de charge déplacement simulées, à partir des propriétés obtenues par les éprouvettes, ont été comparées aux résultats expérimentaux enregistrés lors des essais de traction réalisés au cours de cette étude. La simulation des éprouvettes TS₂₀, TS₄₅ et TS₉₀ a donné d'assez bons résultats par rapport à la courbe de traction des éprouvettes SS.

Dans le cas de courbes contrainte-déformation simulées, les trois courbes obtenues sont assez identiques (Fig.III.24), notamment dans le domaine élastique et dans une certaine mesure dans le domaine plastique. La différence entre les courbes simulées des éprouvettes soudées est la corrélation observée des courbes des éprouvettes T-S₄₅ et T-S₉₀. La courbe de l'éprouvette soudée T-S₂₀ coïncide avec la courbe de l'éprouvette non soudée. En revanche, la déformation de T-S₂₀ est supérieure à celle des échantillons T-S₄₅ et T-S₉₀. Cette différence pourrait provenir de la position des éprouvettes. En fait, la différence représente la stabilité de la soudure aux positions T-S₄₅ et TS-90 mm La température au niveau du joint augmente d'abord immédiatement après le temps de chauffage (*dwell time*) près de TS-20 mm, puis augmente au fur et à mesure que l'outil progresse dans le trajet de soudage. En effet, on constate un effet évident de l'outil sur le comportement de chacun d'eux.

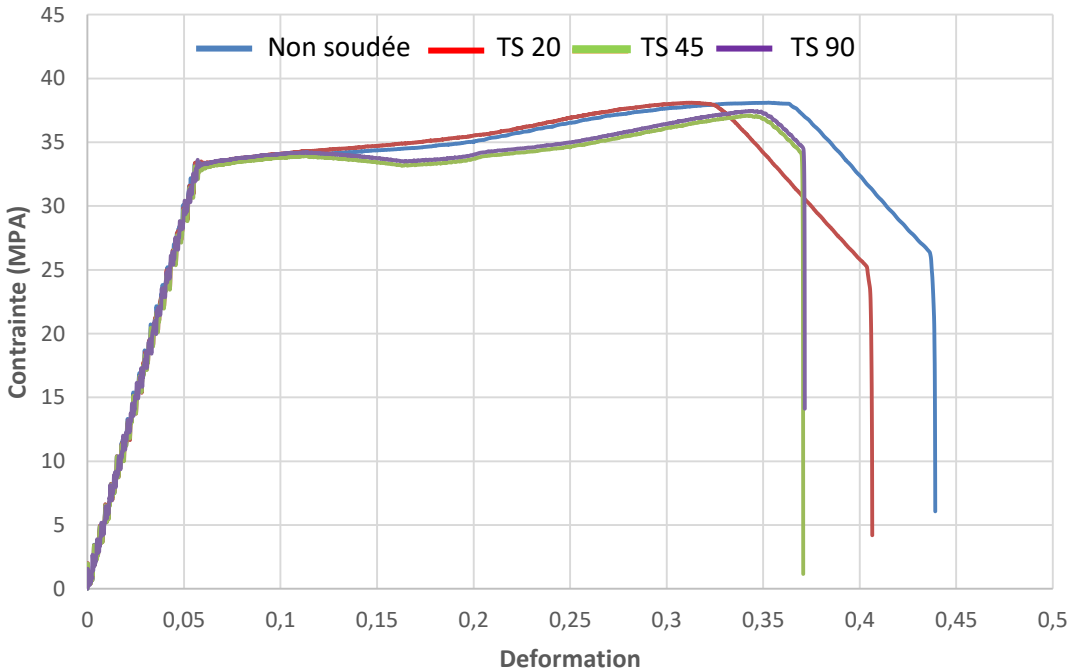


Fig.III.24.Comparaison des courbes contrainte-déformation simulées

Cette simulation nous permettra d'obtenir une cartographie des déformations (Fig. III.25), contraintes (Fig. III.26) des éprouvettes aux travers la trajectoire de joint de soudage. Ces résultats seront comparés à l'éprouvette non soudées (Fig. III.25-a).

Le recours au simulation numérique constitue ici une avancée majeure pour les chercheurs et les industriels travaillant dans le domaine de soudage FSW des polymères thermoplastiques, puisqu'il peut leur permettre d'éviter la phase coûteuse du prototypage.

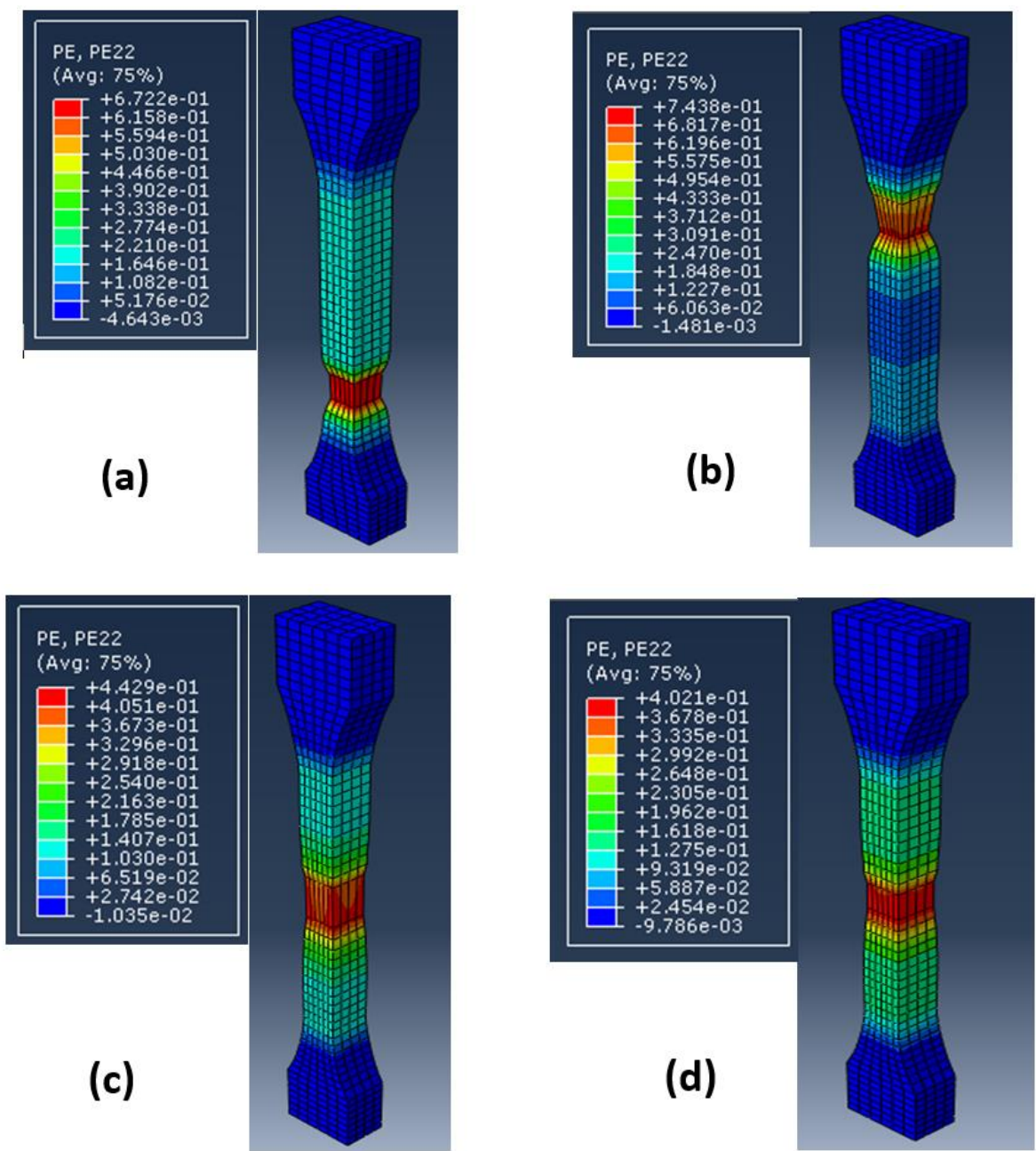


Fig.III.25. Progression de la déformation ; a) déformation de l'éprouvette non soudée S-S, b), c) et d) déformation des éprouvettes T-S₂₀, T-S₄₅ et T-S₉₀ respectivement.

Les éprouvettes modélisées ont présentent presque la même déformation que ceux étudiés expérimentalement. Les cartographies des champs de déformation sont représentées sur la Figure.III.25, les figure.III.25-(b), (c) et (d) pour les trois joints soudés. Le joint (Fig.III.25-b) se déforme principalement à la frontière matière de base (PEHD) zone déformée et dépasse largement le noyau où sa déformation est similaire à celle de l'éprouvette sans soudure (Fig.III.25-a). Par contre dans les joints les figures.III.25-(c) et (d) la déformation est importante dans l'ensemble noyau/ZATM puis se localise dans les ZATM. Les résultats donnés par le modèle sont qualitativement comparables à ceux obtenus par l'expérimentale.

Sur la Fig.III.26 sont représentées les contraintes issues de la modélisation à partir des propriétés obtenues par traction des éprouvettes. Cependant, il a été fait référence à des propriétés calculées expérimentalement (Fig.III.19) pour enrichir la discussion des résultats. De plus, certains articles [51,53] sur le soudage du polyéthylène par le procédé FSW ont été examinés pour ajouter un peu d'art à la discussion. Les simulations, pour les joints des éprouvettes T-S20, T-S45 et T-S90 donnent d'assez bons résultats par rapport aux résultats de traction expérimentale.

Dans le cas des joints des figures .III.26-b, III.26-c, et III.26-d, les deux graphiques obtenues (Fig.III.26-c, III.26-d) sont très différent de graphique Fig.III.26-b. Le décalage entre les graphiques de contraintes simulées des éprouvettes vient sans aucun doute de l'effet de soudage. En effet, le PEHD est un matériau très sensible à la chaleur résultant de la rotation et de l'avancement de l'outil et c'est donc un matériau avec une liaison de haute qualité après soudage FSW. De plus, les macro-éprouvettes ont été prélevées perpendiculairement à l'axe de la soudure, alors qu'il était préférable de prélever des micro-éprouvettes parallèlement à l'axe de la soudure. Pour vérifier la cohésion globale du matériau le long de la ligne de soudure, il existe en revanche une légère différence entre la courbe de contrainte simulée et les données expérimentales. Cette différence peut provenir de l'effet d'interaction entre les zones de soudure. En effet, la zone de soudure est représentée comme un groupe de zones ayant des propriétés mécaniques différentes, et chaque zone a un comportement indépendant des zones voisines. En effet, il existe un effet évident du procédé FSW sur le comportement de chaque échantillon simulé.

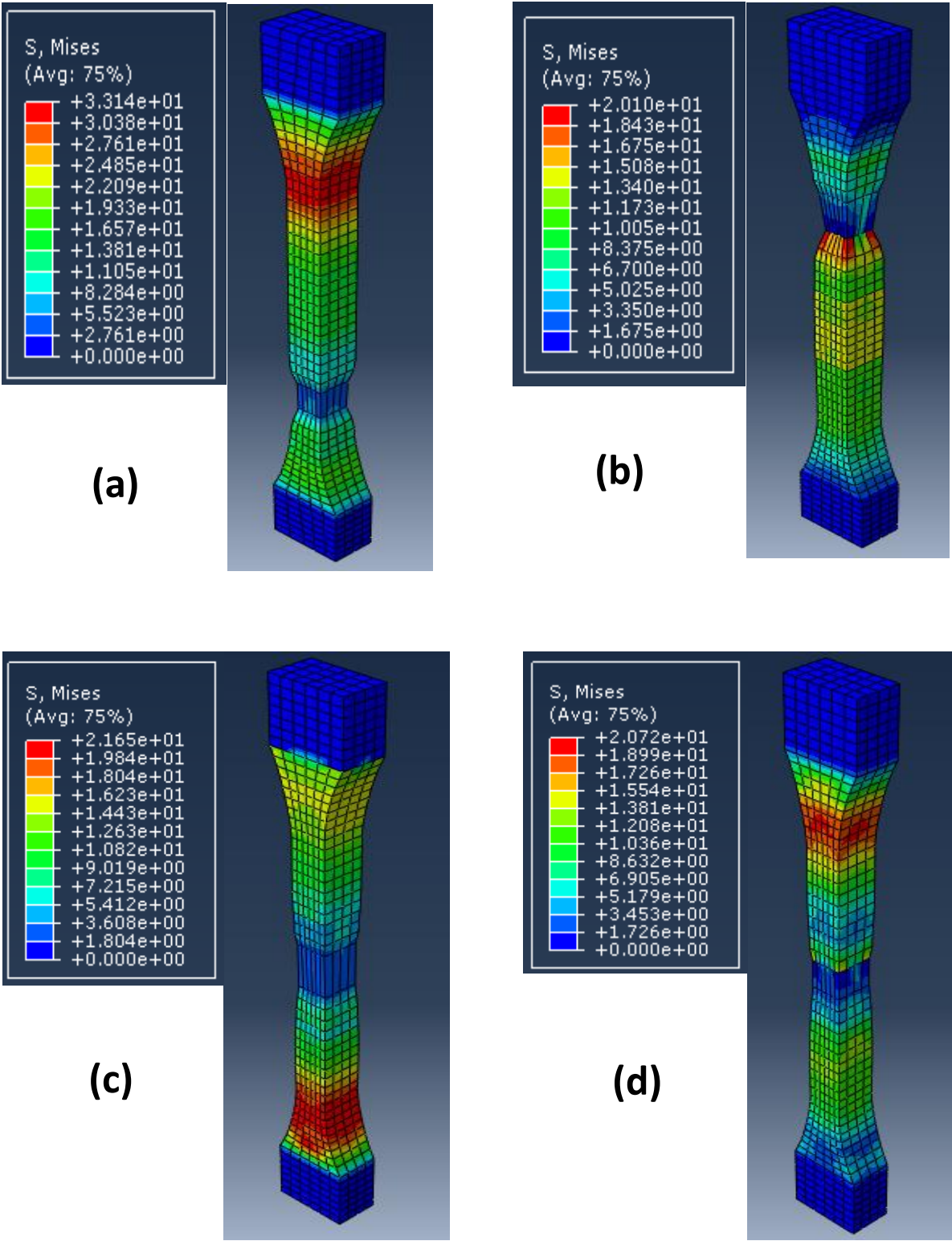


Fig.III.26. les contraintes issues de la modélisation des éprouvettes ; a) éprouvette non soudée S-S, b), c) et d) Les éprouvettes T-S₂₀, T-S₄₅ et T-S₉₀ respectivement.

Références Bibliographique

- [56] M. Boudrahem, A. Belbah, O. Kirati, Etude de Vieillessement d'un Polyéthylène de haute Densité (PEHD 100) Utilisé dans les Conduites à Gaz Sous Pressions, *Journal of Materials, Processes and Environment*, 2(1) (2014) 20-26.
- [57] J. Cazenave, Sur le compromis rigidité/durabilité du Polyéthylène Haute Densité en relation avec la structure de chaîne, la microstructure et la topologie moléculaire issues de la cristallisation, Thèse de doctorat, INSA de Lyon, 2005.
- [58] O. Hehn, Analyse expérimentale et simulation thermomécanique du soudage bout à bout de tubes de polyethylene, Thèse de doctorat, École Nationale Supérieure des Mines, 2006.
- [59] K. Hachellaf, M. Meddah, B. OuldChikh, A. Lounis ,Mechanical behavior analysis of a frictionStirwelding(FSW)forweldedjointappliedtopolymermaterials,FratturaedIntegritàStrutturale,13(47)(2019)459-467.
- [60] A. Lounis, B. Ould Chikh, M. Meddah,L. Gueraiche, K. Hachellaf, Parametric Study of themechanical behavior of FSSW welded polymer plates using a new form of welding tool, DefectandDiffusionForum,389 (2018)205-215.
- [61] D. Benyerou, B Ould Chikh, H Khellafi, M. Meddah, Parametric study of friction stir spotwelding (FSSW) for polymer materials case of High Density Polyethylene sheets: experimentalandnumericalstudy,FratturaedIntegritàStrutturale,55(2021)145-158.
- [62] M. Kaid, M. Zemri, Comparison between FSW Welding and Butt Welding for High DensityPolyethylene (HDPE), Conference Article (7 th African Conference on Non-Destructive TestingACNDT, 2016.
- [63] B. Bouchouicha, M. Zemri, A. Zaim, B. Ould Chikh,Estimation of the energy of crack propagation in different zones of a welded joint by the local technique, *International Journal of Fracture* 192(1) (2015)107–116.
- [64] M. Meddah, B. Ould chikh, A. Benhamena, M. Benguediab, B. Bouchouicha, Effect of the mechanical properties and mode loading on the mechanical behaviour of weldment: a numerical analysis, *Materials Research*, 16(4) (2013) 853-859.
- [65]A. Bensari, B. Ould Chikh, B. Bouchouicha, M. Tirenifi, Numerical simulation of a steel weld joint and fracture mechanics study of a Compact Tension Specimen for zones of weld joint, *Frattura ed Integrità Strutturale*, 47 (2019) 17-29.
- [66]M. Tirenifi, B. Ould Chikh, B. Bouchouicha, A. Bensari, Numerical comparison of

cruciform weld and butt weld simulation and a study of fracture mechanics on two types of welds, *Frattura ed Integrità Strutturale*, 48 (2019) 357-369.

[67] A.B. Moulai, B. Ould Chikh, H.M. Meddah, B. Bouiadjra, Plasticity Effect on the Mechanical Behavior of an Amorphous Polymer, *International Journal of Engineering Research in Africa*, JERA 43(1) (2019) 1-19.

[68] A.B. Moulay, B. Bouiadjera, B. Ould Chikh, M. Elmeguenni, The effect of the plastic instability on the behavior of an amorphous polymer, *Mathematical Modelling of Engineering Problems*, 4 (2017) 53-58.

[69] H. Khellafi, H.M. Meddah, B. Ould Chikh, B. Bouchouicha, M. Benguediab, M. Bendouba, Experimental and Numerical Analysis of the Polyvinyl Chloride (PVC) Mechanical Behavior Response, *CMC*, Vol.49-50, no.1(2015) 31-45.

[70] A. N. Zaim, B. Bouchouicha, H.M. Meddah, B. Ould Chikh, The Stress Triaxiality Effect under Large Plastic Deformation of a Polybutylene Terephthalate (PBT), *International Journal of Engineering Research in Africa*, 34 (2018) 13-28.

[71] A.N.Zaim, B. Ould Chikh, B. Bouchouicha, Thermo-Mechanical Characterization of a Thermoplastic Copolyetherester (TPC): Experimental Investigation. *Fibers and Polymers*, 19(4) (2018) 734-741.

[72] R. Kumar, R. Singh, I. Ahuja, R. Penna, L. Feo, Weldability of thermoplastic materials for friction stir welding, A state of art review and future applications, *Composites Part B: Engineering*, vol.137(2018) 1-15.

[73] A. Zafar, M. Awang, and R. Khan, Friction stir welding of polymers: An overview, *Lecture Notes in Mechanical Engineering*, 19–36(2017).

[74] M.K. Bilici, A. Yukler, Effects of welding parameters on friction stir spot welding of High density polyethylene sheets, *Materials and Design*, 33(1) (2012) 545-550.

[75] W.M. Thomas, E.D. Nicholas, J.C. Needham, M.G. Murch, P. Templesmith, and C.J. Dawes, Friction Stir welding, Patent. Application No. PCT/GB92/02203 and Great Britain Patent Application No. 9125978.8.Dec.1991.

[76] Seth R. Strand, effects of friction stir welding on polymer microstructure, a Thesis, Brigham Young University, 2004.

[77] Samir Ali Amin, Mohannad Yousif Hanna, Alhamza Farooq Mohamed, Experimental Study the Effect of Tool Design on the Mechanical Properties of Bobbin Friction Stir Welded 6061-T6 Aluminum Alloy, *Al-Khwarizmi Engineering Journal*, 14(3) (2018) 1- 11.

[78] L E .Murr, A review of FSW research on dissimilar metal and alloy systems, *Journal of*

Material Engineering and Performance, 19(8) (2010) 1071-1089.

[79] D. Devaiah, K. Kishore, and P. Laxminarayana, Effect of Welding Speed on Mechanical Properties of Dissimilar Friction Stir Welded AA5083-H321 and AA6061-T6 Aluminum Alloys, International Journal of Advanced Engineering Research and Science, Vol 4, Issue 3, Mar. 2017.

[80] R.S. Mishra, Z.Y. MA, Friction Stir welding and processing, Materials Science and Engineering, 50(1-2) (2005) 1-78.

[81] Parth Sas, Sushama Kadam, Yamini Chavhan, Minal Parate, Omkar Kotulkar, Vijaykumar S. Jatti, Friction Stir Welding of Polymer, international journal of advance research in science engineering, Vol. 6, Issue in 09, 2017.

[82] Mohammad K. Sued and Dirk J. Pons, Dynamic Interaction between Machine, Tool, and Substrate in Bobbin Friction Stir Welding, International Journal of Manufacturing Engineering Vol. 2016, Article ID 8697453, 14 pages, 2016.

[83] T. M Nelson, Friction Stir welding of polymeric materials. U.S. Patent 6811632, USA 2004.

[84] J.Y. Sheikh-Ahmad, Dima S. Ali, Suleyman Deveci, Fahad Almaskari, Firas Jarrar, Friction Stir Welding of High Density Polyethylene Carbon Black Composite, Journal of Materials Processing Technology, Vol. 264, 402-413, 2019.

[85] Z. Kiss, T. Czigány, Microscopic analysis of the morphology of seams in friction stir welded polypropylene, Express Polymer Letters, Vol. 6, No. 1, 54–62, 2012.

[86] Y. Bozkurt, The Optimization of Friction Stir welding process parameters to achieve maximum tensile strength in polyethylene sheets, Materials and Design Vol. 35, 2012.

[87] S. Eslami, T. Ramos, P.J. Tavares, P.M.G.P. Moreira, Effect of friction stir welding parameters with newly developed tool for lap joint of dissimilar polymers. Procedia Engineering Vol. 114, pp. 199 – 207, 2015.

[88] S. Hoseinlghab, S.S. Mirjavadi, N. Sadeghian, I. Jalili, I., M. Azarbarmas, M.K. Givi, Influences of welding parameters on the quality and creep properties of friction stir welded polyethylene plates, Materials and Design, 67(2015) 369–378.

[89] E. Azarsa, A. Mostafapour, Experimental investigation on flexural behavior of friction stir welded high density polyethylene sheets, Journal of Manufacturing Processes, Vol 16, 2014.

[90] S. Hoseinlghab, S.S. Mirjavadi, N. Sadeghian, I. Jalili, Azarbarmas, M., Givi, M.K., Influences of welding parameters on the quality and creep properties of friction stir welded

polyethylene plates, *Materials and Design*, 67(2015) 369–378.

[91] S. Muñoz, Friction Stir Welding FSW of Gas Polyethylene Pipes, *Proceedings of the 6th Pan American Conference for NDT*, Cartagena, Colombia, 2015.

[92] Squeo, Erica Anna, Bruno, Giuseppe, Guglielmotti, Alessandro, Quadrini, Fabrizio, Friction Stir Welding of Polyethylene Sheets. *The Annals of “DUNĂREA DE JOS” University of Galati Fascicle V, Technologies in Machine Building*, 27 (2009) 241- 246.

[93] Y. Yan, Y. Shen, B. Lan, J. Gao, Influences of friction stir welding parameters on morphology and tensile strength of high density polyethylene lap joints produced by double-pin tool, *Journal of Manufacturing Processes* Vol. 28(2017) 33–40.

[94] Djilali Bouha, Influence de la géométrie de l’outil sur le soudage par friction malaxage d’un PEHD: Étude expérimentale, thèse, Université Mustapha Stambouli Mascara, 2013.

[95] A. Zafar, M. Awang, S. Khan, S. Emamian, Visual Analysis of Material Flow During Friction Stir Welding of Nylon-6, *ARPN Journal of Engineering and Applied Sciences*, 11(6) (2016) 4186-4190.

[96] A. Arici, T. Sinmaz, Effect of Double Passes of the Tool on Friction Stir Welding of Polyethylene, *Journal of Materials Science*, Vol 40, 2005.

[97] A. Arici, S. Selale, Effects of Tool Tilt Angle on Tensile Strenght and Fracture Locations of Friction Stir Welding of Polyethylene, *Science and Technology of Welding and Joining*, Vol 12, 2007.

[98] A. Arici, M. Seno, Friction Stir Spot Welding of Polypropylene, *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 27(2008) 2001-2004.

[99] C. Yanga, b, D.R. Nia, P. Xuea, B.L. Xiaoa, W. Wangc, K.S. Wangc, Z.Y. Maa, A comparative research on bobbin tool and conventional friction stir welding of Al-Mg-Si alloy plates, *Materials Characterization* 145(2018) 20–28.

[100] Kishan Fuse, Vishvesh Badheka, Bobbin tool friction stir welding: a review, *Science and Technology of Welding and Joining*, 24(4) (2018) 1–28.

[101] R.S. Mishra, De Partha Sarathi, N. Kumar, *Friction Stir Welding and Processing*, Springer International Publishing, Switzerland, 2014.

[102] J. Hilgert, H. Schmidt, J. F. dos Santos, Bobbin Tool FSW - A Moving Geometry Model, Excerpt from the *Proceedings of the COMSOL*, Milan, 2009.

[103] S. Mohammad Kamil, Fixed bobbin friction stir welding of marine grade aluminium. A Thesis, University of Canterbury, 2015.

[104] P L. Threadgill, M M Z. Ahmed, J P. Martin, J G. Perrett and B P. Wynne, The use

of bobbin tools for friction stir welding of aluminium alloys, Materials Science Forum, Vols.638-642(2010) 1179-1184.

[105] J. Hilgert, Knowledge Based Process Development of Bobbin Tool Friction Stir Welding, Thesis, Technical University of Hamburg-Harburg, 2012.

[106] Dj. Bouha, H. Khellafi, B. Ould Chikh, H. M. Meddah, A. Kaou, Effect of Tool Design on the Mechanical Properties of Bobbin Friction Stir Welded High-Density polyethylene Sheets, Experimental study, International Journal of Engineering Research in Africa,61(2022) 95-114.

[107] Thermoplastics pipes, Determination of tensile properties, International Standard, ISO6259- 3, 2015, Information on <https://www.iso.org/standard/62421.html>

[108] Dj. Bouha, Étude du comportement mécanique d'une plaque en PEHD soudée, Thèse Pour l'obtention du Diplôme de: Doctorat En Sciences, Université Mustapha Stambouli Mascara, 2023.

[109] LI Jing-yong, Zhou Xiao-ping, Dong Chun-lin, Dong Ji-hong, Temperature Fields in 6082 Aluminum Alloy Samples Bobbin-Tool Friction Stir Welded, Journal of Aeronautical Materials,33(5)(2013) 36-40.

[110] L. Alimi, W. Ghabeche, W. Chaoui, K. Chaoui, Mechanical properties study in extrudedHDPE-80 pipe wall used for natural gas distribution , Matériaux & Techniques, 100(1) (2011) 79–86.

[111] S.R. Bekkouche, K. Chaoui, Caractérisation et modélisation des déformations résiduelles dans les tubes en polyéthylène haute densité de transport de gaz, 21^{ème} Congrès Français de Mécanique, Bordeaux, 2013.

[112] W. Ghabeche, K. Chaoui, Z. azari, A. Chateaneuf, Surface Degradation and crystallinity changes in HDPE-100 pipe subjected to chemical aggressive environments, French Congress of Mechanics, 2013.

[113] B. Bouchouicha, M. Zemri, A. Ghazi, M. Mazari, M. Benguediab, A. Imad, Analyse du comportement mécanique global d'un assemblage par soudage FSW, IC-WNDT-MI'12, Oran 2012.

[114] A.Kh. Shaov, A.M. Kharaev and T.A. Borukaev, Study of Influence of Character Aromatic Bisphenol Oligoketones Based on Physical and Mechanical High Density Polyethylene, Materials Science Forum, 935(2018) 108-113.

[115] Thanh Loan Nguyen, Approche multi-échelles dans les matériaux polymères: de la caractérisation nanométrique aux effets d'échelles, Thèse de doctorat, Université de

Technologie de Compiègne, 2014.

[116] He Xiacong, Gu Fengshou, Andrew Ball, A review of numerical analysis of friction stir welding, Progress in Materials Science, 65(2014) 1–66.

[117] M. ABBAS, « Introduction au logiciel ABAQUS », 2012.

[118] Dj.Ouis, H.Abbas, Localisation par MEF de l'endommagement par fissuration d'un polymère amorphe, Mémoire, Université Mustapha Stambouli, Mascara, 2020.

Conclusion Général

Conclusion Général

Expérimentalement, des plaques de PEHD ont été soudées avec succès par BT-FSW en utilisant une vitesse de rotation de 1100 tr/min et une vitesse de soudage de 30 mm/min. La répartition de la température et les propriétés mécaniques des joints à 20 mm, 45 mm et 90 mm de début de soudage ont été étudiées.

La température au niveau du joint augmente d'abord immédiatement après le temps de chauffage (*dwelt time*), puis augmente au fur et à mesure que l'outil progresse dans le trajet de soudage, atteignant une température maximale de 148°C en surface à 90 mm de début de soudage (la position de soudage initiale). La température maximale du AS pour les joints est supérieure à celle du côté RS et la différence de température est d'environ 10 °C.

Les joints présentent une répartition de dureté en forme de cloche dont la largeur et la valeur augmentent avec la progression du soudage. La dureté minimale apparaît à 20 mm de la position initiale de la soudure qui est d'environ HV 50, s'élevant jusqu'à 65 HV dans le noyau de soudure (*Nugget*) à 45 mm. En progressant en 90 mm, la dureté du joint augmente. Les niveaux de dureté maximum sont atteints dans le noyau de soudure à environ 66 HV ; on a constaté une augmentation du niveau de dureté, du côté RS et surtout du côté AS où la valeur atteint 68,60 HV.

L'augmentation du taux de cristallinité augmente la rigidité, le module d'Young et la stabilité thermique. Parallèlement, cela entraîne une diminution de l'élasticité, de la réactivité et de la transparence du polymère. Les propriétés mécaniques des joints soudés ont été étudiées. Elle concerne la limite élastique, la contrainte maximale à la rupture ainsi que l'allongement à la rupture. Les propriétés mécaniques des joints s'avèrent inférieures à celles du matériau de base. De plus, les résultats indiquent une nette modification des propriétés mécaniques, confirmant le comportement observé dans notre étude concernant les joints à 20 mm, 45 mm et 90 mm de début de soudage, testés dans les mêmes conditions. Ces différences sont dues aux gradients morphologiques et à l'évolution de la cristallisation, qui est augmentée par la chaleur générée lors du BT-FSW. Il existe encore de nombreux défis dans l'analyse thermique du BT-FSW. Étant donné que le FSW comprend des phénomènes complexes impliquant de nombreux mécanismes et processus thermiques interdépendants, il est clair que la caractérisation complète du comportement des joints est

complexe, tandis que le comportement des joints FSW est influencé par une combinaison de différents facteurs.

La simulation ou bien ce code de calcul donne des résultats en accord avec les données expérimentales, que ce soit pour le champ de déformation ou pour les courbes de charge. Cependant, de nombreuses améliorations peuvent être apportées. Premièrement, le modèle actuel ne prend pas en compte la modélisation thermique de l'interface outil-travail, Le modèle analytique d'apport de chaleur consiste à identifier d'importantes interfaces d'apport de chaleur outil-matériau pendant le BT- FSW. L'adéquation de l'apport thermique est essentielle à la bonne tenue du joint et à l'évolution des propriétés mécaniques des soudures BT- FSW. Deuxièmement, une soudure est décrite comme un groupe de régions possédant des propriétés mécaniques différentes et bien définies. Cependant, l'évolution des propriétés se fait plus progressivement entre régions mais également au sein d'une même région et notamment lorsque la diminution de dureté est brutale. Enfin, le comportement mécanique d'une zone peut être influencé et ainsi évoluer en fonction du comportement des zones voisines, alors qu'il était préférable de prélever des micro-éprouvettes parallèlement à l'axe de la soudure Le fait que le modèle ne décrive pas vraiment ces phénomènes explique que l'on ait tendance à sous-estimer la déformation dans les zones faibles.

La méthode utilisée pour souder les plaques de polyéthylène en appliquant le modèle actuel utilisé pour prédire le comportement en traction du joint soudé donne de bons résultats comme le montrent les figures III.26-c et III.26-d, à l'exception du joint à 20 mm du début de la soudure (Fig.III.26-b). Cependant, des modifications peuvent être apportées au procédé BT-FSW pour obtenir un comportement de joint uniforme le long de la ligne de soudure. Le comportement des échantillons simulés à 45 et 90 mm du début du soudage est similaire. Il faut donc augmenter le temps de chauffe en plongeant l'outil à de 10 mm pour obtenir un comportement similaire à celui des échantillons présentés en Fig.III.26-c et Fig.III.26-d.