

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE

Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique

École Nationale Polytechnique



المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات  
Ecole Nationale Polytechnique

Département de Métallurgie

Mémoire de projet de fin d'études

en vue de l'obtention du diplôme d'ingénieur d'état en génie des matériaux

---

**Modélisation et Caractérisation Mécanique par  
Nanoindentation d'un Joint Soudé par le Procédé  
FSW sur l'Alliage d'Aluminium Aéronautique 2017A**

---

Réalisé par

HAROUADI Zakaria

Présenté et Soutenu publiquement le 12/07/2023 devant le jury composé de :

Président	LARIBI Merzak	Professeur	ENP
Examineur	SEDJAL Hamid	Maître de Conférences	ENP
Encadrants	MIMOUNI Oussama	Maître de Recherche Classe.B	CRD-FA
	ABADLI Kamel	Maître Assistant	ENP

ENP 2023



REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE

Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique

École Nationale Polytechnique



المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات  
Ecole Nationale Polytechnique

Département de Métallurgie

Mémoire de projet de fin d'études

en vue de l'obtention du diplôme d'ingénieur d'état en génie des matériaux

---

**Modélisation et Caractérisation Mécanique par  
Nanoindentation d'un Joint Soudé par le Procédé  
FSW sur l'Alliage d'Aluminium Aéronautique 2017A**

---

Réalisé par

HAROUADI Zakaria

Présenté et Soutenu publiquement le 12/07/2023 devant le jury composé de :

Président	LARIBI Merzak	Professeur	ENP
Examineur	SEDJAL Hamid	Maître de Conférences	ENP
Encadrants	MIMOUNI Oussama	Maître de Recherche Classe.B	CRD-FA
	ABADLI Kamel	Maître Assistant	ENP

ENP 2023

اللحام بالمرج الاحتكاكي هو عملية تلحيم في الحالة الصلبة تستخدم على نطاق واسع في الصناعات الطيران لسبائك الألومنيوم. الهدف من هذا العمل هو تحليل العلاقة بين البنية المجهرية لوصلة الألومنيوم الملحومة بالاحتكاك والعجن وخصائصها الميكانيكية. تم إجراء اختبارات الشد التجريبية وقياسات الميكرو صلابة واختبارات المسافة البادئة النانوية لتقييم سلوك المادة الميكانيكي أي تحديد معامل المرونة والصلابة المحلية. ثم تم إجراء فحوص غير تدميرية لاكتشاف عيوب اللحام. بالإضافة إلى ذلك، تم إجراء محاكاة رقمية للمسافة البادئة النانوية للتحقق من صحة النموذج عن طريق مقارنة منحنيات القوة العمق المستحصلة مع النتائج التجريبية. تمكنت هذه المحاكاة من توصيف توزيع الإجهادات وحقل التشوه في المناطق المختلفة للحام، مما يسلط الضوء على تباين الوصلة الملحومة.

**الكلمات المفتاحية :** اللحام بالمرج الاحتكاكي، الفحوص الغير تدميرية، المسافة البادئة النانوية، سبائك الألومنيوم

## *Abstract*

Friction Stir Welding (FSW) is a solid-state joining process widely used in the aerospace industry for aluminum alloys. The aim of this project is to analyze the relationship between the microstructure of an aluminum 2017A joint welded by FSW and its mechanical properties. Experimental tensile tests, microhardness measurements, and nano-indentation tests were performed to assess the material's mechanical behavior. Non-destructive inspections were carried out to detect welding defects. Additionally, a numerical simulation of nano-indentation was conducted to validate the model by comparing the obtained load-displacement curves with experimental results. This simulation enabled the characterization of stress distribution and deformation field in the different welding zones, highlighting the heterogeneity of the welded joint.

**Keywords :** Friction stir welding (FSW), aluminum alloys 2017A, NDT, nano-indentation, ABAQUS, numerical simulation, mechanical characterization, local and global mechanical behavior.

## *Résumé*

Le soudage par friction-malaxage (FSW) est un procédé d'assemblage solide largement utilisé dans l'industrie aéronautique pour les alliages d'aluminium. L'objectif de ce projet est d'analyser la relation entre la microstructure d'un joint en aluminium 2017A soudé par FSW et ses propriétés mécaniques. Des essais expérimentaux de traction, des mesures de microdureté et des essais de nano-indentation ont été réalisés pour évaluer le comportement mécanique du matériau. Des contrôles non destructifs ont été effectués pour détecter les défauts de soudure. De plus, une simulation numérique de la nano-indentation a été lancée pour valider le modèle en comparant les courbes de charge-déplacement obtenues avec les résultats expérimentaux. Cette simulation a permis de caractériser la distribution des contraintes et le champ de déformation dans les différentes zones de soudure, mettant en évidence l'hétérogénéité du joint soudé.

**Mots-clés :** Soudage par friction malaxage (FSW), alliages d'aluminium 2017A, CND, nanoindentation, ABAQUS, simulation numérique, caractérisation mécanique, comportement mécanique local et global.

## *Dédicace*

*Je dédie ce travail à ma source d'énergie, à mes principaux soutiens, mon père HAROUADI Salim et ma mère ELOUAER Ouahida, à mes soeurs Kenza, Aya, Samah et Ghada et mon frère Aymen. A ma grande famille, à mon cher ami Mustapha.*

*En hommage à l'âme de notre cher enseignant, Pr. Mabrouk BOUABDALLAH, qui nous a prodigué de précieuses informations tout au long de nos trois années de fin cycle. Que Dieu lui accorde le paradis.*

# Remerciements

Tout d'abord, je remercie ALLAH le Tout-Puissant de m'avoir donné le courage et la patience nécessaires pour mener à bien ce travail.

Je tiens à exprimer ma gratitude sincère envers le Docteur Oussama MIMOUNI, chef du Laboratoire Fatigue et Fiabilité des Structures au Centre de Recherche et Développement de l'ERM Aéro des Forces Aériennes-Dar El Beida, pour son encadrement de qualité. Et pour avoir accepté de superviser ce travail. Son aide précieuse tant sur le plan scientifique que personnel a été indispensable. Je lui suis également reconnaissant pour la confiance et la sympathie dont il a fait preuve tout au long de ces mois de travail.

Je souhaite également exprimer toute ma gratitude envers mon co-encadrant, M. ABADLI Kamel, pour avoir accepté de me co-encadrer, ainsi que pour ses interventions et encouragements tout au long de ce projet. aux membres du jury Mr Merzak LARIBI et Mr Hamid SEDJAL pour le temps précieux qu'ils ont consacré à la lecture et à la critique de ce travail. Mes remerciements vont également à tous mes enseignants de la filière Génie des matériaux pour leur soutien constant.

Mes remerciements s'adressent également au directeur du centre de recherche "CRD", Mr Rabah MEDJAHED, de m'avoir donné l'opportunité de travailler au sein de son équipe.

Je remercie également toute l'équipe du "CRD", en particulier M. Lakhdari Mahfoud, M. Bakhouche Nasr Eddine, M. BENSAAD Ziad et M. SIA Aymen, pour leur précieuse aide pratique, leur soutien moral et leurs encouragements.

J'aimerais exprimer ma profonde gratitude envers Mr. Rafik HALIMI pour son précieux soutien et son assistance lors de nos expériences menées au centre de recherche "CRTI Chéraga".

# Table des matières

Table des figures

Liste des tableaux

Liste des Abréviations

Liste des symboles

**Introduction Générale** **18**

**Organisation et Objectifs du mémoire** **19**

**1 Étude Bibliographique** **21**

1.1 Technique de soudage par friction malaxage (FSW) . . . . . 22

1.1.1 Définition du FSW . . . . . 22

1.1.2 Principe du processus de soudage FSW . . . . . 22

1.1.3 Utilisation du FSW dans l'industrie aéronautique . . . . . 26

1.1.4 Microstructure . . . . . 27

1.1.5 Relation entre les vitesses de FSW et la microstructure de la pièce  
soudée . . . . . 29

1.1.6 Changements microstructuraux lors du FSW . . . . . 31

1.1.7 Paramètres de soudage et leurs effets sur la qualité de la soudure . . 33

1.1.8 Configurations de soudage . . . . . 37

1.1.9 Choix du matériau de l'outil et des pièces à souder . . . . . 38

1.1.10 Phénomènes physiques . . . . . 39

1.1.11 Comportement mécanique des joints soudés par FSW pour améliorer  
leur qualité . . . . . 40

1.1.12	Avantages et Inconvénients du procédé FSW . . . . .	42
1.1.13	Machines industrielles utilisées pour le FSW . . . . .	42
1.2	L'alliage d'Aluminium 2017A (AU4G) . . . . .	48
1.2.1	Définition de l'alliage d'aluminium 2017A . . . . .	48
1.2.2	Caractéristiques physicochimique et mécanique de l'alliage 2017A .	49
1.2.3	Traitement thermomécanique appliqué aux alliages d'aluminium . .	51
1.2.4	Caratéristiques et traitements thermiques de l'alliage 2017A-T451. .	53
1.2.5	Principales caractéristiques de l'aluminium . . . . .	55
1.2.6	Microstructure, Transformations de phases et Précipitation des du- ralumins (AU4G) (Al 2017A) . . . . .	56
1.2.7	Les dispersoïdes . . . . .	63
1.2.8	Les intermétalliques . . . . .	63
1.2.9	Importance de l'alliage 2017A dans l'industrie aéronautique . . . .	64
1.3	Caractérisation mécanique par Nanoindentation . . . . .	65
1.3.1	Définition, Fonctionnement et Objectifs . . . . .	65
1.3.2	Les considérations du choix de l'indenteur et leur types . . . . .	66
1.3.3	L'indenteur Berkovich . . . . .	68
1.3.4	Les différentes courbes obtenues lors d'une indentation instrumentée	69
1.3.5	Analyse de courbe charge décharge . . . . .	72
1.3.6	Méthodes d'interprétation des données . . . . .	73
1.3.7	Calcul de la dureté . . . . .	76
1.3.8	Calcul du module d'élasticité . . . . .	77
1.3.9	Phénomènes influent sur la mesure des propriétés mécaniques . . .	78
1.4	Modélisation de la Nano-Indentation . . . . .	79
1.4.1	Méthode des éléments finis . . . . .	79
1.4.2	Simulation numérique de la nano-indentation par le logiciel ABAQUS	83
1.5	Conclusion . . . . .	87
<b>2</b>	<b>Procédure Expérimentale</b>	<b>88</b>
2.1	Caractéristiques des matériaux, de l'outil et de la machine utilisés dans le FSW . . . . .	89
2.1.1	Matériaux utilisés . . . . .	89

2.1.2	Préparation des plaques avant le soudage . . . . .	90
2.1.3	Outil de soudage FSW . . . . .	90
2.1.4	Optimisation de la machine de soudage FSW . . . . .	91
2.2	Protocole de soudage par friction malaxage . . . . .	92
2.2.1	Étape 1 : Préparation des plaques à souder . . . . .	92
2.2.2	Étape 2 : Positionnement des plaques et isolation thermique . . . . .	93
2.2.3	Étape 3 : Réglage de l'outil de soudage . . . . .	94
2.2.4	Étape 4 : Réglage des paramètres et préchauffage . . . . .	94
2.2.5	Étape 5 : Processus de soudage . . . . .	95
2.2.6	Étape 6 : Fin du soudage et retrait de l'outil . . . . .	95
2.3	Méthodes d'inspection et d'évaluation de la qualité de soudure . . . . .	96
2.3.1	Contrôle visuel . . . . .	96
2.3.2	Contrôle par radiographie X . . . . .	97
2.3.3	Inspection par ultrasons . . . . .	98
2.3.4	processus de formation des images C-Scan . . . . .	99
2.4	Analyses microstructurales . . . . .	100
2.4.1	Préparation des échantillons . . . . .	100
2.4.2	Analyse macrographique . . . . .	102
2.4.3	Analyse microstructurale . . . . .	102
2.5	Méthodes utilisées pour la caractérisation mécanique . . . . .	103
2.5.1	Essais de microdureté . . . . .	103
2.5.2	Essai de traction . . . . .	104
2.6	Caractérisation mécanique par Nanoindentation . . . . .	107
2.6.1	Étapes de l'expéiece . . . . .	108
2.7	Modélisation de l'essai de nano-indentation . . . . .	111
2.8	Conclusion . . . . .	118

### **3 Résultats, discussion et interprétation 119**

3.1	Étude des résultats du soudage par friction-malaxage (FSW) de l'alliage 2017A . . . . .	120
3.1.1	Résultats du contrôle visuel de soudure . . . . .	120

3.1.2	Résultats du contrôle non destructif par Radiographie X . . . . .	122
3.1.3	Résultats du contrôle non destructif par ultrason . . . . .	123
3.2	Analyse métallographique du joint de soudure . . . . .	124
3.2.1	Macrographie . . . . .	125
3.2.2	Micrographie . . . . .	125
3.3	Résultats expérimentaux des essais mécaniques . . . . .	128
3.3.1	Résultats de mesure de microdureté . . . . .	128
3.3.2	Résultats des essais de résistance à la traction . . . . .	130
3.4	Analyse des résultats de nanoindentation . . . . .	133
3.5	Analyse des résultats de simulation de la nanoindentation . . . . .	141
3.5.1	Analyse comparative des résultats expérimentaux et des simulations	141
3.5.2	Évaluation des contraintes de Von Mises . . . . .	150
3.5.3	Évaluation des champs de déformation . . . . .	153
3.6	Conclusion . . . . .	156
	<b>Conclusion Générale</b>	<b>157</b>
	<b>Perspectives</b>	<b>158</b>
	<b>Bibliographie</b>	<b>159</b>

# Table des figures

1.1	Principe de soudage par friction malaxage . . . . .	23
1.2	Les étapes de soudage [4] . . . . .	23
1.3	Phase de pénétration . . . . .	24
1.4	Phase de soudage . . . . .	25
1.5	Représentation des deux cotés de soudage . . . . .	25
1.6	Phase de retrait . . . . .	26
1.7	Applications envisageables du FSW sur le fuselage. [10] . . . . .	27
1.8	Application du FSW sur la pointe d'un avion. . . . .	27
1.9	Les Zones Produites de la Soudure . . . . .	29
1.10	Micrographie montre les quatre zones [11] . . . . .	29
1.11	Analyse macroscopique des joints AA2524 pour des vitesses de rotation variées (avec une vitesse d'avance et une force $F_z$ constantes) [15]. . . . .	31
1.12	Phénomènes distincts observés dans les différentes zones. [28] . . . . .	33
1.13	Les efforts du FSW appliqué . . . . .	36
1.14	Aperçu des différentes géométries et formes utilisées pour l'outil de FSW [9] . . . . .	37
1.15	Outil de FSW . . . . .	37
1.16	Différentes Configurations de FSW . . . . .	38
1.17	Échanges thermiques générés par le FSW . . . . .	39
1.18	Fraiseuse spécialement modifiée pour le FSW . . . . .	44
1.19	Illustration d'une machine dédiée au FSW . . . . .	45
1.20	Robot poly-articule pour le FSW . . . . .	46
1.21	Tricept TR805 utilisé en FSW . . . . .	47
1.22	Toiles laminées d'alliages 2017A-T451. . . . .	48
1.23	Durcissement structural de l'alliage d'aluminium 2017A - T451. . . . .	54

1.24 (a) Thermogramme du métal de base de l'alliage étudié 2017A-T451. (b) Diagramme d'équilibre du système d'alliages Al-Cu. . . . .	56
1.25 Images en champ clair au MET (Microscope Électronique en Transmission) des alliages tels qu'ils sont reçus : (a) 2017A ; (b) A-U4G montrant principalement des dispersoïdes AlMnSi dans la matrice [52] . . . . .	57
1.26 Images STEM de l'alliage A-U4G tel qu'il est reçu dans l'axe de zone [001]Al ; (a) et (c) champ clair annulaire ; (b) et (d) champ sombre annulaire à grand angle. Les images (a) et (b) d'un côté et (c) et (d) de l'autre côté correspondent exactement à la même zone. Un agrégat est indiqué par la flèche blanche à l'interface dispersoïde/matrice [52] [51]. . . . .	58
1.27 Représentation de la compression induite par la substitution d'un atome d'impureté sur les atomes hôtes [53]. . . . .	60
1.28 Corrélation entre la réduction de la taille des grains et l'augmentation de la limite d'élasticité démontrée. [53] . . . . .	60
1.29 Durcissement par écrouissage. . . . .	61
1.30 Durcissement structural : cisaillement du précipité [53]. . . . .	62
1.31 Durcissement structural : mécanisme d'Orowan (contournement du précipité) [53]. . . . .	62
1.32 Fonctionnement fondamental de la nano-indentation. [56] . . . . .	66
1.33 Différents types d'indentateurs [57]. . . . .	67
1.34 (a) Géométrie de l'indentateur Berkovich. (b) Topographie d'une empreinte d'indentateur Berkovich sur un alliage d'aluminium. [55] . . . . .	69
1.35 Courbe de Charge - décharge d'une indentation typique. [58] . . . . .	70
1.36 Exemple d'une courbe de Charge - maintien - décharge. [60] . . . . .	70
1.37 Courbe de charge-déplacement obtenue à partir d'une nano-indentation cyclique réalisée sur de l'or pur. Les déchargements ont été effectués à des profondeurs d'environ 400, 800, 1200 et 1600 nm selon [61]. [62] . . . . .	71
1.38 (a) - courbe d'indentation d'un monocristal de tungstène montre un événement de "pop-in" pendant la phase de charge. (b) - Courbe d'indentation du silicium montre l'événement de "pop-out" pendant le décharge. [58] . . . . .	72
1.39 Schéma illustrant le processus d'indentation et le recouvrement de déformation après décharge selon la méthode de Doerner et Nix [58]. . . . .	73

1.40	Courbe de charge-décharge résultant de l'indentation selon la méthode de Doerner et Nix. [63]	74
1.41	Une illustration schématique du processus d'indentation montre les différents déplacements pris en compte par la méthode d'Oliver et Pharr [58].	75
1.42	Courbe de charge-décharge obtenue par indentation selon la méthode de Olivier et Pharr. [58]	76
1.43	Maillage constitué de triangles à trois nœuds.	82
1.44	Méthodes utilisées pour la discrétisation du domaine, en respectant certaines règles prédéfinies.	83
1.45	(a) Schéma du modèle MEF en 2D axisymétrique (b) Modèle axisymétrique en 3D. [77]	84
1.46	Évolution de la zone plastique en fonction de la profondeur d'indentation dans le matériau en vrac.	85
1.47	Expansion de la région de déformation plastique dans le modèle 3D par éléments finis.	86
1.48	Comparaison des résultats de simulation avec les résultats expérimentales.	86
2.1	Plaques d'aluminium de l'alliage 2017A-T451 d'une épaisseur de 6 mm, prêtes pour le soudage par FSW.	90
2.2	Conception de l'outil de soudage.	91
2.3	Fraiseuse PMER utilisée pour le FSW.	92
2.4	Système de fixation des plaques à souder.	93
2.5	Installation de l'outil sur la fraiseuse.	93
2.6	Ajustement de la vitesse de rotation.	94
2.7	Pénétration de l'outil	95
2.8	Phase de soudage.	95
2.9	Pièces soudées.	96
2.10	Équipement de Radiographie X.	97
2.11	(a) Configuration du dispositif d'inspection par ultrasons en immersion.(b) Sonde traducteur de courant électrique en Ultrason.	99
2.12	Découpage de l'échantillon.	100
2.13	Enrobage des échantillons.	101

2.14	Procédé de polissage. . . . .	101
2.15	Préparation de l'attaque chimique (Keller). . . . .	102
2.16	Le microscope optique . . . . .	102
2.17	Le microscope optique utilisé. . . . .	103
2.18	Appareil de mesure de la microdureté. . . . .	103
2.19	Méthode de mesure de la microdureté dans les joints soudés. . . . .	104
2.20	Machine de traction utilisée - WOLPERT-AMSLER ZZ220. . . . .	105
2.21	Illustration du prélèvement des macro-éprouvettes par rapport au joint de soudure. . . . .	106
2.22	Illustration du prélèvement des micro-éprouvettes dans les différentes zones.	106
2.23	Micro-éprouvettes pour les essais de traction. . . . .	107
2.24	Dispositif utilisé pour la nano-indentation. . . . .	108
2.25	(a) Un des échantillons à indenter. (b) Préparation de la surface de l'échantillon à indenter. . . . .	109
2.26	Positionnement de l'indenteur. . . . .	110
2.27	Modélisation de Dispositif de la nanoindentation. . . . .	112
2.28	Définir les propriétés mécaniques des matériaux modélisés. . . . .	113
2.29	Assemblage des deux pièces. . . . .	113
2.30	Création d'étape et de tableau des amplitudes. . . . .	114
2.31	Interactions et surfaces de contact. . . . .	115
2.32	Indentur rigide. . . . .	115
2.33	Conditions aux limites. . . . .	116
2.34	Définir les paramètres de maillage des deux pièces . . . . .	116
2.35	Élément volumique tétraédrique C3D10M. . . . .	117
2.36	Élément volumique hexagonal C3DR. . . . .	117
2.37	Lancement de la simulation. . . . .	117
3.1	Résultat de Soudage FSW de plaques d'aluminium 2017A-T451 d'une épaisseur de 6mm. . . . .	120
3.2	Défauts observés visuellement (a) Trace d'un défaut tunnel sur le 1er coté de la pièce soudée (b) Trace d'un défaut tunnel sur le 2ème coté (c) Présence d'un marquage de l'épaulement. . . . .	121

3.3	Coté opposé de la soudure . . . . .	122
3.4	Analyse radiographique par rayons X de l'échantillon . . . . .	123
3.5	Analyse de l'échantillon par ultrason. . . . .	123
3.6	Identification d'un défaut tunnel à l'aide d'une image C-scan. . . . .	124
3.7	Visualisation macroscopique du joint soudé. . . . .	125
3.8	Observation de la microstructure dans le matériau de base 2017A-T451. . .	126
3.9	Analyse micrographique des différentes zones d'un joint soudé par FSW (a) Noyau, (b) Zone affectée thermiquement (ZAT AS), (c) ZAT RS, (d) Transition Noyau-ZATM AS, (e) ZATM AS, (f) ZATM RS. . . . .	127
3.10	Cartographie de la microdureté du joint de l'alliage 2017A T451. . . . .	129
3.11	Caractérisation des zones de rupture des joints soudés par FSW soumis à une charge de traction. . . . .	130
3.12	Analyse des courbes contrainte-déformation des macro-éprouvettes. . . . .	131
3.13	Courbes contrainte-déformation du comportement local des différentes zones du joint soudé. . . . .	132
3.14	Courbes de charge - déplacement pour les différentes zones de soudure. . .	134
3.15	Analyse des variations de dureté dans les zones de soudure. . . . .	135
3.16	Analyse des variations de module d'élasticité dans les zones de soudure. . .	137
3.17	Empreinte triangulaire laissée par l'indenteur Berkovich permet de visua- liser la déformation induite par l'essai de nano-indentation. . . . .	140
3.18	Exemple des résultats expérimentales traités de la zone de Noyau (NS). . .	142
3.19	Résultats de simulation de zone (MB) sur ABAQUS . . . . .	143
3.20	Comparaison des résultats de simulation avec les résultats expérimentales dans la zone de métal de base (MB). . . . .	144
3.21	Comparaison des résultats de simulation avec les résultats expérimentales dans la zone de noyau (NS). . . . .	145
3.22	Comparaison des résultats de simulation avec les résultats expérimentales dans la zone de ZAT(AS). . . . .	146
3.23	Comparaison des résultats de simulation avec les résultats expérimentales dans la zone de ZAT(RS). . . . .	147
3.24	Comparaison des résultats de simulation avec les résultats expérimentales dans la zone de ZATM(AS). . . . .	148

3.25	Comparaison des résultats de simulation avec les résultats expérimentales dans la zone de ZATM(RS). . . . .	149
3.26	Profils de contrainte de von Mises (a) pour le métal de base (MB) (b) ZATM(AS) (c) ZATM(RS) (d) NOYAU (e) ZAT(AS) (f) ZAT(RS). . . . .	151
3.27	Analyse des variations de contrainte de von mises dans les zones de soudure.	152
3.28	Profils de champs de déformation (a) pour le ZAT(RS) (b) ZAT(AS) (c) ZATM(RS) (d) MB (e) ZATM(AS) (f) NOYAU. . . . .	154
3.29	Analyse des variations de Champs de deformation dans les zones de soudure.	155

# Liste des tableaux

1.1	Liste des matériaux d'outils fréquemment utilisés. [33] . . . . .	38
1.2	La composition chimique des alliages de la série 2017A. [42] . . . . .	49
1.3	Les propriétés physiques des alliages de la série 2017A [45] [44]. . . . .	50
1.4	Caractéristiques mécaniques courantes de l'alliage 2017A T451. [44] . . . . .	53
1.5	Traitements thermiques effectués sur l'alliage 2017A-T451 [48]. . . . .	54
1.6	Le contact pour les différents formes d'indenteurs. [55] . . . . .	67
1.7	Diverses formulations de la dureté. [67] . . . . .	77
1.8	Choix du système d'unités en programmation. [76] . . . . .	87
2.1	La composition chimique de l'alliage 2017A-T451 déterminée par spectrométrie . . . . .	90
2.2	Caractéristiques et dimensions de l'outil de soudage FSW. [19] . . . . .	91
2.3	Paramètres de soudage et taille des plaques soudée. . . . .	92
2.4	Paramètres obtenus lors de l'essai d'indentation instrumenté. . . . .	111
3.1	Résumé des dimensions approximatives des différentes zones du joint soudé par FSW sur une plaque d'alliage 2017A-T451 de 6 mm d'épaisseur. [31] . . . . .	125
3.2	Dimensions des zones du joint soudé par FSW sur l'alliage d'aluminium 2017A-T451 d'une épaisseur de 6 mm. [19] . . . . .	128
3.3	Évaluation des propriétés mécaniques globales moyennes du matériau de base (MB) et du joint de soudure. . . . .	130
3.4	Caractérisation des propriétés mécaniques des différentes zones du joint soudé en alliage 2017A-T451. . . . .	133
3.5	Fraction relative des différentes phases des zones [5] . . . . .	139

# Liste des Abréviations

<b>FSW</b>	Friction Stir Welding
<b>AS</b>	Advancing Side
<b>RS</b>	Retreating Side
<b>TWI</b>	The Welding Institute
<b>CND</b>	Contrôle Non Destructif
<b>Dt</b>	Dwell-time
<b>Va</b>	Vitesse d'avance de l'outil
<b>Vr</b>	Vitesse de rotation de l'outil
<b>Fz</b>	Force appliquée sur les pièces
<b>MB</b>	Métal de Base
<b>ZAT</b>	Zone Affectée Thermiquement
<b>ZATM</b>	Zone Affecté Thermo-mécaniquement
<b>NS</b>	Noyau de Soudure
<b>HV</b>	Dureté Vickers
<b>HBS</b>	Dureté Brinell pour une bille en acier
<b>MEB</b>	Microscope électronique à Balayage
<b>DSC</b>	Differential Scanning Calorimetry
<b>MEF</b>	Méthode des éléments finis

# Liste des symboles

$R_p$	Limite d'élasticité
$R_m$	Résistance maximale à la traction
$R_{e;0,2}$	Limite d'élasticité à 0,2 % de déformation
$\alpha$	Angle d'inclinaison de l'outil
$\sigma_e$	Limite élastique
$\sigma_r$	Limite à la rupture
$\nu$	Coefficient de Poisson
$\Omega$	Fréquence de rotation de l'outil
$\omega$	Angle d'apex défini de l'indenteur berkovich
$A_p$	Air de contact indenteur - échantillon
$h_c$	Profondeur de pénétration corrigée
$h_r$	Profondeur résiduelle d'indentation
$P_{Max}$	Charge d'indentation maximale
$E_r$	Module d'élasticité réduit

# Introduction Générale

L'aluminium est un des matériaux les plus demandés dans tous les secteurs de l'industrie (Aérospatial, construction, transport, équipements électriques ...), ceci grâce à sa disponibilité et ses rapports élevés de résistance aux influences atmosphériques et à la corrosion. Le soudage des alliages d'aluminium est difficile par les procédés classiques. Ces derniers présentent de nombreux désavantages, notamment liés à la préparation des surfaces des matériaux à souder, la complexité de la procédure qui nécessite un traitement spécial et son impact sur l'environnement. Aussi, la structure métallurgique des matériaux subit des modifications qui résultent de la concentration de contraintes importantes au niveau du cordon de soudure. C'est pour ces raisons qu'une orientation vers des procédés de soudage spécifique tel que le FSW est devenue nécessaire. Le soudage par friction-malaxage (FSW) est un procédé de soudage relativement nouveau, il a été développé par The Welding Institute (TWI), Cambridge, Royaume-Uni, en 1991. Le FSW offre des avantages significatifs par rapport aux processus d'assemblage conventionnels. Ce système a attiré l'attention des ingénieurs comme des industriels en tant que méthode de liaison à l'état solide avec un faible apport de chaleur et s'est généralisé en tant que technique de joint à recouvrement pour souder ensemble des tôles en alliage d'aluminium ou même des tôles dissimilaires. Nous avons visé comme objectif dans le cadre de ce Projet de Fin d'Etudes, La modélisation du comportement mécanique de structures aéronautiques soudées par friction malaxage -FSW. Cette initiative va permettre aux étudiants d'étudier les propriétés mécaniques, la structure microstructurale, faire des essais RDM et étudier les influences des paramètres de soudages sur les cordons réalisés. L'étude présentée est subdivisée en trois chapitres :

Le premier chapitre présente une étude bibliographique sur le soudage par friction-malaxage, en abordant le principe du FSW, les paramètres du procédé et de l'outil. Il présente également un aperçu des alliages d'aluminium, avec une attention particulière portée sur l'alliage 2017A. De plus, des notions sur la technique de nano-indentation sont abordées, suivies d'une explication sur la modélisation numérique.

Le deuxième chapitre est dédié à la présentation des démarches expérimentales effectuées, en mettant en pratique les concepts expliqués dans le chapitre précédent.

Enfin, le dernier chapitre présente, analyse et interprète les résultats obtenus à la suite des expérimentations réalisées. Terminant par une conclusion et des perspectives.

# Organisation et Objectifs du mémoire

L'étude du comportement mécanique des joints soudés par friction-malaxage (FSW) d'alliage d'aluminium 2017A est d'une importance cruciale dans l'industrie aéronautique pour garantir la qualité et la fiabilité des structures soudées. La modélisation et la simulation numérique associées à la technique de nanoindentation offrent une approche puissante pour évaluer et prédire les propriétés mécaniques des joints soudés. Cet état de l'art vise à explorer les travaux de recherche antérieurs liés à la modélisation, à la simulation et à la caractérisation du comportement mécanique des joints soudés par FSW d'alliage d'aluminium 2017A, en mettant l'accent sur la méthode de nanoindentation.

1. Techniques de soudage par friction-malaxage (FSW) :
  - Principe de fonctionnement et paramètres de soudage
  - Avantages et limitations du FSW dans l'industrie aéronautique
  - Influence des paramètres de soudage sur la qualité des joints
2. Caractérisation mécanique des joints soudés par FSW :
  - Méthodes conventionnelles de caractérisation des joints soudés (Essais de traction, Essais de microdureté)
  - Évaluer les propriétés locales des joints soudés
  - Caractérisation mécanique par la technique de nanoindentation pour l'évaluation des propriétés mécaniques locales de joint de soudure.
  - Avantages et applications de la nanoindentation dans l'analyse des joints soudés
3. Études expérimentales sur le comportement mécanique des joints soudés par FSW d'alliage d'aluminium 2017A :
  - Méthodologie expérimentale pour la préparation des échantillons de joints soudés.
  - Contrôles non destructifs par Radiographie x et par ultrasons des joints soudés.
  - Essais de nanoindentation pour mesurer les propriétés mécaniques locales (dureté, module d'élasticité, etc.)
  - Techniques d'analyse et de traitement des données de nanoindentation
4. Modélisation et simulation numériques de la nanoindentation :

- Modèles de comportement des matériaux pour l’alliage d’aluminium 2017A
- Modélisation de l’indenteur Berkovich utilisé pour la nanoindentation.
- Techniques de maillage et de simulation utilisées sur le logiciel Abaqus.
- Validation des modèles de simulation par des résultats expérimentaux

L’état de l’art présentera dans le chapitre 1, va permettre de mettre en évidence l’importance de la modélisation, de la simulation et de la caractérisation du comportement mécanique des joints soudés par FSW d’alliage d’aluminium 2017A. La combinaison de la modélisation numérique, des tests de nanoindentation et des contrôles non destructifs permet de mieux comprendre les propriétés mécaniques des joints soudés, de valider les modèles de simulation et d’optimiser les paramètres de soudage pour améliorer la qualité des joints dans l’industrie aéronautique. Ces travaux ouvrent également la voie à de futures recherches sur l’optimisation des procédés de soudage et l’amélioration des propriétés des joints soudés par FSW.

# Chapitre 1

## Étude Bibliographique

---

*“Le véritable épanouissement  
réside dans le processus  
de recherche lui-même,  
et non seulement dans  
la découverte finale.”*  
**Albert EINSTEIN**

---

Dans le présent chapitre introductif, nous effectuons une revue de la littérature sur les travaux réalisés concernant le soudage par Friction Stir Welding (FSW), en mettant l'accent sur son application aux alliages d'aluminium de la série 2000, qui sont des alliages à durcissement structural. Nous abordons également la méthode de caractérisation mécanique à petite échelle, à savoir la nano-indentation. Cette section permet de situer notre étude dans le contexte scientifique existant et de fournir une base de connaissances solide pour la suite de notre recherche.

## 1.1 Technique de soudage par friction malaxage (FSW)

### 1.1.1 Définition du FSW

Friction Stir Welding (FSW), ou soudage par friction-malaxage en français, est un procédé de soudage à l'état solide utilisé pour joindre des matériaux métalliques, principalement des alliages d'aluminium. Il a été développé au début des années 1990 par le Welding Institute (TWI) au Royaume-Uni [1].

Le FSW implique la création d'une jointure en malaxant et en mélangeant les matériaux de base, sans fusion complète. Le processus se déroule en quatre étapes principales :

Préparation : Les deux pièces à souder sont préparées en nettoyant les surfaces de contact et en les maintenant fermement en place.

Pénétration : Un outil de soudage cylindrique, composé d'un épaulement et d'une tige avec un profil spécifique, est inséré entre les pièces. L'épaulement applique une pression sur les pièces, tandis que le pion tourne et se déplace le long de la ligne de soudure.

Malaxage : L'outil génère de la chaleur par friction entre lui-même et les pièces, ce qui ramollit les matériaux sans les faire fondre complètement. La chaleur et la pression induites par la rotation de l'outil malaxent les matériaux, créant une zone de déformation plastique. [2]

Consolidation : Lorsque l'outil a traversé toute la jointure, il est retiré. Les matériaux se refroidissent et se solidifient, formant un joint solide et homogène.

### 1.1.2 Principe du processus de soudage FSW

Le Friction Stir Welding est largement utilisé dans l'industrie aérospatiale, automobile, maritime et d'autres secteurs où des joints solides, fiables et de haute qualité sont nécessaires. Il offre une alternative efficace et économique aux méthodes de soudage traditionnelles, ouvrant la voie à de nouvelles applications et à des améliorations de la performance des structures soudées. Le principe de ce procédé consiste à assembler (souder) métallurgiquement deux pièces entre elles à l'aide d'un outil à haute résistance thermique et mécanique, constitué d'un épaulement et d'un pion coaxial qui mélangent les deux parties de l'assemblage. Ces derniers doivent être placés latéralement et maintenus serrés côte à côte sur la base (système de bridage) sur un support afin de contrer les efforts ver-

tics et les efforts générés par la combinaison du mouvement d'avance et de la rotation de l'outil. Le procédé est décrit en trois étapes principales (étape d'immersion, étape de soudage et étape d'étirage) et une étape secondaire (étape de préchauffage). [3]

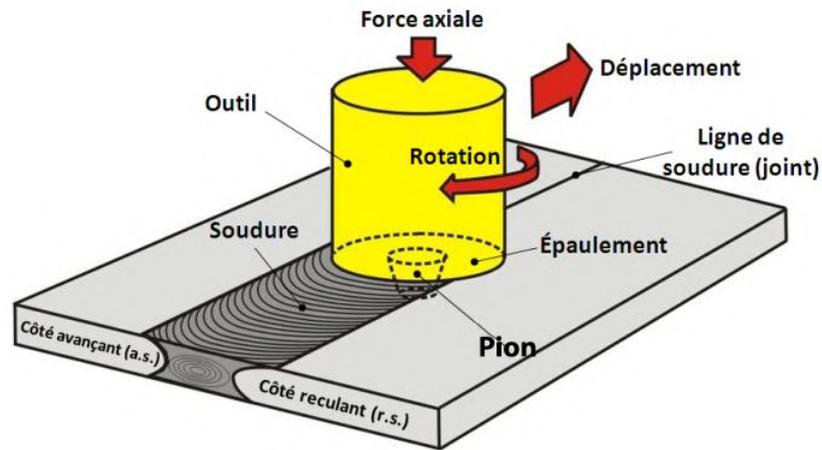


FIGURE 1.1 – Principe de soudage par friction malaxage

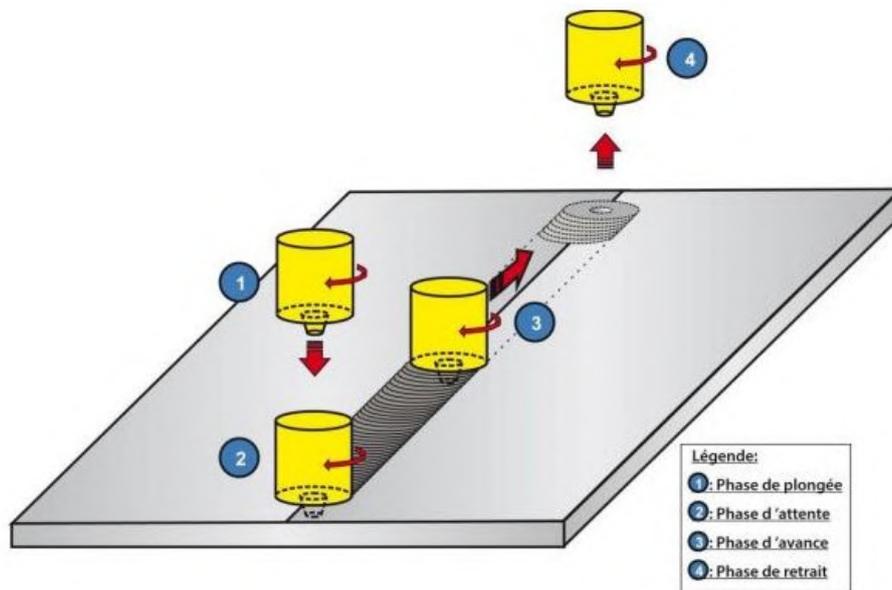


FIGURE 1.2 – Les étapes de soudage [4]

### 1.1.2.1 Phase de plongée (phase de la pénétration)

A ce stade, l'outil est mis en rotation à la fréquence  $\Omega$  pour faire pénétrer progressivement la gouille jusqu'à la profondeur optimale dans le plan où les deux pièces à souder sont assemblées. entrer en contact avec eux. [5]

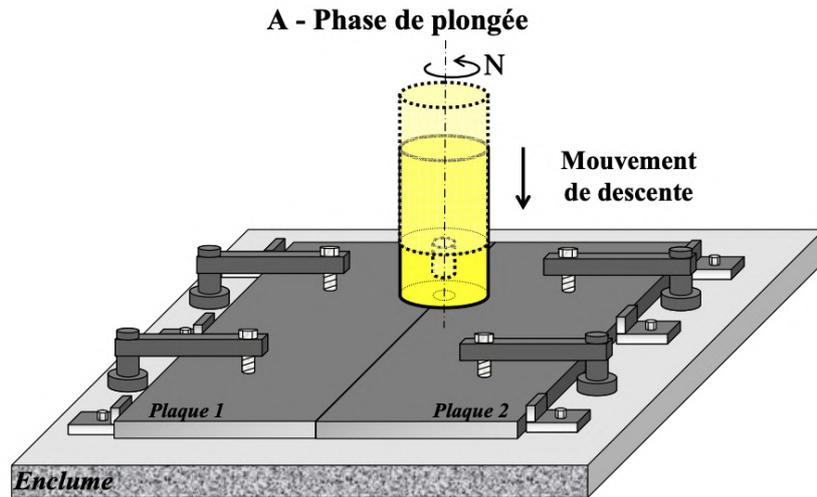


FIGURE 1.3 – Phase de pénétration

### 1.1.2.2 Phase de préchauffage (phase de stabilisation)

Est une étape transitoire où l'épaulement de l'outil reste en position pendant une durée spécifique, connue sous le nom de temps de maintien ou "dwell time". Cette période permet de générer la chaleur nécessaire pour ramollir le matériau et le rendre dans un état pâteux à la température requise.

### 1.1.2.3 Phase de soudage

Après avoir atteint la température de soudage, l'outil en rotation est déplacé de manière linéaire à une vitesse constante le long de l'interface des deux pièces à souder. Une pression constante est appliquée pour assurer le mélange du matériau entre ces pièces. Cette matière mélangée subit une déformation plastique, formant ainsi le cordon de soudure [6].

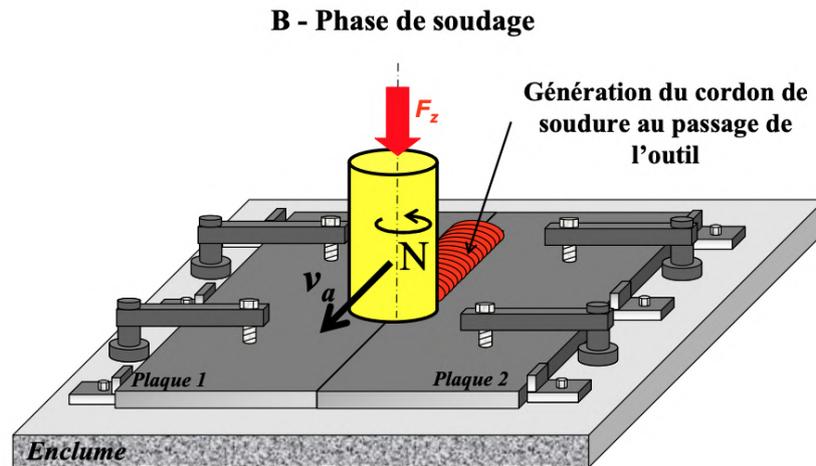


FIGURE 1.4 – Phase de soudage

Le cordon de soudure obtenu présente une asymétrie. En effet, le mouvement combiné de rotation et d'avance engendre deux côtés distincts :

- Le côté avançant (Advancing Side AS) : il s'agit du côté du cordon de soudure où l'outil rotatif se déplace dans la même direction que la direction de déplacement. [7]
- Le côté reculant (Retreating Side RS) : c'est le côté du cordon de soudure où la rotation de l'outil est opposée à la direction de déplacement. [8]

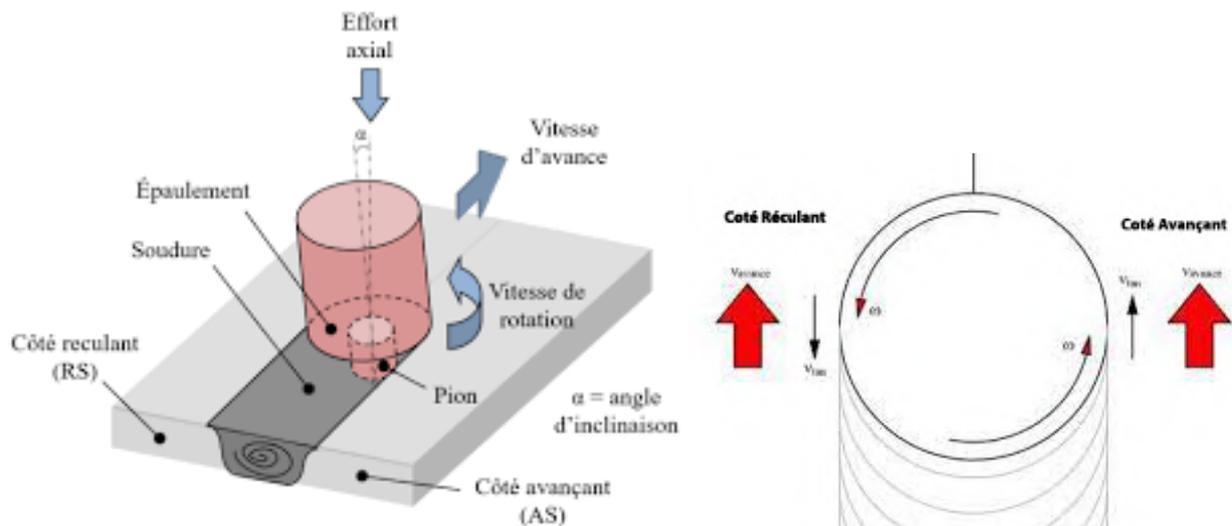


FIGURE 1.5 – Représentation des deux côtés de soudage

#### 1.1.2.4 Phase de retrait

Une fois le processus de soudage terminé, l'outil est retiré du cordon de soudure, laissant ainsi un trou caractéristique créé par le pion. Toutefois, il est possible d'éviter la formation de ce trou en utilisant un outil à pion rétractable. Dans ce cas, l'épaulement de l'outil reste en contact avec la matière jusqu'à ce que le pion soit complètement retiré. [9]

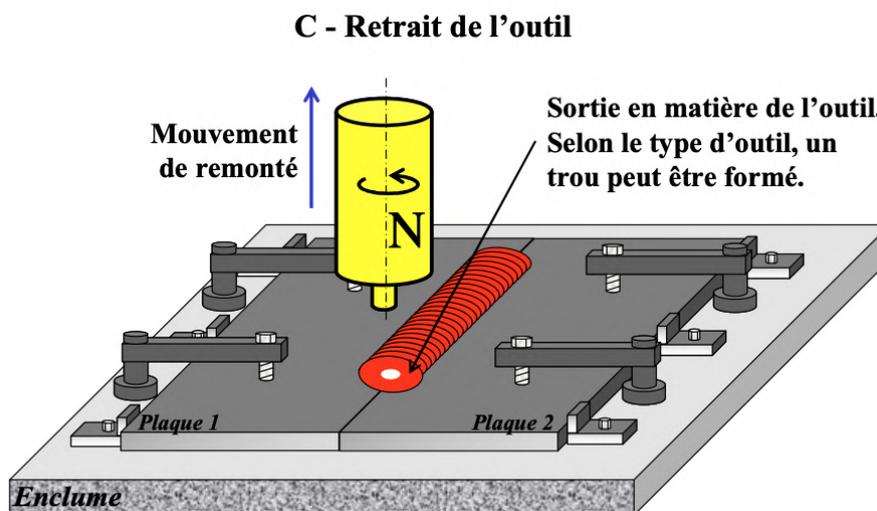


FIGURE 1.6 – Phase de retrait

#### 1.1.3 Utilisation du FSW dans l'industrie aéronautique

Son utilisation a connu une croissance significative ces dernières années. Cette technologie de soudage solide, qui offre des avantages uniques par rapport aux méthodes traditionnelles de soudage, a été largement adoptée pour la fabrication de structures légères et résistantes utilisées dans les avions et les engins spatiaux. Le FSW permet de réaliser des soudures de haute qualité, avec une fusion minimale de la matière, ce qui contribue à préserver les propriétés mécaniques des alliages d'aluminium utilisés dans l'aéronautique. De plus, cette méthode de soudage offre une excellente résistance à la fatigue et une meilleure durabilité des structures soudées, ce qui est essentiel pour assurer la sécurité et la fiabilité des composants aéronautiques. L'utilisation du FSW permet également de réduire les coûts de production, grâce à des temps de soudage plus courts et à une moindre consommation d'énergie. En raison de ces nombreux avantages, le FSW est devenu une technique incontournable dans l'industrie aéronautique, contribuant ainsi à l'amélioration des performances et de la qualité des structures utilisées dans ce domaine

exigeant. [10]

Voici quelques applications du FSW dans le domaine aéronautique :

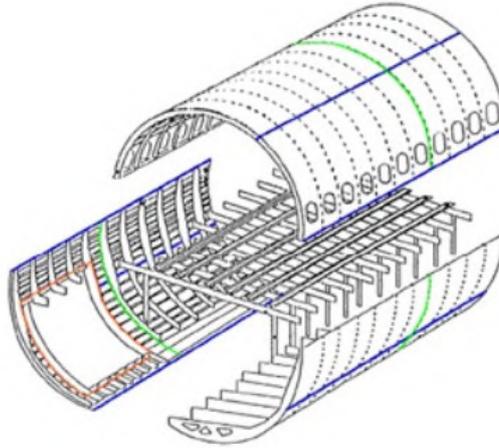


FIGURE 1.7 – Applications envisageables du FSW sur le fuselage. [10]

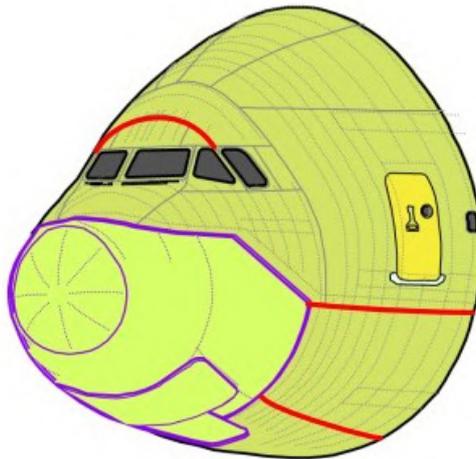


FIGURE 1.8 – Application du FSW sur la pointe d'un avion.

### 1.1.4 Microstructure

#### 1.1.4.1 Métal de base (BM)

situé à distance du joint de soudure et ne subit aucune déformation mécanique pendant le processus de soudage. Les températures élevées atteintes pendant le soudage n'entraînent pas de changements microstructuraux dans le métal de base. Par conséquent, le métal de base conserve ses propriétés mécaniques initiales tout au long du processus de soudage. [11]

### 1.1.4.2 La zone affectée thermiquement (ZAT)

Caractérisée par des modifications microstructurales qui se produisent en raison des températures élevées atteintes pendant le processus de soudage. Étant donné que le métal de base ne subit pas de déformation mécanique, les changements microstructuraux dans la HAZ(ZAT) peuvent entraîner des altérations locales des propriétés mécaniques initiales. Les températures élevées de la HAZ peuvent affecter la dureté, la résistance et d'autres caractéristiques du matériau à proximité du joint de soudure. Il est donc essentiel de prendre en compte les modifications microstructurales de la HAZ lors de l'évaluation des performances et de la fiabilité d'une soudure. [12]

### 1.1.4.3 La zone affectée thermo-mécaniquement (ZATM)

Se trouve directement sous l'épaulement de l'outil de soudage par friction-malaxage. Cette zone subit à la fois des températures élevées et une déformation mécanique significative en raison de l'écoulement de matière provoqué par le passage du pion de l'outil qui produit une recristallisation partielle des grains. Les températures élevées entraînent des changements microstructuraux et des transformations dans la TMAZ(ZATM), tandis que la déformation mécanique importante peut provoquer des modifications de la texture cristalline et des contraintes résiduelles. En conséquence, la TMAZ présente des caractéristiques distinctes et des propriétés mécaniques différentes de celles du métal de base et de la HAZ. La compréhension et l'évaluation de la TMAZ sont essentielles pour garantir la qualité et la résistance de la soudure réalisée par friction-malaxage. [7]

### 1.1.4.4 La zone de pépite de soudure ou Noyau (NS)

Également connue sous le nom de zone d'agitation ou de noyau, C'est la zone la plus fortement influencée par les effets thermiques et mécaniques du processus de soudage par friction-malaxage. Lorsqu'on l'observe en coupe, le noyau de la pépite de soudure présente une microstructure entièrement recristallisée. L'interface entre cette zone de pépite recristallisée et le métal parent est relativement diffuse et lisse du côté opposé au déplacement de l'outil (RS), tandis qu'elle est plus nette du côté avançant (AS). Cette différence d'apparence est due aux conditions de cisaillement et de déformation plus prononcées du côté RS. La zone de pépite de soudure joue un rôle crucial dans la formation de la soudure solide et durable, car c'est là que se produit la fusion et la recristallisation

totale du matériau, assurant ainsi une intégrité structurale optimale de la jointure. [13]

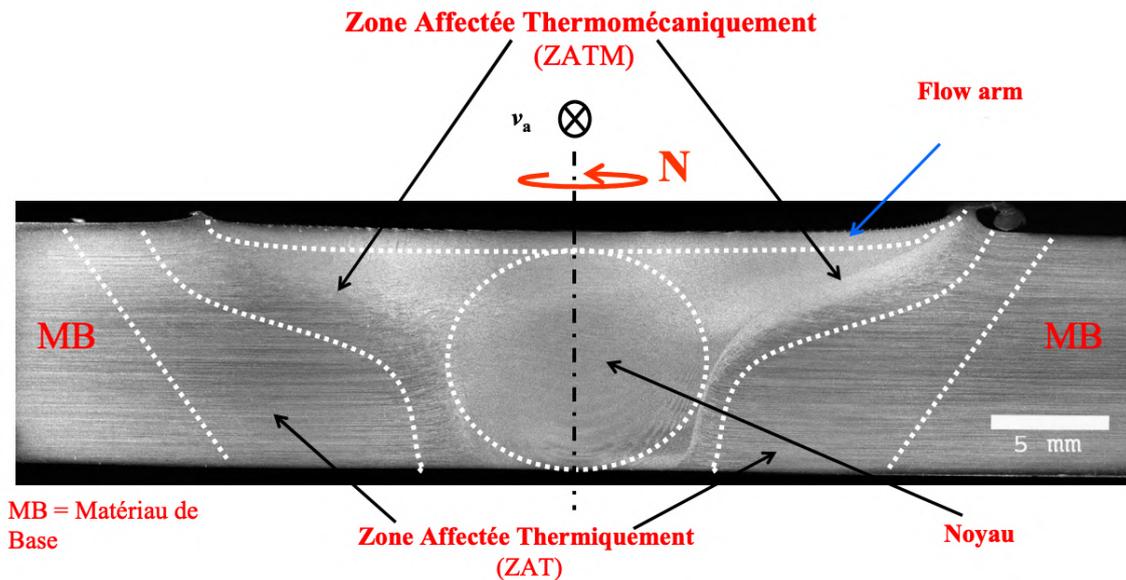


FIGURE 1.9 – Les Zones Produisent de la Soudure



FIGURE 1.10 – Micrographie montre les quatre zone [11]

(BM (base metal), HAZ ( Heat-Affected Zone), TMAZ (Thermo-Mechanically Affected Zone), SZ (stir zone(Noyau)), AS (Advancing Side), RS(Retreating Side).

### 1.1.5 Relation entre les vitesses de FSW et la microstructure de la pièce soudée

La proportion d'avance entre la vitesse d'avance et la vitesse de rotation, qui correspond à la vitesse d'avance divisée par la vitesse de rotation, influence significativement la formation des cavités lors du soudage. Un rapport élevé favorise la présence et la taille des cavités. [14]

L'augmentation de la vitesse de rotation, pour une vitesse d'avance donnée, en-

traîne une augmentation de la résistance en traction et de la ductilité. Cependant, une vitesse de rotation excessive peut entraîner une élévation de la température du joint et la formation de défauts internes tels que des cavités [15].

Des études menées par Yan et al. [16] [17] [18] sur l'alliage AA2524-T351 soudé par FSW ont révélé que la largeur du noyau de soudure augmente avec une vitesse de rotation plus élevée de l'outil. La Figure 1.11 illustre cette relation, où la macrostructure et la taille du noyau de soudure sont influencées par la vitesse de rotation de l'outil. Cela est dû à une augmentation de la surface recristallisée associée à une vitesse de rotation plus élevée de l'outil.

Dans le cadre des joints de soudure examinés par Mimouni et al [19] [18] , différentes vitesses de rotation (950, 1050 et 1250 tr/min) ont été étudiées. Les vitesses de rotation de 950 et 1050 tr/min ont montré la présence de défauts internes tels que le manque de pénétration et le manque de malaxage dans les cordons soudés. En revanche, les joints soudés avec une vitesse de rotation de 1250 tr/min présentaient une distribution plus homogène de la matière, sans présence de défauts internes.

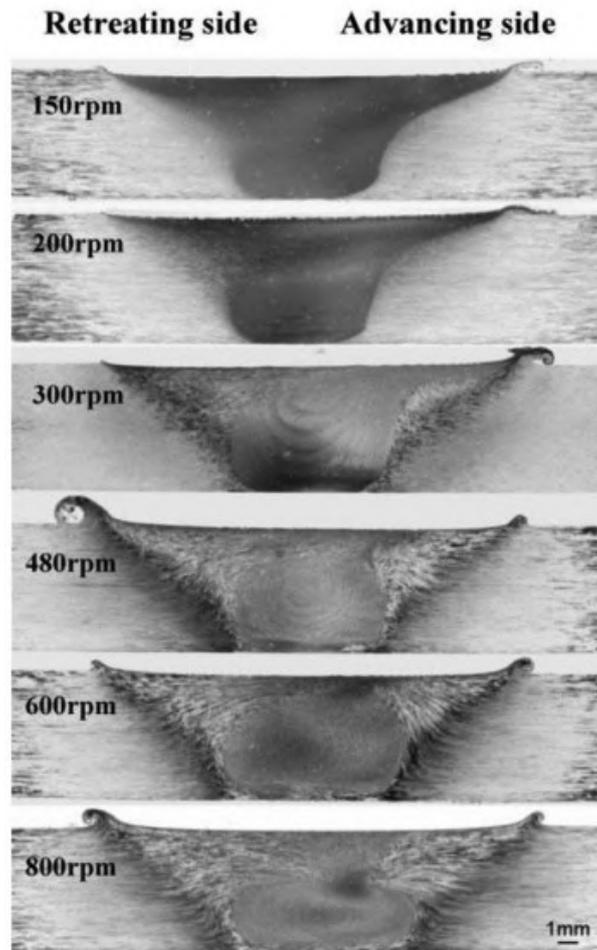


FIGURE 1.11 – Analyse macroscopique des joints AA2524 pour des vitesses de rotation variées (avec une vitesse d’avance et une force  $F_z$  constantes) [15].

### 1.1.6 Changements microstructuraux lors du FSW

Voici quelques définitions essentielles pour comprendre les phénomènes et les changements microstructuraux observés lors du processus de soudage par friction-malaxage (FSW) : [20] [21] [22]

#### 1.1.6.1 Travail à froid

Quand un métal est plastiquement déformé à une température relativement basse par rapport à sa température de fusion absolue, on dit qu’il est ”travaillé à froid”. Alors que la majeure partie de l’énergie fournie pendant le travail à froid est convertie en chaleur, une fraction limitée est stockée dans le métal sous forme d’énergie de déformation associée à des défauts du réseau cristallin (principalement des dislocations) créés par la déformation. [21]

### 1.1.6.2 Déformations plastiques

La plasticité est une propriété qui permet à un matériau d'être déformé et de conserver cette déformation même après la suppression de la force qui l'a causée. Les alliages d'aluminium sont fortement influencés par leur plasticité, ce qui entraîne des changements visibles dans leur forme ainsi que des modifications de leur microstructure et de leurs propriétés physiques et mécaniques. Lorsque des matériaux subissent une déformation plastique, la densité de dislocations dans le matériau augmente considérablement. Des observations au microscope électronique à transmission réalisées par Huang et al. [20] ont montré que les dislocations résultant de l'écroutissage se répartissent de manière hétérogène, formant ainsi des sous-structures de dislocations à l'échelle des grains, spécifiques à leur orientation cristallographique. [22]

### 1.1.6.3 Restauration

La restauration est un processus thermique qui se produit dans un matériau déformé sans migration des joints à grand angle. Elle permet une récupération partielle des propriétés physiques et mécaniques du matériau écroui [23]. Il existe deux types de restauration :

- **Restauration statique** : Ce phénomène se produit généralement dans une plage de température de 0,3 à 0,5 fois la température de fusion du métal ( $T_m$ ). Il permet la récupération de certaines propriétés mécaniques d'origine, avec des changements visibles dans la microstructure. La restauration statique facilite l'arrangement des dislocations à l'intérieur du grain et la formation de sous-grains, qui diffèrent des grains normaux [24].

- **Restauration dynamique** : Ce phénomène se produit pendant le processus de déformation et entraîne le remplacement du réseau de dislocations par une nouvelle structure. Les alliages d'aluminium pur présentent généralement une restauration dynamique, tandis que les alliages d'aluminium à durcissement structural peuvent présenter une combinaison de restauration dynamique et de recristallisation dynamique [25]. Ces observations ont été rapportées par McQueen et al. [26]

### 1.1.6.4 Recristallisation

La recristallisation d'un matériau correspond aux processus impliqués dans la formation et la migration des joints de grains à forte désorientation. Elle permet de récupérer

la ductilité et de contrôler la structure granulaire des matériaux métalliques déformés. On distingue deux types de recristallisation :

- **Recristallisation statique** : Elle consiste en le remplacement de la microstructure déformée par de nouveaux grains formés par nucléation et croissance de taille. [27]

- **Recristallisation dynamique** : Elle se produit lors de la déformation au-dessus de la température de recristallisation et implique le remplacement des grains déformés par de nouveaux grains. [28]

Lors du traitement des matériaux, qui combine déformation et chaleur, des phénomènes tels que la restauration, la recristallisation et la croissance des grains se produisent en fonction de la température de travail et du degré de déformation. Le travail des matériaux peut être réalisé à chaud ou à froid, avec des différences dans les phénomènes observés. Dans le cas du procédé FSW, plusieurs observations ont montré une recristallisation dynamique associée à une déformation extrême dans la ligne de soudage. [27]

Ces constatations ont été faites lors de comparaisons microstructurales, comme illustré dans la Figure 1.12.

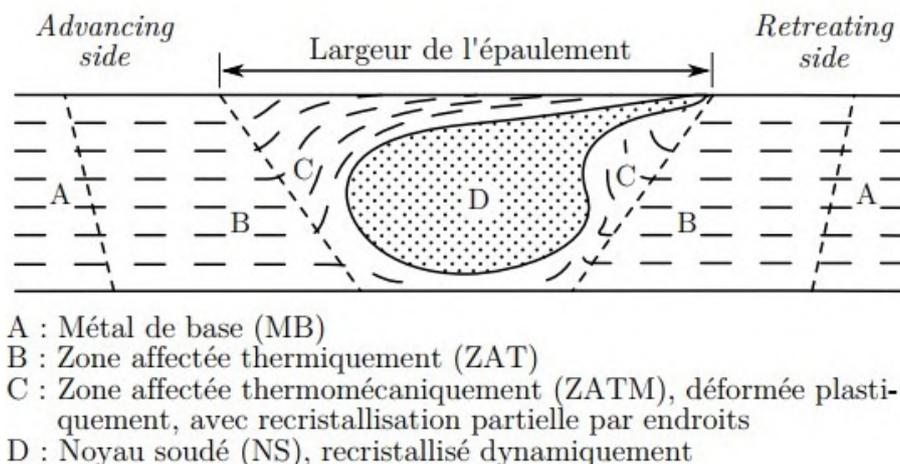


FIGURE 1.12 – Phénomènes distincts observés dans les différentes zones. [28]

### 1.1.7 Paramètres de soudage et leurs effets sur la qualité de la soudure

Le mouvement de la matière et les caractéristiques microstructurales et mécaniques de la soudure sont influencés par plusieurs paramètres [29]. Parmi ces paramètres, on peut citer la vitesse de rotation de l'outil, la vitesse d'avance, la pression exercée, la température

atteinte lors du soudage, ainsi que les propriétés du matériau lui-même. Chaque paramètre peut être ajusté pour obtenir les performances souhaitées de la soudure [30], notamment en termes de résistance mécanique, de ductilité, de résistance à la corrosion, etc. Une compréhension approfondie de ces paramètres et de leur impact sur le processus de soudage par friction-malaxage est essentielle pour obtenir des soudures de haute qualité et répondre aux exigences spécifiques de l'application industrielle, en particulier dans le domaine de l'industrie aéronautique où la fiabilité et la durabilité sont primordiales. [31]

### 1.1.7.1 Paramètres du procédé

Revêt une importance capitale, car ils doivent être adaptés en fonction des matériaux utilisés, de l'épaisseur de la pièce à souder et de la géométrie de l'outil. Ces paramètres jouent un rôle essentiel dans le contrôle de l'apport d'énergie, du flux de matière, de la formation du cordon de soudure, ainsi que des propriétés mécaniques de l'assemblage et des contraintes générées. Leur ajustement approprié permet d'obtenir des résultats optimaux en termes de qualité de soudure et de performance de l'assemblage. Il est donc primordial de prendre en considération ces paramètres lors de la planification et de l'exécution du processus de soudage par friction-malaxage. [9]

— **La vitesse de rotation de l'outil :**

(exprimée en tours par minute - t/m) joue un rôle essentiel dans le processus de soudage par friction-malaxage. Cette rotation permet le malaxage et le mélange de la matière autour du pion de l'outil. Il est crucial de choisir une vitesse de rotation optimale. D'une part, une augmentation de la vitesse de rotation génère une température plus élevée en raison de l'augmentation du frottement, ce qui entraîne une agitation et un mélange plus intenses du matériau. Cela a un impact sur la microstructure de la soudure et provoque également un élargissement simultané de la zone d'agitation. D'autre part, une vitesse de rotation trop faible entraîne un chauffage insuffisant des pièces à souder, limitant ainsi le malaxage de la matière. Cela peut entraîner la formation de bavures et de cavités dans la soudure. Il est donc essentiel de trouver un équilibre approprié dans le choix de la vitesse de rotation pour garantir à la fois une bonne fusion des matériaux et des caractéristiques mécaniques optimales de la soudure. [9]

— **La vitesse d'avance de l'outil :**

(exprimée en millimètres par minute - mm/min) joue un rôle crucial dans le processus de soudage par friction-malaxage. Cette vitesse détermine le déplacement du matériau

agité de l'avant vers l'arrière du pion de l'outil et finalise le processus de soudage. Une diminution de la vitesse d'avance prolonge le temps de contact entre l'outil et la zone de soudage, ce qui augmente le taux d'échauffement dans cette zone. Cela rend la matière plus malléable et facilite son écoulement, ce qui entraîne la formation d'un noyau plus large. En revanche, une augmentation de la vitesse d'avance a l'effet inverse, réduisant l'apport de chaleur. Cela entraîne la formation d'un noyau moins large. Dans ce cas, on observe également une augmentation du couple de rotation, car l'outil doit avancer avant que suffisamment de matière ne s'écoule de l'avant vers l'arrière. Il peut se former un vide dans le cordon de soudure, souvent qualifié de tunnel. Les deux vitesses (rotation et avance) sont liées par le rapport

$$\frac{\text{vitesse d'avance}}{\text{rayon du pion} \times \text{vitesse de rotation}}$$

La soudure est considérée comme "chaude" lorsque ce rapport est faible, car le malaxage et la chaleur dissipée par frottement sont importants, ce qui entraîne des températures élevées. En revanche, la soudure est considérée comme "froide" lorsque ce rapport est élevé, car la chaleur dissipée par frottement entre l'outil et les pièces ainsi que le malaxage de la matière ne génèrent pas de températures très élevées. [32] [6]

— **L'angle d'inclinaison :**

joue un rôle crucial dans l'optimisation du procédé. Il est défini comme l'angle formé entre l'axe de l'outil et une ligne perpendiculaire à la surface des plaques à souder. Cet angle a un impact significatif sur la génération de chaleur, le mouvement des matériaux et la consolidation du matériau qui s'écoule derrière le pion de l'outil. Une augmentation de l'angle d'inclinaison entraîne une augmentation de la chaleur grâce à une force axiale plus importante, ce qui améliore la plasticité du matériau et réduit la taille du noyau de soudure. [32]

— **Les efforts appliqués durant le soudage :**

Dans le processus de soudage par friction-malaxage, deux forces exercées pendant le soudage ont un impact sur la nature du cordon de soudure final : la force de forgeage (effort normal) et la force de soudage (effort d'avance). Ces forces sont directement liées à l'apport d'énergie généré par le frottement entre l'épaule de l'outil et les surfaces des pièces à souder, ainsi qu'aux déformations plastiques du matériau. Le choix de ces efforts détermine les vitesses de rotation et d'avance appropriées. D'une part, une force excès-

sive augmente à la fois la température et la déformation plastique, ce qui peut entraîner une pénétration excessive de l'outil dans le matériau. D'autre part, une force insuffisante entraîne une déformation plastique insuffisante, ce qui peut provoquer la formation d'un défaut de tunnel à l'arrière du pion de l'outil. [6]

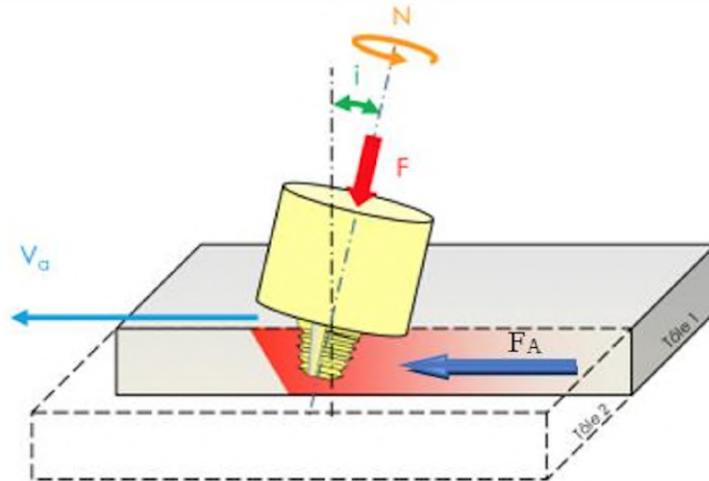


FIGURE 1.13 – Les efforts du FSW appliqué

### 1.1.7.2 Paramètres de l'outil

Ils jouent un rôle essentiel dans le processus de soudage par friction-malaxage. La géométrie de l'outil est particulièrement importante, car elle influence de manière significative le flux de matériau et détermine la vitesse de rotation à laquelle le FSW peut être effectué. L'outil du FSW se compose généralement de deux parties principales : le pion et l'épaulement. Le pion pénètre dans les pièces à souder à une profondeur déterminée, permettant ainsi à l'épaulement de rester en contact avec les pièces et de générer la chaleur nécessaire par frottement pour le malaxage. La conception de l'outil joue un rôle crucial dans l'uniformité de la microstructure, les propriétés mécaniques et les charges de processus. [6]

En général, on utilise une épaulement concave et des pions cylindriques filetés. Cette configuration permet de réduire considérablement le glissement entre le matériau et l'outil, permettant ainsi au matériau de s'écouler correctement et d'assurer une bonne qualité de soudure. La conception de l'outil vise à optimiser ces aspects pour obtenir des soudures de qualité et des performances mécaniques optimales.

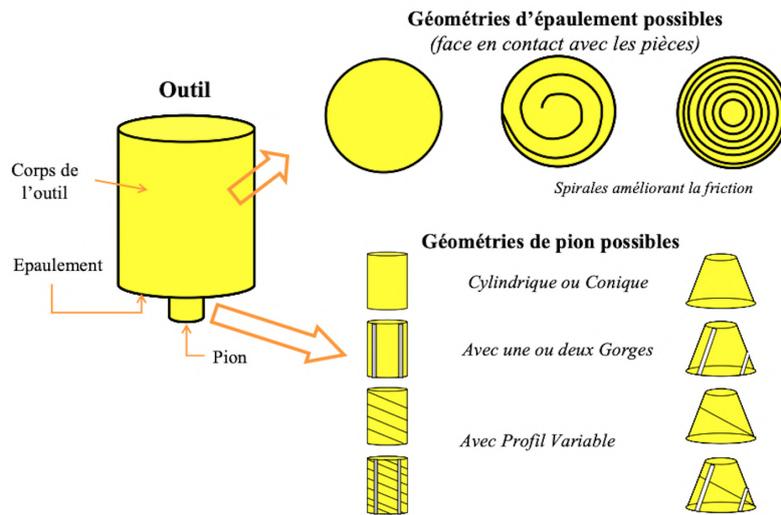


FIGURE 1.14 – Aperçu des différentes géométries et formes utilisées pour l’outil de FSW [9]

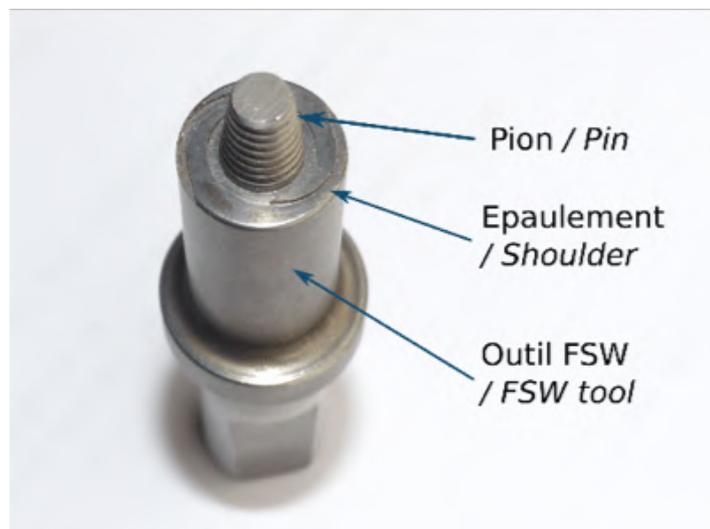


FIGURE 1.15 – Outil de FSW

### 1.1.8 Configurations de soudage

Les différentes configurations possibles pour le soudage FSW sont présentées sur (la figure 1.16 )

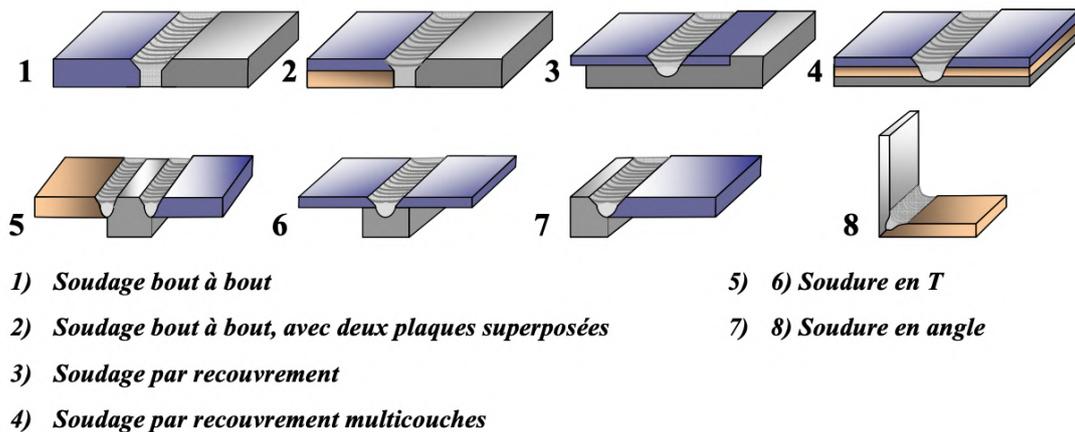


FIGURE 1.16 – Différents Configurations de FSW

### 1.1.9 Choix du matériau de l'outil et des pièces à souder

Il dépend principalement de l'épaisseur et du matériau des pièces à souder. Le choix du matériau est basé sur sa résistance aux contraintes, aux températures générées pendant le soudage, à la fatigue, ainsi que sur sa facilité d'usinage [33]. Les matériaux d'outil couramment utilisés sont répertoriés dans le tableau 1.1 ci-dessous :

TABLEAU 1.1 – Liste des matériaux d'outils fréquemment utilisés. [33]

Alliage	Epaisseur	Matériau Outil
Alliages d'aluminium	<12 mm	Acier à outil, WC-Co*
	<26 mm	MP159**
Alliages de Magnésium	<6 mm	Acier à outil, WC***
Cuivre et ses alliages	<50 mm	Alliage de nickel, PCBN****, alliage de tungstène
	<11 mm	Acier à outil
Alliages de titane	<6 mm	Alliage de tungstène
Acier inoxydable	<6 mm	PCBN, alliage de tungstène
Acier faiblement allié	<10 mm	WC, PCBN
Alliages de Nickel	<6 mm	PCBN, alliage de tungstène

Tq : WC-Co\* : Carbure de tungstène-Cobalt.

MP159\*\* : Alliage Nickel-Cobalt.

WC\*\*\* : Carbure de tungstène.

PCBN\*\*\*\* : Polycrystalline Cubic Boron Nitride. [33]

### 1.1.10 Phénomènes physiques

Pendant le processus de soudage, trois types de phénomènes physiques se produisent [34] :

#### 1.1.10.1 Phénomène mécanique

Pendant le processus de soudage, deux phénomènes mécaniques se manifestent. Le contact entre l'outil en rotation et les pièces à souder génère des frottements qui se caractérisent par une contrainte de cisaillement. La déformation plastique de la matière sous l'effet de la rotation de l'outil entraîne une contrainte de cisaillement à l'interface et un malaxage dû à la forme du pion.

#### 1.1.10.2 Phénomène thermique

Pendant le processus de soudage, la température des pièces augmente. Cette augmentation est due à la génération et à la conduction de chaleur. La chaleur est générée par la transformation de l'énergie mécanique en chaleur lors des frottements entre l'outil et les pièces, ainsi que par la déformation plastique du matériau. Cette chaleur se propage dans les pièces par conduction. La chaleur est dissipée de la pièce vers la plaque support par conduction ou vers l'air par convection.

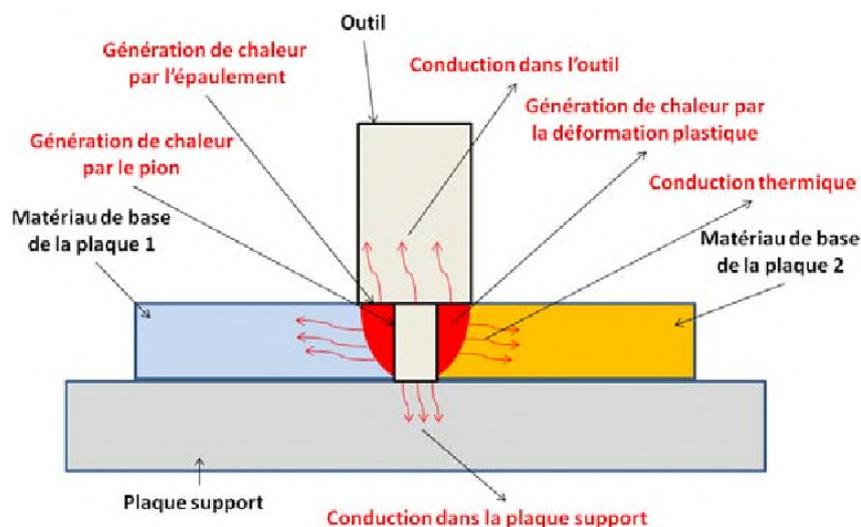


FIGURE 1.17 – Échanges thermiques générés par le FSW

### 1.1.10.3 Phénomène métallurgique

Le processus de soudage FSW entraîne moins de modifications métallurgiques dans le matériau par rapport aux procédés de soudage par fusion. Ces derniers peuvent entraîner des modifications des propriétés mécaniques et de la microstructure des matériaux, ce qui peut entraîner des concentrations de contraintes. Ainsi que le soudage FSW se distingue par sa capacité à minimiser les modifications métallurgiques indésirables. En effet, grâce à l'absence de fusion complète du matériau, les caractéristiques microstructurales d'origine sont mieux préservées. Cela se traduit par une réduction des risques de fragilisation, de formation de défauts ou de zones affectées thermiquement étendues. De plus, les concentrations de contraintes associées aux zones de fusion et de solidification sont évitées, ce qui contribue à améliorer l'intégrité structurelle de la soudure. En conséquence, le soudage FSW offre des assemblages solides avec des propriétés mécaniques plus homogènes et une résistance accrue aux contraintes et aux environnements corrosifs. [35]

### 1.1.11 Comportement mécanique des joints soudés par FSW pour améliorer leur qualité

Le comportement mécanique des joints soudés par Friction Stir Welding (FSW) est d'une importance capitale pour garantir la qualité et les performances des soudures. Voici quelques aspects du comportement mécanique des joints soudés par FSW qui peuvent être améliorés :

#### 1.1.11.1 Résistance mécanique

L'amélioration de la résistance mécanique des joints soudés par FSW est essentielle pour assurer leur intégrité structurelle. Des études peuvent être menées pour optimiser les paramètres de soudage, tels que la vitesse de rotation, la vitesse d'avance et la force de pression, afin d'obtenir des joints soudés présentant une résistance mécanique élevée. [3]

#### 1.1.11.2 Ténacité

La ténacité d'un joint soudé par FSW est cruciale pour résister aux contraintes et aux charges auxquelles il sera soumis pendant son utilisation. Des techniques de préchauffage

ou de post-traitement thermique peuvent être appliquées pour améliorer la ténacité et réduire la sensibilité aux fissures.

### **1.1.11.3 Résistance à la fatigue**

Les joints soudés par FSW peuvent être soumis à des contraintes cycliques, ce qui nécessite une bonne résistance à la fatigue. Des études expérimentales et numériques peuvent être réalisées pour évaluer et améliorer la durée de vie en fatigue des joints soudés par FSW, en identifiant les zones critiques et en proposant des méthodes d'amélioration, telles que l'optimisation de la géométrie du joint. [36]

### **1.1.11.4 Propriétés de fluage**

Dans certaines applications aéronautiques, les joints soudés par FSW peuvent être exposés à des températures élevées et à des charges constantes sur une période prolongée, ce qui nécessite une bonne résistance au fluage. La modélisation numérique et les essais de fluage peuvent être utilisés pour évaluer le comportement à long terme des joints soudés par FSW et proposer des améliorations, par exemple en modifiant les traitements thermiques ou en utilisant des matériaux à plus haute résistance au fluage.

### **1.1.11.5 Contraintes résiduelles**

Les contraintes résiduelles peuvent être présentes dans les joints soudés par FSW en raison des gradients de température et de la déformation plastique induite pendant le processus de soudage. Des techniques de réduction des contraintes résiduelles, telles que le post-traitement thermique ou l'utilisation de traitements mécaniques, peuvent être appliquées pour améliorer la qualité des joints soudés et minimiser le risque de fissuration ou de déformation. [37]

En conclusion, l'amélioration du comportement mécanique des joints soudés par FSW est essentielle pour garantir leur qualité et leur fiabilité. Des études expérimentales, numériques et des approches de modélisation peuvent être utilisées pour évaluer et optimiser les propriétés mécaniques des joints soudés par FSW, ce qui contribue à l'amélioration des performances et à la sécurité des structures aéronautiques.

### 1.1.12 Avantages et Inconvénients du procédé FSW

#### 1.1.12.1 Avantages

Les avantages du procédé FSW se résument comme suit :

- Adaptabilité à une large gamme d'épaisseurs de matériaux.
- Absence de préparation spéciale des joints requis.
- Capacité à souder des matériaux dissemblables.
- Réalisation du soudage en une seule passe, sans besoin de finition ultérieure.
- Pas de besoin de métaux d'apport ni de gaz de protection.
- Possibilité de souder des matériaux difficiles à souder avec d'autres procédés comme les alliages d'aluminium.
- Conservation des bonnes propriétés mécaniques des matériaux de base.
- Rentabilité du procédé.
- Possibilité d'automatisation du procédé.
- Impact limité sur l'environnement et la santé des opérateurs. [38]

#### 1.1.12.2 Inconvénients

Cependant, le procédé FSW présente également certains inconvénients, tels que :

- Nécessité d'équipements encombrants.
- Requis de bridage important pour assurer une fixation adéquate des pièces.
- Possibilité de présence d'un trou à la fin du processus de soudage.
- Investissement initial significatif requis pour l'acquisition des équipements. [39]

### 1.1.13 Machines industrielles utilisées pour le FSW

Ils varient en fonction de l'échelle et de la complexité des applications. Voici quelques types courants de machines utilisées :

#### 1.1.13.1 Les fraiseuses modifiées

Le processus de FSW partage des similitudes de principe de fonctionnement avec d'autres procédés de fabrication technologiques tels que l'usinage, l'ébavurage, le meulage et le perçage. Fondamentalement, ces procédés impliquent le déplacement d'un outil rotatif à travers une pièce à usiner, ce qui entraîne une déformation du matériau constituant la

pièce à usiner. Par conséquent, il est envisageable d'utiliser une machine-outil conventionnelle telle qu'une fraiseuse pour réaliser le FSW. En effet, c'est la première machine qui a été utilisée par Wayne Thomas pour le FSW. Toutefois, les charges impliquées dans le FSW sont plus élevées que celles générées lors du processus de fraisage. Par conséquent, il est nécessaire de renforcer les machines-outils conventionnelles pour augmenter leur capacité de charge et leur rigidité afin de les adapter au FSW. [40]

### 1. La méthodologie de conversion

Il existe des opportunités potentielles pour modifier l'équipement existant afin de réaliser le soudage FSW. Ces modifications peuvent être effectuées à plusieurs niveaux : structurel, flexibilité, prise de décision et détection.

- **Au niveau structurel** : des modifications sont apportées pour renforcer l'équipement. Certaines parties de l'équipement peuvent être remplacées, telles que les voies, les guides, les rails, les moteurs, les broches, etc., afin de le rendre plus robuste et adapté aux charges élevées impliquées dans le processus FSW.
- **La flexibilité de l'équipement** : peut être augmentée en ajoutant des moteurs supplémentaires qui offrent des degrés de liberté supplémentaires. Dans le processus FSW, la plupart des solutions intègrent un contrôle de la force pour prévenir les dommages matériels, garantir la sécurité des personnes et assurer une qualité de soudure optimale.
- **En ce qui concerne la prise de décision** : il est possible d'améliorer la capacité de l'équipement à prendre des décisions en fournissant un mouvement simultané dans plusieurs directions. De plus, la machine peut être équipée de plusieurs capteurs pour recueillir différentes informations qui seront utilisées pour le contrôle de l'équipement grâce à une solution de contrôle embarquée.

### 2. Domaines d'application

Ces machines sont largement utilisées dans l'industrie en raison de leur popularité pour l'usinage, qui est l'un des procédés technologiques les plus couramment utilisés. Les fraiseuses modifiées sont recommandées dans les cas suivants :

- Soudage de pièces longues ou petites.
- Soudage de pièces épaisses ou minces.

- Applications nécessitant une rigidité élevée.
- Applications mono ou multi-axes.

### 3. Les avantages

- Bonne rigidité. - Faible fréquence de vibration. - Coût moyen.

### 4. Les inconvénients

- Incapacité à fournir des vitesses de rotation et de déplacement constantes.
- Absence de surveillance de charge ou de contrôle de l'effort.
- Mauvaise résistance aux charges axiales et radiales requises en FSW.



FIGURE 1.18 – Fraiseuse spécialement modifié pour le FSW

#### 1.1.13.2 Les machines FSW dédiées

Ces machines ont été spécialement développées pour le soudage par friction malaxage. Elles permettent le soudage en 2 ou 3 dimensions et offrent un contrôle de l'effort ou de la position. Selon le modèle choisi, elles peuvent utiliser les trois technologies d'outil FSW. Certaines machines sont même équipées d'un dispositif de bridage intégré. Elles sont conçues spécifiquement pour répondre aux exigences particulières des produits, comme les pièces pour les ponts de navires. [41]

#### — Domaines d'application

L'utilisation de machines FSW dédiées est recommandée pour les grandes

séries de production de pièces similaires à celles des machines-outils conventionnelles. Elles conviennent aux cas suivants :

- Soudage de pièces longues ou petites.
- Soudage de pièces épaisses ou minces.
- Applications nécessitant une rigidité élevée.
- Applications mono ou multiaxes.
- **Les avantages**
  - Capacité de charge élevée (pouvant appliquer des efforts axiaux allant jusqu'à 90 kN).
  - Très grande rigidité.
- **Les inconvénients**
  - Coût d'investissement élevé (le coût augmente avec la flexibilité accrue de la machine).
  - Faible productivité.

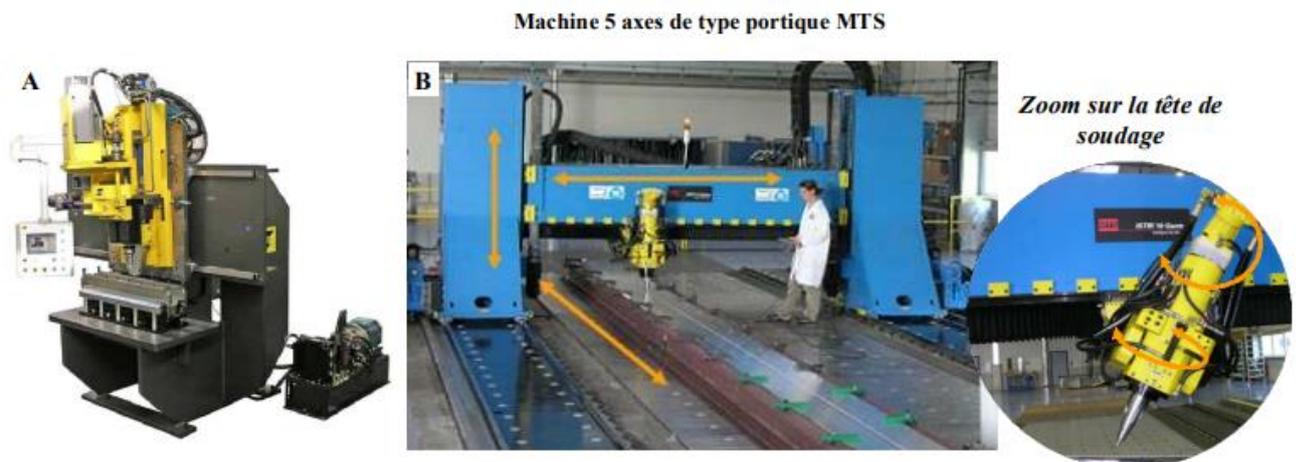


FIGURE 1.19 – Illustration d'une machine dédiée au FSW

### 1.1.13.3 Les robots poly-articulés

Ils sont largement utilisés dans différents secteurs industriels, tels que le soudage par fusion, la palettisation et la peinture.

- **Domaines d'application**

L'utilisation de robots à bras articulés est recommandée pour les cas suivants :

- Matériaux relativement fins.
- Applications nécessitant plusieurs soudures qui nécessiteraient autrement

différentes configurations.

- Soudures bout à bout de différentes épaisseurs, nécessitant à la fois un angle de déplacement et un angle de travail (plus de flexibilité est requise).
- Applications à volume de travail élevé où la productivité est un facteur clé.
- **Les avantages**
  - Répétabilité et flexibilité élevées.
  - Capacité de charge élevée, pouvant transporter jusqu'à 500 kg à l'extrémité du poignet.
  - Volume de travail étendu.
  - Coût relativement plus faible.
- **Les inconvénients**
  - Rigidité relativement faible.
  - Conformité élevée, ce qui peut entraîner des problèmes de stabilité du processus.
  - Forces de soudage limitées.



FIGURE 1.20 – Robot poly-articule pour le FSW

#### 1.1.13.4 Les robots à architecture parallèle

Ils sont des structures mécaniques composées de plusieurs chaînes agissant en parallèle, travaillant en coopération plutôt que de manière séquentielle comme les manipulateurs série ou les robots articulés. Le Tricept est un exemple de machine d'usinage

utilisée principalement pour le fraisage à grande vitesse. Il offre 5 degrés de liberté et une répétabilité de 10 micromètres.

— **Domaines d'application**

Les robots à architecture parallèle, comme le Tricept, sont recommandés pour les applications suivantes :

- Trajectoires de soudage en 3D.
- Trajectoires linéaires.
- Soudage de matériaux minces à haute température.

— **Les avantages**

- Capacité à supporter des charges élevées et une rigidité accrue.
- Capable de générer de grandes forces axiales.
- Grande précision dans les opérations.

— **Les inconvénients**

- Coût plus élevé.
- Volume de travail limité pour les pièces à usiner.
- Plage d'orientation restreinte.



FIGURE 1.21 – Tricept TR805 utilise en FSW

## 1.2 L'alliage d'Aluminium 2017A (AU4G)

### 1.2.1 Définition de l'alliage d'aluminium 2017A

L'alliage d'aluminium 2017A ou AU4G est un matériau métallique qui fait partie de la famille des alliages d'aluminium. Il est principalement composé d'aluminium, auquel sont ajoutés différents éléments d'alliage pour améliorer ses propriétés mécaniques et sa résistance.



FIGURE 1.22 – Toles laminées d'alliages 2017A-T451.

#### 1.2.1.1 Éléments d'addition et leurs Objectifs

##### — Éléments d'Addition

Voici les principaux éléments d'addition présents dans l'alliage d'aluminium 2017A et leurs pourcentages typiques :

- **Cuivre (Cu)** : Le cuivre est l'élément d'alliage principal dans l'alliage d'aluminium 2017A, avec un pourcentage typique compris entre 3,5% et 4,5%. Il confère à l'alliage une bonne résistance mécanique, une résistance à la corrosion et une conductivité électrique élevée. [42]
- **Magnésium (Mg)** : Le magnésium est présent dans l'alliage d'aluminium 2017A avec un pourcentage typique compris entre 0,4% et 0,8%. Il améliore la résistance à la traction de l'alliage et contribue à sa résistance à la chaleur.
- **Plomb (Pb)** : Le plomb est ajouté à l'alliage d'aluminium 2017A en

faibles quantités, généralement inférieures à 0,2%. Il améliore la maîtrise des copeaux lors de l'usinage de l'alliage.

- **Bismuth (Bi)** : Le bismuth est également présent en faibles quantités, généralement inférieures à 0,2%. Il favorise la formation de petites particules qui améliorent les propriétés d'usinabilité de l'alliage.
- **Autres éléments** : En plus des éléments mentionnés ci-dessus, l'alliage d'aluminium 2017A peut contenir de faibles quantités d'autres éléments tels que le fer (Fe), le silicium (Si) et le zinc (Zn). Ces éléments peuvent être présents en traces et ont des effets mineurs sur les propriétés de l'alliage, mais ils ne sont pas significatifs dans les propriétés globales de l'alliage.

Le tableau 1.2 présente les pourcentages des éléments d'addition :

TABLEAU 1.2 – La composition chimique des alliages de la série 2017A. [42]

Alliage	-	Cu	Mg	Fe	Si	Mn	Cr	Ni	Zn	Ti	Zr+Ti
2017A	%.Min.	3.50	0.40	/	0.20	0.40	/	/	/	/	/
	%.Max.	4.50	1.00	0.70	0.80	1.00	0.10	/	0.25	/	0.25

En combinant ces éléments d'alliage, l'alliage d'aluminium 2017A offre une combinaison de résistance mécanique, de résistance à la corrosion, de conductivité électrique et d'usinabilité, ce qui en fait un matériau couramment utilisé dans diverses applications industrielles.

### 1.2.2 Caractéristiques physicochimique et mécanique de l'alliage 2017A

L'alliage 2017A, également connu sous le nom d'AU4G, possède des caractéristiques physicochimiques et mécaniques distinctes. L'ancien nom français de cet alliage était le duralumin, qui est apprécié pour ses excellentes capacités d'usinage. Cependant, ses caractéristiques mécaniques sont considérées comme moyennes. Comparé à l'alliage 2017A, l'alliage 2024 présente des propriétés mécaniques améliorées grâce à une teneur plus élevée en magnésium. Il offre une résistance accrue à la chaleur, une ténacité améliorée et une meilleure résistance à la propagation des fissures. Cependant, il présente une soudabilité réduite et une résistance à la corrosion plus faible. Ces observations sont basées sur des sources référencées [43] [44].

Le Duralumin, parfois appelé alliage 2017, présente également des éléments d'ad-

dition tels que le zinc ou le nickel, qui agissent comme des agents de durcissement. Ce qui rend cet alliage unique, c'est sa capacité à subir une transformation complète de ses propriétés mécaniques après usinage et trempe, suivie d'une période de repos appelée vieillissement. Pendant cette phase, la charge de rupture du matériau peut doubler, tandis que l'allongement reste relativement stable. Des études en laboratoire ont démontré que le vieillissement, d'une durée d'environ 48 heures, correspond à une réorganisation moléculaire.

La trempe du Duralumin s'effectue dans une plage de température allant de 480°C à 510°C [42].

TABLEAU 1.3 – Les propriétés physiques des alliages de la série 2017A [45] [44].

Propriétés	Masse volumique (g/cm <sup>3</sup> )	Intervalle de fusion (°C)	Coefficient de dilatation linéique (0 à 100 °C)	Module d'élasticité (Mpa)	Coefficient de Poisson
2017A	2.79	560-640	23.0	72000	0.33
/	Capacité thermique massique (0 à 100°C) (J/kg°C)	Limite élastique Rp0.2 (MPa)	Limite à la rupture Rm (MPa)	Allongement (%)	
2017A	920	260	390	9	

L'alliage 2017, anciennement connu sous le nom de Duralumin, trouve une large application dans divers domaines :

- **L'aéronautique** : il est utilisé pour la fabrication de pièces matriquées, de composants de train d'atterrissage, de ferrures d'ailes, de tôles minces et épaisses pour le revêtement et la structure intégrale des avions, ainsi que pour les produits filés.
- **L'armement** : il est utilisé dans la fabrication de galets et de moyeux de chenilles de chars, d'obus, et autres composants.
- **Les secteurs maritime et ferroviaire** : l'aluminium a été largement utilisé pour réduire le poids des navires et des trains, abaisser leur centre de gravité et améliorer leurs performances, tout en maintenant leur résistance.

- **Les applications alimentaires et les emballages divers** : il est utilisé pour la fabrication de barquettes alimentaires, de briques en carton, de cannettes de boissons, de capsules de café, de couvercles de bocaux, et autres produits d'emballage [45].

Ces utilisations variées témoignent de la polyvalence et de la grande adaptabilité de l'alliage 2017A dans différents secteurs industriels.

### 1.2.3 Traitement thermomécanique appliqué aux alliages d'aluminium

L'augmentation de la résistance mécanique des alliages d'aluminium ne se limite pas seulement à la solidification des cristaux mixtes, mais également à des processus tels que l'écrouissage ou le durcissement structural. Ces traitements permettent d'obtenir différents états pour les alliages d'aluminium : recuit, écroui, trempé et vieilli [46]. Les propriétés de chaque état sont résumées dessous :

- **État F (État brut de fabrication)** : Ce terme est utilisé pour désigner les produits qui n'ont pas subi de transformations ou de traitements thermiques.
- **État O (État recuit)** : Ce terme est utilisé pour désigner les produits qui ont subi un traitement thermique afin d'obtenir des propriétés de résistance plus faibles, tout en améliorant la ductilité et la stabilité dimensionnelle en réduisant les contraintes internes du matériau.
- **État H (État durci par écrouissage)** : Ce terme s'applique aux familles d'alliages 1000, 3000, 5000 et 8000. Il désigne les produits qui ont subi un écrouissage par déformation à froid, éventuellement suivi d'un traitement thermique, ce qui réduit partiellement la résistance. La lettre H est toujours suivie de deux chiffres.
- **État W (État trempé après mise en solution)** : Cet état instable est appliqué uniquement aux alliages qui vieillissent spontanément à température ambiante.
- **État T (État traité thermiquement)** : Ce terme s'applique aux familles d'alliages 2000, 6000 et 7000. Il désigne un état stable obtenu après mise en solution (différent de F, O et H). La lettre T est toujours suivie d'un ou plusieurs chiffres. Par exemple, T7X indique un état T7 avec le deuxième chiffre indiquant le degré de survenu, allant de 9 (faible survenu) à 3 (survenu maximum) [46].

Il convient également de mentionner certains traitements supplémentaires :

- **TX51 ou TXX51** : Détensionnement par traction.
- **TX52 ou TXX52** : Détensionnement par compression .

Comme mentionné précédemment, il existe deux familles d'alliages de corroyage : les alliages trempants et les alliages non trempants. Examinons maintenant les traitements appliqués à ces deux familles :

### 1.2.3.1 Traitement appliqué aux alliages à durcissement structural (alliages trempants) :

Pour les alliages trempants, la méthode principale de durcissement est un traitement thermique. Le processus de durcissement structural permet d'améliorer considérablement les propriétés mécaniques des alliages d'aluminium en favorisant la formation de précipités durcissants. Cette modification de la microstructure du matériau s'accompagne souvent d'une diminution de la résistance à la corrosion, ce qui nécessite un compromis entre de bonnes propriétés mécaniques et une résistance à la corrosion acceptable. [47]

1. **Mise en solution** : Les pièces sont chauffées à une température spécifique en fonction de l'alliage d'aluminium utilisé (environ 540°C). Cette étape permet de dissoudre les différents constituants solubles dans la solution solide.
2. **Refroidissement (ou trempé)** : Les pièces sont rapidement plongées dans un bac d'eau thermorégulée. La vitesse de refroidissement et la température de l'eau sont des éléments importants pour maîtriser correctement le processus. Le refroidissement doit être suffisamment rapide pour maintenir la solution solide en état de sursaturation. Il est possible d'ajouter un polymère dans l'eau pour ralentir la vitesse de refroidissement, réduisant ainsi le risque de fissuration ou de déformation.
3. **Maturation** : La maturation permet une évolution de la structure métallurgique à une température relativement basse, généralement à température ambiante.
4. **Revenu** : Cette étape est effectuée à une température supérieure à celle de la maturation. Le durcissement du matériau est effectif pendant cette étape .

Ces traitements permettent d'optimiser les propriétés des alliages d'aluminium à durcissement structural en modifiant leur microstructure et en améliorant ainsi leur résistance mécanique.

**1.2.3.2 Traitement appliqué aux alliages non trempants (durcissement par écrouissage)**

Les alliages non trempants subissent généralement deux traitements successifs afin d'améliorer leurs propriétés mécaniques :

1. **Traitement par écrouissage** : Ce traitement consiste à augmenter la résistance mécanique du matériau en l'écrouissant à chaud ou à froid. Cela entraîne une augmentation significative de la densité des dislocations dans la microstructure, avec un grand nombre de défauts. L'état écroui n'est pas stable, et un vieillissement naturel se produit généralement à température ambiante après ce traitement.
2. **Traitements d'adoucissement** : Ces traitements sont effectués pour accélérer le vieillissement naturel et stabiliser l'état écroui du matériau. Ils comprennent des processus de restauration et de recristallisation. Pendant ces traitements, le matériau est soumis à un recuit à des températures comprises entre 200°C et 400°C pendant une durée spécifique. Ces deux paramètres, la température et la durée, déterminent le niveau de restauration et de recristallisation du matériau [47].

Ces traitements permettent d'améliorer les propriétés mécaniques des alliages non trempants en augmentant leur résistance, tout en assurant la stabilité de l'état écroui. Le recuit et les traitements d'adoucissement favorisent également la réparation des défauts dans la microstructure et la recristallisation du matériau.

**1.2.4 Caractéristiques et traitements thermiques de l'alliage 2017A-T451.**

TABLEAU 1.4 – Caractéristiques mécaniques courantes de l'alliage 2017A T451. [44]

État	Épaisseur spécifiée (mm)		Rp0,2 (Mpa)		Rm (Mpa)		A% Min		Dureté HBS
	Super- ière à	jusqu'à	Min	Max	Min	Max	A 50	A	
AL2017A									
T451	01,50	06	245		390			15	110
	06	12,5	260		390			13	111
	12,5	40	250		390			12	110
	40	100	240		385			10	108
	100	120	240		370			08	105
	120	150	240		350			04	101

TABLEAU 1.5 – Traitements thermiques effectués sur l’alliage 2017A-T451 [48].

Alliage	Traitements thermique effectués				
2017A-T451	<p>L’alliage d’aluminium 2017A-T451 est généralement soumis à deux traitements thermiques principaux : Le <b>recuit</b> de recristallisation et le <b>vieillessement naturel</b>.</p> <p>Notre tôle d’aluminium 2017A T451 est laminée pour atteindre une épaisseur de 6 mm. Ce processus de mise en forme par laminage crée une structure fine écrouie avec une haute résistance interne, mais qui n’est pas directement utilisable. Pour la rendre utilisable, un traitement de recuit est nécessaire. Le recuit à une température de 350 à 400°C, induit une recristallisation de la structure laminée, conduisant à un grossissement des grains et à une diminution de la dureté. Ainsi, une traction mécanique est effectuée sur le laminé afin d’éliminer ses contraintes résiduelles.</p> <p>Ensuite, une étape de mise en solution est réalisée en chauffant la pièce à environ 500°C pendant une courte période. Cette étape permet d’atteindre la phase alpha métastable des éléments d’alliage dans l’aluminium. La pièce est ensuite rapidement refroidie dans de l’eau à 40°C, ce qui correspond à une opération de trempé. L’aluminium durcit naturellement à température ambiante, ce qui est appelé vieillissement naturel ou maturation. Cette opération peut prendre quelques jours à quelques mois dépend de la phase visée à atteindre. Elle permet aux zones <math>\alpha</math> métastables (non équilibré) de se transformer en plusieurs étapes, passant de <math>\alpha</math> à <math>\alpha_1 + GP_1</math>, puis à <math>\alpha_2 + GP_2</math>, à <math>\alpha_3 + \theta'</math>. Finalement, l’aluminium atteint son état d’équilibre à l’état <math>\alpha_4 + \theta(Al_2Cu)</math>. Ce processus de durcissement structural par précipitation, qu’il soit total ou partiel, nécessite une durée prolongée pour être atteint.</p> <table style="margin-left: auto; margin-right: auto; border-collapse: collapse;"> <tr> <td style="border-right: 1px solid black; padding: 0 10px;"><b>T4</b></td> <td style="padding: 0 10px;">trempé-mûri</td> </tr> <tr> <td style="border-right: 1px solid black; padding: 0 10px;"><b>T451</b></td> <td style="padding: 0 10px;">trempé-mûri-traction contrôlée</td> </tr> </table> <p>En résumé, les traitements thermiques appliqués à l’alliage d’aluminium 2017A T451 sont le recuit et le vieillissement naturel, qui visent à améliorer la ductilité, la formabilité et la résistance mécanique de l’alliage.</p>	<b>T4</b>	trempé-mûri	<b>T451</b>	trempé-mûri-traction contrôlée
<b>T4</b>	trempé-mûri				
<b>T451</b>	trempé-mûri-traction contrôlée				

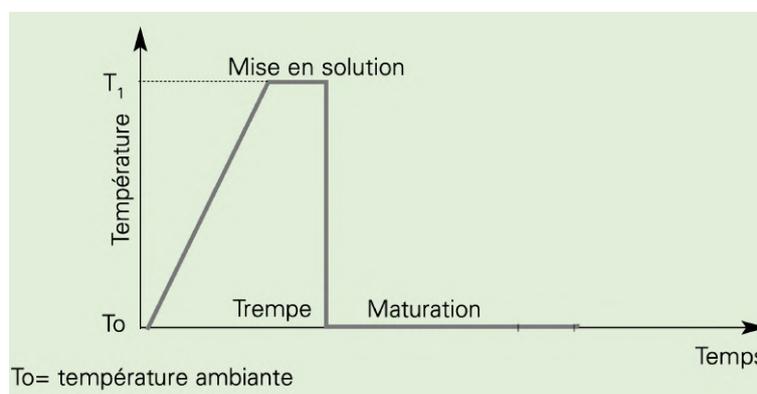


FIGURE 1.23 – Durcissement structural de l’alliage d’aluminium 2017A - T451.

### 1.2.5 Principales caractéristiques de l'aluminium

En termes de tonnage, la production d'aluminium représente seulement environ 2% de celle de l'acier. Cependant, ce métal et ses alliages occupent la deuxième position en termes d'utilisation parmi les matériaux métalliques. L'aluminium doit cette place à un ensemble de propriétés remarquables qui en font un matériau exceptionnel. [49] [50]

#### 1.2.5.1 Masse volumique

La masse volumique de l'aluminium est de 2700 kg/m<sup>3</sup>. Cette faible densité rend l'aluminium indispensable dans les domaines de la construction aéronautique et du transport.

#### 1.2.5.2 Résistance à la corrosion

Grâce à la couche d'oxyde qui se forme en surface d'une épaisseur d'environ 0,7 m, les alliages d'aluminium résistent à la corrosion [49]. Cette couche peut être épaissie par anodisation. Ainsi, l'aluminium et ses alliages peuvent être utilisés sans protection supplémentaire comme revêtements extérieurs de bâtiments. Cependant, dans des environnements corrosifs, les alliages d'aluminium peuvent être sujets à la corrosion. Des phénomènes tels que la piqûre, la corrosion sous contrainte, la fatigue par corrosion, voire la corrosion généralisée, peuvent se développer. La gravité de l'attaque dépend de l'alliage utilisé et de son état pour des conditions données. Lorsqu'il entre en contact avec l'oxygène de l'air, l'aluminium forme rapidement une couche d'oxyde d'aluminium (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>). Plus l'aluminium est pur, plus sa résistance à la corrosion est élevée.

#### 1.2.5.3 Conductibilité électrique

La conductibilité électrique de l'aluminium pur atteint 62% de celle du cuivre. De plus, la masse volumique du cuivre est plus élevée que celle de l'aluminium. Ainsi, un conducteur en aluminium, ayant une masse inférieure à celle d'un conducteur en cuivre, génère moins de chaleur. [49]

### 1.2.6 Microstructure, Transformations de phases et Précipitation des duralumins (AU4G) (Al 2017A)

Ils jouent un rôle crucial dans les propriétés des duralumins, qui sont des alliages d'aluminium renforcés. La microstructure fait référence à l'arrangement des grains et des phases présentes dans l'alliage à l'échelle microscopique. Les duralumins sont généralement constitués de grains fins, ce qui confère à l'alliage une meilleure résistance mécanique.

L'alliage d'aluminium 2017A est composé de différentes phases microstructurales qui se forment lors de la solidification et du refroidissement du matériau.

- **La phase  $\alpha$ -Al**, également connue sous le nom de phase d'aluminium, est la phase principale dans l'alliage. Elle forme une matrice continue dans laquelle les autres phases se dispersent. Elle contribue à la résistance mécanique globale de l'alliage.

- **La phase  $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu** est une phase d'intermétallique contenant de l'aluminium et du cuivre. Elle se forme lorsque l'alliage est refroidi et elle renforce la structure en formant des particules dispersées. Cette phase contribue à l'amélioration de la résistance mécanique et de la dureté de l'alliage.

- **La phase  $\eta$ -Mg<sub>2</sub>Si** est une phase d'intermétallique contenant du magnésium et du silicium. Elle se forme également lors du refroidissement de l'alliage et elle joue un rôle important dans l'amélioration de la résistance mécanique et de la résistance à la déformation de l'alliage.

Ci-dessous est présenté le thermogramme de l'alliage d'aluminium 2017A ainsi que le diagramme d'équilibre des alliages Al-Cu.

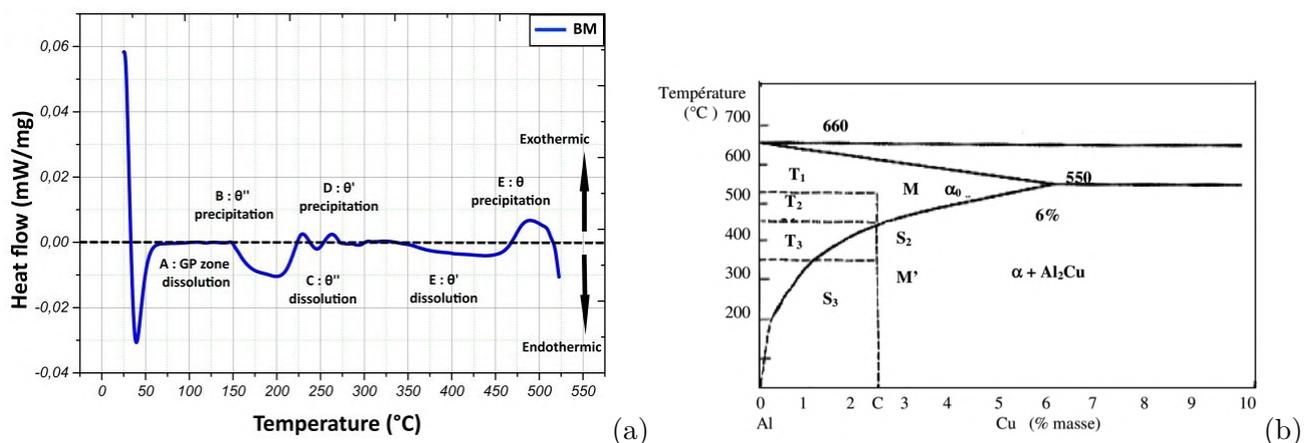


FIGURE 1.24 – (a) Thermogramme du métal de base de l'alliage étudié 2017A-T451. (b) Diagramme d'équilibre du système d'alliages Al-Cu.

Ces phases microstructurales travaillent en synergie pour fournir les propriétés mécaniques souhaitées à l'alliage d'aluminium 2017A, telles que la résistance, la dureté et la ténacité.

Dans le cas des alliages d'aluminium dits "à durcissement structural", le principal mécanisme de durcissement contrôlant leurs propriétés mécaniques est le durcissement par précipitation fine. Contrairement aux obstacles intrinsèques tels que la friction de réseau ou les joints de grains, qui contribuent peu au durcissement de ces alliages, les structures présentant des sous-joints de grains sont plutôt bénéfiques pour leurs propriétés [51].

Le maintien de ces alliages à une température inférieure à 250°C après un traitement à haute température permet le vieillissement des matériaux, et dans certaines nuances, une amélioration de leurs propriétés mécaniques. La limite d'élasticité et la dureté sont particulièrement sensibles à l'état de précipitation dans ces alliages, car les phénomènes de dissolution et de re-précipitation régissent principalement l'évolution de leur dureté et de leur résistance mécanique. Cela est dû aux précipités qui se forment lors de cette précipitation et qui entravent le mouvement des dislocations (le contournement des précipités par les dislocations sera expliqué en détail dans les prochains paragraphes).

Dans nos recherches, nous nous sommes concentrés sur la série 2017, également appelée duralumins, selon la littérature. Les phases présentes dans la microstructure des duralumins sont généralement classées en trois types. Cependant, il est important de noter que, pour obtenir un durcissement structural significatif, il est nécessaire de favoriser la formation d'une grande densité et une répartition homogène des amas et/ou des précipités métastables dans la matrice [51].

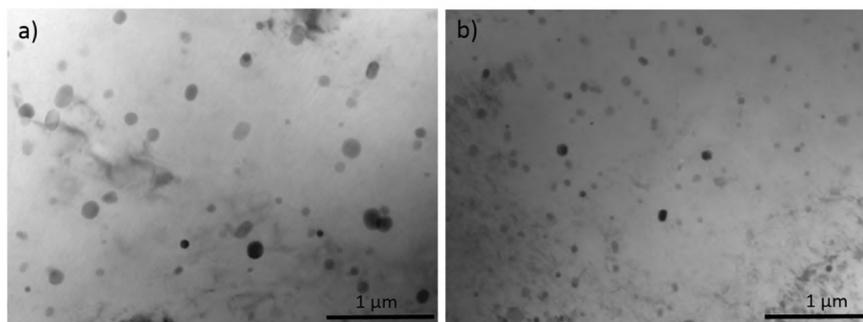


FIGURE 1.25 – Images en champ clair au MET (Microscope Électronique en Transmission) des alliages tels qu'ils sont reçus : (a) 2017A ; (b) A-U4G montrant principalement des dispersoïdes AlMnSi dans la matrice [52]

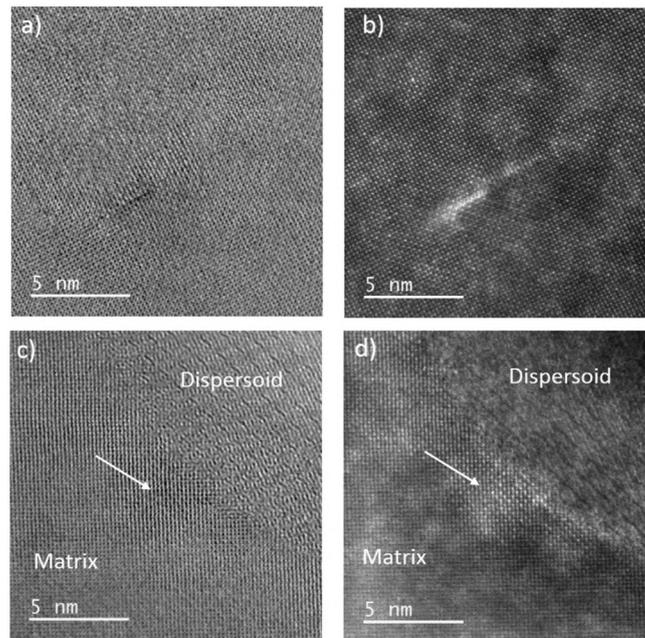


FIGURE 1.26 – Images STEM de l’alliage A-U4G tel qu’il est reçu dans l’axe de zone  $[001]Al$ ; (a) et (c) champ clair annulaire; (b) et (d) champ sombre annulaire à grand angle. Les images (a) et (b) d’un côté et (c) et (d) de l’autre côté correspondent exactement à la même zone. Un agrégat est indiqué par la flèche blanche à l’interface dispersoïde/matrice [52] [51].

### 1.2.6.1 Les phases résultant de la précipitation

La précipitation dans les duralumins, qui fait toujours l’objet de débats aujourd’hui, dépend principalement du rapport  $Cu/Mg$ . Selon les dernières hypothèses :



**Tq** : La Zones SSS est une solution solide sursaturée

Une fois l’alliage trempé et ramené à température ambiante, la solution solide sursaturée en atomes de solutés (SSS) se décompose spontanément et progressivement pour former de petits amas d’atomes de solutés, notamment les zones Guinier-Preston (GP) ou Guinier-Preston-Bagaryatsky (GPB). Ces zones se forment très rapidement, et la cinétique rapide de formation des amas d’atomes et des zones GP dans les alliages durcis par maturation s’explique par la présence de lacunes en sursaturation après mise en solution à haute température et trempe rapide, comme le soulignent T.FEDERIGHI et al [18]. Ces amas, cohérents avec la matrice d’aluminium, durcissent le métal en ralentissant la progression des dislocations par la déformation locale du réseau cristallin. Un chauffage à une

température comprise entre 100°C et 200°C pendant une durée déterminée accentue encore cette décomposition, atteignant ainsi un niveau de durcissement maximum. Ce pic de durcissement est dû à la présence de phases métastables semi-cohérentes avec la matrice d'aluminium, appelées  $\theta'$  et/ou  $S'$ , qui ne se forment pas lors de la maturation [51].

Bien que les premiers duralumins étaient basés sur des ajouts de Cu jusqu'à environ 5% pour obtenir un précipité final de  $Al_2Cu$ , de nombreux alliages actuels contiennent également du Mg, ce qui conduit au précipité à l'équilibre,  $Al_2CuMg$ . Étant donné que le cuivre est en excès par rapport au magnésium, la séquence de formation est mixte : une fois qu'il n'y a plus de magnésium libre pour former le précipité durcissant de type  $Al_2CuMg$ , le cuivre forme la phase  $Al_2Cu$  avec l'aluminium. La présence de silicium est également importante. Lorsqu'il est ajouté à un alliage contenant moins de 1% de magnésium, comme c'est le cas pour le AU4G, les phases  $Mg_2Si$  et  $Al-Cu-Mg-Si$  participent également au durcissement. Il est essentiel d'aborder l'interaction entre les précipités et les dislocations, car c'est le mécanisme principal du processus de durcissement. Plusieurs mécanismes physiques gouvernent ce durcissement :

#### 1.2.6.2 Durcissement par solution solide

un mécanisme de renforcement des matériaux où l'ajout d'atomes étrangers dans une matrice cristalline crée des distorsions locales en raison des différences de taille. Ces distorsions induisent une interaction entre les atomes d'alliage et les dislocations, ce qui augmente la résistance du matériau. Plus la différence de taille entre les atomes d'addition et ceux de la matrice est grande, plus le durcissement est fort. En résumé, le durcissement par solution solide renforce les matériaux en modifiant la structure cristalline grâce à l'insertion ou la substitution d'atomes étrangers, ce qui améliore leurs propriétés mécaniques. Il se produit lorsque de petits atomes s'insèrent entre les nœuds du réseau cristallin du matériau de base. Ces atomes se rassemblent autour des dislocations et forment des "nuages de Cottrell", qui rendent plus difficile le mouvement des dislocations. L'effet de ces atomes en solution solide d'insertion est plus important que celui des atomes en solution solide de substitution.

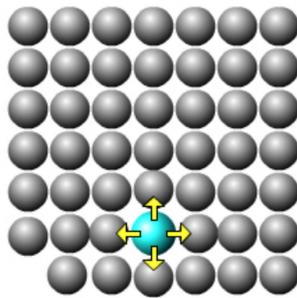


FIGURE 1.27 – Représentation de la compression induite par la substitution d’un atome d’impureté sur les atomes hôtes [53].

### 1.2.6.3 Durcissement par Raffinement de la taille des grains

Se raffinement affecte les propriétés mécaniques des matériaux polycristallins. Les joints entre les grains créent des obstacles au mouvement des dislocations en raison du désordre atomique, ce qui entraîne une discontinuité dans le glissement entre les plans de différents grains. Lorsque des contraintes sont appliquées, les dislocations s’accumulent aux interfaces et exercent une force qui finit par déclencher le glissement dans le grain voisin. Ce mécanisme de durcissement joue un rôle important dans les alliages d’aluminium. Selon la loi de Hall Pech :

$$R_e = \sigma_0 + k\sqrt{d} \quad (1.1)$$

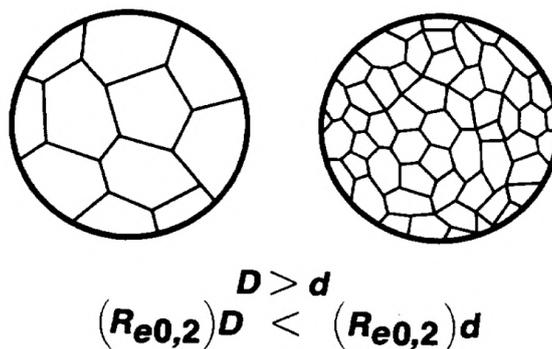


FIGURE 1.28 – Corrélation entre la réduction de la taille des grains et l’augmentation de la limite d’élasticité démontrée. [53]

#### 1.2.6.4 Durcissement par écrouissage

La manière la plus simple de durcir un métal est le durcissement par écrouissage. C'est le mécanisme de renforcement des matériaux qui se produit lors de la déformation plastique. En exploitant l'augmentation de la contrainte de déformation plastique (limite élastique) en fonction de l'amplitude de la déformation, le matériau se renforce progressivement. Lors de deux essais de traction successifs, le domaine élastique s'élargit et la limite élastique augmente. Cela témoigne de l'effet du durcissement par écrouissage sur les propriétés mécaniques du matériau, en rendant plus difficile le mouvement des dislocations et en améliorant la résistance et la dureté du matériau.

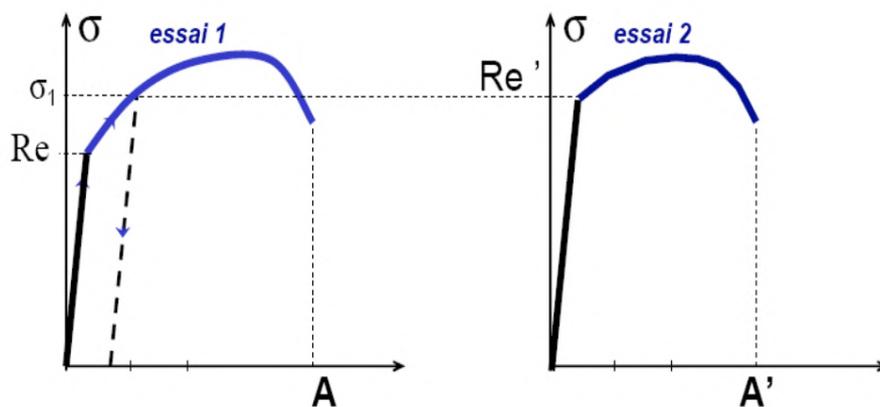


FIGURE 1.29 – Durcissement par écrouissage.

La figure indique la relation entre la difficulté accrue du déplacement des dislocations, l'augmentation de la contrainte requise pour la déformation plastique ( $Re' > Re$ ) qui implique un fragilisation du matériau ( $A' < A$ ).

#### 1.2.6.5 Durcissement structural

Également appelé durcissement par précipitation, est un processus qui consiste à introduire des particules étrangères, appelées précipités, sur la trajectoire des dislocations pour retarder leur mouvement. Ce mécanisme permet d'obtenir une résistance mécanique élevée. Il est obtenu grâce à des traitements thermiques spécifiques, qui visent à obtenir une répartition optimale des précipités dans la matrice du matériau. Les propriétés mécaniques dépendent de la répartition, de la taille et de la distance moyenne des précipités.

### 1.2.6.6 Durcissement par cisaillement des précipités par les dislocations

Dans ce cas, la dislocation applique une force suffisante sur le précipité pour le cisailier et le traverser. Ce mécanisme de cisaillement des précipités se produit lorsque ces derniers sont cohérents ou semi-cohérents avec la matrice. La dislocation peut alors glisser de manière continue de la matrice vers les précipités.

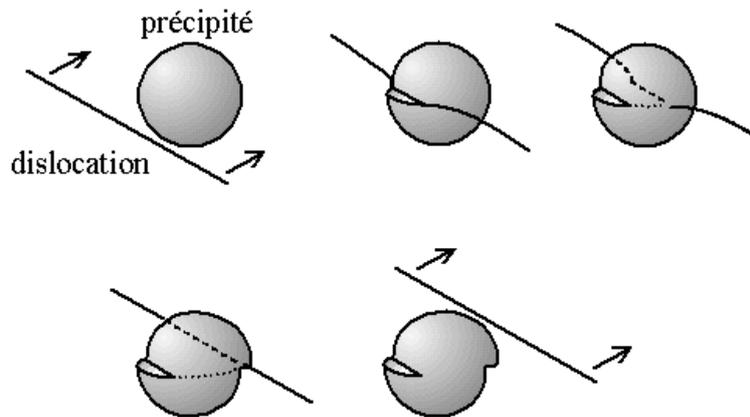


FIGURE 1.30 – Durcissement structural : cisaillement du précipité [53].

### 1.2.6.7 Durcissement par contournement des précipités par les dislocations

Lorsque les plans de glissement de la matrice et les précipités ne sont pas en coïncidence (plans en épitaxie), le cisaillement devient plus complexe. Il peut entraîner l'émission de boucles de dislocations à l'interface précipité/matrice ou la formation d'un cran le long de la ligne de dislocation.

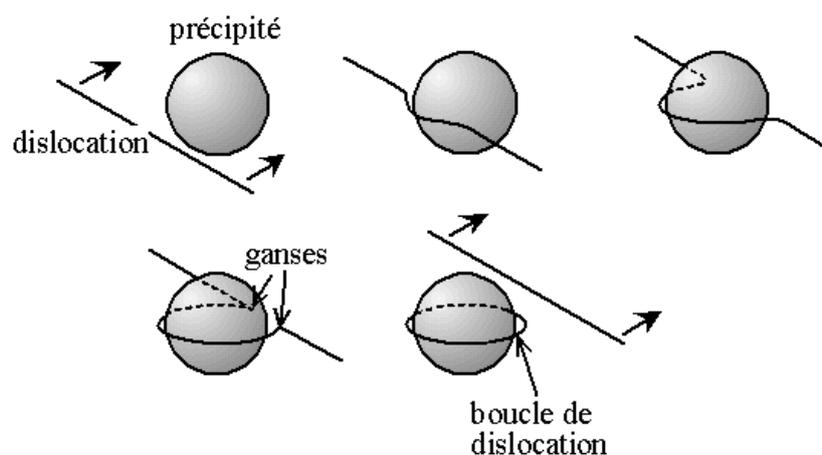


FIGURE 1.31 – Durcissement structural : mécanisme d'Orowan (contournement du précipité) [53].

En résumé, les précipités et les dislocations interagissent de différentes manières pour contribuer au durcissement des matériaux. Cette interaction peut se faire par le cisaillement des précipités par les dislocations ou par le contournement des précipités par les dislocations, en fonction de la cohérence entre les précipités et la matrice.

### 1.2.7 Les dispersoïdes

Les alliages peuvent contenir une distribution fine de particules appelées dispersoïdes. Ces dispersoïdes sont incohérents avec la matrice et contiennent des éléments tels que Mn, Fe, Cr et Zr. Ils se forment pendant la déformation à chaud et ont une taille comprise entre 10 et 100 nm. Les dispersoïdes retardent la recristallisation et la croissance des grains en ancrant les joints de grains. De plus, ils peuvent également servir de sites de précipitation hétérogène.

Des études menées par Rioja et Liu [54] sur la précipitation des alliages 2099, 2199 et similaires à la nuance 2050 ont mis en évidence la présence de phases telles que  $\text{Al}_6\text{CuLi}_3$ ,  $\text{Al}_3\text{Zr}$  et  $\text{Al}_3\text{Li}$ . Ces phases jouent un rôle crucial dans le contrôle de la dureté de ces alliages. De plus, la présence de dispersoïdes tels que  $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$  permet de contrôler la taille des grains, leur texture et d'augmenter la résistance à la fatigue de ces alliages [52].

En résumé, les dispersoïdes présents dans les alliages jouent un rôle important dans la modification des propriétés, notamment la dureté, la taille des grains, la texture et la résistance à la fatigue. Ils sont formés pendant la déformation à chaud et sont essentiels pour améliorer les performances des alliages.

### 1.2.8 Les intermétalliques

Pendant la solidification, des composés intermétalliques se forment, et ces particules ont une influence significative sur la recristallisation et par conséquent, sur la taille des grains. Les composés intermétalliques contiennent souvent des éléments tels que l'aluminium, le fer et le manganèse. En plus de leur effet sur la recristallisation, ils peuvent également servir de sites de précipitation hétérogène, ce qui induit la formation d'une zone appauvrie en soluté autour d'eux. Cette zone est appelée PFZ (Precipitate Free Zone).

Ainsi, les composés intermétalliques présents dans les alliages jouent un rôle important dans la modification de la recristallisation et de la taille des grains. De plus, ils agissent comme des sites de précipitation hétérogène, ce qui peut entraîner la formation de

la PFZ, une zone dépourvue de précipités. Ces intermétalliques et la formation de la PFZ influencent les propriétés et le comportement des alliages, et ils sont donc pris en compte dans la conception et la manipulation des alliages pour obtenir les propriétés souhaitées.

### 1.2.9 Importance de l'alliage 2017A dans l'industrie aéronautique

L'alliage d'aluminium 2017A joue un rôle essentiel dans l'industrie aéronautique en raison de ses caractéristiques et de ses propriétés spécifiques. Voici quelques-unes des raisons pour lesquelles cet alliage est important [54] :

— **Légèreté** : L'un des avantages clés de l'aluminium 2017A est sa légèreté. Il présente une faible densité, ce qui en fait un choix attrayant pour l'industrie aéronautique où la réduction du poids des structures est essentielle pour améliorer les performances, la consommation de carburant et la charge utile des avions.

— **Résistance mécanique** : Malgré sa légèreté, l'alliage d'aluminium 2017A offre une bonne résistance mécanique, ce qui en fait un matériau idéal pour la fabrication de composants structuraux dans les avions. Il peut résister aux charges et aux contraintes auxquelles sont soumis les avions pendant leur fonctionnement.

— **Résistance à la corrosion** : L'aluminium 2017A possède une excellente résistance à la corrosion, ce qui est une caractéristique essentielle pour les applications aéronautiques. Les avions sont exposés à des conditions environnementales sévères, notamment l'humidité, les variations de température et les agents chimiques, et l'alliage doit être capable de résister à ces agressions pour maintenir la durabilité et la sécurité des structures aéronautiques.

— **Soudabilité** : L'alliage d'aluminium 2017A présente de bonnes propriétés de soudabilité, ce qui facilite son utilisation dans les processus de fabrication aéronautique tels que le soudage. Cela permet d'assembler facilement les composants, de réduire les coûts de production et d'offrir une plus grande flexibilité dans la conception des structures aéronautiques.

— **Fiabilité** : L'aluminium 2017A est connu pour sa fiabilité et sa durabilité, ce qui est crucial dans l'industrie aéronautique où la sécurité des passagers et des équipages est primordiale. Les propriétés mécaniques stables et la résistance à la fatigue de cet alliage en font un choix fiable pour les applications aéronautiques.

En résumé, l'alliage d'aluminium 2017A est important dans l'industrie aéronautique en raison de sa légèreté, de sa résistance mécanique, de sa résistance à la corrosion, de

sa soudabilité et de sa fiabilité. Ces caractéristiques en font un matériau précieux pour la fabrication de structures aéronautiques sûres, légères et durables.

### 1.3 Caractérisation mécanique par Nanoindentation

#### 1.3.1 Définition, Fonctionnement et Objectifs

La nanoindentation est une technique expérimentale utilisée pour mesurer les propriétés mécaniques d'un matériau à une échelle nanométrique. Elle implique l'application d'une petite charge à travers une pointe d'indenteur spécifique sur la surface du matériau, ce qui entraîne une déformation élastique et plastique locale. En mesurant la relation entre la charge appliquée et la profondeur de pénétration de la pointe, on peut obtenir des informations sur la dureté, le module d'élasticité, la résistance à la déformation plastique, et d'autres propriétés mécaniques du matériau. Ainsi que permet de mesurer et de calculer plusieurs propriétés matérielles, notamment la Dureté vickers, le module d'élasticité total, la profondeur maximale de pénétration, le coefficient de frottement, la ténacité, la viscoélasticité, l'adhésion, et la résistance aux rayures. [55]

Elle est largement utilisée pour étudier les propriétés mécaniques à l'échelle nanométrique de matériaux composites, Alliages d'aluminium, polymères et biomatériaux. Elle permet de caractériser les propriétés spécifiques des phases constitutives dans les matériaux composites, d'évaluer la résistance et la déformation des polymères, et d'étudier les propriétés mécaniques des alliages d'aluminium, des tissus biologiques et des implants biomatériaux. La nanoindentation permet également d'analyser les comportements de relaxation, de fluage et de rupture à petite échelle dans ces matériaux.

Les principaux objectifs de la nanoindentation sont de mesurer les propriétés mécaniques locales des matériaux, d'étudier les mécanismes de déformation élastique et plastique à petite échelle, d'évaluer la résistance aux dommages et la résistance aux rayures, et de caractériser les matériaux à faible dureté, à gradients de propriétés ou à interfaces.

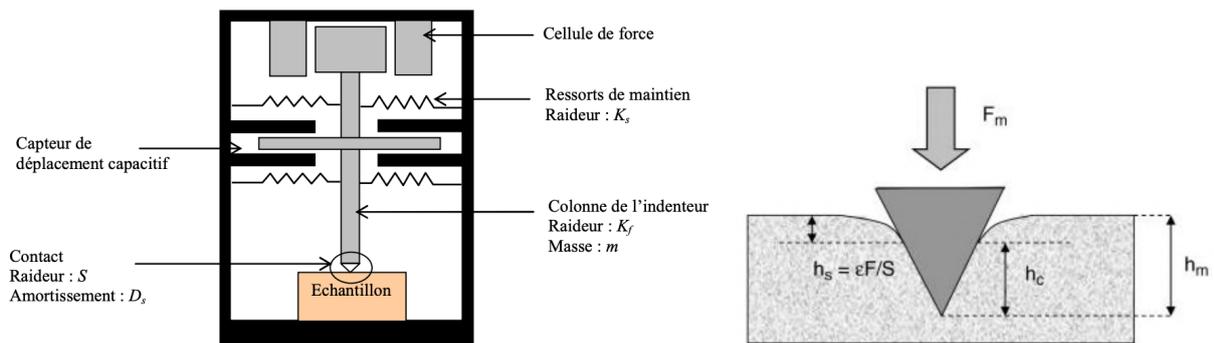


FIGURE 1.32 – Fonctionnement fondamental de la nano-indentation. [56]

## 1.3.2 Les considérations du choix de l'indenteur et leur types

### 1.3.2.1 Considération du choix

Lors du choix de l'indenteur pour une expérience de nanoindentation, il est important de prendre en compte les facteurs suivants :

- **Géométrie de l'indenteur** : La géométrie de l'indenteur peut varier en fonction de la forme de la pointe et de la géométrie de la face d'indentation. Par exemple, on peut avoir des pointes de forme conique, sphérique, ou encore des pointes de type Berkovich, Vickers, ou cube-corner. Chaque géométrie a ses avantages et ses limitations en termes de mesure de propriétés spécifiques et de contrainte appliquée.
- **Matériau de l'indenteur** : Le matériau de l'indenteur doit être choisi en fonction des propriétés mécaniques de l'échantillon à tester. Il est généralement recommandé d'utiliser un matériau plus dur que l'échantillon afin d'éviter toute déformation permanente de l'indenteur lui-même pendant l'indentation. Les matériaux couramment utilisés sont le diamant, le carbure de tungstène ou les aciers trempés.
- **Taille de l'indenteur** : La taille de l'indenteur peut varier en fonction de l'échelle de l'échantillon et des propriétés à mesurer. Des pointes de différentes tailles sont disponibles pour des indentations macro, micro et nano. Une pointe plus petite permet une résolution spatiale plus élevée, mais peut également augmenter les contraintes locales.
- **Calibration de l'indenteur** : Avant toute utilisation, il est essentiel de calibrer l'indenteur pour déterminer sa géométrie réelle et sa dureté. Cela

garantit des mesures précises des propriétés de l'échantillon.

### 1.3.2.2 Types d'Indenteurs

Il existe différents types d'indenteurs utilisés en nanoindentation, tels que :

- **Indenteur Berkovich** : Il s'agit d'une pointe pyramidale à trois faces, largement utilisée pour la mesure des propriétés mécaniques dans la nanoindentation. [55]
- **Indenteur Vickers** : Il a une forme de losange avec une pointe carrée. Il est couramment utilisé en microindentation, mais peut également être utilisé en nanoindentation. [57]
- **Indenteur sphérique** : Il s'agit d'une pointe sphérique qui peut être utilisée pour des applications spécifiques où une géométrie plus douce est requise. [57]

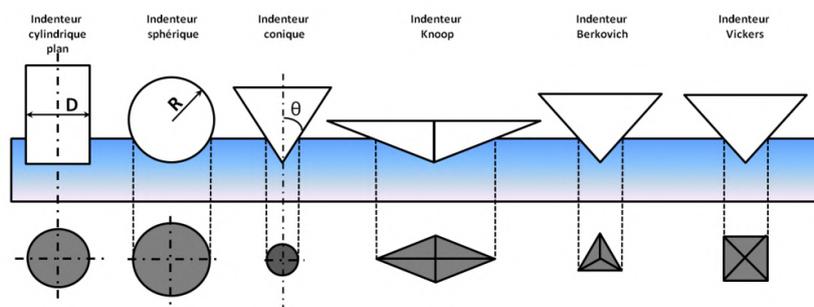


FIGURE 1.33 – Différents types d'indenteurs [57].

Chaque type d'indenteur a ses avantages et ses limitations, et le choix dépendra des besoins spécifiques de l'expérience de nanoindentation et des propriétés mécaniques de l'échantillon à mesurer.

TABLEAU 1.6 – Le contact pour les différents formes d'indenteurs. [55]

Type d'indenteur	Berkovich	Conique	Sphérique
L'air de contact	$A_p = 24.5hc^2$ $A_p = 26.43hc^2$	$A_p = \pi hc^2 \tan^2 \omega$	$A_p = 2\pi Rhc$

### 1.3.3 L'indenteur Berkovich

L'indenteur Berkovich est l'un des types les plus couramment utilisés dans la nanoindentation. Voici les principales caractéristiques de l'indenteur Berkovich :

- **Géométrie** : L'indenteur Berkovich a une forme pyramidale avec trois faces. Chaque face est un triangle équilatéral, et les angles entre les faces sont de 65,53 degrés. La pointe est donc très pointue, ce qui permet des mesures précises et une résolution spatiale élevée.
- **Symétrie** : L'indenteur Berkovich est symétrique par rapport à tous les axes de rotation. Cela facilite son utilisation et permet des mesures isotropes des propriétés mécaniques de l'échantillon.
- **Contrainte appliquée** : L'indenteur Berkovich applique une contrainte uniaxiale lors de l'indentation. Cette contrainte est maximale au sommet de la pointe, créant une zone de contrainte élevée à l'interface échantillon-indenteur.
- **Calibration** : Avant l'utilisation de l'indenteur Berkovich, il est nécessaire de calibrer sa géométrie réelle et sa dureté afin d'obtenir des mesures précises des propriétés de l'échantillon.
- **Applications** : L'indenteur Berkovich est largement utilisé pour mesurer les propriétés mécaniques des matériaux dans la nanoindentation, y compris la dureté, le module d'élasticité, la ténacité et d'autres paramètres liés à la déformation plastique.
- **Normes de test** : L'indenteur Berkovich est utilisé dans les normes de test internationales pour la nanoindentation, telles que les normes ISO 14577 et ASTM E2546.

En résumé, Alors qu'on utilise l'indenteur Vickers en micro-indentation instrumentée, l'indenteur Berkovich est un outil polyvalent et largement utilisé dans la nanoindentation en raison de sa géométrie précise, de sa symétrie, de sa facilité d'utilisation et de sa capacité à fournir des mesures précises des propriétés mécaniques des matériaux à l'échelle nanométrique. [55] L'angle total de la pointe d'un indenteur Berkovich est de  $142,3^\circ$ , avec un angle  $\omega$  de  $65,3^\circ$  entre l'axe de la pyramide et les 3 faces. L'aire de contact projetée peut être calculée selon l'équation.

$$A_p = 3\sqrt{3}h_c^2 \tan(\omega) \quad (1.2)$$

Ce qui donne, dans l'hypothèse d'un indenteur Berkovich parfait, une expression de l'aire de contact projetée.

$$A_p = 24,5h_c^2 \quad (1.3)$$

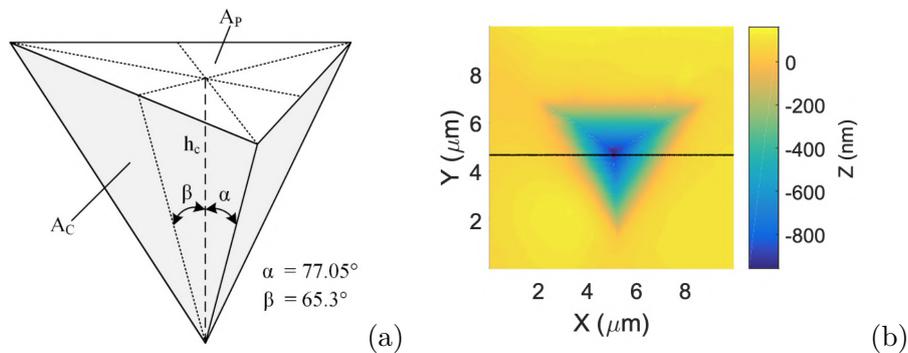


FIGURE 1.34 – (a)Géométrie de l'indenteur Berkovich. (b)Topographie d'une empreinte d'indenteur Berkovich sur un alliage d'aluminium. [55]

### 1.3.4 Les différentes courbes obtenues lors d'une indentation instrumentée

Pendant un test d'indentation, un dispositif d'acquisition enregistre la variation de la force appliquée en fonction de la profondeur de pénétration de la pointe. Ces deux paramètres sont constamment mesurés pendant les phases de chargement et de déchargement de l'essai.

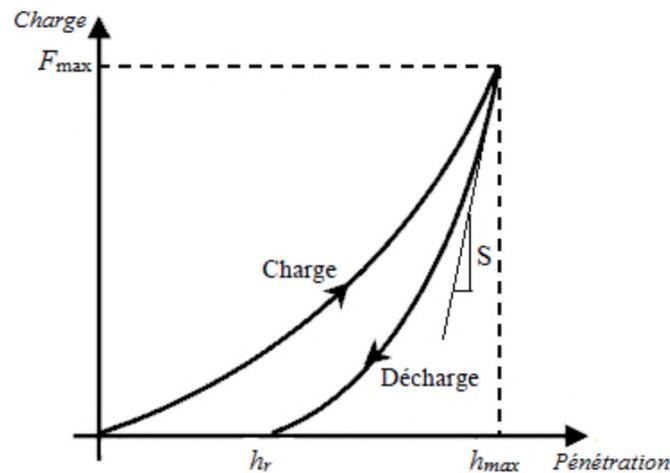


FIGURE 1.35 – Courbe de Charge - décharge d'une indentation typique. [58]

Pour obtenir ce type de courbe, il est courant de soit contrôler le chargement et enregistrer la variation de déplacement de l'indenteur à l'aide d'un capteur de déplacement, soit contrôler le déplacement de l'indenteur et enregistrer la variation de charge à l'aide d'une cellule de charge. Il est également possible de réguler les vitesses de chargement et de déchargement, ainsi que la durée de maintien à la charge maximale, pour obtenir des mesures précises et reproductibles [59].

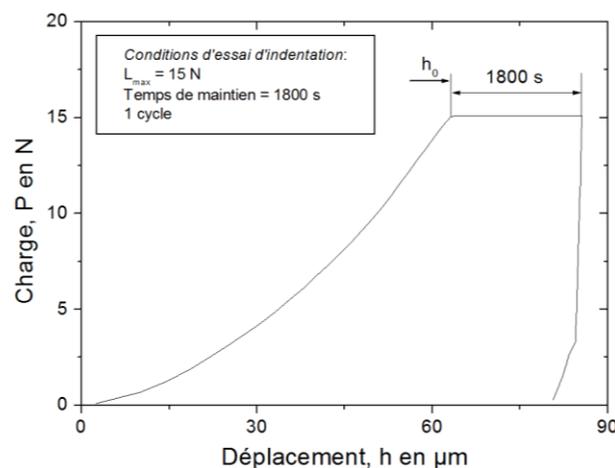


FIGURE 1.36 – Exemple d'une courbe de Charge - maintien - décharge. [60]

La figure 1.36 présente une courbe montrant un plateau horizontal. Ce plateau apparaît lorsque la charge d'indentation est maintenue constante, ce qui permet d'étudier le comportement au fluage par indentation. Selon J. Mandoza [59], il a été observé dans de nombreux cas que même à la charge maximale, l'indenteur continue de s'enfoncer, et la longueur du plateau dépend non seulement du temps de maintien, mais aussi du

comportement viscoélastoplastique du matériau.

Le groupe de recherche dirigé par T. Saraswati et al [18]. a étudié le chargement cyclique par nano-indentation. La figure 1.37 présente une courbe typique de charge-profondeur obtenue lors d'une nano-indentation cyclique sur de l'or pur dopé avec du calcium. Les chercheurs ont observé que la trajectoire de rechargement était déplacée par rapport à la trajectoire de déchargement du cycle précédent. Ils ont réalisé un agrandissement des sections de la courbe contenant les trajectoires de déchargement-rechargement et ont constaté qu'elles ne se chevauchaient pas, mais formaient des circuits ouverts.

Ils ont expliqué ce chevauchement par les interactions entre le calcium et les défauts tels que les dislocations et les joints de grains pendant le cycle. Ainsi, en analysant le comportement cyclique de la nano-indentation, ils ont pu détecter les interactions sensibles entre les défauts et le soluté.

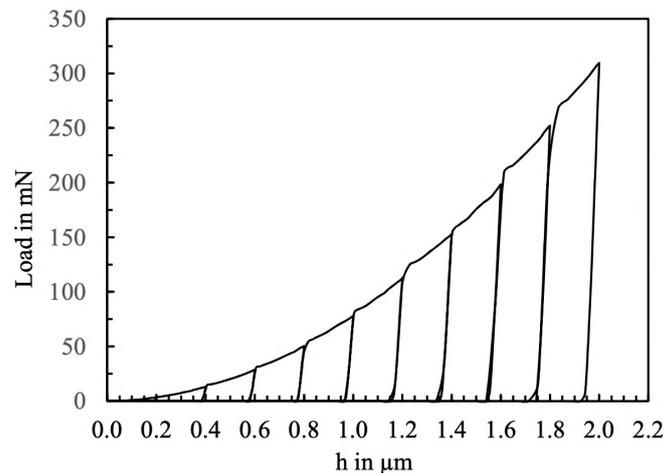


FIGURE 1.37 – Courbe de charge-déplacement obtenue à partir d'une nano-indentation cyclique réalisée sur de l'or pur. Les déchargements ont été effectués à des profondeurs d'environ 400, 800, 1200 et 1600 nm selon [61]. [62]

Un phénomène de "pop-in" est caractérisé par des excursions soudaines en déplacement pendant la phase de charge, accompagnées d'un important déplacement résiduel. Deux explications sont avancées : l'une attribue le "pop-in" au perçage de la couche d'oxyde à la surface du matériau avant l'indentation, tandis que l'autre le considère comme résultant de l'activation de dislocations mobiles. Le phénomène de "pop-out", observé principalement sur des monocristaux de silicium, se produit lors de la décharge et est interprété comme une transformation de phase due à des variations de pression hydrostatique appliquée au silicium.

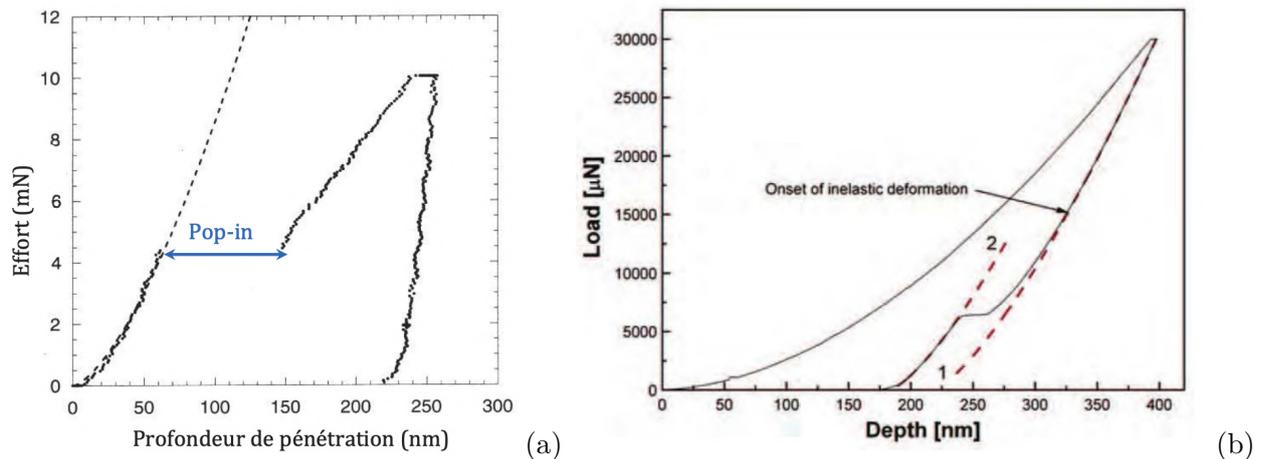


FIGURE 1.38 – (a) - courbe d'indentation d'un monocristal de tungstène montre un événement de "pop-in" pendant la phase de charge. (b) - Courbe d'indentation du silicium montre l'événement de "pop-out" pendant le décharge. [58]

L'analyse par nano-indentation offre de nombreuses possibilités d'essais, ce qui en fait un outil d'analyse passionnant. Cependant, il nécessite encore des recherches approfondies pour mieux comprendre ses capacités d'étude. De plus, il est possible de modifier la forme de l'indenteur utilisé. Les trois types d'indenteurs couramment utilisés sont le conique, le sphérique et le Berkovich. En général, l'utilisation de l'indenteur Berkovich est recommandée, sauf dans certains cas où l'utilisation d'une pointe sphérique ou conique peut être plus pertinente en fonction des besoins spécifiques. Il est important de noter que le test de nano-indentation a été initialement développé avec l'indenteur Berkovich, comme nous l'avons présenté précédemment [62]. Cependant, des recherches supplémentaires sont nécessaires pour explorer pleinement les possibilités offertes par cet outil d'analyse.

### 1.3.5 Analyse de courbe charge décharge

Suite à l'obtention d'une courbe de charge-décharge, il est possible d'extraire des informations précises sur le comportement mécanique de l'échantillon étudié. Les deux propriétés mécaniques généralement visées par les tests de nano-indentation sont le module de Young et la dureté. Ces tests sont souvent réalisés à l'échelle nano pour obtenir les propriétés des couches minces, des revêtements ou dans des zones où des essais à plus grande échelle pourraient introduire des erreurs dues à l'échelle, comme dans le cas des joints soudés par FSW où les zones concernées ne dépassent pas quelques millimètres. [58]

Avant de présenter le travail de différents chercheurs sur la nano-indentation et l'analyse des courbes, il est important de souligner que différentes méthodologies d'analyse des courbes ont été développées, parmi lesquelles les plus couramment utilisées sont les suivantes :

### 1.3.6 Méthodes d'interprétation des données

#### 1.3.6.1 Méthode de Doerner et Nix

La méthode de Doerner et Nix est basée sur la relation entre la taille de l'empreinte formée lors de l'indentation et les propriétés mécaniques du matériau. Elle se concentre principalement sur la mesure de la profondeur de pénétration lors de l'indentation. [63]

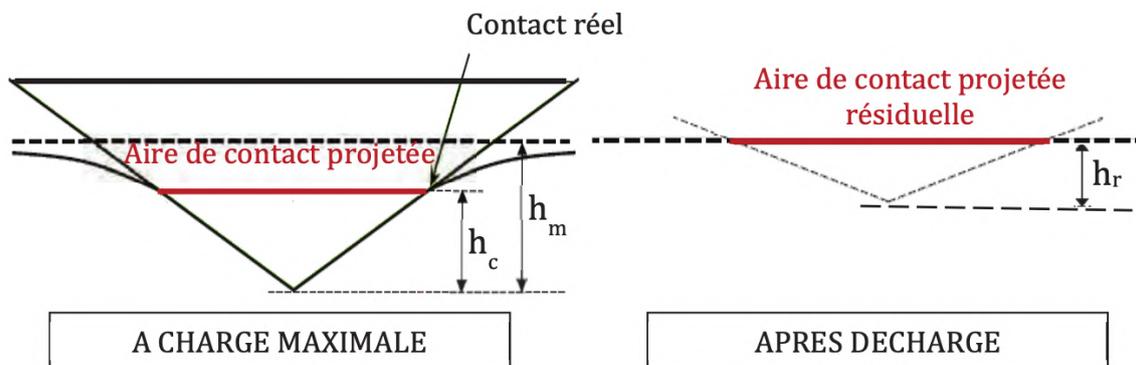


FIGURE 1.39 – Schéma illustrant le processus d'indentation et le recouvrement de déformation après décharge selon la méthode de Doerner et Nix [58].

Voici les étapes clés de cette méthode :

- **Étape 1** : Mesure de la profondeur de pénétration ( $h$ ) : La profondeur de pénétration est mesurée à partir de la courbe de décharge obtenue lors du retrait de l'indenteur. Cette valeur est utilisée pour évaluer les propriétés mécaniques du matériau.
- **Étape 2** : Calcul de la profondeur de pénétration corrigée ( $h_c$ ) : La profondeur de pénétration corrigée est calculée en soustrayant une contribution élastique de la profondeur de pénétration totale. Cette contribution élastique est estimée en utilisant une relation basée sur les propriétés de l'indenteur et le module d'élasticité du matériau.
- **Étape 3** : Calcul de la dureté ( $H$ ) : La dureté est calculée en utilisant la

formule  $H = P/A$ , où  $P$  est la charge appliquée lors de l'indentation et  $A$  est la surface projetée de l'empreinte. La surface projetée est généralement estimée en utilisant des modèles géométriques basés sur la forme de l'indenteur.

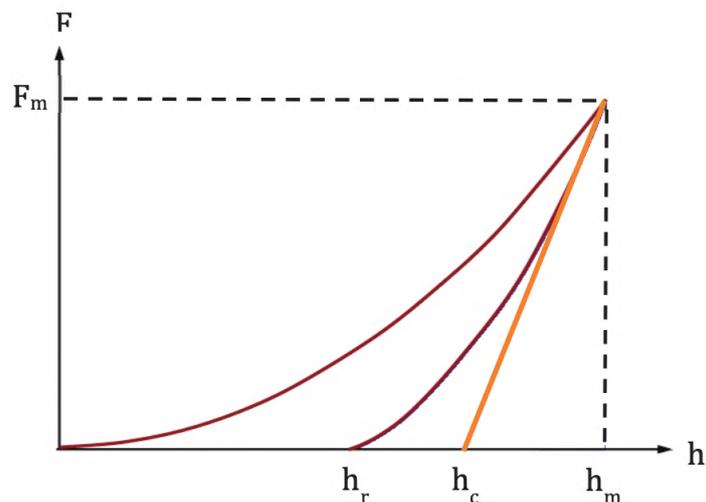


FIGURE 1.40 – Courbe de charge-décharge résultant de l'indentation selon la méthode de Doerner et Nix. [63]

### 1.3.6.2 Modèle d'Oliver-Pharr

La méthode d'Oliver et Pharr [64] est largement utilisée et constitue une amélioration de la méthode de Doerner et Nix. Les auteurs ont observé que la courbe de décharge lors d'un essai de nano-indentation est généralement non linéaire et peut être mieux décrite par une loi de type puissance.

$$F = B_{op}(h - h_r)^{m_{op}} \quad (1.4)$$

Où  $F$  est la charge instantanée, la profondeur d'indentation ( $h$ ), la profondeur résiduelle d'indentation ( $h_r$ ), et une constante ajustable  $B_{op}$ . Le paramètre  $m_{OP}$  est déterminé en ajustant le début de la courbe de décharge avec une loi de type puissance. Ces résultats remettent en question l'hypothèse d'assimilation de la géométrie du Berkovich à celle du poinçon plat faite par Doerner et Nix.

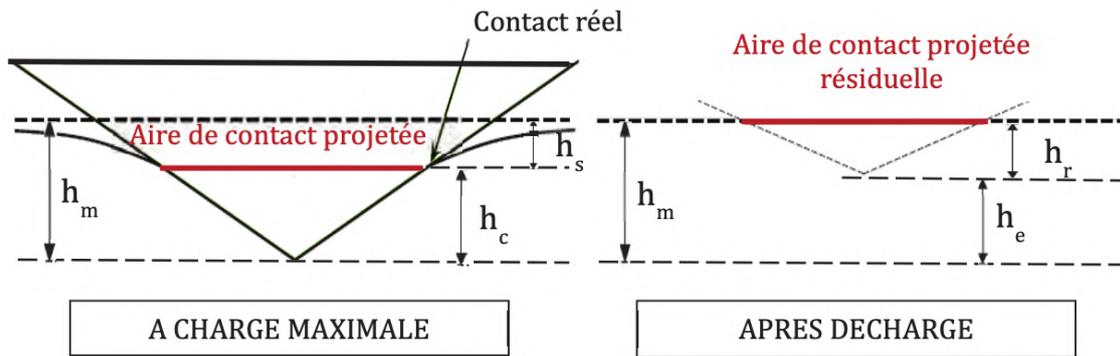


FIGURE 1.41 – Une illustration schématique du processus d'indentation montre les différents déplacements pris en compte par la méthode d'Oliver et Pharr [58].

Elle a utilisé pour extraire les propriétés mécaniques du matériau à partir des données de nanoindentation. Ce modèle considère le matériau comme un milieu élastique parfait et est basé sur la théorie de l'élasticité. Voici les étapes clés de ce modèle :

- **Étape 1** : Calcul du module d'élasticité réduit ( $E_r$ ) : Le module d'élasticité réduit est calculé à partir de la courbe de charge initiale en utilisant la formule

$$E_r = S/(2(1 - \nu)) \quad (1.5)$$

, où  $S$  est le taux de chargement initial et  $\nu$  est le coefficient de Poisson du matériau.

- **Étape 2** : Calcul de la profondeur de pénétration corrigée ( $h_c$ ) : La profondeur de pénétration corrigée est calculée de la même manière que dans la méthode de Doerner et Nix.
- **Étape 3** : Calcul de la dureté ( $H$ ) : La dureté est calculée en utilisant la formule

$$H = P_{max}/A \quad (1.6)$$

, où  $P_{max}$  est la charge maximale appliquée lors de l'indentation et  $A$  est la surface projetée de l'empreinte.

- **Étape 4** : Calcul du module d'élasticité ( $E$ ) : Le module d'élasticité est déterminé à partir de la relation

$$E = 4(1 - \nu^2)E_r \quad (1.7)$$

Où  $\nu$  est le coefficient de Poisson du matériau.

Le modèle d'Oliver-Pharr tient compte de la déformation élastique du matériau pendant l'indentation et fournit des estimations plus précises du module d'élasticité et de la dureté par rapport à la méthode de Doerner et Nix. Cependant, il convient de noter que ce modèle suppose un comportement élastique parfait du matériau, ce qui peut ne pas être applicable à tous les matériaux. Des corrections supplémentaires ou d'autres modèles plus avancés peuvent être utilisés pour tenir compte des comportements élasto-plastiques ou viscoélastiques des matériaux. [65]

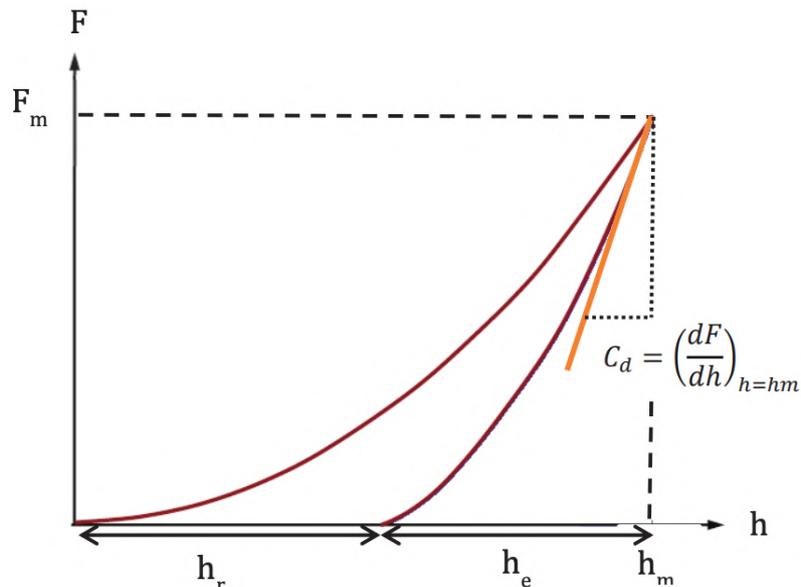


FIGURE 1.42 – Courbe de charge-décharge obtenue par indentation selon la méthode de Olivier et Pharr. [58]

### 1.3.7 Calcul de la dureté

La formule la plus directe pour le calcul de la dureté est la suivante :

$$H = P/A \quad (1.8)$$

où  $P$  représente la charge appliquée et  $A$  est l'aire de l'empreinte. À partir de cette définition, il est possible de proposer des calculs de dureté qui prennent en compte la profondeur maximale atteinte, la profondeur résiduelle ou la profondeur de contact. Dans chaque cas, on peut considérer soit l'aire de contact réelle, soit une projection de celle-ci [66].

Avant de présenter les différentes formules pour le calcul des différentes profondeurs utilisées dans le calcul de la dureté, intéressons-nous d'abord au calcul de la profondeur de contact, notée  $h_r$ . Celle-ci est obtenue en utilisant l'interaction de la tangente à la courbe de déchargement, également appelée rigidité de contact, notée  $S_u$  :

$$h_r = h_{max} - (p_{max}/S_u) \quad (1.9)$$

$$S_u = (dp/dh) = mB(h_{max} - hf)^{m-1} \quad (1.10)$$

Le calcul de la profondeur résiduelle,  $h_c$ , est similaire au calcul de  $h_r$ , mais on introduit un facteur  $\epsilon$  pour prendre en compte la déformation de l'empreinte :

$$h_c = h_{max} - \epsilon(p_{max}/S_u) \quad (1.11)$$

La valeur de  $\epsilon$  est généralement de 0,75 pour l'indenteur Berkovich.

TABLEAU 1.7 – Diverses formulations de la dureté. [67]

Profondeurs	Maximale ( $h_{max}$ )	Résiduelle ( $h_r$ )	Contact ( $h_c$ )
Air de contact réel	Martens : $HM=F / (26.43h_{max}^2)$	$H=F/ (26.43h_r^2)$	$H=F/ (26.43h_c^2)$
Air de contact projeté	$H=F/ (24.5h_{max}^2)$	Tangente $HT=F/24.5h^2$	Olivier er Pharr $HC=F/24.5h_c^2$

### 1.3.8 Calcul du module d'élasticité

La détermination du module d'élasticité s'appuie sur l'analyse de la courbe de déchargement, car le retrait de l'indenteur est conditionné par le retour élastique dû à l'élasticité du matériau [68]. Le modèle suivant, développé par Sneddon, est basé sur le modèle de Hertz.

$$S_u = (dp/dh) = (2/\sqrt{\pi})Er\sqrt{AC_\pi} \quad (1.12)$$

où  $E_r$  est le module réduit qui prend en compte les propriétés élastiques de l'indenteur. Il est défini par la relation suivante :

$$1/E_r = (1 - \nu_m^2)/E_m + (1 - \nu_i^2)/E_i \quad (1.13)$$

Ici,  $E_m$  et  $E_i$  font référence aux caractéristiques de l'indenteur et du matériau.

À partir des formules 1.12 et 1.13 [68], il est maintenant possible de déduire le module de Young ( $E_m$ ) :

$$E_m = (1 - \nu_m^2)/((2/\sqrt{\pi})(1/S)\sqrt{A_{Cp}} - (1 - \nu_i^2)/E_i) - 1 \quad (1.14)$$

où  $S$  représente la pente de la courbe de déchargement.

### 1.3.9 Phénomènes influent sur la mesure des propriétés mécaniques

L'essai de nano-indentation est plus facile à réaliser qu'à analyser, car de nombreux phénomènes doivent être pris en compte. L'un de ces phénomènes est l'ISE (indentation size effect) [69], qui se manifeste par une augmentation de la dureté avec la diminution de la charge, ce qui peut compromettre la mesure précise de la valeur de la dureté. Cela peut être dû à un artefact expérimental, à une mesure inadéquate ou à la présence de couches d'oxyde. Des études ont montré que cet effet peut être expliqué par la friction entre l'indenteur et l'échantillon, ainsi que par la modification de la densité des dislocations pour de faibles pénétrations générées par l'indenteur Berkovich.

Nix et Gao [69] ont proposé le concept de dislocations géométriquement nécessaires (GND) pour expliquer le comportement de l'ISE des matériaux cristallins. Les GND sont nécessaires pour prendre en compte la modification permanente de la forme à la surface du matériau. Ils ont développé une théorie de la plasticité à gradient de déformation basée sur la relation entre la dureté et la profondeur d'indentation, qui peut être exprimée par l'équation suivante :

$$(H/H_0)^2 = 1 + (h^*/h) \quad (1.15)$$

Des recherches ont également montré que le comportement élastique du matériau et l'ISE doivent être pris en compte lors de la corrélation entre les résultats obtenus

par nano-indentation et micro-indentation [70], afin d'éviter toute perturbation de la mesure. L'essai de nano-indentation ne permet pas seulement de déterminer localement les paramètres mécaniques, mais aussi d'étudier les mécanismes élémentaires impliqués dans la plasticité locale. Il présente un potentiel considérable pour comprendre le début de la plasticité des dislocations et les transformations de phase possibles. [71]

D'autres effets liés à la taille peuvent également influencer la dureté, tels que l'influence de la distance entre la pointe de l'indenteur et le joint de grain. De plus, un phénomène important observé sur les courbes de charge-décharge est le "pop-in" indiqué précédemment. Il s'agit d'un phénomène brutal où l'indenteur s'enfonce dans l'échantillon sans augmentation de la charge. Cela se traduit par un plateau horizontal sur la courbe de force-déplacement et marque la transition brutale d'un régime élastique à un régime de déformation élasto-plastique continu [72].

## 1.4 Modélisation de la Nano-Indentation

### 1.4.1 Méthode des éléments finis

La simulation numérique de la nano-indentation peut être réalisée à l'aide de la méthode des éléments finis (MEF), une méthode numérique utilisée pour résoudre de manière approchée les équations différentielles décrivant les phénomènes physiques de l'ingénierie [73]. Les étapes générales de résolution par la MEF comprennent :

- **Formulation du problème :** Définition des équations différentielles décrivant le phénomène physique à étudier, en tenant compte des conditions aux limites appropriées.
- **Maillage :** Discrétisation du domaine d'étude en éléments (triangles, tétraèdres, hexaèdres, etc.) sur lesquels les champs sont exprimés en termes de degrés de liberté finis et de fonctions de base locales.
- **Calcul des matrices élémentaires :** Pour chaque élément, calcul des matrices élémentaires qui décrivent les relations entre les degrés de liberté du système.
- **Assemblage :** Assemblage des matrices élémentaires pour former un système matriciel global qui représente le problème dans son ensemble.
- **Résolution du système :** Résolution du système matriciel pour obtenir une solution numérique approximative du problème.

#### 1.4.1.1 Attributs d'un élément fini

Les attributs d'un élément fini comprennent :

- **Géométrie** : Un élément fini peut avoir une forme géométrique spécifique, telle qu'un segment de droite, un triangle, un tétraèdre, une surface quadrilatère, un prisme, une brique, etc. Les frontières entre les éléments peuvent être définies par des points, des segments de droite ou de courbe, des faces planes ou courbes.
- **Matériau** : Chaque élément fini peut être associé à un matériau spécifique, défini par une loi de comportement, telle que la loi de Hooke isotrope, qui décrit la réponse du matériau à la contrainte.
- **Noeuds** : Les noeuds sont les points qui définissent la géométrie des éléments et permettent la connexion entre les éléments adjacents. Ils sont situés aux sommets, au milieu des arêtes ou des faces des éléments.
- **Degrés de liberté** : Les degrés de liberté représentent les inconnues nodales du système. Ils sont associés aux fonctions d'approximation utilisées pour représenter les champs physiques, tels que les déplacements ou les potentiels, et sont généralement définis aux noeuds. L'assemblage des degrés de liberté nodaux permet de reconstituer la solution complète du problème.
- **Forces nodales** : Les forces nodales sont les forces qui agissent sur les noeuds et sont associées aux degrés de liberté. Elles sont générées par les charges appliquées à l'élément, telles que le poids propre, les charges uniformes, la température, etc.

En utilisant la méthode des éléments finis, la simulation numérique de la nano-indentation permet de modéliser le comportement mécanique de l'échantillon et d'obtenir des informations sur les propriétés mécaniques telles que la dureté et le module d'élasticité. [73]

#### 1.4.1.2 Caractéristiques d'un élément fini

Les caractéristiques principales d'un élément fini sont :

- **Matrice de rigidité ( $\mathbf{K}$ )** : Chaque élément fini possède une matrice de rigidité qui représente les relations entre les forces appliquées et les déplacements correspondants. Cette matrice est calculée en fonction des propriétés du matériau et de la géométrie de l'élément. La matrice de rigidité permet de décrire le comportement mécanique local de l'élément et est utilisée dans l'équation d'équilibre de l'élément fini. [74]

- **Vecteur de force ( $\mathbf{F}$ )** : Le vecteur de force représente les forces appliquées à l'élément fini, telles que les forces de charge ou les forces de contact. Ce vecteur est utilisé dans l'équation d'équilibre de l'élément fini pour résoudre le système d'équations et obtenir les déplacements correspondants. [74]

L'équation d'équilibre de l'élément fini est donnée par :

$$F = KU \quad (1.16)$$

où  $F$  est le vecteur de force,  $K$  est la matrice de rigidité et  $U$  est le vecteur des déplacements.

### 1.4.1.3 Discrétisation du domaine

Lors de la discrétisation du domaine d'étude, la méthode des éléments finis divise le domaine en éléments individuels. Chaque élément est géométriquement défini par un certain nombre de nœuds, qui sont généralement les sommets de l'élément. Le maillage du domaine est réalisé en définissant les positions des nœuds et en reliant les nœuds adjacents pour former les éléments finis. La discrétisation du domaine permet de représenter la géométrie complexe de manière simplifiée, en utilisant des éléments de forme simple (tels que des triangles, des tétraèdres, des quadrilatères, etc.) qui sont plus faciles à analyser numériquement. [73]

En résumé, les caractéristiques d'un élément fini comprennent sa matrice de rigidité et son vecteur de force, qui sont utilisés pour résoudre l'équation d'équilibre de l'élément fini. La discrétisation du domaine est réalisée en divisant le domaine en éléments géométriques définis par des nœuds, ce qui permet de représenter la géométrie complexe de manière simplifiée.

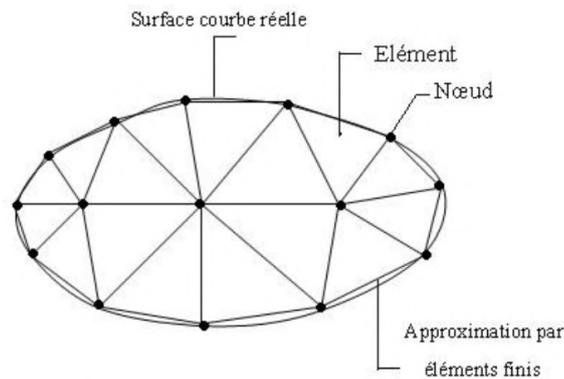


FIGURE 1.43 – Maillage constitué de triangles à trois nœuds.

Lors de la discrétisation géométrique du domaine, il est important de respecter les règles suivantes :

- Aucun nœud d'un élément ne doit être situé à l'intérieur d'un côté d'un autre élément du même type. En d'autres termes, les nœuds ne doivent pas se superposer sur les côtés des éléments adjacents. Cette règle garantit une définition claire des frontières entre les éléments et évite toute ambiguïté dans la définition des déformations et des contraintes aux interfaces entre les éléments (voir Figure 1.44 a).
- Aucun élément bidimensionnel ne doit être plat, c'est-à-dire que les angles formés par les côtés de l'élément doivent être évités s'ils sont proches de 180 degrés ou de 0 degré. Les éléments plats peuvent entraîner des instabilités numériques et une mauvaise précision des résultats. Il est préférable d'avoir des éléments avec des angles proches de 90 degrés pour assurer une bonne précision de la solution (voir Figure 1.44 b).
- Deux éléments distincts ne peuvent avoir en commun que des points situés sur leurs frontières communes. Les éléments ne doivent pas se chevaucher ou partager une partie de leur domaine interne. Cela garantit une définition claire des limites entre les éléments et facilite la résolution du système d'équations. Les chevauchements entre les éléments sont exclus (voir Figure 1.44 c).
- L'ensemble de tous les éléments doit constituer un domaine qui soit aussi proche que possible du domaine initial. Cela signifie qu'il ne devrait pas y avoir de lacunes ou de trous entre les éléments, sauf si cela est nécessaire pour des raisons particulières. Les éléments doivent couvrir l'ensemble du domaine d'étude de manière cohérente pour obtenir des résultats précis (voir Figure

1.44 d).

En respectant ces règles de discrétisation géométrique, on assure une représentation appropriée du domaine d'étude et on évite les problèmes potentiels liés à des chevauchements ou à des éléments plats. Cela contribue à obtenir des résultats numériques précis et fiables lors de l'analyse par la méthode des éléments finis. [74]



FIGURE 1.44 – Méthodes utilisées pour la discrétisation du domaine, en respectant certaines règles prédéfinies.

### 1.4.2 Simulation numérique de la nano-indentation par le logiciel ABAQUS

Avec l'avancée des programmes puissants d'analyse par éléments finis, il est devenu essentiel de simuler le processus de nano-indentation. Lorsque la réponse de l'échantillon est purement élastique, le champ de contraintes élastiques dans la région de contact peut être clairement défini, quel que soit le type de pénétrateur utilisé. Cependant, lorsqu'il s'agit d'une réponse élastique-plastique ou viscoélastique, il devient extrêmement difficile d'obtenir les champs de contraintes autour de la zone de contact, en particulier lorsque le pénétrateur est de type Berkovich ou Vickers. Cela est dû au phénomène tri-dimensionnel associé aux déformations plastiques importantes. La nano-indentation avec des pénétrateurs de type Berkovich ou Vickers est l'un des problèmes de contact les plus complexes. Dans de tels cas, la méthode des éléments finis est considérée comme une approche appropriée pour obtenir la distribution des contraintes et les déformations pendant les étapes de chargement et de déchargement. [75]

Ainsi, de nombreux chercheurs ont déclaré que la méthode des éléments finis est une approche valide pour déterminer les propriétés mécaniques des matériaux. Certains chercheurs ont utilisé l'analyse par éléments finis pour étudier le processus d'indentation. En prenant en compte les dimensions appropriées de l'échantillon, du pénétrateur et de la profondeur d'indentation, il est possible de simuler la technique de nano-indentation. Cette méthode est essentiellement un problème de contact avec de grandes déformations, où le pénétrateur est considéré comme rigide et pénètre dans le matériau dont les propriétés

doivent être étudiées.

Pour résoudre ce problème, un modèle bidimensionnel ou tridimensionnel axisymétrique peut être utilisé. Les nœuds situés sur l'axe de symétrie ont un seul degré de liberté, ce qui signifie qu'ils ne peuvent se déplacer que le long de l'axe de symétrie. Le fond du substrat est fixe.

La charge appliquée par le pénétrateur est une charge de déplacement. Une représentation schématique du modèle est présentée dans la Figure 1.45. Un maillage fin est réalisé près de la pointe du pénétrateur, là où le contact entre le pénétrateur et l'échantillon se produit [76].

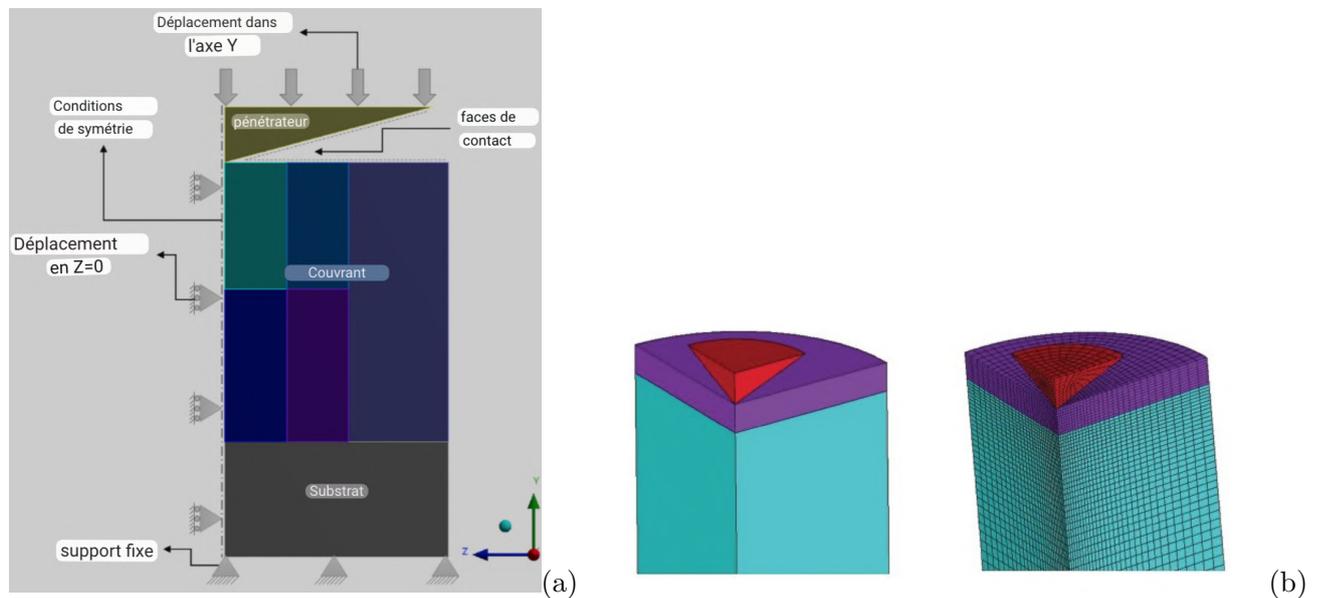


FIGURE 1.45 – (a) Schéma du modèle MEF en 2D axisymétrique (b) Modèle axisymétrique en 3D. [77]

En utilisant des méthodes conventionnelles telles que l'essai de traction uniaxiale ou la nano-indentation, on a réussi à obtenir des résultats expérimentaux permettant de comprendre le comportement mécanique des matériaux en vrac et des revêtements minces. Cependant, pour une caractérisation complète et une validation du modèle par éléments finis, il est également nécessaire d'avoir des résultats expérimentaux [74].

Cette méthode présente plusieurs avantages pour relever les défis industriels :

- Anticiper les problèmes de conception
- Réduire les prototypes
- Favoriser l'innovation

Pour que la simulation numérique soit réellement efficace et puisse prédire avec précision le comportement de nos conceptions, il est essentiel que la simulation soit réaliste. Le logiciel ABAQUS se distingue par sa polyvalence, sa précision, sa capacité de calcul puissante et son interface utilisateur conviviale, avec une capacité quasi infinie. Ce logiciel permet notamment de modéliser des comportements matériaux très complexes et personnalisés, y compris la définition de critères de rupture. L'utilisateur peut mettre en place des matériaux métalliques, hyperélastiques, plastiques, composites, etc. De plus, les propriétés des matériaux peuvent également varier en fonction de variables de champ telles que la température [74].

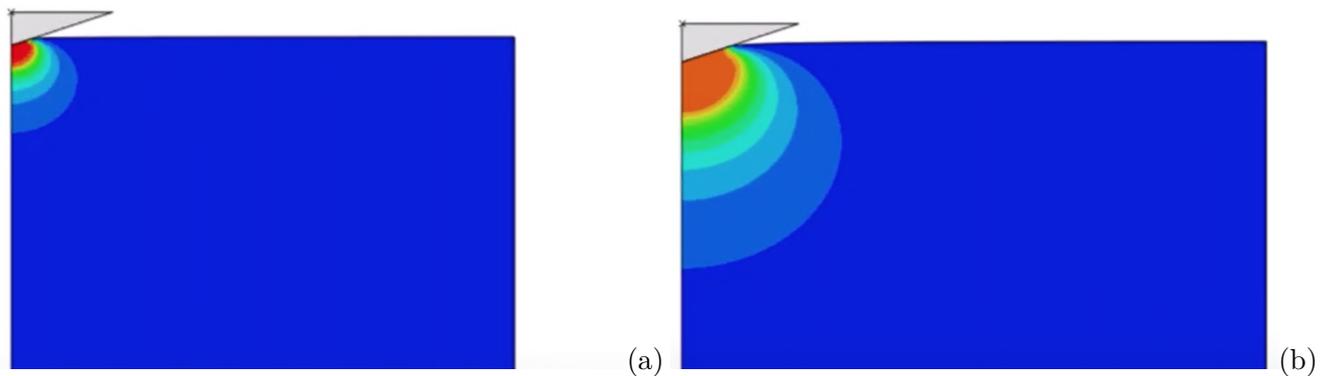


FIGURE 1.46 – Évolution de la zone plastique en fonction de la profondeur d'indentation dans le matériau en vrac.

La Figure 1.46(a) présente la propagation de la zone de déformation plastique. Initialement, la déformation plastique débute à l'interface et se propage ensuite.

Aux faibles profondeurs d'indentation, la déformation plastique se produit autour de la région de la pointe du pénétrateur et se propage à la fois verticalement et latéralement sous la forme d'un cercle.

Pour des profondeurs d'indentation plus importantes, la déformation plastique se propage également verticalement et latéralement. Une augmentation supplémentaire de la profondeur entraîne une expansion latérale de la zone plastique dans le substrat, comme illustré dans la Figure 1.46(b).

Pour une meilleure compréhension de la déformation plastique développée, la Figure 1.47 montre la propagation de la zone de déformation plastique dans le modèle tridimensionnel (3D) du système.

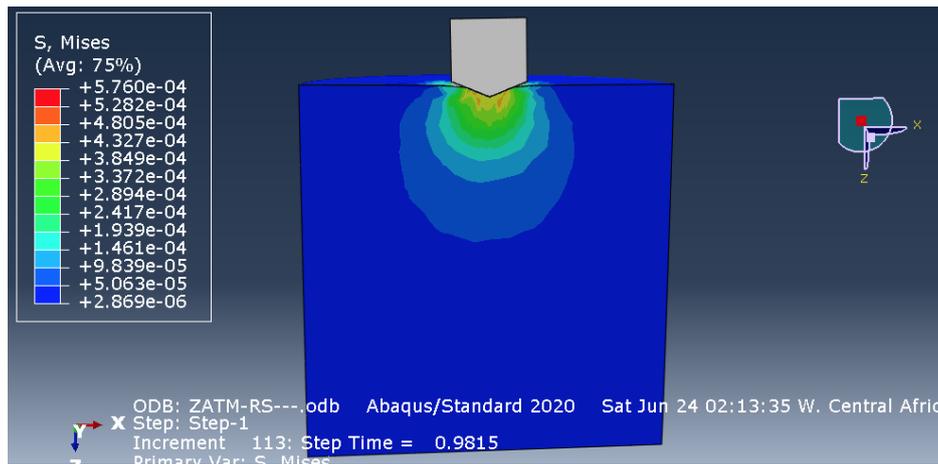


FIGURE 1.47 – Expansion de la région de déformation plastique dans le modèle 3D par éléments finis.

Une autre simulation a été réalisée par Nurot Panich, Virasak Kraivichien et Sun Yong [58] afin d’obtenir les propriétés mécaniques intrinsèques, notamment la dureté, en utilisant le modèle FE développé. À partir des courbes charge-déplacement, les courbes de déchargement ont été utilisées pour déterminer les valeurs de dureté en utilisant la technique analytique développée par Oliver et Pharr. La Figure 1.48 présente une comparaison de la dureté obtenue par l’expérience et par la méthode des éléments finis (FEM). Il est important de noter que la méthode des éléments finis est capable d’extraire avec précision les propriétés intrinsèques du matériau, telles que le module de young. La module de young calculée à l’aide de la simulation est d’environ 11,5 GPa, ce qui correspond bien aux résultats expérimentaux.

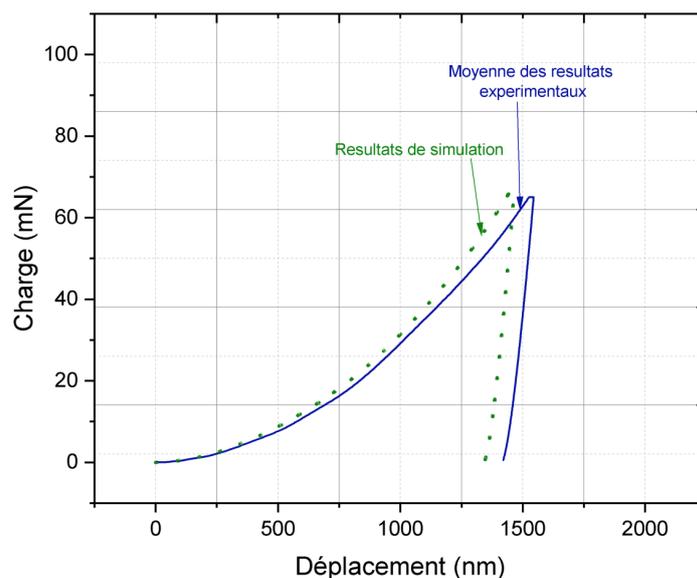


FIGURE 1.48 – Comparaison des résultats de simulation avec les résultats expérimentales.

Dans le code de calcul ABAQUS, il n'existe pas de système d'unités prédéfini. C'est à l'utilisateur de définir son propre système d'unités en fonction de ses besoins. ABAQUS permet une grande flexibilité en termes d'unités, permettant à l'utilisateur de travailler avec différents systèmes d'unités selon les spécifications de son problème. [75] Le Tableau 1.8 présente le système d'unités pouvant être utilisé dans ABAQUS.

TABLEAU 1.8 – Choix du système d'unités en programmation. [76]

Masse	Longueur	Temps	Force	Pression	Énergie
M	L	T	$MLT^{-2}$	$ML^{-1}T^{-2}$	$ML^2T^{-2}$
kg	m	s	N	Pa	J
g	mm	ms	N	MPa	mJ
mg	um	s	N	TPa	mJ
tonne	mm	s	N	MPa	mJ

## 1.5 Conclusion

Ce chapitre a présenté les bases bibliographiques du procédé de soudage par friction-malaxage, en introduisant également l'alliage d'aluminium 2017A-T451 soudé par ce processus. Ensuite, la méthode de modélisation numérique par éléments finis a été détaillée et utilisée comme méthode de simulation de la nanoindentation dans le logiciel Abaqus. Dans le chapitre suivant, toutes les notions présentées dans ce chapitre, et bien plus encore, seront mises en pratique de manière expérimentale afin d'obtenir des résultats concrets.

## Chapitre 2

# Procédure Expérimentale

---

*“Indubitablement,  
c’est par l’expérience  
que la science progresse.”*  
**Claude BERNARD**

---

Ce chapitre vise à décrire les diverses méthodes d’essai, d’analyse et de mesure utilisées. Tout d’abord, nous examinons la méthode de fabrication des joints soudés par FSW et la caractérisation microstructurale du matériau de base ainsi que des soudures réalisées. Nous abordons également les techniques de contrôle non destructif utilisées. Ensuite, nous présentons les différents essais entrepris pour caractériser le joint soudé. Enfin, nous détaillons les étapes de modélisation effectuées sur ABAQUS Simulia pour simuler la technique de la Nano-indentation.

## 2.1 Caractéristiques des matériaux, de l'outil et de la machine utilisés dans le FSW

Ce chapitre présente en détail les étapes de réalisation du soudage FSW, en mettant l'accent sur les différentes méthodes utilisées pour valider les plaques soudées. Les caractéristiques microstructurales du matériau de base et de la zone de soudure sont également examinées grâce à des techniques de caractérisation spécifiques. Par ailleurs, des essais mécaniques tels que la microdureté, les essais de traction et les essais de nano-indentation sont réalisés pour évaluer les propriétés mécaniques des joints soudés. Il convient de noter que toutes ces investigations ont été effectuées par O.MIMOUNI [19], dont les travaux antérieurs ont servi de référence pour les paramètres de soudage utilisés dans cette étude. Les résultats obtenus par O.Mimouni [19] mettent en évidence l'influence significative de la vitesse de rotation sur la qualité du cordon de soudure, avec une vitesse de 1250 tr/min se révélant particulièrement bénéfique en termes de résistance à la traction, de ductilité et d'homogénéité de la distribution de matière, sans présenter assez de défauts internes dans la microstructure. Ensuite, une modélisation de la nano-indentation est effectuée sur le logiciel ABAQUS pour valider un modèle cohérent avec l'expérimental.

### 2.1.1 Matériaux utilisés

Ce travail se concentre sur l'étude de l'alliage d'aluminium 2017A, qui appartient à la série 2000 et présente des caractéristiques telles qu'une résistance mécanique élevée, une faible densité et une excellente résistance aux dommages.

Ces propriétés en font un choix privilégié pour les applications aéronautiques, notamment dans la construction de fuselages. Cependant, sa soudabilité avec les procédés traditionnels est considérée comme médiocre. L'alliage étudié est soudé dans son état T451, un état trempé-mûri-traction contrôlé qui correspond à son utilisation finale. La composition chimique de l'alliage a été vérifiée à l'aide du spectromètre SPECTRO-LAB, un système d'analyse modulaire utilisant la spectrométrie d'émission optique pour déterminer la composition chimique des alliages légers tels que l'aluminium et le magnésium. Le tableau 2.1 présente les éléments d'addition présents dans cet alliage :

TABLEAU 2.1 – La composition chimique de l’alliage 2017A-T451 déterminée par spectrométrie

Élément	Al	Cu	Si	Fe	Mn	Mg	Zn	Ni	Cr	Ti	V
Poids %	93,45	4,25	0.57	0.47	0.29	0.61	0.2	10.07	0.04	0.04	0.003

L’analyse réalisée confirme que les plaques examinées sont bien en aluminium 2017A.

### 2.1.2 Préparation des plaques avant le soudage

Des plaques en alliage d’aluminium 2017A-T451, d’une épaisseur de 6 mm, ont été découpées à partir d’une tôle plus grande de dimensions 100 mm de largeur et 200 mm de longueur. Le découpage a été réalisé à l’aide d’une scie industrielle. Les plaques ont été orientées de manière à ce que la direction du laminage soit parallèle à la longueur des plaques. Cela permet d’obtenir un joint soudé dans la direction du laminage et une plaque soudée finale de dimensions 200 x 100 mm.

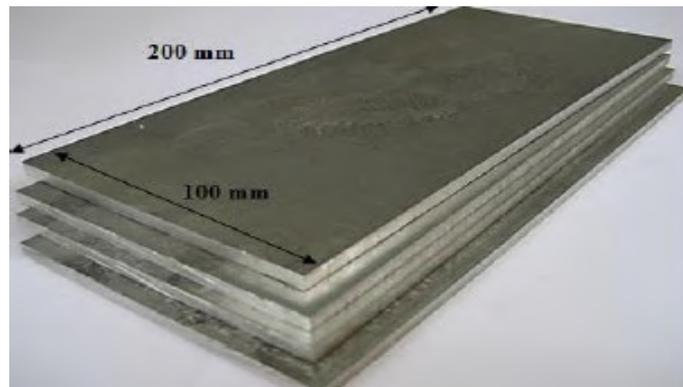


FIGURE 2.1 – Plaques d’aluminium de l’alliage 2017A-T451 d’une épaisseur de 6 mm, prêtes pour le soudage par FSW.

### 2.1.3 Outil de soudage FSW

L’outil utilisé a été réalisé par O.Mimouni [19] à partir d’un acier à outils et a subi un traitement thermique pour augmenter sa dureté jusqu’à 52 HRC. Il présente donc une excellente dureté, une ténacité élevée et une bonne résistance à l’usure à chaud.

L’outil de soudage est composé d’un épaulement et d’un pion fileté. La conception de l’outil a été réalisée en tenant compte de l’échange de chaleur avec l’air ambiant. Des ailettes ont été ajoutées à la surface de l’épaulement pour assurer la circulation de l’air,

comme le montre la Figure 2.2.



FIGURE 2.2 – Conception de l’outil de soudage.

TABLEAU 2.2 – Caractéristiques et dimensions de l’outil de soudage FSW. [19]

Longueur Totale (mm)	Épaulement		Pion		
	Diamètre (mm)	Longueur (mm)	Diamètre (mm)	Type	Longueur (mm)
85,8	22	25	6	Avec filetage	5,8

#### 2.1.4 Optimisation de la machine de soudage FSW

Le soudage par friction malaxage (FSW) nécessite des forces et un couple importants pour générer de la chaleur par friction et effectuer la déformation plastique. Les machines spécifiquement conçues pour le FSW sont coûteuses, ce qui limite la recherche dans ce domaine. Une alternative consiste à utiliser une fraiseuse conventionnelle puissante pour réaliser le soudage par friction malaxage.

Dans cette étude, réalisé au niveau de l’Unité de Fabrication Industriel de l’Etablissement de Renovation des Matériels Aéronautiques « l’ERMAéro - Dar El Beïda » le soudage a été réalisé sur une fraiseuse PMER modifiée pour permettre le soudage par friction malaxage. Des ajustements ont été effectués, notamment l’installation d’un adap-

tateur d'outil pour assurer une fixation efficace de l'outil et éviter tout glissement lors de l'application du couple élevé généré pendant le soudage par friction. Cette adaptation de la machine permet d'effectuer le FSW de manière satisfaisante.



FIGURE 2.3 – Fraiseuse PMER utilisée pour le FSW.

## 2.2 Protocole de soudage par friction malaxage

Tout d'abord, définissons les paramètres de soudage :

TABLEAU 2.3 – Paramètres de soudage et taille des plaques soudée.

Épaisseur de la plaque	Dimensions de plaque	Vitesse d'avance en (mm/min)	Vitesse de rotation en (tr/min)	Angle d'inclinaison	Rapport des vitesses
6 mm	200x100	36	1250	2	35

Le protocole de soudage par friction malaxage (FSW) implique plusieurs étapes, qui sont comme suit :

### 2.2.1 Étape 1 : Préparation des plaques à souder

- Les plaques à souder sont frottées à l'aide d'un papier abrasif pour enlever la couche d'oxyde d'un dixième de micron d'épaisseur de chaque côté du joint.
- Les plaques sont nettoyées à l'aide de papier imbibé d'acétone pour maintenir

le joint propre et empêcher la formation de nouvelles couches d'oxyde.

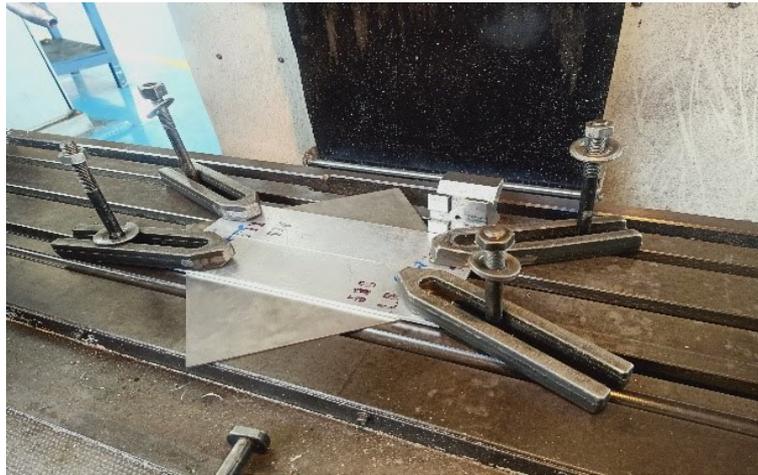


FIGURE 2.4 – Système de fixation des plaques à souder.

### 2.2.2 Étape 2 : Positionnement des plaques et isolation thermique

- Une fine plaque de titane (Ti6V4A, épaisseur de 2 mm) est positionnée sous les deux plaques pour isoler thermiquement le matériau du support.
- La première plaque est positionnée de manière à ce que le bord à souder soit parallèle à l'avancée du pion lors du soudage, suivie de la deuxième plaque.
- Un dispositif de bridage est utilisé pour fixer les deux plaques et les empêcher de se soulever ou de se séparer pendant le soudage.



FIGURE 2.5 – Installation de l'outil sur la fraiseuse.

### 2.2.3 Étape 3 : Réglage de l'outil de soudage

- L'outil de soudage, réalisé en acier à outil, a subi un traitement thermique pour augmenter sa dureté jusqu'à 52 HRC.
- Un adaptateur d'outil est utilisé pour serrer efficacement l'outil et éviter tout glissement sous l'effet du couple élevé généré pendant le soudage par friction.



FIGURE 2.6 – Ajustement de la vitesse de rotation.

### 2.2.4 Étape 4 : Réglage des paramètres et préchauffage

- L'outil est positionné au-dessus des plaques avec une inclinaison de 2 degrés. Cet angle permet de créer un mouvement de mélange plus efficace entre les pièces à souder, favorisant ainsi une meilleure formation du joint de soudure. De plus, cet angle permet également de réduire les contraintes et les forces exercées sur l'outil, ce qui contribue à améliorer la stabilité du processus de soudage.
- La vitesse de rotation de l'outil est réglée à l'aide d'un tachymètre.
- Un préchauffage est effectué en maintenant l'outil en rotation pendant 10 à 15 secondes, ce qui permet d'augmenter la température et favorise une bonne pénétration de l'outil au début du processus à l'interface des plaques.



FIGURE 2.7 – Pénétration de l'outil

### 2.2.5 Étape 5 : Processus de soudage

- Le processus de soudage par friction malaxage est réalisé en faisant avancer l'outil le long du joint par une vitesse constante de 36 mm/min.
- Pendant le processus de soudage, l'outil génère de la chaleur par friction et provoque une déformation plastique des plaques, assurant ainsi la liaison entre les deux pièces.



FIGURE 2.8 – Phase de soudage.

### 2.2.6 Étape 6 : Fin du soudage et retrait de l'outil

- Une fois le soudage terminé, l'outil est retiré de la zone soudée.
- Les pièces soudées sont obtenues, formant ainsi le joint de soudure.
- La phase de soudage dure 5 minutes et 33 secondes, auxquelles s'ajoutent 10 à

15 secondes de phase de pénétration, ce qui donne un temps total de processus de soudage par friction malaxage de 5 minutes et 48 secondes.



FIGURE 2.9 – Pièces soudées.

Les paramètres de soudage mentionnés dans le tableau 2.3 ont été déterminés en se basant sur une étude antérieure réalisée au sein de la même institution. Après plusieurs essais et variations, suivis de contrôles non destructifs, O.MIMOUNI [19] a été confirmé que ces paramètres permettent d'éviter la plupart des défauts qui peuvent survenir lors du procédé de soudage par FSW de l'alliage des pièces 2017A.

### 2.3 Méthodes d'inspection et d'évaluation de la qualité de soudure

Après l'opération de soudage, les plaques soudées ont été soumises à trois méthodes de contrôle non destructif.

#### 2.3.1 Contrôle visuel

Le contrôle visuel permet de détecter les défauts visibles en surface tels que les fissures et la porosité. Il permet de valider la qualité de la soudure [78]. Cependant, d'autres contrôles non destructifs sont nécessaires, car une surface en bon état ne garantit pas l'absence totale de défauts internes.

### 2.3.2 Contrôle par radiographie X

Le principe de la radiographie utilise un faisceau de rayonnements ionisants X et qui pénètrent dans la pièce à inspecter. En fonction de la nature et de la géométrie de la pièce [79], une partie du faisceau est absorbée ou déviée. Un film sensible à ce type de rayonnement est positionné derrière la pièce pour révéler le phénomène d'absorption. Les variations d'intensité de radiation créent une image qui représente la structure interne et externe de la pièce inspectée. Ce test a été réalisé au laboratoire CND de l'établissement ERMAéro "Dar El Beïda".

Cette méthode offre l'avantage de fournir des images directement exploitables. Cependant, son interprétation requiert un haut niveau d'expertise de la part des inspecteurs. De plus, l'utilisation de cette méthode en industrie est rendue difficile en raison des exigences de sécurité pour les travailleurs et l'environnement.

Les paramètres utilisés lors du contrôle par radiographie sont déterminés en fonction du type de métal à inspecter et de son épaisseur. Les valeurs de ces paramètres pour une épaisseur de 6 mm d'un alliage d'aluminium sont obtenues à partir des abaques fournis par le fabricant de l'équipement.



FIGURE 2.10 – Équipement de Radiographie X.

Pour notre cas spécifique, le contrôle de la plaque en aluminium 2017A d'une épaisseur de 6 mm requiert les paramètres suivants :

- Une tension de 70 kV.
- Un courant d'intensité de 3 mA.
- Un temps d'exposition de 70 secondes.

Cette méthode d'inspection nous permet de détecter des fissures ou des défauts qui pourraient échapper à d'autres méthodes de contrôle. Ces caractéristiques en font un outil essentiel pour assurer la qualité, la sécurité et la fiabilité des composants.

### 2.3.3 Inspection par ultrasons

La méthode de détection de défauts non destructive repose sur l'utilisation d'ultrasons émis et détectés par un capteur équipé d'éléments piézoélectriques [80]. La fréquence des ultrasons est choisie en fonction de la nature de la pièce à contrôler, généralement entre 500 kHz et 100 MHz. Pour assurer une bonne transmission des ondes, le capteur est en contact direct avec la pièce ou plongé dans un milieu de couplage tel que l'eau.

La technologie multi-éléments permet de contrôler des pièces à géométries complexes en ajustant électroniquement l'orientation et les caractéristiques du faisceau ultrasonore. Les ondes se réfléchissent sur les interfaces acoustiques rencontrées dans la pièce, telles que les contours, les défauts intérieurs ou les grains des matériaux. Ces réflexions suivent la loi de Snell-Descartes qui détermine l'angle de réflexion.

Le capteur se déplace le long d'une trajectoire calculée pour intercepter les ondes réfléchies par d'éventuels défauts. Les ondes détectées sont converties en signaux par l'électronique du capteur, puis assemblées par un logiciel pour former une image de l'intérieur de la pièce. L'analyse de ces images permet de distinguer les échos provenant des défauts des échos liés à la géométrie de la pièce.

Le contrôle a été réalisé au Centre de Recherche des Technologies Industrielles (CRTI-Chéragé), en utilisant une inspection par immersion où l'eau a été utilisée comme milieu de couplage entre le capteur et la pièce à inspecter. Ce dispositif comprend les éléments suivants : - Un générateur d'impulsions conventionnel de type OLYMPUS, modèle 5800Pr. - Un transducteur de type Panamertics V327 d'une fréquence de 10 MHz. - Un oscilloscope numérique de type TELEDYNE Lecroy, modèle 1 GHz-WaveSufér10.

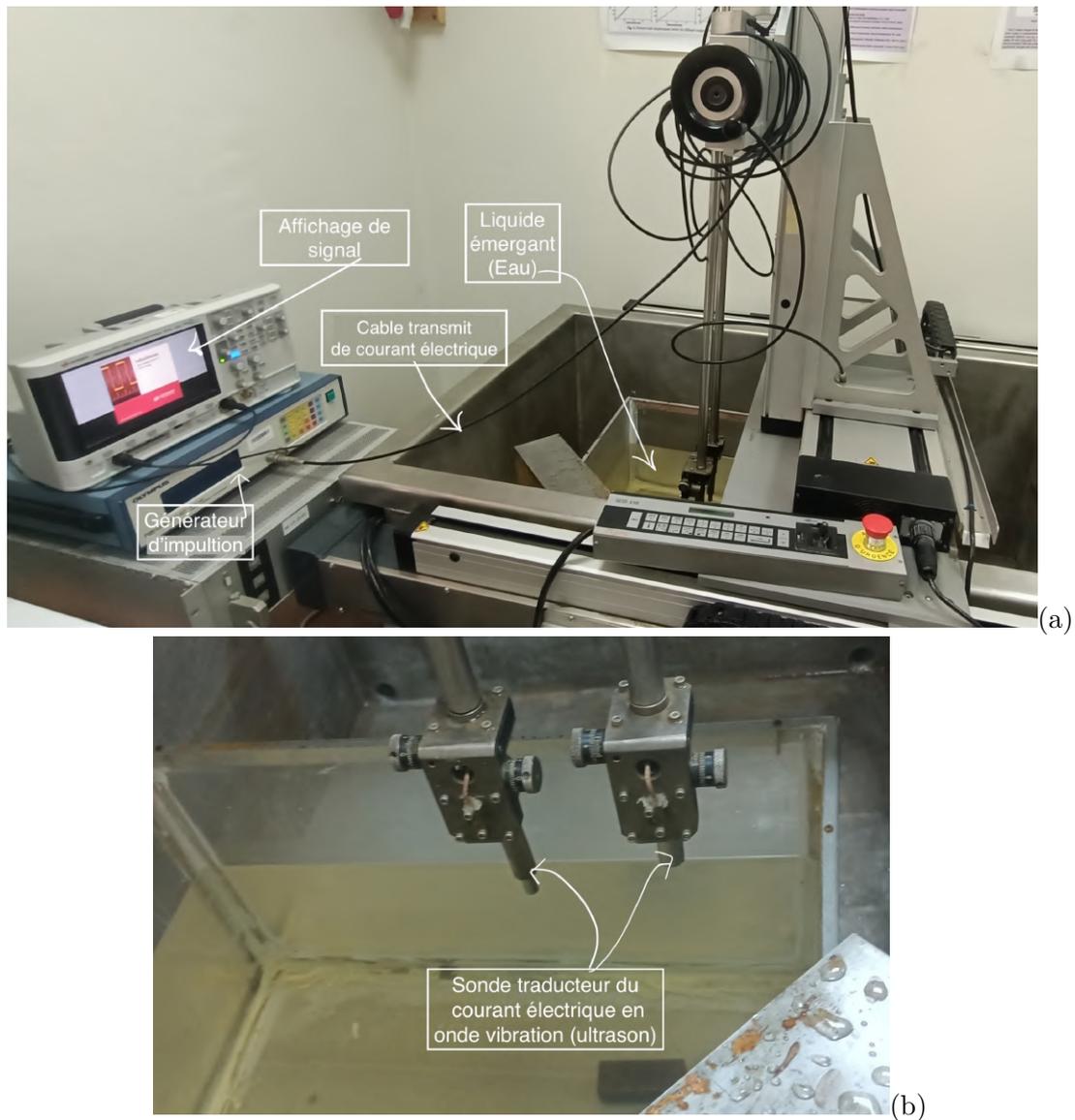


FIGURE 2.11 – (a) Configuration du dispositif d’inspection par ultrasons en immersion.(b) Sonde traducteur de courant électrique en Ultrason.

### 2.3.4 processus de formation des images C-Scan

Ce processus se déroule comme suit :

1. Un signal temporel A-scan (amplitude en fonction du temps) est obtenu lors du balayage automatique à chaque emplacement précis du capteur, avec un pas de 1 mm selon les axes X et Y.
2. Les signaux temporels obtenus le long de ces deux axes de balayage sont juxtaposés pour former une image appelée C-scan.
3. Pour représenter les données C-scan, la valeur maximale d’amplitude du signal

reçu est choisie pour chaque position. Les autres valeurs d'amplitude sont ensuite codées en utilisant une palette de 256 niveaux de couleur allant du bleu au rouge.

Ces deux méthodes de contrôle non destructif par radiographie X et par ultrasons sont des méthodes **complémentaires** qui sont utilisées en parallèle. Chacune de ces méthodes permet de détecter et de compléter les imperfections et les erreurs d'inspection de l'autre, afin d'obtenir des résultats précis sur les défauts internes et externes présents dans le joint de soudure.

## 2.4 Analyses microstructurales

### 2.4.1 Préparation des échantillons

La préparation des échantillons pour les analyses microstructurales comprend les étapes suivantes :

- La première étape de la préparation des échantillons consiste à **découper** les plaques soudées. Lors de ce processus, les zones présentant des irrégularités sont évitées.



FIGURE 2.12 – Découpage de l'échantillon.

- **Enrobage** : La prochaine étape consiste à enrober les échantillons pour faciliter leur manipulation. La résine époxy est laissée à l'air libre pendant 8 heures pour durcir.

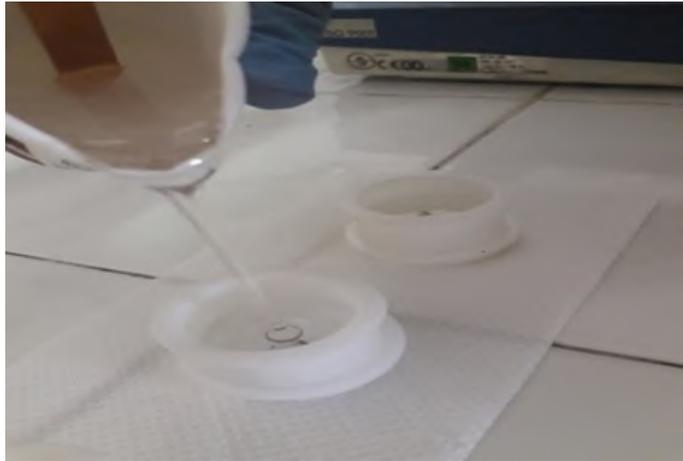


FIGURE 2.13 – Enrobage des échantillons.

- **Polissage :** Ensuite, un polissage est réalisé pour éliminer les résidus de résine. Cela est effectué à l'aide d'une polisseuse STRUERS ROTOPOL-11 avec une vitesse de rotation comprise entre 150 et 300 tours/minute. Commencement par un polissage grossier, Ensuite des grains de plus en plus fins sont utilisés (papier de granulométrie) jusqu'à obtenir une surface miroir en utilisant une pâte diamantée.



FIGURE 2.14 – Procédé de polissage.

- Ensuite, une solution d'**attaque chimique** appelée solution Keller est préparée. Cette solution est composée de 1 ml d'acide fluorhydrique (HF), 1,5 ml d'acide chlorhydrique (HCl), 2,5 ml d'acide nitrique (HNO<sub>3</sub>) dans 95 ml d'eau. Cette solution permet de révéler les différentes zones de soudure.



FIGURE 2.15 – Préparation de l'attaque chimique (Keller).

### 2.4.2 Analyse macrographique

La phase d'observation macrographique a été réalisée dans le but de distinguer les différentes zones du joint soudé. Cela permet de mettre en évidence la structure métallographique homogène ou hétérogène de la soudure. Cette analyse a été effectuée au sein du "CRTI Chéraga". Un macroscopie optique de type Nikon SMZ 745T a été utilisé pour cette observation.



FIGURE 2.16 – Le macroscopie optique

### 2.4.3 Analyse microstructurale

Pour l'observation microstructurale, la microscopie optique en lumière polarisée a été utilisée. Un microscope optique de marque Olympus BX51, relié à un micro-ordinateur équipé d'un logiciel d'acquisition d'images, a été utilisé. Cela permet le transfert et le traitement des images obtenues.

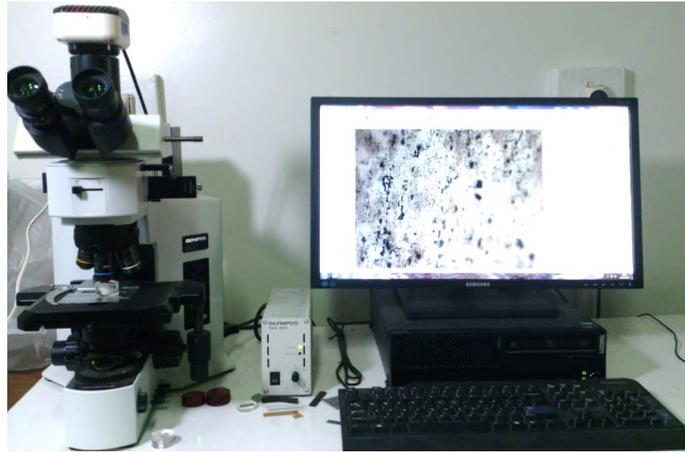


FIGURE 2.17 – Le microscope optique utilisé.

## 2.5 Méthodes utilisées pour la caractérisation mécanique

### 2.5.1 Essais de microdureté

Les mesures de microdureté HV0.5 ont été effectuées à l'aide d'un appareil de type "HWDM-1" au Laboratoire Génie des Matériaux de l'École Militaire Polytechnique (EMP).



FIGURE 2.18 – Appareil de mesure de la microdureté.

Les mesures ont été réalisées conformément à la norme NF EN ISO 6507-1, avec une charge de 500g appliquée pendant 15 secondes. L'intervalle entre deux points de

mesure est de 1 mm. Des profils de microdureté ont été effectués dans l'alliage 2017A-T451, à 1/4 de l'épaisseur, au milieu (2/4) et à 3/4 de l'épaisseur, afin d'évaluer les variations de microdureté le long de l'épaisseur de la plaque soudée.

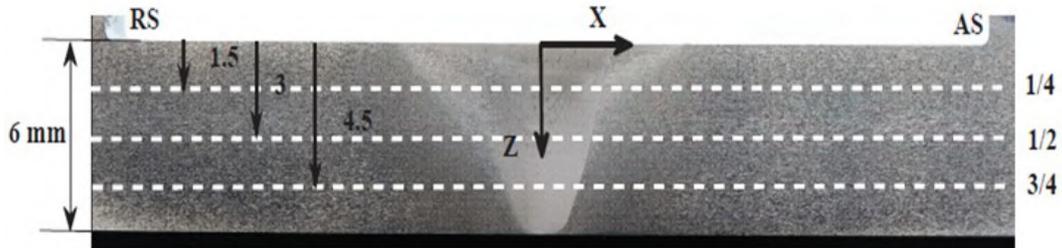


FIGURE 2.19 – Méthode de mesure de la microdureté dans les joints soudés.

Le test de dureté Vickers est privilégié pour notre étude en raison de ses nombreux avantages. Il peut être facilement réalisé à l'aide d'un appareil universel de microdureté, et les calculs requis ne dépendent pas de la taille du pénétrateur. De plus, le même pénétrateur en forme de diamant pyramidal peut être utilisé pour tous les matériaux, indépendamment de leur dureté.

La dureté Vickers (HV) est déterminée en mesurant les longueurs des deux diagonales de l'empreinte laissée par le pénétrateur, à l'aide d'une évaluation optique. Ces mesures sont ensuite converties en valeurs de dureté Vickers (HV) en utilisant l'une des formules appropriées :

$$HV = 0,102 \frac{2F_v \sin \frac{136^\circ}{2}}{d_v^2} \quad (2.1)$$

$$HV = 0,189 \frac{F_v}{d_v^2} \quad (2.2)$$

### 2.5.2 Essai de traction

Cette partie présente les outils expérimentaux réalisés par O.Mimouni [19], utilisés pour caractériser la résistance mécanique d'une jonction soudée par FSW (Friction Stir Welding) et évaluer la sensibilité des différentes zones métallurgiques en présence de singularité géométrique. Les essais de traction sont principalement utilisés pour étudier les lois de comportement à la fois globalement et localement le long de la jonction soudée.

L'essai de traction, largement utilisé et étudié, consiste à appliquer une force croissante ou une déformation constante sur un échantillon jusqu'à sa rupture. Cela permet de déterminer des caractéristiques clés telles que la limite d'élasticité, la limite de rupture et le module de Young.

Deux approches sont utilisées lors des essais de traction : une approche globale qui étudie le comportement à grande échelle à l'aide de macro-éprouvettes, et une approche locale qui vise à examiner le comportement mécanique à l'échelle locale en utilisant des micro-éprouvettes adaptées à cet effet.



FIGURE 2.20 – Machine de traction utilisée - WOLPERT-AMSLER ZZ220.

Les éprouvettes ont été fabriquées conformément à la norme ASTM/E8M. Ensuite, le test de traction a été effectué selon la norme NF EN 10002-1, avec une vitesse de déplacement de 1 mm/min correspondant à une vitesse de déformation de  $5,20 \times 10^{-4} s^{-1}$ . Le test de traction a été réalisé à l'aide d'un dispositif de traction situé au Laboratoire Génie des Matériaux de l'École Militaire Polytechnique. La machine utilisée est une WOLPERT-AMSLER ZZ220 avec une capacité de 200 kN.

### 2.5.2.1 Approche globale

Pour étudier ce comportement spécifique, nous avons réalisé des éprouvettes conformes à la géométrie spécifiée par la norme ASTM/E8M. des éprouvettes plates prélevées perpendiculairement à la direction de soudage, comme illustré dans la figure ci-dessous.

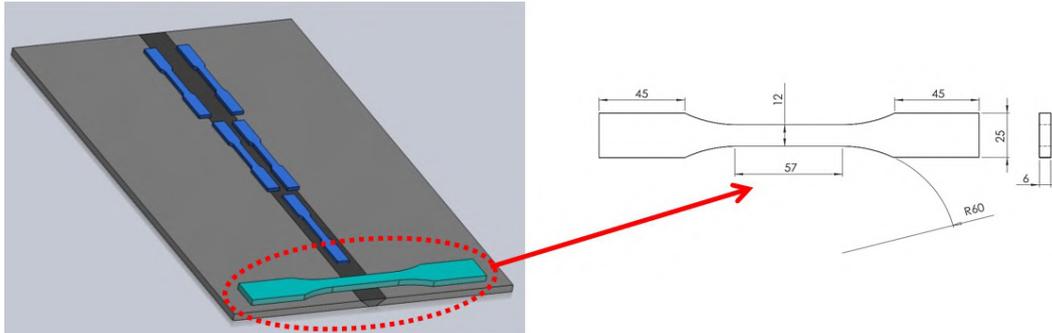


FIGURE 2.21 – Illustration du prélèvement des macro-éprouvettes par rapport au joint de soudure.

### 2.5.2.2 Approche locale

Dans le contexte de l'étude de l'approche locale, des essais supplémentaires ont été réalisés sur des éprouvettes prélevées dans différentes zones de la soudure afin de caractériser les propriétés mécaniques locales de l'ensemble du joint soudé. Les sections ont été découpées par usinage à basse vitesse sur une machine à commande numérique, parallèlement à la direction du soudage, comme illustré dans le schéma ci-dessous.

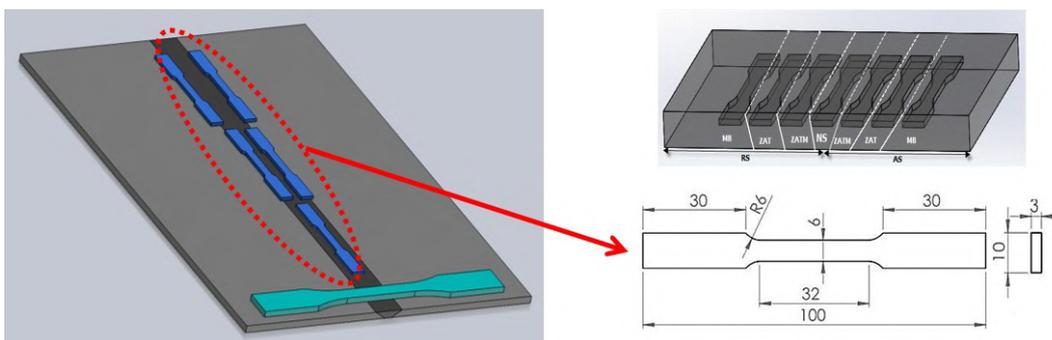


FIGURE 2.22 – Illustration du prélèvement des micro-éprouvettes dans les différentes zones.

La principale difficulté rencontrée dans cette approche locale était d'assurer que toute la zone d'intérêt (Noyau, ZAT, ZATM) soit correctement positionnée dans chaque zone spécifique. Pour ce faire, nous avons développé un protocole de découpe spécifique

adapté à chaque zone, en tenant compte des variations dimensionnelles pour garantir une microstructure homogène dans chaque éprouvette. Toutes les éprouvettes ont été préparées conformément à la norme ASTM /E8M. Par la suite, un essai de traction a été réalisé selon la norme NF EN 10002-1, à une vitesse de déplacement fixe de 1 mm/min, correspondant à une vitesse de déformation de  $5,20 \times 10^{-4} s^{-1}$ .



FIGURE 2.23 – Micro-éprouvettes pour les essais de traction.

### 2.5.2.3 Coefficient d'efficacité des joints

Le coefficient d'efficacité du joint est défini comme le rapport entre les propriétés mécaniques de l'assemblage soudé et celles du métal de base. Il est représenté par l'équation :

$$\text{Coefficient de joint} = R_m (\text{du joint soudé}) / R_m (\text{du métal de base}) \quad (2.3)$$

où  $R_m$  représente la résistance maximale à la traction.

Pour les alliages d'aluminium, le coefficient de joint soudé par FSW varie généralement de 0.6 à 1. La norme ISO/DIS 25239-4 établit une valeur minimale requise pour le coefficient d'efficacité du joint, devant être respectée par les assemblages soudés par FSW.

## 2.6 Caractérisation mécanique par Nanoindentation

Des essais de nano-indentation ont été réalisés par O.Mimouni [19], à l'aide d'un indenteur de type "NHT3", conçu spécifiquement pour mesurer des propriétés de surface

à l'échelle nanométrique à micrométrique telles que la dureté, le module d'élasticité et le fluage, entre autres. Cet indenteur offre une plage de force allant de 0.1 mN à 500 mN, ce qui lui confère une grande polyvalence. Il utilise une méthode de référence de surface unique pour assurer des mesures précises et fiables.

L'indenteur utilisé est de type Berkovich, appartenant à la série B-T43, et possède une base triangulaire diamantée. Cette configuration permet d'effectuer des indentations précises et reproductibles sur les échantillons, en fournissant des informations détaillées sur les propriétés mécaniques de leur surface. Les paramètres de l'indentation sont les suivants : - Réglages TTX - NHT S/N : 100003933. - Taux d'acquisition : 10,0 [Hz] - Distance d'approche : 2  $\mu\text{m}$  - Chargement linéaire - Vitesse d'approche : 4  $\mu\text{m}/\text{min}$  - Charge maximale : 100,00-5,00 mN - Vitesse de retrait : 2  $\mu\text{m}/\text{min}$  - Vitesse de charge : 200,00-10,00 mN/min - Vitesse de décharge : 200,00-10,00 mN/min - Dz en gamme fine. - Seuil de raideur : 500  $\mu\text{N}/\text{m}$ .

Après l'attaque chimique et la révélation des zones, les dimensions de ces dernières sont mesurées pour obtenir une précision accrue.

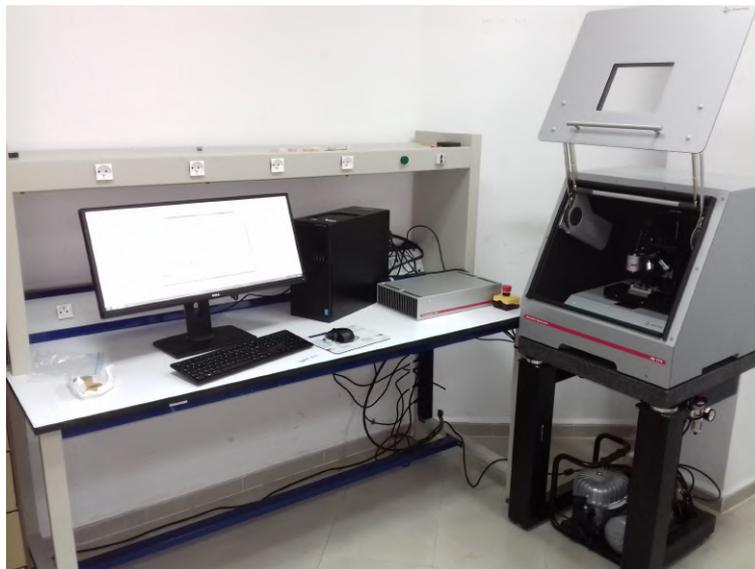


FIGURE 2.24 – Dispositif utilisé pour la nano-indentation.

### 2.6.1 Étapes de l'expérience

Le processus de nano-indentation par l'indenteur Berkovich comprend plusieurs étapes, depuis la préparation de l'échantillon jusqu'à la mesure des paramètres de l'indentation. Voici les étapes principales :

### 2.6.1.1 Préparation de l'échantillon

L'échantillon doit être préparé selon les spécifications requises. Cela peut impliquer le découpage, le polissage et l'enrobage de l'échantillon pour obtenir une surface plane et lisse.

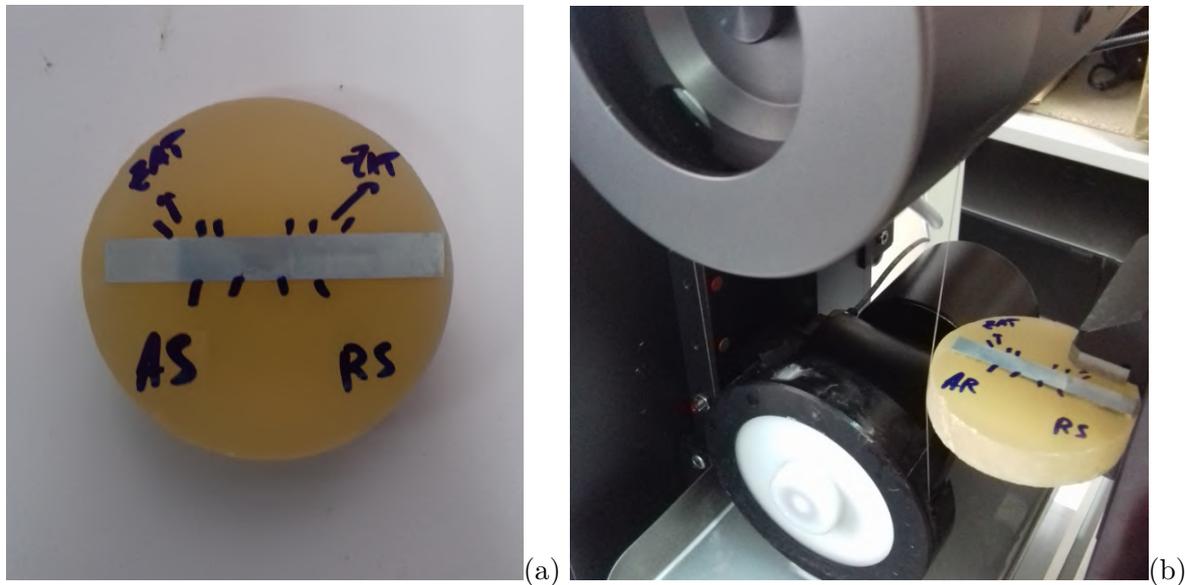


FIGURE 2.25 – (a) Un des échantillons à indenter. (b) Préparation de la surface de l'échantillon à indenter.

### 2.6.1.2 Réglage des paramètres

Avant de commencer l'indentation, les paramètres de l'indenteur Berkovich doivent être réglés. Cela comprend la sélection du numéro de série approprié, la configuration du taux d'acquisition, de la distance d'approche, de la vitesse d'approche, de la charge maximale, de la vitesse de retrait, de la vitesse de charge, de la vitesse de décharge et du seuil de raideur.

### 2.6.1.3 Positionnement de l'indenteur

L'indenteur Berkovich est soigneusement positionné sur la surface de l'échantillon, en veillant à ce qu'il soit bien aligné et en contact avec l'échantillon.

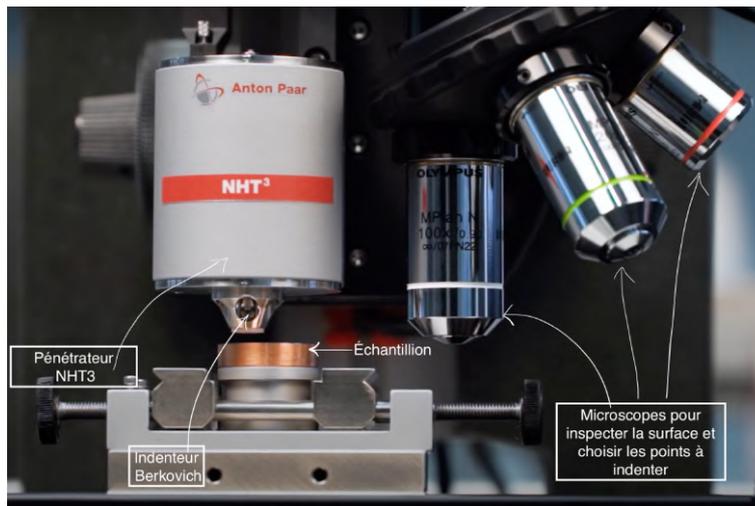


FIGURE 2.26 – Positionnement de l'indenteur.

#### 2.6.1.4 Indenter dans 20 points au chaque zone

Pour assurer une pénétration précise dans chaque zone des joints de l'alliage d'aluminium 2017A soudé par FSW, 20 points de mesure ont été sélectionnés dans chacune des zones de soudure. Cette approche permet de prendre en compte les variations potentielles à l'intérieur de chaque zone et de fournir une caractérisation détaillée des propriétés mécaniques à travers l'ensemble du joint soudé.

#### 2.6.1.5 Chargement de l'indenteur

Une force croissante est appliquée à l'indenteur Berkovich, en utilisant la vitesse de charge spécifiée. La charge maximale définie est atteinte pendant cette étape.

#### 2.6.1.6 Maintien de la charge

Une fois la charge maximale atteinte, elle est maintenue pendant un certain temps pour permettre à l'indentation de se stabiliser et d'obtenir des mesures précises.

#### 2.6.1.7 Retrait de l'indenteur

Après la période de maintien, l'indenteur est retiré de l'échantillon en utilisant la vitesse de retrait spécifiée.

### 2.6.1.8 Mesure des paramètres de l'indentation

Les dimensions de l'empreinte laissée par l'indenteur sont mesurées, notamment les diagonales de l'empreinte. Ces mesures sont utilisées pour calculer selon la méthode d'Olivier-Pharr les paramètres de l'indentation présentés dans le tableau ci-dessous.

TABLEAU 2.4 – Paramètres obtenus lors de l'essai d'indentation instrumenté.

Paramètre	Signification
$E^*$ (Reduced Elastic Modulus)	Module d'élasticité total du matériau
HVIT (Vickers Hardness)	Dureté Vickers
EIT (Total Elastic Modulus)	Module d'élasticité total du matériau
$E_r$ (Reduced Elastic Recovery Modulus)	Module de récupération élastique réduit
hm (Maximum Penetration Depth)	Profondeur maximale de pénétration
Fm (Maximum Load)	Charge maximale appliquée
S (Stiffness)	Raideur du matériau
hc (Contact Depth)	Profondeur de contact
hp (Plastic Depth)	Profondeur plastique

Ces étapes permettent de réaliser une nano-indentation précise à l'aide de l'indenteur Berkovich, fournissant ainsi des informations sur les propriétés de surface de l'échantillon à l'échelle nanométrique à micrométrique .

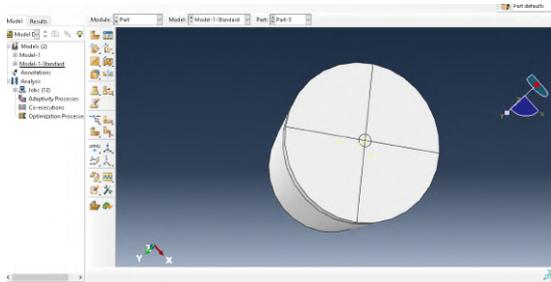
## 2.7 Modélisation de l'essai de nano-indentation

Un modélisation numérique de l'essai de nano-indentation a été réalisé en utilisant le logiciel ABAQUS, qui est un code de calcul basé sur la méthode des éléments finis. Des échantillons ont été prélevés perpendiculairement au cordon de soudure et le comportement de ces échantillons a été modélisé à l'aide d'une courbe contrainte-déformation obtenue à partir de l'essai de traction à approche local.

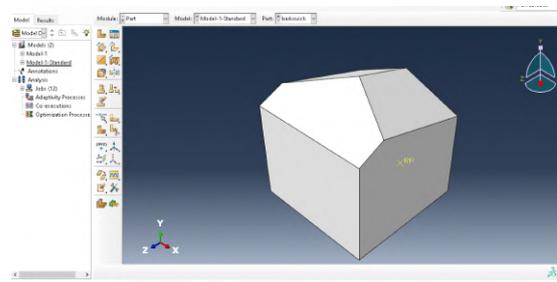
Pour extraire les propriétés mécaniques telles que la dureté et le module de Young, un modèle d'éléments finis 3D a été créé. Ce modèle a permis d'obtenir les courbes de charge déplacement pour chaque zone de soudure, ainsi que le champ de déformation et les contraintes de Von Mises en suivant les étapes suivantes :

**Étape 1. Réalisation des modèles :** Tout d'abord, la zone à simuler sur la plaque est

dessinée en utilisant le module "PART". Pour cela, l'indenteur berkovich est préalablement dessiné à l'aide du logiciel SolidWorks. Une fois cela fait, la géométrie est importée directement dans le logiciel Abaqus.



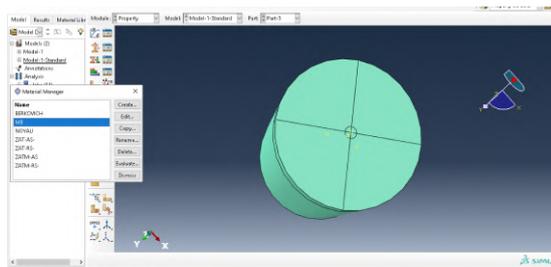
(a) Modélisation de la pièce en alliage AU4G.



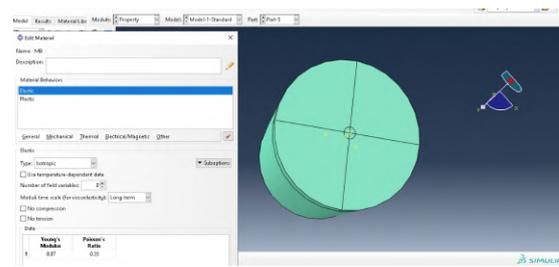
(b) Modélisation de l'indenteur Berkovich.

FIGURE 2.27 – Modélisation de Dispositif de la nanoindentation.

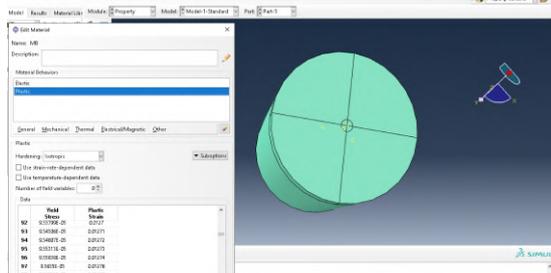
**Étape 2. Définir les propriétés mécaniques :** Il faut ensuite définir les propriétés mécaniques (définir les sections et les assigner à la structure) par le module « PROPERTY ». L'échantillon (AU4G) réalisé est supposé être homogène et isotrope et avoir un comportement élastique-plastique, d'un module de young de 70GPa et un coefficient de poisson de 0,33 quant aux propriétés plastiques ils varient en fonction de la zone de soudure, Cependant, pour l'indenteur berkovich, il est considéré comme un corps rigide (Diamant) purement élastique avec un module d'Young de 1141 GPa et un coefficient de poisson de 0,07 comme dans l'expérimetal.



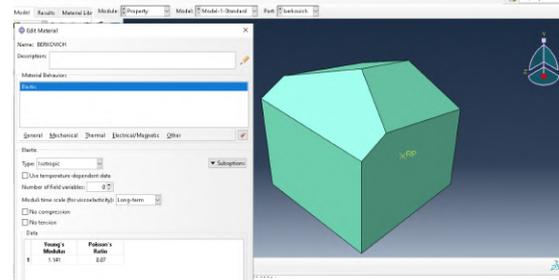
(a) Définir six propriétés pour 6 zones de AU4G



(b) Définir les propriétés élastiques de AU4G



(c) Définir les propriétés plastiques pour le AU4G



(d) Définir les propriétés élastiques de l'indenteur Berkovich

FIGURE 2.28 – Définir les propriétés mécaniques des matériaux modélisés.

**Étape 3. Assemblage :** Ensuite, les deux pièces doivent être assemblées à l'aide du module "ASSEMBLY" de manière à ce que la pointe de l'indenteur Berkovich soit positionnée sur le point de référence créé au centre de la pièce AU4G. Le modèle de nano-indentation développé repose sur les hypothèses suivantes : il existe une interface parfaite entre le pénétrateur et le substrat, et le pénétrateur et le substrat ne se séparent pas pendant le processus d'indentation.

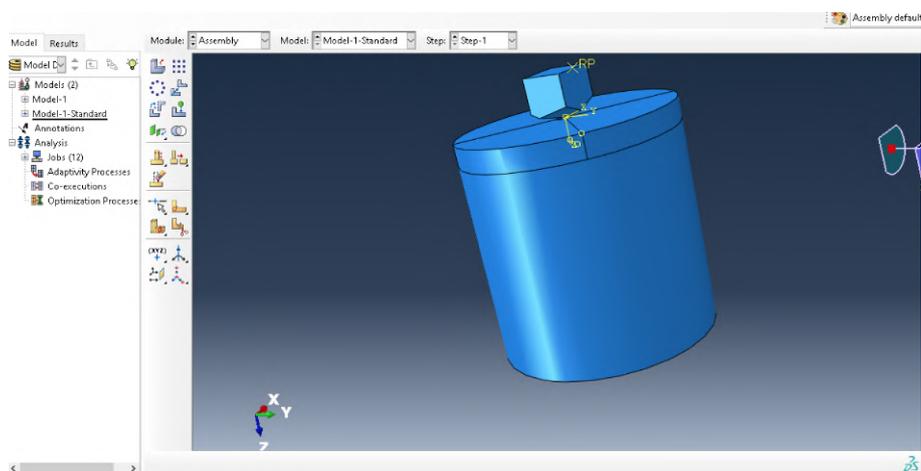


FIGURE 2.29 – Assemblage des deux pièces.

**Étape 4. Création d'une étape :** Pour permettre la réalisation de la simu-

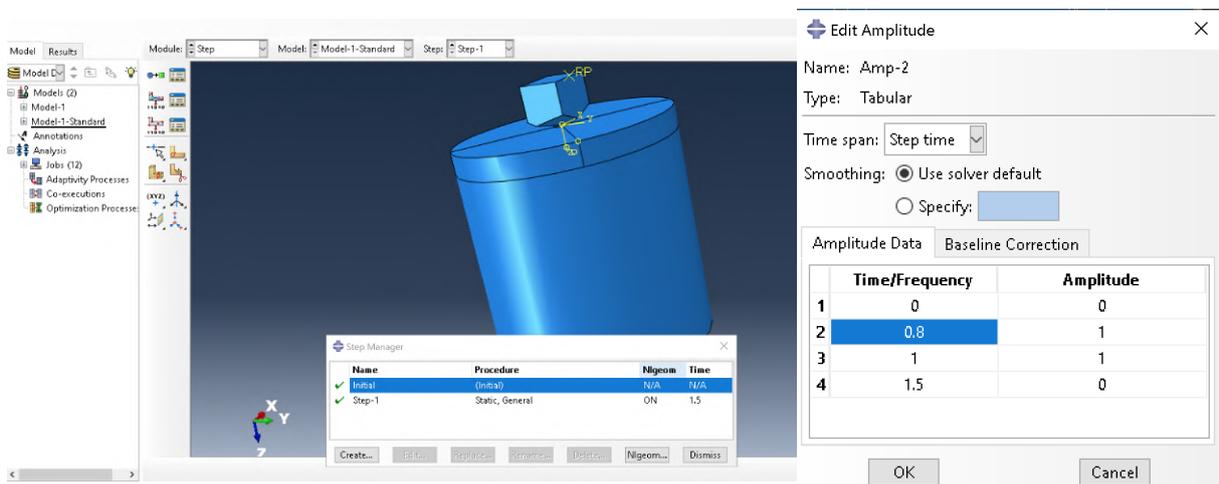
lation, il est nécessaire de créer une étape à l'aide du module "STEP". Dans notre cas de simulation, une création d'une étape statique d'une durée de 1,5 seconde était nécessaire. Au cours de cette étape, l'amplitude varie selon un schéma spécifique.

Dans les premières 0,8 seconde, l'indenteur effectue une phase d'indentation avec une amplitude allant de 0 à 1. Cela signifie que la valeur de charge appliquée augmente progressivement, atteignant sa valeur maximale. Les valeurs de charge maximale dépendent de la zone à indenter, et sont basées sur les valeurs utilisées lors des essais de nanoindentation expérimentaux, allant de 50 mN pour la zone NOYAU à 85 mN pour la zone ZATM (RS).(phase de charge)

Entre 0,8 seconde et 1 seconde, l'amplitude reste à 1, ce qui indique une phase de maintien. Pendant cette phase, la valeur de charge reste constante à son maximum, ce qui signifie que l'indenteur reste fixe à sa position de pénétration maximale dans l'échantillon.

Enfin, de 1 seconde à 1,5 seconde, l'amplitude décroît de 1 à 0. Cela signifie que la charge diminue progressivement de sa valeur maximale à une valeur minimale, ce qui indique une phase de décharge. Pendant cette phase, l'indenteur ralentit pour retourner à sa position initiale.

Tous ces paramètres sont basés sur les essais expérimentaux, et les résultats de la simulation seront comparés à ces derniers.



(a) Création d'une étape statique.

(b) Définir les critères de simulation

FIGURE 2.30 – Création d'étape et de tableau des amplitudes.

**Étape 5. Interactions :** La contrainte de contact entre les surfaces maître et esclave est définie à l'aide du module "INTERACTION". Étant donné que seule la

surface maître peut pénétrer la surface esclave, la direction du contact est déterminée par la surface maître. Dans notre modèle, le pénétrateur est choisi comme surface maître et l'échantillon "AU4G" comme surface esclave.

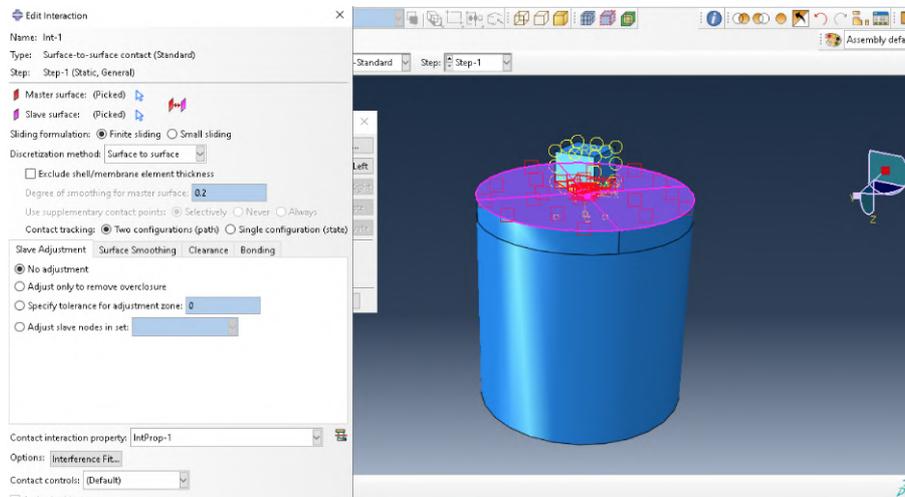


FIGURE 2.31 – Interactions et surfaces de contact.

Ces conditions aux limites sont appliquées au niveau du point d'origine, de la ligne centrale et du fond de l'échantillon. L'indenteur Berkovich se considère comme un corps rigide pour qu'il soit indéformable.

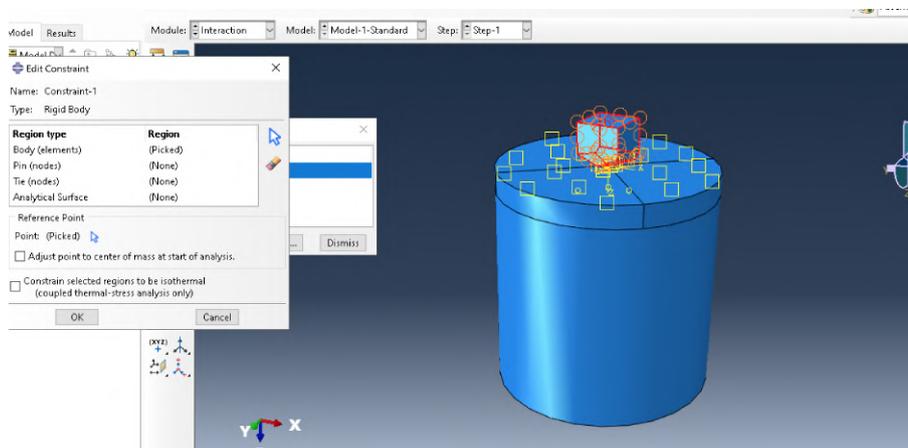


FIGURE 2.32 – Indenteur rigide.

**Étape 6. Déplacement de l'indenteur et conditions aux limites :** Le déplacement dans les directions x et y est fixé. Une liaison d'encastrement est appliquée à la base de l'échantillon à l'aide du module "LOAD". Le contact entre l'indenteur et l'échantillon est pris en compte avec un coefficient de frottement de 0.1 qui est le coefficient de contact commun entre les métaux et le diamant(Berkovich)[74]. Une force

de pénétration progressive, allant de 0N à  $F_{MAX}$ , est appliquée au point de référence 'RP' situé sur l'indenteur Berkovich. Cette force est dirigée verticalement vers la surface de l'échantillon AU4G le long de l'axe OZ. Pendant la phase de chargement, la simulation est réalisée dans la direction OZ de l'échantillon. Cependant, pendant la phase de déchargement, la pointe du pénétrateur retourne à sa position initiale (0, 0, 0).

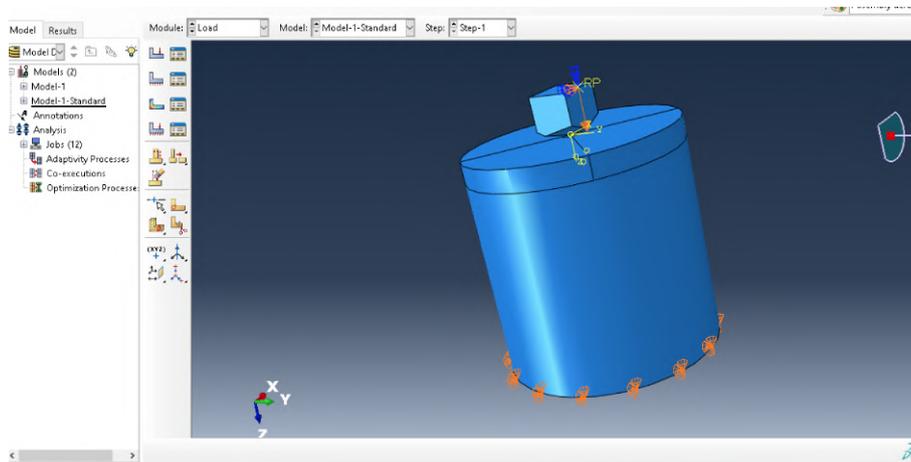
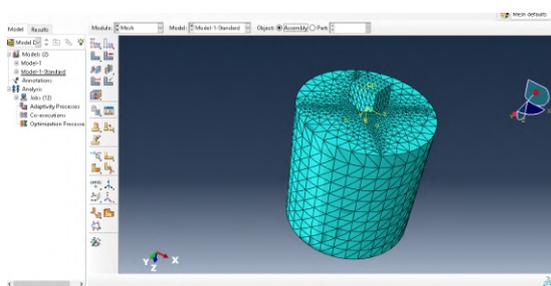
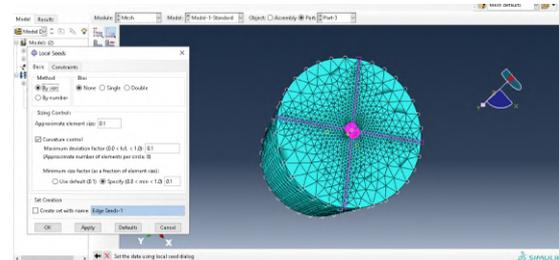


FIGURE 2.33 – Conditions aux limites.

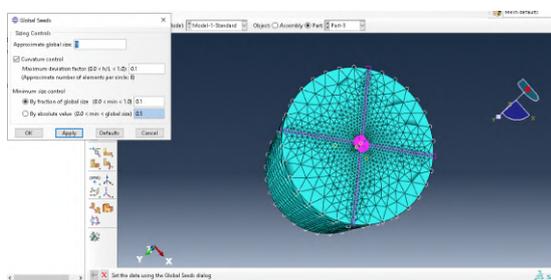
**Étape 7. Maillage :** Un maillage non structuré fin est généré autour de la zone de contact et à proximité de la pointe du pénétrateur à l'aide du module "MESH".



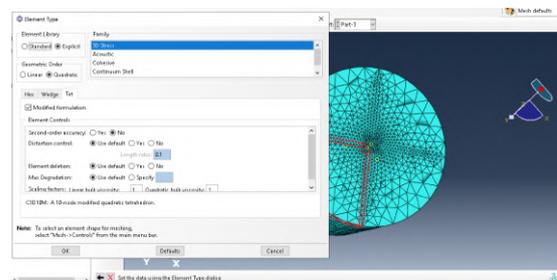
(a) Maillage des pièces assemblées.



(b) Maillage fin d'une taille d'élément de  $0,1\mu m$  pour la partie à indenter du AU4G



(c) Maillage grossier pour le AU4G et l'indenteur



(d) Type de maillage du AU4G

FIGURE 2.34 – Définir les paramètres de maillage des deux pièces

Pour réduire le temps de calcul, un maillage non structuré grossier a été généré en s'éloignant de la zone de contact où aucune déformation n'a été calculée. Deux types d'éléments volumiques ont été utilisés :

.**Tétraédrique à 10 noeuds C3D10M** avec 3 degrés de liberté pour l'échantillon AU4G :

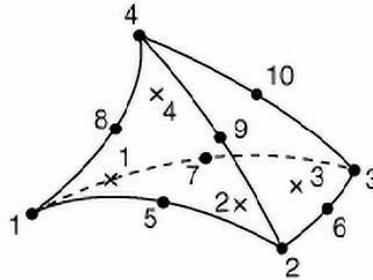


FIGURE 2.35 – Élément volumique tétraédrique C3D10M.

. **Hexagonale à 8 noeuds C3D8R** avec 3 degrés de liberté pour l'indenteur Berkovich :

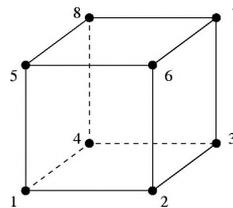


FIGURE 2.36 – Élément volumique hexagonal C3DR.

**Étape 8. Simulation** : Ensuite, la simulation est lancée à partir du module "JOB".

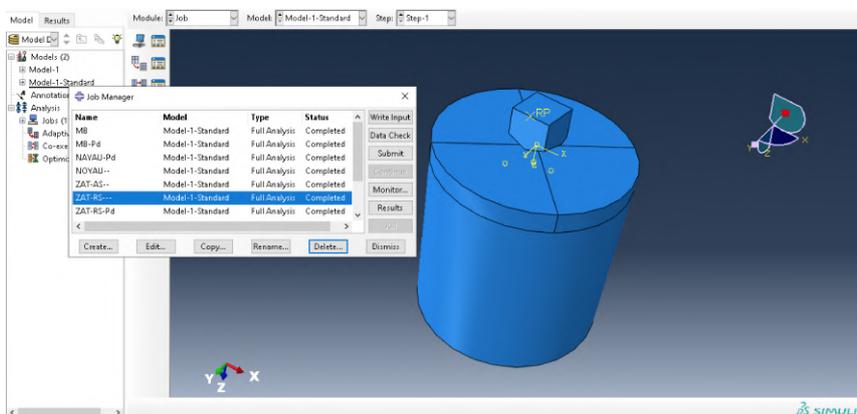


FIGURE 2.37 – Lancement de la simulation.

**Étape 9. Visualisation :** Enfin, pour visualiser les résultats de la simulation à l'aide du module "VISUALISATION" et obtenir les critères de Von Mises ainsi que le déplacement de l'indenteur le long de l'axe OZ, nous examinerons les courbes de charge-déplacement pour chaque zone de soudure. L'objectif est de vérifier si ces courbes sont similaires à celles obtenues lors des essais expérimentaux, afin de valider notre modèle. Tous ces résultats seront présentés dans le chapitre suivant.

## 2.8 Conclusion

Ce chapitre a présenté les différentes techniques établies pour caractériser le joint de soudure obtenu. Il a détaillé les procédures permettant de caractériser la microstructure du joint soudé ainsi que ses propriétés mécaniques. De plus, les étapes de la simulation sur ABAQUS ont été introduites. Tous les résultats de ce chapitre seront repris et interprétés dans le chapitre suivant.

## Chapitre 3

# Résultats, discussion et interprétation

---

*“Pour avancer vers la vérité,  
il est essentiel de remettre  
en question nos préconceptions  
et de reconstruire nos connaissances  
sur des bases solides.”*

***Émile ZOLA***

---

L'objectif de ce chapitre est d'examiner et d'interpréter les résultats obtenus. Après avoir examiné les plaques soudées, nous nous concentrons sur la caractérisation des joints. Notre objectif principal est de comparer les résultats de la nano-indentation dans chaque zone et de déterminer les paramètres empiriques nécessaires. De plus, nous cherchons à visualiser la déformation et à obtenir un modèle de simulation robuste et précis.

### 3.1 Étude des résultats du soudage par friction-malaxage (FSW) de l'alliage 2017A

Dans cette partie l'objectif était de réaliser la soudure de deux plaques en aluminium 2017A-T451 sans présence de défauts internes. Le procédé de soudage par friction-malaxage (FSW), étant un procédé à l'état solide, permet d'éviter certains défauts liés à la fusion des matériaux de base. Cependant, ce procédé engendre des défauts spécifiques. Dans cette partie, nous présenterons les résultats des soudures réalisées par FSW à une vitesse de rotation de 1250 tr/min, une vitesse d'avance de 0,6 mm/min et un angle d'inclinaison de 2°, comme illustré dans la figure 3.1.

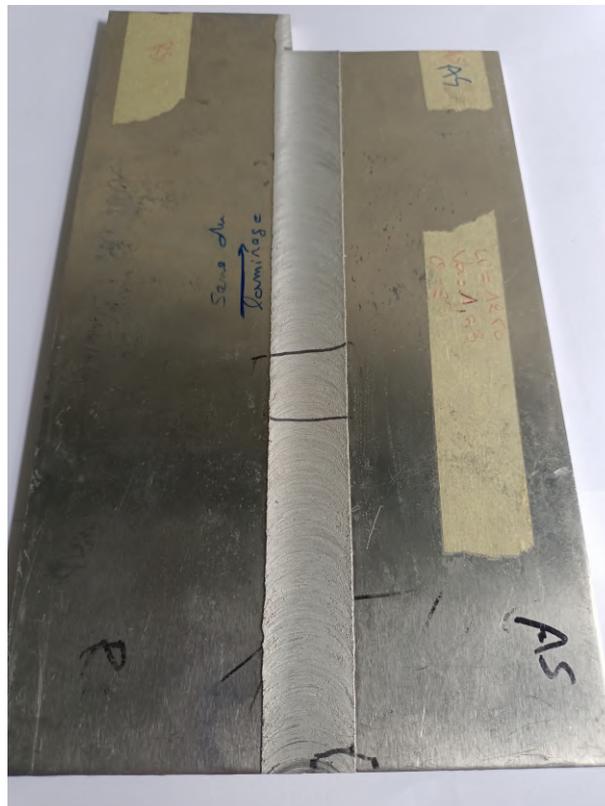


FIGURE 3.1 – Résultat de Soudage FSW de plaques d'aluminium 2017A-T451 d'une épaisseur de 6mm.

#### 3.1.1 Résultats du contrôle visuel de soudure

Lors du processus de soudage par friction malaxage, certains défauts visuels peuvent apparaître. tels que :

- Les bavures excessives, également connues sous le nom de Ribbon flash, se

- forment lorsque des excès de matériau sont poussés sur les bords de la soudure.
- Le défaut de manque de pénétration se produit lorsque la soudure n'est pas suffisamment profonde, laissant un espace entre les pièces jointes.
  - Le marquage de l'épaulement.
  - Les éraillures ou écailles de surface sont des défauts qui se produisent lorsque des particules de matériau sont éjectées de la surface de la soudure, créant des marques ou des fissures.
  - Les rainures de surface sont des défauts en forme de rainure qui peuvent se former à la surface de la soudure, souvent causés par des mouvements inappropriés de l'outil de soudage. Ces défauts peuvent affecter la qualité et la résistance de la soudure, et doivent être surveillés et corrigés lors du processus de soudage par friction malaxage.

Dans notre cas de soudure, deux défauts visuels étaient présents, à savoir une trace de défaut tunnel sur les deux côtés de l'échantillon et un marquage de l'épaulement.

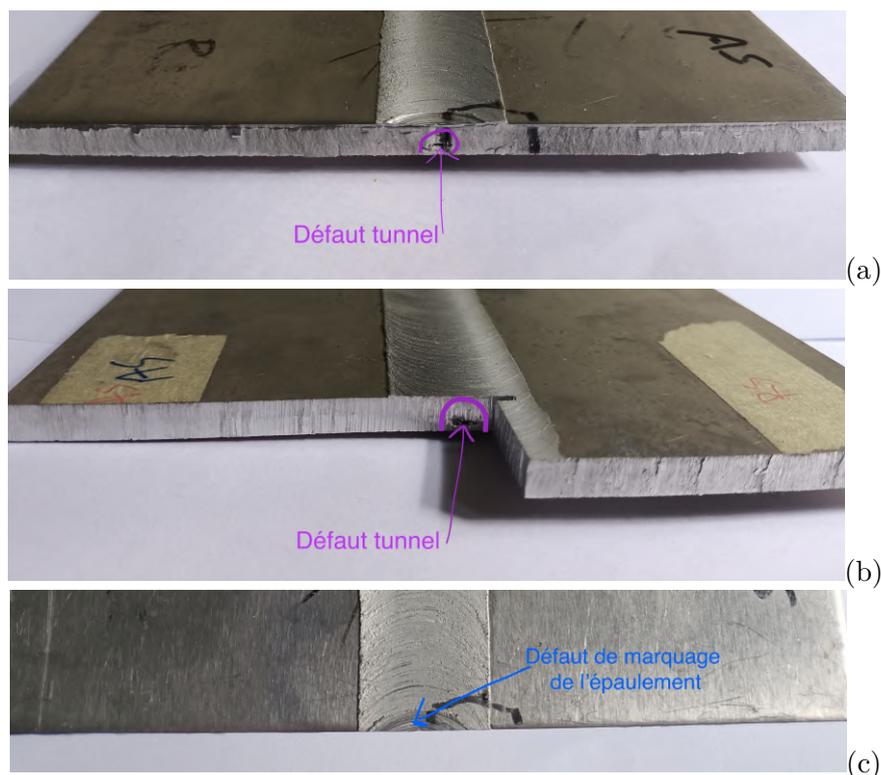


FIGURE 3.2 – Défauts observés visuellement (a) Trace d'un défaut tunnel sur le 1er coté de la pièce soudée (b) Trace d'un défaut tunnel sur le 2ème coté (c) Présence d'un marquage de l'épaulement.

En revanche, le côté opposé de la soudure ne présente aucun défaut, comme

illustré dans la figure 3.3.



FIGURE 3.3 – Coté opposé de la soudure

Toutefois, il est important de noter qu'une surface exempte de défauts visibles ne garantit pas l'absence de défauts internes. Par conséquent, les résultats des contrôles non destructifs (CND) seront présentés dans la section suivante pour évaluer ces aspects.

### 3.1.2 Résultats du contrôle non destructif par Radiographie X

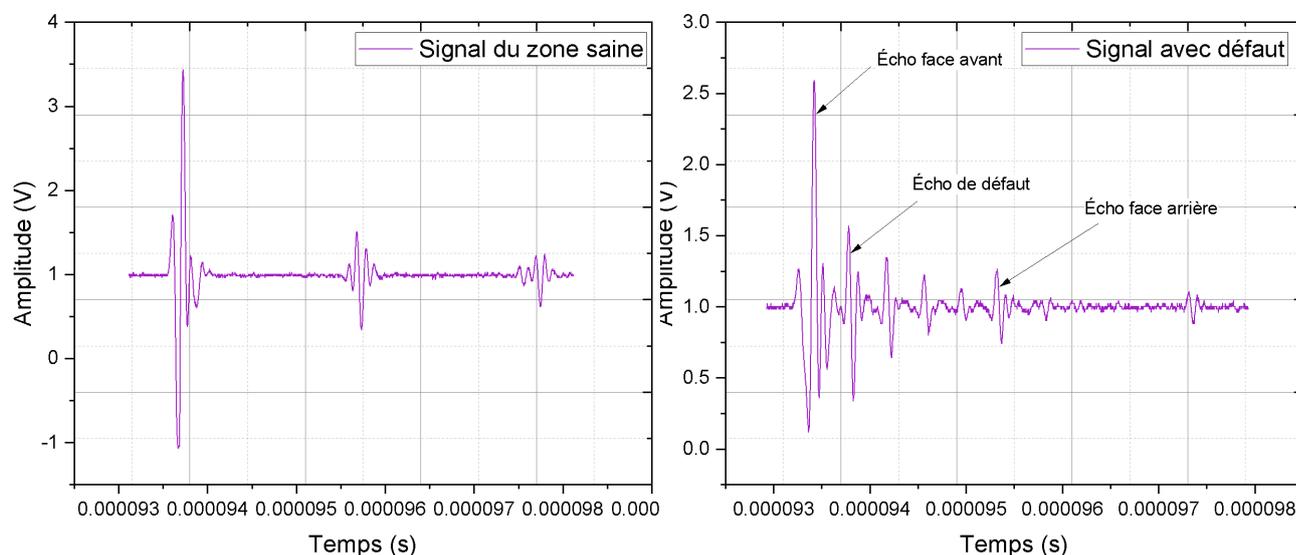
Les résultats obtenus par radiographie ont révélé la présence d'un défaut interne de type tunnel. Dans notre cas, la présence de ce défaut ne peut être expliquée par un mauvais choix de paramètres de soudage, car des recherches antérieures ont démontré que les paramètres utilisés garantissent une qualité de soudure optimale. Il est possible que ce défaut soit causé par un mauvais bridage lors du processus de soudage. Cependant, Les défauts tunnel observés dans notre étude, détectés à l'aide de radiographie X, sont principalement dus à un défaut de malaxage résultant d'une insuffisance de la force de forgeage. le long de la plaque, comme illustré dans la figure 3.4.



FIGURE 3.4 – Analyse radiographique par rayons X de l'échantillon

### 3.1.3 Résultats du contrôle non destructif par ultrason

Les soudures ont été soumises à un examen par ultrasons au Centre de Recherche et de Développement de Chéraga (CRTI) afin de détecter les défauts de surface et les défauts internes. L'orientation de l'examen était horizontale.



(a) Signal dans une plaque sans défauts.

(b) Signal dans une plaque avec un défaut.

FIGURE 3.5 – Analyse de l'échantillon par ultrason.

La Figure 3.5 présente les résultats de la zone saine et de la zone présentant des défauts. Il est facile d'identifier les défauts simplement en observant la forme des signaux obtenus lors de l'analyse des ondes propagées sur toute la pièce. Les résultats de la zone saine montrent uniquement un écho de la face avant et un écho de la face arrière. En revanche, la zone présentant des défauts montre un écho de défaut situé entre les échos de la face avant et la face arrière. Cela indique que l'onde propagée n'a pas été absorbée à l'intérieur de la pièce, confirmant ainsi la présence d'une cavité dans la pièce.

### 3.1.3.1 Résultats de la méthode C-Scan

Dans le domaine du contrôle non destructif (CND), la méthode C-scan est utilisée pour améliorer la vitesse et la précision des techniques ultrasonores. Cette méthode de cartographie permet de visualiser les résultats du contrôle en projetant les données ultrasonores sur une vue en plan de la pièce testée, créant ainsi une image. Dans notre cas, le C-scan est utilisé pour visualiser les fissures, les inclusions et les défauts internes dans la plaque soudée. Le transducteur émet des impulsions ultrasonores et analyse le signal renvoyé pour l'inspection du composant. Le C-scan affiche les données avec la profondeur (temps de vol) ou l'amplitude de l'onde, offrant une haute résolution et des motifs de couleur variés pour améliorer la précision de la détection des défauts.

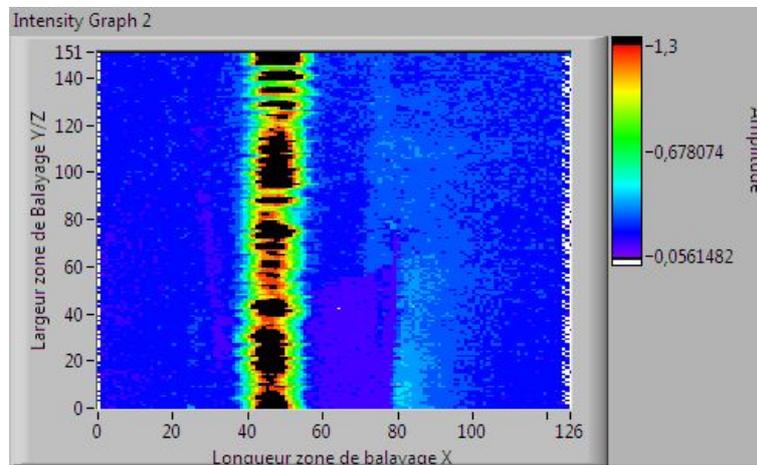


FIGURE 3.6 – Identification d'un défaut tunnel à l'aide d'une image C-scan.

Dans notre cas, la présence de défauts tunnels, précédemment identifiés par radiographie X, est indiquée par des zones sombres dans l'image C-scan.

## 3.2 Analyse métallographique du joint de soudure

Dans cette section, nous examinerons le processus de recristallisation induit par le soudage FSW et ses différentes zones résultantes. Nous aborderons également l'impact de ces phénomènes sur le comportement du joint lorsqu'il est soumis à des contraintes mécaniques. En outre, nous discuterons de l'observation métallographique afin de mieux comprendre ces mécanismes.

### 3.2.1 Macrographie

La macrographie de la soudure obtenue dans la figure 3.7 permet d'identifier clairement les différentes zones caractéristiques du joint soudé par FSW : le métal de base (MB), la zone affectée thermiquement (ZAT), la zone affectée thermo-mécaniquement (ZATM) et le noyau de soudure (NS).

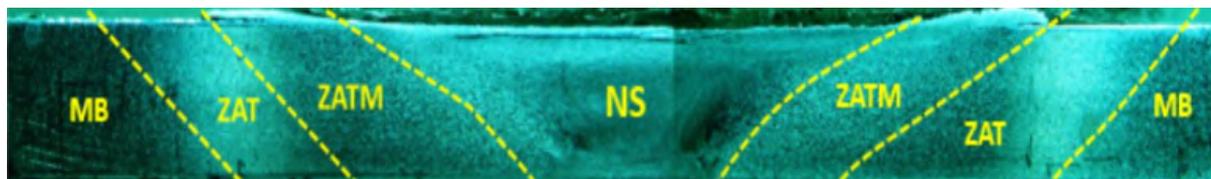


FIGURE 3.7 – Visualisation macroscopique du joint soudé.

On peut également observer l'asymétrie du processus, avec le côté "advancing(d'avance)" où la matière est retirée par l'outil et le côté "retreating(réculant)" où l'outil accumule la matière. L'attaque chimique révèle la présence de précipités dans le métal, qui permettent de visualiser la déformation subie par la matière pendant le soudage. On peut notamment observer le comportement de la matière aux limites des zones de transition et remarquer une légère rotation de la matière, en particulier au niveau de la ZATM. L'homogénéité de la distribution de matière et l'absence de défauts internes démontrent l'adéquation des paramètres utilisés.

TABLEAU 3.1 – Résumé des dimensions approximatives des différentes zones du joint soudé par FSW sur une plaque d'alliage 2017A-T451 de 6 mm d'épaisseur. [31]

Zones	ZAT RS	ZATM RS	NOYAU	ZATM AS	ZAT AS
dimension sur la face supérieure (cm)	3,1	2	13,4	3,2	4
dimension sur la face inférieure (cm)	5,7	2	4,7	2	5,4

### 3.2.2 Micrographie

Les Processus observés pendant le soudage et les changements dans la micro-structure du joint d'aluminium 2017A, réalisé à une vitesse de rotation de 1250 tr/min,

sont directement influencés par le niveau de déformation présent dans chaque zone du joint, ainsi que par l'historique thermique de ces zones.

— **Le métal de base (MB)** : désigne la région où la température reste inférieure à celle de vieillissement (proche de la température ambiante), et aucune modification n'a lieu dans le matériau. Grâce à la micrographie, nous pouvons observer les différentes zones du joint de soudure à une échelle microscopique, ce qui nous permet de caractériser la microstructure de chaque zone. Ces observations révèlent des variations de taille, de forme et de grains entre les différentes zones. De plus, elles mettent en évidence l'impact du mouvement du pion dans la zone malaxée et les changements d'orientation des plans dans la ZATM.

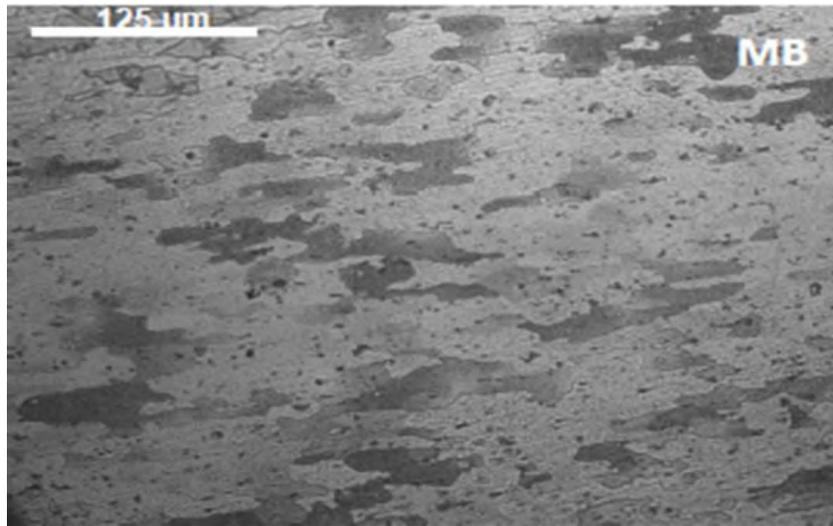


FIGURE 3.8 – Observation de la microstructure dans le matériau de base 2017A-T451.

Les propriétés d'un matériau sont connues pour varier en fonction de son historique de température. En effet, le matériau tend à réduire la taille de ses grains afin de minimiser son énergie interne lorsqu'il est soumis à une déformation, une augmentation de température ou les deux. Cette variation d'historique thermique et plastique, ainsi que l'effet de graduation exercé par l'outil sur les plaques à souder, donne lieu à la formation des différentes zones caractéristiques.

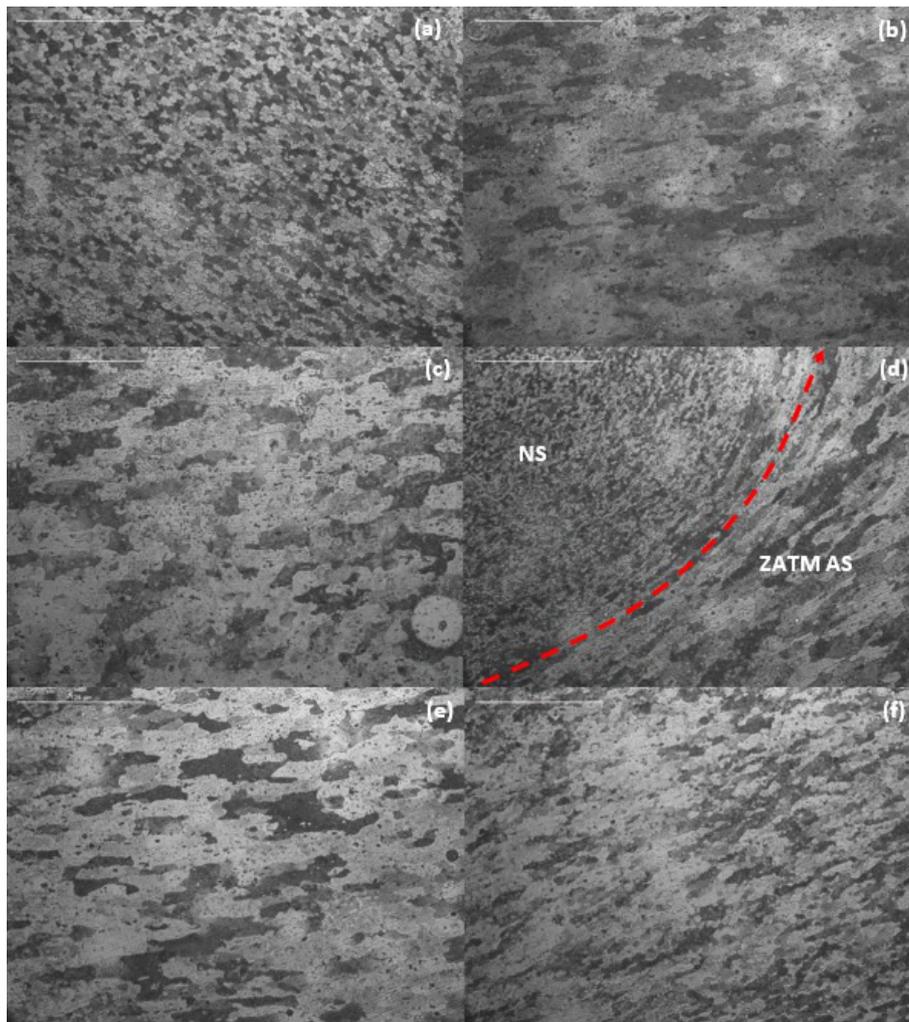


FIGURE 3.9 – Analyse micrographique des différentes zones d’un joint soudé par FSW (a) Noyau, (b) Zone affectée thermiquement (ZAT AS), (c) ZAT RS, (d) Transition Noyau-ZATM AS, (e) ZATM AS, (f) ZATM RS.

— **La zone du Noyau de soudure (NS)** : également connue sous le nom de ”nugget zone”, présente des grains extrêmement fins d’environ 5 à 10  $\mu\text{m}$ . C’est une région qui subit une déformation dynamique. La température atteinte est suffisamment élevée qui peut atteindre jusqu’à 450 à 600°C pour déclencher le phénomène de recristallisation dynamique. À ce stade, de nouveaux joints de grains se forment progressivement jusqu’à l’obtention de nouveaux grains. Les contraintes thermiques et mécaniques subies par le Noyau conduisent à une recristallisation complète de la zone, entraînant la formation de grains très petits.

— **La zone affecté thermo-mécaniquement (ZATM)** : zone de transition entre le noyau et la zone affectée thermiquement (ZAT) est appelée la zone

affectée thermo-mécaniquement (ZATM). Dans la ZATM, les grains du matériau sont allongés dans la direction du flux métallique pendant le soudage. Bien que la microstructure de la ZATM montre une déformation significative, les températures atteintes peut varier entre 300 et 450°C et le champ de déformation plastique ne sont pas suffisants pour déclencher une recristallisation dynamique complète. On parle donc d’une recristallisation partielle, ce qui se traduit par une taille de grains moins fine que celle observée dans le noyau.

— **La zone affectée thermiquement (ZAT)** :est formée par l’élévation de la température qui attient le 250 à 300°C sans subir de déformation significative. Au-dessus d’une certaine température, la microstructure de cette zone est altérée. Bien que la structure des grains soit similaire à celle du matériau de base, l’état de précipitation diffère considérablement.

Ainsi, il y a une localisation notable de changements significatifs dans l’état de précipitation.

### 3.3 Résultats expérimentaux des essais mécaniques

#### 3.3.1 Résultats de mesure de microdureté

Pour évaluer les propriétés mécaniques liées à l’évolution microstructurale et métallurgique, des essais de microdureté ont été réalisés pour compléter les observations optiques. Le tableau 3.2 ci-dessous présente les dimensions de chaque zone de joint de soudure observée.

TABLEAU 3.2 – Dimensions des zones du joint soudé par FSW sur l’alliage d’aluminium 2017A-T451 d’une épaisseur de 6 mm. [19]

Zone	ZAT(AS)	ZATM(AS)	NOYAU	ZATM(RS)	ZAT(RS)
Dimension	9 à 10mm	6 à 7mm	18 à 20mm	4 à 5mm	8 à 10mm

Les résultats de l’essai de microdureté, effectué avec un indenteur Vickers et une charge de 500g, sont présentés dans la figure 3.10.

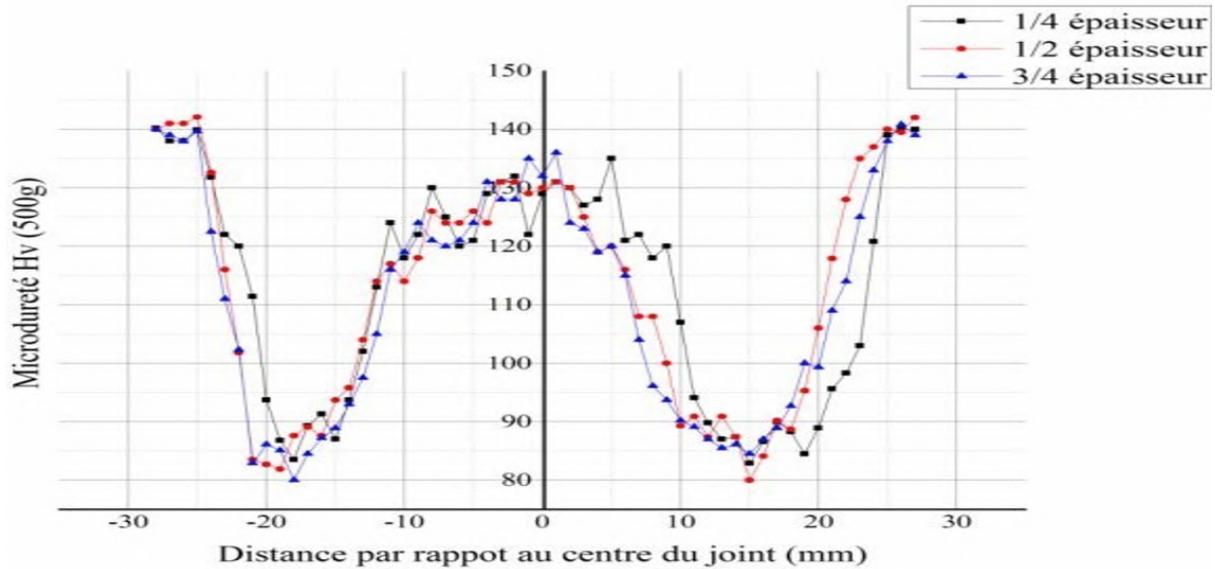


FIGURE 3.10 – Cartographie de la microdureté du joint de l'alliage 2017A T451.

La carte obtenue révèle plusieurs informations intéressantes. Tout d'abord, la dureté reste constante à travers l'épaisseur de l'échantillon, mais elle varie significativement le long du joint de soudure. La zone du métal de base (MB) présente la valeur de dureté la plus élevée, mesurée à 142HV. Cette valeur diminue dans la zone affectée thermiquement (ZAT) et atteint 80HV, ainsi que dans la zone affectée thermo-mécaniquement (ZATM), pour ensuite augmenter en se rapprochant du noyau de soudure et atteindre des valeurs similaires à celles du métal de base, soit environ 135HV.

Le profil en forme de "W" de la carte de dureté et cette variation le long du joint sont des caractéristiques typiques des soudures réalisées par friction-malaxage (FSW) sur des alliages à durcissement structural. Cette asymétrie morphologique et comportementale est le résultat de l'interaction entre la chaleur générée par la friction entre l'outil et le matériau, et de l'effort appliqué lors du processus de soudage. La diminution de la dureté dans la ZAT s'explique par un sur-vieillessement de cette zone. Cependant, seule la zone du noyau présente une augmentation significative de la dureté dans la zone de soudure. Cette augmentation est due à la recristallisation dynamique totale qui sera examinée plus en détail dans la section sur la nano-indentation. En utilisant un diagramme d'équilibre d'un alliage binaire Al-Cu, ainsi que le thermogramme (Figure 1.24) du métal de base de O.Mimouni [19] et les fractions relatives 3.5 des différentes phases dans les zones du joint soudé, il est possible d'établir une corrélation entre la microdureté, l'état de précipitation et en particulier la taille des grains.

### 3.3.2 Résultats des essais de résistance à la traction

L'objectif de cet essai, tel qu'indiqué dans l'introduction, est d'évaluer le comportement en traction des soudures à différentes échelles, à la fois globalement et localement. Trois éprouvettes ont été utilisées pour confirmer et renforcer les résultats, en minimisant les éventuelles erreurs expérimentales.

#### 3.3.2.1 Les résultats de l'approche globale

L'examen des éprouvettes, comme illustré dans la Figure 3.11, révèle une rupture en dehors du joint, plus précisément au bord de la ZAT-RS. Selon les résultats du test de microdureté (Figure 3.10), cette zone présente la faiblesse la plus prononcée dans notre cordon de soudure. Alors la ZAT est la zone la plus fragile avec une dureté minimale.



FIGURE 3.11 – Caractérisation des zones de rupture des joints soudés par FSW soumis à une charge de traction.

En analysant la moyenne des résultats obtenus des essais, présentés dans le tableau 3.3

TABLEAU 3.3 – Évaluation des propriétés mécaniques globales moyennes du matériau de base (MB) et du joint de soudure.

Matériau	Limite élastique en(MPa)	Allongement à la rupture A%	Résistance à la traction en (MPa)
MB	372,67	21,87	445
Joint de soudure	238	14,07	340,6

on constate que les valeurs de la limite d'élasticité, de l'allongement et de la limite de rupture ont diminué au niveau du joint par rapport au métal de base.

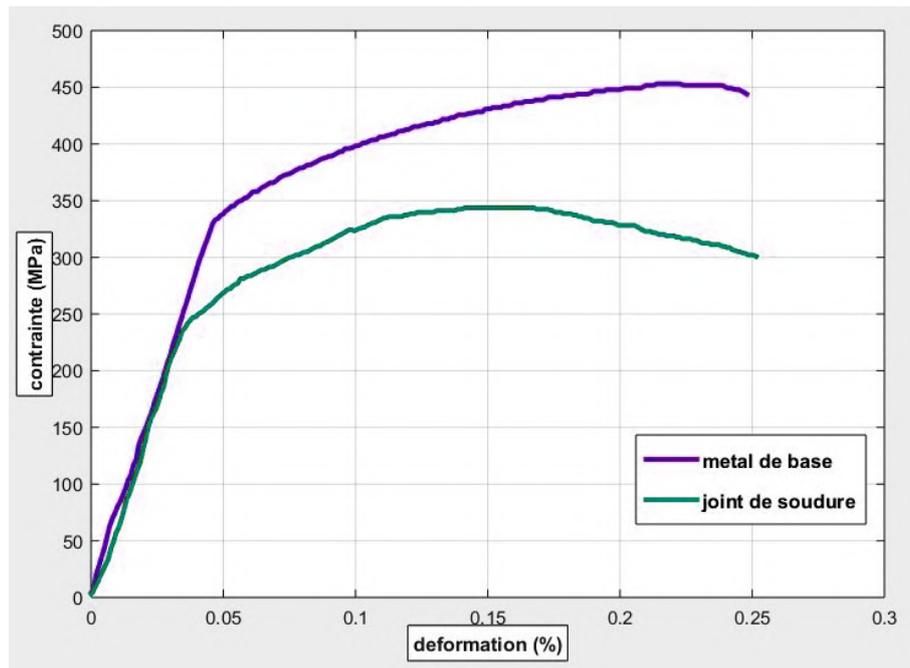


FIGURE 3.12 – Analyse des courbes contrainte-déformation des macro-éprouvettes.

La Figure 3.12 présente les courbes de traction du métal de base et de l'éprouvette soudée de l'alliage 2017A-T451 à une vitesse de rotation de 1250 tours/minute. On y observe les trois phases caractéristiques d'une courbe de traction, avec une hétérogénéité du comportement viscoélastique, une partie élastique plus significative au niveau du métal de base, ainsi que la limite de résistance à la traction.

**. Calcul du coefficient d'efficacité du joint :** C'est le coefficient de performance d'un joint soudé qui signifie le rapport entre les propriétés mécaniques de l'assemblage et celles du matériau de base. donner par la relation.

$$\text{Coefficient du joint} = R_m(\text{du joint soudé}) / R_m(\text{du métal de base}) \quad (3.1)$$

où  $R_m$  : Résistance à la traction. La norme ISO/DIS 25239-4 [70] définit la valeur minimale requise du coefficient de performance du joint pour qu'un assemblage soudé par FSW soit conforme. Pour les alliages d'aluminium, le coefficient typique d'un joint soudé par FSW varie de 0,6 à 1 [70]. Dans notre cas :

$$\text{Coefficient du joint} = 340,6 / 445 = 0,76$$

Cette valeur satisfait les exigences de la norme ISO/DIS 25239-4, ce qui confirme que le joint de soudure est acceptable pour utilisation.

### 3.3.2.2 Les résultats de l'approche locale

Les différentes zones du joint de soudure en alliage 2017A-T451 présentent des comportements en traction locaux distincts. comme montrent les courbes :

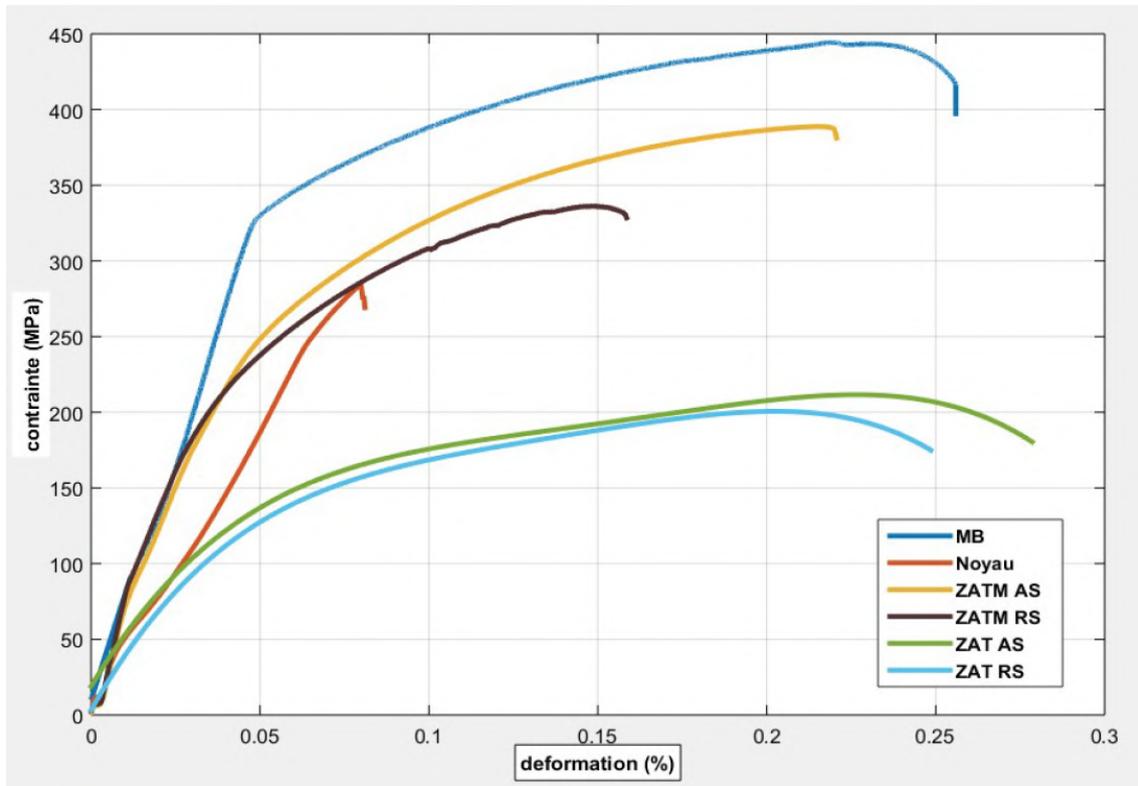


FIGURE 3.13 – Courbes contrainte-déformation du comportement local des différentes zones du joint soudé.

On observe une hétérogénéité tant dans la région élasto-plastique que dans la région élastique de la courbe de traction. Les zones affectées thermiquement (ZAT) AS et RS se déforment davantage par rapport aux autres zones. La ZAT RS atteint un niveau de déformation maximal, suivi de la ZAT AS, de la ZATM RS, de la ZATM AS et enfin du noyau. Ces résultats corroborent les profils de microdureté le long du joint.

Une comparaison entre les essais réalisés sur le joint complet et ceux effectués sur les mini-éprouvettes révèle un fort gradient de microstructure à travers le joint. Contrairement au joint complet, le noyau de la soudure présente une réponse quasi-élastique lors des essais sur les mini-éprouvettes, des caractéristique généralement observée dans les matériaux extrêmement durs. L'essai de traction confirme également l'hétérogénéité du comportement mécanique à l'échelle locale du joint de soudure.

Le tableau 3.4 présente les résultats des essais de traction sur les micro-

éprouvettes issues de chaque zone :

TABLEAU 3.4 – Caractérisation des propriétés mécaniques des différentes zones du joint soudé en alliage 2017A-T451.

<b>Zone du joint</b>	$R_{p\ 0,2}$ (MPa)	$R_m$ (MPa)	<b>déformation (%)</b>
MB	340	446	24
Noyau	250	284	7,5
ZATM-AS	190	335	15
ZATM-RS	225	388	21
ZAT-AS	100	213	24
ZAT-RS	95	207	22

Ces variations de comportement sont induites par l'élévation de la température et la déformation plastique lors du soudage par FSW. Les mécanismes responsables de cette hétérogénéité seront détaillés dans la prochaine partie de l'étude.

### 3.4 Analyse des résultats de nanoindentation

L'hétérogénéité de la microstructure a une influence directe sur les propriétés et le comportement mécanique du matériau. Dans cette analyse, nous examinons plus spécifiquement l'impact de cette hétérogénéité sur les propriétés à l'échelle nano, en se concentrant sur les courbes charge-décharge obtenues lors de l'essai de nano-indentation. les courbes de moyennes des résultats pour chaque zone du joint soudé (MB, ZAT, ZATM, NOYAU) sont représentés dans la figure 3.14.

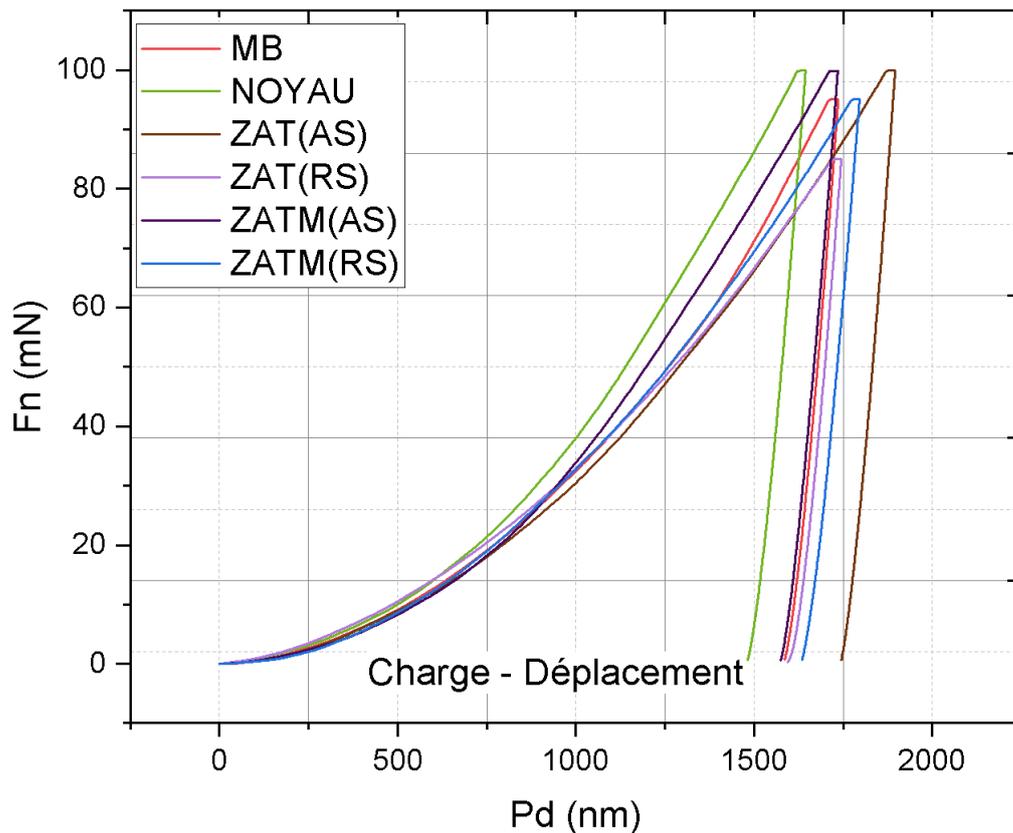


FIGURE 3.14 – Courbes de charge - déplacement pour les différentes zones de soudure.

Ces variations entre les zones confirment l'hétérogénéité de la microstructure à travers les zones de soudure. tels que les zones NS, ZATM(AS) et MB présentent une plus grande rigidité, ce qui justifie une pénétration de l'indenteur à des profondeurs relativement faibles. En revanche, les zones ZATM(RS), ZAT(AS) et ZAT(RS) montrent un comportement plus ductile, ce qui explique la pénétration de l'indenteur Berkovich à des profondeurs plus importantes, dans la partie suivante nous examinerons ça en détail basant sur les histogrammes qui présentent les valeurs exactes de dureté et de module d'élasticité pour chaque zone, obtenues lors des essais de nanoindentation par la méthode de Oliver-Pharr.

L'essai de nano-indentation a été réalisé au Centre de Recherche et de Développement de Chéraga (CRTI). à une température ambiante avec une attention particulière pour éviter tout bruit de fond pouvant perturber les résultats. Le test a suivi le mode de pilotage classique, avec une variation de la charge appliquée de 5 à 100 mN et un balayage de la surface comprenant une moyenne de 20 essais par zone. Les mesures de dureté et de module d'élasticité de la moyenne des essais traités dans chaque zone, obtenues à l'aide de

la méthode d'Olivier et Pharr, sont présentées sous forme d'histogrammes dans les figures ci-dessous.

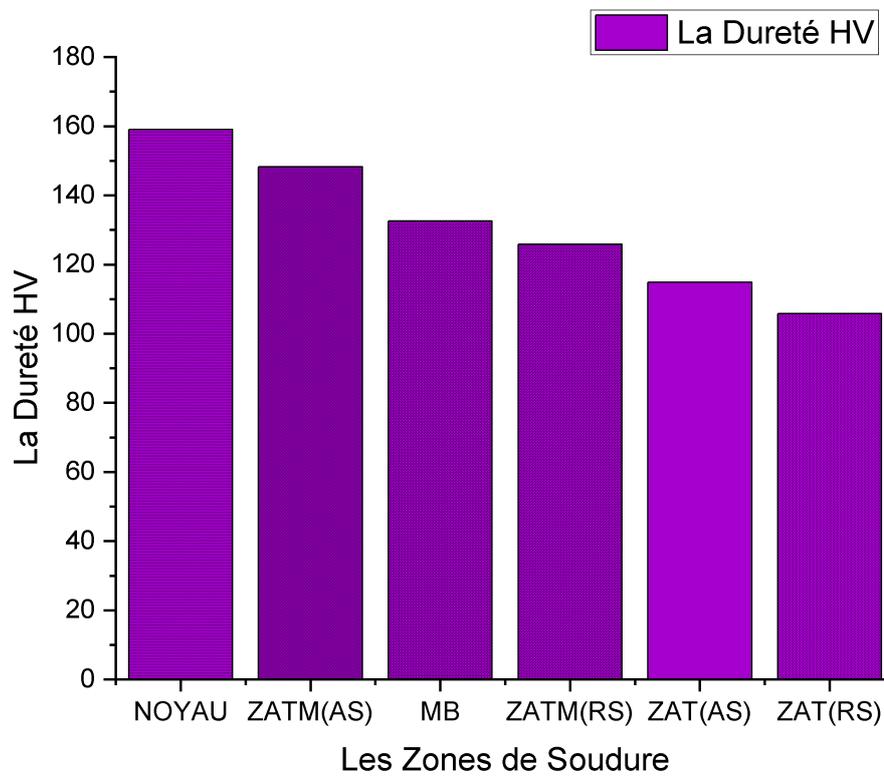


FIGURE 3.15 – Analyse des variations de dureté dans les zones de soudure.

Lors de l'essai de nanoindentation sur différentes zones de soudure de l'alliage d'aluminium 2017A réalisées par la procédure de soudage par friction-malaxage (FSW), les valeurs de dureté Vickers ont été mesurées. Voici les résultats obtenus pour chaque zone, avec une explication détaillée :

**1. Noyau :** 159.032 HV Le noyau fait référence à la région centrale de la soudure. Il présente la plus haute dureté Vickers parmi toutes les zones testées. Cette zone est soumise à des contraintes élevées et à un fort degré de déformation plastique lors du processus de soudage FSW, ce qui conduit à une augmentation de sa dureté.

**2. ZATM(AS) :** 148.272 HV ZATM (Zone Affectée Thermomécaniquement) coté avançant (AS) fait référence à la région adjacente au noyau du côté où l'outil de soudage FSW se déplace. Cette zone subit des températures élevées et des contraintes mécaniques importantes lors du processus de soudage. Elle présente une dureté Vickers légèrement inférieure à celle du noyau, ce qui peut être attribué à une déformation moindre

par rapport au noyau.

**3. MB (Métal de Base) :** 132.563 HV Le MB fait référence à la région du matériau d'origine non soudé, c'est-à-dire le matériau de base. Cette zone n'est pas soumise aux contraintes thermiques et mécaniques élevées du processus de soudage FSW. Sa dureté Vickers est inférieure à celle du noyau et de ZATM(AS), mais reste relativement élevée en raison des caractéristiques intrinsèques de l'alliage d'aluminium 2017A.

**4. ZATM(RS) :** 125.891 HV ZATM (Zone Affectée Thermomécaniquement) coté réculant (RS) fait référence à la région adjacente au noyau du côté opposé à la direction de déplacement de l'outil de soudage FSW. Elle subit également des températures élevées et des contraintes mécaniques importantes, mais dans une configuration différente par rapport à ZATM(AS). La dureté Vickers de cette zone est légèrement inférieure à celle de MB.

**5. ZAT(AS) :** 114.913 HV ZAT (Zone Affectée Thermiquement) coté avançant (AS) fait référence à la région adjacente à ZATM(AS) du côté où l'outil de soudage FSW se déplace. Cette zone subit principalement des contraintes thermiques élevées, mais beaucoup moins de contraintes mécaniques par rapport aux zones précédentes. Sa dureté Vickers est inférieure à celle de ZATM(AS) et des zones précédentes.

**6. ZAT(RS) :** 105.807 HV ZAT (Zone Affectée Thermiquement) coté réculant (RS) fait référence à la région adjacente à ZATM(RS) du côté opposé à la direction de déplacement de l'outil de soudage FSW. Cette zone est principalement affectée par les contraintes thermiques induites par le processus de soudage. Elle présente la dureté Vickers la plus basse parmi toutes les zones testées.

En résumé, les résultats de la nanoindentation montrent que le noyau, ZATM(AS) et MB sont les zones les plus dures, tandis que ZATM(RS), ZAT(AS) et ZAT(RS) sont relativement plus douces. Ces variations de dureté peuvent être attribuées aux différentes contraintes thermiques et mécaniques subies par chaque zone pendant le processus de soudage FSW.

L'histogramme suivante représente les modules d'élasticité obtenus Lors de l'analyse des mêmes essais,

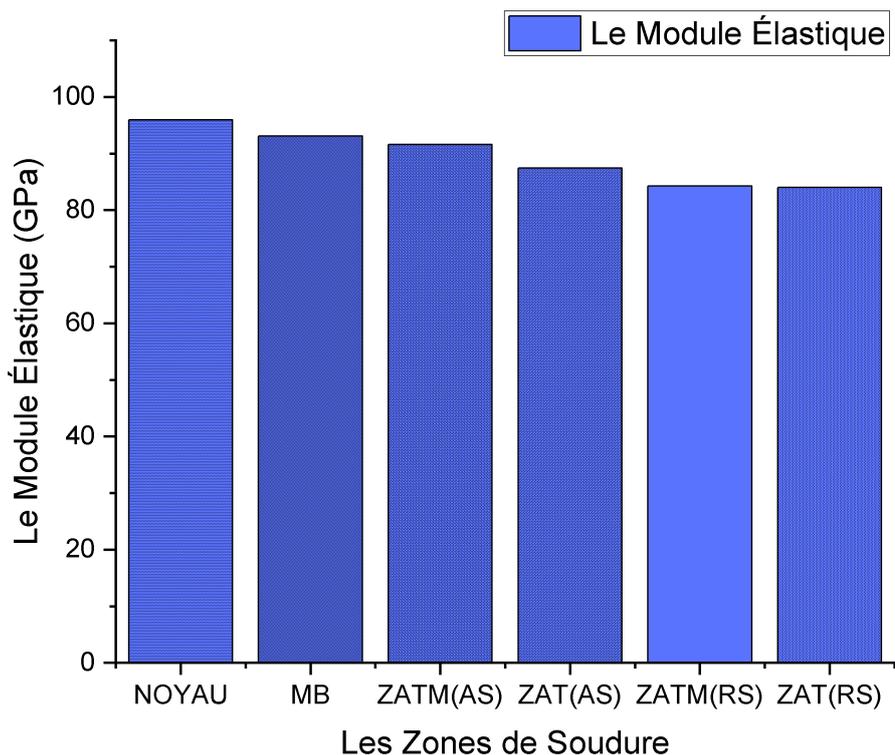


FIGURE 3.16 – Analyse des variations de module d'élasticité dans les zones de soudure.

Les résultats présentés dans l'histogramme montrent les valeurs d'élasticité en GPa pour chaque zone de soudure :

- Noyau : 95.944 GPa - MB (Métal de Base) : 93.121 GPa
- ZATM(AS) : 91.585 GPa - ZAT(AS) : 87.441 GPa - ZATM(RS) : 84.24 GPa - ZAT(RS) : 84.032 GPa

Le module d'élasticité est une mesure de la rigidité d'un matériau, indiquant sa capacité à résister à la déformation élastique. Plus le module d'élasticité est élevé, plus le matériau est rigide.

En examinant les résultats des modules d'élasticité dans les différentes zones de soudure, certaines observations peuvent être faites :

1. **Le noyau** présente le module d'élasticité le plus élevé parmi toutes les zones de soudure testées, ce qui indique sa plus grande rigidité.
2. **Le MB** (Métal de Base) a un module d'élasticité légèrement inférieur à celui du noyau, mais reste relativement élevé, suggérant une bonne rigidité.
3. **ZATM(AS)** a un module d'élasticité légèrement inférieur à celui du MB,

indiquant une rigidité légèrement réduite par rapport aux zones précédentes.

4. **ZAT(AS)** présente un module d'élasticité inférieur à celui de **ZATM(AS)**, ce qui suggère une certaine réduction de la rigidité dans cette zone.

5. **ZATM(RS)** et **ZAT(RS)** ont des modules d'élasticité similaires, montrant une rigidité légèrement inférieure par rapport aux zones précédentes.

En résumé, les résultats des modules d'élasticité indiquent des variations de rigidité au sein des différentes zones de soudure. Le noyau et le MB sont les zones les plus rigides, tandis que **ZAT(AS)**, **ZATM(RS)** et **ZAT(RS)** montrent une réduction de la rigidité. Ces variations peuvent être attribuées à des facteurs tels que les contraintes thermiques et mécaniques spécifiques à chaque zone lors du processus de soudure.

Ces variations dans les résultats peuvent s'expliquer par le principe fondamental de l'indentation, qui est échelle-dépendant. En effet, la valeur de la dureté dépend de la charge appliquée (ISE), et plusieurs facteurs peuvent influencer la réponse lors de l'indentation, tels que la déformation autour de l'empreinte, la variation de la composition et de la précipitation, ainsi que la position de l'indenteur lors de l'essai. En effectuant une moyenne de 20 essais dans chaque zone individuellement, pour obtenir un maximum d'informations sur la réponse des différentes zones sous différentes sollicitations, en prenant la moyenne des essais traités parmi les 20 essais dans chaque zone.

Une étude antérieure a montré que la structure granulaire du noyau a été totalement recristallisée pendant le soudage, ce qui explique en partie les variations de dureté observées. De plus, l'écrouissage provoqué par l'outil de soudage génère des dislocations, qui interagissent avec les obstacles présents dans la microstructure, tels que les intermétalliques. Cette interaction conduit à une déformation plastique importante et à la redistribution des intermétalliques, ce qui peut renforcer la dureté.

Il est important de souligner que les essais de nano-indentation et de traction mesurent des propriétés différentes. En général, le module de nano-indentation (module élastique) et la contrainte d'écoulement (dureté instantanée) qui marque la transition entre la région élastique et la région plastique sont plus élevés que les résultats des essais de traction standard. Cela peut s'expliquer par des facteurs tels que les effets de surface (rugosité de la surface, oxydation) qui affectent la partie initiale des courbes charge-profondeur lors de l'indentation.

Les résultats de l'essai de traction indiquent que la rupture se produit au bord de la ZAT RS, ce qui est cohérent avec les résultats de nano-indentation montrant une

dureté minimale dans cette zone. Cependant, contrairement aux résultats de microdureté où la dureté du noyau est inférieure à celle du métal de base, l'essai de nano-indentation révèle une résistance à la pénétration beaucoup plus élevée à l'échelle nano pour le noyau. Cette différence souligne l'importance de la taille de l'empreinte et donc de la charge appliquée (ISE).

Une analyse par calorimétrie différentielle à balayage (DSC) a été réalisée par O.Mimouni [19] pour étudier l'état de précipitation du métal de base et des autres zones du joint soudé. Les résultats montrent que la recristallisation dynamique totale subie par le noyau lors du soudage explique la dissolution de la plupart des précipités  $\theta'(\theta)$ , et que les zones GP se reforment après refroidissement. La microstructure à grains fins et la reformation des zones GP contribuent à l'augmentation de la dureté. La déformation plastique entraîne également la fragmentation et la redistribution des intermétalliques. Les résultats de la fraction volumique sont illustrés dans le Tableau 3.5.

TABLEAU 3.5 – Fraction relative des différentes phases des zones [5]

<b>Zone</b>	$f(Gp)$	$f\theta'(\theta)$
NS	0,76	0,36
ZAT	0,59	0,53
ZATM	0,53	0,68

Les défauts présents dans les microstructures des alliages d'aluminium, tels que les dislocations, les joints de grains, les macles et les précipités, constituent des obstacles à la déformation et imposent une contrainte plus forte. Lors de l'indentation, la déformation induite par la nano-indentation elle-même crée une zone de déformation dans laquelle les intermétalliques sont broyés et redistribués en raison de la grande déformation plastique.

Il est important de noter que la position de l'indenteur joue également un rôle majeur, car dans les essais de nano-indentation, la dureté augmente par rapport aux essais de traction en raison de la fréquence élevée des essais d'indentation. De plus, la taille très petite de la pointe d'indentation permet de projeter la résistance à la pénétration des particules les plus fines, ce qui rend l'utilisation d'un nanoindenteur couplé à un MEB plus précis et intéressant pour obtenir des informations détaillées ci-dessous.

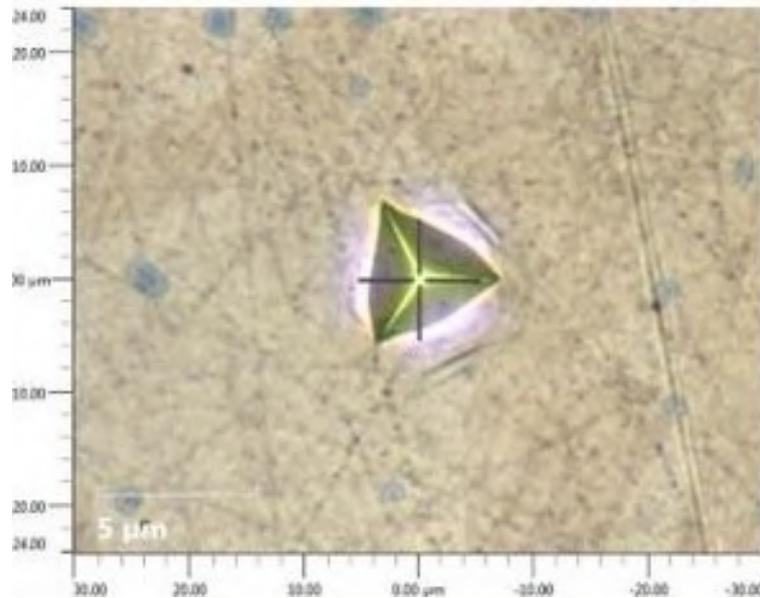


FIGURE 3.17 – Empreinte triangulaire laissée par l'indenteur Berkovich permet de visualiser la déformation induite par l'essai de nano-indentation.

En résumé, l'hétérogénéité de la microstructure a une influence directe sur les propriétés et le comportement mécanique du matériau à l'échelle nano. Les résultats des essais de nano-indentation montrent des différences de dureté et de module de Young entre les différentes zones du joint soudé. Ces différences peuvent être expliquées par des facteurs tels que la déformation induite, la variation de composition et de précipitation, ainsi que la position de l'indenteur lors de l'essai. Les résultats des analyses précédentes et des essais de traction confirment également cette influence de l'hétérogénéité de la microstructure sur les propriétés mécaniques.

En conclusion, les variations de dureté et de module de Young peuvent être attribuées aussi à l'écroutissage pendant l'indentation, les changements de charge et les contraintes associées aux dislocations. Lors de l'indentation, une déformation plastique importante se produit, entraînant le broyage et la redistribution des intermétalliques, ce qui renforce la dureté. La position de l'indenteur lors de l'essai de nano-indentation joue également un rôle crucial, et l'utilisation d'un nanoindenteur couplé à un MEB peut fournir des informations plus précises et intéressantes.

### 3.5 Analyse des résultats de simulation de la nanoindentation

Une simulation a été développée pour étudier le processus de nano-indentation et obtenir les courbes de charge déplacement correspondantes ainsi que les champs de déformation et la distribution des contraintes de von Mises lors de la charge et de la décharge. L'objectif était d'améliorer un modèle numérique valide puis d'analyser le comportement des différentes zones de l'échantillon soumis à une charge d'indentation.

Lors du chargement, l'échantillon se comporte comme un matériau élasto-plastique. Une déformation pyramidale à base triangulaire apparaît à la surface de l'aluminium, témoignant de l'indentation effectuée. L'effort appliqué par l'indenteur sur la surface de l'échantillon permet de caractériser les propriétés mécaniques du matériau testé.

Cette simulation permet d'obtenir des informations précieuses sur les mécanismes de déformation et de contrainte pendant la nano-indentation, offrant ainsi une meilleure compréhension des propriétés mécaniques du matériau étudié.

#### 3.5.1 Analyse comparative des résultats expérimentaux et des simulations

L'objectif de notre étude comparative est de valider le modèle numérique le plus précis, qui se rapproche le plus des résultats expérimentaux. Le modèle créé dans ABAQUS Simulia est composé de deux parties, à savoir l'indenteur berkovich et l'échantillon cylindrique (Al 2017A). Les dimensions associées au modèle sont identiques à celles de l'expérience. Les propriétés mécaniques ont été ajoutées aux deux parties afin de refléter les propriétés réelles de l'expérience. Les propriétés de l'indenteur berkovich sont restées constantes, le considérant comme un corps rigide purement élastique ne subissant aucune déformation plastique, avec un module de Young de 1141 GPa et un coefficient de Poisson de 0,07.

Les propriétés élastiques de l'alliage, un module de Young égal à 70 GPa et un module de Poisson de 0,33, étaient les mêmes. En revanche, les propriétés plastiques, qui sont spécifiques à chaque zone du joint de soudure de l'alliage d'aluminium aéronautique 2017A-T451 soudé par FSW, étaient différentes. La simulation vise à estimer les résultats de la nano-indentation sur les six zones de cordons de soudure suivantes : la zone de métal de base, le noyau, la ZAT(AS) (zone affectée thermiquement) coté avançant, la ZAT(RS) coté réculant, la ZATM(AS) (zone affectée thermomécaniquement) et la ZATM(RS). Les propriétés élastiques utilisées sont basées sur les données de courbe changement de

contrainte en fonction de la déformation, obtenues à partir des essais de traction locaux réalisés par O.Mimouni [19] sur des micro-éprouvettes prélevées dans chacune des six zones.

Ainsi, six simulations différentes ont été effectuées, où les propriétés de l'échantillon varient en fonction de la zone spécifiée. Les unités de mesure utilisées sont le micromètre ( $\mu m$ ) pour se rapprocher de l'échelle nano et aussi car après avoir réalisé plusieurs modèles, ceux-ci nous ont fourni les résultats les plus proches des expériences effectuées. les résultats obtenus sont donc exprimés en TPa ( $MPa \times 10^{-6}$ ) pour les contraintes et le module de Young( $GPa \times 10^{-3}$ ), en  $\mu m$  pour les distances, et en Newtons (N) pour les forces comme a indiqué le Tableau 1.8 de choix des unités dans ABAQUS.

### 3.5.1.1 Principe de L'analyse

Les résultats de nano-indentation sont des données traitées. Dans chaque zone, parmi les 20 points indentés, les résultats qui s'éloignent considérablement de la majorité sont éliminés.

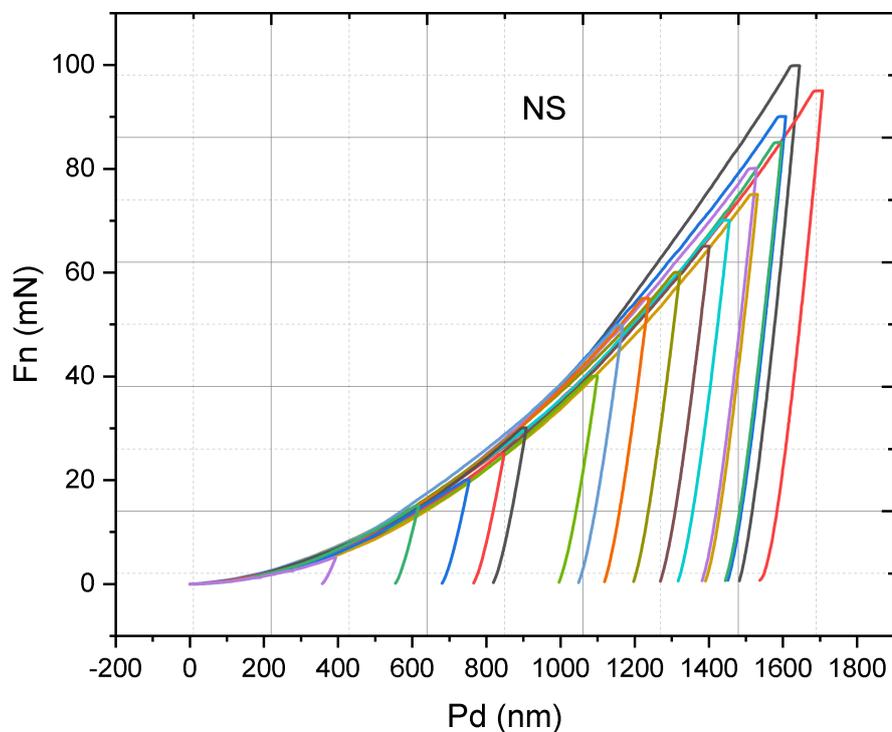


FIGURE 3.18 – Exemple des résultats expérimentales traités de la zone de Noyau (NS).

Ensuite, la moyenne des résultats restants est calculée, et cela est répété pour chacune des six zones. L'objectif est d'obtenir des données aussi précises que possible pour chaque zone de soudure, ce qui constitue précisément le but des essais de nano-indentation expérimentaux. Ensuite, une étude comparative se réalisera entre les résultats de simulation de chaque zone et la moyenne des résultats expérimentaux correspondants.

### 3.5.1.2 Métal de Base (MB)

#### — Les courbes de charge-déplacement

Après avoir obtenu les résultats de la simulation de la zone de métal de base et des autres zones sur ABAQUS, une courbe charge-déplacement a été générée. Les abscisses représentent les profondeurs de pénétration produites par l'indenteur Berkovich lors de la simulation de la nanoindentation, exprimées en micromètres, et les ordonnées représentent les valeurs des charges d'indentation correspondantes en newton. Les résultats de la simulation étaient très similaires à ceux de l'expérience, comme le montrent les graphiques ci-dessous :

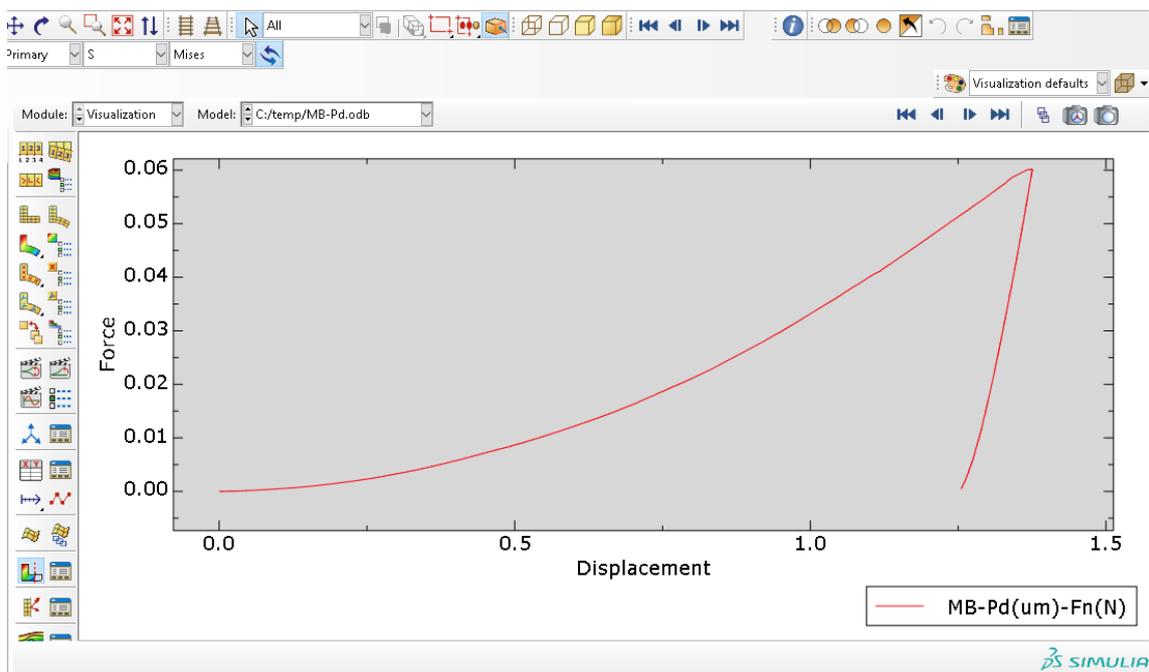


FIGURE 3.19 – Résultats de simulation de zone (MB) sur ABAQUS

Par la suite, les résultats de la simulation ont été convertis dans les unités de l'expérimentation afin d'être cohérents avec le système d'unités utilisé. Les profondeurs ont été exprimées en nanomètres sur l'axe des abscisses, tandis que les charges d'indentation

appliquées ont été exprimées en millinewtons sur l'axe des ordonnées. Les résultats de la comparaison sont présentés dans les courbes sur la figure 3.20 :

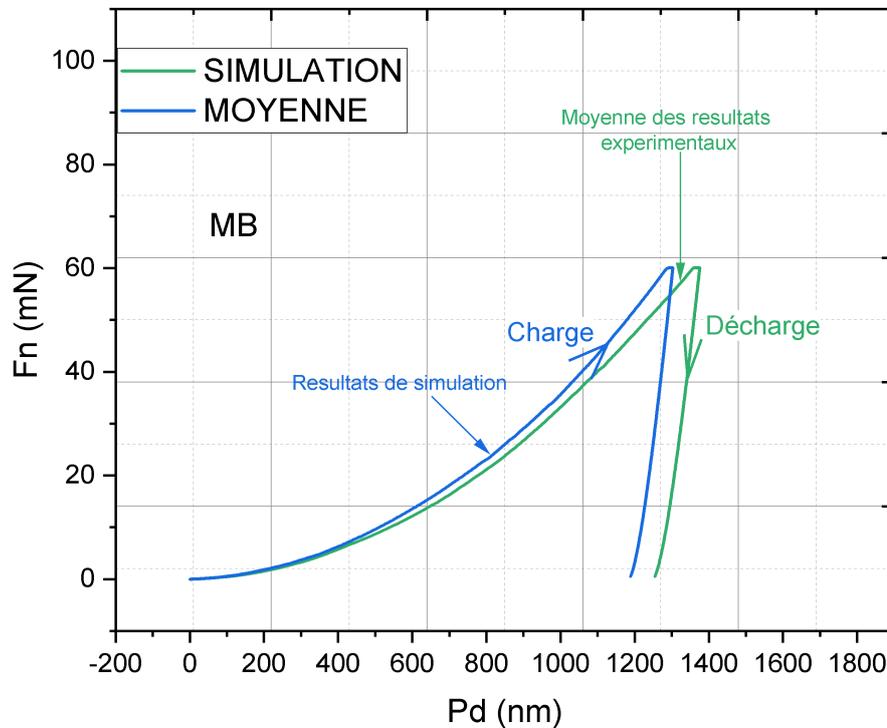


FIGURE 3.20 – Comparaison des résultats de simulation avec les résultats expérimentales dans la zone de métal de base (MB).

### — CALCUL DE L'ÉRREUR

Pour justifier le décalage entre les deux résultats mathématiquement, un calcul d'erreur a été effectué. La valeur moyenne du décalage entre les valeurs des ordonnées était de 9,747mN. mais dans ce cas En prenant la valeur absolue de la différence entre les deux valeurs maximales des forces normales appliquées Par conséquent, l'erreur est calculée comme suit :

$$\text{erreur} = |Fn_{MAX}(\text{simulation}) - Fn_{MAX}(\text{expérimental})| / Fn_{MAX,MOY} = 0.01988 / 57,021 = 0,000349$$

L'erreur obtenue, soit 0,000349, est relativement faible par rapport à l'échelle des valeurs comparées. Cela suggère que les résultats de simulation sont assez proches des résultats expérimentaux. Une erreur inférieure à 10% est généralement considérée comme acceptable

dans de notre cas d'étude.

### 3.5.1.3 NOYAU

Les résultats de la comparaison sont présentés ci-dessous :

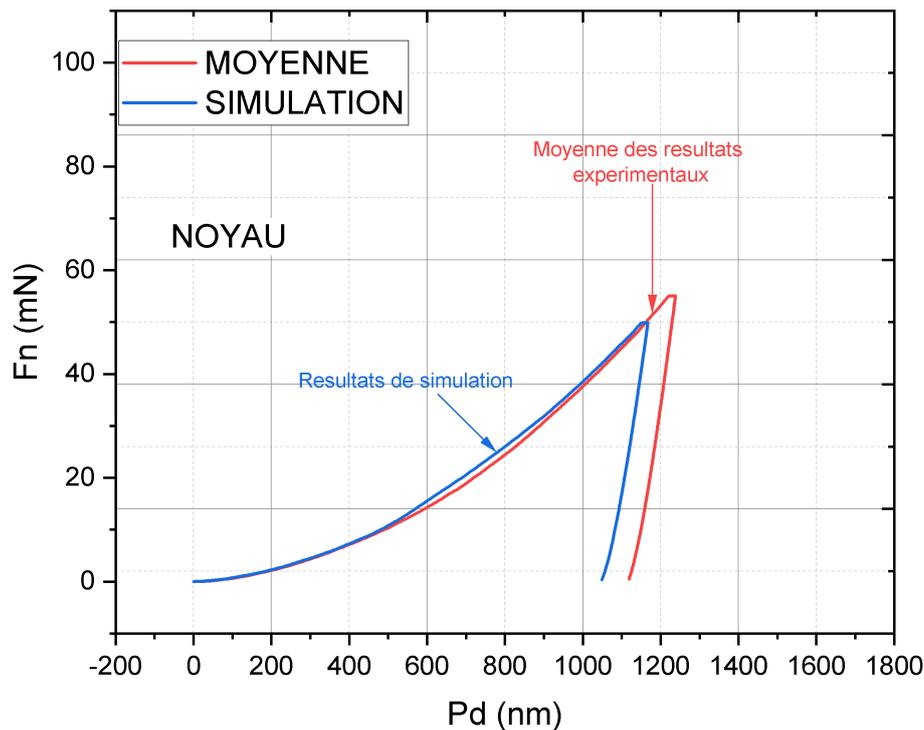


FIGURE 3.21 – Comparaison des résultats de simulation avec les résultats expérimentales dans la zone de noyau (NS).

#### — CALCUL DE L'ÉRREUR

Toujours pour justifier le décalage entre les deux résultats mathématiquement, un calcul d'erreur a été effectué. La valeur moyenne du décalage entre les valeurs des ordonnées était de 2.617mN Par conséquent, l'erreur est calculée comme suit :

$$\text{erreur} = 2,617 / 26.00068 \text{ (Charge Moyenne)} = 0.10038$$

L'erreur de simulation de 0.10038 est relativement faible, ce qui indique une bonne proximité entre les résultats de simulation et les résultats expérimentaux. Une erreur inférieure à 10% est généralement considérée comme acceptable dans notre cas d'étude.

### 3.5.1.4 ZAT(AS)

Les résultats de la comparaison sont présentés ci-dessous :

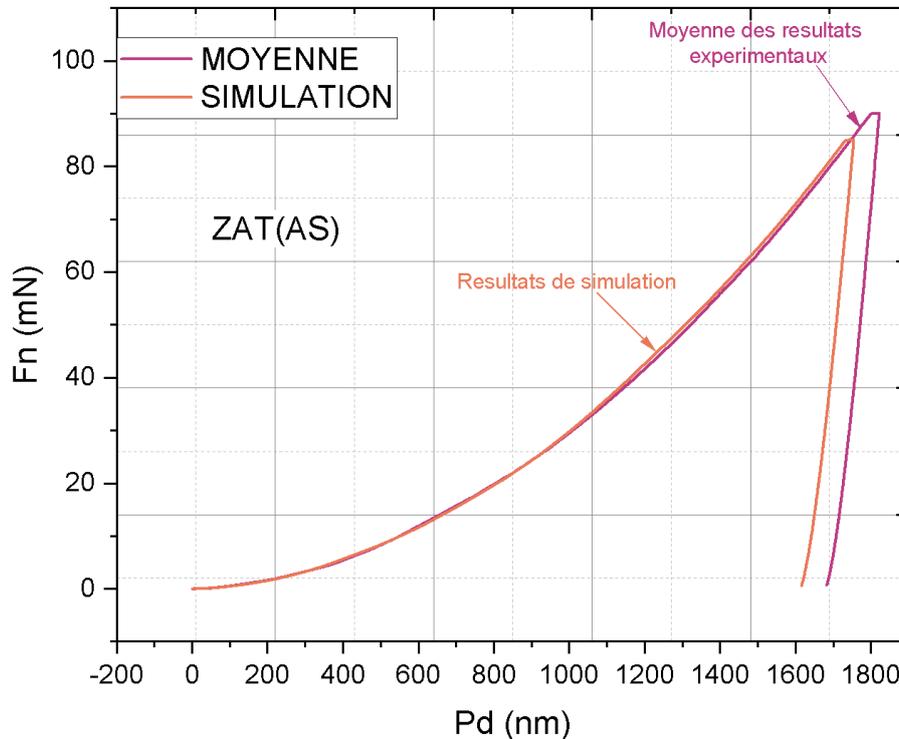


FIGURE 3.22 – Comparaison des résultats de simulation avec les résultats expérimentaux dans la zone de ZAT(AS).

#### — CALCUL DE L'ÉRREUR

La valeur moyenne du décalage entre les valeurs des ordonnées était de 14,513mN. mais dans ce cas En prenant la valeur absolue de la différence entre les deux valeurs maximales des forces normales appliquées Par conséquent, l'erreur est calculée comme suit :

$$\text{erreur} = |Fn_{MAX}(\text{simulation}) - Fn_{MAX}(\text{expérimental})| / Fn_{MAX,MOY} = 5,08113 / 90,09156 = 0,0564$$

L'erreur de simulation de 0,0564 est faible, ce qui indique une bonne proximité entre les résultats de simulation et les résultats expérimentaux. Une erreur inférieure à 10% est généralement considérée comme acceptable dans notre étude.

### 3.5.1.5 ZAT(RS)

Les résultats de la comparaison sont présentés ci-dessous :

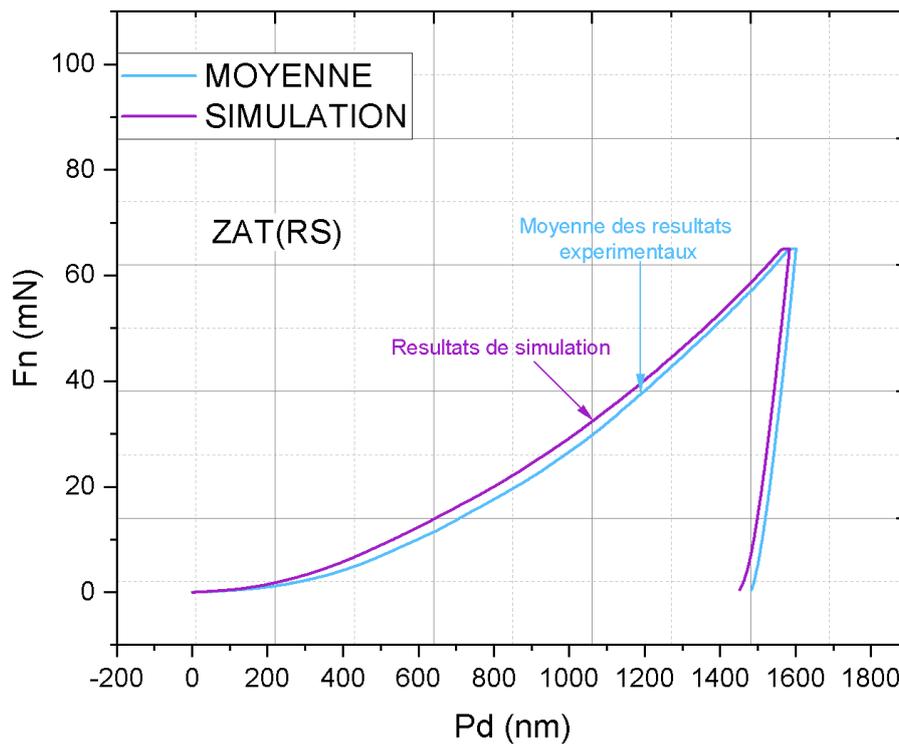


FIGURE 3.23 – Comparaison des résultats de simulation avec les résultats expérimentales dans la zone de ZAT(RS).

#### — CALCUL DE L'ÉRREUR

La valeur moyenne du décalage entre les valeurs des ordonnées était de 10,323mN. mais dans ce cas En prenant la valeur absolue de la différence entre les deux valeurs maximales des forces normales appliquées Par conséquent, l'erreur est calculée comme suit :

erreur =

$$|Fn_{MAX}(simulation) - Fn_{MAX}(experimental)| / Fn_{MAX,MOY} = 0,034 / 65,032 = 0,00052$$

L'erreur obtenue, soit 0,00052, est relativement faible par rapport à l'échelle des valeurs comparées. Cela suggère que les résultats de simulation sont assez proches des résultats expérimentaux. Une erreur inférieure à 10% est généralement considérée comme acceptable dans de notre cas d'étude.

3.5.1.6 ZATM(AS)

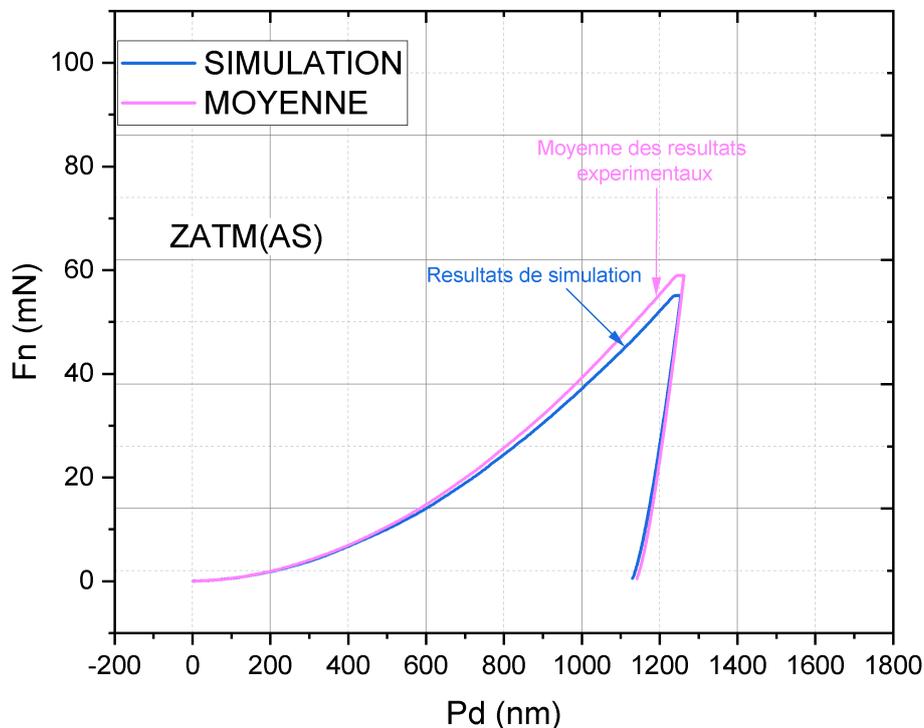


FIGURE 3.24 – Comparaison des résultats de simulation avec les résultats expérimentales dans la zone de ZATM(AS).

— CALCUL DE L'ÉRREUR

La valeur moyenne du décalage entre les valeurs des ordonnées était de 9,794mN. mais dans ce cas En prenant la valeur absolue de la différence entre les deux valeurs maximales des forces normales appliquées Par conséquent, l'erreur est calculée comme suit :

erreur =

$$|Fn_{MAX}(simulation) - Fn_{MAX}(expérimental)| / Fn_{MAX,MOY} = 3,909 / 58.994 = 0,0662$$

L'erreur de simulation de 0,0662 est faible, indiquant une bonne concordance avec les résultats expérimentaux. Une erreur inférieure à 10% est généralement considérée comme acceptable dans notre étude.

3.5.1.7 ZATM(RS)

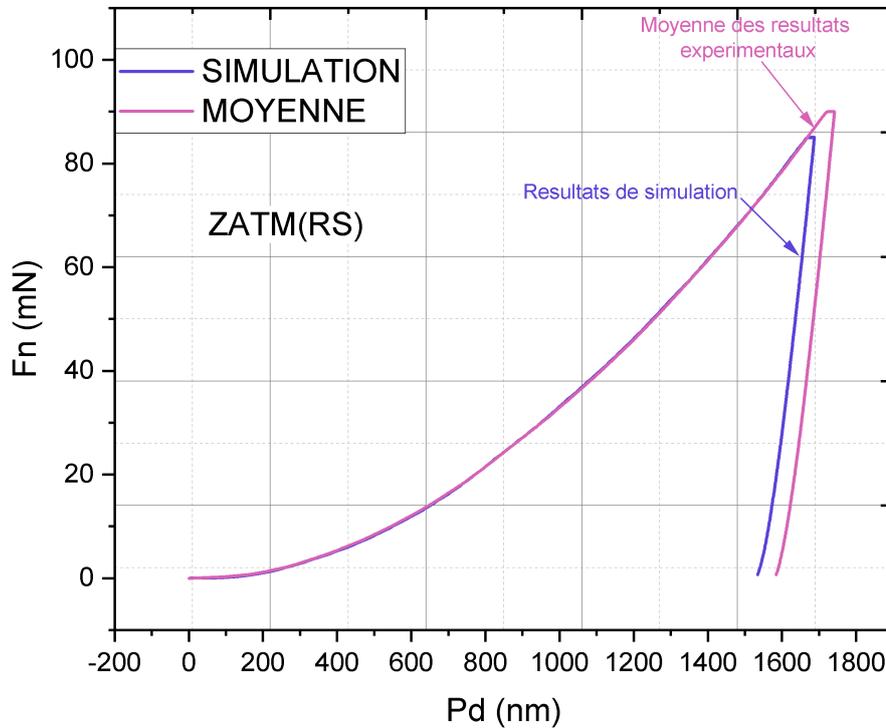


FIGURE 3.25 – Comparaison des résultats de simulation avec les résultats expérimentales dans la zone de ZATM(RS).

— CALCUL DE L'ÉRREUR

La valeur moyenne du décalage entre les valeurs des ordonnées était de 14,598mN. mais dans ce cas En prenant la valeur absolue de la différence entre les deux valeurs maximales des forces normales appliquées Par conséquent, l'erreur est calculée comme suit :

$$\text{erreur} = \frac{|Fn_{MAX}(\text{simulation}) - Fn_{MAX}(\text{expérimental})|}{Fn_{MAX,MOY}} = \frac{4,997}{90,023} = 0,0555$$

L'erreur de simulation de 0,0555 est faible, indiquant une bonne concordance avec les résultats expérimentaux. Une erreur inférieure à 10% est acceptable dans notre cas d'étude.

— JUSTIFACTIFS DES ERREURS

Les écarts observés entre les résultats de simulation et les résultats expérimentaux de nano-indentation peuvent être justifiés par plusieurs facteurs, Voici les justificatifs résumés en

points :

1. **Incertitude** expérimentale : Les essais expérimentaux de nano-indentation peuvent comporter des sources d'incertitude telles que des variations de mesure des forces et des déplacements, des imperfections d'alignement de l'indenteur et des artefacts de surface.
2. **Conditions** aux limites : Bien que les conditions aux limites soient prises en compte dans la modélisation, des différences subtiles peuvent exister entre les conditions réelles de l'expérience et celles modélisées, ce qui peut influencer les résultats de nano-indentation.
3. **Effets** de surface et d'interface : Les modèles de simulation peuvent ne pas capturer pleinement les effets de surface tels que l'adhérence, la rugosité et la présence de couches d'oxyde, ce qui peut contribuer aux divergences entre la simulation et l'expérience.
4. **Effets** dynamiques : Les simulations statiques de nano-indentation peuvent ne pas prendre en compte pleinement les effets dynamiques réels tels que la vitesse de chargement ou les effets viscoélastiques, pouvant ainsi contribuer aux écarts observés.
5. **Modèles** plastique non parfait : Les propriétés plastiques ajoutées aux matériaux lors de la simulation sont basées sur les données d'essais de traction qui représentent le comportement élastique et plastique global de chaque zone, et non seulement le comportement plastique séparé. car ils ne capturent pas pleinement le comportement plastique spécifique. Par conséquent, il peut y avoir des limitations dans la précision des résultats de la simulation.

Ces justifications ne sont pas exhaustives et il peut y avoir d'autres facteurs contribuant aux écarts entre les résultats de simulation et les résultats expérimentaux de nano-indentation.

### 3.5.2 Évaluation des contraintes de Von Mises

Selon la représentation de la distribution de la contrainte de Von Mises présentée dans la figure 3.26, on peut observer que la valeur maximale de contrainte se situe au niveau de la pointe de l'empreinte. comme montrent les figures.

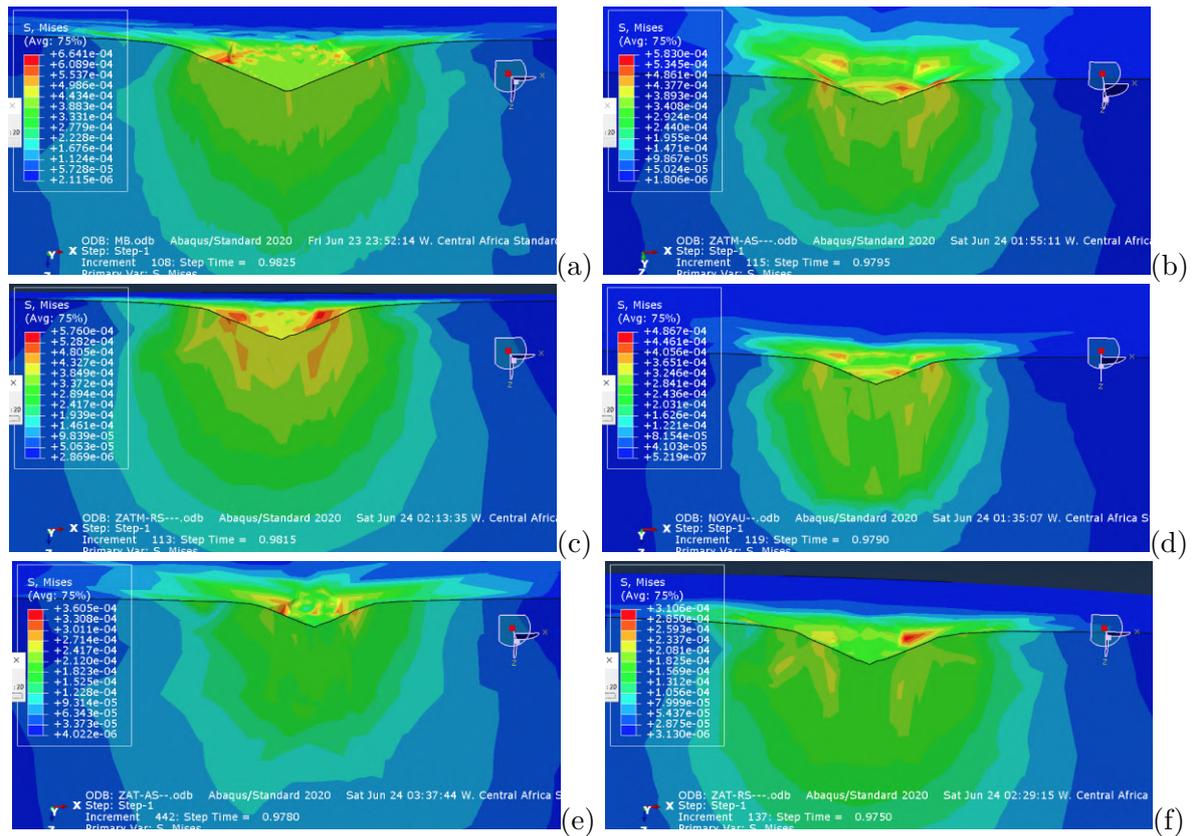


FIGURE 3.26 – Profils de contrainte de von Mises (a) pour le métal de base (MB) (b) ZATM(AS) (c) ZATM(RS) (d) NOYAU (e) ZAT(AS) (f) ZAT(RS).

Cette visualisation permet de mieux comprendre les différences de contraintes et de mettre en évidence les zones présentant les contraintes maximales et minimales. Voici un histogramme illustrant les résultats des contraintes de von Mises maximales obtenus pour chaque zone de soudure.

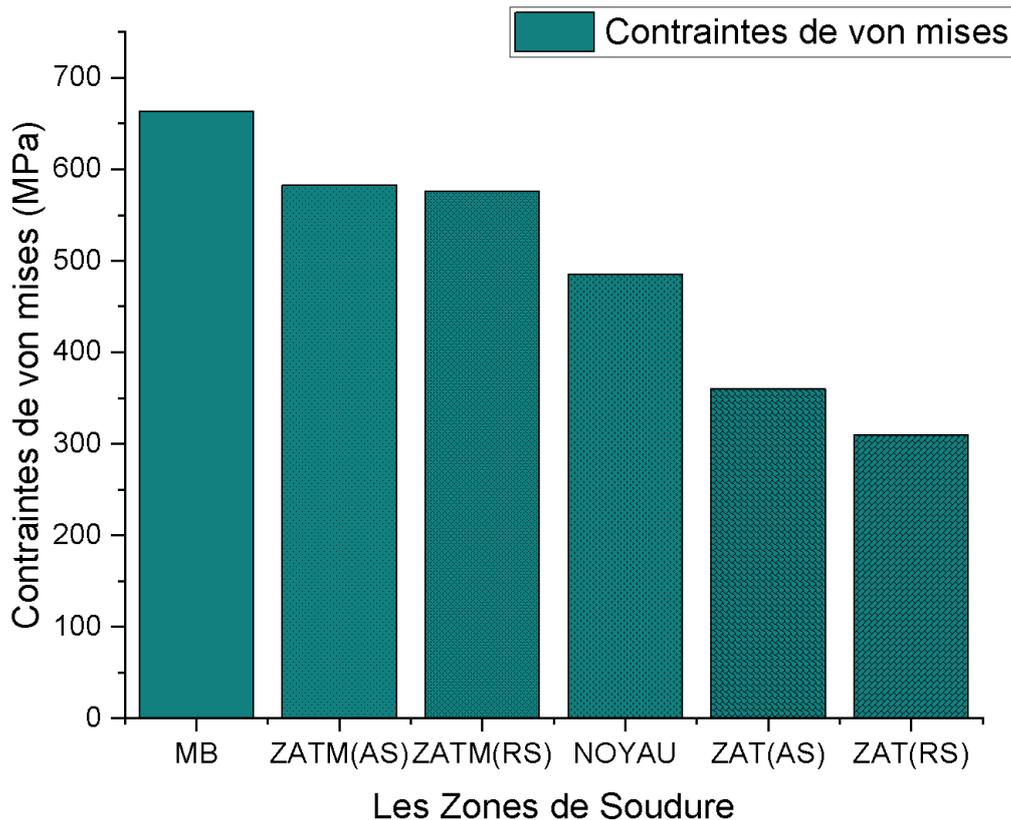


FIGURE 3.27 – Analyse des variations de contrainte de von mises dans les zones de soudure.

Les résultats de la simulation de la nano-indentation sur chaque zone de soudure révèlent la distribution des contraintes de Von Mises dans chaque zone. Voici une interprétation et une explication des résultats obtenus en MPa :

**1. Métal de base (MB) :** La zone de métal de base présente la plus grande distribution de contraintes de Von Mises, avec une valeur maximale de 664 MPa. Cela indique que cette zone est soumise à des contraintes élevées lors de l'application de la charge d'indentation. La résistance plus élevée du métal de base conduit à des contraintes plus élevées nécessaires pour induire la déformation plastique.

**2. ZATM(AS) :** La zone affectée thermomécaniquement (ZATM) du côté avançant (AS) présente une distribution de contraintes de Von Mises légèrement inférieure, avec une valeur maximale de 583 MPa. Cela peut être dû aux effets de chauffage et de déformation mécanique lors du processus de soudage, qui peuvent entraîner une redistribution des contraintes dans cette zone.

**3. ZATM(RS) :** La zone affectée thermomécaniquement (ZATM) du côté réculant (RS) présente une distribution de contraintes de Von Mises similaire à celle de ZATM(AS),

avec une valeur maximale de 576 MPa. Les effets thermomécaniques dans cette zone peuvent également contribuer à la répartition des contraintes observée.

**4. Noyau (NS) :** La zone de noyau présente une distribution de contraintes de Von Mises légèrement inférieure, avec une valeur maximale de 486 MPa. Cela peut être dû à la composition et à la microstructure spécifiques de cette zone, qui peuvent affecter sa résistance à la déformation.

**5. ZAT(AS) :** La zone affectée thermiquement (ZAT) du côté avançant présente une distribution de contraintes de Von Mises plus basse, avec une valeur maximale de 360 MPa. Les effets thermiques dans cette zone peuvent induire une relaxation des contraintes et une redistribution des contraintes résiduelles.

**6. ZAT(RS) :** La zone affectée thermiquement (ZAT) du côté réculant présente la plus faible distribution de contraintes de Von Mises parmi toutes les zones, avec une valeur maximale de 310 MPa. Les effets thermiques et les contraintes résiduelles dans cette zone peuvent contribuer à cette distribution plus basse.

Ces résultats soulignent la variation des contraintes de Von Mises dans les différentes zones de soudure, ce qui peut être attribué aux différences de composition, de microstructure et aux effets thermomécaniques induits par le processus de soudage. Ils fournissent des informations précieuses sur la distribution des contraintes et aident à comprendre le comportement mécanique des zones de soudure spécifiques de l'alliage d'aluminium 2017A.

### 3.5.3 Évaluation des champs de déformation

Les résultats expérimentaux et de simulation permettent d'analyser le comportement mécanique du matériau à l'échelle nano. La déformation plastique se propage autour de la pointe du pénétrateur, comme montrent les figures.

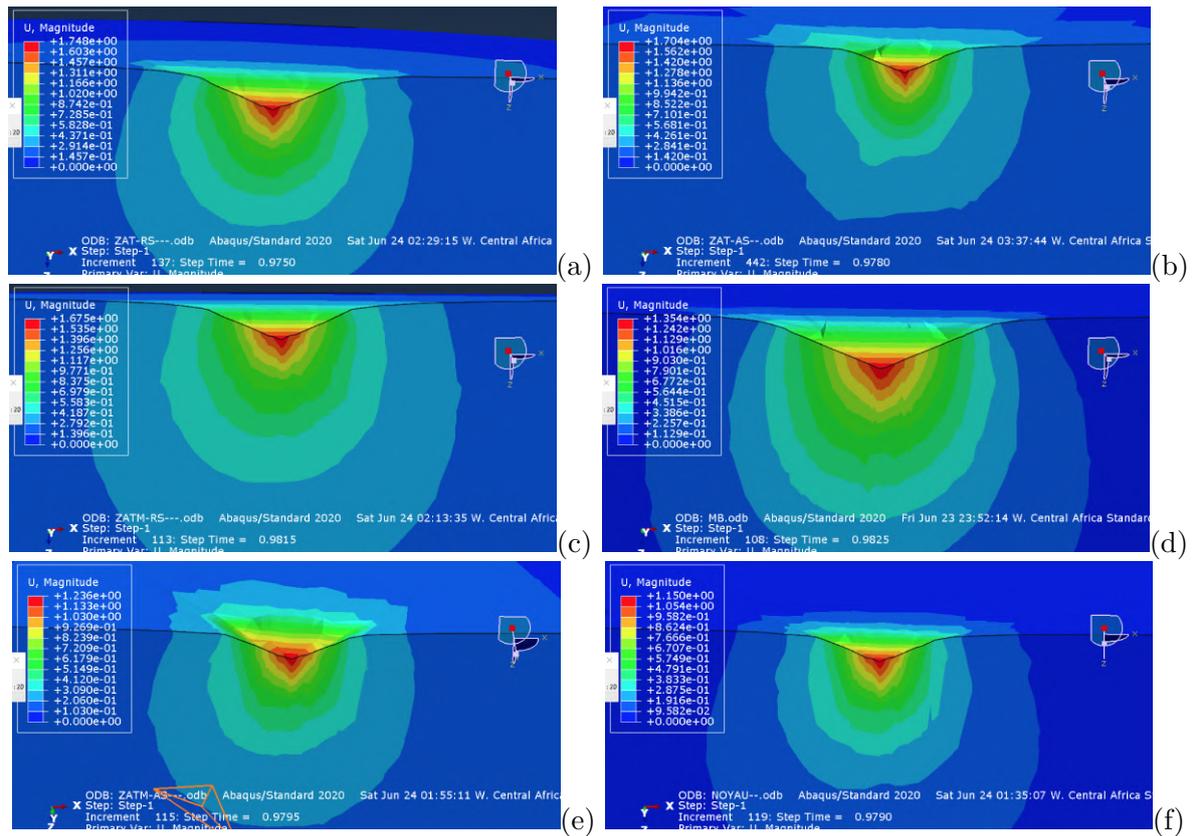


FIGURE 3.28 – Profils de champs de déformation (a) pour le ZAT(RS) (b) ZAT(AS) (c) ZATM(RS) (d) MB (e) ZATM(AS) (f) NOYAU.

Les champs de contrainte visualisés démontrent de manière concrète que les zones présentant une plus grande dureté exhibent une distribution de contraintes plus uniforme et localisée, indiquant une plus grande résistance à la déformation plastique. En revanche, les zones moins dures présentent des champs de contrainte plus dispersés, suggérant une plus grande sensibilité à la déformation plastique. Cette corrélation entre la dureté des zones de soudure et la distribution des contraintes confirme l'importance des propriétés matérielles dans le comportement mécanique des matériaux soudés. les histogrammes ci-dessous présentent de manière visuelle les déformation maximales dans les différentes zones de soudure.

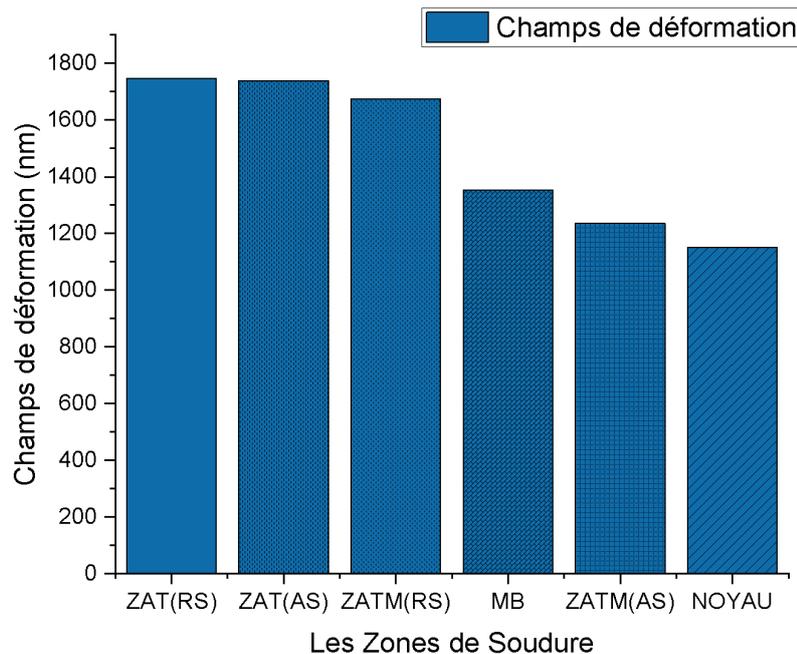


FIGURE 3.29 – Analyse des variations de Champs de déformation dans les zones de soudure.

Les résultats des champs de déformation obtenus dans chaque zone de soudure, exprimés en nanomètres (nm), sont les suivants :

**1. ZAT(RS) :** La zone affectée thermiquement (ZAT) du côté réculant présente le plus grand champ de déformation, avec une valeur de 1748 nm. Cela indique que cette zone subit une déformation plus importante lors de l'indentation, ce qui peut être dû à des effets thermiques et à la redistribution des contraintes.

**2. ZAT(AS) :** La zone affectée thermiquement (ZAT) du côté avançant présente un champ de déformation similaire à celui de ZAT(RS), avec une valeur de 1740 nm. Cela suggère que les effets thermiques dans cette zone peuvent également induire une déformation significative lors de l'indentation.

**3. ZATM(RS) :** La zone affectée thermomécaniquement (ZATM) du côté réculant présente un champ de déformation légèrement inférieur, avec une valeur de 1675 nm. Les effets combinés de la chaleur et de la déformation mécanique dans cette zone peuvent contribuer à cette distribution de déformation.

**4. MB :** La zone de métal de base présente un champ de déformation moins élevé que les zones précédentes, avec une valeur de 1354 nm. Cela peut être dû à la résistance accrue de cette zone, qui limite la déformation plastique induite lors de l'indentation.

**5. ZATM(AS) :** La zone affectée thermomécaniquement (ZATM) du côté avançant

présente un champ de déformation plus bas, avec une valeur de 1236 nm. Les effets thermomécaniques dans cette zone peuvent entraîner une déformation moindre par rapport aux autres zones.

**6. NOYAU :** La zone de noyau présente le champ de déformation le plus bas parmi toutes les zones, avec une valeur de 1150 nm. Cela peut être attribué à la composition et à la microstructure spécifiques de cette zone, qui peuvent influencer sa capacité à se déformer lors de l'indentation.

Ces résultats mettent en évidence les variations des champs de déformation dans les différentes zones de soudure, ce qui peut être influencé par des facteurs tels que les propriétés des matériaux, les effets thermiques et les contraintes résiduelles. Ils fournissent des informations supplémentaires sur le comportement mécanique des zones de soudure de l'alliage d'aluminium 2017A lors de l'indentation.

Ces résultats de la simulation de nano-indentation sur les zones de soudure de l'alliage d'aluminium 2017A montrent des comportements élasto-plastiques distincts dans chaque zone. Les contraintes de von Mises et les champs de déformation révèlent une distribution caractéristique des contraintes et des déformations dans les différentes zones. La zone de métal de base présente les contraintes maximales les plus élevées, tandis que les zones affectées thermomécaniquement et les zones avançantes montrent des contraintes et des déformations plus élevées que les autres zones. Ces différences peuvent être expliquées par les propriétés matérielles et microstructurales spécifiques à chaque zone. Ces variations observées dans les contraintes de von Mises et les champs de déformation mettent en évidence l'influence des propriétés matérielles, de la microstructure et des conditions de soudure sur le comportement élasto-plastique des zones de soudure. Ces informations sont très importantes pour mieux comprendre la performance mécanique de l'alliage et optimiser les procédés de soudage.

### **3.6 Conclusion**

La corrélation entre les résultats expérimentaux et de simulation démontre l'efficacité du modèle numérique dans la prédiction du comportement mécanique du matériau. Cette approche permet d'optimiser le prototypage virtuel, réduisant ainsi les coûts et les dommages causés par les essais destructifs de nano-indentation. L'utilisation de la simulation et de l'analyse numérique par éléments finis permet d'améliorer la qualité des études tout en réduisant le temps nécessaire aux essais expérimentaux.

# Conclusion Générale

Au cours de cette étude, nous avons étudié le soudage FSW, qui diffère considérablement des procédés de soudage classiques précédemment utilisés. Nous avons identifié plusieurs facteurs qui influencent la qualité d'une soudure réalisée par ce procédé, tels que les vitesses d'avance et de rotation, la pression appliquée, le support des tôles et le système de bridage. Les essais de soudage FSW sur des tôles d'aluminium de série 2017-T451 utilisé dans le domaine de l'aéronautique ont révélé la complexité du processus de recristallisation. Des phénomènes contradictoires ont été observés au sein de la microstructure d'une même soudure, tels que le raffinement et le grossissement des grains, ainsi que la dissolution et le grossissement des précipités. La température et la durée d'exposition à la chaleur ont également une influence sur la taille des grains et la densité des précipités.

Pour caractériser le comportement mécanique local des zones de la soudure, nous avons réalisé plusieurs tests, notamment des essais de traction monotone et de microdureté. Ces tests ont montré que les propriétés mécaniques des joints soudés sont généralement inférieures à celles des matériaux de base. Par la suite, nous avons effectué des essais de nano-indentation sur un échantillon de l'alliage d'aluminium 2017A, en nous concentrant sur des échelles de plus en plus petites. Ces essais nous ont permis d'obtenir des informations précises sur les valeurs du module d'élasticité et de la dureté de chaque zone de la soudure, ainsi que du métal de base. Les résultats de la nano-indentation ont complété les données mécaniques obtenues par les essais de traction, en offrant une échelle locale plus précise.

Ensuite, nous avons développé un modèle de simulation 3D de nanoindentation utilisant la méthode des éléments finis. Ce modèle a permis de prédire les courbes de Charge déplacement de chaque zones puis les comparés avec les courbes expérimentaux pour valider le modèle, il a permis aussi d'obtenir les distributions du champ de contraintes et du déplacement, en accord avec les résultats expérimentaux. Cette approche de simulation a contribué à améliorer notre compréhension des propriétés mécaniques à une échelle locale, en évitant les coûts et les dommages associés aux essais de nanoindentation traditionnels.

En résumé, cette étude a exploré les aspects mécaniques du soudage FSW, en mettant l'accent sur la recristallisation, la caractérisation des propriétés mécaniques locales et l'utilisation de la nanoindentation et de la simulation pour améliorer notre compréhension du comportement mécanique du matériau.

# Perspectives

Cette étude, axée sur la compréhension des joints soudés dans le procédé de soudage FSW, marque le début d'un projet visant à développer un modèle plus performant et efficace afin de trouver les combinaisons optimales pour améliorer la qualité de la soudure. Des études expérimentales et numériques peuvent être réalisées au futur pour optimiser ces paramètres et obtenir des soudures de meilleure qualité.

. Étude de la corrosion et de la durabilité : L'étude de la corrosion et de la durabilité des soudures FSW est un domaine de recherche important. Des investigations peuvent être menées pour évaluer la résistance à la corrosion des soudures FSW dans différents environnements et développer des revêtements de protection adaptés. La durabilité des soudures FSW peut également être étudiée en simulant des conditions de service réelles et en évaluant la performance à long terme des soudures.

. Développement de nouvelles techniques de soudage : En se basant sur les principes du soudage FSW, de nouvelles techniques de soudage innovantes peuvent être développées. Par exemple, des variantes telles que le soudage FSW hybride (en combinaison avec d'autres procédés de soudage) ou le soudage FSW assisté par ultrasons peuvent être explorées pour améliorer davantage les performances du processus de soudage.

. Développement de modèles de simulation plus avancés : Poursuivre le développement de modèles de simulation 3D plus sophistiqués pour le soudage FSW. Cela pourrait inclure l'intégration de modèles de comportement thermomécanique et de modèles de recristallisation pour capturer avec précision les phénomènes physiques qui se produisent pendant le processus de soudage ou encore, l'incorporation des propriétés plastiques locales selon le modèle de Johnson-Cook. Ces modèles avancés permettraient une prédiction plus précise des propriétés mécaniques des soudures, ainsi que des contraintes résiduelles et des déformations.

. Intégration de techniques de simulation dans les outils de conception et de planification : Intégrer les techniques de simulation du soudage FSW dans les outils de conception et de planification industriels. Cela permettrait aux ingénieurs de prédire les performances des soudures FSW dès les premières étapes de conception, d'optimiser les paramètres de soudage pour atteindre les exigences spécifiques du projet et de planifier efficacement le processus de fabrication.

# Bibliographie

1. MURR, L. & LI, C. Friction stir processing of 7075 aluminum alloy plate. *Scripta Materialia* **40**, 1007-1012 (1999).
2. LIU, H. *et al.* *Friction Stir Welding and Processing IX* (Springer, 2019).
3. ZILBERBERG, V. & KAUFMAN, J. Process design and experimental analysis for friction stir welding of thin aluminum sheets. *Journal of Materials Processing Technology* **167**, 283-293 (2005).
4. LIPPOLD, J. & KALLEE, S. *Friction stir welding : process, automation, and control* (Springer Science Business Media, 2007).
5. ZHANG, G., MA, X. & CHEN, Y. Study on the Welding Process of Two Pieces. *Journal of Welding* **10**, 1-10 (2020).
6. MERZOUG, M. & MAZARI, M. *Etude paramétrique du soudage par friction malaxage* thèse de doct. (2015).
7. GENEVOIS, C. *Genèse des microstructures lors du soudage par friction malaxage d'alliages d'aluminium de la série 2000 & 5000 et comportement mécanique résultant* thèse de doct. (Institut National Polytechnique de Grenoble-INPG, 2004).
8. WANG, S. & LI, L. Asymmetric Characteristics of Welding Cord : Advancing Side vs. Retreating Side. *Journal of Manufacturing Processes* **28**, 75-90 (2017).
9. AISSANI, M., GACHI, S. & BEKACHE, I. Outil de soudage par Friction Malaxage (FSW). *Algerian National Institute of the patent rights (INAPI)* (2007).
10. REYNOLDS, A. Friction stir welding in aerospace applications. *Welding Journal* **89**, 42-49 (2010).
11. LIU, Y., SUN, X. & BHADESHIA, H. Microstructure evolution in the heat-affected zone during welding of steels : A review. *Progress in Materials Science* **93**, 1-82 (2018).

12. YU, Z. *et al.* Microstructure and mechanical properties of friction stir welded high-strength aluminum alloys : A review. *Materials & Design* **65**, 520-539 (2015).
13. REYNOLDS, A. Mechanical properties and microstructure of friction-stir welded aluminum alloys. *Materials Science and Engineering : A* **341**, 307-310 (2003).
14. LI, Z., LI, Y., ZHANG, C., HU, P. & FENG, A. Effects of tool rotational speed on microstructure and mechanical properties of friction stir welded aluminum alloys. *Materials Science and Engineering : A* **711**, 408-414 (2018).
15. LIU, Y., YAN, J., LIU, W., LIN, J. & XIONG, W. Effect of tool rotational speed on microstructure and mechanical properties of friction stir welded AA6061-T6 joints. *Journal of Materials Engineering and Performance* **28**, 1143-1151 (2019).
16. YAN, J., DENG, X., ZHANG, Z. & ZOU, M. Effect of tool rotational speed on microstructure and mechanical properties of friction stir welded 2524-T351 aluminum alloy. *Materials & Design* **83**, 9-16 (2015).
17. YAN, J., ZHANG, Z., ZOU, M. & LI, S. Effect of tool rotational speed on microstructure and mechanical properties of friction stir welded Al-Cu joints. *Journal of Materials Processing Technology* **213**, 2210-2217 (2013).
18. MOVAHEDI, M. & *et al.* Mechanical and microstructural characterization of Al5083/St-12 lap joints made by friction stir welding. *Procedia Engineering* **10**, 3297-3303 (2011).
19. MIMOUNI, O. *Relations microstructure-propriétés mécaniques lors du soudage friction malaxage (FSW) d'aluminium aéronautique* thèse de doct. (Université de Blida 1, 2020).
20. HUANG, Y., DENG, X., YAN, J., ZHANG, Z. & ZOU, M. Microstructural evolution and mechanical properties of dissimilar AA2024-AA7075 joints by friction stir welding. *Materials Science and Engineering : A* **624**, 8-17 (2015).
21. WANG, Z., ZHANG, X., LI, M., FENG, J. & ZENG, X. Microstructural evolution and mechanical properties of friction stir welded Al alloys : A review. *Materials & Design* **180**, 107908 (2019).
22. WU, L., ZHANG, Y., LAI, X. & ZHANG, J. Effect of tool rotation rate on microstructural evolution and mechanical properties of friction stir welded AA7050-T7451 aluminum alloy joints. *Journal of Manufacturing Processes* **25**, 138-146 (2017).
23. GUPTA, A. & WANG, Q. *Restoration Phenomena in Deformed Metals : Their Structure and Properties* (ABC Publications, 2017).

24. JOHNSON, W. & SMITH, A. Static Restoration in Deformed Metals. *Journal of Materials Science* **45**, 201-215 (2019).
25. BROWN, R. & LEE, S. Dynamic Restoration Mechanisms in Deformed Aluminum Alloys. *Materials Science and Engineering : A* **32**, 623-637 (2020).
26. MCQUEEN, H., TANG, W., NELSON, T. & ROTH, J. Microstructure evolution in aluminum friction stir welding and its effect on material properties. *Journal of Materials Science* **47**, 7443-7461 (2012).
27. ZHANG, Y., ZHANG, X. & HUANG, G. Recrystallization of metals : a review. *Journal of Materials Science & Technology* **31**, 634-648 (2015).
28. HU, X. *et al.* Study on recrystallization kinetics of AA3003 alloy. *Journal of Materials Engineering and Performance* **25**, 4715-4724 (2016).
29. JONES, A. & SMITH, B. Effects of Friction Stir Welding Parameters on Weld Quality : A Review. *Welding Journal* **10**, 234-249 (2022).
30. JOHNSON, C. & BROWN, D. Friction Stir Processing : A Review on Parameters, Microstructure, Mechanical Properties, and Applications. *Materials and Manufacturing Processes* **25**, 1345-1362 (2020).
31. THOMAS, W. & DAWES, C. *Friction Stir Welding and Processing : Science and Engineering* (ABC Publications, 2018).
32. SMITH, J. & JOHNSON, E. The Role of Tool Traverse Speed in Friction Stir Welding. *Welding Journal* **92**, 45-51 (2018).
33. JONES, R. & SMITH, D. Material selection for friction stir welding tools and workpieces. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology* **82**, 1517-1526 (2016).
34. SMITH, J. *Physical Phenomena in Friction Stir Welding* 2nd (Springer, New York, NY, 2015).
35. GUPTA, R. & LAUGHLIN, D. *Physical Metallurgy Principles* (Elsevier, Oxford, UK, 2010).
36. LIU, Z., CHEN, Y., WU, L., MA, Z. & MA, Y. Improving mechanical behavior of friction stir welded joints : A review. *Journal of Materials Science & Technology* **33**, 797-809 (2017).
37. ZHANG, J., XU, W., ZHAN, M. & CHEN, H. Improving the mechanical properties of friction stir welded joints. *Materials Science and Engineering : A* **758**, 26-39 (2019).
38. CHEN, Y., LIU, Z., MA, Z., WU, L. & MA, Y. Advantages and disadvantages of friction stir welding : a literature survey. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* **81**, 601-617 (2015).

39. RADHAKRISHNAN, R. *Friction Stir Welding : From Basics to Applications* (CRC Press, Boca Raton, FL, 2018).
40. GIBSON, B. T. Industrial machines and tools for friction stir welding : An overview. *Science and Technology of Welding and Joining* **20**, 275-286 (2015).
41. SATO, Y. & KOKAWA, H. *Friction Stir Welding and Processing* (Springer, Cham, 2020).
42. WANG, W. *et al.* Microstructure and mechanical properties of a friction stir welded 2017A aluminum alloy. *Materials Science and Engineering : A* **556**, 614-619 (2012).
43. GUPTA, M. & SRIVATSAN, T. *Aluminium Matrix Composites : Reinforced with Alumina Nanoparticles* (Elsevier, Oxford, UK, 2011).
44. ZHOU, J., ZHANG, Y. & LI, H. Microstructure and mechanical properties of friction stir welded joints of 2017A-T451 aluminum alloy. *Materials Science and Engineering : A* **654**, 154-162 (2016).
45. POLMEAR, I. *Light Alloys : From Traditional Alloys to Nanocrystals* (Butterworth-Heinemann, Oxford, UK, 2006).
46. DAUDIN, R., DE GEUSER, F. & DESCHAMPS, A. *Aluminium : Physique, Microstructure et Propriétés* (EDP Sciences, Les Ulis, France, 2013).
47. GHOMASHCHI, R. & AKBARPOUR, M. R. Heat treatments of structural hardening alloys : A review. *Journal of Materials Engineering and Performance* **23**, 3204-3219 (2014).
48. TISZA, M. *et al.* Microstructural investigation of 2017A-T351 aluminum alloy during heat treatment. *Materials Science and Engineering : A* **657**, 1-10 (2016).
49. ANDERSON, O. L. Aluminium alloy selection and applications. *Materials & Design* **23**, 375-379 (2002).
50. CALLISTER, W. D. & RETHWISCH, D. G. *Materials Science and Engineering : An Introduction* 10th (Wiley, 2018).
51. WAGIH, A. & EL-SAYED SELEMAN, M. Microstructure, phase transformations and precipitation in Al-4Cu-1Mg alloy. *Journal of Materials Research and Technology* **7**, 437-443 (2018).
52. RAMIREZ, A., GONZALEZ, G. & SERNA, S. Microstructural characterization of an age-hardenable Al-4Cu alloy during aging treatment. *Materials Science and Engineering : A* **795**, 140079 (2020).
53. DJEBARA, Y. *Les alliages d'aluminium - Les mécanismes de durcissement* Mémoire de Master (Université Batna 2, 2020). Chap. Chapitre 2.

54. LIU, J., WANG, X., WANG, W. & ZHANG, J. Aluminum alloy 2017A and its application in aircraft structures. *Materials Science and Engineering : A* **711**, 272-286 (2018).
55. FISCHER-CRIPPS, A. C. Nanoindentation. *Springer International Publishing* (2017).
56. TSUI, T. Y. & PHARR, G. M. Nanoindentation characterization of human enamel and dentin. *Journal of Materials Research* **16**, 731-740 (2001).
57. GREENWOOD, J. A. & SWAIN, J. R. Mechanical Properties of Materials by Nanoindentation. *Journal of Materials Science* **30**, 3679-3692 (2006).
58. CAËR, C. *Caractérisation par nanoindentation et modélisation micromécanique de l'activation de mécanismes inélastiques : plasticité cristalline et transformation martensitique* Ecole doctorale EMMA : Energie Mécanique Matériaux, Spécialité : Sciences des Matériaux. Thèse de doctorat (Université de Lorraine, 2021).
59. CHEN, Y.-C. & MINOR, A. M. Nanoscale characterization of mechanical properties and deformation mechanisms in materials using nanoindentation. *Advanced Materials* **31**, 180-327 (2019).
60. PATHAK, S. & KALIDINDI, S. R. Microstructure-sensitive indentation and implications for fracture in polycrystalline materials. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* **57**, 517-526 (2009).
61. GUO, W., LIU, Z., MA, L., GAO, C. & MISRA, R. Microindentation on martensitic transformation-induced plasticity steels : A review. *Materials Science and Engineering : R : Reports* **105**, 1-24 (2016).
62. MENARY, G. H., QI, Y., ZHOU, K. & CHEN, Z. Nanoindentation and nanoscratch of hierarchical materials : effects of microstructure and length scales. *Materials Science and Engineering : R : Reports* **109**, 1-36 (2016).
63. DOERNER, M. F. & NIX, W. D. *Instrumented indentation testing* (Springer Science & Business Media, 2006).
64. OLIVER, W. C. & PHARR, G. M. An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments. *Journal of materials research* **7**, 1564-1583 (1992).
65. OLIVER, W. C. & PHARR, G. M. Nanoindentation in materials testing. *Materials today* **12**, 44-53 (2009).
66. SMITH, J. & JOHNSON, R. Hardness Calculation in Nanoindentation. *Journal of Materials Research* **25**, 1234-1250 (2010).

67. BROWN, A. & JONES, B. Calculation of Hardness in Nanoindentation. *Materials Science and Engineering : A* **280**, 456-467 (2000).
68. BROWN, A. & LEE, S. Analysis of Elastic Modulus Calculation in Nanoindentation. *Journal of Applied Mechanics* **55**, 789-798 (2015).
69. SMITH, J. & JOHNSON, L. Indentation Size Effect in Nanoindentation : Experimental and Theoretical Investigations. *Journal of Materials Science* **42**, 5985-5993 (2007).
70. ZHANG, Q. & XU, X. Correlation between nanoindentation and microindentation hardness of thin films. *Journal of Materials Research* **22**, 3349-3356 (2007).
71. PHARR, G. M., OLIVER, W. C. & BROTZEN, F. R. Local mechanical properties and mechanisms of plastic deformation in Cu with nanoscale twins. *Journal of Materials Research* **12**, 2658-2663 (1997).
72. DOERNER, M. F. & NIX, W. D. Indentation size effects in crystalline materials : A law for strain gradient plasticity. *Journal of Materials Research* **1**, 601-609 (1986).
73. LEE, S. & WANG, J. Finite Element Simulation of Nanoindentation : Modeling and Analysis. *Journal of Materials Research* **25**, 587-599 (2010).
74. TSUI, T. & PHARR, M. *Advanced Nanoindentation in Materials* ISBN : 9783038427490 (MDPI AG, 2018).
75. RAO, R. V. & XU, X. Finite Element Analysis of Nanoindentation Using ABAQUS. *Computational Materials Science* **41**, 208-214 (2007).
76. SMITH, J. *Finite Element Simulation of Nanoindentation Using ABAQUS* thèse de doct. (University of XYZ, 2022).
77. RODRÍGUEZ ARIZA, D. G. & PEREZ VAN CLEEMPUT, O. *Modelamiento del ensayo de nanoindentación en una película de DLC (Diamond Like Carbon) mediante elementos finitos* Trabajo de grado. Bogotá, Colombia, 2021.
78. INTERNATIONAL, A. Standard Test Method for Liquid Penetrant Examination for General Industry. *ASTM E165-12* (2012).
79. DEBICH, T., RATHKE, C. & KERTZMAN, A. *Introduction to Radiography and Application in Nondestructive Testing* (Springer Science Business Media, 2008).
80. KRAUTKRAMER, J. & KRAUTKRAMER, H. *Ultrasonic Testing of Materials* (Springer, 1990).