
UNIVERSITE DE BLIDA 1

Faculté de technologie

Département de Mécanique

THESE DE DOCTORAT

En Génie Mécanique

Spécialité : Sciences des Matériaux

ETUDE DES EFFETS DES TRAITEMENTS THERMIQUES POST SOUDAGE SUR
LES PROPRIETES STRUCTURALES ET MECANIQUES DE L'ALLIAGE D'ALUMINIUM
7075-T6 SOUDE PAR LE PROCEDE FSW

Par :

KHATIR Mohamed

Devant le jury composé de :

T.SAHRAOUI	Professeur, U.Blida 1	Président
R.BADJI	Directeur de recherche, CRTI, Cheraga	Examineur
M.AISSANI	Maitre de recherche A, CRTI, Cheraga	Examineur
S.ZIDELMEL	MCA, U.Laghouat	Examineur
M.HADJI	Professeur, U.Blida 1	Rapporteur
M.TEMMAR	Professeur, U.Blida 1	Co-Rapporteur

Blida, 18/11/2019

Remerciements

Ce travail de thèse a été réalisé au sein du Département de Mécanique de l'Université Saad Dahlab de Blida.

Selon la tradition, et à travers cette page de remerciements, je tiens à saluer toutes les personnes qui, de près ou de loin, ont contribué à la concrétisation de ce travail.

Je voudrais tout d'abord remercier les membres du jury pour leur précieux temps accordé à la lecture et à la critique de ce travail.

Je remercie le Professeur **Sahraoui Tahar**, de l'Université Saad Dahlab de Blida, pour avoir accepté la présidence de mon jury de thèse.

J'ai été privilégié par l'acceptation de Monsieur **BADJI Riad**, Monsieur **AISSANI Mouloud** et Monsieur **ZIDELMEL Sami**, respectivement Directeur de recherche, au centre « CRTI » de Cheraga (Alger), Maître de recherche A au centre « CRTI » de Cheraga (Alger), et Maître de conférences A de l'université de Laghouat, d'être membres de jury.

Je suis très reconnaissant au Professeur **HADJI Mohamed** mon promoteur, pour avoir accepté de diriger cette thèse, et dont l'aide précieuse m'a été indispensable sur le plan scientifique et humain. Je lui présente également ma plus sincère gratitude pour la confiance et la sympathie qu'il m'a témoignée au cours de ces années de travail en me faisant découvrir l'état de l'art du soudage.

Je remercie aussi l'aide indispensable de Monsieur Aissani Mouloud pour son soutien technique et ses conseils judicieux et qui m'honore de sa présence lors de ma soutenance.

Sans oublier Professeur **TEMMAR Moustapham** Co-encadrement, je n'ai pas de mots assez forts pour vous exprimer ma gratitude « Sans vous monsieur, ce travail n'aurait jamais vu le jour ».

Dédicaces

A ma famille et plus particulièrement à mes parents pour leurs efforts qui m'ont permis de faire de longues études et surtout à ma maman qui ma soutenue et ma encourager depuis le début,

A mon épouse et mon fils

Je voudrais remercier de nombreuses personnes dans mes ami (e)s sans qui cette thèse n'aurait pas pu aboutir et être menée à bien sans leurs aides et leurs idées. Je ne voudrais pas les citer nominativement de peur d'oublier une ou plusieurs personnes.

Encore une dernière fois, merci à tous.

RESUME

L'industrie aéronautique apprécie tout particulièrement l'aluminium pour bien des raisons. Comme ses qualités mécaniques, sa légèreté ou la facilité d'usinage qui lui donne un atout supplémentaire. Les familles d'alliage d'aluminium les plus couramment rencontrées dans cette industrie sont les séries 2xxx, 3xxx, 5xxx, 6xxx et 7xxx.

Dans le cas de l'aviation, l'alliage le plus couramment utilisé est 7075. Il se compose d'aluminium, de zinc, de magnésium et de cuivre pour maximiser la résistance. C'est un alliage très résistant, comparable à l'acier mais deux tiers plus léger. La présence du cuivre rend le soudage difficile. Ses alliages sont souvent assemblés par des procédés comme le rivetage bien que de nombreuses recherches voient un intérêt à utiliser le soudage comme alternative au rivetage, mais cette dernière reste critique et peu fiable.

En 1991 une solution vient répondre aux problèmes rencontrés par le soudage traditionnel en donnant une approche nouvelle. Le FSW pour « Friction Stir Weldin » ou friction malaxage. Ce procédé permet de souder des alliages jusque-là difficiles à souder. Néanmoins, cette méthode comporte elle aussi, des lacunes. Ce procédé engendre plusieurs phases différentes les unes aux autres de par leurs propriétés mécaniques et aspect métallographique. Alors que le processus de soudage FSW se déroule, un gradient de température couplé à l'effet mécanique dû au malaxage se crée entre le métal de base, la zone affectée thermo-mécaniquement, la zone affectée thermiquement et le noyau. Ainsi, ses effets combinés engendrent des structures métallographiques et des caractéristiques mécaniques diverses dans les différentes zones constituant le cordon de soudure. Une chute brutale des propriétés mécaniques entre les phases se produit lors du soudage aboutissant à l'affaiblissement de l'assemblage de la structure par la suite.

Dans notre étude nous nous sommes intéressés à ce problème, en proposant une solution sous forme d'un traitement thermique post soudage. De là, La

caractérisation de la microstructure par l'utilisation de plusieurs techniques d'investigations, une étude du comportement mécanique des tôles soudées par le procédé FSW post soudure est faite sur la base d'essais de traction, résilience et de dureté sont réalisés sur des éprouvettes normalisées ; elles nous ont permis de s'initier à l'étude du comportement du matériau analysé. Cela nous a permis aussi de constater les changements apportés par le traitement thermique post soudage sur le cordon de soudure. Une caractérisation mécanique et métallographique des cordons de soudure obtenue par l'utilisation de la microscopie optique et la microscopie électronique à balayage (MEB) pour des approches locales, et l'indexation des phases par diffraction (RX) pour des approches globales.

Enfin, une modélisation et une simulation numérique adéquate du transfert thermique sont réalisées mettant en évidence l'effet des différents paramètres de soudage. Une étude expérimentale permettant une comparaison et une validation des résultats est ensuite présentée. Les résultats expérimentaux trouvés, sont en bon accord avec les résultats numériques obtenus.

ملخص

صناعة الطيران تقدر الألومنيوم بشكل خاص لأسباب عديدة. مثل صفاته الميكانيكية وخفته أو سهولة تصنيعه مما يمنحه ميزة إضافية. عائلات سبائك الألومنيوم الأكثر شيوعاً في هذه الصناعة هي سلسلة 2xxx، 3xxx، 5xxx، 6xxx و 7xxx. في حالة الطيران السبائك الأكثر استخداماً هي 7075. تتكون من الألمنيوم والزنك والمغنيسيوم والنحاس لزيادة المقاومة. إنها سبيكة مقاومة للغاية، قابلة للمقارنة بالفولاذ ولكنها أخف بنسبة الثلثين.

ان وجود النحاس يجعل اللحام صعباً. غالباً ما يتم تجميع سبائكها عن طريق عمليات مثل التثبيت، على الرغم من أن العديد من الأبحاث ترى اهتماماً باستخدام اللحام كبديل للتثبيت، ولكن هذا الأخير لا يزال حرجاً وغير موثوق به.

في عام 1991، جاء حل للاستجابة للمشاكل التي يواجهها اللحام التقليدي عن طريق إعطاء نهج جديد. "Friction Stir Welding" أي خلط الاحتكاك. هذه العملية تجعل من الممكن لحام سبائك التي كانت من الصعب لحامها سابقاً، ومع ذلك فإن هذه الطريقة لديها أيضاً أوجه القصور فيها.

تولد هذه العملية عدة مراحل مختلفة عن بعضها البعض بسبب خواصها الميكانيكية ومظهرها المعدني. أثناء عملية اللحام في FSW، يتم إنشاء درجة حرارة متدرجة إلى جانب التأثير الميكانيكي بسبب العجن بين المعدن الأساسي والمنطقة المتأثرة بالحرارة الميكانيكية والمنطقة المتأثرة بالحرارة واللب. وبالتالي فإن آثاره مجتمعة تولد هيكل معدنية وخصائص ميكانيكية مختلفة في المناطق المختلفة التي تشكل خط اللحام. لكن أثناء اللحام يتم انخفاض مفاجئ في الخواص الميكانيكية لهذا المنتج مما أدى إلى إضعاف مجموعة الهيكل بعد ذلك.

في دراستنا كنا مهتمين بهذه المشكلة، من خلال اقتراح حل في شكل معالجة حرارية بعد اللحام. إن توصيف البنية المجهرية باستخدام تقنيات التحقيق المتعددة؛ وإجراء دراسة للسلوك الميكانيكي للصفائح الملحومة بواسطة عامل لحام FSW المعالج حرارياً على أساس اختبارات الشد، كما يتم إجراء المرونة والصلابة على قطع اختبار قياسية؛ قد يسمح لنا بالتعرف على سلوك المادة التي تم تحليلها. كما يسمح لنا أيضاً برؤية التغييرات الناتجة عن المعالجة الحرارية بعد اللحام على خط اللحام.

يتم الحصول على توصيف ميكانيكي ومعادن لخطوط اللحام عن طريق استخدام الفحص المجهر البصري والمجهر الإلكتروني للمسح (MEB) للنهج المحلية، وفهرسة المراحل بواسطة الحيويد (RX) للنهج العامة.

وأخيراً، يتم التصميم والمحاكاة الرقمية الكافية لنقل الحرارة من خلال أظهر تأثير الإعدادات اللحام المختلفة. ثم يتم تقديم دراسة تجريبية تسمح بإجراء مقارنة والتحقق من النتائج. إن النتائج التجريبية التي تم العثور عليها في توافق جيد مع النتائج العددية التي تم الحصول عليها.

ABSTRACT

The aviation industry particularly appreciates aluminum for many reasons. Like its mechanical qualities, its lightness or the ease of machining which gives it an additional asset. The most common aluminum alloy families encountered in this industry are the 2xxx, 3xxx, 5xxx, 6xxx and 7xxx series.

In the case of aviation, the most commonly used alloy is 7075. It is composed of aluminum, zinc, magnesium and copper to maximize strength. It is a very strong alloy, comparable to steel but two thirds lighter. The presence of copper makes welding difficult. Its alloys were often assemble by processes such as riveting although many researches see an interest in using welding as an alternative to riveting, but the latter remains critical and unreliable.

In 1991, a solution comes to answer the problems encountered by the traditional welding by giving a new approach. The FSW for "Friction Stir Welding" or friction stirring. This process makes it possible to weld alloys hitherto difficult to weld. Nevertheless, this method also has shortcomings. This process generates several phases different from each other by their mechanical properties and metallographic appearance. As the FSW welding process unfolds, a temperature gradient coupled to the mechanical effect due to mixing was create between the base metal, the thermo-mechanically affected zone, the heat affected zone and the melted zone. Thus, its combined effects generate metallographic structures and various mechanical characteristics in the different zones constituting the weld seam. A sharp drop in the mechanical properties between the phases this product during welding resulting in the weakening of the assembly of the structure thereafter.

In our study, we are interested in this problem, proposing a solution in the form of a heat treatment post welding. From here, the characterization of the microstructure by the use of several investigation techniques, a study of the mechanical behavior of welded sheets by the FSW post welding process is made

on the basis of tensile tests, resilience and hardness are realized on standard test pieces; they allowed us to learn about the behavior of the analyzed material. This also allowed us to see the changes brought about by the post weld heat treatment on the weld bead. Mechanical and metallographic characterization of weld seams obtained through the use of optical microscopy and scanning electron microscopy (SEM) for local approaches, and diffraction phase indexing (RX) for global approaches.

Finally, a modeling and an adequate numerical simulation of the heat transfer were carrying out highlighting the effect of the various welding parameters. An experimental study allowing a comparison and a validation of the results was then presenting. The experimental results found, are in good agreement with the numerical results obtained.

SOMMAIRE

REMERCIEMENTS.....	i
DEDICACES.....	ii
RESUME.....	iii
ABSTRACTE.....	vi
SOMMAIRE.....	1
LISTE DES FIGURES.....	6
LISTE DES TABLEAUX.....	12
Introduction Générale.....	14
Chapitre 1 : Alliages D'Aluminium.....	17
1 Synthèse bibliographique.....	17
1.1 Généralités sur les alliages d'aluminium :.....	18
1.2 Microstructure des alliages de la série 7xxx.....	20
1.2.1 Phases dans les alliages de la série 7xxx.....	20
1.2.1.1 Les précipités durcissants.....	20
1.2.1.2 Les dispersoïdes.....	21
1.2.1.3 Les particules intermétalliques.....	22
1.2.2 Traitement thermique des alliages à durcissement structural.....	22
1.2.2.1 Les différentes étapes d'un traitement thermique.....	22
1.2.2.2 Désignation des états métallurgiques.....	24
1.2.3 Grains et joints de grains.....	26
1.2.3.1 Forme des grains.....	26
1.2.3.2 La zone dénudée en précipités.....	26
1.3 Influence de la microstructure sur les propriétés mécaniques.....	28
1.3.1 Mécanismes de durcissement.....	28
1.4 Conclusion.....	32
Chapitre 2 : Soudage FSW.....	33
2 Procédé de soudage par Friction Malaxage :.....	33

2.1	Introduction	34
2.2	Description du procédé FSW	34
2.2.1	Principe général	34
2.2.1.1	Les paramètres de soudage	38
2.2.1.2	L'avance et le retrait dans le soudage par friction malaxage	38
2.2.1.3	Les configurations d'assemblage possible	39
2.2.2	Outil utilisé pour le soudage par friction malaxage	40
2.2.2.1	Généralité	40
2.2.2.2	Les différentes technologies d'outil	41
2.2.2.3	Le matériau de l'outil	42
2.2.3	La formation du cordon de soudure	43
2.2.3.1	Aspect et macrographie du joint de soudure FSW	45
2.2.4	Les propriétés des joints soudés	46
2.2.4.1	Alliages à durcissement structural	46
2.2.4.2	Les alliages à durcissement par écrouissage	47
2.2.4.3	Coefficient d'efficacité du joint soudé FSW	48
2.3	Défauts et domaines de soudabilité opératoire	49
2.3.1	Les défauts générés par le malaxage	50
2.3.1.1	Les défauts liés au flux de matière	50
2.3.1.2	Les défauts dits « géométriques »	55
2.3.1.3	Autres défauts	58
2.3.2	Relation entre défauts et paramètres opératoires	58
2.3.3	Contrôle de soudure FSW	60
2.4	Efforts en soudage FSW	62
2.4.1	Etude de l'interaction Outil / Matière	62
2.4.2	Les efforts en phase de plongée	64
2.4.2.1	Présentation générale	64
2.4.2.2	Les efforts et les couples mis en jeu	65
2.4.3	Les efforts en phase de soudage	68
2.4.3.1	Compréhension des phénomènes mis en jeu	69

2.4.3.2	Détection des défauts à l'aide de l'analyse des efforts	74
2.4.3.3	Influence des paramètres opératoires sur les efforts et le couple de soudage	77
2.4.4	Conséquences des efforts générés	81
2.5	Machines de soudage FSW	82
2.5.1	Les fraiseuses modifiées	82
2.5.2	Bilan des moyens de production	84
2.6	Conclusion	85
Chapitre 3 : Matériaux et procédures expérimentales		86
3 Matériaux et procédures expérimentales		86
Introduction.....		86
3.1	Présentation du matériau utilisé :	87
3.2	Caractéristiques du matériau :	87
3.2.1	Composition chimique :	87
3.2.2	Propriétés mécaniques et physiques :	88
3.2.3	Préparation des tôles à souder :	90
3.2.4	Contrôle des soudures :	93
3.2.4.1	Contrôle avant le soudage :	94
3.2.4.2	Contrôle pendant le soudage :	94
3.2.4.3	Contrôle post soudage :	95
3.2.5	Technique de Soudage friction malaxage :	95
3.3	Traitements thermiques :	97
3.3.1	Mise en solution :	100
3.3.2	Trempe :	100
3.3.3	Revenu :	100
3.4	Microscopie optique :	102
3.4.1	Enrobage :	103
3.4.2	Polissage :	104
3.4.3	Attaque chimique :	104
3.5	Méthodes d'essais mécaniques :	105

3.5.1	Essai de dureté :	105
3.5.2	Essai de résilience :	108
3.5.3	Essai de traction :	110
3.5.3.1	Microscopie électronique à balayage (MEB) :	113
3.5.3.2	Caractérisation chimique des différentes phases à l'aide du spectromètre à dispersion d'énergie (EDS) :	114
3.5.3.3	L'indexation des phases par diffraction (RX) :	115
3.6	Caractérisation thermique du procédé de soudage FSW	115
Chapitre 4 : Résultats et interprétations		119
4 Résultats et interprétations		119
Introduction.....		119
4.1	Phénomènes lors du soudage FSW :	120
4.1.1	Résumé de l'application du procédé de soudage FSW :	121
4.2	Caractérisation :	124
4.2.1	Caractérisation à l'état brut :	124
4.2.1.1	Analyse micrographique :	124
4.2.1.2	Essai de dureté :	125
4.2.1.3	Essai de micro dureté :	126
4.2.2	Caractérisation à l'état traité :	130
4.2.2.1	Analyse micrographique :	130
4.2.2.2	Essai de dureté post traitements thermiques :	131
4.2.2.3	Essai de micro-dureté :	134
4.3	Essai de résilience :	139
4.3.1	Résilience pour les échantillons non traités :	141
4.3.2	Résilience pour les échantillons traités :	141
4.4	Essai de traction :	143
4.5	Microscope électronique à balayage (MEB) :	146
4.6	Diffraction des rayons X :	150
4.6.1	Différentes ordres de contraintes :	150
4.6.2	La loi de Bragg :	152

4.6.3	Analyse par diffraction des rayons X :	154
Chapitre 5 : Analyse Numérique		161
5	Introduction	162
5.1	Objectif	163
5.2	Approche numérique	164
5.3	Modélisation Mathématique.....	164
5.4	Hypothèses et suppositions	165
5.5	Équations du transfert de chaleur	165
5.6	Modèle de source de chaleur	166
5.7	Conditions aux limites (figure 5.3)	167
5.8	Organigramme simplifier du programme de simulation de l'écoulement thermique lors du Soudage par friction malaxage sous Ansys.....	169
5.9	Étapes De Résolution Et D'analyse sous Ansys	170
5.10	Procédure Globale De Résolution Par Nos Programmes	170
5.11	Résultats et interprétation	172
5.12	Conclusion	176
CONCLUSION GENERALE		177

Liste des figures

Figure 1 - 1 Séquence de précipitation dans la série 7xxx.....	23
Figure 1 - 2 Evolution schématique de la micro dureté au cours du traitement thermique [19]	24
Figure 1 - 3 Subdivisions de l'état T (Traité thermiquement sans mise en solution séparée).....	25
Figure 1 - 4 Subdivisions de l'état T (Traité thermiquement sans mise en solution séparée).....	25
Figure 1 - 5 Zone dénudée en précipités dans un alliage de la série 7xxx	27
Figure 1 - 6 Images MET après traitement thermique [24] : influence de la vitesse de trempe sur la précipitation hétérogène dans l'alliage 7020	28
Figure 1 - 7 Représentation schématique de la transition cisaillement/contournement	Erreur ! Signet non défini.
Figure 1 - 8 Faciès de rupture ductile [27]	29
Figure 1 - 9 Mécanismes d'amorçage de l'endommagement sur les intermétalliques au fer ou au silicium [27]	30
Figure 1 - 10 Modèle micromécanique de la microstructure avec PFZ [28]	31
Figure 2 - 7 Représentation du effet du flux de matière lors du procédé de soudage FSW [46]	44
Figure 2 - 8 Stries laissées par le passage de l'outil après soudage.....	45
Figure 2 - 12 Présentation de domaine de soudabilité opératoire. A-Pour un alliage de Magnésium AZ31 d'épaisseur 4mm [51] et B- pour un alliage d'aluminium ADC 12 d'épaisseur 4mm [50]	50
Figure 2 - 13Bavures excessives le long du joint (« Ribbon flash ») [47]	51
Figure 2 - 14Présence de défauts de surface de type éraillures ou d'écailles laissées par le passage de l'épaulement [54].....	51
Figure 2 - 15Macrographie d'un cordon présentant l'effondrement du noyau [47]	52

Figure 2 - 16 Défaut à la racine du cordon, sur la surface des pièces en contact avec l'enclume [47]	53
Figure 2 - 17 Manque de consolidation de la matière en surface ou rainure [47] ..	53
Figure 2 - 18 Soudure comportant un défaut tunnel interne [37].....	54
Figure 2 - 19 Soudure comportant un défaut de pénétration partielle [56]	55
Figure 2 - 20 Apparition de défaut lorsqu'un jeu trop important se trouve entre l'axe de rotation de l'outil et le plan de joint [60]	56
Figure 2 - 21 Soudure contenant un film d'oxyde [37].....	58
Figure 2 - 22 Présentation d'un domaine de soudabilité opératoire borné par l'apparition de défauts [41]	59
Figure 2 - 23 Efforts sur l'outil pendant l'opération de FSW [35]	63
Figure 2 - 24 Courbes caractéristiques des efforts. Direction de soudage : axe x. Soudure réalisée par un robot polyarticulé piloté en effort [57]	64
Figure 2 - 25 Schématisation de la phase de plongée [65]	65
Figure 2 - 26 Force axiale et couple à la broche lorsque l'outil entre dans la matière [67]	66
Figure 2 - 27 Correspondance entre les efforts et couples générés par rapport à la position de l'outil [67]	67
Figure 2 - 28 Comparaison des efforts de plongée avec et sans pré-trou [65]	68
Figure 2 - 29 Efforts générés lors du soudage avec un contrôle en position de la hauteur de l'outil [69]	69
Figure 2 - 30 Schématisation des efforts suivant l'avance et latérale appliqués par l'outil sur les pièces à souder pendant le soudage FSW [71]	70
Figure 2 - 31 Directions des efforts F_x et F_y lorsque l'outil réalise une révolution [71].....	71
Figure 2 - 32 Evolution, en fonction de N et de v_a , de l'énergie nominale (a) et du pic de température enregistré en cours de soudure (b) [74]	74
Figure 2 - 33 Etude de la direction de l'effort résultant F_R au cours d'une révolution de l'outil, pour une soudure sans défaut (A) et avec un défaut (B) [35]	75

Figure 2 - 34 Amplitude des efforts Fx et Fy mesurés par Jene et al. [72] pendant 2s de soudure à une fréquence d'acquisition de 400Hz	76
Figure 2 - 35 Visualisation des oscillations présentes dans la mesure des efforts Fx, Fy et Fz en soudage FSW [72].....	76
Figure 2 - 38 Présentation d'une fraiseuse utilisée pour réaliser du FSW	83
Figure 3 - 1 Plaques brute d'aluminium 7075-T6 d'épaisseur = 4 mm.....	87
Figure 3 - 2 Outil FSW.....	89
Figure 3 - 3 Fraiseuse verticale	90
Figure 3 - 4 Bridage	91
Figure 3 - 5 Schéma du procédé de soudage	92
Figure 3 - 6 Etapes de soudage.....	92
Figure 3 - 7 Plaques soudées	93
Figure 3 - 8 Micrographie d'un échantillon soudé montrant les différentes zones dans le cordon de soudure	93
Figure 3 - 9 Spécimen de cordon de soudure FSW de notre matériau.....	96
Figure 3 - 10 Enregistrement a different point de la température lors du passage de l'outil en soudage par friction malaxage sur une plaque d'aluminium 7075-T651 [32].	97
Figure 3 - 11 Variation de la résistance à chaud en fonction de la température [84]	99
Figure 3 - 12 Four à moufle Nabertherm de type LT5/12	99
Figure 3 - 13 Exemple de traitement thermique d'un échantillon.....	101
Figure 3 - 14 Micrographie de notre échantillon traité (mise en solution).....	102
Figure 3 - 15 Microscope optique de type Carl Zeiss.....	103
Figure 3 - 16 Résine utilisée.....	103
Figure 3 - 17 Polisseuse de marque METASINEX	104
Figure 3 - 18 Dureté d'un cordon de soudure d'un Aluminium de la série 7xxx [84]	106

Figure 3 - 19 Caractéristiques de l'essai	107
Figure 3 - 20 Appareil de mesure de la dureté	108
Figure 3 - 21 Machine de traction type RH-50 (SHIMADZU)	111
Figure 3 - 22 Éprouvette de l'essai de traction normalisée	111
Figure 3 - 23 Différentes étapes de l'essai de traction d'une éprouvette	112
Figure 3 - 24 Éprouvettes de traction.....	112
Figure 3 - 25 Photographie au MEB de l'échantillon	114
Figure 3 - 26 Montage Expérimental utilisé pour le soudage FSW et la caractérisation thermique avec les thermocouples.	116
Figure 3 - 27 Schéma des positions des thermocouples.....	118
Figure 4 - 1 Outil du procédé de soudage FSW.....	123
Figure 4 - 2Micrographie de l'échantillon soudé et traité	123
Figure 4 - 3Microstructure à l'état brut pour des épaisseurs respectives de 3 et 4 mm X-100	125
Figure 4 - 4Microstructure à l'état brut pour des épaisseurs respectives de 3 et 4 mm X-200.....	125
Figure 4 - 5Micro-dureté à l'état brut soudé.....	127
Figure 4 - 6Microstructure du MB du matériau non traité pour des épaisseurs respectives de 3 et 4 mm	127
Figure 4 - 7Microstructure de la ZAT du matériau non traité pour une épaisseur 4 mm.....	128
Figure 4 - 8Microstructure de la ZATM du matériau non traité pour une épaisseur de 4 mm	128
Figure 4 - 9Microstructure de la ZATM du matériau non traité pour une épaisseur de 4 mm	128
Figure 4 - 10Microstructure du noyau du matériau non traité pour des épaisseurs respectives de 3 et 4 mm	129

Figure 4 - 11	Microstructure du noyau du matériau non traité pour des épaisseurs respectives de 3 et 4 mm	129
Figure 4 - 12	Microstructure à l'état brut.....	130
Figure 4 - 13	Influence de la température de mise en solution sur la dureté de l'alliage 7075T6 post soudage	131
Figure 4 - 14	Évolution de la dureté de l'alliage 7075T6 à 120 C° pour différents temps.....	132
Figure 4 - 15	Évolution de la dureté de l'alliage 7075T6 à 160 C° pour différents temps.....	133
Figure 4 - 16	Évolution de la dureté de l'alliage 7075T6 à 120 C° pour différents temps.....	133
Figure 4 - 17	Micro-dureté à l'état soudé traité.....	135
Figure 4 - 18	Microstructure à l'état de mise en solution pour des épaisseurs respectives de 3 et 4 mm X-100.....	136
Figure 4 - 19	Microstructure à l'état de mise en solution pour des épaisseurs respectives de 3 et 4 mm X-200.....	136
Figure 4 - 21	Microstructure à l'état de mise en solution pour des épaisseurs respectives de 3 et 4 mm X-1000	137
Figure 4 - 22	Microstructure à l'état revenu à 160 C° pendant 6 heures pour une épaisseur de 3 mm X-100.	137
Figure 4 - 23	Microstructure à l'état revenu à 160 C° pendant 6 heures pour des épaisseurs respectives de 3 et 4 mm X-200.....	138
Figure 4 - 24	Microstructure à l'état revenu à 160 C° pendant 6 heures pour des épaisseurs respectives de 3 et 4 mm X-500.....	138
Figure 4 - 26	Résilience pour les échantillons non traités	141
Figure 4 - 27	Résilience pour les échantillons non traités	142
Figure 4 - 28	Eprouvettes ayant subies l'essai de traction pour une épaisseur de 3 mm.....	143

Figure 4 - 29Eprouvettes ayant subies l'essai de traction pour une épaisseur de 4 mm.....	144
Figure 4 - 30Essai de traction sur une éprouvette de 3 mm	144
Figure 4 - 31Essai de traction sur une éprouvette de 4 mm	145
Figure 4 - 32Photographie au MEB de la zone de rupture de l'échantillon avec apparition de fissures.....	147
Figure 4 - 33Photographie au MEB de la ZAT de l'échantillon avec apparition de fissures	148
Figure 4 - 34Photographie au MEB de la ZATM de l'échantillon avec apparition de fissures	148
Figure 4 - 35Facies de rupture de la ZATM d'un échantillon (revenu ($T = 160^\circ$) pour un temps de maintien de 6 heures).....	150
Figure 4 - 36Facies de rupture de la ZAT d'un échantillon (revenu ($T = 160^\circ$) pour un temps de maintien de 6 heures)	150
Figure 4 - 37Variation de la contrainte interne sur une distance traversant plusieurs grains [97].....	151
Figure 4 - 38Démonstration de la loi de Bragg.....	153
Figure 4 - 39 Diagrammes de diffraction RX de l'échantillon soudé et traité	157
Figure 4 - 40 Diagramme de référence pour l'alliage d'aluminium 7075 T6 selon le fichier ASTM.....	158
Figure 4 - 41 Diagrammes de diffraction RX de l'échantillon ayant subi l'essai de résilience ($T^\circ = 15^\circ$ et épaisseur = 3 mm)	158
Figure 4 - 42 Diagrammes de diffraction RX de l'échantillon ayant subi l'essai de résilience ($T^\circ = 30^\circ$ et épaisseur = 3 mm)	159
Figure 4 - 43 Diagrammes de diffraction RX de l'échantillon ayant subi l'essai de résilience ($T^\circ = 45^\circ$ et épaisseur = 3 mm)	159
Figure 4 - 44 Diagrammes de diffraction RX de l'échantillon ayant subi l'essai de résilience ($T^\circ = 60^\circ$ et épaisseur = 3 mm)	160
Figure 5 - 2 Champ de la température et les contours isothermes (à $t = 4s$)	173

Figure 5 - 3 Cycles thermiques expérimentaux lors le soudage FSW de la tôle d'aluminium série 7075 d'épaisseur 3mm.....	174
Figure 5 - 4 Comparaison des cycles thermiques expérimentaux et numériques des points 5 et 6.	175

Liste des tableaux

Tableau 1 - 1 Désignation des alliages d'aluminium [1].....	18
Tableau 1 - 2 Familles d'alliages d'aluminium et type de durcissement associé [1]	19
Tableau 2 - 2 Efficacité pour la résistance à la traction des assemblages bout à bout définie par la norme ISO/DIS 25239-4.....	49
Tableau 2 - 4 Procédé de contrôle non destructif des soudures et défauts identifiés [63].....	61
Tableau 2 - 5 Désignation et géométrie des outils utilisés par Johnson [69]	79
Tableau 2 - 6 Evolution des efforts et du couple enregistrés pour différentes géométries d'outil [69].....	80
Tableau 3 - 1 Composition chimique (%en poids) de notre matériau	87
Tableau 3 - 2 Caractéristique mécaniques et physiques de l'alliage 7075.[20].....	88
Tableau 3 - 3 Alliages d'aluminium durcissant par précipitation après une seconde phase.....	98
Tableau 3 - 4 Application des traitements thermiques	101
Tableau 3 - 5 Normalisation des éprouvettes (a) normalisée, (b) fabriquée.	109
Tableau 3 - 6 Paramètres de soudage FSW de 7075-T6.....	117
Tableau 3 - 7 Coordonnées de chaque thermocouple implanté (des 4 premiers thermocouples).....	117
Tableau 4 - 1 Résultats de la dureté Vickers de l'échantillon à l'état brut	125
Tableau 4 - 2 Microdureté du matériau à l'état brut.....	126
Tableau 4 - 3 Micro-dureté du matériau à l'état traité	134
Tableau 4 - 4 Résilience pour les échantillons non traités	141

Tableau 4 - 5 Résilience pour les échantillons traités	141
Tableau 4 - 6 Essai de traction pour une épaisseur de 3 mm	144
Tableau 4 - 7 Essai de traction pour une épaisseur de 4 mm	145
Tableau 5 - 1 Paramètres de soudage FSW de 7075-T6.....	Erreur ! Signet non défini.
Tableau 5 - 2 Coordonnées de chaque thermocouple implanté (des 4 premiers thermocouples)	Erreur ! Signet non défini.

Introduction Générale

Dans le cadre de notre étude, nous allons analyser les alliages d'aluminium 7075 T6. Ces alliages, qui contiennent Zn, Mg et Cu comme principaux éléments d'addition, possèdent de bonnes caractéristiques mécaniques et bénéficient d'un durcissement structural, via une décomposition complexe faisant intervenir aussi bien des phases stables que métastables. Leurs utilisations dans le domaine de l'industrie aéronautique sont de plus en plus fréquentes, car actuellement, les constructeurs apprécient ces alliages pour leur légèreté, leurs qualités mécaniques et leur caractère écologique. La haute qualité de surface, une fois décapée ou anodisée, leur donne un atout supplémentaire. Leur étude est souvent effectuée de façon séquentielle, en effectuant une étude approfondie des transformations de phase, et l'étude du comportement mécanique dans un état donné T6.

Cependant, la gamme de transformation des alliages 7000 est une succession de transformations de phases et de déformations plastiques, qui peuvent, soit se produire successivement (maintien puis revenu), soit conjointement (laminage à chaud). Ainsi, il apparaît que pour obtenir le meilleur compromis entre les différentes propriétés d'usage d'un alliage (propriétés mécaniques, d'endommagement, de tenue à la corrosion, ...), il est nécessaire de connaître l'évolution de ces propriétés d'une manière intégrée tout au long du processus d'élaboration. Leurs propriétés mécaniques sont en partie liées à la nature et à la proportion des éléments de ces alliages qui les composent, et à leur caractère à favoriser soit la formation et la répartition des phases α et β , soit à précipiter de nouveaux composés souvent durcissant. Tout processus

activéthermiquement ou mécaniquement affecte globalement la morphologie microstructurale, conduisant à des modifications des propriétés mécaniques de l'alliage.

Le principe du FSW consiste à apporter une énergie d'origine mécanique par l'action d'un outil à l'interface entre les pièces à souder. La liaison se crée de proche en proche à l'état solide. L'intérêt est d'éviter certains problèmes métallurgiques rencontrés en soudage « classique » par fusion, lors du soudage des aluminiums par exemple, comme la fissuration à chaud ou la formation de soufflures.

L'avenir de ce procédé paraît particulièrement prometteur pour des applications spécifiques à tous secteurs industriels (transport, aéronautique, spatial, automobile, militaire...). Il est d'ailleurs déjà utilisé de manière industrielle pour certaines applications aux États-Unis, au Japon et dans les pays scandinaves.

Afin d'encourager l'utilisation de ce procédé dans l'industrie, il est nécessaire de mettre en place une méthodologie pour qualifier les moyens de production, appliquée au soudage FSW.

Par conséquent, le but de notre étude est de bien comprendre la genèse des différentes microstructures caractérisées et le comportement mécanique du cordon de soudure.

Notre travail se divise en quatre chapitres :

Dans le chapitre I, une recherche bibliographique introduira les notions nécessaires sur les alliages d'aluminium en général et sur les alliages d'aluminium 7075 T6 en particulier.

Le chapitre II sera consacré au procédé de soudage en général, le procédé de soudage FSW en particulier et le soudage des alliages d'aluminium 7075 T6 par ce dernier procédé.

Dans le chapitre III, nous exposerons la partie expérimentale de notre travail. Elle concernera l'application du soudage par le procédé FSW de notre matériau, et de l'application des traitements thermiques. Selon le domaine d'application de notre matériau, les traitements peuvent améliorer ou détériorer les propriétés

mécaniques de ce matériau. L'expérience consiste à faire subir à notre matériau des transformations structurales grâce à des cycles prédéterminés de chauffage et de refroidissement afin d'améliorer les caractéristiques mécaniques tels que : la dureté, la ductilité, la limite d'élasticité. Dans notre cas, trois (03) différentes étapes de traitement de durcissement structural seront procédées ; la mise en solution, la trempe et le revenu. Pour caractériser la microstructure, on utilisera plusieurs techniques différentes d'investigations, et pour évaluer la qualité de la soudure, on procédera aux essais de traction et de résilience.

Le chapitre IV sera consacré à la présentation, l'interprétation et la discussion des résultats expérimentaux obtenus à travers les différentes expériences, et où les différents types de microstructures seront étudiés. Ces microstructures concerneront les différentes zones après le procédé de soudage FSW : le métal de base, la zone affectée thermiquement, la zone affectée thermo mécaniquement et le noyau. Aussi, le comportement de notre matériau lors du procédé de soudage FSW sera étudié ainsi que les effets des traitements thermiques sur l'évolution structurale dans le cordon de soudure, puis le comportement mécanique de notre matériau.

Au cours du soudage par le procédé FSW, il a été constaté que la structure de solidification en zone de noyau se produit à partir de la structure du métal des zones environnantes. Celle-ci se développe selon la direction du gradient maximum de température et correspond à l'avancée de la structure globale de solidification qui permet la dissipation de la chaleur latente de solidification vers le métal solide avoisinant.

Lors du soudage, le paramètre le plus important à contrôler est la vitesse de soudage du fait qu'elle est directement liée à la profondeur de pénétration, à la largeur du cordon de soudure et à la qualité du joint soudé.

Chapitre 1: Alliages D'Aluminium

1 Synthèse bibliographique

Ce chapitre est divisé comme suite :

- Une présentation large des alliages d'aluminium.
- Une partie consacrée à la microstructure des alliages Al-Zn-Mg.
- Les mécanismes de durcissement et les mécanismes microscopiques de la rupture, liés à la microstructure, sont présentés ensuite.
- Une revue des travaux existants dans le domaine de la modélisation intégrée et sur leur application dans le domaine du soudage est présentée.
- Pour finir, la dernière partie est consacrée à la discussion de cette synthèse.

1.1 Généralités sur les alliages d'aluminium :

L'aluminium pur, à des propriétés mécaniques très faibles, pour remédier à ce problème on ajoute d'autres métaux pour former un alliage. Un alliage est défini par :

- les éléments d'alliages, qui définissent sa famille.
- les éléments d'additions, qui modifient certaines propriétés particulières (mécanique par exemple).
- les éléments d'impuretés, dont la présence n'est pas désirée.

Les éléments d'additions principalement rencontrés sont le zinc « Zn », le silicium « Si », le magnésium « Mg », le manganèse « Mn » et le cuivre « Cu ». Ces alliages sont classés en familles selon les éléments principaux ajoutés (voir tableau 1.1).

Tableau 1 - 1 Désignation des alliages d'aluminium[1]

Famille	Eléments d'alliage
1000	Aucun
2000	Cuivre
3000	Manganèse
4000	Silicium
5000	Magnésium
6000	Magnésium et Silicium
7000	Zinc + Magnésium
8000	Autres éléments

Parmi ces familles, on distingue celles où le durcissement se fait par déformation, de celles de notre étude où le durcissement est dit « structural » (voir le tableau 1.2).

Constaté au début du 20^{ème} siècle sur un alliage d'aluminium au cuivre (Duralumin), le phénomène de durcissement structural a été remarqué qu'après trempe, la dureté de l'alliage augmentait au cours du temps[2]. Ce phénomène est

dû à une évolution de la structure du matériau par précipitation des éléments d'alliage. Cette évolution spontanée à température ambiante peut être maîtrisée par l'application de traitements thermiques particuliers conduisant à une optimisation et une stabilisation des propriétés.

Tableau 1 - 2 Familles d'alliages d'aluminium et type de durcissement associé[1]

Famille	Élément d'alliage	Étendue de la teneur (en % masse)	Additions possibles	Résistance mécanique R_m (en MPa)
Durcissement par écrouissage				
1000	Aucun		Cuivre	50 - 150
3000	Manganèse	0,5 - 1,5	Magnésium-cuivre	100 - 260
5000	Magnésium	0,5 - 5	Manganèse-chrome	100 - 340
8000	Fer et silicium	Si : 0,30 - 1 Fe : 0,6 - 2	Nickel	130 - 190
Durcissement structural				
6000	Magnésium et silicium	Mg : 0,5 - 1,5 Si : 0,5 - 1,5	Cuivre-chrome	150 - 310
2000	Cuivre	2 - 6	Silicium-magnésium-lithium	300 - 450
7000	Zinc et magnésium	Zn : 5 - 7 Mg : 1 - 2	Cuivre	Sans cuivre : 320 - 350 Avec cuivre : 430 - 600
4000	Silicium	0,8 - 1,7		150 - 400

Nous nous sommes intéressés plus particulièrement à la série 7xxx Al-Zn-Mg(-Cu), deux groupes sont distingués selon l'addition ou non de cuivre :

➤ avec addition de cuivre, ce sont les alliages d'aluminium les plus résistants jusqu'à 600 MPa de (R_m) ; la nuance la plus utilisée est série 7xxx dans l'alliage 7075. Cependant ces alliages ne présentent pas une bonne aptitude au soudage, du fait de la présence du cuivre. En effet ce dernier est susceptible de favoriser les phénomènes de fissuration à chaud [3] ; C'est cette dernière qui nous intéresse.

➤ sans addition de cuivre, à l'inverse mais bien que moins résistants que les nuances avec addition de cuivre jusqu'à 400 MPa (R_m), ces alliages présentent une bonne soudabilité.

1.2 Microstructure des alliages de la série 7xxx

1.2.1 Phases dans les alliages de la série 7xxx

Nous présentons ici les phases couramment rencontrées dans les alliages de la série 7xxx exempts de cuivre en les répartissons comme suit :

- les précipités durcissants,
- les dispersoïdes,
- les particules intermétalliques grossières.

1.2.1.1 Les précipités durcissants

Les propriétés mécaniques des alliages sont contrôlées par ces précipités. Le contrôle de leurs tailles et distributions est assuré par traitement thermique. En ce qui concerne la série 7xxx, il y a deux précipités stables [4] : les phases T ($Mg_3Zn_3Al_2$) et les phases (stable) η ($MgZn_2$) qui est considérée dans notre étude. La phase T n'apparaît que dans le cas où le ratio $Zn/Mg < 2$, dans le cas où la trempe est rapide ou bien dans le cas où la température de revenu est élevée.

La séquence de décomposition depuis la solution solide jusqu'à cette phase stable passe par plusieurs phases métastables, présentées ci-dessous.

Les zones (GP) ou Guinier-Preston

Issues de la décomposition de la solution solide après une trempe. La solution solide se décompose pour former des amas de faible taille (<1 nm) riches en atomes de soluté : ces amas sont connus sous le nom de « zones Guinier-Preston » ou zones GP [5]. Leur formation selon les études consacrées au phénomène, elle apparaît dépendre beaucoup de la concentration en lacunes suivant la trempe, en d'autres termes de la vitesse utilisée pour le trempage [6].

Il existe deux différents types de zones (GP) présentés dans la littérature [7]:

- les zones (Guinier Preston I) : Qui sont formées de couches alternativement riches en (zinc/magnésium) et de nature sphériques. Elles se forment sur une gamme de températures allant de l'ambiante à 150°C ; Les atomes de magnésium ayant une taille supérieure à celle du zinc, cette alternance en couches permet de limiter les contraintes de cohérence avec la matrice [8].

– les zones (Guinier Preston II) : Qui sont des superpositions de couches atomiques alternativement riches en zinc et en lacunes. Leur apparition ce fait à condition que la température de mise en solution soit supérieure à 450°C suivie d'une température de revenu supérieure à 70°C [9]. Elles sont plus stables que les zones (Guinier Preston I) et ne sont pas entièrement dissoutes pour une montée en température à 150°C [10].

L'apparition de zones GP entraîne un durcissement du matériau à température ambiante[11]. Il est généralement admis qu'elles servent de précurseurs à la précipitation ultérieure de la phase métastable η' [6].

Phase métastable η'

Considéré commela principale phase durcissante; elle apparaît pour des températures de revenu allons de 120 à180°C et reste stable jusqu'à 250°C[12]. Sa structure est hexagonale, semi-cohérente avec la matrice[13]. Sa composition est difficile à établir :son évolution durant le revenu pourrait en être la cause [14].

Phase d'équilibre η

Considéré comme la phase d'équilibre de l'alliage, de composition théorique $MgZn_2$. Elle se rencontresoit en tant que précipité de trempe aux joints de grains et sur les dispersoids, soit sous forme de précipités intra granulaires dans un état de sur-revenu[15]. Son apparitionse traduit par un adoucissement du matériau. Elle estgénéralement incohérente avec la matrice, exceptée pour les petites phases qui peuvent êtresemi-cohérentes.

1.2.1.2 Les dispersoïdes

Issues de la précipitation d'éléments de transition secondaires, tels que le chrome, le zirconium ou le manganèse.Cette précipitation intervient durant le traitement d'homogénéisation, et se fait de manière dispersée, ce qui leur a donné leur nom. Elles ont pour rôle d'affiner les grains lors de la coulée et d'empêcher et ou de retarder la recristallisation lors de mises en forme à chaud. Elles peuvent servir de site de germination pour la précipitation η hétérogène de trempe [6, 16].

1.2.1.3 Les particules intermétalliques

Les particules intermétalliques dites grossières se forment du fait de la présence d'impuretés. Les principaux éléments d'impuretés, issus du minerai naturel, la bauxite, sont le Fer « qui forme Al_3Fe , Al_6Fe , $AlFeSi$, $Al_{12}Fe_3Si$, Al_6FeMn ou encore Al_9FeNi », le Silicium « qui forme Mg_2Si » [17].

1.2.2 Traitement thermique des alliages à durcissement structural

Les alliages à durcissement structural, ont la capacité de durcir naturellement après une trempe. On maîtrisant et optimisant la précipitation des éléments d'alliage nous maîtrisant de ce fait les propriétés mécaniques et cela par le contrôle de la vitesse de trempe [18].

1.2.2.1 Les différentes étapes d'un traitement thermique

Les principales étapes communes aux traitements thermiques classiques sont décrites comme suite, suivie des désignations des états métallurgiques correspondants :

Mise en solution

La température de mise en solution est choisie de telle sorte que ce soient les composés participants à la précipitation durcissant qui soient dissous. Pour les alliages de la série 7xxx, les températures recommandées sont comprises entre 450 et 475°C [18].

Trempe

Vient ensuite la suivante étape « la trempe ». Elle consiste en un refroidissement suffisamment rapide de cette solution solide pour que les précipités intermétalliques stables n'aient pas le temps de se former. L'état résultant est métastable : c'est une solution solide sursaturée en éléments d'alliages et en lacunes. Après la trempe, des contraintes résiduelles peuvent apparaître au sein du matériau, d'autant plus que le produit est épais.

La vitesse critique de trempe est la vitesse minimale du refroidissement après mise en solution qui garantit que la totalité du soluté reste en solution solide ; pour les 7xxx sans cuivre, cette vitesse est relativement faible. Car un refroidissement naturel à air calme est suffisant pour atteindre cette vitesse [18].

Détensionnement

Une déformation plastique que peut subir les alliages après la trempe et cela pour abaisser les contraintes résiduelles de trempe en les relaxant plastiquement. Il consiste aussi en une déformation d'environ 2% obtenue par traction dans le sens du laminage.

Maturation

Appelait aussi vieillissement naturel, durant une période de maturation à température ambiante la solution solide se décompose pour former les zones GP. Cette étape dure généralement plusieurs jours, et conduit à une augmentation notable de la dureté de l'alliage. Les lacunes apparues au moment de la trempe favorise la cinétique d'apparition des zones GP[6].

Revenu

Cela consiste en un vieillissement artificiel dit traitement de revenu, c'est un traitement thermique ultérieur à température modérée (100–200°C), le traitement conduit à un maximum de durcissement par apparition de phases métastables (η' dans le système Al-Zn-Mg).

Si le temps de maintien du revenu est trop long, la phase stable (η) apparait et la dureté diminue progressivement : on parle de sur-revenu. La séquence de précipitation typique d'un alliage de la série 7xxx lors d'un traitement thermique est présentée sur la figure 1.1.



Figure 1 - 1 Séquence de précipitation dans la série 7xxx

Au cours de ces modifications microstructurales, les propriétés mécaniques évoluent. Sur la figure 1.2 est représentée schématiquement l'évolution de la micro dureté au cours d'un traitement thermique.

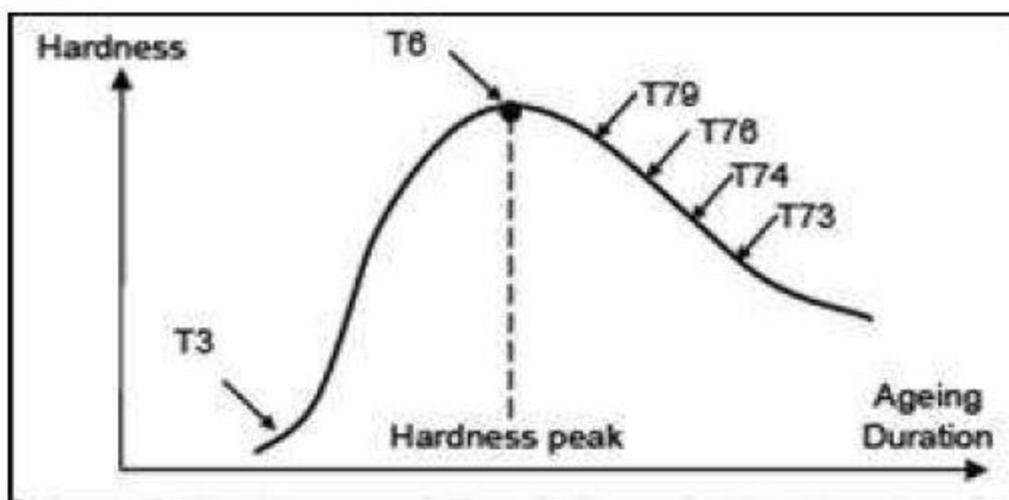


Figure 1 - 2 Evolution schématique de la micro dureté au cours du traitement thermique [19]

L'influence de la précipitation, et donc de l'état thermique, sur les propriétés mécaniques est présentée plus en détails dans la partie 1.3.

1.2.2.2 Désignation des états métallurgiques

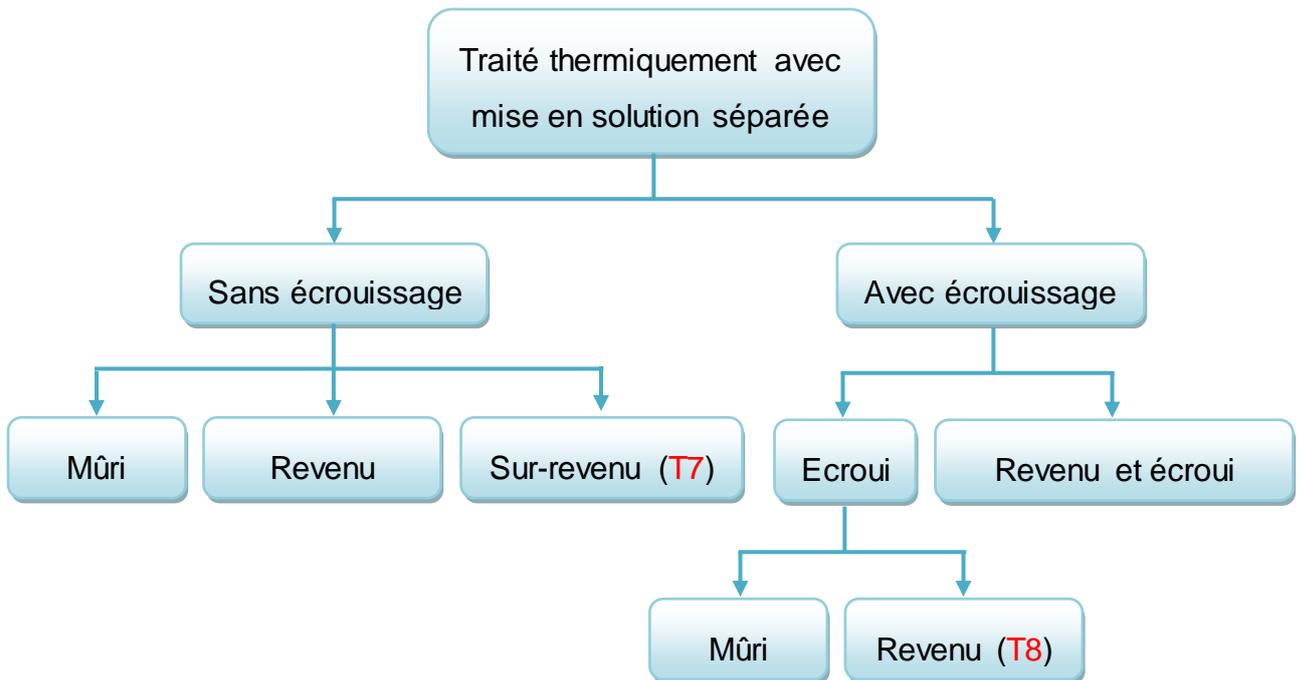
L'état métallurgique d'un alliage, en lien avec ses propriétés mécaniques, résultant de l'application d'un traitement thermique, est représenté par une désignation standard, décrite pour les alliages corroyés dans la norme NF EN 515.

Un traitement thermique est désigné par la lettre « T » suivi d'au moins un numéro de 1 à 9. Voici une liste des principales désignations susceptibles de nous intéresser :

- T4 : c'est l'état après une mise en solution suivi d'un vieillissement naturel jusqu'à l'obtention d'un état pratiquement stable ;
- T6 : c'est le traitement de revenu dit « au pic de durcissement » ;
- T7 : c'est un état de sur-revenu, la phase stable apparaît, la dureté diminue. Cependant, certaines propriétés peuvent être améliorées par un tel traitement (ténacité, résistance à la corrosion).

Dans le cas d'un détensionnement après trempe, deux chiffres sont ajoutés : 51 pour un détensionnement par traction, et 52 dans le cas du détensionnement par compression.

Les subdivisions de l'état T sont représentées dans les figures 1-3 et 1-4, le symbole



T est toujours suivi d'un ou de plusieurs chiffres[20].

Figure 1 - 3 Subdivisions de l'état T (Traité thermiquement sans mise en solution séparée)

Avec : * : Un second chiffre associé correspondant à des états déterminés ;

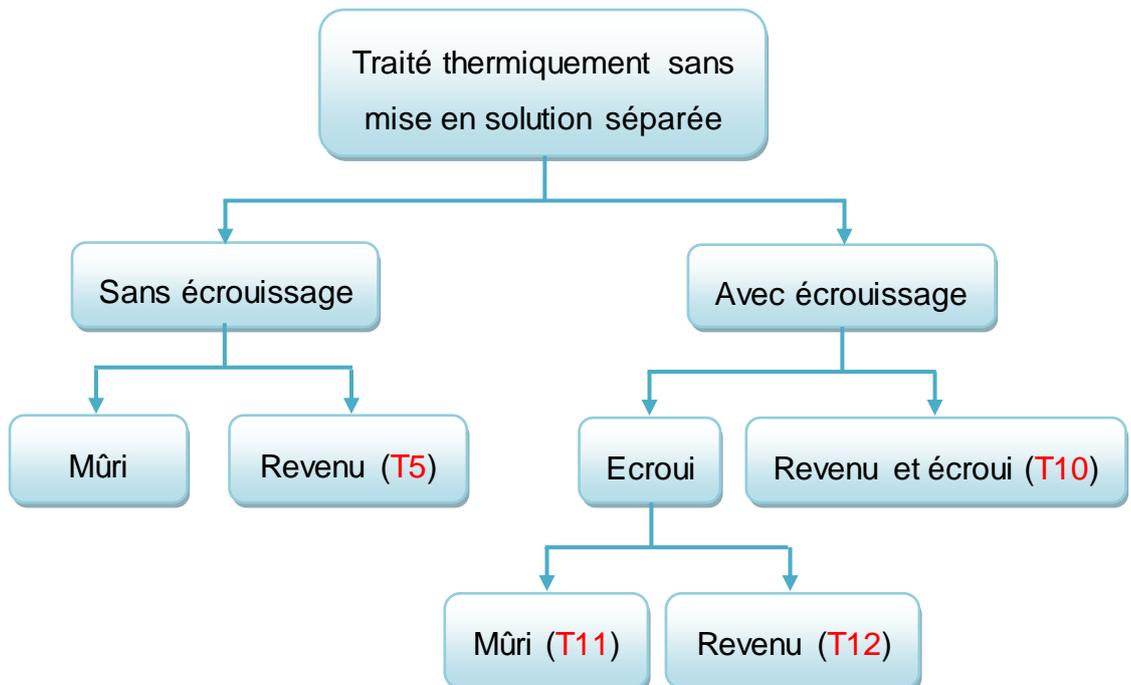


Figure 1 - 4 Subdivisions de l'état T (Traité thermiquement sans mise en solution séparée)

1.2.3 Grains et joints de grains

1.2.3.1 Forme des grains

Après coulée et différentes étapes de mise en forme, réalisées à chaud ou à froid, les transformations de type corroyage sont obtenues, de là le matériau peut être soit forgé, laminé...etc. Ces opérations conduisent à des modifications dans l'orientation des grains, l'écrasement et l'étalement des précipités grossiers matériau. La ténacité dépend par exemple fortement de la direction de propagation de fissure par rapport au fibrage. Le résultat de cette étape est une forme allongée des grains du matériau : cet allongement des grains est nommé fibrage. Ce fibrage confère une certaine anisotropie des propriétés mécaniques ; on distingue alors deux orientations : le sens LONGITUDINAL (L) et le sens TRANSVERSAL (T). Dans le sens longitudinal la taille typique des grains est de 100 μm et dans le sens transversal de 10 μm . Le rapport entre section initiale et section finale, est appelé taux de corroyage[21].

1.2.3.2 La zone dénudée en précipités

Durant le traitement thermique, une zone se forme autour des joints de grains où aucun précipité n'est observé (figure 1.4 (a)) : c'est la zone dénudée en précipités (ou PFZ, pour Precipitate Free Zone).

Deux mécanismes sont considérés pour expliquer la formation de cette zone [21] :

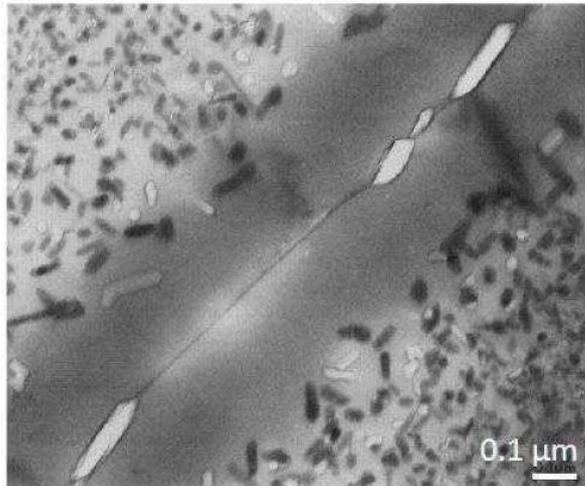
- la précipitation préférentielle aux joints de grains crée une déplétion en atomes de solutés,
- le joint de grains agit comme un puits de lacunes, ce qui nuit à l'apparition des zones GP, précurseurs de la précipitation.

En vue de la littérature la déplétion en atomes de solutés n'intervient pas initialement [22](voir figure 1.4 (b)) : il justifie cette hypothèse par des mesures de concentrations en atomes de solutés autour du joint de grains, qui montrent que la concentration après trempe est la même à proximité du joint de grains et dans le grain. Ainsi la PFZ est initiée par l'absence de formation de zones GP du fait d'une concentration insuffisante en lacunes ; ensuite les atomes de solutés présents dans la PFZ diffusent à la fois vers le joint et l'intérieur du grain, formant une déplétion qui augmente au cours du revenu. Dans d'autres travaux, cette

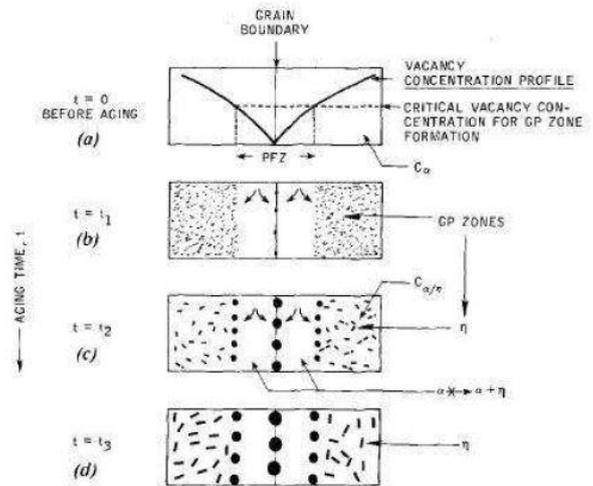
hypothèse est soutenue par la caractérisation par sonde atomique tomographique de la PFZ. Cette caractérisation nous déduisant que c'est bien le manque de lacunes qui conduit à sa formation[23].

d'autres études propose une approche différente[6, 24], où la déplétion en éléments de solutés est la cause de l'existence de la zone libre en précipité. En se basant sur l'influence de la vitesse de trempe sur la précipitation dans un alliage de série 7xxx. Ils notent qu'une PFZ existe non seulement autour des joints de grains, mais également autour des précipités grossiers de trempe (type η) ; or si le joint de grains agit comme un puits de lacunes, les précipités de trempement à lui se trouve être à l'opposé.

Toujours dans la même étude[24], il est montré que la largeur de la PFZ diminue lorsque la vitesse de trempe augmente. Cette variation n'est cependant pas très marquée, et il est souvent admis que la largeur de la PFZ dans les Al-Zn-Mg est indépendante des conditions de traitement thermique [21]. La taille et la fraction volumique des précipités de trempement en revanche dépendent fortement de la vitesse de refroidissement (voir figure 1.5).



(a) Image MET d'une PFZ (Raghavan, 1980)



(b) Formation de la PFZ (Raghavan, 1980)

Figure 1 - 5 Zone dénudée en précipités dans un alliage de la série 7xxx

Dans l'article [25], les auteurs considèrent que le principal mécanisme est la déplétion en atomes de soluté, et le modèle qu'ils proposent néglige l'influence de la concentration en lacunes.

Bien que différentes, ces conclusions indiquent que les deux mécanismes pour la formation d'une zone libre en précipité peuvent coexister au joint de grains [24].

1.3 Influence de la microstructure sur les propriétés mécaniques

Ici sont présentés d'une part les mécanismes de durcissement par la précipitation fine, mais aussi les micro-mécanismes d'endommagement, associés aux phases grossières et aux hétérogénéités de la microstructure.

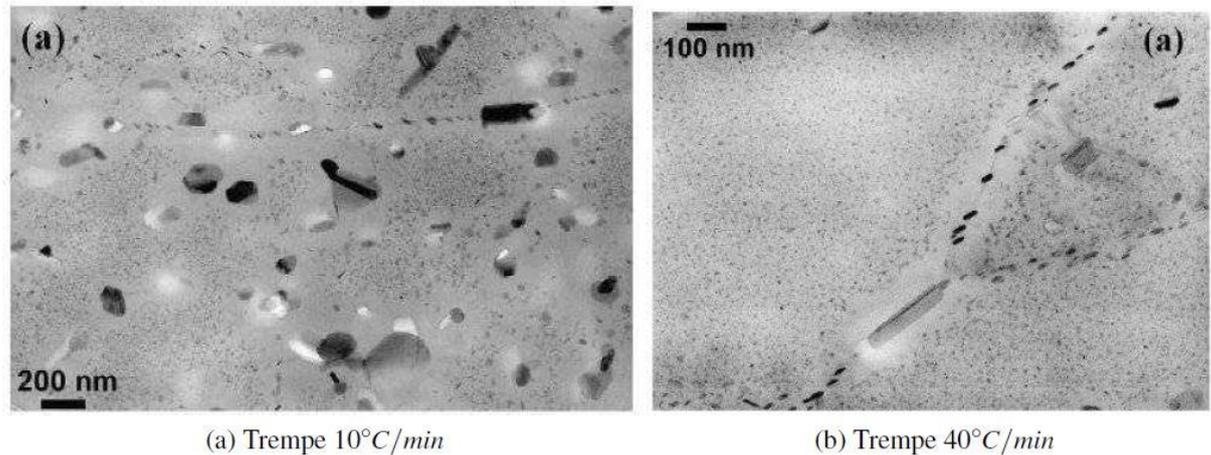


Figure 1 - 6 Images MET après traitement thermique [24] : influence de la vitesse de trempe sur la précipitation hétérogène dans l'alliage 7020

1.3.1 Mécanismes de durcissement

Par définition, tout ce qui s'oppose au déplacement des dislocations entraîne un durcissement. Ces obstacles sont les joints de grains, les dislocations, les atomes de soluté, et pour la plus grande part dans les alliages à durcissement structural, les précipités (zones GP, η' , η). Mécanismes microscopiques de la rupture

Il est constaté dans la littérature [27] que la rupture au sein des alliages d'aluminium se fait principalement de manière ductile : les faciès présentent une forme irrégulière parsemée de cupules, parsemée de particules (voir figure 1.7). Bien que toujours ductile, plusieurs mécanismes existent, selon les phases responsables de l'endommagement, la position de celles-ci (intragrain ou intergrain) ou encore le chemin de la fissuration, etc ...

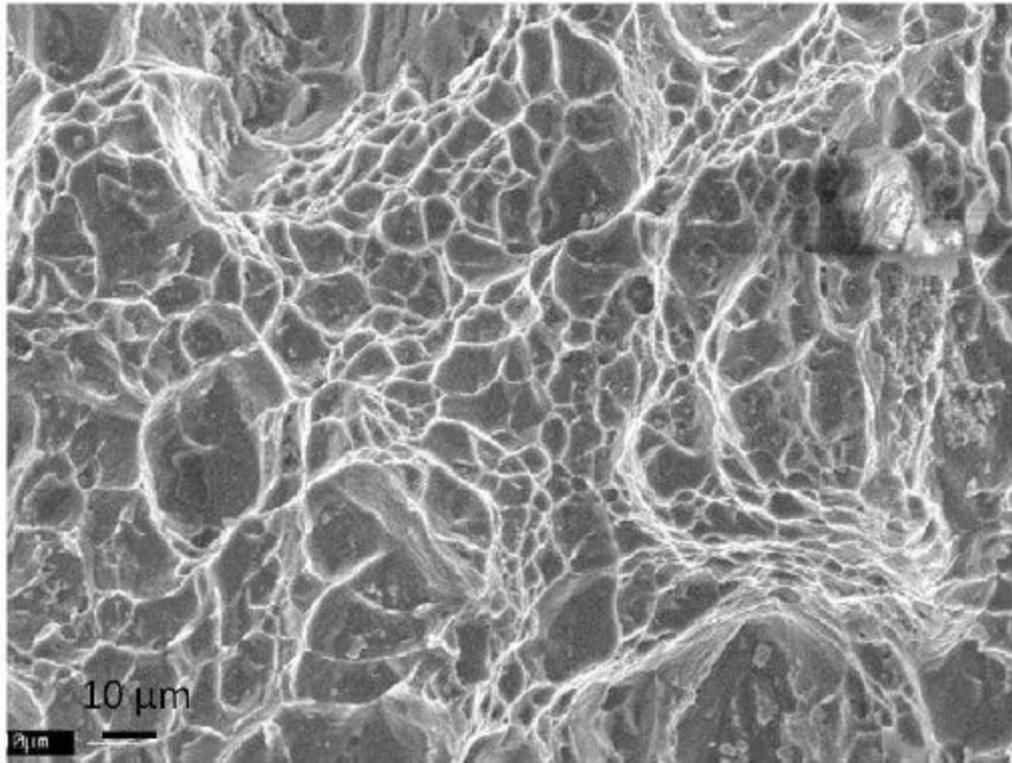


Figure 1 - 7Faciès de rupture ductile [27]

Toujours selon la même étude, quatre mécanismes élémentaires de rupture des alliages de la série 7xxx sont répertoriés :

- **Rupture ou décohésion des particules intermétalliques**

Des particules de fer et de silicium sont toujours visibles sur les faciès de rupture et cela quel que soit l'état de trempe, de revenu ou le sens imposé en sollicitation. Dumont montre que sur des essais in-situ au MEB sur éprouvettes entaillées ont permis d'observer que dès les premiers stades de la déformation plastique, il se produit une décohésion des plus grosses phases au silicium avec la matrice (voir figure 1.8 (a)) et que très rapidement, l'ensemble des intermétalliques sont rompues en tête de l'entaille (voir figure 1.8 (b))[27].

- **Rupture en cisaillement « transgranulaire »**

Elle se produit lorsque l'état est faiblement revenu mais aussi lorsqu'il y a une prédominance de zones GP ou de zone η' . Dans ce cas la déformation plastique se localise en bandes de glissement qui se développent à 45° de l'axe de sollicitation[27]. Les cupules sont étirées dans la direction du cisaillement, et une

certaine proportion de surfaces planes traversées par des lignes de glissement est observable.

- **Rupture ductile transgranulaire**

Dans ce type de rupture, les cavités de taille micrométrique se forment sur des particules de faible taille qui se trouvent à l'intérieur du grain (voir figure 1.7 : intermétalliques isolés de taille inférieure à 1 μm , dispersoïds ou précipités η de trempe)[27].

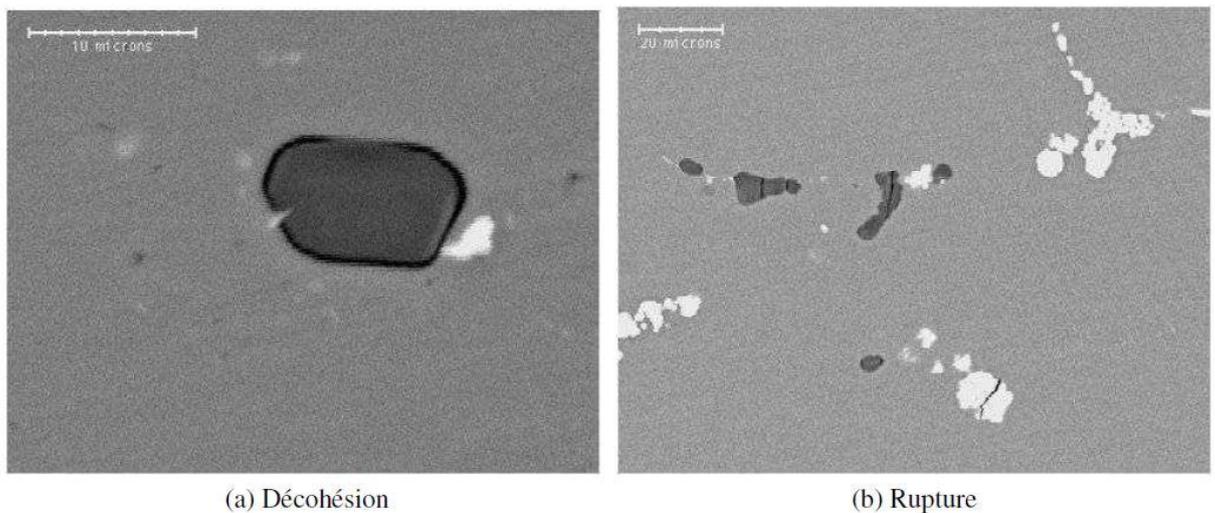


Figure 1 - 8 Mécanismes d'amorçage de l'endommagement sur les intermétalliques au fer ou au silicium [27]

- **Rupture inter granulaire ductile**

Il apparaît lorsque la propagation de la fissure se fait le long des joints de grains. Deux phénomènes sont alors mis en avant : pour certains états de trempe et de revenu, la précipitation inter granulaire est importante, conduisant à une fragilisation de cette zone ; de plus il existe une zone dénudée en précipités qui joue un rôle essentiel dans ce type de mécanisme, notamment par la localisation de la déformation[27].

L'acheminement entre les deux ruptures (intragranulaire et intergranulaire) reste souvent lié à une baisse de ductilité [27, 28] ; cependant le point de départ de cette transition sont toujours sujettes à controverse, notamment en ce qui concerne le rôle de la PFZ.

Dans une étude par éléments finis, [28] le but était de chercher à débarrasser l'effet de paramètres causant la PFZ sur les mécanismes de ruptures mobiliser (transgranulaire ou intergranulaire) (figure 1.11).

Parmi les conclusions auxquelles ils arrivent, les auteurs notent que l'augmentation de la largeur relative de la PFZ (i.e. largeur de la PFZ rapportée à la taille du grain) améliore la ductilité si le mécanisme de rupture prédominant est transgranulaire, et détériore la ductilité si le mécanisme de rupture prédominant est inter granulaire. Par ailleurs la largeur relative de la zone libre en précipité n'a pas d'effet sur la suprématie d'un mécanisme en particulier sur un autre (intra ou inter granulaire).

Enfin pour conclure cette partie, notons que les phases intermétalliques grossières sont les principales sources d'endommagement, et que leur influence sur la ténacité ne dépend ni de la vitesse de trempe ni des conditions de revenu. En revanche leur fraction volumique et leur morphologie sont des facteurs déterminants pour la ténacité [27].

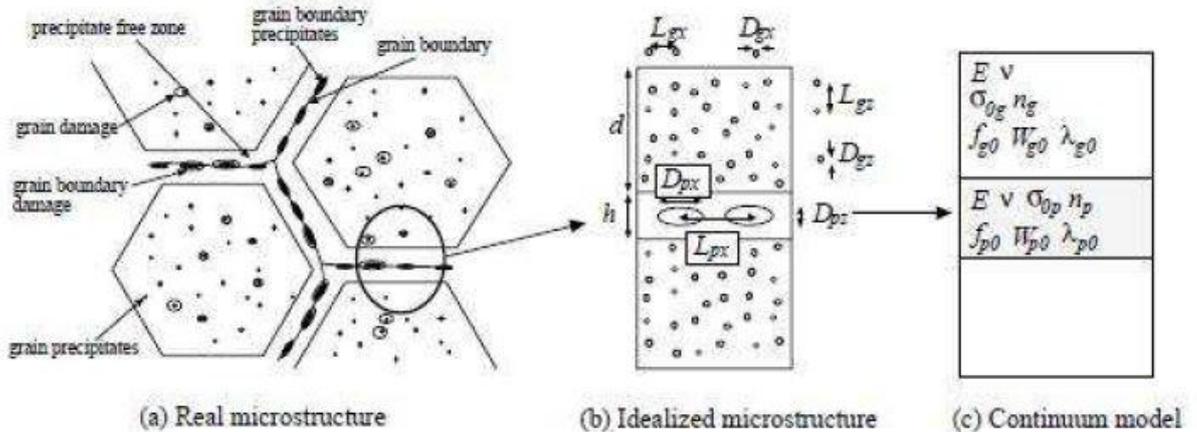


Figure 1 - 9 Modèle micromécanique de la microstructure avec PFZ [28]

Maintenant que nous avons présenté les caractéristiques des alliages industriels (microstructure, mécanismes de durcissement et de rupture), nous allons nous intéresser au soudage de ces alliages.

1.4 Conclusion

Les études les plus proches du travail que l'on se propose d'effectuer permettent de se situer et de justifier que les travaux entrepris n'auraient pu être conduits par une simple étude bibliographique.

Les travaux [29] fournissent une caractérisation microstructurale poussée mais se limitent à la caractérisation mécanique par micro-dureté ; dans notre cas ce sont les propriétés ultimes qui sont notre objectif, endommagement et rupture. De plus le procédé diffère sur certains points importants, notamment le traitement d'homogénéisation de la structure. Cependant tout ce travail sera utilement comparé à celui effectué sur nos soudures : caractérisation microstructurale. Notre étude se situe dans la continuité de ces travaux.

Dans l'article [30], les auteurs orientent leur étude essentiellement sur l'efficacité du joint (« joint efficiency ») : c'est-à-dire qu'ils considèrent uniquement le comportement global de la structure, tandis que notre étude s'efforce de caractériser les comportements par zones, pour pouvoir ensuite traduire le comportement global. Cette approche nous permet de connaître le comportement du matériau, et le choix du modèle micromécanique d'endommagement permet de décrire la dépendance de ce comportement à l'état de contrainte, et donc l'influence de la présence de défauts peut être modélisée. Enfin ces auteurs attribuent la faiblesse en dureté du noyau par les changements microstructuraux (ségrégation des éléments d'alliage).

L'influence de la perte en éléments d'alliage est d'ailleurs très peu traitée dans la littérature. Dans l'ouvrage [31], l'auteur fait ce raisonnement : le fait que la perte en éléments d'alliages dans le noyau ne soit que peu abordée dans la littérature suggère que ce phénomène n'est pas perçu comme étant un problème.

Dans les autres articles cités [32], nous voyons que le matériau étudié est proche de notre alliage, mais que le moyen de soudage est différent et surtout que les objectifs ne sont pas les mêmes ; souvent l'étude est limitée à la zone affectée thermiquement, tandis que c'est le noyau qui va principalement nous intéresser, en tant que maillon faible de la structure.

Chapitre 2: Soudage FSW

2 Procédé de soudage par Friction Malaxage :

Ce chapitre présente le procédé de soudage par friction malaxage afin de comprendre les contraintes et les avantages de cette technique. L'objectif est d'identifier les informations nécessaires pour cerner le phénomène. Nous nous sommes penchée sur les défauts de soudage et les actions mécaniques outil / matière. Les données ainsi recueillies vont permettre de caractériser l'application FSW et son moyen de production. Nous présenterons également les machines actuellement disponibles dans l'industrie dédiée au soudage par friction malaxage.

2.1 Introduction

Le 20ème siècle, a vu l'émergence de moyens d'assemblage telle que le soudage qui est apparues répondant aux besoins industriels croissant. De nos jours les procédés de soudage ont une incidence considérable sur le coût de fabrication et la qualité des produits. L'un des derniers procédés mis au point est le soudage par friction-Malaxage breveté en 1991 par le « The Welding Institute » (TWI). Le soudage par friction-malaxage plus communément appelé Friction Stir Welding ou FSW. Contrairement au procédé de soudage par friction « classique », les pièces à assembler n'ont pas de mouvement relatif l'une par rapport à l'autre. Ceci lui offre un plus large choix de configurations de joints soudables. Il permet de souder à l'état « solide », (sans atteindre la température de fusion). Il permet de souder tous les métaux, même ceux réputés difficilement soudables par fusion à cause de problèmes de fissurations à chaud, de soufflures, ou d'abaissement trop important des propriétés mécaniques.

2.2 Description du procédé FSW

2.2.1 Principe général

Le principe de ce procédé est de souder en malaxant localement la matière de deux pièces à assembler ou plus. La liaison métallurgique est obtenue à chaud mais en dessous de la température de fusion des matériaux. Comme la plupart de ces procédés le soudage par friction malaxage a des avantages essentiels :

- Pas de dégradation de soufflure ni de fissure à chaud,
- Permet la réalisation de soudure hétérogènes.

Pour réaliser une opération de soudage par friction-malaxage, les pièces à assembler sont mises en position sans jeu, généralement sur une plaque en acier plane et bridées afin d'éviter tout mouvement relatif de celles-ci au cours du soudage. Pour illustrer l'opération de soudage, prenons la configuration la plus simple à savoir le soudage bout à bout de deux tôles, Figure 2.1-A et B.

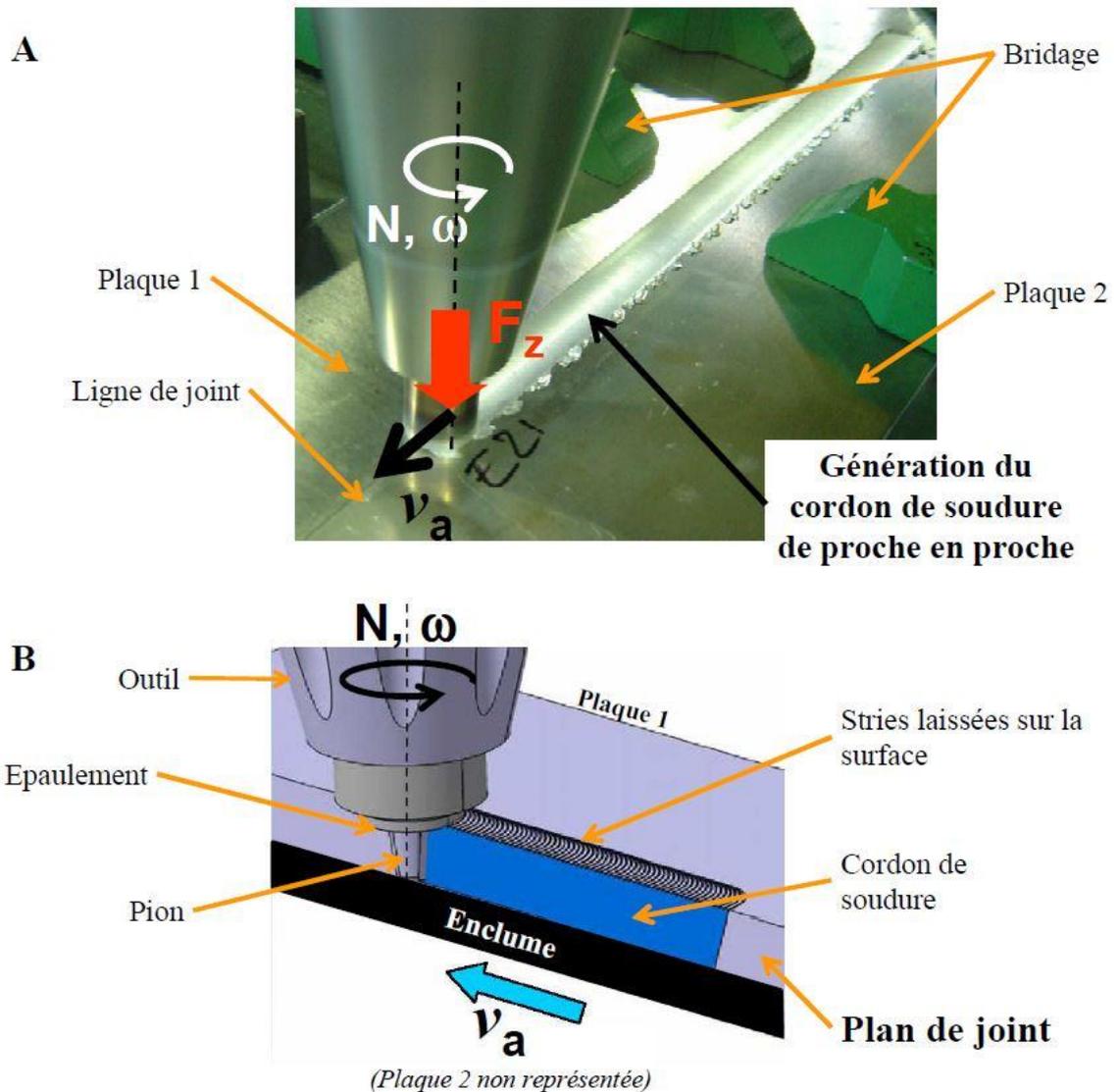


Figure 2 - 1 Soudage par friction malaxage. A-Soudure rectiligne de deux plaques mises bout à bout. B-Visualisation du plan de joint lors de la phase de soudure.

L'opération de soudage par friction malaxage est fractionnée en trois partis :

- Un outil, généralement, composé d'un pionnet d'un épaulement est utilisé pour le soudage, comme schématisé sur la Figure 2.1-B. Il est amené au contact du plan de joint et est mis en rotation. L'échauffement provoqué par le frottement de l'outil sur les pièces entraîne un « ramollissement » de la matière facilitant la pénétration progressive de l'outil dans le plan de joint. Cette phase est communément appelée la phase de plongée.
- Une fois l'épaulement de l'outil en contact avec la surface des pièces à assembler, celui-ci est animé d'un mouvement d'avance. La phase de soudage proprement dite débute alors. Le frottement entre l'épaulement et

la surface des pièces ainsi que la déformation plastique engendrée par la combinaison du mouvement de rotation et d'avance, entraînent une élévation de température des matériaux à souder autour de l'outil et génère un malaxage de la matière. Ainsi, le matériau passe dans un état plastique (« pâteux ») facilitant le déplacement de l'outil le long du joint à souder. L'ensemble des phénomènes mis en jeu conduit à la formation du cordon de soudure.

- Une fois l'opération de soudage terminée, l'outil est sorti de la matière. Cela constitue la dernière phase de soudage, la phase de retrait de l'outil. Ces trois principales phases opératoires sont schématisées sur la Figure 2.2 (A, B, et C).

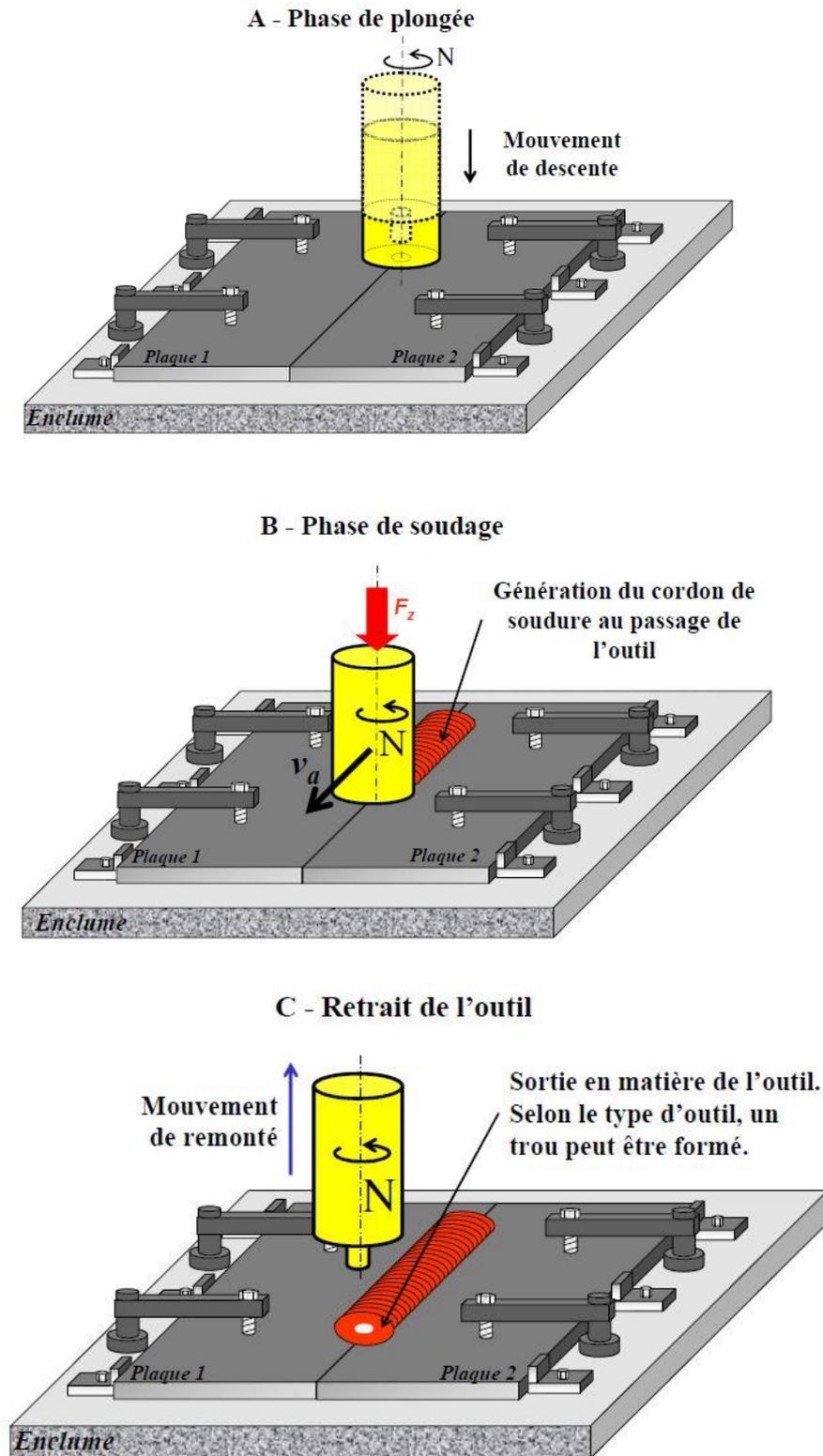


Figure 2 - 2Schématisation des phases opératoires en FSW

2.2.1.1 Les paramètres de soudage

- Les principaux paramètres de soudage sont : la vitesse de rotation N ,
- la vitesse d'avance de l'outil ou vitesse d'avance v_a ,
- l'angle d'attaque de l'outil dénommé angle de déplacement i ,
- l'effort axial F_z appliqué sur l'outil suivant son axe de rotation, afin de compenser la pression formée dans la zone de soudure [33].

Notons que l'application d'un effort axial, F_z , suivant l'axe de l'outil a pour but :

- de maintenir l'épaulement en contact avec la surface des pièces afin :
 - d'assurer un apport de chaleur par frottement [34],
 - de contenir le matériau malaxé sous l'outil et d'assurer ainsi la compacité du joint [35],
- d'assurer la profondeur de pénétration de l'outil [34].

2.2.1.2 L'avance et le retrait dans le soudage par friction malaxage

Un constat sur la propagation de la chaleur à travers la littérature, contrairement aux autres procédés de soudage conventionnel, le cordon de soudage réalisé n'est pas symétrique par rapport à la ligne de joint [36]. Cette asymétrie est due aux différences de vitesse relative entre l'outil et la pièce à souder [37]. Ainsi, selon la position de la pièce et la cinématique de l'outil, on distingue un côté avance et un côté recul. Ils sont définis par la norme ISO/DIS 25239-3 comme étant :

- côté avance : côté de la soudure où le sens de rotation de l'outil coïncide avec le sens du soudage
- côté recul : côté de la soudure où le sens de rotation de l'outil est opposé au sens du soudage

La Figure 2.3 présente le côté avance et recul lors du soudage FSW.

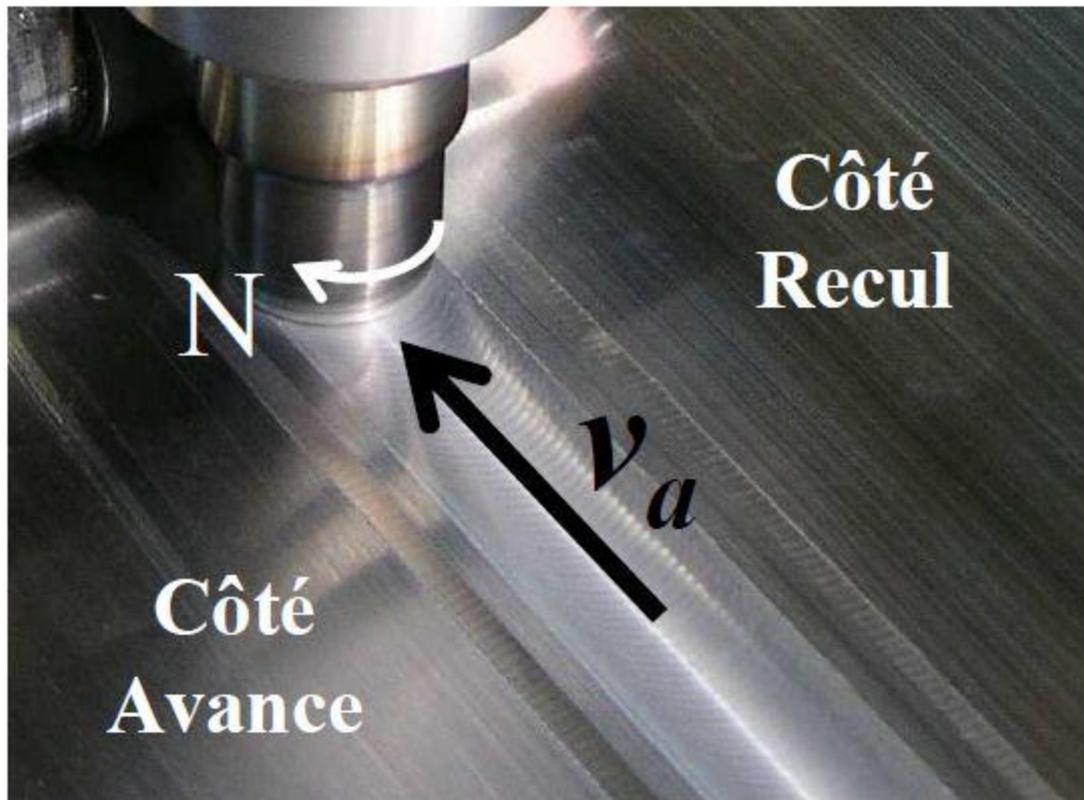


Figure 2 - 3Schématisation du côté avance et côté recul dans le procédé de soudage FSW

Cette différence de vitesse relative entre l'outil et les pièces à souder engendre une différence dans le flux de matière autour de l'outil. Ceci se retrouve dans l'analyse macrographique des cordons [36].

2.2.1.3 Les configurations d'assemblage possible

Le procédé de soudage par friction malaxage impose quelques contraintes qui limitent les configurations de joint possibles. Les configurations de soudage doivent permettre :

- le bridage des pièces pour éviter tout mouvement relatif de celles-ci sous l'action des efforts générés [34],
- d'assurer l'accessibilité au plan de joint par l'outil et d'accueillir l'épaule afin d'assurer le contact de ce dernier avec la surface des pièces [34],

- de placer, si nécessaire, une enclume à l'envers des pièces pour récupérer l'effort appliqué par l'outil et contenir la matière,

La figure 2.4 représente différents formes d'assemblage trouvés dans l'industrie pour une soudure par friction malaxage.

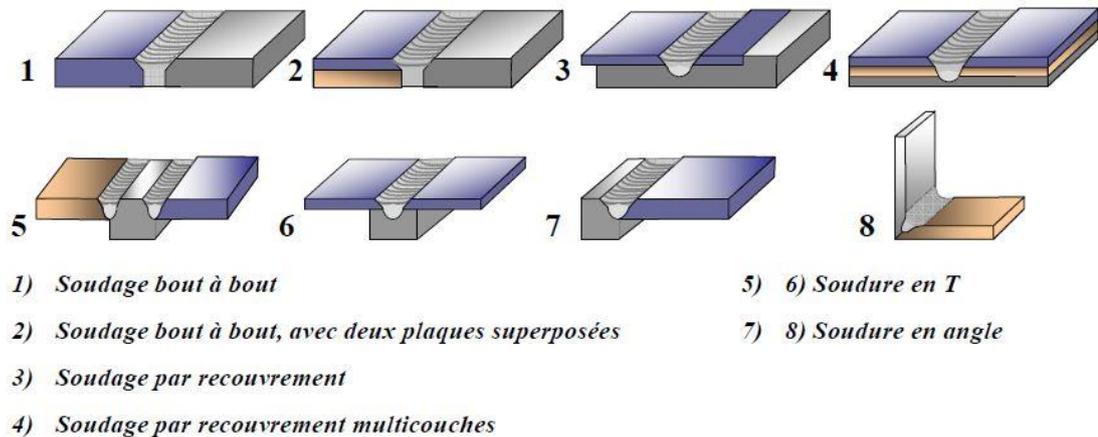


Figure 2 - 4 Configurations de joint de soudure par friction malaxage [34, 38]

2.2.2 Outil utilisé pour le soudage par friction malaxage

2.2.2.1 Généralité

Une représentation simplifiée de l'outil FSW est présentée sur la Figure 2.5. Il a trois fonctions principales [34] :

- chauffer les pièces par frottement et par déformation plastique [34, 39],
- malaxer les matériaux pour former le joint [34],
- contenir le flux de matière sous l'épaulement et autour du pion [34].

Pour assurer ces fonctions l'outil doit être non consommable [39]. Le travail de l'épaulement est d'amener de la chaleur par frottement et de confiner la matière malaxée sous l'outil [34]. Le pion, pour ça par a pour fonction de malaxer le matériau [39]. Mais c'est l'action combinée de ces deux éléments qui assure l'apport de chaleur et le flux de matière nécessaire à la formation du joint. La Figure 2.5 présente différentes géométries d'outils. Les formes du pion et de l'épaulement ainsi que la présence de filets, de gorges, de rainures, etc. conditionnent le flux de matière et la génération de température [34]. L'ensemble influence directement les propriétés mécaniques du cordon formé en changeant la microstructure de ce dernier [34]. Voilà pourquoi, nous trouvons dans la

littérature différents articles sur le développement de la géométrie optimal du pion et de l'épaulement ou encore de l'outil entier.

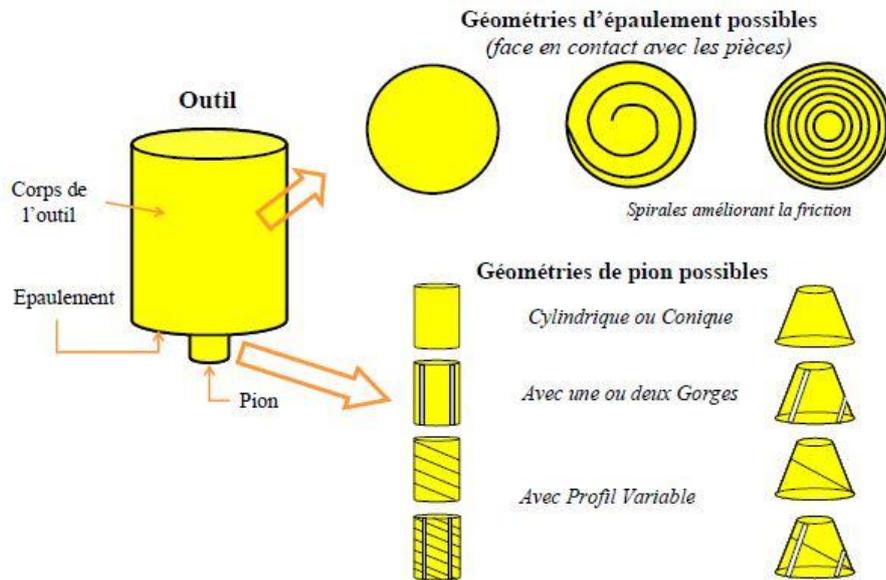


Figure 2 - 5 Différents géométries de pion et d'épaulement d'outil FSW [34]

2.2.2.2 Les différentes technologies d'outil

Il existe plusieurs technologies d'outil FSW, ils peuvent être classés dans trois catégories :

- Outil à pion fixe, Figure 2.6-A. Ou l'épaulement et le pion sont fixes l'un par rapport à l'autre. Généralement, ils sont formés d'un seul block.
- Outil à pion ajustable, Figure 2.6-B. Contrairement à l'outil à pion fixe, cet outil possède un pion de longueur variable [40]. L'intérêt est de pouvoir rentrer le pion progressivement dans l'épaulement pour pouvoir souder des pièces avec une profondeur de pénétration variable selon l'épaisseur de la plaque à souder.

Ces deux technologies d'outil nécessitent l'utilisation d'une enclume à l'envers des pièces pour reprendre l'effort axial F_z appliqué par l'outil sur la surface des pièces.

- Outil à double épaulement, Figure 2.6-C. L'outil est composé de deux épaulements reliés par un pion dont la longueur peut être ajustée au cours du soudage [40]. Les deux épaulements viennent pincer les pièces à

souder, afin de contenir la matière malaxée [41] et apportent de la chaleur par frottement de manière symétrique [42]. Le cordon obtenu est symétrique par rapport à la demi-épaisseur des pièces, limitant ainsi leur déformation [42]. Cet outil est avantageux lorsqu'il est impossible de mettre une enclume à l'envers des pièces. De plus, à épaisseur identique, les efforts de soudage sont plus faibles que ceux nécessaires pour les deux autres technologies d'outil [42]. Une pénétration totale est toujours assurée avec cet outil [42].

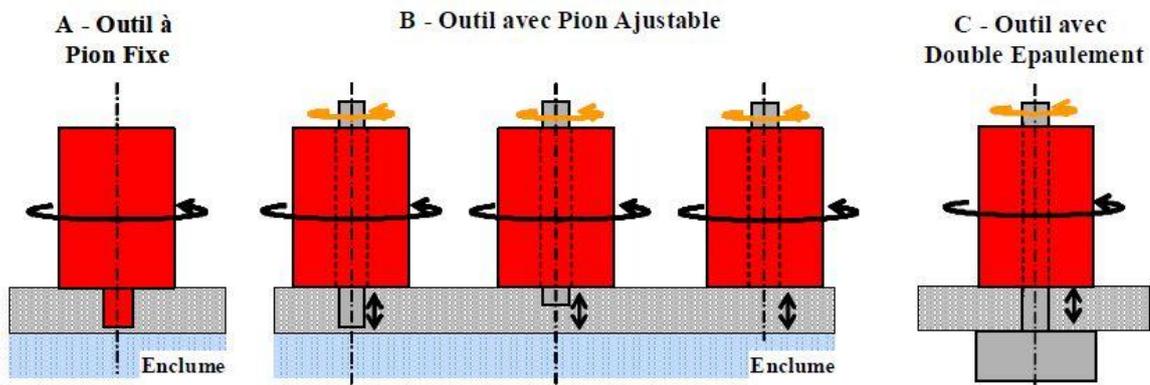


Figure 2 - 6 Les différentes technologies d'outil FSW [41].

2.2.2.3 Le matériau de l'outil

Différents critères rentrent en compte lors du choix du matériau de l'outil, par exemple : le matériau de l'outil doit résister aux contraintes et aux températures générées lors du soudage FSW [39], il doit avoir une résistance à l'usure, la non diffusivité vers le matériau soudé, ses capacités à être usiné, etc. [39]. En somme, le matériau de l'outil sera choisi d'après le matériau et l'épaisseur soudée.

Le tableau 2.1 nous donne les matériaux d'outil selon les pièces à soudées.

Tableau 2 - 1Résumé des différents matériaux d'outil utilisés selon le matériaux a soudée [39]

Alliage	Epaisseur	Matériau Outil
Alliages d'aluminium	< 12 mm	Acier à outil, WC-Co
	< 26 mm	MP159
Alliage 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
Alliage de titane	< 6 mm	Alliage de tungstène
Acier Inoxydable	< 6 mm	PCBN*, alliage de tungstène
Acier faiblement allié	< 10 mm	WC, PCBN*
Alliage de Nickel	< 6 mm	PCBN*, alliage de tungstène

**PCBN: Polycrystalline cubic boron nitride*

2.2.3 La formation du cordon de soudure

Nombreux sont les travaux de recherche qui se sont pencher sur la formation du cordon desoudure. Les actions mécaniques mises en jeu vont amener la matière dans un état« plastique » générant un mouvement local complexe de la matière autour du pion [34][43]. Les efforts et les couples générés ainsi que la formation des défauts sontdirectement liés au flux de matière.

Reynolds et al. [44]Ont analysé le flux de matière à l'aide de marqueursmétalliques insérés dans le matériau de base. Ils suggèrent que l'origine du flux de matièreprovient d'un phénomène d'extrusion de la matière autour du pion. La matière chauffée, ayantatteint un état viscoplastique, est mis en mouvement par la cinématique de l'outil. Elle seretrouve alors confinée entre l'épaulement, l'enclume, l'outil et le matériau de base, le flux dematière est alors confiné dans un volume restreint. L'ensemble forme une « matrice mobile »dans

laquelle la matière est extrudée. Cette théorie de la matière extrudée va être reprise par Heurtier et al. [45] et bien d'autres.

A partir de l'étude de macrographies, Cui et al [46] ont décomposé le flux de matière en trois zones. Celles-ci sont présentées sur la Figure 2.7. Leurs interprétations sont principalement basées sur l'analyse cinématique de l'outil et son action sur la matière. Ils définissent une première zone (I) située juste sous l'épaulement, Figure 2.7-c. Ce mouvement de matière résulte du frottement de l'épaulement sur la surface des pièces. Cette zone est généralement nommée « flow arm zone ». Cui et al [46] définissent ensuite une deuxième zone (II) comme étant un flux de matière essentiellement lié à la cinématique du pion, Figure 2.7-c. Arbegast [47] qualifie cette zone de « zone d'extrusion ». Dans cette zone, à l'avant du pion, la matière est entraînée du côté recul vers le côté avance de la soudure. La troisième zone (III), Figure 2.7-c, est celle où le flux de matière résulte de l'action combinée du pion et de l'épaulement. Il faut ajouter à cela un quatrième flux de matière entre le pion et l'enclume [47]. Celui-ci est important car il permet d'assurer une pénétration totale du cordon de soudure.

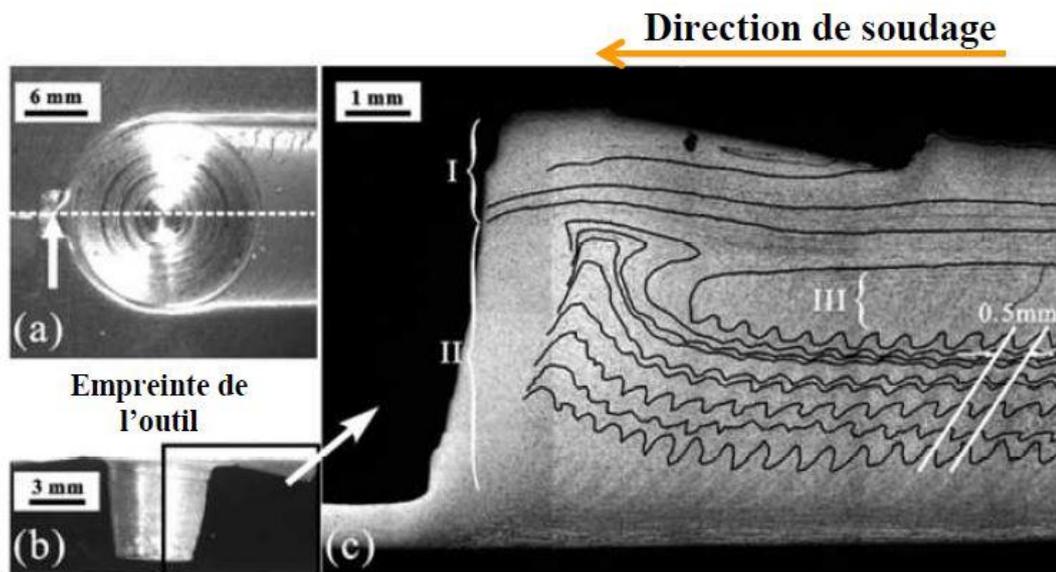


Figure 2 - 7 Représentation du effet du flux de matière lors du procédé de soudage FSW [46]

La combinaison de l'ensemble de ces mouvements permet de ramener la matière de l'avant vers l'arrière du pion afin de consolider le vide laissé par celui-ci [41]. Le

cordon se crée alors de proche en proche par une liaison métal / métal [36]. Le joint ainsi constitué est composé uniquement des métaux de base des pièces assemblées et ne nécessite pas d'apport de métal. Il subsiste cependant, à la fin du cordon, un trou correspondant à l'emplacement du pion de l'outil (Figure 2.7-b).

2.2.3.1 Aspectet macrographie dujoint de soudure FSW

La spécificité du procédé de soudage FSW est que le passage de l'épaulement sur la surface des pièces laisse des stries et de légère bavure de part et d'autre du cordon de soudure, comme présentésur la Figure 2.8.

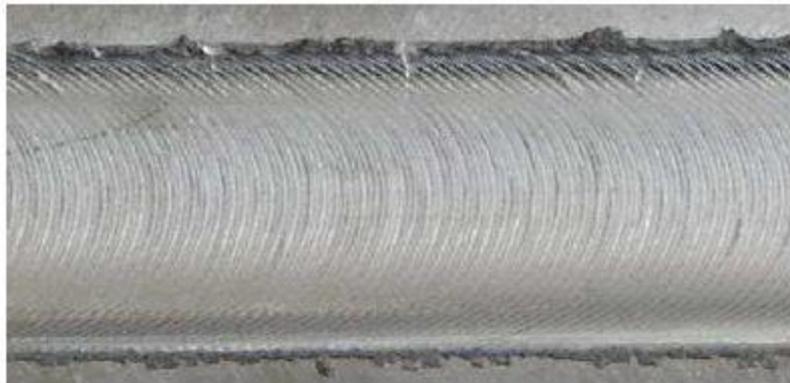


Figure 2 - 8Stries laissées par le passage de l'outil après soudage

Au passage de l'outil, la matière subit un cycle thermomécanique. Quatre zones distinctes peuvent être identifiées par macrographie d'un spécimen, comme présentées sur la Figure 2.9. Elle est composée :

- Du métal de base (MB), non déformé où les élévations de température n'entraînent pas de modifications ni de changement de la microstructure et donc de changement des propriétés mécaniques [34].
- D'un Noyau, c'est la zone de malaxage de la matière et le cœur de la soudure, siège des déformations plastiques les plus importantes et des températures les plus élevées [48].
- De zones affectées thermo-mécaniquement (ZATM) encadrant le noyau de la soudure. Dans ces zones, la microstructure est affectée par une déformation plastique « modérée » et l'élévation de température [34].
- De zones affectées thermiquement (ZAT). Les propriétés du matériau sont affectées uniquement par l'élévation de température [34].

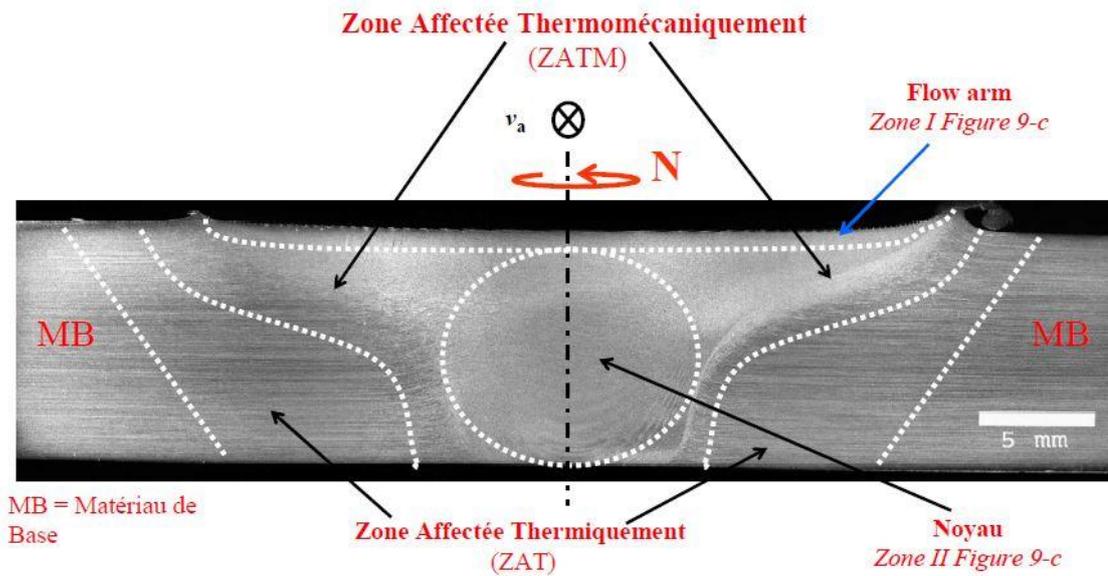


Figure 2 - 9 Macrographie d'un cordon de soudure FSW [37]

2.2.4 Les propriétés des joints soudés

Nous nous sommes intéressés aux propriétés des cordons obtenus lors du soudage des alliages d'aluminium. Les propriétés du joint soudé dépendront d'une manière générale, de l'état initial du matériau, du cycle thermomécanique subi et de son comportement face aux traitements thermomécaniques. L'influence du cycle thermomécanique sera différente selon la nature de cet alliage, alliage trempant (séries 2000, 6000 et 7000) ou à durcissement par écrouissage (séries 1000, 3000, 4000, 5000,) [34].

2.2.4.1 Alliages à durcissement structural

Suite au cycle thermomécanique subi, les alliages à durcissement structural connaîtront une diminution des propriétés mécaniques suite à la remise en solution des précipités durcissants [34]. C'est pourquoi, une chute de dureté est constatée au sein du cordon, comme présentée sur la Figure 2-10 [15, 34, 36].

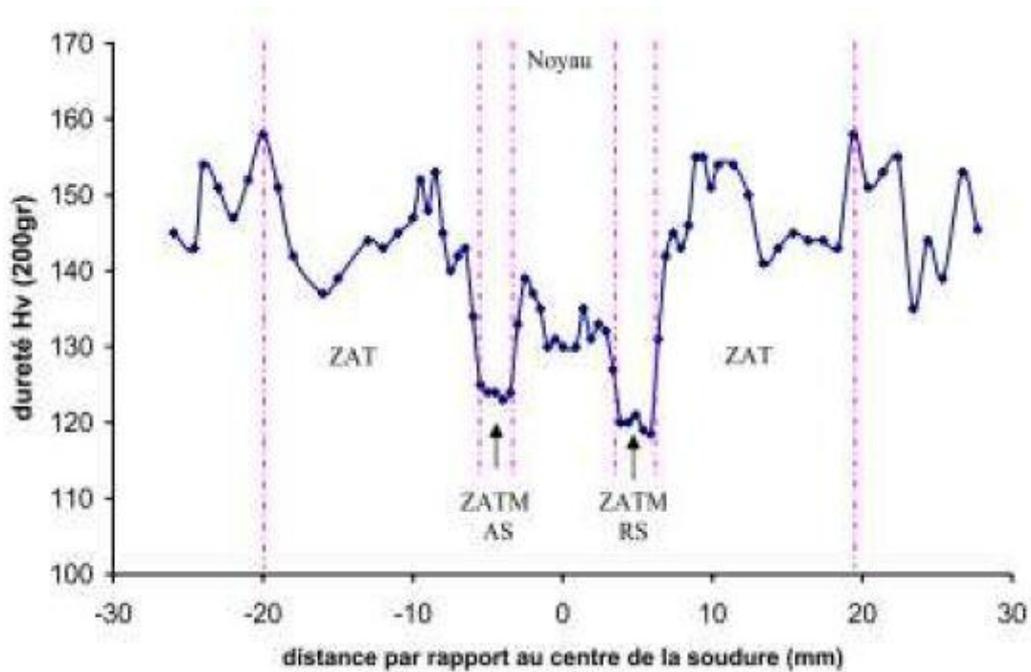


Figure 2 - 10 Profil de dureté d'un alliage d'aluminium à durcissement structural, 2024-T3 [36]

2.2.4.2 Les alliages à durcissement par écrouissage

Pour ces alliages, la chute des propriétés dépend du taux d'écrouissage du métal de base. La Figure 2-11 présente une schématisation de l'aspect des profils de dureté suivant ceux-ci. Ainsi, à l'état recuit O, il n'y a pas de perte de propriétés mécaniques [36, 49] suite à l'affinement de la microstructure au passage de l'outil dans la ZAT, la ZATM et du noyau [36]. Le coefficient de joint est alors de l'ordre de 1.

Par contre, lorsque ces alliages sont durcis par écrouissage (état H), la chute des propriétés mécaniques au niveau du cordon est due à la modification de la microstructure écrouie.

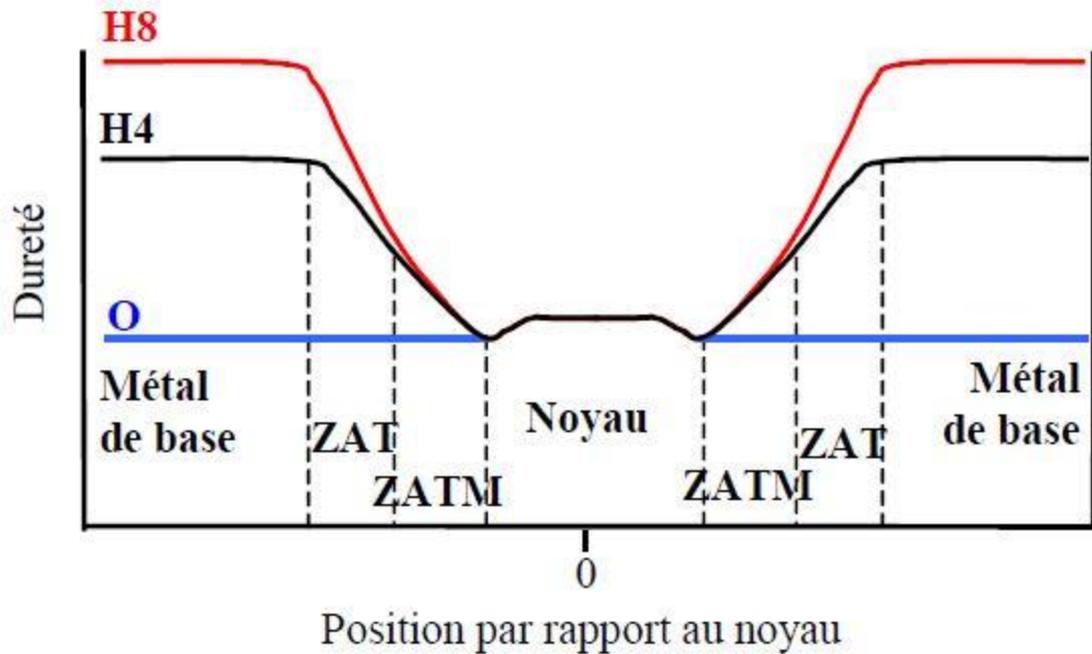


Figure 2 - 11 Profils de dureté suivant le taux d'écrouissage du métal de base [37]

2.2.4.3 Coefficient d'efficacité du joint soudé FSW

Bien que toute opération de soudage diminue les propriétés mécaniques du matériau de base. On définit le coefficient d'« efficacité du joint » comme le rapport entre les caractéristiques mécaniques de l'assemblage et les caractéristiques mécaniques du métal de base (équation (2)).

$$\text{coefficient de joint} = \frac{R_e \text{ du joint soudé}}{R_e \text{ du matériau de base}} [\%] \quad (2)$$

Où R_e du joint soudé est la résistance élastique à la traction de l'éprouvette soudée

Ce coefficient permet d'estimer la chute de la résistance mécanique suite à l'opération de soudage. Pour les alliages d'aluminium, le coefficient de joint soudé par FSW est de l'ordre de 0.6 à 1. La norme ISO/DIS 25239-4 définit la valeur minimale du coefficient d'efficacité du joint que doit satisfaire l'assemblage soudé par FSW.

Le Tableau 2 présente ces valeurs pour différentes classes d'alliage d'aluminium à divers états métallurgiques.

Tableau 2 - 2 Efficacité pour la résistance à la traction des assemblages bout à bout définie par la norme ISO/DIS 25239-4

Type de matériau	Etat métallurgique du métal de base avant soudage	Etat après soudage	Coefficient d'efficacité du joint
Aluminium pur	Tous les états	Brut de soudage	1
Alliages sans traitement thermique	Tous les états	Brut de soudage	1
Alliages à traitement thermique	T4	Vieillessement naturel	0.7
	T4	Vieillessement artificiel	0.7
	T5 et T6	Vieillessement naturel	0.6
	T5 et T6	Vieillessement artificiel	0.7

2.3 Défauts et domaines de soudabilité opératoire

La démarche mise en place pour déterminer un domaine de soudabilité s'apparente à l'étude du couple Outil / Matière utilisée en usinage. Le principe est de définir un domaine de fonctionnement d'un outil et d'une application donnée à l'aide de critères. En usinage, on retrouve des critères de qualité, de durée de vie de l'outil, etc. Les critères, en soudage, seront relatifs aux cordons de soudure obtenus. Domaine de soudabilité opératoire (DSO)

En FSW, les domaines de soudabilité opératoire présentés se limitent à la phase de soudage et à l'étude des paramètres principaux F_z , v_a et N [47, 50-52]. Communément, pour définir un DSO en FSW, le premier critère est l'absence de défaut [47, 50]. Cela dessine une première frontière du domaine. Il peut être réduit en incluant des critères spécifiques au cahier des charges de la soudure comme la tenue en fatigue, la résistance mécanique, la résistance à la corrosion, etc.

La Figure 2.12 représente les domaines de soudabilité d'un alliage de magnésium et d'un alliage d'aluminium. Sur la Figure 2.12-A, certaines frontières du DSO, délimitées par l'apparition de défauts, de porosité, de fissure ou de bavures peuvent être observées. Quant à la Figure 2.12-B, elle présente le domaine de soudabilité borné par les phénomènes limites : condition opératoire « trop chaude » ou « trop froide » ou un malaxage anormal.

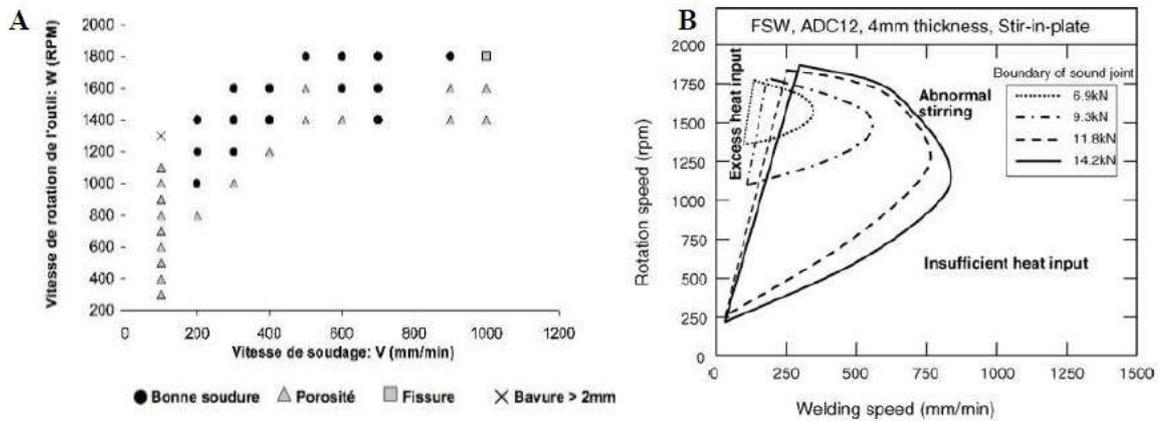


Figure 2 - 12 Présentation de domaine de soudabilité opératoire. A- Pour un alliage de Magnésium AZ31 d'épaisseur 4mm [51] et B- pour un alliage d'aluminium ADC 12 d'épaisseur 4mm [50]

Kim et al. [50] soulignent que plus l'effort appliqué est grand, plus le domaine opératoire est grand.

2.3.1 Les défauts générés par le malaxage

Etant donné la particularité de la formation du cordon de soudure FSW, des défauts spécifiques au procédé vont être identifiés [53]. Elle relève des interactions entre les propriétés du matériau, la géométrie du pion et les paramètres opératoires [41]. Arbegast a étudié la formation des défauts à travers l'étude du flux de matière [41, 47]. D'après lui, les défauts rencontrés en FSW peuvent être classés en deux catégories : les défauts dits « géométriques » et les défauts induits par le flux de matière [47]. Nous allons utiliser cette classification.

2.3.1.1 Les défauts liés au flux de matière

Ils sont apparentés à un mauvais malaxage ou à des conditions opératoires thermiquement inadaptées, c.à.d. « trop chaudes » ou « trop froides » [47].

- Bavures excessives (« Ribbon flash ») au niveau du bord de la soudure. Ce défaut est un excès de métal le long du cordon de soudure. Il provient d'un flux de matière trop important sous l'épaulement entraînant l'expulsion de la matière sur les bords du cordon [47]. Kim et al [50] attribuent ce défaut à une température trop élevée du matériau. Ils précisent que dans

ces conditions, l'outil peut entrer en contact avec l'enclume [50]. La présence de ce défaut est généralement corrélée avec un outil qui s'enfonce au sein du cordon de soudure et donc à un amincissement des tôles comme cela est montré dans la Figure 2-13.

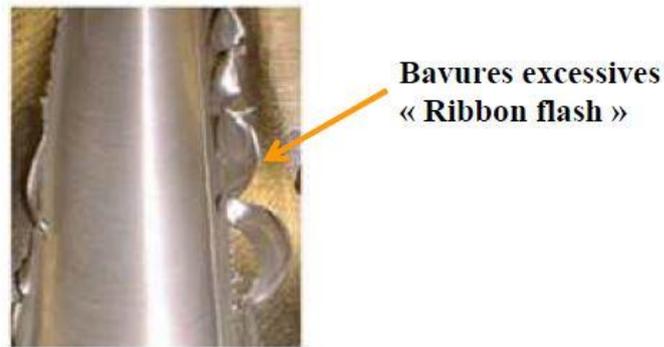


Figure 2 - 13 Bavures excessives le long du joint (« Ribbon flash ») [47]

- Défaut en surface tel que la formation d'éraillures ou d'écailles présentées à la Figure 2.14.

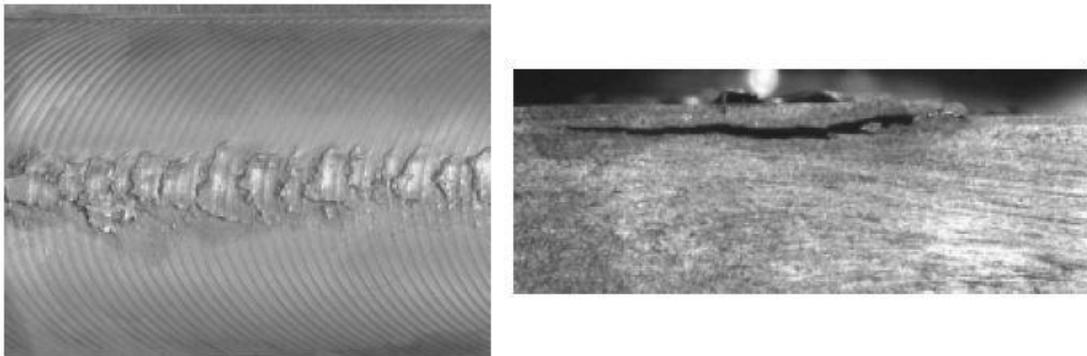
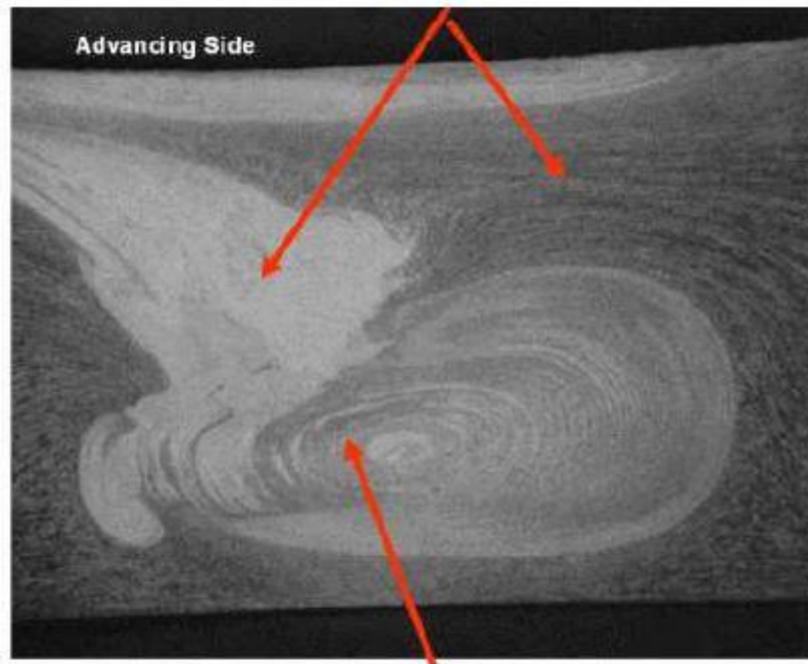


Figure 2 - 14 Présence de défauts de surface de type éraillures ou d'écailles laissées par le passage de l'épaulement [54]

- Effondrement du noyau. Il est dû à un flux de matière excessif sous l'épaulement. Ainsi, un surplus de matière se retrouve au sein du noyau dont une macrographie est présentée à la Figure 2.15.

Flux de matière convergeant vers le noyau, côté avance de la soudure



Effondrement au cœur du noyau de matière recristallisée dynamiquement

Figure 2 - 15 Macrographie d'un cordon présentant l'effondrement du noyau [47]

D'après Arbegast [47] ces trois défauts surviennent lorsque les conditions opératoires sont « trop chaudes » ce qui implique un flux de matière trop important. Il souligne également que des conditions opératoires « trop chaudes » induisent un abaissement important des propriétés mécaniques dans les zones affectées thermiquement et thermo mécaniquement[47].

- Défaut à la racine du cordon (« root flow ») situé sur la surface des pièces en contact avec l'enclume et apparaissant lorsque l'outil pénètre trop au sein des pièces [47]. La Figure 2.16 présente un agrandissement de ce défaut.

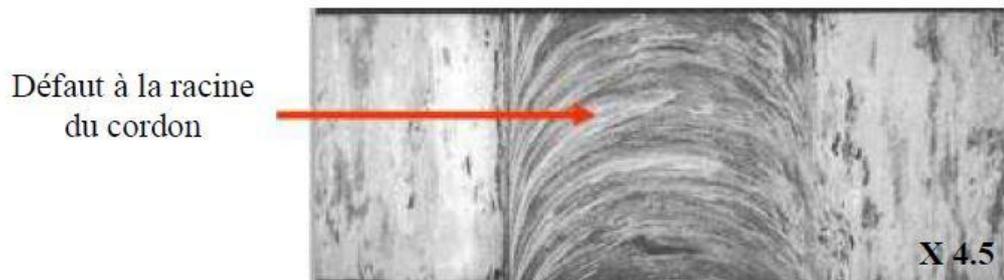


Figure 2 - 16 Défaut à la racine du cordon, sur la surface des pièces en contact avec l'enclume [47]

- Rainure à la surface du cordon de soudure. Elle est due au manque de consolidation de la matière, voir Figure 2.17. D'après Chen et al. [53] ce défaut est généré du côté avance lorsque la profondeur de pénétration est trop faible. Il peut être résorbé en appliquant un effort de forgeage plus élevé[47].

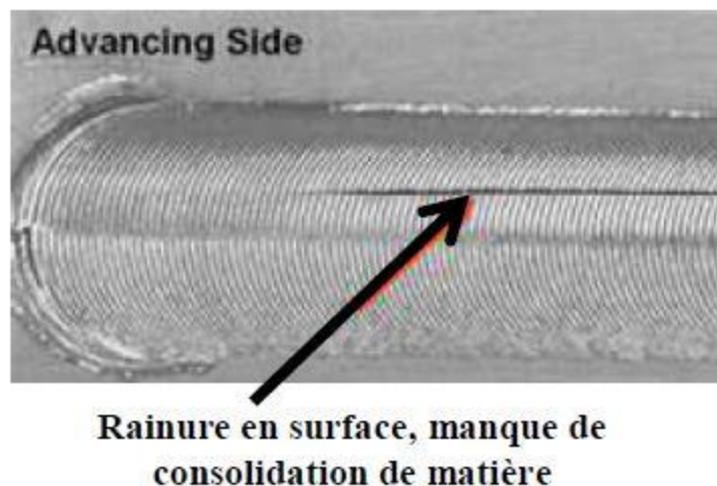


Figure 2 - 17 Manque de consolidation de la matière en surface ou rainure [47]

- Un défaut de consolidation de la matière en surface dénommé « scalloping ». Selon Arbegast [47], c'est un défaut volumétrique dépendant de l'effort F_z appliqué.

- Défaut tunnel interne présenté sur la Figure 2-18. C'est un défaut caractéristique du FSW. Il est généralement situé du côté avance du cordon de soudure. Ce défaut provient d'un manque de consolidation de la matière malaxée à l'arrière du joint dû à un flux de matière insuffisant [30, 47]. Kumar et al.[55] ont montré l'interaction entre l'effort axial F_z appliqué et la formation de ce défaut. En augmentant F_z , la taille du défaut tunnel au sein du cordon s'est vue réduite et disparaître pour un effort donné. L'augmentation de l'effort contribue, en effet, à une meilleure interaction entre l'outil et la matière, augmentant l'apport de chaleur par friction et la pression au sein du noyau [55].

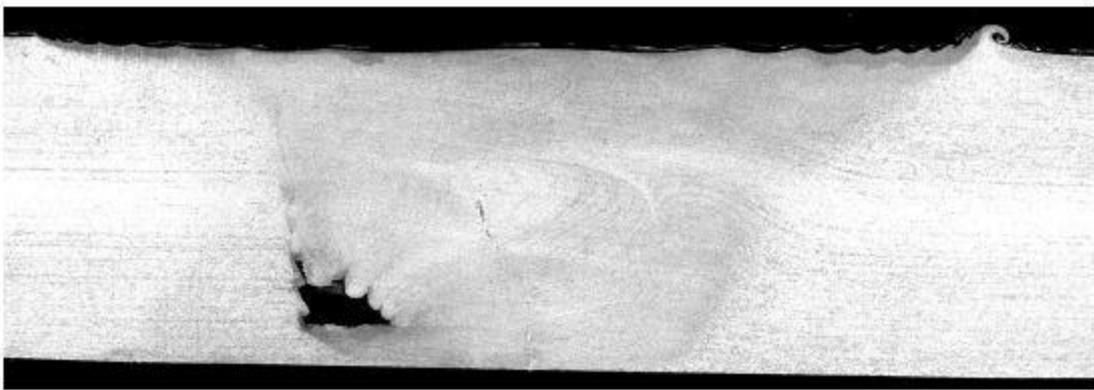


Figure 2 - 18 Soudure comportant un défaut tunnel interne [37]

Remarque : D'après Arbegast, le défaut tunnel et la rainure en surface surviennent lorsque les conditions opératoires sont trop « froides » [47] impliquant un malaxage insuffisant de la matière. D'autre part Caravaca [56] précise que les défauts tunnels internes peuvent également survenir lorsque la mise en position des pièces, en soudure bout à bout, comporte du jeu ou lorsque le bridage est insuffisant et permet une mobilité de ces dernières. Kim et al. [50] ont également mis en évidence la formation de défauts tunnels lorsque le malaxage est « anormal ». En raison de la différence de géométries du noyau, ils dénotent une différence entre les défauts tunnels survenant à cause d'un manque d'apport d'énergie et les défauts tunnels dus à un malaxage anormal [50].

2.3.1.2 Les défauts dits « géométriques »

Ces défauts sont indépendants du malaxage. Ils peuvent être définis comme étant des défauts relatifs au positionnement de l'outil. Les défauts associés à cette catégorie sont :

- La pénétration partielle (Figure 2-19) lorsque les deux pièces ne sont pas soudées sur toute l'épaisseur.

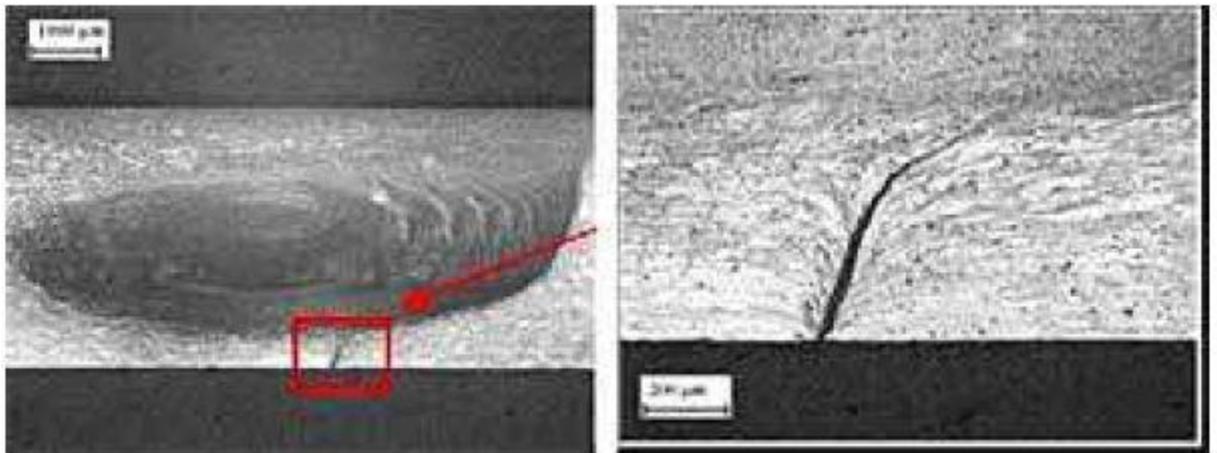


Figure 2 - 19 Soudure comportant un défaut de pénétration partielle [56]

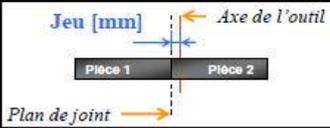
Cela peut provenir :

- d'une profondeur de pénétration du pion trop faible, occasionné par une longueur de pion inadaptée ou par un mauvais contrôle de la position de l'outil par rapport à la surface des pièces [47, 56].
- d'une mauvaise position et/ou orientation de l'outil par rapport à la ligne de joint [47, 56]. Ce défaut apparaît :
 - lors d'une mauvaise mise en position de pièces dans l'espace de travail.
 - lorsque l'outil dévie de la ligne de joint. Ce type de défauts peut apparaître lorsque les actions mécaniques appliquées sur l'outil entraînent des déformations de l'ensemble outil, porte outil et machine [57, 58]. Le manque de rigidité de la structure des machines peut entraîner sa déflexion [59] et engendrer des problèmes liés au suivi de joint [57].

- lors de mauvaises préparations de bords entraînant des défauts d'accostage locaux des pièces,

Dans la littérature, peu d'études traitent de ces défauts. Hori et al. [60] ont étudié l'influence du décalage outil par rapport au plan de joint, de la présence de jeu à l'accostage des pièces et l'association des deux. D'autre part, Sylvanus [61] a étudié leurs générations lorsque la mise en position comporte un jeu à l'accostage des pièces, des défauts d'épaisseurs soudées et l'association des deux.

Hori et al. [60] ont étudié pour un alliage d'aluminium, d'épaisseur 3.5 et 5mm, l'apparition des défauts lorsque l'outil est décalé par rapport au plan de joint. Cette mauvaise mise en position entraîne, comme présenté sur la Figure 2-20, un décalage de la zone malaxée par rapport au plan de joint. Lorsque celui-ci est trop important, un défaut de type « pénétration partielle » apparaît (Figure 2-20). Ils constatent que la déviation admissible dépend de la taille de la zone malaxée [60], et sera donc fonction de la géométrie de l'outil.

 Décalage de l'outil par rapport au plan de joint Jeu entre l'axe de rotation de l'outil et le plan de joint [mm]				
Epaisseur soudée	0 mm	1 mm	2 mm	3 mm
3.5mm	Sans défaut	Sans défaut	Sans défaut	AVEC DEFAUT
5mm	Sans défaut	Sans défaut	Sans défaut	AVEC DEFAUT

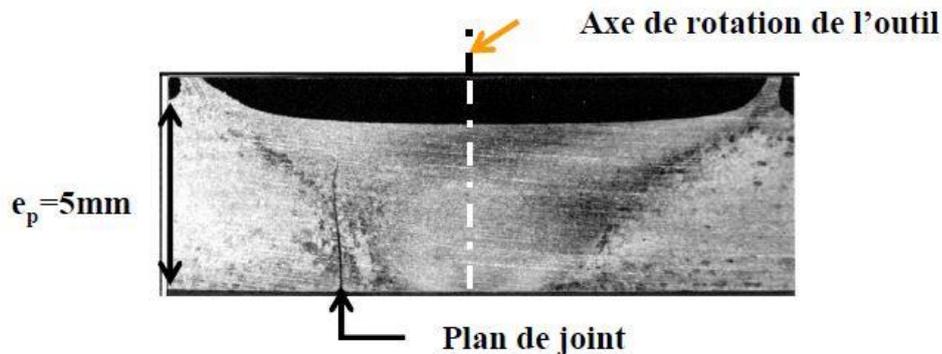


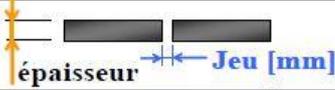
Figure 2 - 20Apparition de défaut lorsqu'un jeu trop important se trouve entre l'axe de rotation de l'outil et le plan de joint [60]

Sylvanus [61] ainsi que Hori et al. [60] ont étudié l'influence d'un jeu entre deux pièces sur l'apparition de défauts. Le Tableau 3 synthétise leurs résultats. A partir d'un certain jeu :

- des défauts tunnels en surface liés à un manque de matière peuvent apparaitre [60],
- l'outil peut pénétrer trop profondément dans la matière, entraînant alors une collision entre le pion et l'enclume [61].

Hori et al. [60] remarquent que plus l'épaisseur est élevée, plus la tolérance au jeu entre les pièces diminue. Ceci serait dû à l'augmentation, avec l'épaisseur, du volume de manque de matière entre les pièces.

Tableau 2 - 3 Apparition de défauts lorsqu'un jeu s'intercale entre les deux pièces [60, 61]

		Défaut d'accostage des pièces				
		Jeu entre les deux pièces [mm]				
Epaisseur soudée	0	0.5	1	1.5	2	2.5
3.5mm [HOR99]	Sans défaut	Non testé	Sans défaut	Non testé	Sans défaut	AVEC DEFAULT
5mm [HOR99]	Sans défaut	Sans défaut	AVEC DEFAULT	AVEC DEFAULT	Non testé	Non testé
4mm [SYL**]	Sans défaut	Sans défaut	Sans défaut	AVEC DEFAULT	Non testé	Non testé

L'analyse de ces défauts et leurs apparitions sont importantes. Entre autres, cela intervient non seulement sur la génération de défauts mais également sur l'ensemble des tolérances de fabrications à imposer sur les bruts de soudage. L'ensemble a un impact sur la qualité et le coût de fabrication des pièces FSW. De plus, dans un contexte d'étude de la robotisation du procédé, l'étude des défauts de la position et de l'orientation de l'axe de rotation par rapport au plan de joint semble être également capitale.

2.3.1.3 Autres défauts

- Inclusion dans la ligne de joint, présenté sur la Figure 2-21. La couche superficielle d'alumine n'étant pas suffisamment broyée, elle est emprisonnée dans le cordon de soudure sous la forme d'un film discontinu. D'après Chen et al. [53], ce film d'oxyde fragilise le cordon de soudure. La gravité de ce défaut dépend de son étendue et de la proximité des particules d'oxydes adjacentes.

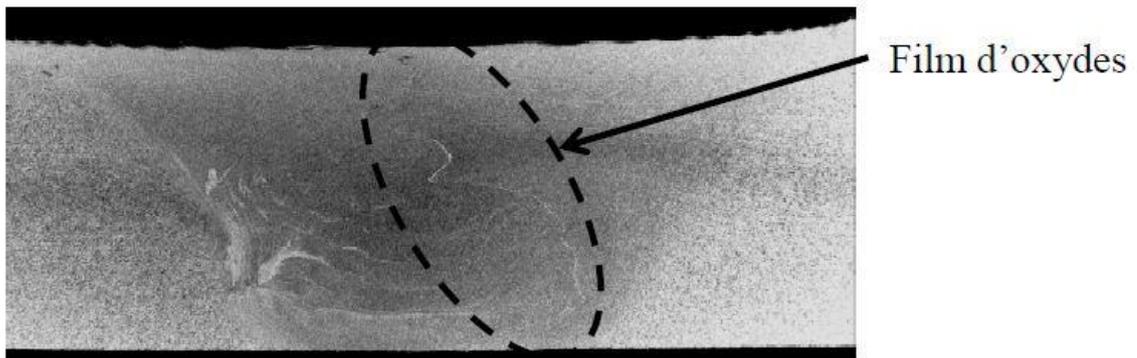


Figure 2 - 21 Soudure contenant un film d'oxyde [37]

2.3.2 Relation entre défauts et paramètres opératoires

Dans ce paragraphe nous allons regarder où se situent ces défauts aux frontières du domaine de soudabilité. Arbegast [47] a étudié l'apparition des défauts en fonction des paramètres opératoires : la fréquence de rotation et la vitesse d'avance (en contrôle en position). La Figure 2.26 présente ses résultats. Il identifie un point et une plage de fonctionnement entraînant la formation du joint sans défaut. Autour de cette plage, il constate la formation de défauts dus à des conditions opératoires non appropriées, c.à.d. « trop chaudes » ou « trop froides » [47, 61]. De même, Gratecap et al. [62] parlent de températures idéales comprises entre 0.7 et 0.8 fois la température de fusion. En dessous ou au-dessus de ces limites, ils constatent que les cordons n'étaient pas de qualité satisfaisante.

D'après la Figure 2.22 Arbegast [47] identifie :

- Des conditions opératoires « trop froides » lorsque la fréquence de rotation est faible et la vitesse d'avance élevée. L'apport d'énergie est alors

insuffisant et les défauts apparaissant sont : le défaut tunnel et un défaut de consolidation dénommé 'scalloping'.

- Des conditions opératoires « trop chaudes » lorsque la fréquence de rotation est élevée et la vitesse d'avance faible. L'apport d'énergie est alors important et les défauts apparaissant sont : le flash excessif, l'enfoncement de l'outil, l'effondrement du noyau, les éraillures ou une rainure en surfaces, etc.

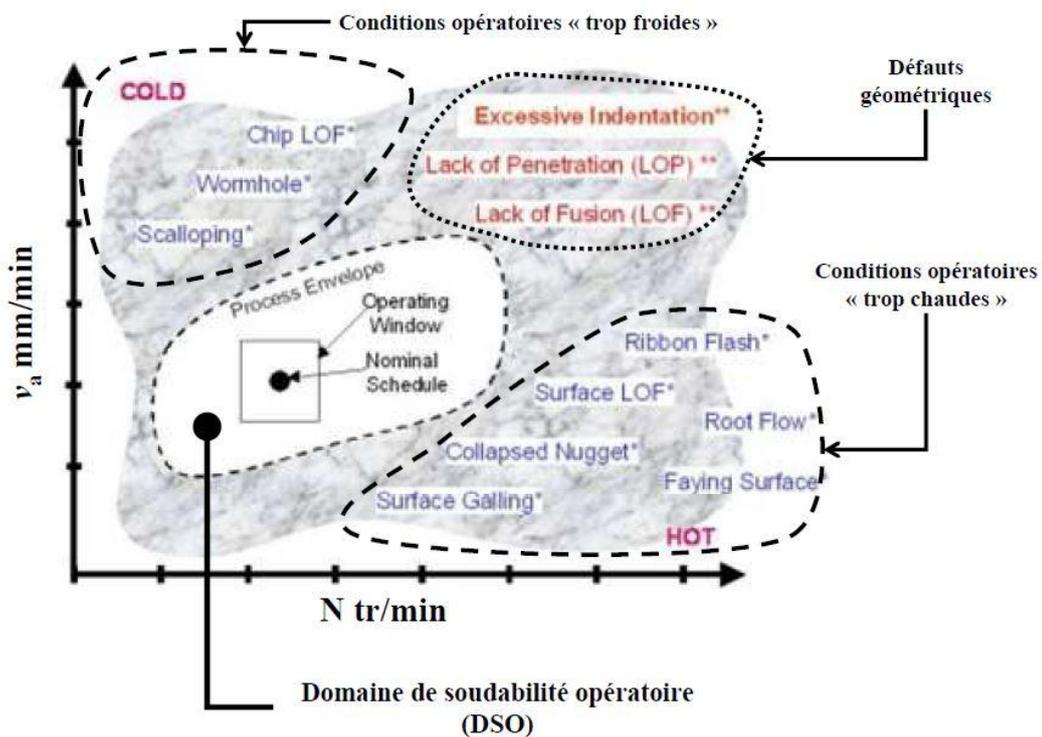


Figure 2 - 22Présentation d'un domaine de soudabilité opératoire borné par l'apparition de défauts [41]

Le choix des paramètres opératoires et le mode de soudage doivent donc faire l'objet d'une étude approfondie. Il est donc nécessaire de définir les exigences de qualité d'une soudure FSW. La norme ISO/DIS 25239-3 définit les caractéristiques que doivent respecter les cordons de soudure afin de valider le choix des paramètres de conduite et l'ensemble du mode opératoire de soudage.

2.3.3 Contrôle de soudure FSW

Dans le cadre de la norme ISO/DIS 25239-3, trois niveaux de contrôle sont prévus :

➤ Contrôle visuel de la soudure

Les soudures doivent être examinées sur les faces endroit et envers, de même que l'indentation et le trou laissés par l'outil en sortie de matière. A ce titre, il sera nécessaire d'étudier :

- la surface brute de soudage. Celle-ci doit être sans fissure ou cavité et sans défaut de surface,

- le diamètre de l'indentation. Il doit être complet au moins égale à 80% de la surface de l'épaulement,

- le trou de sortie. Il doit avoir un aspect lisse, être symétrique et être exempt de toute fissure ou cavité,

- la largeur de soudure. Elle ne doit présenter aucune variation due à une pression insuffisante de l'outil.

➤ Essai de pliage

Mettre en évidence un éventuel défaut de manque de pénétration. Si une pleine pénétration est recherchée, ce défaut ne doit pas être présent.

➤ Contrôle non destructif

La soudure ne doit présenter aucun défaut de compacité.

La Tableau 2.4 présente une liste de défauts et les moyens de contrôle non destructifs appropriés qui leur sont associés.

Tableau 2 - 4 Procédé de contrôle non destructif des soudures et défauts identifiés [63]

Défauts	Modes d'inspection				
	Contrôle visuel	Courants de Foucault	Ressuage	Ultrasons	Radiographie
La pénétration partielle	■	+++	+++	+++	++
Bavure excessive	+++	■	■	■	■
Eraillures en surface	+++	■	■	+++	■
Effondrement du noyau	■	■	■	++	■
Rainure à la surface	+++	+++	+++	+++	++
Défaut tunnel interne	■	■	■	+++	+++
Inclusion dans la ligne de joint	■	■	■	++	■
Porosités au sein du joint	■	■	■	++	+++

Légende: ■ Mode de contrôle non approprié
 +++ Sensibilité de détection forte
 ++ Sensibilité de détection moyenne
 + Sensibilité de détection faible

La norme définit ainsi une base de critères à respecter et les moyens de contrôle associés pour qualifier une soudure. Il est alors possible de s'appuyer sur la connaissance des défauts et des critères à respecter pour définir les premières bases d'un domaine de soudabilité opératoire en FSW.

Les principaux défauts identifiés en FSW, répertoriés dans la littérature, sont les défauts tunnel, l'excès ou le manque de pénétration, les éraillures et les rainures en surface. Ils peuvent être classés dans deux grandes familles selon les conditions thermiques de soudage : « chaud » ou « froid ». Les conditions « chaudes » apparaissent pour une vitesse d'avance faible et une fréquence de rotation élevée, les conditions « froides » correspondant à l'inverse. Les défauts « froids » sont le défaut tunnel, les rainures en surface et le manque de pénétration. Les défauts « chauds » sont l'excès de pénétration et les éraillures en surface.

2.4 Efforts en soudage FSW

Comme cela vient d'être présenté, lors d'une opération de FSW des interactions thermomécaniques fortes interagissent entre l'outil et la matière. Pour assurer la formation du cordon de soudage, des efforts et couples sont imposés par l'outil sur la matière. Dans un contexte d'industrialisation, il est nécessaire de les étudier. En effet, ils vont limiter le domaine de soudabilité opératoire initial par des contraintes d'accessibilité machine.

2.4.1 Etude de l'interaction Outil / Matière

Le FSW est un procédé « mécanique » d'assemblage dans lequel l'outil est mis en contact avec les pièces à souder. L'interaction mécanique entre l'outil et la matière génère l'apport d'énergie nécessaire à la formation du joint. Elle se traduit par l'application d'un torseur des actions mécaniques sur l'outil. La Figure 2.23 présente une schématisation des efforts et des couples appliqués sur l'outil en cours de soudage [35].

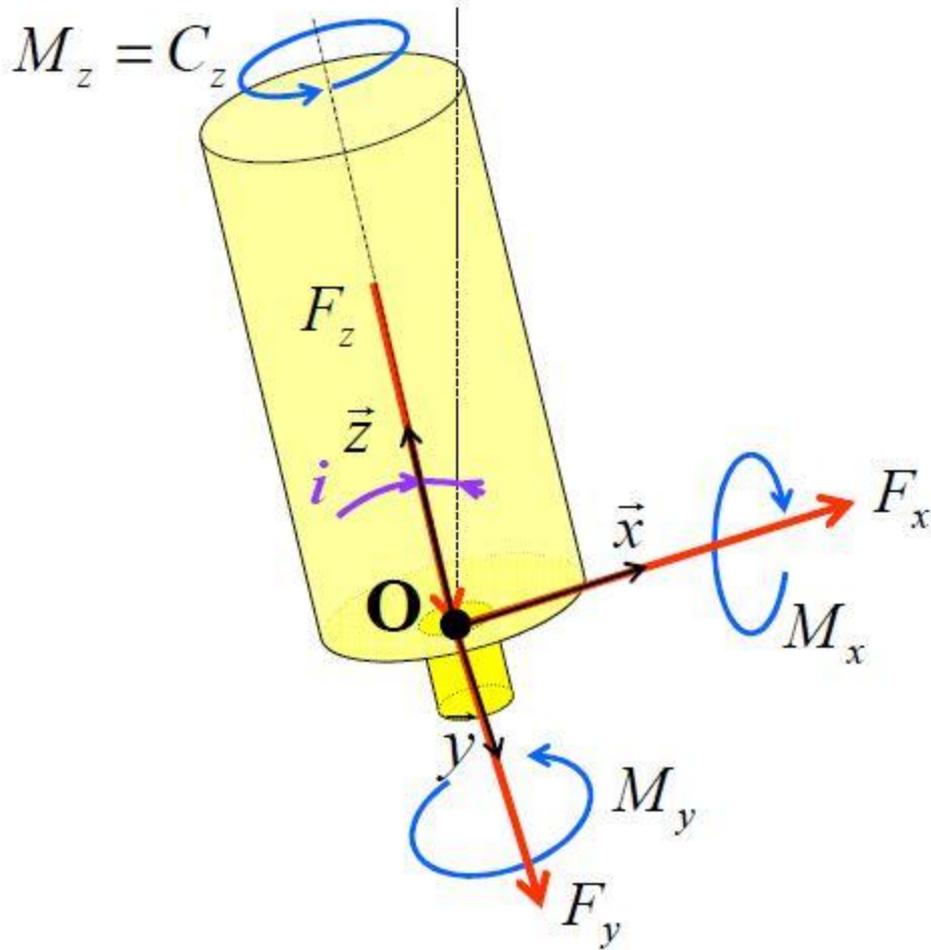


Figure 2 - 23 Efforts sur l'outil pendant l'opération de FSW [35]

D'après Sheiki et Zaeh et al. [64, 65] L'opération de soudage peut se décomposer en deux phases distinctes, une phase de plongée et une phase de soudage dont les phases opératoires sont présentées Figure 2-24. Selon Zaeh et al. [65], la phase de pénétration est caractérisée par un bref pic de l'effort suivant z , lorsque l'épaulement entre en contact avec la surface des pièces. L'amplitude de ce pic est fonction de la vitesse de pénétration [SIM06]. Une fois l'outil animé d'un mouvement d'avance, l'effort selon z atteint une valeur constante lorsque l'opération est pilotée en position [65]. Il est à noter que ces deux phases se distinguent par la cinématique et par les efforts appliqués.

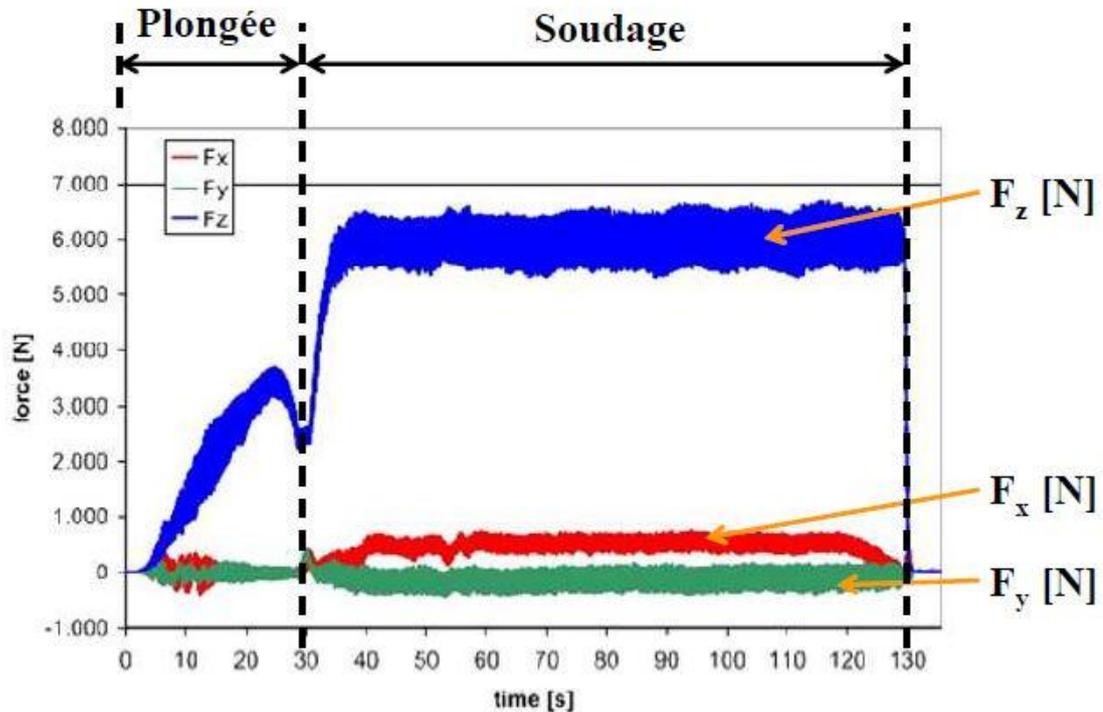


Figure 2 - 24 Courbes caractéristiques des efforts. Direction de soudage : axe x.
Soudure réalisée par un robot polyarticulé piloté en effort [57]

2.4.2 Les efforts en phase de plongée

2.4.2.1 Présentation générale

Dans cette première phase opératoire, l'outil est mis en rotation et est inséré progressivement dans le plan de joint comme schématisée à la Figure 2.25. Pour permettre à l'outil de progresser dans l'interface des pièces, un effort ou un mouvement axial lui est imposé. Les déformations plastiques et les frottements mis en jeu entre le pion et les pièces provoquent une montée progressive en température du matériau [66]. Sous l'action de l'effort axial et grâce au changement de comportement du matériau avec la température, le pion va s'enfoncer progressivement entre les deux pièces en extrudant la matière malaxée. Il pénètre dans la matière jusqu'à ce que l'épaulement soit en contact avec la surface des pièces à souder.

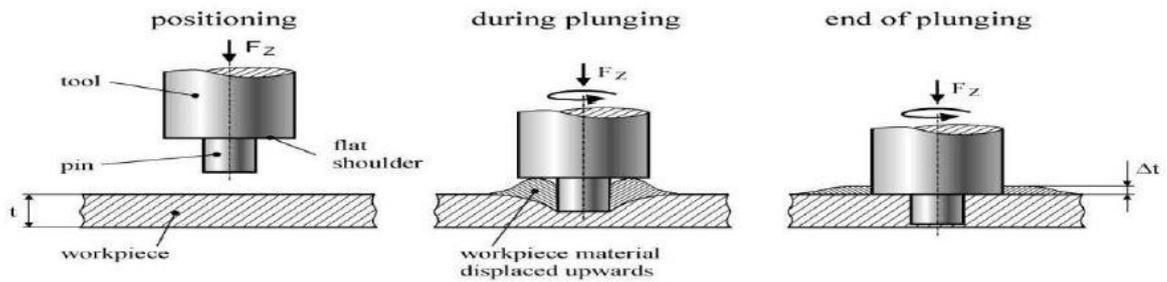


Figure 2 - 25 Schématisation de la phase de plongée [65]

Comme souligné par Gerlich et al. [67] cette phase opératoire est peu étudiée dans la littérature. Pourtant, elle initie les conditions thermomécaniques dans lesquelles l'opération de soudage va débuter [66].

2.4.2.2 Les efforts et les couples mis en jeu

Gerlich et al. [67] ont étudié l'évolution des courbes d'effort et de couple générées lors de la phase de plongée, voir Figure 2-26. Ils identifient deux pics d'effort distincts. Le premier pic, F_1 , correspond à l'amorçage de l'insertion du pignon au sein du matériau froid [67]. L'éjection de petits débris de matière peut être visualisée, Figure 2-27-A. D'après Gerlich et al [67], le contact entre l'outil et les pièces génère le cisaillement de la matière, entraînant la formation et la propagation de fissures. En atteignant la surface des pièces, elles conduisent à la formation des débris visualisés.

L'immersion progressive du pignon génère des déformations plastiques et des frottements provoquant un échauffement de la matière. Les températures les plus élevées se situent sous le pignon, comme montré par Gerdoux [68] à l'aide de la simulation numérique. Ceci facilite la progression du pignon au sein de matière et se traduit par une chute de l'effort axial. L'adoucissement de la matière et la cinématique du pignon entraînent la formation de matière extrudée qui remonte le long du pignon [65], voir Figure 2.27-B. Le volume de matière déplacée équivaut, selon Zaeh et al. [65], au volume du pignon immergé. Lorsque l'épaulement entre en contact avec le matériau extrudé, Figure 2-27-C, l'intensité de l'effort axial connaît un nouvel accroissement. La matière extrudée se retrouve alors emprisonnée entre l'épaulement et la surface des pièces [67]. La matière est ainsi forgée et

déformée plastiquement puis refoulée sous l'épaule à la fin de la plongée [67]. Un second pic d'effort F2 apparaît lorsque l'épaule est parfaitement en contact avec la surface des pièces [65].

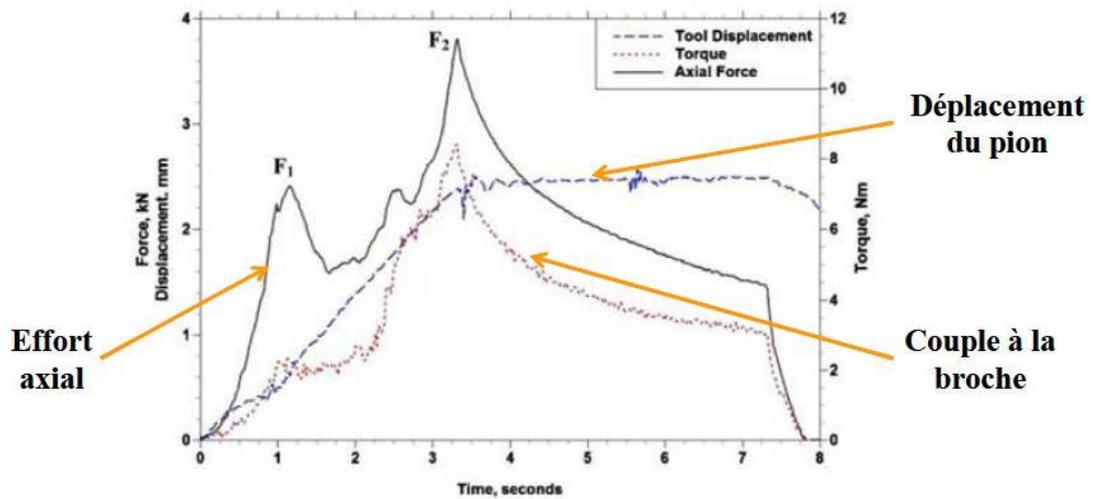


Figure 2 - 26 Force axiale et couple à la broche lorsque l'outil entre dans la matière [67]

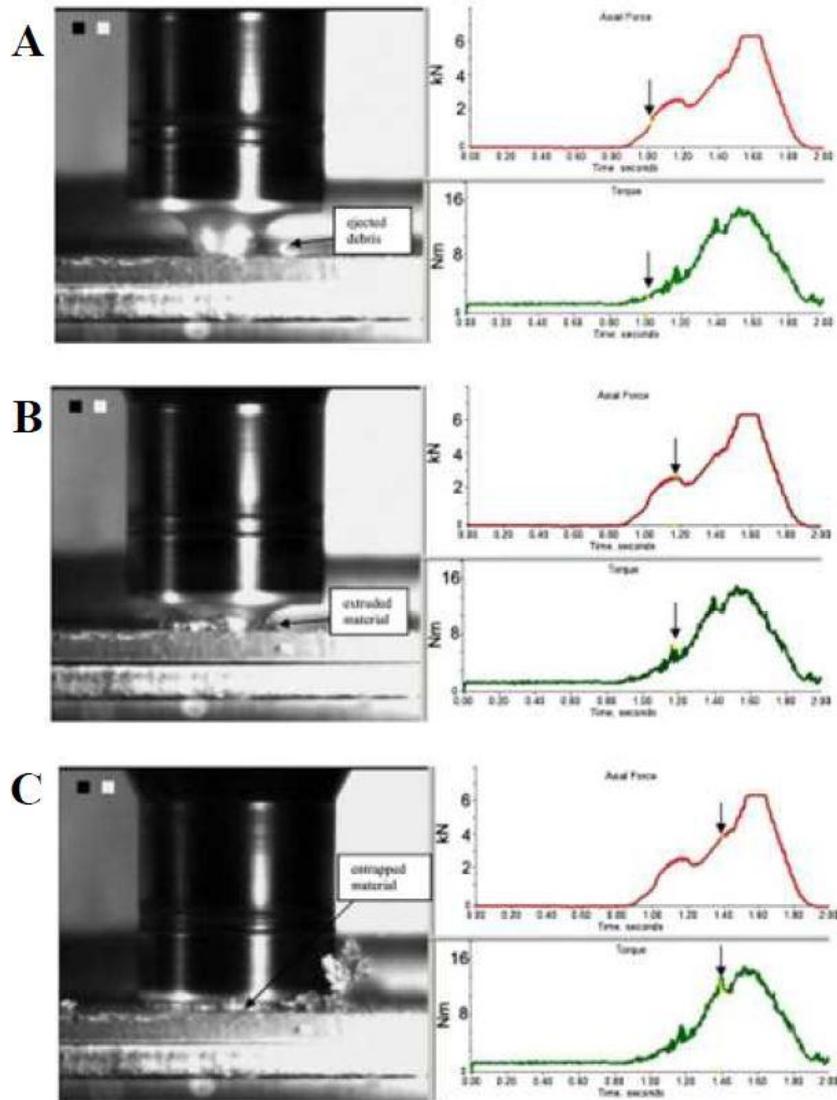


Figure 2 - 27Correspondance entre les efforts et couples générés par rapport à la position de l'outil [67]

Zaeh et al. [65] montrent que l'usinage d'un pré-trou permet de réduire les efforts appliqués en fin de pénétration. La Figure 2-28 présente l'effort axial maximal obtenu avec et sans pré-trou. Les efforts les plus faibles sont obtenus pour le pré-trou réalisé avec le plus grand diamètre. Le pré-trou réduit le volume de matière extrudée, remontant le long du pion. Ainsi, l'effort nécessaire pour écraser la matière extrudée, se trouvant entre l'épaulement et la surface des pièces, est plus faible.

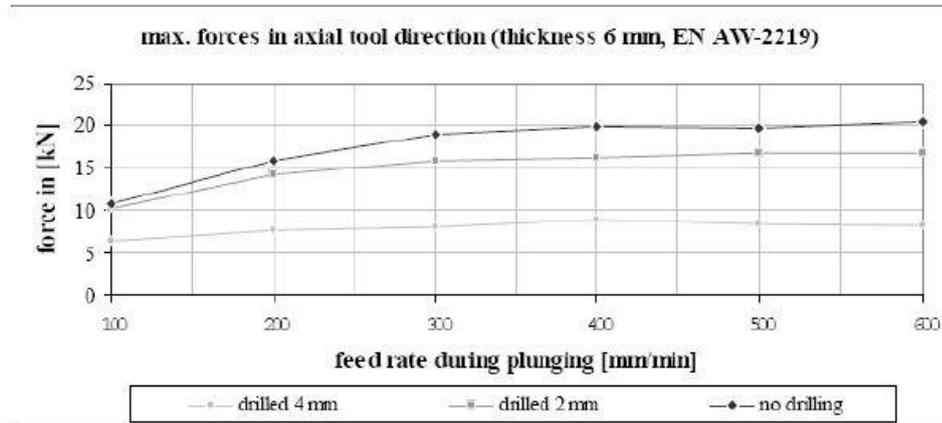


Figure 2 - 28 Comparaison des efforts de plongée avec et sans pré-trou [65]

2.4.3 Les efforts en phase de soudage

La génération du cordon de soudure FSW s'effectue grâce au flux de matière résultant de l'application des paramètres de conduite sur l'outil. Le torseur des actions mécaniques est fonction du matériau soudé et des paramètres de conduite appliqués [69]. La phase de plongée présentée précédemment est généralement suivie du dwell time, ou temps de maintien, pour permettre à la matière située autour de l'outil d'atteindre l'état visco-plastique adapté pour démarrer l'opération de soudage [69]. La durée de cette phase a été étudiée expérimentalement par Johnson [69]. Il constate au cours de celle-ci une chute du couple et de l'effort F_z . La Figure 2-29 présente les efforts F_z et F_x ainsi que le couple C_z pendant les phases de temps de maintien et en soudage.

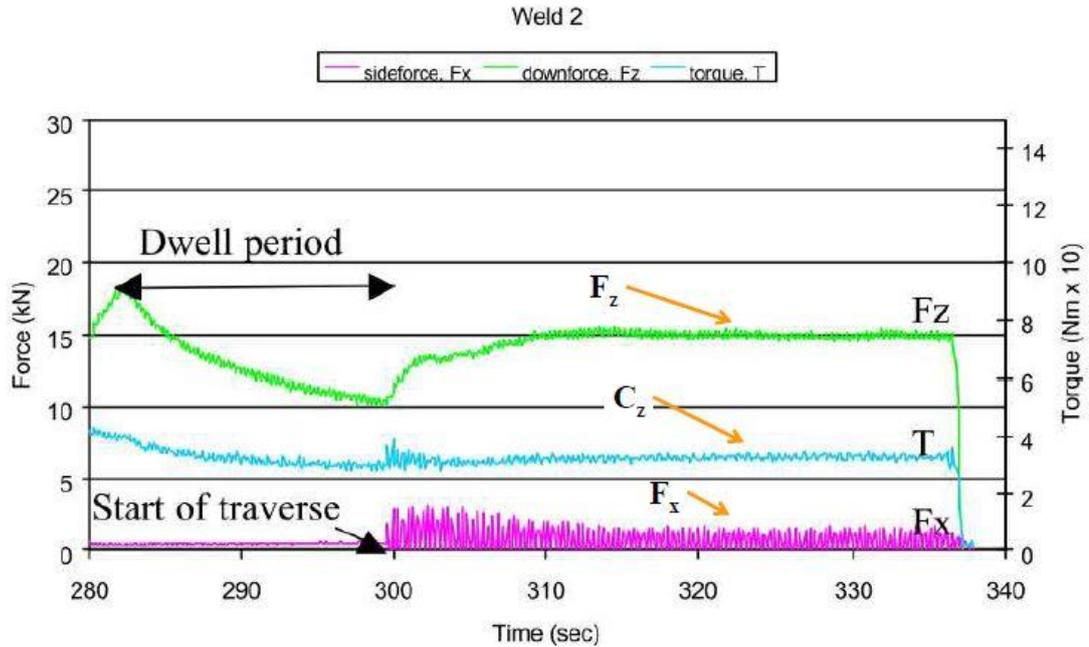


Figure 2 - 29 Efforts générés lors du soudage avec un contrôle en position de la hauteur de l'outil [69]

2.4.3.1 Compréhension des phénomènes mis en jeu

➤ L'effort axial, F_z

La formation du cordon de soudure requiert d'avoir l'épaulement de l'outil dans une position donnée par rapport à la surface afin d'assurer l'apport d'énergie par frottement et de contenir le matériau malaxé [69]. Comme présenté précédemment, une mauvaise position de l'outil peut entraîner la formation de défauts [55, 70]. Elle peut se contrôler de deux manières, soit par le pilotage de la position verticale de l'outil, soit par le contrôle de l'effort F_z appliqué. Cet effort reste déterminant pour obtenir une qualité de joint [55, 70]. Zhang et al, [70] à travers la simulation numérique, ont montré qu'une pression trop faible appliquée sur l'outil entraînait la formation d'un défaut tunnel à l'arrière du pion, dû à une déformation plastique du matériau insuffisante. A contrario, une pression sur l'outil trop grande implique un enfoncement de l'outil au sein de la matière, dû à une déformation plastique et à une température du matériau trop important [70].

➤ La composante d'efforts suivant la direction d'avance et latérale

Deux autres composantes de l'effort s'appliquent également sur l'outil comme présenté sur la Figure 2-30. L'effort d'avance F_x est orienté dans la direction de

soudure [39, 69]. L'effort transverse F_y est d'après Muthukumaran et al. [71], Perpendiculaire à F_x et appliqué par l'outil vers le côté recul de la soudure.

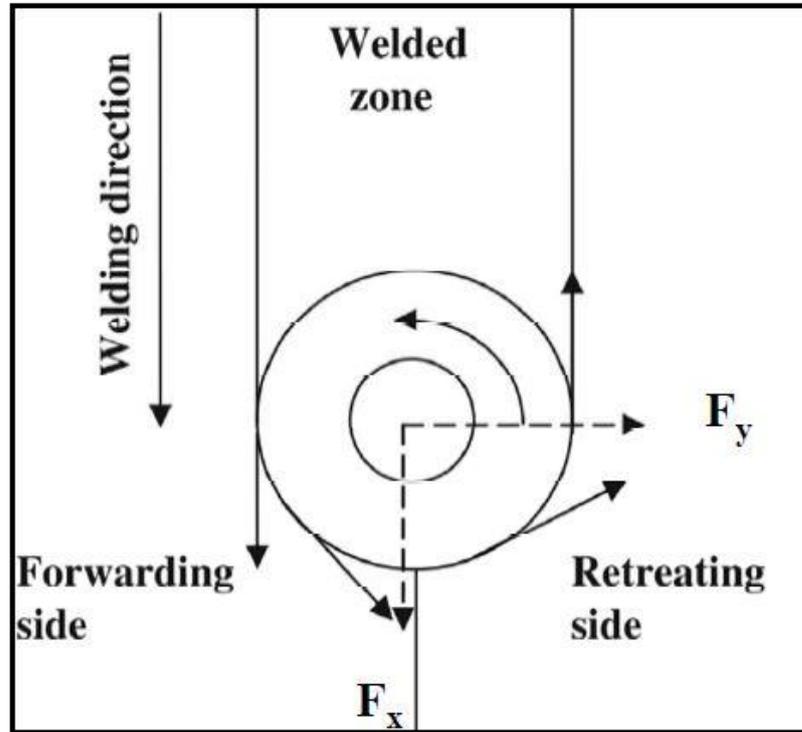


Figure 2 - 30 Schématisation des efforts suivant l'avance et latérale appliqués par l'outil sur les pièces à souder pendant le soudage FSW [71]

D'après Balasubramanian et al. et Muthukumaran et al. [35, 71], les efforts latéraux et d'avance résultent du flux de matière généré autour de l'outil. D'après Balasubramanian et al. [35] l'origine de ces efforts serait due à des conditions thermomécaniques, de viscosité et de température différentes à l'avant et à l'arrière du pion. Les efforts F_x et F_y résultent de la résistance appliquée sur le pion par le matériau préchauffé et non malaxé situé à l'avant du pion et de l'effort appliqué sur le cordon juste formé à l'arrière du pion [35]. Ils définissent alors l'amplitude de cet effort résultant, équation (4), et son orientation par rapport à l'axe x (équation (5)) [35].

$$F_r = \sqrt{(F_x^2 + F_y^2)} \quad (4)$$

$$\theta = \tan^{-1}\left(\frac{F_y}{F_x}\right) \quad (5)$$

Sur la Figure 2-31, ces efforts connaissent une variation d'amplitude au cours d'une révolution de l'outil. Celle-ci d'amplitude est également présentée par Jene et al. Et Balasubramanian et al. [35, 72]. D'après Muthukumaran et al. [71] des changements de conditions thermomécaniques entraînent une variation des conditions de contact entre l'outil et le matériau faisant évoluer la contrainte de cisaillement. Au cours d'une révolution, il y a passage d'un contact collant « stick condition », à un contact glissant

« slip condition » [71]. Ils sont à l'origine d'une variation de la pression de contact appliquée sur l'outil au cours d'une révolution [71]. Ces phénomènes mis en jeu sont directement liés au métal transféré par l'outil et génèrent la variation d'amplitude des efforts [71].

D'autre part, l'excentricité de l'outil par rapport à l'axe de rotation de la broche contribue, dans une certaine mesure, au mouvement de matière et à la variation d'amplitude des efforts [35, 71]. Cette idée a également été proposée par Gratecap [62].

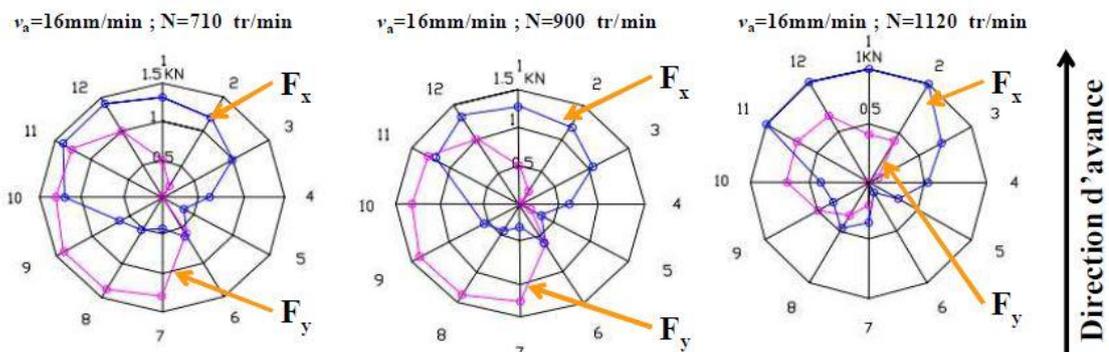


Figure 2 - 31 Directions des efforts F_x et F_y lorsque l'outil réalise une révolution [71]

D'après Zaeh et al. [65], l'effort principal reste Fz. Toutefois les amplitudes de Fx et Fy sont non-négligeables car Fx peut avoir une amplitude allant jusque 20 à 25% de l'effort Fz appliqué [65], alors que Fy peut avoir une amplitude de l'ordre de 5 à 10% de Fz [35, 65].

Comme ces efforts sont liés au flux de matière [35], leurs amplitudes pourront donc être influencées par les paramètres opératoires.

➤ Le couple Cz

Au cours du soudage, l'épaulement est en contact avec la surface soudée et le pion est intégralement immergé au sein de la matière. Celle-ci applique donc sur l'outil une résistance à la rotation, se traduisant par un couple à la broche. Ce couple, tout comme les efforts, est fonction du matériau et des paramètres opératoires. Arora et al. [73] calculent le couple appliqué sur l'outil avec l'équation (6). Ils obtiennent une bonne concordance entre les calculs numériques et les résultats expérimentaux.

$$Q = \oint_A \vec{r}_A \times (\vec{\tau}_t d_A) \quad (6)$$

où : r_A est la position du vecteur surface, d'un élément, par rapport à l'axe de rotation τ_t est la contrainte totale de cisaillement à l'interface outil / matière

La contrainte de cisaillement est un paramètre fonction du matériau et de son état viscoplastique. Ces derniers sont fonctions des paramètres opératoires. Dans diverses études, [73], il est démontré que les paramètres opératoires et tout particulièrement la fréquence de rotation influencent fortement la valeur du couple.

La puissance totale est définie d'une manière générale par le co-moment des torseurs des actions mécaniques et cinématique (équation (7)).

$$P_{\text{totale}} = \left\{ \mathcal{F}_{\text{pion/pièce}} \right\} \otimes \left\{ \mathcal{T}_{\text{pion/pièce}} \right\} \quad (7)$$

Comme la puissance liée à l'avance de l'outil (effort d'avance_vitesse d'avance) est négligée, car elle ne représente que 0.1% de la puissance totale [PEE06], le calcul de la puissance se limite à l'équation (8).

$$P[W] = C_z [Nm] \times \omega [rad / s] \quad [\text{MIS05, PEE06, ARO09}] \quad (8)$$

L'énergie nominale de soudage, c.à.d. l'énergie dissipée par unité de longueur [74], est définie comme le rapport entre la puissance de soudage et la vitesse d'avance (équation (9)). Il est à noter que l'énergie dissipée n'est pas uniquement contrôlée par les paramètres opératoires, comme cela peut l'être en soudage à l'arc. En FSW, il ne sera donc pas possible de contrôler de manière directe l'apport d'énergie, car c'est une fonction des paramètres d'entrée et du comportement du matériau. Ceci est une particularité des procédés de soudage par friction.

$$E_n = \frac{\text{Puissance}}{v_a} = \frac{C_z \times \omega}{v_a} [J / mm] \quad [\text{PEE06}] \quad (9)$$

L'équation (9) montre que le couple C_z est la seule composante du torseur des interactions outil / matière intervenant dans l'expression de l'énergie nominale. La Figure 2-32 présente l'évolution des maxima de température enregistrés par des thermocouples au sein de la pièce et de l'énergie nominale en fonction des paramètres opératoires. Les tendances des courbes et des amplitudes enregistrées sont les mêmes. Ceci montre qu'il y a une corrélation entre énergie nominale et température lors du soudage. De plus, l'expérimentation permet de mettre en évidence que la température atteinte et l'énergie nominale sont plus sensibles aux variations de la vitesse d'avance qu'à la fréquence de rotation [74].

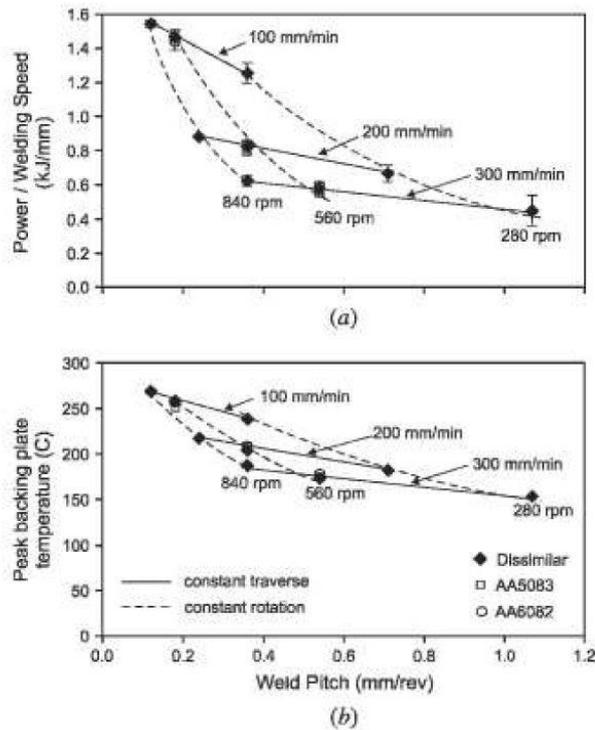


Figure 2 - 32 Evolution, en fonction de N et de v_a , de l'énergie nominale (a) et du pic de température enregistré en cours de soudure (b) [74]

2.4.3.2 Détection des défauts à l'aide de l'analyse des efforts

Balasubramanian et al. ainsi que Jene et al. [35, 72] partent de la constatation que les amplitudes des efforts F_x et F_y sont intimement liés au flux de matière. Ils sont partis du principe qu'un défaut tunnel interne, signe d'un malaxage impliquant un manque de matière, génère des modifications au niveau des efforts F_x et F_y , par rapport à une soudure sans défaut. Pour ce faire, Balasubramanian et al. [BAL09] ont analysé l'orientation de l'effort résultant tandis que Jene et al. [72] ont étudié l'amplitude de F_x et F_y ainsi que les phénomènes oscillatoires au travers d'une analyse de Fourier (FFT).

Balasubramanian et al. [35] ont étudié l'amplitude et l'orientation de l'effort résultant F_R au cours d'une révolution de l'outil. L'étude, présentée sur la Figure 2-33, montre que lorsque la soudure comporte un défaut tunnel interne, l'orientation de cet effort change. Lorsque la soudure ne comporte pas défaut interne (Figure 2-33-A) alors l'orientation de l'effort F_R appliqué par l'outil sur la pièce est située entre le talon de l'outil (« trailing edge ») et le côté avance, c.à.d

entre 180° , 270° et 0° du diagramme polaire. Par contre, ils constatent que lorsque la soudure comporte un défaut interne, l'orientation de l'effort FR appliqué par l'outil sur la pièce se décale vers le côté recul de la soudure, c.à.d entre 90° , 180° et 270° du diagramme polaire (Figure 2.33 –B) [35]. Ils attribuent ce décalage de l'effort à l'insuffisance de matière autour du pion, qui est à l'origine du défaut tunnel.

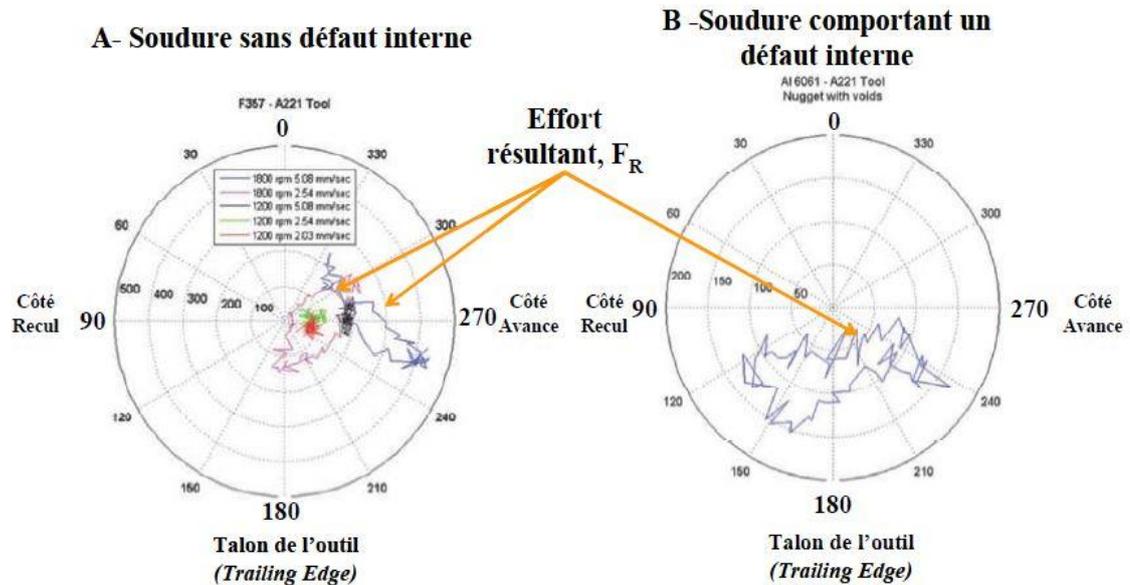


Figure 2 - 33 Etude de la direction de l'effort résultant FR au cours d'une révolution de l'outil, pour une soudure sans défaut (A) et avec un défaut (B) [35]

Jene et al. [72] ont également étudié les efforts F_x et F_y mais cette fois-ci, au travers de l'amplitude [72]. Ils constatent que lorsqu'un défaut tunnel est présent, l'amplitude de F_x , F_y et F_z augmente, comme présenté sur la Figure 2.34 (avec un contrôle en position). Ils attribuent cette augmentation à l'instabilité du pion pendant le soudage, résultant d'un manque de matière malaxée autour de celui-ci [72].

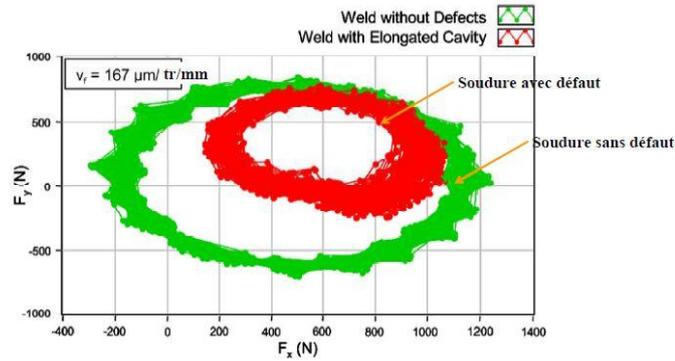


Figure 2 - 34 Amplitude des efforts F_x et F_y mesurés par Jene et al. [72] pendant 2s de soudage à une fréquence d'acquisition de 400Hz

Ils ont analysé le phénomène oscillatoire visualisé sur les courbes d'efforts. La Figure 2.35 présente les oscillations sur les efforts F_x , F_y et F_z . Ils réalisent sur ces efforts mesurés en cours du soudage une analyse de Fourier (Short Time Fourier Transform). L'analyse des résultats leur permet de savoir à partir de quel instant un défaut tunnel s'est créé dans le cordon. La précision de cette analyse permettrait de détecter la présence des défauts internes de la taille de $100\ \mu\text{m}$ [72] et de réaliser des actions de contrôles pendant la phase de soudage [72].

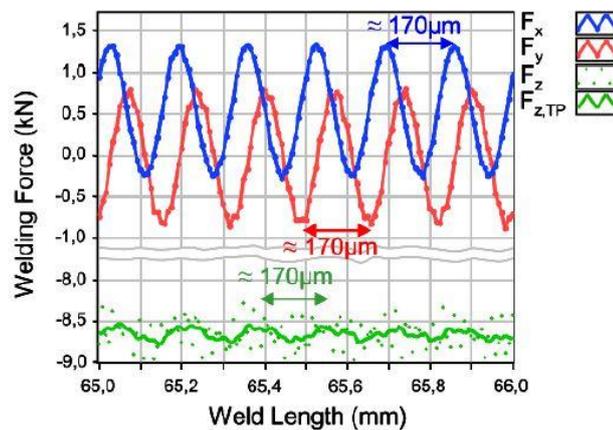


Figure 2 - 35 Visualisation des oscillations présentes dans la mesure des efforts F_x , F_y et F_z en soudage FSW [72]

➤ Les Moments M_x et M_y

Dans la Figure 27 Balasubramanian et al. [35] montrent que sur l'outil s'applique également des moments suivant (O, x) et (O, y) , respectivement dénommés M_x et

My. A ma connaissance ces deux moments ne sont pas évoqués dans la littérature. Sont-ils négligeables ?

2.4.3.3 Influence des paramètres opératoires sur les efforts et le couple de soudage

Les paramètres opératoires et la géométrie de l'outil ont un impact sur les forces et les couples s'exerçant sur l'outil. En effet, ils génèrent le flux de matière et conditionnent l'état thermomécanique du matériau [35]. Ainsi, selon Sheiki ou Balasubramanian et al. [35, 64] des paramètres de conduite entraînant des conditions thermiques plus élevées permettront d'augmenter le volume de matériau plastifié à l'avant du pion. Cela permet la réduction des efforts F_x et F_y .

➤ Influence de la vitesse d'avance

Beaucoup d'auteurs [35, 65, 69] démontrent qu'à fréquence de rotation constante, l'amplitude des composantes F_x et F_y augmentent avec la vitesse d'avance. La Figure 2.36 présente ces résultats. D'après Muthukumaran et al. [71], l'augmentation de l'effort transverse F_y est due à une augmentation du flux de matière.

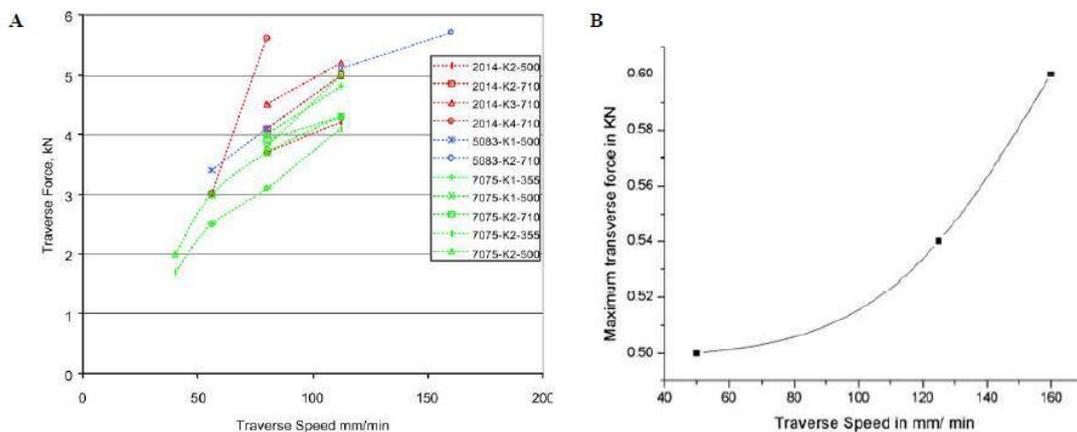


Figure 2 - 36A- Evolution de l'effort d'avance F_x en fonction de la vitesse d'avance, à vitesse de rotation constante, pour trois alliages d'aluminium 2014-T6, 5083-H111 et 7075-T351 [69]. B- Evolution de l'effort transverse F_y en fonction de la vitesse d'avance, à vitesse de rotation constante [71]

Les expérimentations montrent également que le couple C_z est peu sensible à une variation de la vitesse d'avance [69, 74].

Lorsque l'opération de soudage est contrôlée en position, l'effort axial F_z est une réponse de la matière. Zaeh et al. Et Crawford et al. [65, 75] ont montré que l'effort axial augmentait avec un accroissement de la vitesse d'avance v_a . Ce résultat peut sans doute être relié à la diminution de l'énergie nominale avec la vitesse d'avance.

➤ Influence de la vitesse de rotation

A vitesse d'avance constante, la fréquence de rotation semble influencer les efforts F_x et F_y ainsi que le couple C_z . Un accroissement de la vitesse de rotation engendre une augmentation de l'énergie nominale E_n [74], comme présentée sur la Figure 2.36. Une énergie nominale plus élevée témoigne des températures de soudage plus grandes [74] conduisant à une augmentation du volume plastifié de la matière se situant à l'avant du pion [64]. Ceci entraîne une diminution de F_x et F_y [71] et du couple C_z [69, 74]. La Figure 2.37 présente l'évolution du couple et de la puissance en fonction des paramètres opératoires. On peut remarquer que le couple connaît une forte influence des variations de la fréquence de rotation [74].

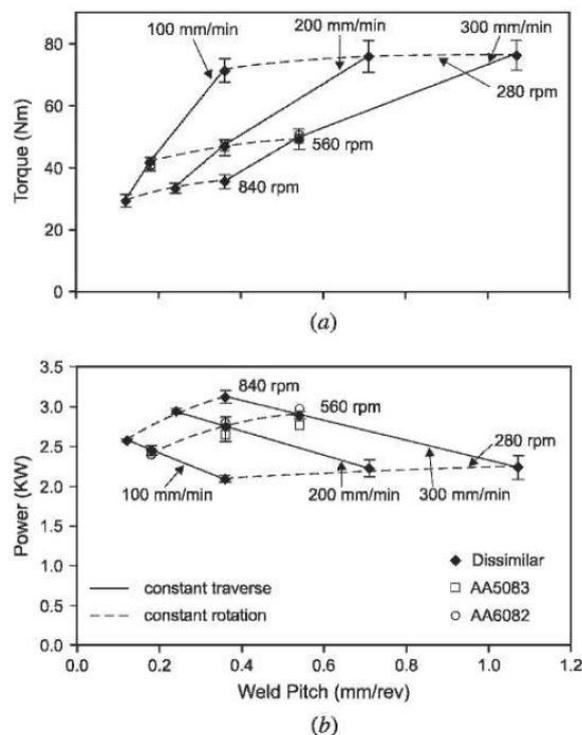


Figure 2 - 37 Evolution du couple et de la puissance à la broche en fonction des paramètres opératoires [74]

➤ Influence de la profondeur de pénétration

Johnson et al. [69] ont augmenté progressivement la profondeur de plongée, $\square z$, au cours du soudage piloté en position. Ils enregistrent une élévation des efforts F_x et F_z et du couple C_z . Il est important d'avoir une profondeur de pénétration suffisante, c.à.d. d'assurer la consolidation de la matière et ainsi éviter la formation de défaut tunnel [69]. Ceci doit être le critère de calibration de la valeur de $\square z$.

Si la profondeur de plongée, $\square z$, est trop faible un défaut de pénétration partielle apparaîtra également. Ainsi, il ne semble pas intéressant, sous peine de former des défauts internes, d'utiliser ce paramètre pour influencer les actions mécaniques appliquées sur l'outil.

➤ Influence de la géométrie de l'outil

La géométrie de l'outil par ses formes et les diamètres de l'épaulement et du pion ainsi que la présence de filets et de méplats influencent directement le flux de matière[35]. Par conséquent, ils impactent les actions mécaniques appliquées sur l'outil [71].

Johnson a étudié l'influence de quatre outils, présentés sur la Tableau 2.5, sur le couple C_z , l'effort F_z (contrôle en position) et sur F_x [69]. La géométrie de ces outils est identique, car seuls les diamètres d'épaulement et de pion varient. Lorsque l'épaulement passe de 20 à 25mm, la surface de l'outil augmente de 170mm². Par contre, la variation globale de surface de l'outil, due à la modification de la géométrie du pion, est négligeable comparée à celle engendrée par la variation de l'épaulement [69]. Ainsi Johnson ne constatera pas par l'expérimentation de variation notable des efforts et du couple entre les outils K1 et K2 ainsi qu'entre K3 et K4.

Tableau 2 - 5 Désignation et géométrie des outils utilisés par Johnson [69]

Tool	Shoulder Diameter, mm	Centre Pin Diameter, mm	Pin Length, mm
K1	25	10	6.1
K2	25	8	5.8
K3	20	8	5.6
K4	20	9	6.15

Le Tableau 2-6 présente les résultats expérimentaux obtenus par Johnson [69] pour deux matériaux donnés. Il constate que le diamètre de l'épaulement a une influence sur le couple C_z et l'effort axial F_z . La réduction du diamètre de l'épaulement permet de réduire le couple à la broche C_z et l'effort axial F_z [69]. Ces diminutions sont significatives et semblent être un des leviers d'action pour favoriser l'utilisation de moyens de production FSW à capacité en effort limitée.

Tableau 2 - 6 Evolution des efforts et du couple enregistrés pour différentes géométries d'outil [69]

Alliage	Outil	N [tr/min]	v_a [mm/min]	F_x [kN]	F_z [kN]	C_z [Nm]
6082-T6	K1 ($\varnothing 25$)	500	80	0.6	14.5	56
	K2 ($\varnothing 25$)	500	80	1.4	13.5	56
	K3 ($\varnothing 20$)	500	80	1.2	11	41
	K4 ($\varnothing 20$)	500	80	1.3	10.5	41
2014-T6	K1 ($\varnothing 25$)	500	80	4.9	20	42
	K2 ($\varnothing 25$)	500	80	3.7	22.5	41
	K3 ($\varnothing 20$)	500	80	4.2	17.5	32
	K4 ($\varnothing 20$)	500	80	1.9	14.5	31

Cette variation des efforts et du couple semble donc être simplement liée à une différence de géométrie de l'outil, c.à.d de la surface de contact à l'interface outil/matière et par conséquent, au volume malaxé par l'outil. A paramètres opératoires identiques, pour ces deux types d'épaulements, on obtiendra une différence d'énergie nominale apportée au soudage, donc probablement de température. Ceci montre bien l'influence de l'épaulement dans l'apport de chaleur.

Ainsi, pour faire évoluer les efforts et les couples agissant sur l'outil, au cours d'une opération de soudage FSW, deux points semblent être pertinents, la géométrie de l'outil et les paramètres de conduite.

Tout comme cela est le cas pour les procédés d'usinage, l'étude des efforts est un point incontournable pour les développements de :

- la détermination de la géométrie d'outil,
- l'étude du malaxage du matériau,
- l'analyse des interactions outil / matière
- l'étude de la qualité de la soudure.

Regardons quelles sont les conséquences des efforts générés.

2.4.4 Conséquences des efforts générés

L'étude des efforts montre que ceux-ci vont influencer les choix technologiques. Ils vont avoir un impact sur :

- le choix du système de mise et maintien en position. L'application de l'effort axial nécessite la mise en place d'une enclume à l'envers des pièces (sauf lors de l'utilisation d'un outil à double épaulement). D'autre part, l'application de la composante d'avance et latérale des efforts nécessite de brider les pièces latéralement et horizontalement, pour éviter tout mouvement relatif de celles-ci au cours du soudage [71].
- le choix de la machine de production. Ces efforts vont se répercuter sur l'ossature de la machine, les systèmes de guidage, la broche et le système de contrôle [76].
- La position de l'outil par rapport au plan de joint au cours du soudage. L'effort résultant F_R tend à faire dévier l'outil du plan de joint. Ceci peut entraîner des défauts tels qu'une pénétration partielle, comme présentée sur la Figure 2.24 [60]. Certains moyens de production vont être plus sensibles à ce phénomène que d'autres.
- La durée de vie de l'outil FSW. Les efforts appliqués sur l'outil vont directement affecter sa tenue en fatigue et donc sa durée de vie.

Ainsi, le choix du moyen de production dépendra des efforts et couples appliqués sur l'outil. Regardons quels sont les moyens de production disponibles à l'heure actuelle pour réaliser du soudage FSW.

En termes d'effort, l'opération de soudage est principalement caractérisée par la phase de plongée et de soudage. Sur ces deux phases, l'action mécanique outil/matière peut être représentée par un effort axial F_z , un effort d'avance et transverse F_x et F_y et le couple à la broche C_z . L'amplitude de ces efforts peut être influencée de façon significative en agissant sur les paramètres de conduite. Ainsi, une augmentation de la fréquence de rotation induit une diminution du

couple. Une augmentation de la vitesse d'avance est associée à une augmentation des efforts F_x et F_y , le couple ne connaissant pas de variation notable.

La présence de défaut tunnel interne engendre un accroissement des efforts F_x et F_y .

Une composante dynamique des efforts est constatée. Celle-ci doit être considérée.

2.5 Machines de soudage FSW

Une synthèse complète des moyens couramment utilisés, industriellement ou expérimentalement, pour réaliser du FSW est proposée par Smith et Eirreiner [77].

Les principales machines utilisées pour le soudage par friction malaxage sont comme suit :

- les fraiseuses modifiées,
- les machines dédiées FSW,
- les robots à architecture parallèles (triceps),
- les robots à architecture série ou robots polyarticulés.

Chacune de ces machines possède des avantages et des inconvénients.

Nous proposons de regarder chacune des machines disponible à travers leurs capacités en effort, leur rigidité, leur volume de travail, etc.

2.5.1 Les fraiseuses modifiées

Ces machines sont comme dans notre cas d'étude largement utilisées pour les opérations d'usinage dans l'industrie. Ce sont les premières machines utilisées pour réaliser du FSW. La Figure 2.42 présente une fraiseuse modifiée. Elles possèdent les caractéristiques nécessaires pour une soudure par FSW [78].

Une large gamme de machines existe, de 2 à 5 axes, permettant de réaliser des soudures en 2 ou 3 dimensions. Selon les modèles, elles peuvent appliquer jusqu'à 20kN d'effort axial, ce qui permet de souder des plaques de certains alliages d'aluminium jusqu'à 15mm d'épaisseur [65]. De même, elles disposent

généralement d'une ossature rigide assurant une bonne précision du suivi de joint [77].

Le principal avantage de cette machine est d'être standard. Toutefois, ces machines ne sont pas conçues pour le soudage par FSW. Seul le soudage avec un outil conventionnel est possible. De plus ces machines ne peuvent contrôler l'opération en effort [33, 65]. Avec un contrôle en position, l'outil reste alors fixe par rapport à la surface des pièces tout au long du soudage, ne permettant pas de pallier à d'éventuels défauts de mise en position des pièces.

Toutefois, des systèmes ont été développés pour permettre le soudage en effort avec une fraiseuse. Gebhard et al. [79] proposent ainsi d'ajouter un capteur d'effort dans la broche et de modifier le contrôleur de commande numérique de la fraiseuse. L'objectif est de générer une variation de position de l'outil, afin de maintenir constant l'effort axial appliqué [79]. D'autre part, Haynie et al. [80] ont breveté une broche destinée à remplacer celle de la fraiseuse, permettant ainsi le contrôle de l'effort appliqué en adaptant la position de l'outil au cours du soudage. Comme c'est le cas pour la Figure2-38 suivante.



Figure 2 - 38 Présentation d'une fraiseuse utilisée pour réaliser du FSW

2.5.2 Bilan des moyens de production

Chacune de ces machines possède des niveaux d'intelligence, de capacités en efforts, de rigidités et des volumes de travail différents. Elles possèdent également des coûts d'investissement distincts. Selon leurs applications et le contexte industriel le choix d'une machine devra être fait. Dans un premier temps, en analysant la géométrie et la configuration du joint soudé, le nombre d'axes machine requis pour suivre la trajectoire peut être déterminé ainsi que l'espace de travail [81]. Ceci permettra de cerner le type de machines à utiliser. Toutefois, ces caractéristiques ne permettent pas de définir l'ensemble du cahier des charges techniques d'une machine FSW. L'étape d'identification des paramètres caractéristiques pour le dimensionnement d'un moyen de production FSW représente une étape essentielle dans l'industrialisation de ce procédé. Ceci constitue la pierre angulaire de nos travaux de recherche présentés dans ce mémoire. Dans les chapitres suivants, nous présenterons la méthodologie proposée pour dimensionner un moyen de production, à travers l'analyse de l'interaction produit / procédé / ressources.

Quatre familles de machines sont aujourd'hui utilisées, les fraiseuses, les machines dédiées, les robots polyarticulés et les robots à structure parallèle (triceps). Chacune d'entre elles se distinguent par leurs capacités géométriques, leur raideur et les efforts qu'elles sont capables d'appliquer / subir.

Les machines dédiées permettent d'appliquer une grande gamme d'efforts, mais disposent d'une aptitude géométrique limitée pour la réalisation de soudure de forme complexe. Au contraire, les robots polyarticulés ont une bonne accessibilité au joint mais ne peuvent pas développer d'efforts importants, sont « souples » et nécessitent une modification de leur commande pour assurer le contrôle en effort de la soudure.

2.6 Conclusion

Au travers de ce premier chapitre, le procédé FSW a été présenté d'une manière générale, permettant d'en comprendre les phénomènes physiques. L'étude bibliographique montre que la génération du cordon de soudage est réalisée grâce au flux de matière généré par les actions mécaniques appliquées par l'outil sur la matière. Ces dernières conditionnent les choix technologiques comme par exemple le choix d'une machine FSW. Chacune d'elles possèdent des avantages et des inconvénients. Il est donc nécessaire de choisir quelle machine convient le mieux pour une application donnée.

Le FSW semble être un procédé de soudage à fort potentiel. Néanmoins, les moyens de production FSW semblent être un des points problématiques à l'utilisation de ce procédé auprès des industriels.

Chapitre 3 : Matériaux et procédures expérimentales

3 Matériaux et procédures expérimentales

Introduction

Dans ce chapitre, une brève présentation et une caractérisation du matériau brute suivie d'une définition de l'outil et de la machine utiliser puis de la procédure de soudage, une caractérisation du cordon de soudure par microscope et des essais mécaniques telle que la dureté puis les différents traitements thermique étudier suivie encore une fois de testes mécaniques pour sélectionner les meilleurs traitements apporter à notre cordon de soudure. Enfin des tests de tractions et résiliences suivie par une caractérisation par microscope électronique à balayage (MEB) et tests par RX des échantillons. A la fin de cette partie expérimental, nous nous sommes intéressés au champ de température que découle du passage de l'outil sur la plaque a travers l'élaboration d'un système de mesure constituer des thermocouples placer sur une plaque a plusieurs endroit raccorder a un enregistreur pour mesurer en temps réel l'évolution de la température le tout lors de la phase de soudage.

3.1 Présentation du matériau utilisé :

Le matériau utilisé pour notre étude est un alliage d'aluminium de la famille AL.Zn.Mg le 7075 T6. Il est souvent utilisé à l'état T6 dans les structures subissant une compression importante et où les efforts de cisaillement sont élevés. Ce matériau a été obtenu sous forme de tôles brutes format A4 et d'épaisseurs 3 et 4 mm par les services techniques de la maintenance d'Air Algérie à Dar El Baida.

La figure 3.1 représente des plaques brutes d'aluminium 7075 T6.

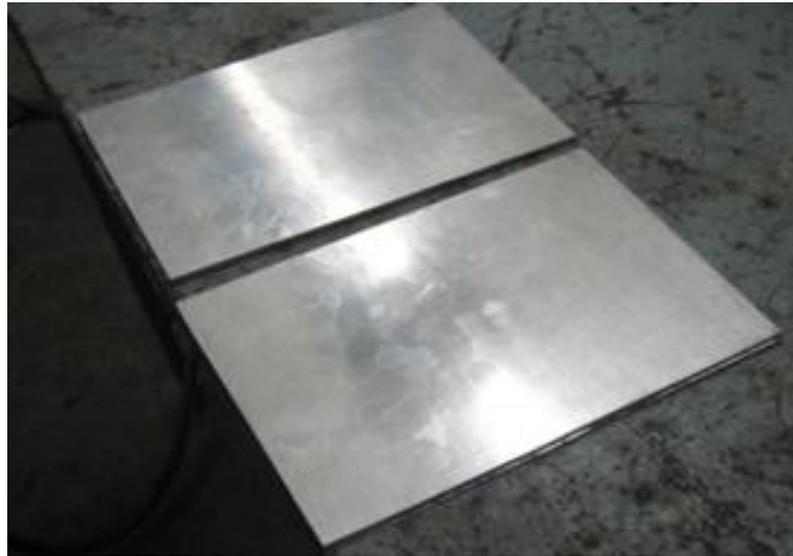


Figure 3 - 1 Plaques brute d'aluminium 7075-T6 d'épaisseur = 4 mm.

Des échantillons de notre matériau ont été pris au niveau du laboratoire des Grands Travaux Pétroliers (GTP) de Reghaia (Wilaya de Boumerdès) pour déterminer la composition chimique (% en poids). Ce travail a été fait dans le but de vérifier la conformité de la fiche technique du fournisseur du matériel.

3.2 Caractéristiques du matériau :

3.2.1 Composition chimique :

La composition chimique de notre matériau est représentée dans le tableau 3.1 :

Tableau 3 - 1 Composition chimique (% en poids) de notre matériau

Alliage	Zn	Mg	Cu	Fe	Cr	Ti	Mn	Si	V	Autre	Al
7075T6	5.63	2.50	1.53	0.22	0.19	0.04	0.03	0.01	0.01	0.03	89.72

3.2.2 Propriétés mécaniques et physiques :

Les propriétés mécaniques et physiques sont représentées dans le tableau 3.2 suivant :

Tableau 3 - 2 Caractéristique mécaniques et physiques de l'alliage 7075.[20]

Désignation	Matériau : 7075
Masse volumique (g/cm ³)	2,80
Intervalle de fusion	475-630
Coefficient de dilatation linéique (0 à 100 °C) (°C ⁻¹ ,106)	23,5
Module d'élasticité (MPa) (1)	72000
Coefficient de Poisson	0,33
Conductivité thermique (0 à 100°C) (W/M°C)	État T6 : 130
Résistivité à 20°C (μΩcm)	État T6 : 5.2
Capacité thermique massique (0 à 100°C) (J/kg°C)	915
Limité élastique RP0.2 (MPa)	470
Limité à la rupture Rm (MPa)	535
Allongement (%)	8

(1) = Moyenne des modules de traction et de compression

Technique de soudage par friction malaxage « FSW » :

Comme mentionné précédemment, le soudage par friction malaxage ou (FSW) reprend le principe du soudage par friction en rotation mais il utilise un outillage spécifique.

Ce procédé de soudage permet un assemblage par voie solide, ce qui supprime les défauts liés à la solidification et conduit à des contraintes internes qui affaiblissent le cordon de soudure obtenu que propose les procédés de soudage classiques.

En pratique, la notion de passe est importante. Le résultat d'une passe est un cordon de soudure.

La figure suivante 3.2 représente l'outil FSW ainsi que ses différentes composantes.



Figure 3 - 2 Outil FSW

Avec :

- 1 = Porte-outil
- 2 = Ressort
- 3 = Arbre
- 4 = Clavette
- 5 = Epaulement
- 6 = Pion

Les soudures ont été faites à l'aide d'une machine dite « Fraiseuse » dans un atelier de tournage à ZERALDA.

La figure 3.3 représente la machine-outil utilisée pour le soudage.



Figure 3 - 3Fraiseuse verticale

3.2.3 Préparation des tôles à souder :

Dans le but d'obtenir un bon état de soudure, les plaques d'alliage d'aluminium à souder doivent être préparées pré-soudage. Plusieurs étapes doivent être respectées car l'alliage d'aluminium 7075 T6 est difficile à souder du fait que l'oxydation superficielle de l'aluminium et de ses alliages produit une couche d'alumine Al_2O_3 . Cette couche constitue un barrage entre les plaques à assembler. Voilà pourquoi avant de procéder à l'opération de soudage, nous devons respecter les étapes suivantes :

- Nettoyer les tôles à souder avec de l'alcool,
- Polir à l'aide d'un papier abrasif le plus fin possible les bords pour éliminer la présence des huiles et des oxydes.

Après quoi vient l'étape d'assemblage des plaque sur la machine mais avant nous devons d'abord :

- Placer un support sur la table de la machine « une enclume »,
- Vérifier la planéité des tôles,

- Positionner les deux tôles à souder sur le support de la table de la machine de manière à ce que le bord à souder soit bien parallèle à l'avance du pion lors de soudage,
- Fixer les deux tôles à souder sur la table de la machine à l'aide du système de bridage,



Figure 3 - 4Bridage

Sachant qu'il existe deux types de soudures :

- Soudures froides dont le rapport de la vitesse de rotation sur la vitesse d'avance est inférieur à 1,
- Soudures chaudes pour le cas où ce rapport est supérieur à 1.

Pour notre cas, le rapport étant supérieur à 1, nous avons opté pour les soudures chaudes.

Les paramètres utilisés sont :

- Angle d'inclinaison de l'outil = 2°,
- Vitesse de rotation = 1400 tr/min,
- Vitesse d'avance = 2 mm/sec.

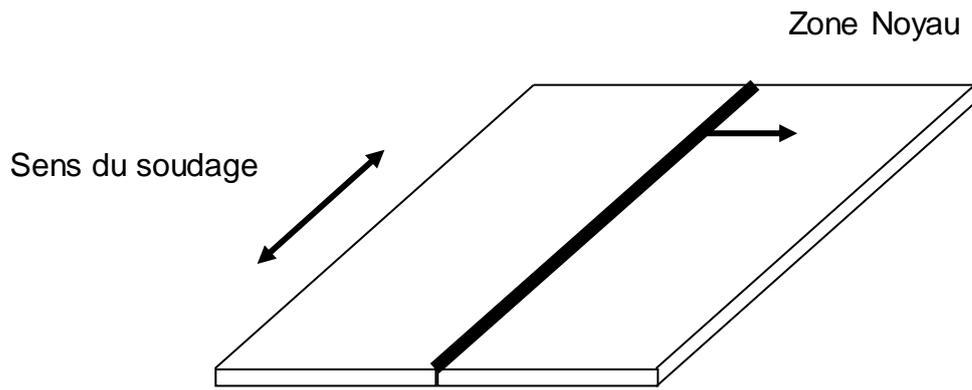


Figure 3 - 5 Schéma du procédé de soudage



Figure 3 - 6 Etapes de soudage



Figure 3 - 7 Plaques soudées

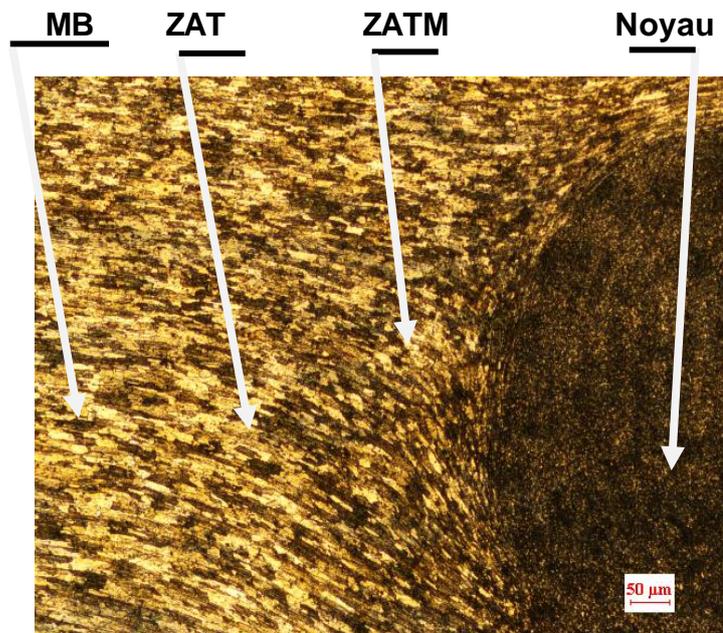


Figure 3 - 8 Micrographie d'un échantillon soudé montrant les différentes zones dans le cordon de soudure

3.2.4 Contrôle des soudures :

La qualité d'un assemblage soudé dépend du procédé employé, de la nature des matériaux à assembler, du réglage des paramètres de soudage. On observe plusieurs types de défauts propres au soudage par friction malaxage. Ces défauts sont dimensionnels ou parfois internes dû à une mauvaise répartition du

métal et des oxydes présents à la surface du joint. Le FSW engendre aussi des distorsions et des contraintes résiduelles, mais à un niveau nettement moindre que le soudage par fusion. Les défauts rencontrés ont des causes multiples essentiellement reliées à de mauvais paramètres de soudage tel que : Mauvaises vitesses d'avance et de rotation; Mauvais choix d'outil; Force axiale mal ajustée ou contrôlée; Pièces mal retenues. C'est dans le Noyau qu'on peut retrouver des alignements d'oxydes préjudiciables aux propriétés mécaniques. Les normes ISO 25 239 et AWS D17.3/D17.3M (2010) définissent les directives et exigences en soudage par friction malaxage pour les alliages d'aluminium.

Certains de ces défauts sont détectables à la surface du cordon de soudure, d'autres le sont à l'intérieur du joint soudé et nécessitent des examens approfondis.

Le choix d'une méthode de contrôle dépend du type des défauts probables et nocifs, de la procédure d'exploitation et des critères d'acceptation adaptés aux produits à contrôler car chaque soudure doit résister aux différentes sollicitations auxquelles elle sera soumise. Cette soudure doit être parfaite et ne doit en aucun cas présenter des défauts pouvant altérer la structure dont elle fait partie. Ainsi, il existe plusieurs types de contrôle pour vérifier l'état de cette soudure[82].

3.2.4.1 Contrôle avant le soudage :

Dans le but de prévenir les défauts, on vérifie :

- Le matériel de soudage,
- La préparation des pièces à souder,
- La qualité du métal,
- Le mode opératoire de soudage,
- La qualification des opérateurs « soudeurs ».

3.2.4.2 Contrôle pendant le soudage :

Il consiste à assurer que le soudage se déroule dans de bonnes conditions et que les règles de soudage soient bien respectées.

On vérifiera :

- Le réglage du matériel de soudage,
- Les séquences et cycles de soudage,
- Le maintien en température,
- L'état du joint à réaliser,
- Les déformations.

3.2.4.3 Contrôle post soudage :

Pour mettre en évidence des éventuels défauts post soudage, nous devons utiliser des méthodes adéquate à savoir :

- Le contrôle destructif,
- Le contrôle non destructif.

Le contrôle destructif : Il s'agit d'essais conduisant à la destruction de la pièce à étudier. Ce type de contrôle comprend les essais de texture, mécaniques, corrosion, macrographiques et micrographiques.

Le contrôle non destructif : Il s'agit d'une méthode qui permet d'obtenir sans destruction, ni altération de la construction, des informations sur les défauts ou anomalies présents dans une construction soudée. Ce type de contrôle comprend le contrôle visuel, par ressuage, magnétique, par radiographie et par ultrasons.

3.2.5 Technique de Soudage friction malaxage :

L'outil, non consommable et axisymétrique, est constitué d'un épaulement et d'un pion. Il est mis en rotation rapide puis amené au contact des pièces à souder. Dans un premier temps, le frottement du pion sur les pièces provoque un échauffement local qui entraîne un «ramollissement» de la matière. Cela permet d'insérer le pion à l'interface des pièces à assembler jusqu'à amener l'épaulement au contact de leurs surfaces. L'épaulement en rotation exerce une pression importante sur la matière afin d'apporter, par friction, les conditions thermiques suffisantes pour ramollir la matière et faciliter la déformation plastique. La cinématique du pion garantit un malaxage de la matière à l'interface des tôles.

L'assemblage des deux pièces se réalise ensuite au fur et à mesure de l'avance longitudinale de l'outil ou des pièces. L'assemblage complet s'effectue généralement de bout en bout exemple Figure 3-9.

La combinaison des mouvements de translation et de rotation de l'outil incliné entraîne la matière de l'avant vers l'arrière du pion. Il en résulte deux flux principaux : un premier transporte la matière autour du pionet un second la pousse en profondeur du cordon. Cependant, les flux de matière engendrés par ce procédé restent très complexes. Le soudage par friction malaxage peut être apparenté à une opération combinée d'extrusion et de forgeage du métal.

Les températures n'atteignent pas la température de fusion des matériaux de base. Cela permet d'une part d'éviter les problèmes rencontrés lors du soudage par fusion (porosités, fissuration à chaud).

D'autre part, il est possible de réaliser des liaisons hétérogènes dans diverses configurations (comme par exemple : aluminium/cuivre, aluminium/acier (réalisé à titre expérimental)). Sans métal d'apport, le joint formé est constitué uniquement des métaux de base des pièces assemblées.



Figure 3 - 9 Spécimen de cordon de soudure FSW de notre matériau

Des études ont été faites dans le but de mesurer les températures atteintes lors du procédé du soudage dans les différentes zones du cordon.

Pour une vitesse de translation donnée : plus la vitesse de rotation est grande, plus la température est élevée dans le joint. De plus, et pour une même

vitesse de rotation : plus la vitesse de déplacement est lente, plus la température augmente. En mesurant la température de la zone du métal de base vers le cordon, on obtient les valeurs représentées dans la figure 3.10.

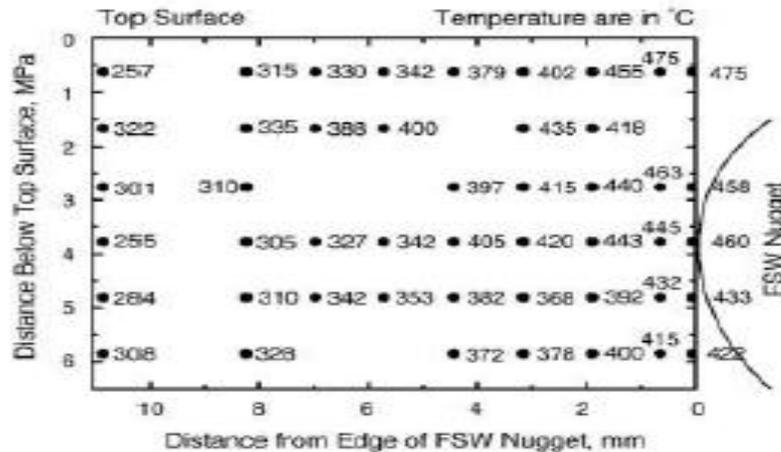


Figure 3 - 10 Enregistrement a different point de la température lors du passage de l'outil en soudage par friction malaxage sur une plaque d'aluminium 7075-T651 [32].

3.3 Traitements thermiques :

Wilms découvrit, en 1911, qu'un alliage d'Aluminium-Cuivre durcissait lors du vieillissement à température ambiante après trempe. Cela permit de découvrir une nouvelle technique pour l'amélioration des propriétés mécaniques pas seulement des matériaux en général mais des alliages d'aluminium en particulier. Grâce à cette technique, cet alliage est devenu privilégié pour les applications dans le domaine du transport aérien. Aujourd'hui, le durcissement par précipitation est devenu une pratique courante en métallurgie et s'applique à d'autres alliages que ceux à base d'aluminium.[83]

Comme mentionné précédemment, le but des traitements thermiques est de modifier la nature et la répartition des constituants d'un matériau. Selon le domaine d'application du matériau, ces traitements peuvent améliorer ou détériorer les propriétés mécaniques de ce matériau. Ils font subir au matériau des transformations structurales par le biais de cycles thermiques prédéterminés dans le but est d'améliorer les caractéristiques mécaniques comme : la dureté, la ductilité, la limite d'élasticité...etc. Ils sont souvent couplés à l'emploi d'une atmosphère contrôlée lors de la mise en température de la pièce pour éviter

l'oxydation du matériau et pour effectuer un apport moléculaire à la surface du matériau.

En métallurgie, les traitements thermiques souvent retrouvés sont : La trempe, le revenu, le recuit et le vieillissement.

Dans notre cas, nous avons procédé au trois étapes suivantes :

- La mise en solution,
- La trempe,
- Le revenu.

Le tableau 3.3 donne des exemples d'alliages qui durcissent par précipitation lors d'un revenu après trempe :

Tableau 3 - 3 Alliages d'aluminium durcissant par précipitation après une seconde phase

Métal de base	Alliage	Composition (% en poids)	Précipités
Aluminium	Al-Cu	Al – 4.5Cu – 1.5Mg – 0.6Mn (Al 2024)	S' Al ₂ CuMg
	Al-Mg ₂ Si	Al – 1.0Mg – 0.6Si – 0.25Cu – 0.2Cr	β' Mg ₂ Si
	Al-Zn	Al – 5.6Zn – 2.5Mg – 1.6Cu – 0.2Mn – 0.3Cr (Al 7075)	η' Mg ₃ Zn ₃ Al ₂
	Al-Li	Al – 2.5Li – 1.0Cu	Al ₃ Li

Lors d'un traitement thermique, la résistance à chaud est faible au-delà de 100°C.

La figure 3.12 illustre la variation de la résistance à chaud en fonction de la température :

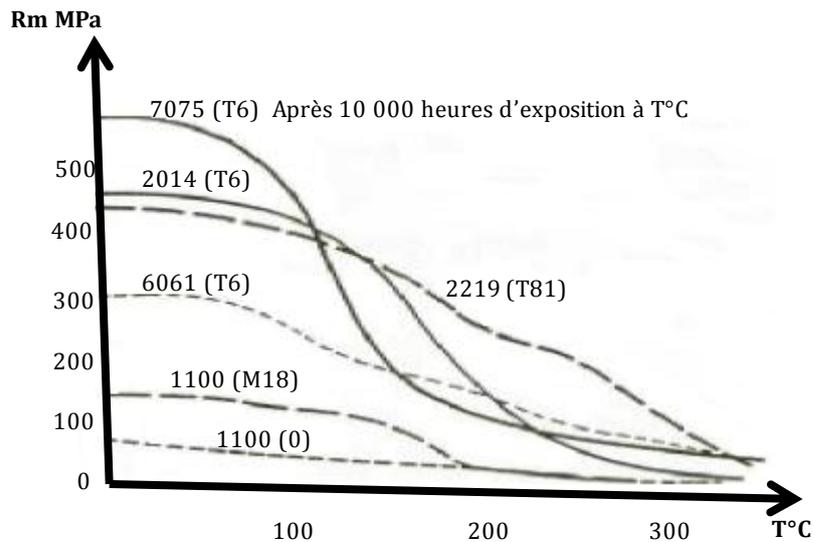


Figure 3 - 11 Variation de la résistance à chaud en fonction de la température [84]

Les traitements thermiques furent réalisés au niveau du laboratoire de notre département.

Nous avons utilisé un four à moufle Nabertherm de type LT5/12 et de volume 10L. La température maximale pouvant être atteinte est de 1100°C. Ce four est équipé d'un système de régulation assez précis, ainsi que d'une minuterie permettant de réaliser des traitements thermiques en palier (température constante pendant des périodes de temps définies).

La figure 3.13 suivante représente le four utilisé lors de notre expérience.



Figure 3 - 12 Four à moufle Nabertherm de type LT5/12

3.3.1 Mise en solution :

Dans notre travail, le matériau est porté à une température aussi élevée que possible, pour permettre une dissolution des éléments dans le matériau d'étude afin de d'entraîner le durcissement de ce dernier. La température utilisée doit rester inférieure à la température eutectique pour éviter tout risque de fusion partielle des phases intermétalliques éventuellement présentes, car une fusion partielle d'un composant de l'alliage rend l'échantillon inutilisable.

Au départ, une température optimale de mise en solution est sélectionnée. Plusieurs températures furent utilisées afin de permettre une dissolution du maximum possible de phase présente dans les échantillons ainsi que pour déterminer le temps optimal de maintien à la température sélectionnée.

La même procédure fut utilisée pour les traitements de revenu mais avec des températures et des temps de maintien différents ; le but était d'obtenir une bonne dureté.

3.3.2 Trempe :

La trempe sert à figer et maintenir les éléments durcissant en solution métastable. La vitesse de refroidissement nécessaire dépend alors très fortement de l'alliage.

3.3.3 Revenu :

Nous parlons de revenu, lorsque pour accélérer une réaction ou même juste la faire démarrer un apport de chaleur est nécessaire. Excepté dans les phases qui précipitent (composition et détails cristallographiques), la réaction se déroule de manière semblable dans les différents alliages durcissant.

La figure 3.14 illustre un exemple de traitement thermique d'un de nos échantillons.

Le tableau 3.4 résume les différentes applications des traitements thermiques pour chaque expérience.

Le même procédé fut utilisé pour chaque échantillon et pour chaque épaisseur : 3 et 4mm.

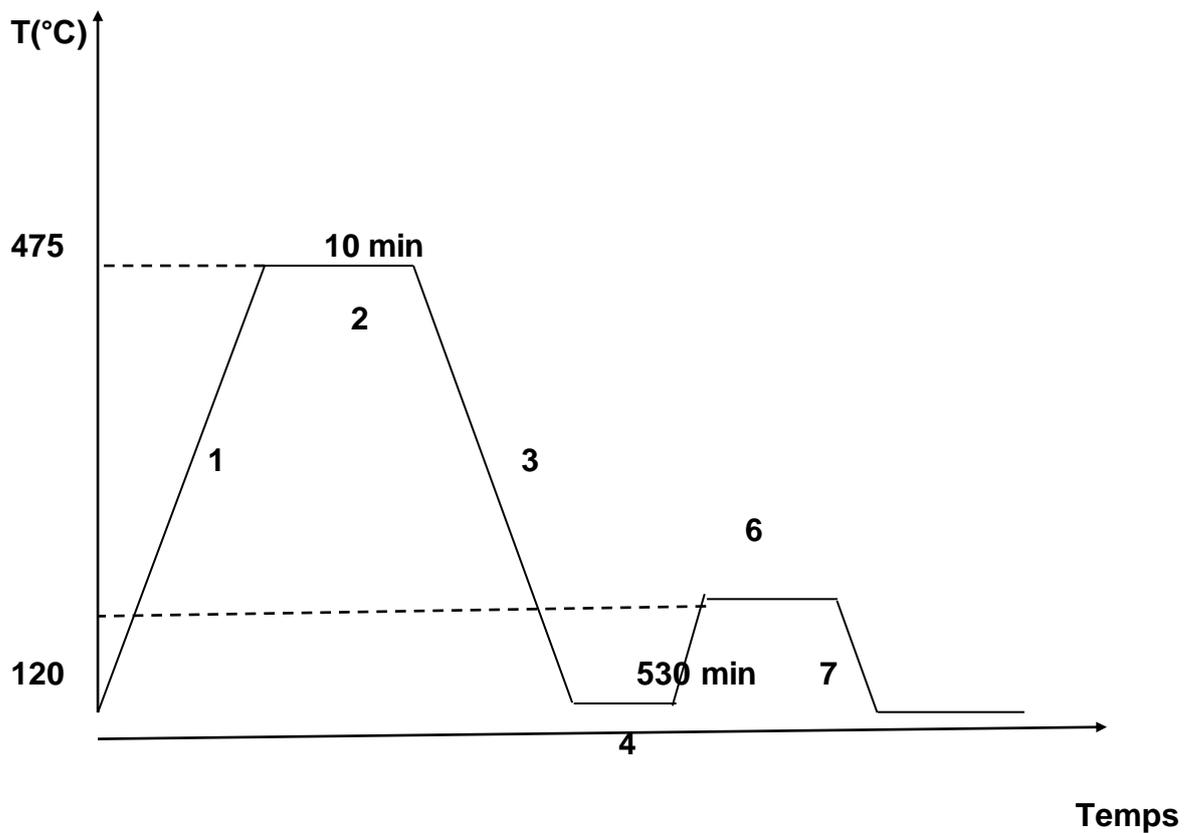


Figure 3 - 13Exemple de traitement thermique d'un échantillon

Avec :1 = mise en solution --- 2, 4 et 6 = temps de maintien --- 3 et 7 = trempe à l'eau ---5 = revenu

Tableau 3 - 4 Application des traitements thermiques

Mise en Solution :
475 495 510 525°C
Temps de maintien pour chaque mise en solution :
10 20 min
Trempe à l'eau
Revenu :
120 160 180°C
Temps de maintien pour chaque température de revenu :
30min 1h 4h 6h

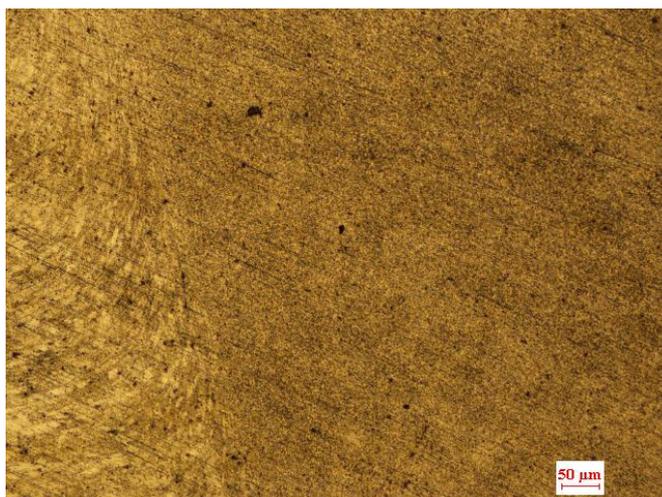


Figure 3 - 14 Micrographie de notre échantillon traité (mise en solution)

3.4 Microscopie optique :

L'examen micrographique a pour but principal la mise en évidence de la structure de l'échantillon et des inclusions non métalliques lors de l'observation au microscope optique.

Avant l'utilisation de la microscopie optique, une préparation des échantillons devait être établie au préalable de la manière suivante :

- Enrobage,
- Polissage,
- Attaque chimique.

Pour cette analyse microscopique, nous avons utilisé un microscope optique de type Carl Zeiss ayant un agrandissement variant de 50 à 1000. Il est équipé d'une caméra reliée à l'écran d'un ordinateur pour permettre la capture de photos de la structure observée et désirée.

La figure 3.15 suivante représente le microscope utilisé au niveau du Centre de Recherche en Technologies Industrielles « CRTI » de Cheraga (Alger).



Figure 3 - 15 Microscope optique de type Carl Zeiss

3.4.1 Enrobage :

Les échantillons du matériau peuvent être enrobés à froid ou à chaud. Lors du choix d'une résine d'enrobage, il est important de s'assurer que la dureté de la résine est identique ou légèrement supérieure à celle du composant le plus dur dans la surface de l'échantillon.

Pour notre expérience, un enrobage à froid a été utilisé. Ce procédé ne nécessite pas de mise en pression. Il consiste à enrober un échantillon dans une résine en polyester transparent versé dans un moule récupérable pour permettre la fixation dans un porte-échantillon ou de faciliter sa prise en main lors du polissage manuel.

L'expérience s'est déroulée au niveau de notre Département de Mécanique.



Figure 3 - 16 Résine utilisée

3.4.2 Polissage :

Cette étape permet d'obtenir une surface avec un effet miroir (la plus lisse possible et sans rayure). De la qualité du polissage dépendront en partie la viabilité des observations et les résultats de l'examen micrographique.

L'opération consiste à polir mécaniquement les échantillons à l'aide de papiers abrasifs en carbure de silicium. Ces papiers sont classés par grosseur de grains : 120, 400, 800, 1000 et 1200. Ces nombres correspondent au nombre de grains utilisé par unité de surface (grains/cm²). Le polissage est accompagné d'une lubrification à l'eau constante sur l'échantillon afin d'éviter tout risque de surchauffe de ce dernier. Une opération de finition est exigée en utilisant un tapis de velours et une patte d'alumine. Cette ultime étape nous permet d'obtenir une surface avec un effet miroir où l'état de la surface doit être le plus lisse possible et ne possédant aucune rayure.

L'expérience s'est déroulée au niveau de notre Département de Mécanique. La polisseuse utilisée de marque **METASINEX** est représentée dans la figure 3.18.



Figure 3 - 17 Polisseuse de marque METASINEX

3.4.3 Attaque chimique :

Pour mettre en évidence les phases présentes dans l'échantillon et faire apparaître la structure micrographique au microscope, ces échantillons seront attaqués chimiquement par un réactif Keller constitué de :

- 2 ml d'acide fluorhydrique (HF),

- 5 ml d'acide nitrique (HNO₃),
- 3 ml d'acide chlorhydrique (HCl),
- 190 ml d'eau distillée (H₂O).

Les échantillons furent immergés durant 30 à 40 secondes, lavés à l'eau et séchés à l'aide d'un sèche-cheveux ordinaire.

3.5 Méthodes d'essais mécaniques :

Les essais mécaniques des soudures dérivent des techniques conventionnelles. Le but est de contribuer à l'évaluation de la qualité d'un assemblage, de caractériser l'interaction entre un matériau et un procédé de soudage, et de fournir des données quantitatives sur le comportement des assemblages soudés.

3.5.1 Essai de dureté :

Le profil de dureté à travers la soudure change de forme selon l'alliage et l'état initial, notamment entre les alliages d'aluminium à durcissement par écrouissage (série 5000), et ceux à durcissement structural (série 2xxx, 6xxx et 7xxx).

Pour les alliages d'aluminium de la série 7xxx à durcissement structural, la dureté est minimale dans la zone soudée. Elle chute de façon significative dans le noyau comme le montre la figure 3.19. Ce phénomène est dû à la structure recristallisée dans laquelle les grains possèdent des dislocations, et à la dissolution des précipités durcissant.

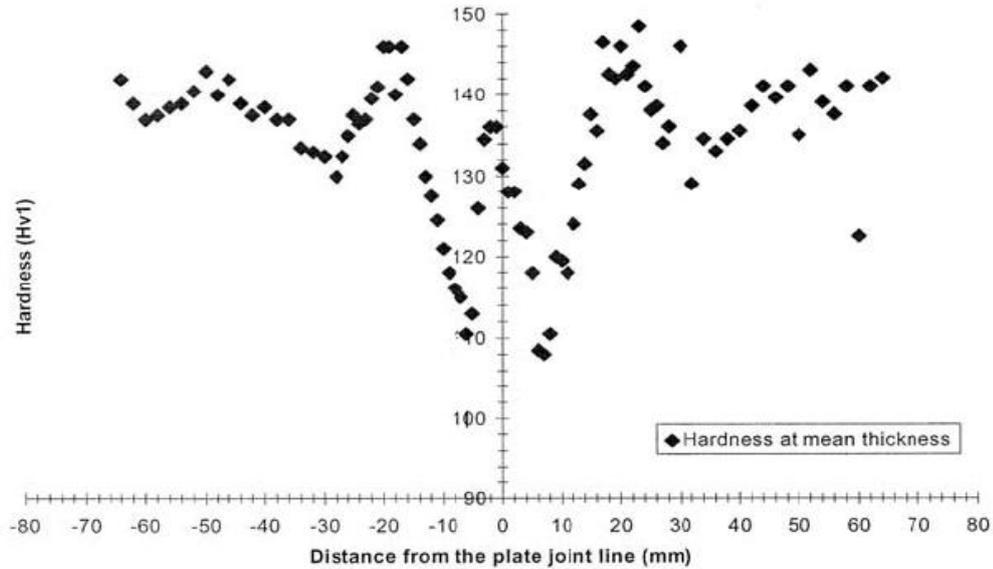


Figure 3 - 18 Dureté d'un cordon de soudure d'un Aluminium de la série 7xxx [84]

Les essais de dureté représentent une grande utilité pour notre étude en raison de leur simplicité et de leur caractère peu destructif. Par la dureté nous pouvons caractériser la résistance à la déformation delà les valeurs obtenues permettent certains classements. Cependant, le processus opératoire doit être très précis pour assurer la productibilité et la fidélité des résultats. Ceci explique le grand nombre de normes dans ce domaine, pour les essais proprement dits, les machines d'essais et les étalons. Les essais par pénétration restent les plus utilisés.

Dans l'essai de la micro dureté, la mesure de la dureté nécessite des essais sous très faible charge, dont la profondeur ne dépasse pas 1/10 de l'épaisseur de l'échantillon.

Le principe d'un essai de dureté consiste à plonger un pénétrateur dans le matériau à étudier. A l'aide d'une charge constante, nous mesurons la dimension laissée par l'empreinte après extraction du pénétrateur. Cette empreinte laissée est d'autant plus grande que le métal est ductile.

La dureté H s'exprime par le rapport de la force (F) sur la surface de l'empreinte (S) :

$$H = \frac{F}{S} \quad (3.1)$$

On aurait tendance à exprimer H en méga pascals, mais, pour insister sur le caractère conventionnel de l'essai de dureté, celle-ci est exprimée sans dimension.

L'essai de dureté utilisé pour notre cas est l'essai Vickers. Il consiste dans un laps de temps bien déterminé à enfoncer dans la pièce à évaluer sous une charge « F » un pénétrateur en diamant de forme géométrique pyramide avec une base carrée et un angle au sommet de 136° puis mesurer la diagonale « d » de l'empreinte laissée par le pénétrateur sur la surface après enlèvement de la charge.

La figure 3.20 résume les caractéristiques de l'essai de traction :

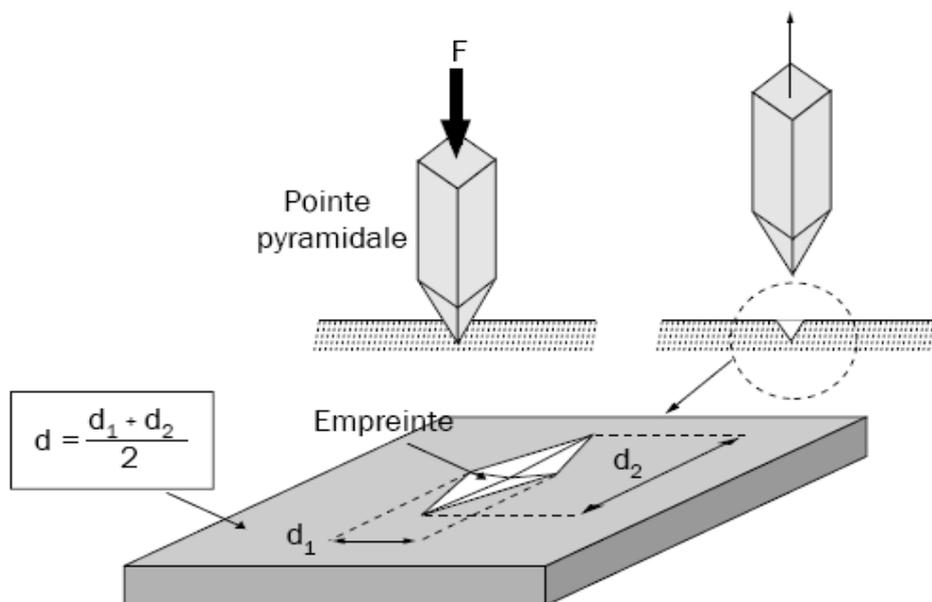


Figure 3 - 19Caractéristiques de l'essai

L'essai s'est déroulé au niveau du Centre de Recherche en Technologies Industrielles « CRTI » Cheraga (Alger).

La figure 3.20 suivante représente le duromètre utilisé.



Figure 3 - 20 Appareil de mesure de la dureté

3.5.2 Essai de résilience :

La ténacité à la rupture est déterminée par la propagation des fissures en suivant des chemins de fissuration faciles. Car tous matériau présente au niveau de ça microstructures des caractéristiques qui tendent a diminué leurs résistances à la propagation de fissure. De ce fait La distribution des chemins de fissuration faciles est importante pour pouvoir déterminer la ténacité à la rupture.

Les dimensions, le mode de fissuration et la distribution de ces constituants de la microstructure sont importants à connaitre pour pouvoir déterminer la facilité avec laquelle une fissure peut se propager dans le matériau, et par conséquent pour pouvoir déterminer la ténacité à la rupture. L'importance de ces paramètres peut varier par modification de la composition de l'alliage ou du traitement du composant.

La déduction des caractéristiques mécaniques peut être insuffisante à travers certains essais seulement comme l'essai de traction, car des ruptures peuvent être obtenues en dessous de la limite élastique dans les conditions particulières qui rendent le métal fragile. L'un des moyens pour caractériser la fragilisation d'un matériau est fourni par l'essai de résilience sur éprouvettes entaillées, décrit dans la norme NF EN 10045. Un mouton pendule est relâcher sur une éprouvette entaillée en son milieu selon la norme en vigueur, cette éprouvette repose sur deux appuis dans le but de la rompre en deux pour en déterminé l'énergie absorbée par l'impact pour on déduire ça résilience.

La résilience est mesurée en fonction de la température. Le tracer d'une courbe présentant un changement de comportement relatif à une zone de transition correspondant au passage ductile-fragile qui reste dans la majorité des cas pas abrupte. Après quoi nous pouvons sélectionner des températures de transition arbitraires.

Avant d'entamer l'expérience, des éprouvettes entaillées (forme V) furent préparées conformément aux normes.

Le tableau 3.5 suivant représente la normalisation des éprouvettes :

Ces éprouvettes sont représentées ci-dessous.

Tableau 3 - 5 Normalisation des éprouvettes (a) normalisée, (b) fabriquée.

Dimension mm	Éprouvette V	Éprouvette en U
Longueur	55	55
Hauteur	10	10
Largeur	10	10
Hauteur éprouvette à fond d'entaille	8	5
Rayon à fond d'entaille	0,25	1
Angle de l'entaille	45°	Bords parallèles

Dimensions et forme de l'éprouvette Charpy en V.

(a)

(b)

Aussi, l'entaille a été réalisée selon le type de l'expérience désirée à savoir :

- Métal de base,
- Zone Affectée Thermiquement,
- Zone Affectée Thermo-mécaniquement,
- le noyau.

A travers l'essai de résilience, on mesure les énergies nécessaires à la rupture de notre matériau à l'état non traité et après les différents traitements thermiques. L'influence de la forme de l'entaille sur l'énergie de rupture est très grande.

La résilience par définition est l'énergie nécessaire rompre une éprouvette, (son unité est exprimée en joules par centimètre carré).

$$\text{Résilience} = \frac{\text{énergie absorbée par la rupture } W \text{ (Joules)}}{\text{section au droit de l'entaille (cm}^2\text{)}} \quad (3.2)$$

L'énergie cinétique des débris de l'éprouvette étant négligeable après la rupture ; le résultat de l'essai de résilience est donnée par l'énergie de rupture.

L'expérience s'est déroulée au niveau du Centre de Recherche en Technologies Industrielles « CRTI » de CHERAGA.

Lors de cet essai, on a utilisé les différentes températures suivantes : 0°, 15°, T ambiante, 30°, 45° et 60°.

3.5.3 Essai de traction :

A travers cet essai les principales caractéristiques mécaniques sont extraites : -la résistance à la rupture, - le module d'élasticité, - le coefficient de striction, - la limite d'élasticité, - l'allongement après rupture - et le coefficient de Poisson. Son principe consiste à exercer sur une éprouvette normalisée deux forces égales mais opposées qui entraineront sa déformation progressive jusqu'à sa rupture.

Le but étant de comprendre le fonctionnement de la machine et l'utilité des capteurs qui y sont posés sur les éprouvettes afin d'interpréter les résultats obtenus à travers la mesure des courbes de traction récolter.

Les éprouvettes des essais de traction sont soit des éprouvettes cylindriques, des barres de section constante ou prismatiques avec à leurs extrémités des têtes dites d'attache de forme adapter au mord de l'appareil pour la fixation.

Cet essai s'est déroulé au niveau de la base logistique de Beni Mered (Blida)

Les caractéristiques de la machine sont :

Universal Testing Machine (SHIMADZU) de type RH-50 ayant une capacité maximale de 50 tonnes.



Figure 3 - 21 Machine de traction type RH-50 (SHIMADZU)

Le type d'éprouvette utilisée est le suivant :

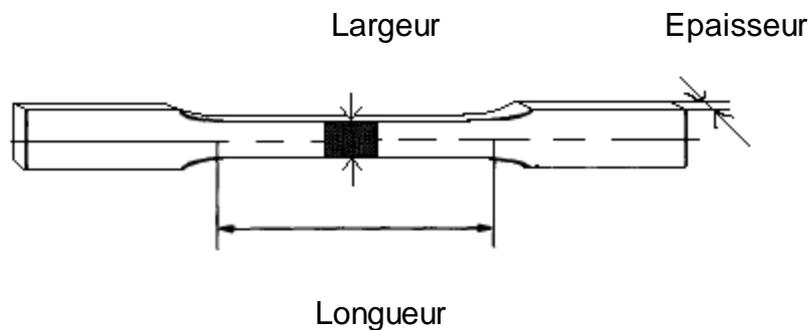


Figure 3 - 22Éprouvette de l'essai de traction normalisée

Avec :

Largeur : 19,16 mm

Longueur : 122 mm

Les différentes étapes de l'essai de traction sont représentées dans la figure 3-23 :

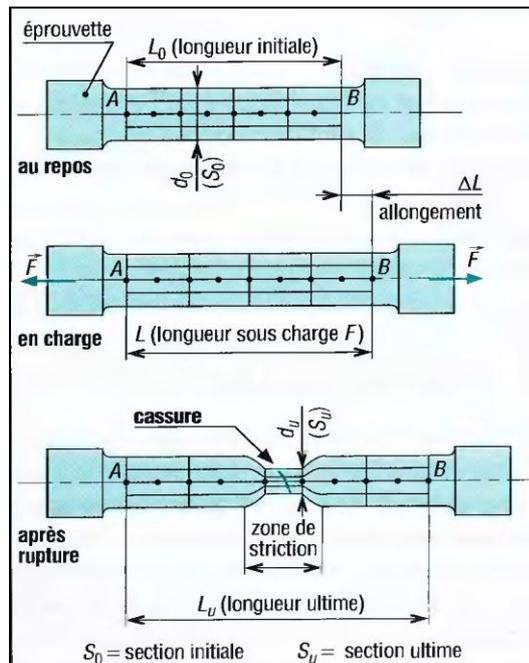


Figure 3 - 23 Différentes étapes de l'essai de traction d'une éprouvette



- ← Éprouvette soudée et traitée
- ← Éprouvette soudée et traitée
- ← Éprouvette soudée et non traitée
- ← Éprouvette soudée et non traitée

Figure 3 - 24 Éprouvettes de traction

De l'essai de traction, on obtient les caractéristiques mécaniques suivantes :

- Module d'élasticité,

- Limite élastique conventionnelle,
- Limite apparente d'élasticité supérieure/inférieure,
- Résistance à la traction,
- Allongement à la rupture.

3.5.3.1 Microscopie électronique à balayage (MEB) :

Une étude plus quantitative des intermétalliques fut menée par l'utilisation d'un microscope électronique à balayage conventionnel.

Le contraste de phases, obtenu en électrons rétrodiffusés permet de distinguer les différents précipités.

En pratique, la technique de microscopie à balayage peut être utilisée pour décrire la précipitation grossière de trempe. Elle offre, dans ce cas, une excellente alternative à la microscopie en transmission puisque les zones observables sont alors beaucoup plus étalées (quelques cm²), avec un temps de préparation des échantillons très sensiblement diminué.

La qualité de l'échantillon analysé dépend la qualité des images obtenues en (MEB). L'utilisation de ce dernier impose un travail préalable de découpe et de polissage appliqué et rigoureux.

Des exemples d'application du microscope sont :

- Caractérisation des hétérogénéités dans la matière (inclusions et manque d'homogénéités, cristallisations), et expertise en complément de la microscopie optique traditionnel (présence de microfissures, de dépôts métalliques liés à un impact, etc,...),
- Caractérisation des microstructures dans les matériaux comme (de constructions, les roches ou les céramiques), avec comme complément la microscopie optique et ou encore à la DRX (diffraction des rayons X),
- Caractérisation des charges dans les polymères, en complément à la DRX (diffraction des rayons X),
- Caractérisation des dégradations de surfaces (corrosions, rayures, traces d'impact, taches ...), en complément de la microscopie optique,
- Etc,....

La figure 3.26 représente une photographie au microscope électronique à balayage (MEB) de notre matériau :

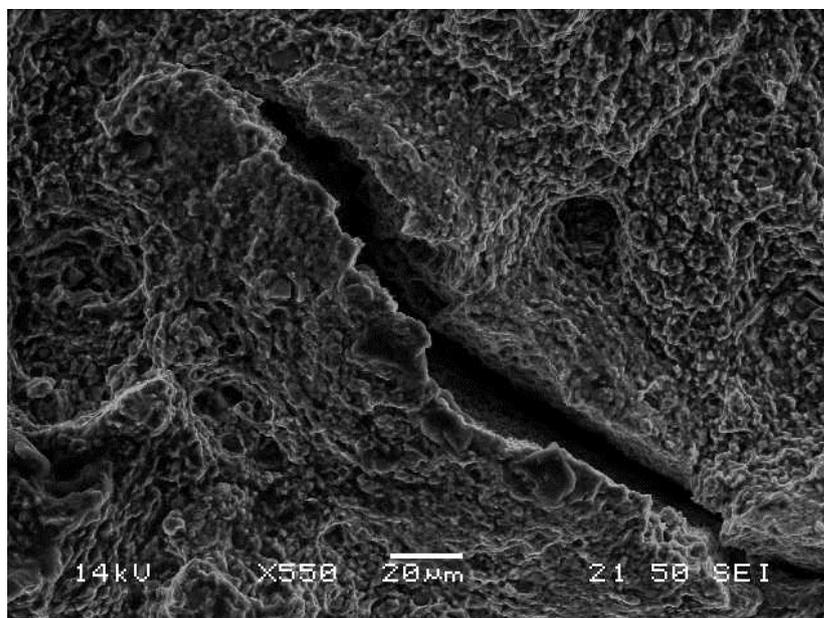


Figure 3 - 25 Photographie au MEB de l'échantillon

Notre expérience s'est déroulée au Centre de Développement des Technologies Avancées (CDTA) de Baba Hassen (Alger).

Le microscope électronique à balayage utilisé est de type : JEOL JSM6360LV.

3.5.3.2 Caractérisation chimique des différentes phases à l'aide du spectromètre à dispersion d'énergie (EDS) :

L'analyse EDS permet une caractérisation chimique des différentes phases. Le principe consiste à bombarder l'échantillon par un faisceau d'électrons. L'impact provoque l'émission de rayons X (raies K, L, M) de 10 à 40 KV d'énergie, caractéristiques des éléments constituant l'échantillon. La zone d'interaction dans laquelle sont émis les électrons et les photons forme un volume, appelé "poire d'interaction", [3.6], dont la taille dépend de la tension d'accélération des électrons et du matériau utilisé. Et l'un des paramètres importants de la microanalyse est la tension d'accélération du faisceau d'électrons incident.

Notre expérience s'est déroulée au Centre de Développement des Technologies Avancées (CDTA) de Baba Hassen (Alger).

3.5.3.3 L'indexation des phases par diffraction (RX) :

La technique d'analyse par diffraction des Rayons X est largement utilisée pour caractériser la structure cristallographique des matériaux cristallins, ainsi que la texture et la microstructure associées. Cette technique est non destructive, locale, sélective et quantitative [85]. Elle permet d'analyser l'état mécanique par la détermination des différentes contraintes internes telles que :

- Les déformations et contraintes résiduelles de la pièce mécanique,
- Les contraintes dans la phase métallurgique ou dans un grain,
- Les contraintes à l'échelle du réseau cristallin.

C'est W.L.Bragg qui utilisât et développât la diffraction des Rayons X afin d'identifier les structures cristallines des matériaux. [86]. Depuis, plusieurs applications ont été développées dans le domaine de la cristallographie, de la physique et de la métallurgie. Actuellement, la diffraction de rayons X constitue un outil très performant et universel pour permettre l'identification des phases présentes. Les rayons X sont des radiations électromagnétiques de nature ondulatoire. Ils résultent du choc d'électrons rapides contre une cible métallique appelée anticathode, mais seulement 1% de l'énergie est transformée en énergie de radiation X. Le reste donne naissance à une grande quantité de chaleur. Lorsqu'un faisceau de rayon X tombe sur la matière, une partie de l'énergie est absorbée et l'autre partie transmise ou diffusée.

Lors de l'application de la technique d'analyse par diffraction des Rayons X, la connaissance des pics de diffraction et des intensités des faisceaux diffractés permet l'identification des phases présentes, la mesure des contraintes résiduelles, le paramètre de maille, la taille des grains et l'étude des textures.

3.6 Caractérisation thermique du procédé de soudage FSW

Dans cette partie expérimentale, le soudage par friction-malaxage a été réalisé sur des échantillons de plaque d'alliage d'aluminium 7075-T6 de dimensions en millimètre (200 x 100 x 3) Fig.3-27. La soudure a été effectuée en une seule passe.

L'outil utilisé pour notre étude est réalisé localement à l'aide d'un tour. La configuration de l'outil FSW conçue est la suivante :

- Profil cylindrique.
- Diamètre d'épaulement 20mm.
- L'outil ait fait en acier à outils 42CD4.
- L'outil ayant un rapport de diamètre d'épaulement au diamètre du pion (D / d) équivalent à 3 ont été choisis pour cette étude car ils présentent de bonnes propriétés d'assemblage parmi diverses configurations de broches [102].

L'opération de soudage FSW est menée conjointement avec une procédure de caractérisation thermique, qui consiste à mesurer les températures dans certains points choisis en utilisant des thermocouples, c.à.d. enregistrer la variation de la température en fonction du temps (cycles thermiques). Pour cela, des thermocouples sont implantés sur les tôles (Figure 3-26) à l'aide d'une soudeuse à décharge électrique. Ces thermocouples de type K, supportant des températures de -40°C à 1200°C , sont connectés à l'enregistreur thermique.

L'enregistreur thermique de type «*Fluke 26381Hydra Série III*» est utilisé dans notre expérience pour mesurer en temps réel, la température captée par les thermocouples. Les informations sont stockées dans la mémoire de l'enregistreur pour une exploitation ultérieure.

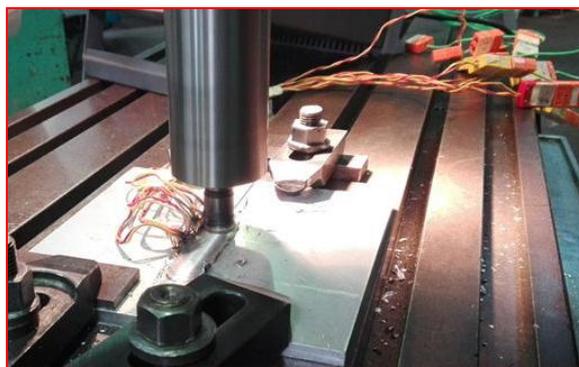


Figure 3 - 26Montage Expérimental utilisé pour le soudage FSW et la caractérisation thermique avec les thermocouples.

Les paramètres du soudage effectué pour ce test sont récapitulés dans le tableau 3.6 suivant :

Tableau 3 - 6 Paramètres de soudage FSW de 7075-T6.

Test #	Diamètre d'épaulement D (mm)	Diamètre du pion d (mm)	V_a (mm/min)	N (tr/min)	Angle D'attaque α (°)	Charge appliquée F_z (N)
7075-T6 Ep 3mm	20	6	120	1400	2	K*18mm

Avec la constante de la raideur $K=109$ N/mm (ressort de moyenne charge a été utilisé).

Les thermocouples sont fixés aux positions x et y indiquées au tableau 3-7 et montrées par le schéma de la Figure 3-27. Toutes les mesures sont en mm. L'axe du repère se situe au milieu du cordon.

Tableau 3 - 7 Coordonnées de chaque thermocouple implanté (des 4 premiers thermocouples).

Numéro du thermocouple	Position sur l'axe OY (mm)	Position sur l'axe OX (mm)
Tc1	13	77
Tc2	20	77
Tc3	13	96
Tc4	18	96
Tc5	13	115
Tc6	16	115

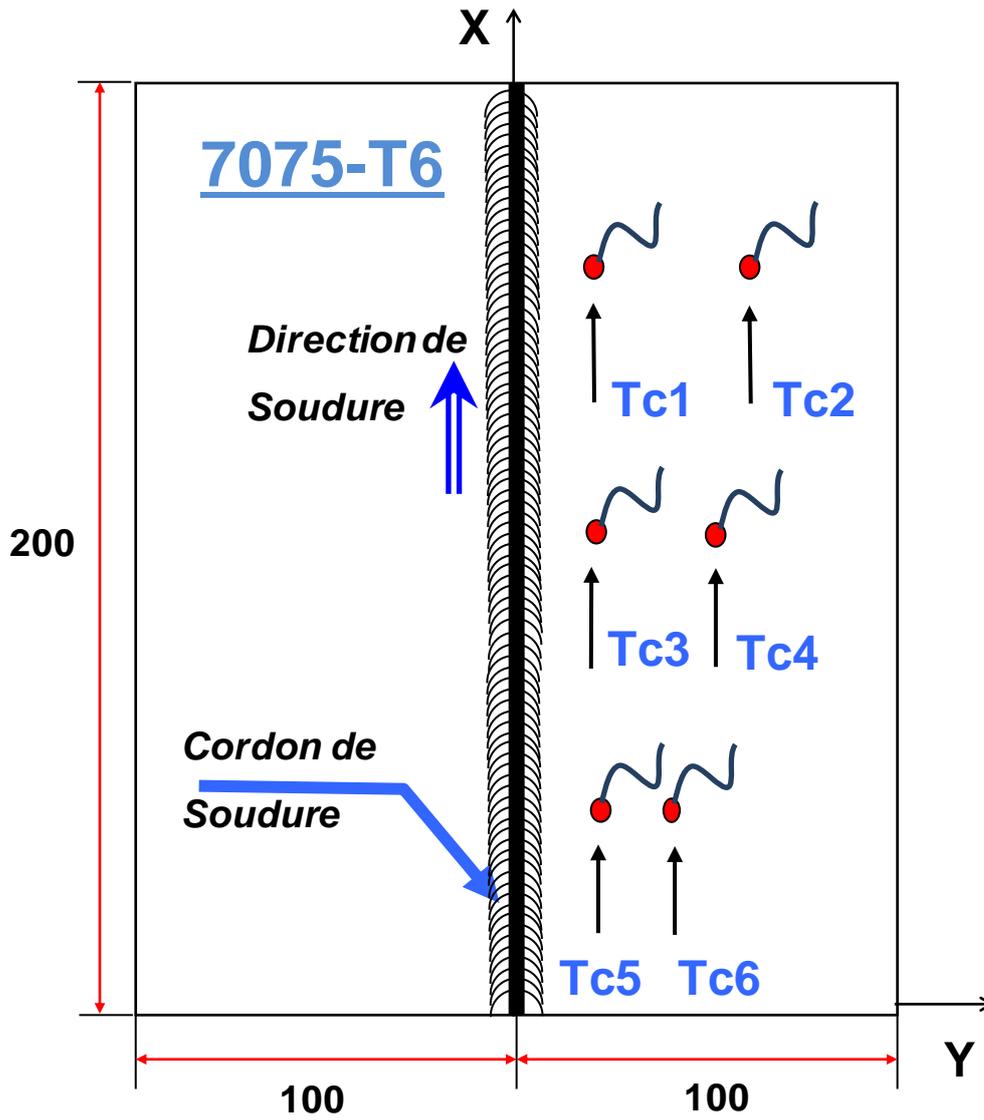


Figure 3 - 27 Schéma des positions des thermocouples.

Chapitre 4: Résultats et interprétations

4 Résultats et interprétations

Introduction

En pratique, le procédé de soudage FSW est considéré comme une solution pour remplacer les procédés d'assemblage dits classiques, du fait qu'il possède l'avantage d'assembler des alliages d'aluminium qui à ce jour, ne sont pas largement utilisés dans l'industrie en raison de leur non soudabilité avec les techniques d'assemblages classiques comme pour le procédé de soudage MIG et TIG. Sans oublier le facteur écologique ou il est considéré comme important grâce à sa propreté et son respect pour l'environnement (pas d'émissions polluantes).

Ce chapitre comprend la présentation, l'interprétation, la discussion des résultats expérimentaux obtenus dans les différentes expériences. Les différents types de microstructures seront exposés. Ces microstructures concernent les différentes zones obtenues après le procédé de soudage FSW.

Nous tenons à rappeler que la soudure de notre procédé est composée des zones suivantes :

- Métal de base (MB),
- Zone affectée thermiquement (ZAT),
- Zone affectée thermo mécaniquement (ZATM),
- le noyau(N).

4.1 Phénomènes lors du soudage FSW :

Lors du procédé de soudage, l'échauffement de notre matériau est nécessaire pour qu'un joint intègre puisse être fabriqué. Cet échauffement abaisse la contrainte d'écoulement du matériau, qui est plus facile à déformer. Dans ces conditions, le matériau peut être déplacé plus facilement par l'outil. Les sources potentielles de chaleur sont la déformation plastique du matériau ainsi que le frottement à l'interface entre la pièce et l'outil. La déformation plastique du matériau est une source volumique de chaleur, alors que le frottement génère un flux surfacique situé à l'interface pièce/outil. Les proportions dans lesquelles la chaleur est produite par ces deux sources dépendent de la nature du contact à l'interface entre l'outil et le matériau. Toutefois, les mécanismes de création de la chaleur, leurs parts respectives et l'influence exercée par les paramètres de soudage ne sont pas encore bien établis. Un contact dit collant correspond au cas limite pour lequel le matériau à l'interface et l'outil se déplacent à la même vitesse. Dans un tel cas, toute la chaleur est créée par la déformation plastique du matériau puisqu'il n'y a pas de frottement. Lorsque le matériau à l'interface a une vitesse inférieure à celle de l'outil, il y a glissement et un flux de chaleur dû au frottement apparaît. La condition de contact avec frottement à l'interface entre deux pièces peut être décrite par la loi de Coulomb : [87]

$$\tau = \mu_f \sigma \quad (4.1)$$

Avec :

τ = cisaillement à l'interface,

μ_f = coefficient de frottement et σ est la contrainte normale appliquée.

Le cas du contact collant constitue le cas limite de cette loi : le cisaillement à l'interface correspond alors à la contrainte d'écoulement du matériau.

Le couple appliqué par l'outil, pouvant être mesuré lors du soudage, dépend directement du cisaillement, alors que la force verticale appliquée est directement reliée à la contrainte normale.

Ainsi, s'il y a frottement à l'interface, le couple est proportionnel à la force verticale.

Ce débat constitue l'une des préoccupations principales quant à la compréhension fondamentale du procédé. Des travaux ont été menés sur ce sujet pour étudier plus en détail les conditions de contact à l'interface entre l'outil et le matériau. [88]. [89]. Les résultats de ces travaux ont confirmé qu'une variation de la force verticale appliquée a peu d'incidence sur la valeur du couple. Selon les auteurs, de tels résultats montrent que le contact pourrait être collant [90].

4.1.1 Résumé de l'application du procédé de soudage FSW :

Les deux pièces ou plaques à souder sont placées en contact par leurs faces à souder et solidement bridées sur la table de travail. Puis, l'outil constitué principalement d'un épaulement et d'un pion en rotation pénètre dans la matière. Le frottement du pion sur les pièces provoque un échauffement qui entraîne un ramollissement de la matière. Cela permet l'insertion du pion dans les pièces à assembler dans l'interface de contacte jusqu'à ce que l'épaulement de l'outil soit au contact de ces dernières. L'outil se déplace le long du joint à souder.

Une fois l'épaulement vient au contact de la surface supérieure des pièces à souder, un effort est maintenu sur la pièce par l'outil de façon à empêcher la matière chauffée de fluer vers le haut et permettre par la même occasion le forgeage de celle-ci. Le rôle de l'épaulement est la génération de chaleur au contact de la pièce à assembler par friction. Le frottement entre l'outil (l'épaulement et le pion) et les parties à souder engendre une élévation locale de la température, mais n'atteignant pas la température de fusion. Le matériau passe de l'état solide à un état pâteux par ramollissement de ce dernier facilitant de ce fait le déplacement de l'outil sur la matière de la pièce à souder le long du joint à souder. Le mouvement de rotation du pion permet le malaxage, c'est-à-dire le mélange de la matière des deux pièces à assembler. La combinaison des mouvements de translation et de rotation de l'outil entraîne la matière de l'avant vers l'arrière du pion en déformant plastiquement la matière qui se trouve en amont du pion. Cette matière une fois malaxée, se retrouve à l'arrière de l'outil qui devient composée des différents matériaux soudés, et forme le cordon de soudure. Ainsi, le joint formé est constitué uniquement des métaux de base des pièces assemblées et ne nécessite pas de métal d'apport. Le côté de la soudure dont la vitesse d'avance et la vitesse tangentielle de l'outil (due à la rotation) sont dans le même sens est appelé *advancing side* (AS) et le côté opposé dont la

vitesse d'avance est opposée à la vitesse de rotation de l'outil est appelé retreating side (RS) [91].

Les principaux paramètres du procédé de soudage par FSW sont la vitesse de rotation de l'outil (t/min), la vitesse de soudage (v , en mm/min), l'effort de forgeage F appliqué sur l'outil et la profondeur de pénétration de l'outil dans la pièce. Les valeurs de ces trois paramètres dépendent des matériaux de base et des épaisseurs des plaques à souder. Elles conditionnent l'état de surface du cordon, sa microstructure et donc ses caractéristiques mécaniques ainsi que la puissance dissipée par frottement et par déformation plastique. Les paramètres les plus importants sont la vitesse de rotation de l'outil (N , t/mn) et la vitesse d'avance (V , mm/min) [92].

La rotation de l'outil permet la friction et le malaxage du matériau autour du pion en rotation et la translation de l'outil transporte le matériau malaxé de l'avant à l'arrière du pion finissant ainsi le processus de soudage. À ces deux paramètres se rajoute l'angle d'inclinaison de l'outil par rapport à la surface de la pièce à souder pour permettre un meilleur malaxage de la matière sans oublier un meilleur entraînement de cette dernière de l'avant du pion à l'arrière [92].

Nous signalons que les expériences des soudures ont été réalisées dans notre atelier d'usinage.

Nous rappelons que lors du soudage :

- Le pion a le rôle de malaxer la matière des deux plaques à souder,
- L'épaulement a le rôle de chauffer les plaques à souder jusqu'à l'état pâteux, et de remplir le vide (trous) dégagé par le pion.

Pour obtenir un bon soudage, on a utilisé :

- Un angle d'inclinaison de l'outil de 2° ,
- Une vitesse de rotation de $1400 \text{ tr}/\text{min}$,
- Une vitesse d'avance de $2 \text{ mm}/\text{s}$.

Ces paramètres de soudage ont été constants lors de toutes les expériences



Figure 4 - 1 Outil du procédé de soudage FSW

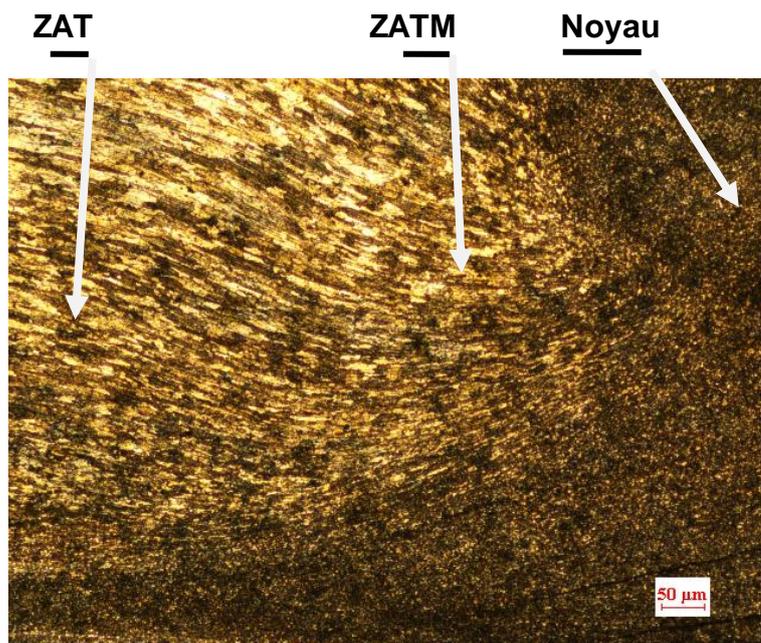


Figure 4 - 2 Micrographie de l'échantillon soudé et traité

Dans la figure 4.2, on peut distinguer les différentes zones créées après le procédé de soudage FSW : le métal de base, la zone affectée thermiquement, la zone affectée thermo-mécaniquement et le noyau.

Après le procédé de soudage, les microstructures révèlent des soudures conformes, dépourvues de défauts :

- Le procédé de soudage appliqué n'a pas engendré de défauts géométriques non-conformes,
- Le choix des vitesses de soudage n'a pas entraîné de grandes variations des dimensions des cordons de soudure, justifiant ainsi le choix des paramètres de soudure,
- Pour les deux épaisseurs utilisées, 3 et 4 mm, le noyau de la soudure garde un profil homogène.

4.2 Caractérisation :

Pour étudier les joints de soudures, il est nécessaire d'effectuer une caractérisation mécanique. La pratique la plus couramment utilisée est la mesure de micro-dureté dans les différentes zones du joint, afin d'obtenir un profil dans l'ensemble de ce dernier et d'établir où se trouvent les zones les plus faibles. Des essais mécaniques comme celui de la traction et de la résilience sont aussi effectués. De tels essais sont généralement accompagnés par l'utilisation du microscope électronique (MEB) à balayage.

4.2.1 Caractérisation à l'état brut :

Lors du soudage, l'un des paramètres les plus importants à contrôler est la vitesse de soudage, du fait de son lien direct à la profondeur de pénétration, à la largeur du noyau, et à la qualité du joint soudé. Ce paramètre contrôle la forme, les dimensions et les structures des zones du joint soudé. Lors du procédé de soudage FSW, la structure et le mode de croissance des grains dépendent de l'apport calorifique linéaire. La croissance des grains devient plus rapide et donne lieu à une structure grossière avec un apport calorifique croissant. Généralement, des combinaisons entre les précédents paramètres permettent d'obtenir des résultats satisfaisants.

4.2.1.1 Analyse micrographique :

Avant de procéder à notre étude, nous avons choisi cette analyse micrographique pour déterminer les microstructures pour les échantillons non soudés et non traités.

La figure suivante représente la microstructure de notre échantillon à l'état brut :

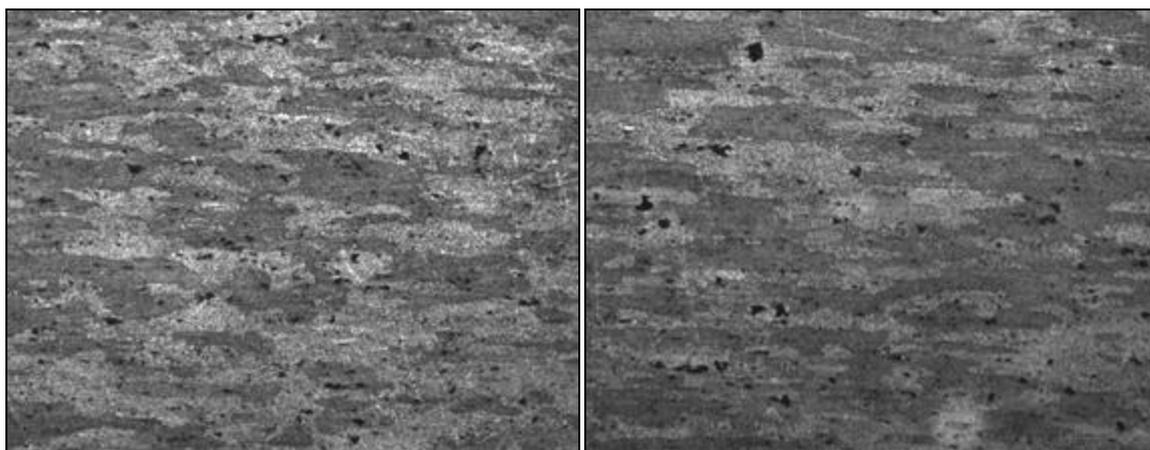


Figure 4 - 3 Microstructure à l'état brut pour des épaisseurs respectives de 3 et 4 mm X-100

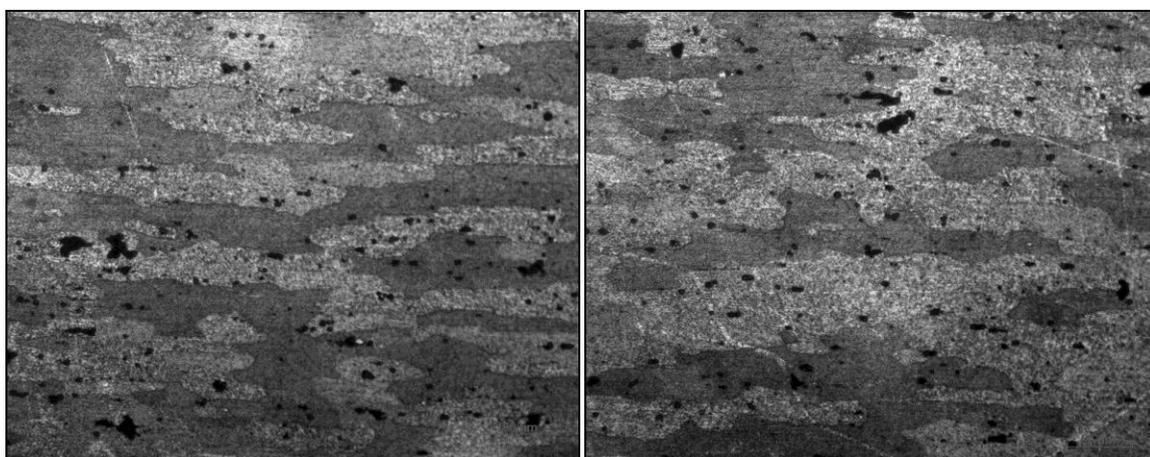


Figure 4 - 4 Microstructure à l'état brut pour des épaisseurs respectives de 3 et 4 mm X-200.

4.2.1.2 Essai de dureté :

Les résultats de l'essai de dureté Vickers sont représentés dans le tableau 4.1 :

Alliage	Valeur 1	Valeur 2	Valeur 3	Moyenne
7075 T6	192	187	191	190.50

Tableau 4 - 1 Résultats de la dureté Vickers de l'échantillon à l'état brut

4.2.1.3 Essai de micro dureté :

La micro-dureté est la technique idéale pour caractériser les cinétiques de durcissement structural. Les essais ont été réalisés sur des échantillons enrobés puis polis et ou une force de 200 gr fut appliquée. Cette charge a été choisie pour obtenir un maximum de résultats précis.

Nous avons effectué un essai de micro-dureté sur les éprouvettes soudées. La procédure s'est effectuée tout en balayant le métal de base, la zone affectée thermiquement, la zone affectée thermo-mécaniquement et le noyau. Cet essai a permis d'observer la variation de la micro-dureté pour chaque zone.

Les résultats de l'essai de la micro-dureté sont représentés dans le tableau 4.2.

Tableau 4 - 2 Microdureté du matériau à l'état brut

MB	ZAT	ZATM	N	N	ZATM	ZAT	MB
133.50	121.70	111.30	110.30	104.20	112.50	121.30	129.40
144.10	125.80	114.20	108.60	101.90	118.70	125.60	142.20
141.70	118.80	117.90	112.30	105.20	117.60	127.10	139.21
129.00			100.10	111.30			133.50
136.10			98.70	109.30			146.00
128.30			101.40	106.60			136.90
133.00			103.80	114.30			140.90
129.80			99.90	109.40			146.20
131.80							138.30

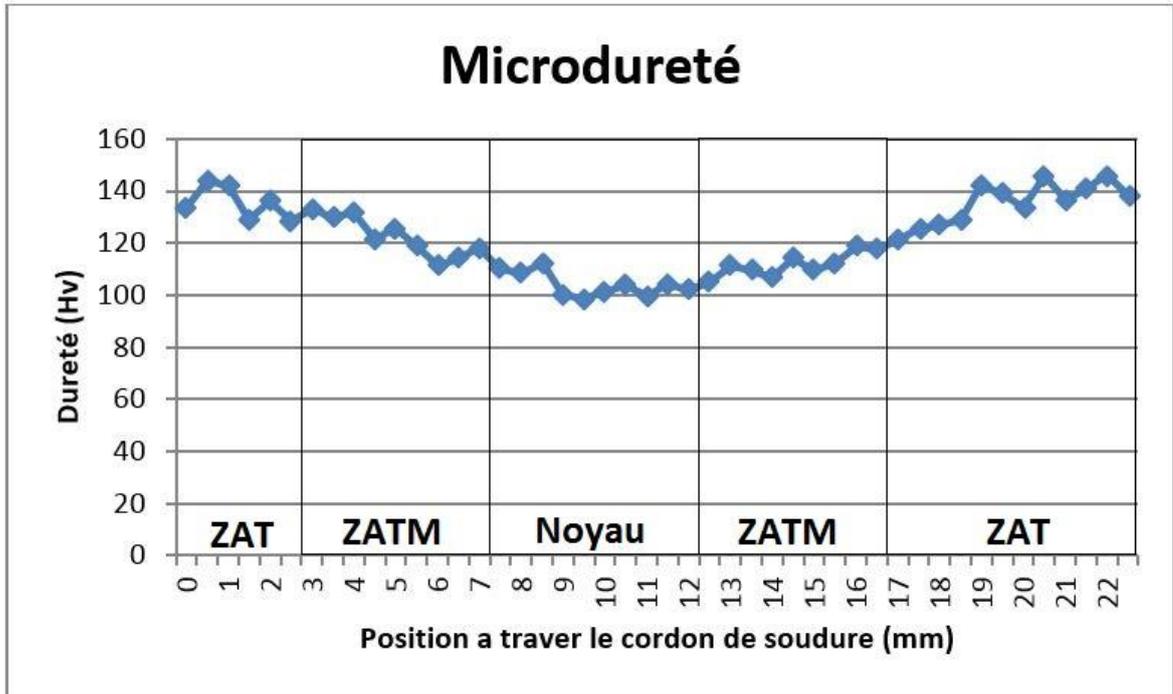


Figure 4 - 5 Micro-dureté à l'état brut soudé

On remarque que la moyenne de la micro dureté varie d'une zone à l'autre. Sa valeur est maximale dans le métal de base. La valeur de la zone affectée thermiquement est quant à elle supérieure (elle est bien montrée dans la figure 4.5) à celle de la zone affectée thermo-mécaniquement. Comme il a été mentionné auparavant, l'énergie du soudage fragilise le noyau.

Des clichés des zones en question sont présentés dans les figures ci-dessous faites à l'aide du microscope optique (figures 4.6 à 4.11).

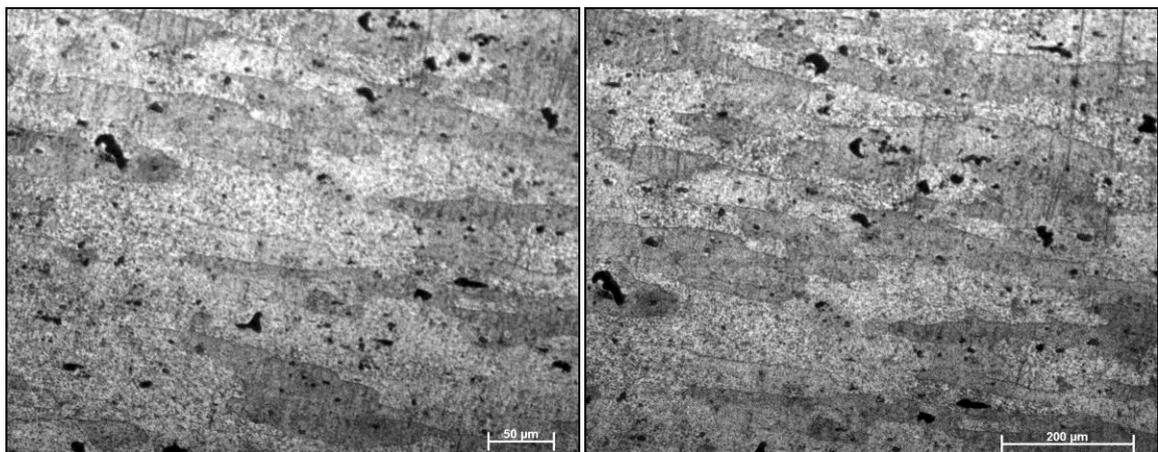


Figure 4 - 6 Microstructure du MB du matériau non traité pour des épaisseurs respectives de 3 et 4 mm

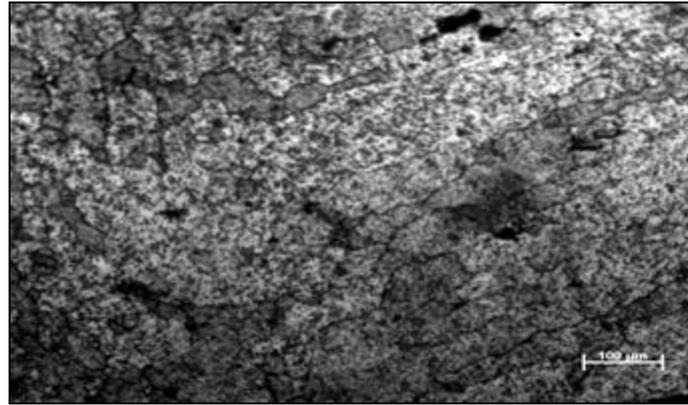


Figure 4 - 7 Microstructure de la ZAT du matériau non traité pour une épaisseur 4 mm

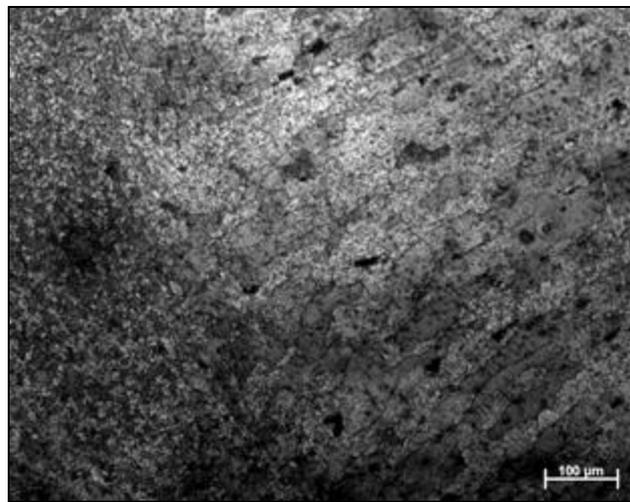


Figure 4 - 8 Microstructure de la ZATM du matériau non traité pour une épaisseur de 4 mm

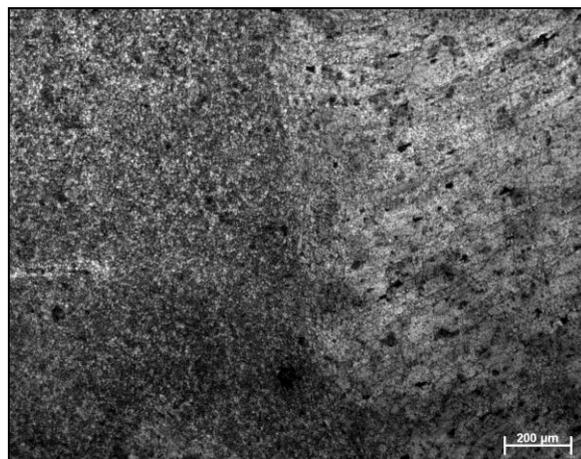


Figure 4 - 9 Microstructure de la ZATM du matériau non traité pour une épaisseur de 4 mm

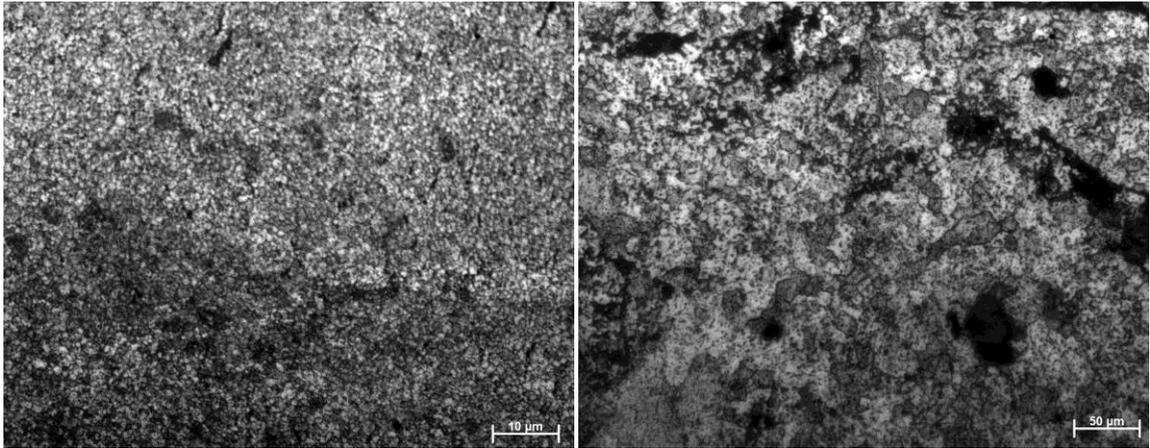


Figure 4 - 10 Microstructure du noyau du matériau non traité pour des épaisseurs respectives de 3 et 4 mm

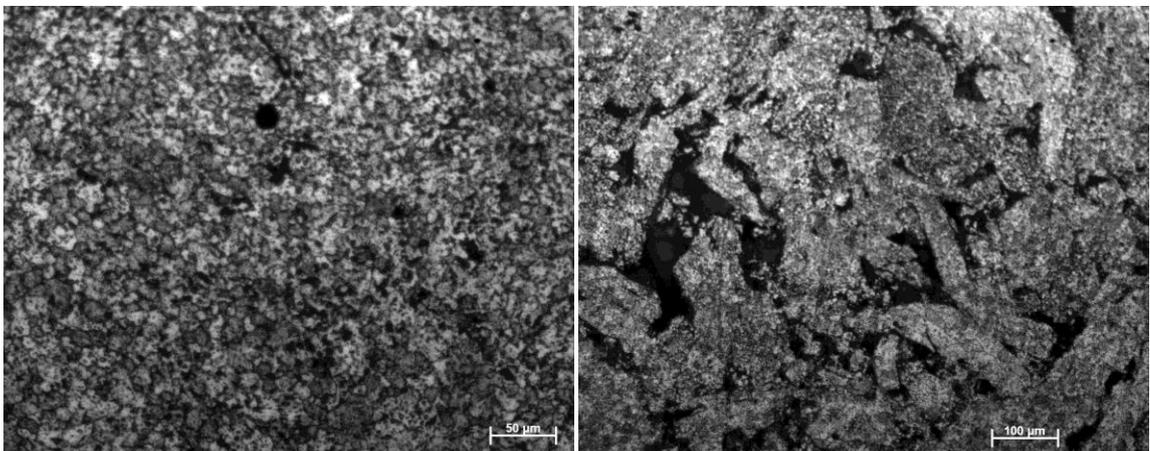


Figure 4 - 11 Microstructure du noyau du matériau non traité pour des épaisseurs respectives de 3 et 4 mm

A l'état brut représentant l'échantillon soudé et non traité, la microstructure des échantillons montre qu'il existe une distribution non uniforme de la taille des grains. Au cours du soudage et en se dirigeant du métal de base vers le cordon de soudure, les grains changent de forme. Ils commencent à grandir, et les particules commencent à diffuser vers le métal d'apport. Le changement de la microstructure dans cette zone apparaît nettement par rapport au métal de base.

Dans les cas étudiés, les microstructures dans les zones fondues sont proches les unes des autres.

4.2.2 Caractérisation à l'état traité :

La même méthode fut utilisée pour la détermination de la caractérisation de notre matériau soudé et traité. Pour cette expérience, il est rappelé que nos échantillons ont subi une mise en solution, une trempe à l'eau et un revenu.

En conséquence logique des différences microstructurales après soudage, l'état initial de notre matériau avant l'application des traitements thermiques réagit de manière très différente au traitement thermique avant le soudage. L'état de départ de notre matériau à une influence importante sur la microstructure finale.

Il ressort de cette expérience que les profils de dureté présentent des variations identiques. Quelle que soit la vitesse de soudage, l'augmentation de la dureté est régulière et varie progressivement du noyau vers le métal de base.

4.2.2.1 Analyse micrographique :

Dans cette partie, nous avons choisi une analyse micrographique pour déterminer les microstructures pour les échantillons soudés et traités.

La figure suivante représente la microstructure de notre échantillon à l'état traité :

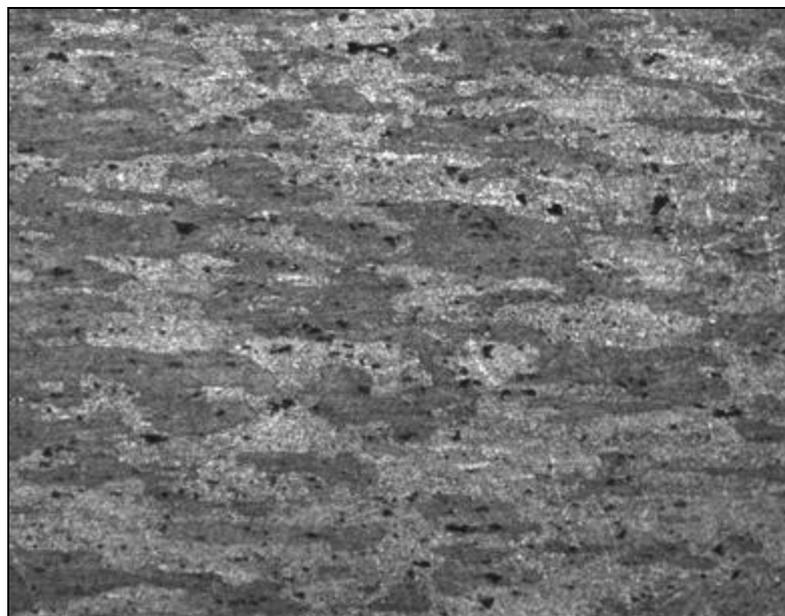


Figure 4 - 12 Microstructure à l'état brut

4.2.2.2 Essai de dureté post traitements thermiques :

Nous avons préparé des échantillons pour faire l'essai de dureté pour but de définir quelle mis en solution et temps de maintien donne meilleur caractéristique possible.

Les résultats de la dureté indiquent une moyenne de plusieurs essais pour trois échantillons. Pour chaque épaisseur, nous avons effectué trois essais de dureté.

Les résultats de dureté Vickers sont convertis sous la forme des courbes suivantes :

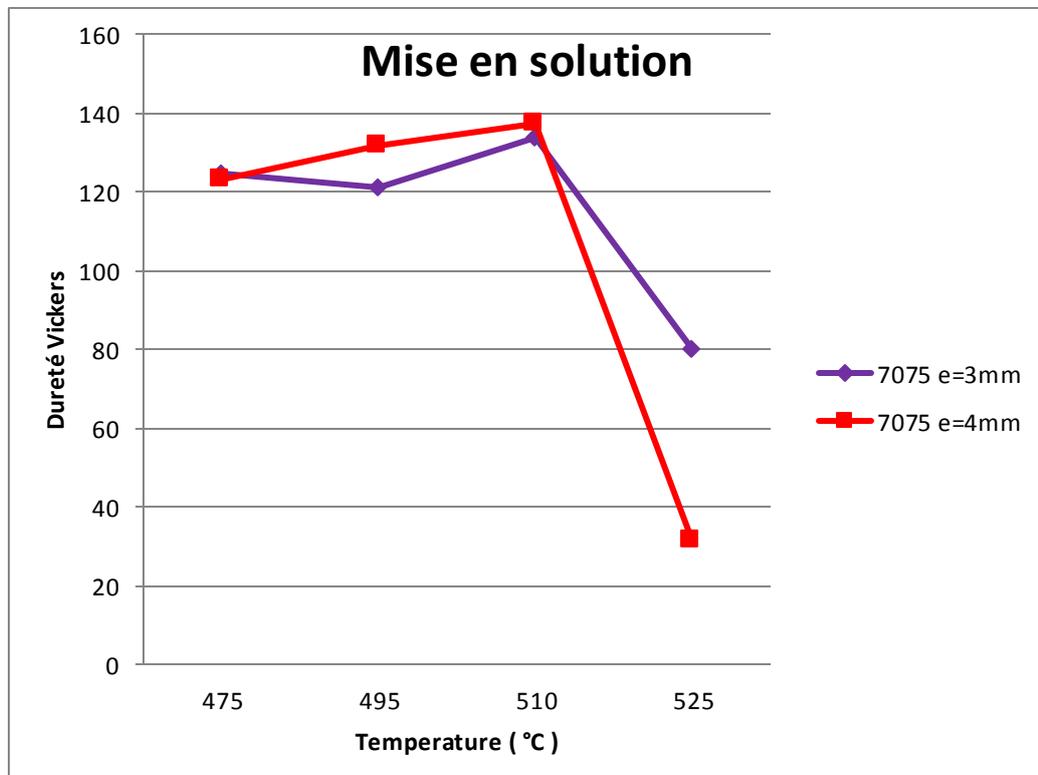


Figure 4 - 13 Influence de la température de mise en solution sur la dureté de l'alliage 7075T6 post soudage

D'après la courbe nous remarquons que la meilleur dureté obtenu pour l'alliage 7075T6 c'était à la mise en solution à 510 C° (pour e=3mm et e=4mm) lorsque HV=135 pour e=3mm et HV=138,66 pour e=4mm.

Nous remarquons que la dureté obtenue après la mise en solution est inferieur comparativement à l'état T6, sachant que à l'état T6 l'alliage a acquis les meilleures caractéristiques mécaniques, donc un autre traitement ne peut que

réduire ces caractéristiques, ça est due à l'existence d'une certaine quantité de phase η qui n'était pas dissoute lors de la mise en solution, qui mène à une petite sursaturation de la phase α . Malgré cela, lorsque nous comparons les résultats de dureté mesurés après la mise en solution, la valeur max se trouve à 510 C° de 10 minutes de maintien pour $e=3\text{mm}$, et de 20 minutes de maintien pour $e=4\text{mm}$.

Après la mise en solution, nous sommes passés aux traitements revenus avec des températures et temps de maintien mentionnés précédemment. Les moyennes obtenues sont exprimées sous la forme des courbes suivantes :

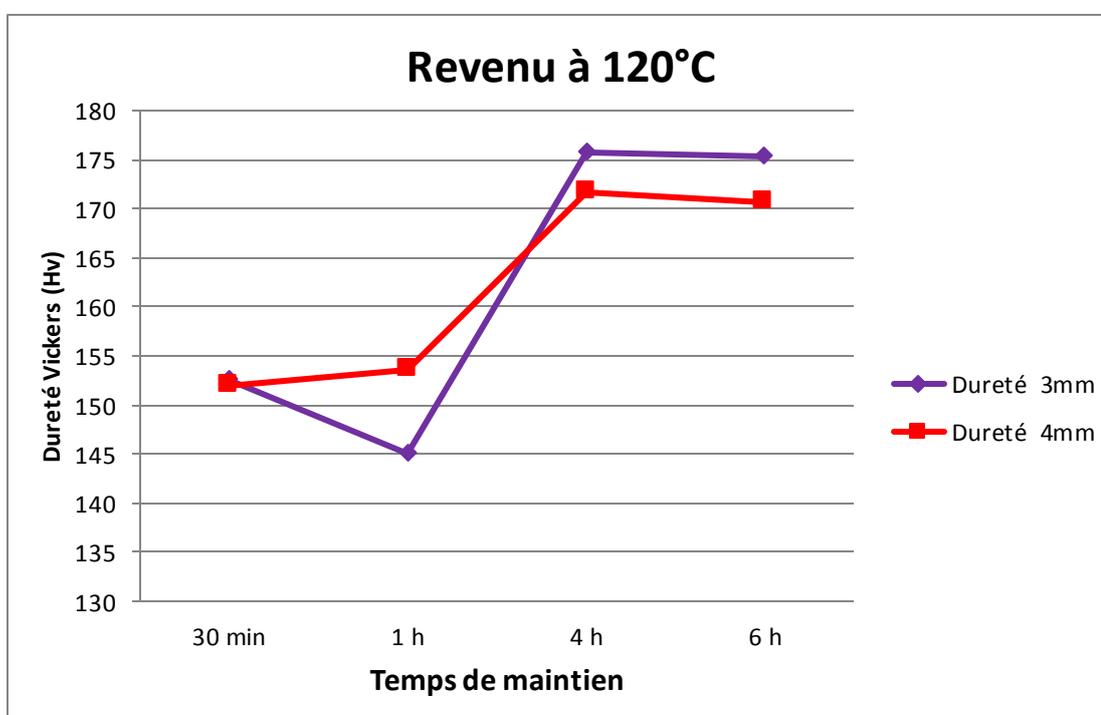


Figure 4 - 14 Évolution de la dureté de l'alliage 7075T6 à 120 C° pour différents temps

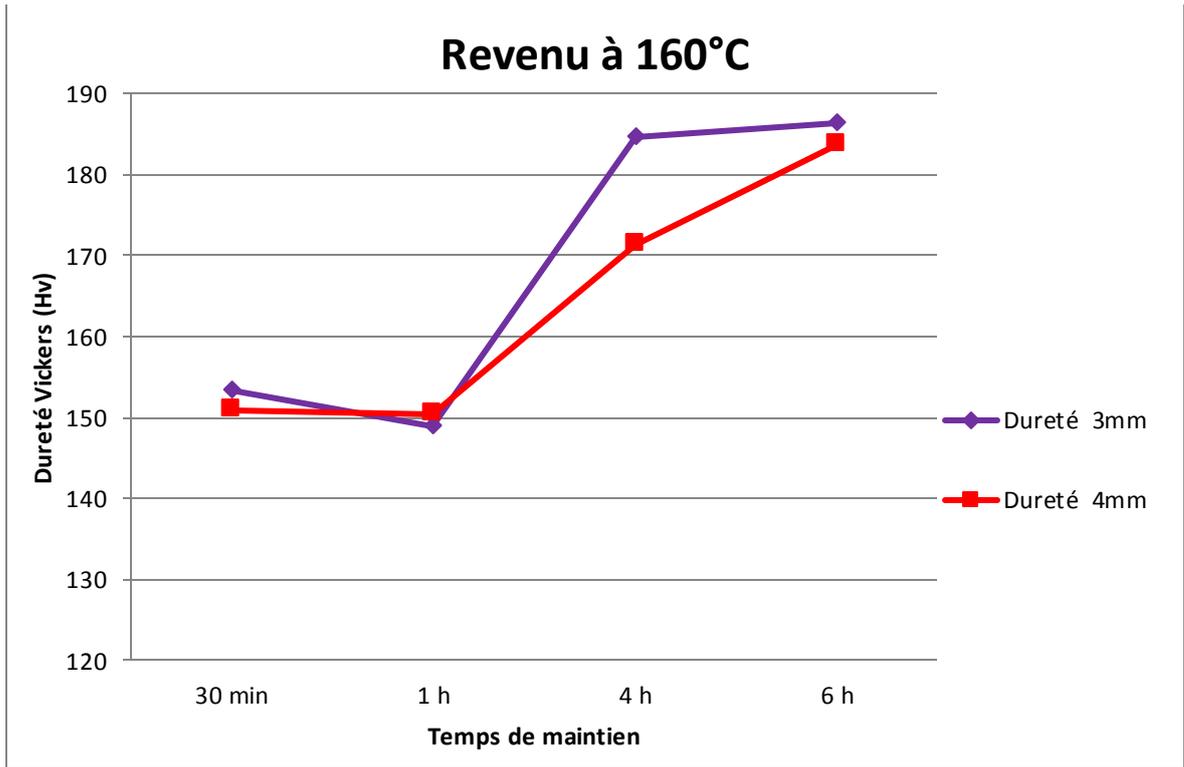


Figure 4 - 15 Évolution de la dureté de l'alliage 7075T6 à 160 C° pour différents temps

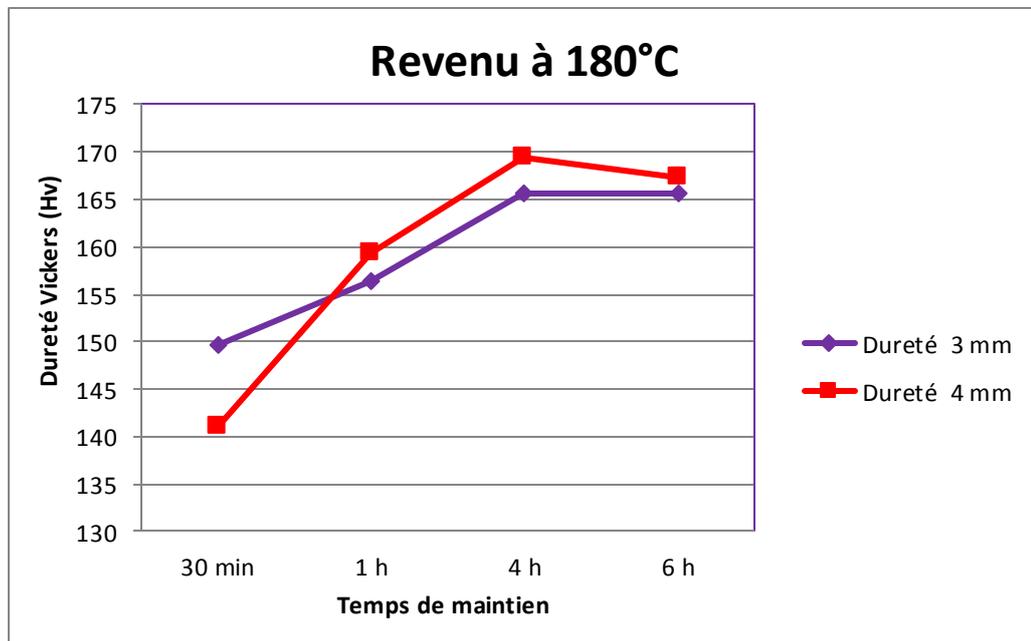


Figure 4 - 16 Évolution de la dureté de l'alliage 7075T6 à 120 C° pour différents temps

On remarque que la meilleure dureté obtenue pour l'alliage 7075 T6 a été à 160 C° pendant 6 heures :

HV = 187.33 et HV = 184.66 pour une épaisseur respective de 3 et 4 mm

On remarque que

- Pour dissoudre le maximum de phases présentes dans notre matériau, on doit appliquer une dureté pour un traitement de mise en solution de 510°C pour un temps de 10 min pour une épaisseur de 3mm et de 510°C pour un temps de 20min pour une épaisseur de 4mm. Ce traitement doit être suivi d'une trempe à l'eau et d'un revenu d'une température de 160° C pour un temps de 6 heures,
- Pour avoir un précipité η prédominant, la dureté doit être presque identique à la dureté de l'alliage à l'état reçu,
- La dureté est faible pour des températures de revenu supérieures à la température optimale.

De cette remarque, les paramètres sélectionnés pour le reste de notre travail sont T=160 C° et temps = 6 heures.

4.2.2.3 Essai de micro-dureté :

De la même manière, nous avons effectué un essai de micro-dureté sur les éprouvettes soudées et traitées. La même procédure s'est effectuée tout en balayant le métal de base, la zone affectée thermiquement, la zone affectée thermo-mécaniquement et le noyau.

Les résultats de l'essai de la micro-dureté sont représentés dans le tableau 4.4.

Tableau 4 - 3 Micro-dureté du matériau à l'état traité

MB	ZAT	ZATM	N	N	ZATM	ZAT	MB
162.40	166.30	163.80	163.30	168.90	162.20	168.50	162.40
165.30	161.60	164.40	168.20	163.60	170.40	160.60	161.80
162.80	159.80	167.80	160.00	167.10	165.80	158.20	166.10
160.30			157.20	172.30			156.20
165.70			175.90	160.60			164.30
158.20			164.20	166.40			172.60

On remarque que la moyenne de la microdureté varie d'une zone à l'autre. A l'inverse des expériences précédentes (pour les cas des échantillons non traités), la valeur est maximale dans le noyau. La valeur de la zone affectée thermiquement est quant à elle toujours supérieure (elle est bien montrée dans la figure 4.11) à celle de la zone thermo mécaniquement.

De ce tableau, on peut déduire que l'énergie du soudage ne fragilise plus le noyau. Ainsi, les effets de l'application des traitements thermiques ont un comportement positif sur le noyau, celle-ci devient plus dure.

Les résultats obtenus des zones sont observés à l'aide du microscope optique (figures 4.17 à 4.20).

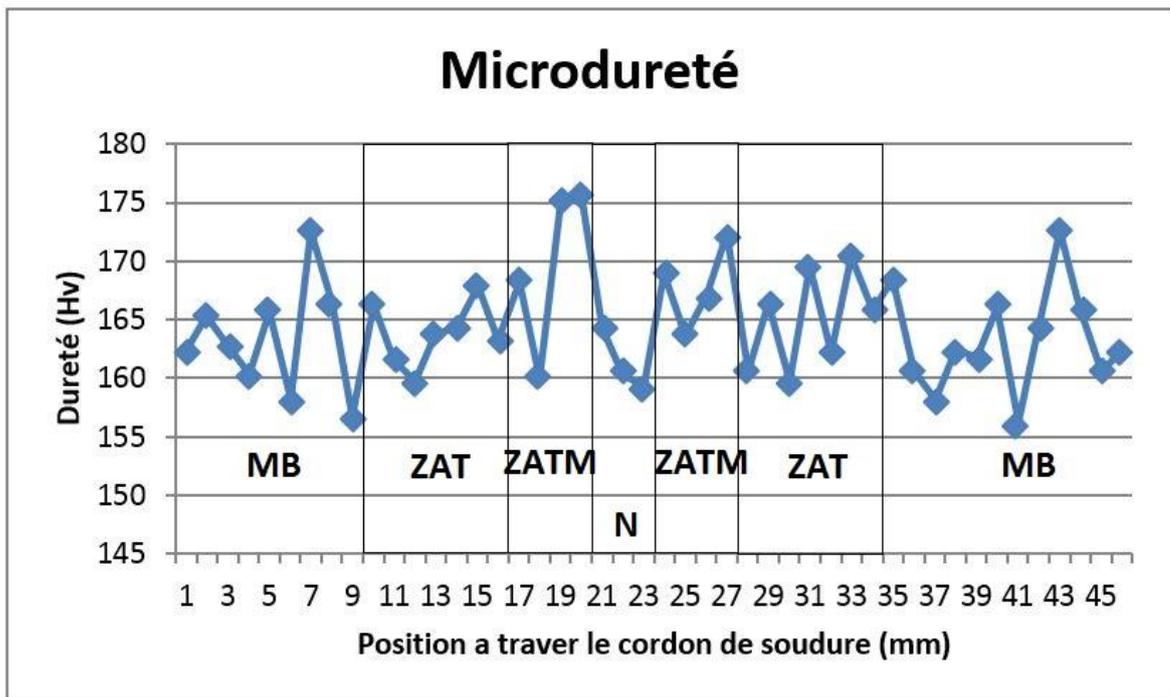


Figure 4 - 17 Micro-dureté à l'état soudé traité

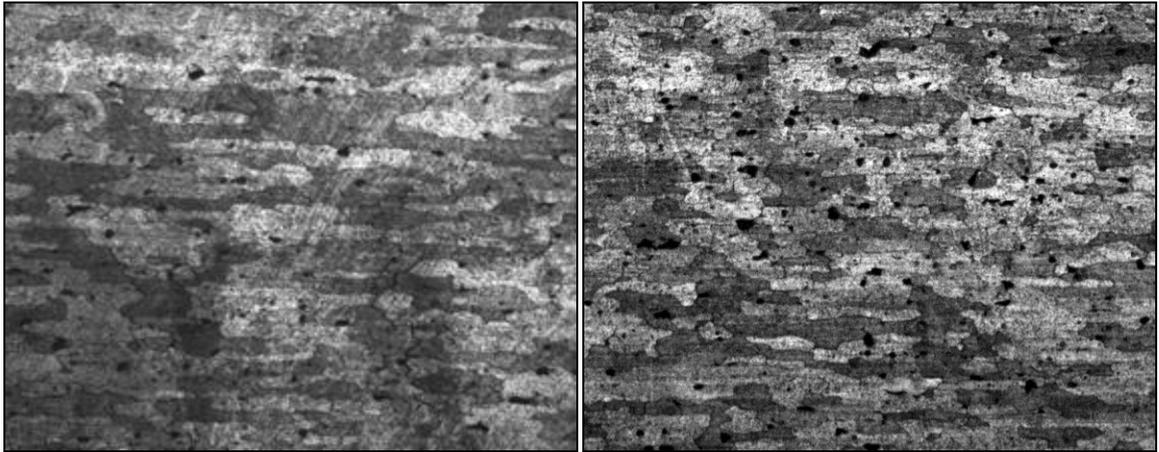


Figure 4 - 18 Microstructure à l'état de mise en solution pour des épaisseurs respectives de 3 et 4 mm X-100

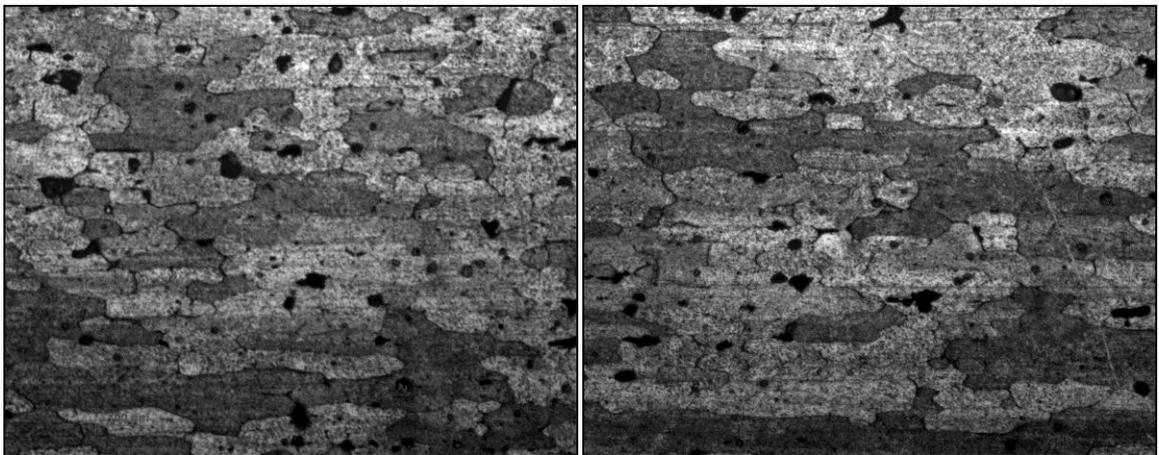


Figure 4 - 19 Microstructure à l'état de mise en solution pour des épaisseurs respectives de 3 et 4 mm X-200

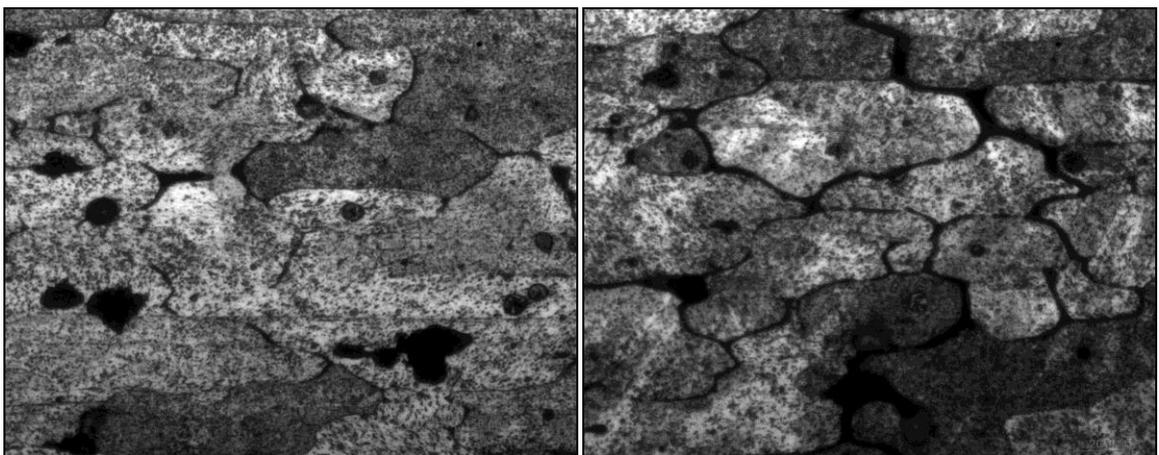


Figure 4 - 20 Microstructure à l'état de mise en solution pour des épaisseurs respectives de 3 et 4 mm X-500

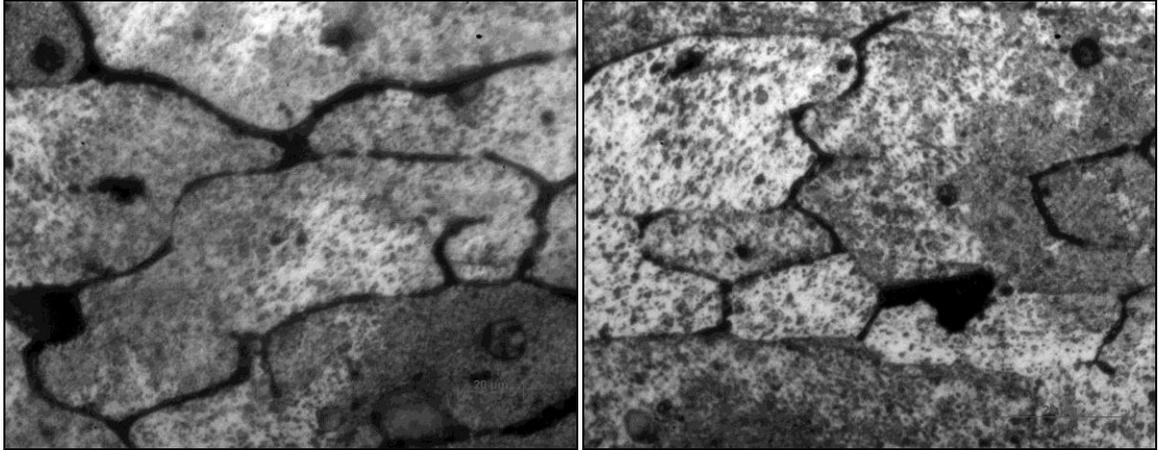


Figure 4 - 21 Microstructure à l'état de mise en solution pour des épaisseurs respectives de 3 et 4 mm X-1000

Nos échantillons ont subi un revenu à différentes températures avec des temps de maintien différents.

En variant les paramètres de la mise en solution et du revenu (températures-temps), des valeurs différentes de dureté furent obtenues signifiant ainsi un changement de microstructures de notre matériau. Ce phénomène est dû à la structure recristallisée dans laquelle les grains possèdent peu de dislocations, et à la dissolution des précipités durcissant.

Les figures suivantes représentent la microstructure du matériau après une mise en solution à 510 C° puis un revenu à 160 C° pendant 6 heures :

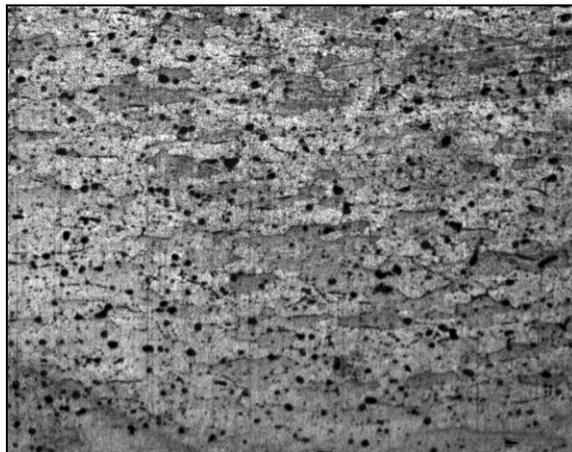
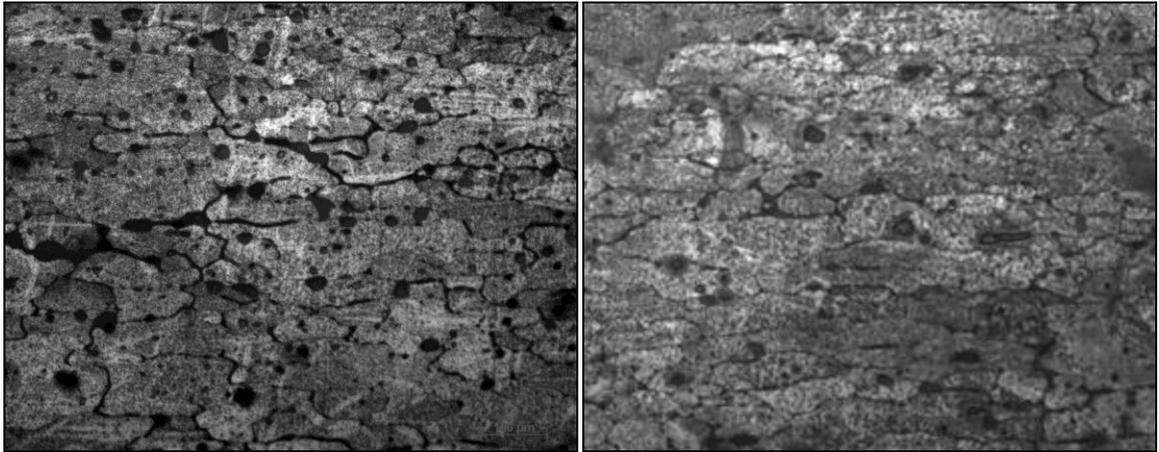


Figure 4 - 22 Microstructure à l'état revenu à 160 C° pendant 6 heures pour une épaisseur de 3 mm X-100.



E=3mm

E=4mm

Figure 4 - 23 Microstructure à l'état revenu à 160 C° pendant 6 heures pour des épaisseurs respectives de 3 et 4 mm X-200

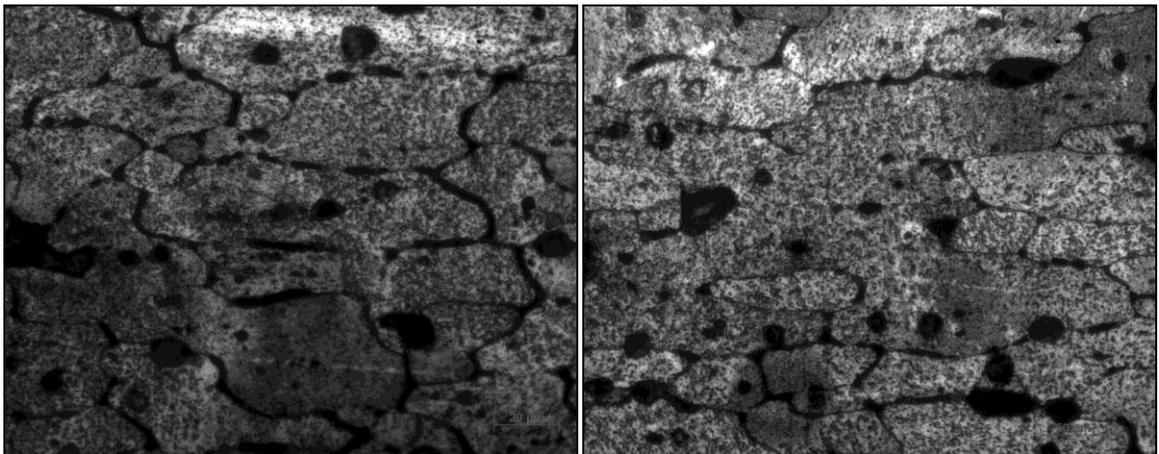


Figure 4 - 24 Microstructure à l'état revenu à 160 C° pendant 6 heures pour des épaisseurs respectives de 3 et 4 mm X-500

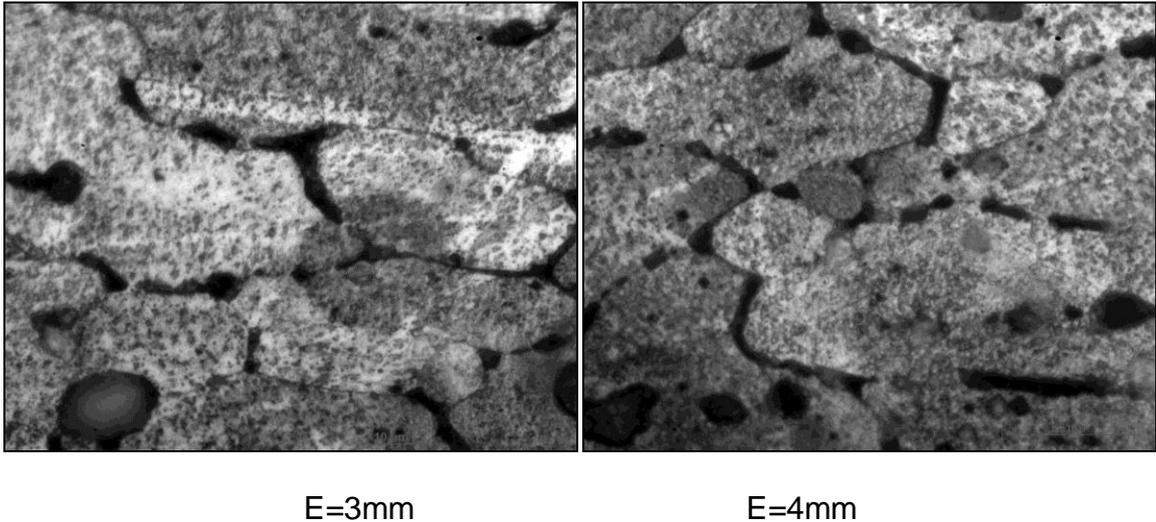


Figure 4 - 25 Microstructure à l'état revenu à 160 C° pendant 6 heures pour des épaisseurs respectives de 3 et 4 mm X-1000

Les valeurs de dureté de nos échantillons ne sont pas affectées que par le taux de saturation à haute température des mises en solution, mais aussi par le taux de sursaturation à basse température. Cependant, et pour avoir une bonne dureté de nos échantillons, il faut, après mise en solution, que l'alliage soit refroidi assez rapidement pour que la solution sursaturée reste présente à la température ambiante.

De ce fait, il faut que la concentration de la solution solide, à la température ambiante, soit proche de celle de la température de mises en solution.

Lors de la variation de la dureté, et dans la limite du noyau, la dissolution des précipités apparaît lorsque les particules sont exposées à des températures supérieures à 430 °C lors de l'application du procédé de soudage FSW.

Le processus de dissolution enrichit la solution solide de la phase α avec Zn, Mg et Cu. Il résulte de l'augmentation de la dureté. Aussi, l'état du métal de base (MB) reste intact et ou la microstructure reste la même lors du procédé de soudage.

4.3 Essai de résilience :

Afin d'exploiter convenablement les résultats des essais de résilience, il est nécessaire de s'intéresser préalablement aux particularités des essais de résilience, à l'évolution des propriétés mécaniques de notre matériau et à son mode de rupture en fonction des conditions particulières des essais de résilience.

Au cours de l'essai, l'entaille va modifier le comportement du matériau en provoquant l'apparition de contraintes. La relation entre ces contraintes fait qu'il est nécessaire d'appliquer des contraintes élevées au risque d'engendrer la rupture sans passer par un stade de déformation plastique. En variant la température à laquelle on soumet le matériau à l'essai, les caractéristiques mécaniques mesurées varient. Cette variation se fait d'une façon continue de part et d'autre de la température ambiante. Aussi, et lors de l'essai, une augmentation de la vitesse de déformation engendre une élévation de la limite d'élasticité et de la résistance à la rupture qui par conséquence entrainera une diminution de la déformation plastique avant rupture.

L'application de l'essai de résilience peut avoir certains avantages [93] comme :

- Préparation facile (voir chapitre précédent),
- Facilité de l'application de cet essai,
- Cout négligeable lors de l'utilisation.

Pour chaque échantillon, une rupture lui est appliquée. Celle-ci diffère selon les conditions de travail et selon les paramètres utilisés. Mais ce phénomène de la rupture diffère lors de l'expérience et lors de la théorie.

En théorie, le phénomène de la rupture dynamique est complexe.

En pratique, le phénomène d'une contrainte critique est aussi complexe à déterminer.

Parmi les conséquences de cet essai, on peut citer la fissure qui apparaît sous l'effet du choc en utilisant une très grande vitesse (les contraintes montent et descendent presque instantanément).

Les résultats de ces essais sont représentés dans les figures 4.25 et 4.26. Ces dernières résument les résultats des cas du métal de base, de la zone affectée thermiquement, de la zone affectée thermo-mécaniquement et du noyau. L'analyse nous conduit au tracé de la courbe dite de transition de la résilience qui représente les variations de la résilience mesurée en fonction de la température d'essai (0, 15, 25, 30, 45 et 60 °C).

4.3.1 Résilience pour les échantillons non traités :

Tableau 4 - 4 Résilience pour les échantillons non traités

Température (°c)	Résultats (Joule)
0°	1.00
15°	1.00
25°	1.60
30°	0.30
45°	0.80
60°	1.60

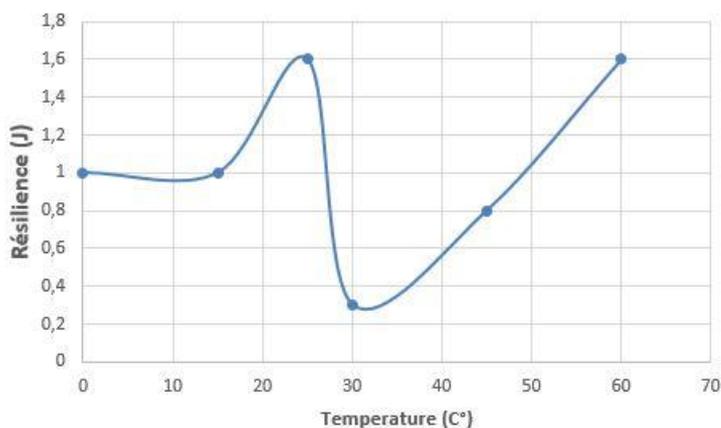


Figure 4 - 26 Résilience pour les échantillons non traités

4.3.2 Résilience pour les échantillons traités :

Température (°c)	Résultats (Joule)
0°	1.00
15°	1.00
25°	1.00
30°	1.00
45°	1.00
60°	0.80

Tableau 4 - 5 Résilience pour les échantillons traités

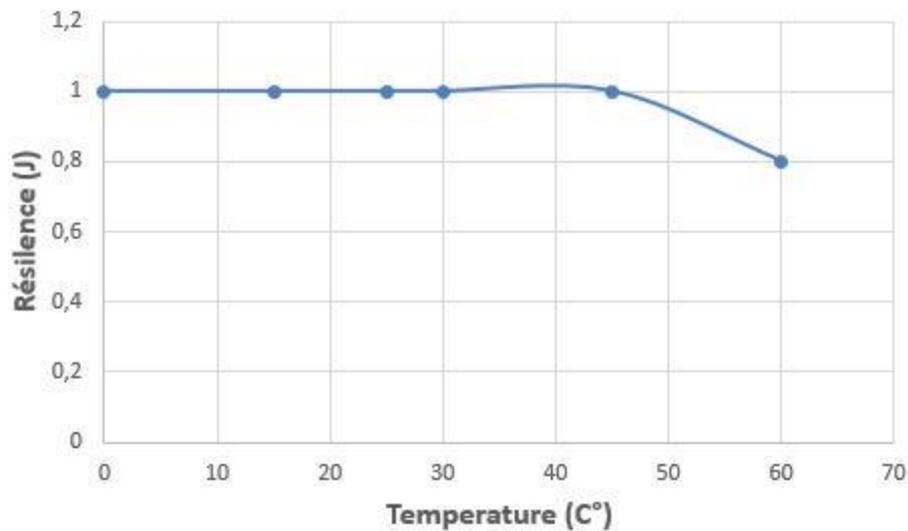


Figure 4 - 27 Résilience pour les échantillons non traités

L'énergie varie d'une zone à une autre. Son impact dans le noyau reste le même tandis que dans la zone affectée thermiquement et thermo-mécaniquement, il varie.

L'utilisation des alliages d'aluminium 7075 T6 soudés engendre deux importantes applications :

- Changement de la microstructure et une variation importante des dimensions des grains,
- Formation et apparition de fissures qui n'étaient pas présentes à l'état initial du matériau (non soudé).

De notre expérience, on déduit que l'essai de résilience permet de tester la résistance à la rupture brutale dans les conditions qui lui sont propres mais qu'un seul essai réalisé à une température quelconque n'a qu'une signification très limitée. En pratique, c'est l'analyse des variations des résultats des essais de résilience effectués à différentes températures qui va donner tout son intérêt à ce type d'essai en permettant d'apprécier la résistance à la rupture fragile de notre matériau.

4.4 Essai de traction :

Le recours à l'essai de traction est courant pour caractériser mécaniquement les joints soudés. [94]. De manière générale, les propriétés métallurgiques des différentes zones du joint varient en fonction de l'apport de chaleur déterminé par les paramètres de soudage. Cette variation, mise en évidence par les mesures de microdureté présentées à la section précédente, peut être néfaste pour la résistance en traction et peut engendrer une rupture prématurée dans une des zones pour les alliages à durcissement par précipitation. Pour ces alliages, cet affaiblissement localisé se produit majoritairement dans la ZAT et la ZATM est plus important [95].

Comme il a été mentionné dans le chapitre précédent, l'objectif de cet essai est de mesurer les courbes de traction sur notre matériau (soudé et traité) et d'interpréter les résultats comme la détermination de la limite élastique, l'allongement à rupture, etc...,

Nous rappelons que cet essai a été exécuté sur des éprouvettes normalisées soudées et traitées pour l'obtention des caractéristiques mécaniques : le module d'élasticité, la limite élastique conventionnelle, la limite apparente d'élasticité supérieure/inférieure, la résistance à la traction et l'allongement à la rupture.



Figure 4 - 28Eprovettes ayant subies l'essai de traction pour une épaisseur de 3 mm



Figure 4 - 29Eprovettes ayant subies l'essai de traction pour une épaisseur de 4 mm

a) Pour l'échantillon d'épaisseur = 3 mm, on obtient :

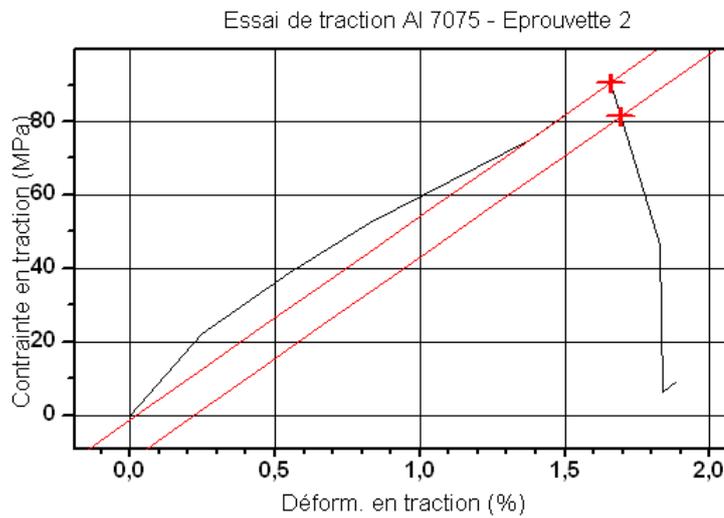


Figure 4 - 30Essai de traction sur une éprouvette de 3 mm

Avec :

Charge maximale KN	Contrainte maximale MPa	Module de Young Mpa	Limite d'élasticité Mpa	Déformation à la rupture %
03,39	90,02	5543.29	82.015	01,75

Tableau 4 - 6 Essai de traction pour une épaisseur de 3 mm

Pour ce cas, la déchirure s'est produite entre la ZATM et le noyau.

A travers les résultats, on remarque que la limite d'élasticité a une faible valeur. Cela est peut être due aux paramètres suivants :

- Le procédé de soudage s'est mal déroulé (mauvaise pénétration et paramètres de soudage inadéquats),
- Une mauvaise préparation (présence de jeu entre les deux tôles),
- Absence de nettoyage des plaques avant le soudage.

b) Pour l'échantillon d'épaisseur = 4 mm, on obtient :

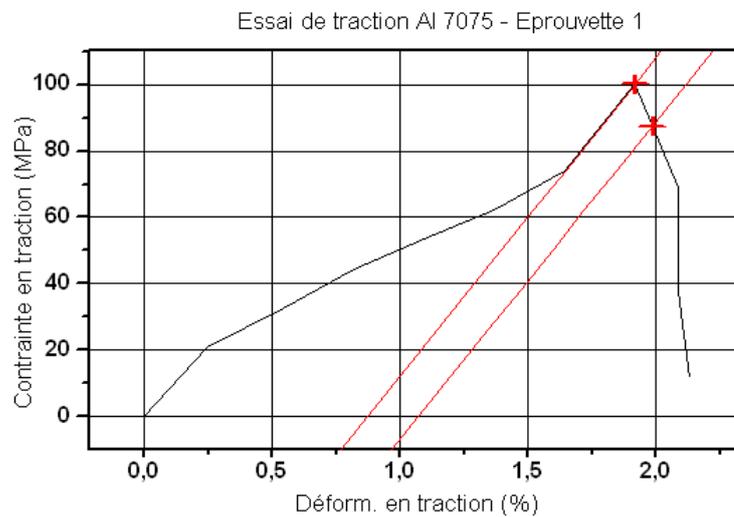


Figure 4 - 31 Essai de traction sur une éprouvette de 4 mm

Avec :

Charge maximale KN	Contrainte maximale MPa	Module de Young MPa	Limite d'élasticité MPa	Déformation à la rupture %
04,85	99,02	9484,72	85,64	02,07

Tableau 4 - 7 Essai de traction pour une épaisseur de 4 mm

Pour ce cas, la déchirure s'est produite dans le noyau.

A travers les résultats, la même remarque est faite pour la limite d'élasticité.

L'autre remarque est la présence de soufflures. Cela est peut être due aux paramètres suivants :

- Les pièces ont été probablement contaminées (surfaces sales ou humides),
- La présence d'un défaut d'étanchéité lors du procédé,
- Un temps de soudage trop long.

4.5 Microscope électronique à balayage (MEB) :

Les figures de 4.31 à 4.35 de la Microscopie Électronique à Balayage (MEB) représentent les effets de l'essai de résilience dans la zone de rupture. L'état des surfaces des fractures du noyau révèle les faciès de clivage indiquant la présence de fissures. Les images obtenues montrent que la rupture est ductile.

L'impact de l'énergie appliquée sur le noyau est un peu lent. Il est dû à la présence de quelques microfissures comme le montre ces figures.

Les images montrent clairement l'apparition des microfissures dans notre matériau.

Parmi les principales catégories de ce phénomène [96], on peut citer :

- Clivage,
- Cavités,
- stries de fatigue,
- fatigue intra granulaire,
- fatigues mixtes,
-

L'analyse microscopique et l'observation des faciès de rupture à différentes échelles macroscopiques et microscopiques sont nécessaires pour caractériser les modes d'endommagement et les mécanismes liés à l'essai de résilience. L'utilisation du microscope électronique à balayage (MEB) montre que les joints soudés FSW présentent des propriétés mécaniques très hétérogènes dans les différentes zones. En effet, l'examen des faciès de rupture fournit des informations pertinentes concernant la microstructure dans la dégradation des propriétés mécaniques des joints soudés.

Notre travail a conduit une analyse bien détaillée des surfaces de rupture de notre éprouvette lors de l'essai de résilience.

En utilisant le microscope électronique à balayage (MEB), on a observé une distribution aléatoire de microfissures très fines et une population de microporosités de différentes tailles et formes à travers les faciès de rupture. Dans la région de rupture transgranulaire, on a observé des particules de seconde phase fissurées et la présence de cavités et de microporosités. La présence de cavitation et de microporosités fines de différentes tailles indiquent que la rupture est localement ductile. Pour des grands grossissements, des faciès ont été observé définissant ainsi une rupture locale fragile. Dans la région à rupture transgranulaire, des marches de déchirure et des microfissures ont été observées. Ceci définit les mécanismes de rupture ductile et fragile. La zone d'amorçage présente des cavités étirées et des microporosités isolées définissant une rupture localement ductile.

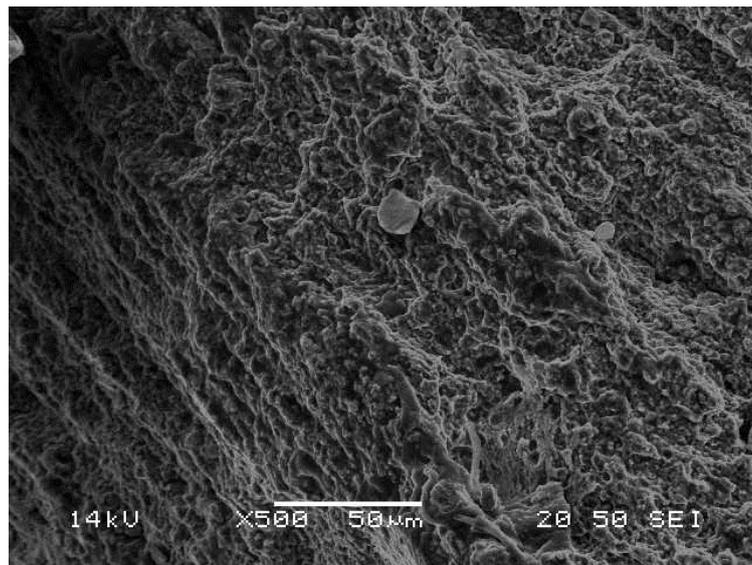


Figure 4 - 32 Photographie au MEB de la zone de rupture de l'échantillon avec apparition de fissures

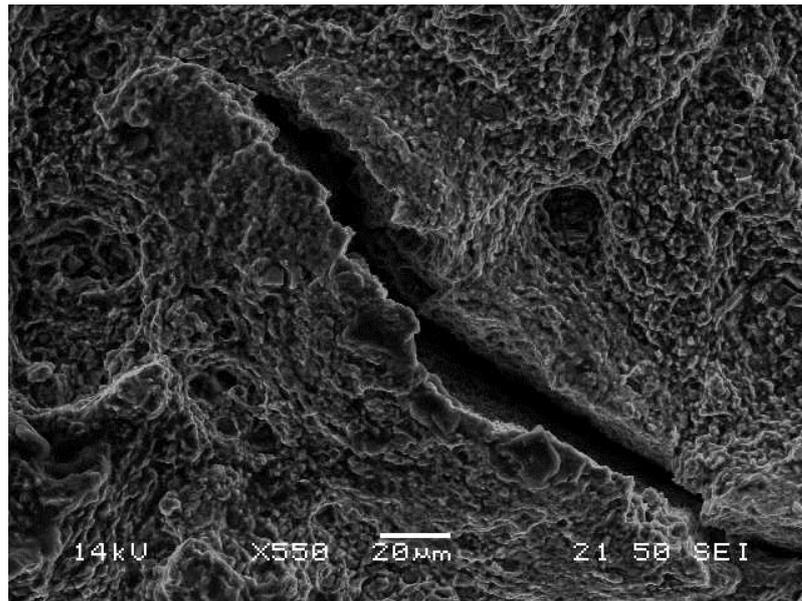


Figure 4 - 33 Photographie au MEB de la ZAT de l'échantillon avec apparition de fissures

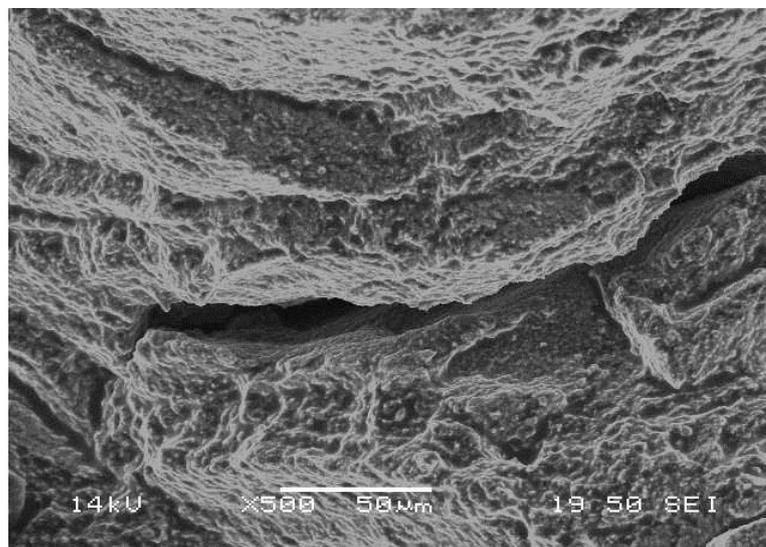


Figure 4 - 34 Photographie au MEB de la ZATM de l'échantillon avec apparition de fissures

Ce mécanisme d'endommagement peut être expliqué par le cisaillement des précipités durcissant. Ceci provoque une concentration de contrainte et de déformation conduisant à la formation de microfissures.

De la figure 4.33, l'état soudé est distingué par la présence de bords de déchirure ductile, cela reflète le pouvoir du matériau à supporter le choc lors de l'essai de résilience après le début de la coalescence des microporosités. En l'absence de ces bords, la rupture est observée au début de la coalescence des porosités. Les microporosités observées à l'état soudé sont plus petites que celles observées après traitement thermique en post-soudage. L'investigation de la zone de rupture des éprouvettes avec traitement thermique montre l'existence de zones sans précipités au niveau des joints de grains contrairement à celles testées à l'état soudé et non traitées.

L'examen des faciès de rupture des échantillons soudés et traités nous a permis d'avoir des images à différentes échelles et le types de ruptures. L'observation des faciès de rupture révèle des ruptures inter granulaires qui ont tendance à suivre des lignes développées dans le noyau du joint soudé. L'analyse métallographique montre que ces lignes sont liées à la forme de l'outil et aux paramètres du procédé de soudage FSW.

Après l'essai de résilience, les observations montrent des grains de forme polyédrique dus aux conséquences de la déformation mécanique subie. Le type de la rupture des échantillons est ductile. La surface de rupture apparaît creusée de cupules formées au cours des dernières étapes de la déformation plastique avant la rupture de l'éprouvette. Les faciès de rupture présentent des cupules de ductilité ainsi que par endroits, notamment au centre de la rupture, des plans de rupture fragile. Ces plans de cisaillement sont aussi observés dans la rupture réalisée sur le métal de base où on les trouve en taille plus réduite. Cependant, ces zones sont très localisées au centre du faciès de rupture et ne déprécient pas la ductilité de l'ensemble de l'assemblage. Les variations de résilience entre le métal de base et le noyau sont principalement dues aux structures plus grossières obtenues en zone fondue et en ZAT et en ZATM. En effet, le grossissement de grain améliore la résilience du cordon de soudure en imposant une surface de rupture très fortement chaotique. Ces ruptures restent néanmoins ductiles quelle que soit la zone rompue comme le montre les différentes figures.

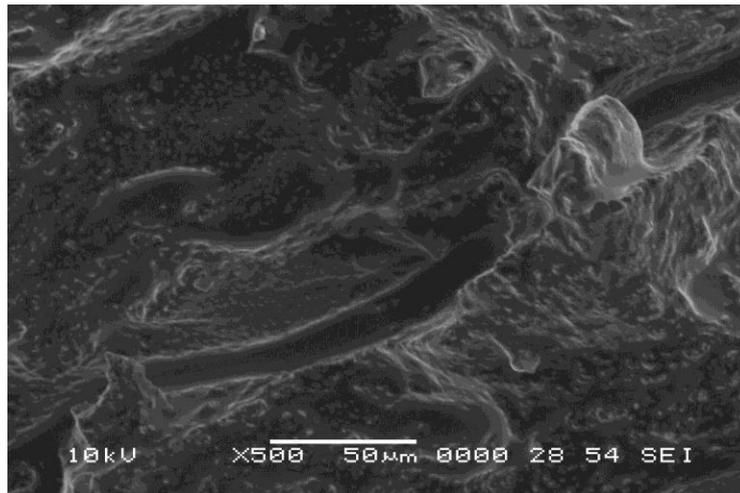


Figure 4 - 35 Facies de rupture de la ZATM d'un échantillon (revenu (T = 160°) pour un temps de maintien de 6 heures)

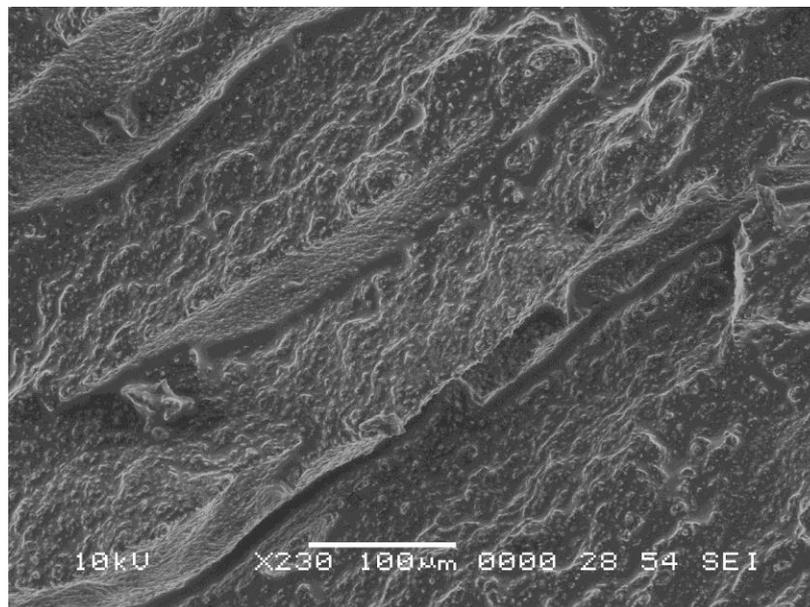


Figure 4 - 36 Facies de rupture de la ZAT d'un échantillon (revenu (T = 160°) pour un temps de maintien de 6 heures)

4.6 Diffraction des rayons X :

4.6.1 Différentes ordres de contraintes :

L'utilisation des rayons X permet de déterminer la structure des cristaux. Pour comprendre les méandres de la théorie des rayons X, il faut se plonger dans les bases de la physique du solide et utiliser les notions de structure cristalline, de réseaux réciproques. Celles-ci sont :

- Structure cristalline,

- Réseau réciproque,
- Plans réticulaires et indices de Miller,
- Conditions générales de diffraction,
- Loi de Bragg – Condition de Laue,
- Amplitude de l'onde diffractée.

La méthode de choix pour l'étude des systèmes de cristallins est la diffraction par les rayons X. Cette méthode permet d'analyser des déformations élastiques du réseau cristallin du matériau. Cependant, et selon les conditions expérimentales et la microstructure de notre matériau, l'information recueillie peut aller d'une déformation très locale au sein d'un réseau cristallin jusqu'à une déformation moyenne d'un ensemble de réseaux cristallins. En pratique, différentes échelles sont définies auxquelles sont associés différents ordres de contraintes internes.

La figure 4.36 illustre la variation de la contrainte interne sur une distance traversant plusieurs grains : [4.12]

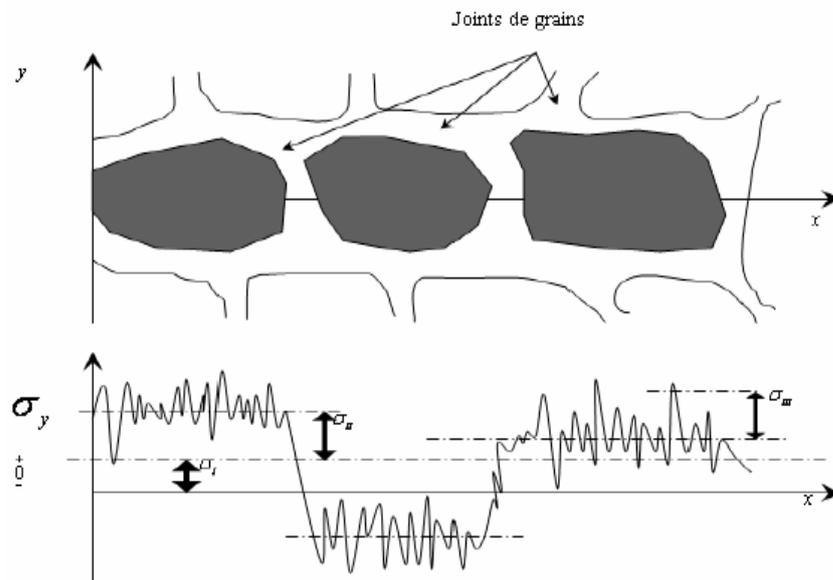


Figure 4 - 37 Variation de la contrainte interne sur une distance traversant plusieurs grains [97].

Sur la figure 4.36, sont ainsi mis en évidence, les différents ordres de contraintes internes.

Le premier met en évidence les contraintes internes macroscopiques qui s'étendent sur un nombre suffisant de grains et correspondent à une valeur moyenne sur le volume étudié. Le deuxième concerne les contraintes internes moyennes au sein du grain et le dernier ordre met en évidence les contraintes internes inter-cristallites. Celles-ci sont inhomogènes sur quelques distances interatomiques et correspondent aux fluctuations de contraintes à l'intérieur du grain.

4.6.2 La loi de Bragg :

Le rayonnement X est un rayonnement électromagnétique ayant des propriétés très proches de celles de la lumière. Il peut être réfléchi réfracté et polarisé. La longueur d'onde est de l'ordre de grandeur des distances inter réticulaires rencontrées dans la plupart des métaux.

La diffraction est un phénomène de diffusion élastique par un très grand nombre d'atomes. Ces atomes arrangés de manière périodique forme un réseau, suivant la direction ces rayons X diffusés peuvent avoir des relations destructives ou constructives entre eux.

Le principe est qu'un faisceau de rayons X est envoyé sur le cristal. Les ondes sont en partie transmises et en partie diffusées par le cristal. Les ondes diffusées dans un même plan par tous les motifs ne sont en phase dans ce cas de figure ils interfèrent de façon constructive contrairement à lorsqu'ils y a réflexion de l'onde sur le plan, c.à.d. Lorsqu'il y a égalité entre l'angle d'incidence et l'angle de diffusion. Ces faisceaux diffractés « constructives » sont définies par la loi de Bragg.

La figure 4.37 représente une démonstration de la loi de Bragg avec :

d = distance réticulaire

θ = angle d'incidence des rayons X

n = ordre de la diffraction

λ = longueur d'onde du faisceau de rayon X

$$2d \sin \theta = n\lambda \quad (4.2)$$

La différence entre les 2 rayons, $2d \sin\theta$ doit être un multiple de la longueur d'onde pour que l'interférence soit constructive

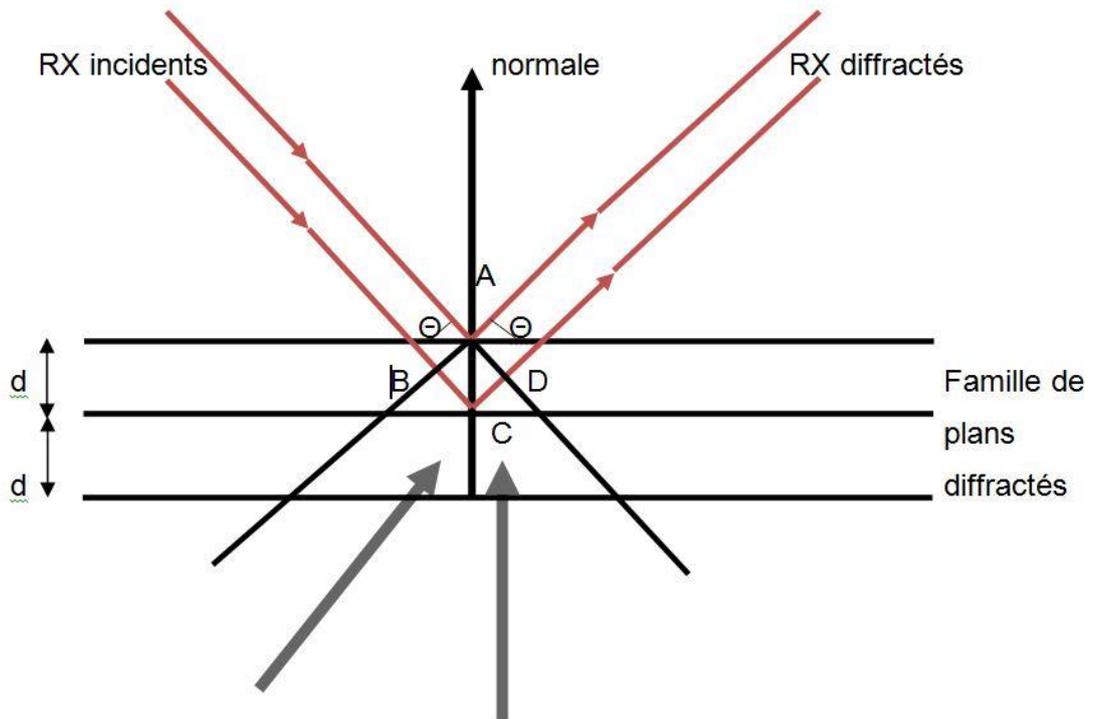


Figure 4 - 38 Démonstration de la loi de Bragg

On a d'après la figure 4.37 :

L'angle BAC = angle CAD = θ (angles à côtés perpendiculaires).

Si $BC + CD$ et $BC = CD = d \sin \theta$ alors $d \sin \theta$;

Il y a interférences constructives si $2d \sin \theta = n\lambda$. Cette relation traduit la relation de Bragg.

Dans le cas ou $K = 1$, il s'agit d'une réflexion au premier ordre,

Dans le cas ou $K = 2$, il s'agit d'une réflexion de second ordre et ainsi de suite...

Aussi et de la figure précédente, on peut faire les remarques suivantes :

- Géométriquement, remarquons que le faisceau incident, la normale aux plans diffractant et le faisceau diffracté sont coplanaires et que le faisceau diffracté fait un angle 2θ avec le faisceau incident,

- La réflexion de Bragg nécessite des longueurs d'onde λ inférieures ou égales à $2d$ (les valeurs de d pour la plupart des métaux sont inférieures à 4 \AA et donc la longueur d'onde incidente ne doit pas dépasser 8 \AA),
 - Par rapport à la réflexion de la lumière sur un miroir pour laquelle la réflexion a lieu pour toutes les incidences, il faut noter que la diffraction ne s'effectue que pour certaines directions,
 - Bien que diffraction et réflexion soient des phénomènes totalement différents les deux termes sont couramment employer. Bien que seul le terme diffraction soit correct, nous parlerons aussi bien de plans diffractant et de faisceaux diffractés que de plans réflecteurs et de faisceaux réfléchis.
- Pour notre expérience, les spectres de DRX des différents échantillons ont été enregistrés pour 2θ compris entre 20° à 120° avec un pas de $0,02^\circ$.

4.6.3 Analyse par diffraction des rayons X :

A travers la recherche bibliographique, les alliages métalliques subissent des transformations de phases lors de l'application des traitements thermiques. Ce processus se traduit par une absorption ou par un dégagement de l'énergie. Pour illustrer ce processus, cette analyse peut être un moyen qualitatif et quantitatif rapide pour la caractérisation des précipités de notre matériau. Aussi, son application permettra de mettre en évidence les phases présentes dans notre matériau.

Les diagrammes de diffraction RX sont représentés dans les figures suivantes. Ces figures mettent en évidence la formation des zones GP dans notre matériau qui est à base d'aluminium. Notre matériau est très sensible à toute perturbation de la périodicité du réseau cristallin. Il est possible de remarquer le contraste à la diffraction RX entre la matrice et les précipités qui peut être du à la différence de la densité électronique entre les deux phases du matériau. Cette densité électronique dépend de la composition des deux phases en présence. Ainsi, pour obtenir des informations quantitatives de la composition, il est préférable de calculer en détail les différentes contributions à l'intensité intégrée. Le calcul détaillé, (ne faisant pas l'objet de notre étude), ne sera pas effectué pour le système quaternaire AlZnMg (Cu).

Dans les alliages AlZnMg (Cu), le contraste à la diffraction RX entre les différents éléments provient essentiellement du contraste entre Al, Mg et Zn, Cu. Les contrastes entre Al et Mg d'une part et Zn et Cu d'autre part sont très faibles.

Le spectre de diffraction RX des différents échantillons montrent que les pics de diffraction de la solution solide sursaturée correspondent aux différents traitements thermiques utilisés lors de nos différentes expériences. Dans le noyau, des variations de précipitation apparaissent, notamment au niveau des bandes de solutés.

La structure obtenue dans le noyau montre des différences dans la nature et la proportion des phases précipitées.

L'intensité rapportée est l'intensité relative. Elle est normalisée de telle façon que le pic le plus intense ait une intensité 100, en unités arbitraires. Les pics sont tous dus à l'aluminium. Selon les fiches ASTM, la réflexion la plus intense pour l'aluminium est celle due au plan (111).

Dans le système d'alliage Al-Mg, l'expansion est consécutive au phénomène de précipitation et de la contraction à la dissolution, en raison du volume spécifique de la phase d'équilibre.

Dans le cas de notre matériau, une interprétation des courbes est faite sur la base d'un effet secondaire, à savoir les rayons atomiques et l'expansion est due à la dissolution et la contraction à la précipitation. [98, 99]. Les auteurs de ces études cités en référence, montrent que le volume spécifique des différentes phases précipitées est identique à celui de la matrice : il est de l'ordre de $16,5 \cdot 10^{-3} \text{ nm}^2$. L'expansion est due aux dissolutions et contraction à la précipitation dans notre cas. Notre matériau se trouve à l'état sursaturée après les traitements thermiques et reprendra son état d'équilibre lors du chauffage par précipitation de la phase d'équilibre η .

Cette précipitation s'exprime par la sortie des atomes de Mg et Zn de la solution solide (Al-Zn-Mg) où les rayons atomiques sont :

- Aluminium ($r_{\text{Al}} = 0,143 \text{ nm}$),
- Magnésium ($r_{\text{Mg}} = 0,160 \text{ nm}$)

- et Zinc ($r_{Zn} = 0,138 \text{ nm}$).

Ainsi et lors du traitement d'homogénéisation, les éléments Mg et le Zn apparaissent en solution solide en substitution. Les atomes de Mg augmentent la distance interatomique tandis que les atomes Zn diminuent cette distance ; d'où l'apparition d'une contraction. Ceci est confirmé dans les travaux de Berg et ses travaux montrent que la formation des zones GPII dans un alliage ternaire provoque une contraction dans la matrice d'aluminium du fait que le rayon atomique de Mg est plus gros que le rayon de Al, de 12% [99].

Afin d'attribuer l'origine de chaque pic à un phénomène métallurgique, et donc de mieux comprendre la séquence de précipitation des alliages, les trois étapes de notre expérience sur les traitements thermiques furent prises en considération : la mise en solution, la trempe et le revenu.

Les diagrammes obtenus sur les échantillons ne montrent pas une grande différence. Cette différence est peut être due au fait que les traitements ont été mal appliqués ou à une mauvaise préparation des échantillons. Normalement, des différences devaient être signalées du fait que notre matériau est un alliage à durcissement structural et où les réactions de précipitation et de dissolution induisent des changements dans le paramètre de la maille de la matrice d'aluminium.

Les diagrammes montrent un déplacement des pics vers les grands angles. Ceci peut être expliqué par la variation du paramètre de réseau de la maille de notre matrice et à la présence des éléments d'additions. Le diagramme de diffraction RX du noyau après les traitements thermiques diffère de celui du noyau à l'état brut. On observe une légère disparition du pic de diffraction de la famille de plans de la phase α , ce qui traduit une différence de texture entre les deux structures de soudage (à l'état soudé ou à l'état soudé et traité. Bien que le pic de diffraction de phase β apparaisse de façon plus intense, la phase α représente encore plus de 90% de la composition du noyau de phases α/β .

Les spectres de diffraction des rayons X de notre alliage AlZnMg (Cu), qui sont représentés dans les différentes figures, montrent l'apparition de plusieurs raies. Celles-ci sont liées à la solution solide. Les pics des échantillons soudés et traités

se trouvent décaler vers les grands angles par rapport à ceux de l'état homogène de trempe.

Ce décalage peut être expliqué par l'application de la loi de Bragg. Dans ce cas, on constate d'après la diffraction, l'augmentation des valeurs θ .

Le chauffage de notre alliage, jusqu'à une certaine température, permet la précipitation de la phase d'équilibre η . Cette phase s'accompagne d'un appauvrissement de la matrice en atomes de solutés (Zn, Mg, Cu).

En considérant que le rayon atomique du soluté Zn est presque identique à celui du solvant (Al), le rayon de Cu est donc inférieur au rayon d'Al tandis que le rayon de Mg est supérieur au rayon d'Al.

La sortie du soluté de la matrice au cours du chauffage de notre alliage mène à une contraction de la maille de la solution solide (diminution du paramètre de la maille).

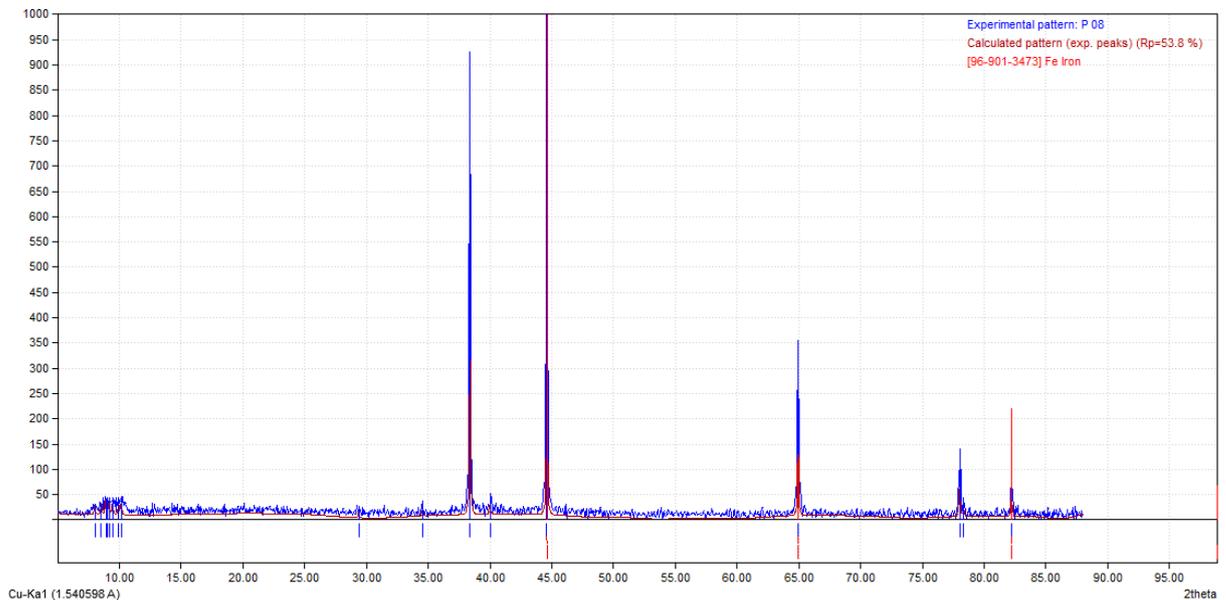


Figure 4 - 39 Diagrammes de diffraction RX de l'échantillon soudé et traité (épaisseur = 3 mm)

Aussi, on remarque que les pics représentés dans les différentes figures correspondent à la structure c.f.c de la matrice α aluminium. Comparativement aux

fichiers ASTM (fichier de référence), les diagrammes obtenus sont conformes aux fichiers de référence.

La figure 4.39 représente le diagramme de référence pour l'alliage d'aluminium 7075 T6 selon le fichier ASTM :

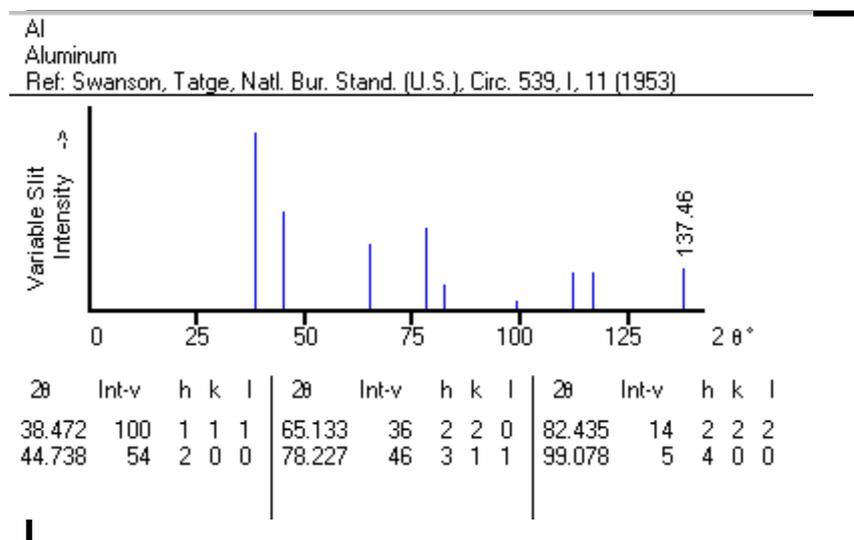


Figure 4 - 40 Diagramme de référence pour l'alliage d'aluminium 7075 T6 selon le fichier ASTM

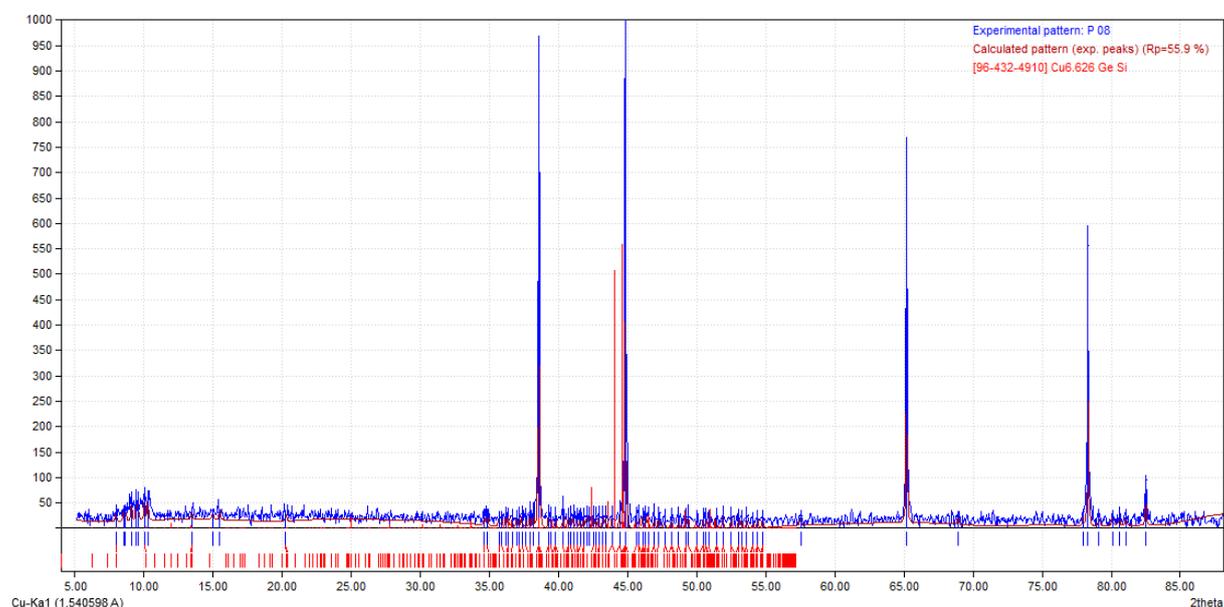


Figure 4 - 41 Diagrammes de diffraction RX de l'échantillon ayant subi l'essai de résilience ($T^{\circ} = 15^{\circ}$ et épaisseur = 3 mm)

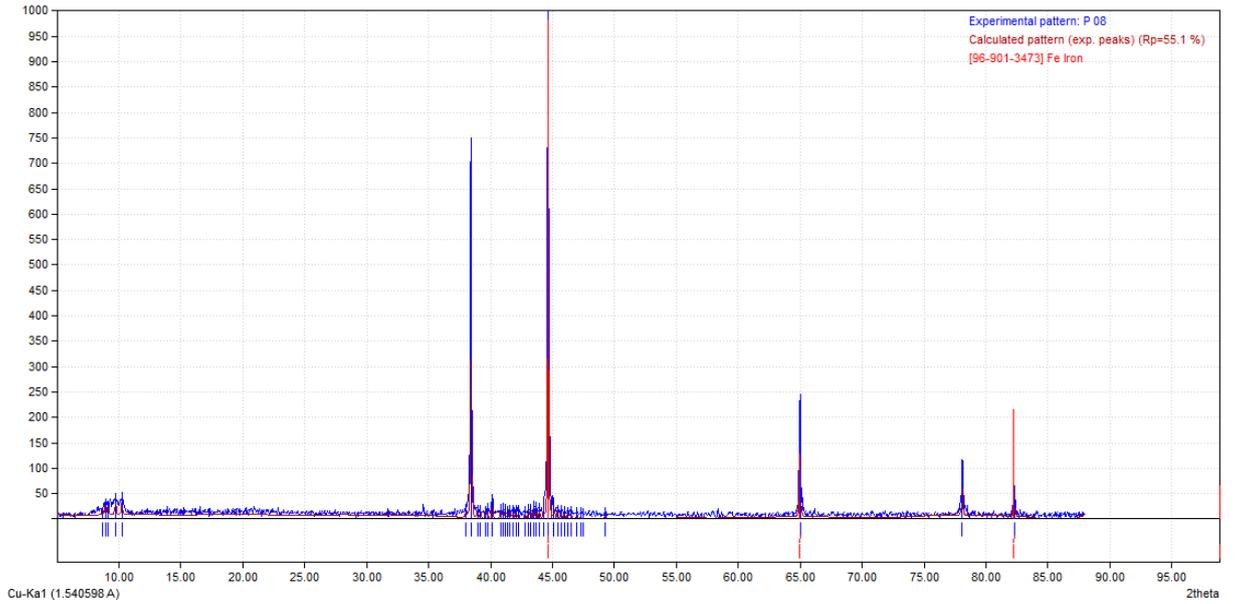


Figure 4 - 42 Diagrammes de diffraction RX de l'échantillon ayant subi l'essai de résilience ($T^{\circ} = 30^{\circ}$ et épaisseur = 3 mm)

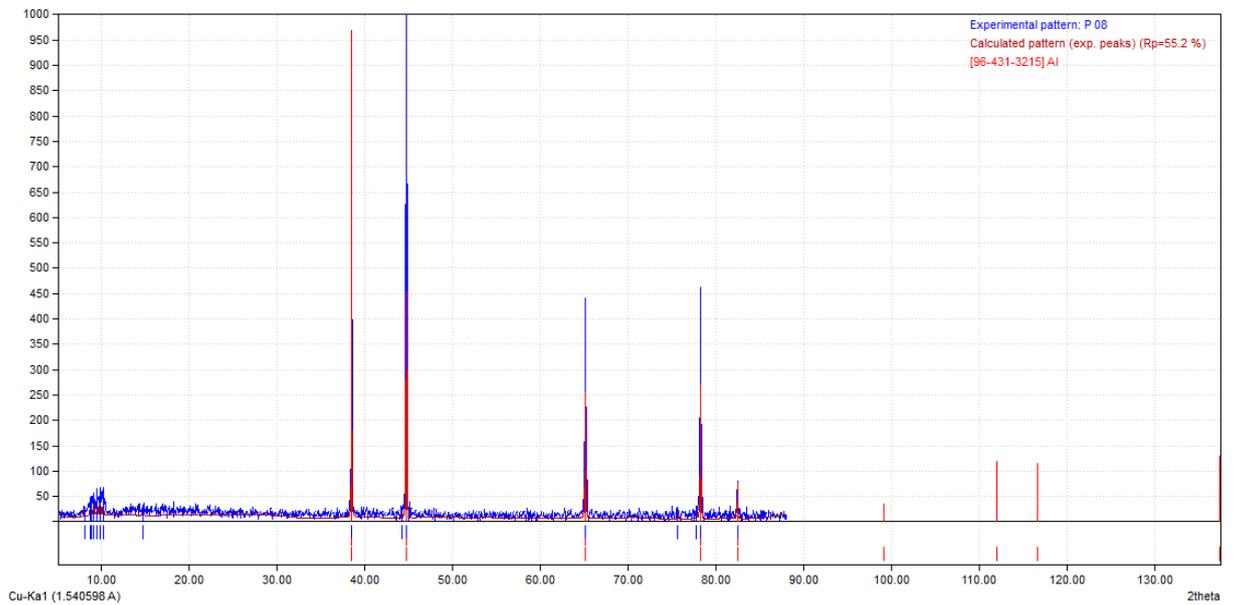


Figure 4 - 43 Diagrammes de diffraction RX de l'échantillon ayant subi l'essai de résilience ($T^{\circ} = 45^{\circ}$ et épaisseur = 3 mm)

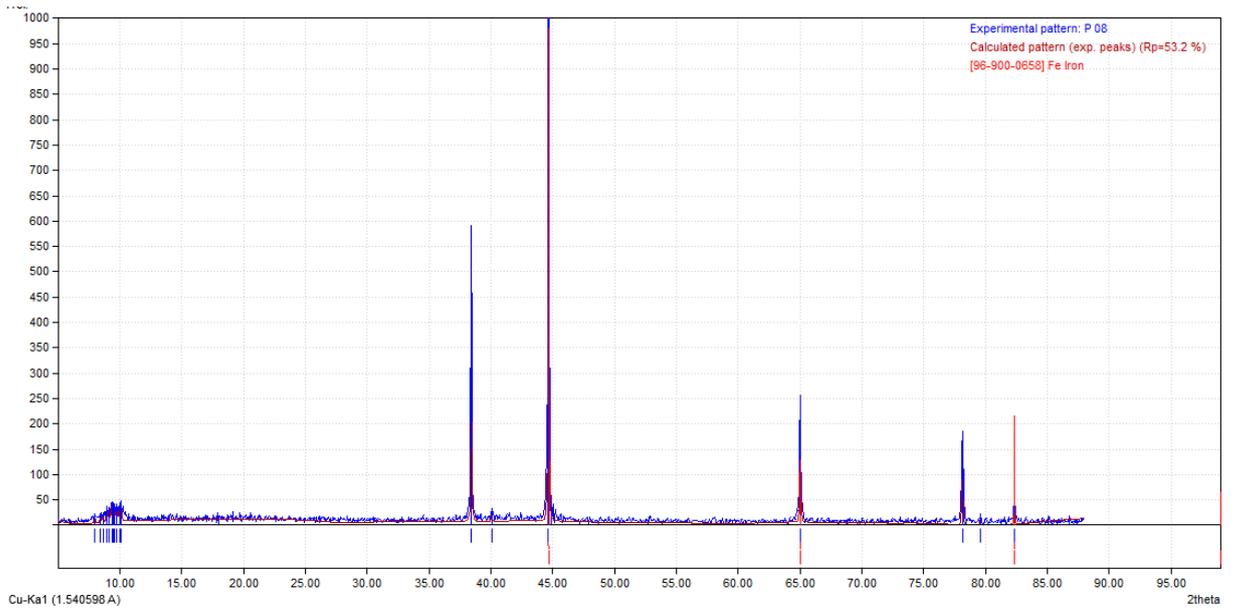


Figure 4 - 44 Diagrammes de diffraction RX de l'échantillon ayant subi l'essai de résilience ($T^{\circ} = 60^{\circ}$ et épaisseur = 3 mm)

Chapitre 5: Analyse Numérique

Le présent chapitre concerne la simulation et la modélisation du phénomène thermique apparus lors du soudage par friction malaxage ou Friction Stir Welding (FSW). Afin d'avoir une meilleure compréhension des effets des paramètres de soudage sur les différentes caractéristiques du joint soudé il faut passer par trois démarches complémentaires à savoir une examinations expérimentale suivie d'une simulation numérique comprenant une modélisation du phénomène par analyse par élément fini et concluant avec la validation d'un modèle par comparaison des deux résultats expérimentales et numériques obtenues.

5 Introduction

Le soudage par friction malaxage est un processus relativement simple. Il consiste en un outil de forme cylindrique pouvant fonctionner à la température de forgeage des pièces a soudés comportant un épaulement et un pion coaxial (généralement filetée).

Le soudage par friction-malaxage peut être utilisé pour assembler de nombreux types de matériaux et différentes géométries : soudure bout à bout, soudures par recouvrement, de profilés en T et de soudures d'angle ou encore soudure a forme arrondis. Pour chacune de ces géométries de joints, il est nécessaire de concevoir des outils spécifiques [100].

Grace au nombreux avantage qu'offre cette méthode : faible distorsion, qualité du cordon élevée, contraintes résiduelles réduites, moins de défauts de soudure et joints à faible coût, ce procédé a été largement utilisé dans l'industrie telle que l'aérospatiale, l'aéronautique et bien d'autre [101].

Un joint soudé par le procédé FSW est constitué de diverses zones impliquant différentes microstructures et propriétés mécaniques. En raison des caractéristiques intéressantes de FSW, de nombreuses activités de recherche ont été menées sur différents matériaux et sur différentes géométries de soudure [102].

La simulation numérique pourrait être un outil utile pour prédire le comportement du processus et son optimisation. Dans le soudage par friction-malaxage, la chaleur est générée d'abord sur la base du frottement entre l'outil et la pièce, puis par le changement de forme. Une partie de la chaleur générée par la pièce, affectera la distorsion, la distribution des contraintes résiduelles ainsi que la qualité de la soudure de la pièce [103]. L'analyse par éléments finis est une méthode efficace dans l'étude du soudage, car elle permet non seulement d'obtenir les résultats instantanés pendant le processus de soudage, mais également d'économiser du temps et les coûts de recherche.

Beaucoup de travaux de recherche ont été menés pour simuler le soudage par friction-malaxage à l'aide de divers logiciels permettant de déterminer la répartition de la température pour un ensemble donné de conditions de soudage. La quantité de chaleur émise par la friction du couple (outil/plaque à soudée) ajoutée au malaxage dû à la rotation de l'outil et son déplacement représentent la cause du changement de propriétés mécaniques et microstructurale du matériau de base de la plaque. Il est donc extrêmement important de comprendre l'aspect transfert de chaleur lors du soudage pour améliorer le processus. Voilà pourquoi, de nombreuses études sur le soudage par friction malaxage sur la simulation de la distribution de la température lors du processus de soudage [104] et les contraintes résiduelles ont été menées à l'aide des logiciels FEM comme par exemple : ANSYS, ABAQUS... etc. La méthode d'analyse par éléments finis est également utilisées pour étudier l'effet des paramètres de soudage sur les propriétés mécaniques de différents alliages soudés [105].

C'est dans cette optique qu'orbite notre chapitre à savoir le développement d'une simulation par éléments finis du procédé de soudage par friction-malaxage sur l'alliage d'aluminium AA7075-T6. Un outil numérique du procédé de soudage FSW basé sur le logiciel d'analyse par éléments fini ANSYS, a été développé. Le modèle de simulation est comparé ensuite avec des résultats expérimentaux préalablement obtenu.

5.1 Objectif

Les objectifs de cette partie de travail peuvent être résumés comme suit :

- Approche expérimentale par une étude de la propagation de la chaleur sur une plaque en aluminium lors du soudage par friction malaxage à travers un système de mesure utilisant des thermocouples positionner dans différent points de la plaque et connecter à un enregistreur mesurant en temps réel la température et déduite sur la plaque lors du passage de l'outil.
- Une modélisation à l'aide du logiciel ANSYS pour reproduire le phénomène de manière numérique puis comparer au essais expérimentaux afin de

mieux comprendre phénomène de transfert de chaleur lors du procédé de soudage par friction malaxage.

5.2 Approche numérique

Dans notre étude, le logiciel pour l'analyse numérique ANSYS 17.0 a été utilisé pour la simulation numérique du procédé de soudage par friction-malaxage, c'est l'un des outils numérique utilisé pour obtenir des solutions approximatives à une grande variété de problèmes d'ingénierie. Le logiciel ANSYS dispose de nombreuses fonctionnalités d'analyse par éléments finis, allant d'une analyse simple, linéaire et statique à une analyse dynamique complexe non linéaire et transitoire. Les réponses thermiques du matériau au cours du processus de soudage par friction-malaxage sont étudiées par simulations par éléments finis.

Dans cette étude, un modèle thermique est développé pour l'analyse. Tout d'abord, l'élément en brique est SOLID70, homogène ; un modèle de transfert de chaleur tridimensionnel linéaire et transitoire est développé pour déterminer les champs de température, indépendamment de la vitesse. Les modèles d'éléments finis sont construits de manière paramétrique à l'aide d'APDL (ANSYS Parametric Design Language) fourni par ANSYS® [106]. Les modèles sont ensuite validés en comparant les résultats avec les données de matériau établies.

5.3 Modélisation Mathématique

Lors de se procède de soudage la chaleur est générée principalement par deux mécanismes. Le premier est dû à la friction de l'épaulement avec la surface de contact de la plaque à souder et le deuxième mécanisme concerne la déformation plastique intense et cisaillement des grains au voisinage de l'outil.

Différentes modélisations existent dans la littérature prenant en compte la génération de la chaleur lors du soudage FSW. Lorsque le contact est considéré complètement glissant à l'interface outil/pièces, la chaleur est générée par frottement à cette interface [107]. En réalité, les conditions de contact entre l'outil et les plaques à souder sont beaucoup plus complexes. Certains auteurs stipulent l'existence, au niveau de l'épaulement, de deux zones : une zone dans laquelle le contact est glissant et une zone dans laquelle la matière colle à l'outil de soudage.

Plusieurs études se sont penchées sur la modélisation thermique basée sur ces deux sources ; car elles représentent une étape essentielle dans la compréhension par la suite du phénomène produit par l'écoulement de la matière résultant dans la modification de microstructure de la soudure. L'ensemble des travaux de modélisation thermique de FSW, avec un calcul analytique ou numérique sont basés sur la résolution de l'équation de conduction thermique (de l'énergie) avec les conditions aux limites et initiales appropriées.

Dans la suite, nous allons présenter certain nombre d'hypothèses simplificatrices et les équations du problème étudié.

5.4 Hypothèses et suppositions

- Le système de coordonnées (o, x, y, z) est supposé mobile et lié à l'axe de l'outil. Le problème de transfert de chaleur devient quasi-stationnaire de type conduction/convection et il est géré par l'équation du transfert de chaleur d'un système Eulérien.
- La température maximale sur la pièce pendant le soudage est toujours inférieure à la température de fusion « T_f » du matériau.
- Le pion de l'outil a la forme d'un cylindre.
- Les pertes par conduction aux surfaces de contact entre la pièce à souder avec le support inférieur d'une part et l'outil de soudage d'autre part, sont supposées sous un mode de transfert par convection ayant un coefficient de transfert de chaleur spécifique \bar{h} [108].
- Nous supposons que les pertes sont par convection naturelle sur toutes autres surfaces de la pièce où le coefficient d'échange est h_∞ (de l'air ambiant).
- La chaleur générée à la déformation plastique de la matière, par l'effet de l'outil FSW, est supposée négligeable en comparant avec la chaleur générée par frottement.

5.5 Équations du transfert de chaleur

En s'appuyant sur les hypothèses avancées et en prenant en considération un système de coordonnées mobile, l'équation de transfert de chaleur dans la pièce à souder est donnée comme suit [108]:

$$\frac{\partial(C\rho T)}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x}(k_x \frac{\partial T}{\partial x}) + \frac{\partial}{\partial y}(k_y \frac{\partial T}{\partial y}) + \frac{\partial}{\partial z}(k_z \frac{\partial T}{\partial z}) + S + v_w \frac{\partial(C\rho T)}{\partial x} \quad (1)$$

Où : C la capacité thermique, ρ la densité. k_x , k_y , k_z sont les composantes de la conductivité thermique. v_w : la vitesse de soudage. S est la source de chaleur volumique dans la pièce et elle est négligée par rapport à la source de chaleur principale issue par frottement. Donc on a :

$$S = 0$$

La chaleur principale est considérée à travers les conditions aux limites et elle est déterminée par le modèle suivant.

5.6 Modèle de source de chaleur

Dans notre cas il existe deux grands apports de chaleur par frottement : la chaleur engendrée à l'interface du pion / pièce à souder et la chaleur engendrée par le frottement à l'interface épaulement /pièce à souder. Cette dernière source de chaleur est supposée comme suit [109]:

$$q_s = 2\pi.C_f.F_n.R_i\omega / (60.A_s) \quad (2)$$

Où R_i est la distance entre l'axe de rotation de l'outil et un point à l'interface au-dessous de l'épaulement. ω est la vitesse de rotation de l'outil (tr/min). C_f est le coefficient du frottement sur l'épaulement. F_n est la force de forgeage verticale au déplacement et A_s est la surface de frottement de l'épaulement.

La chaleur engendrée à l'interface pion/pièce se compose par trois parties :

- (a) la chaleur générée par le cisaillement de la matière,
- (b) la chaleur générée par le frottement sur la surface de filetage du pion,
- (c) la chaleur engendrée par le frottement sur la surface verticale du pion.

Dans ce travail, nous négligeons la deuxième et la troisième parties (b et c) par rapport à la partie (a). Nous reprenons donc l'expression de cette source de chaleur [110], où elle est exprimée par le modèle suivant :

$$q_p = \frac{C_f \bar{Y} \cdot 2\pi r_p \omega}{60 \cdot \sqrt{3(1 + C_f^2)}} \quad (3)$$

Où \bar{Y} est la contrainte moyenne de cisaillement du matériau, r_p est le diamètre du pion d'outil, C_f est le coefficient de frottement.

Ainsi on a la chaleur totale donnée par :

$$S=Q_{total}= q_s +q_p \quad (4)$$

5.7 Conditions aux limites (figure 5.3)

- Les transferts thermiques à l'interface pièce /milieu ambiant (S1) sont modélisés par une convection avec un coefficient d'échange global [108] : $h_\infty =12.25 \text{ W.m}^{-2}.\text{K}^{-1}$.

L'équation sur la surface (S1) est donnée par :

$$k \left. \frac{\partial T}{\partial n} \right|_\Gamma = h_\infty (T - T_0) \quad (5)$$

Les conditions aux limites sur les surfaces de frottement (S2) à l'interface :

- Épaulement/ pièce à souder sont :

$$k \left. \frac{\partial T}{\partial n} \right|_\Gamma = q_s \quad (6)$$

- Pion / pièce à souder sont :

$$k \left. \frac{\partial T}{\partial n} \right|_\Gamma = q_p \quad (7)$$

Les quantités q_s et q_p sont calculées à partir des équations (2) et (3).

- Le transfert de chaleur à l'interface de contact (S3), (la pièce à souder avec le support inferieur est donné par :

$$k \left. \frac{\partial T}{\partial n} \right|_\Gamma = \bar{h}(T - T_0) \quad (8)$$

Où $\bar{h} = 6.25 \text{ W.m}^{-2}.\text{K}^{-1}$ [109].

Puisque les deux pièces à souder sont symétriques de part et d'autre du plan vertical du soudage (parallèle au cordon de soudure) et par rapport à l'outil. Nous pouvons supposer que le gradient de température selon la direction transversal au soudage est nul, le long de ce plan

$$\left. \frac{\partial T}{\partial y} \right|_{x \text{ sym}} = 0 \tag{9}$$

- La température à l'état initial de l'outil et de la pièce à souder est :

$$T(x, y, z, 0) = T_i = 300K \tag{10}$$

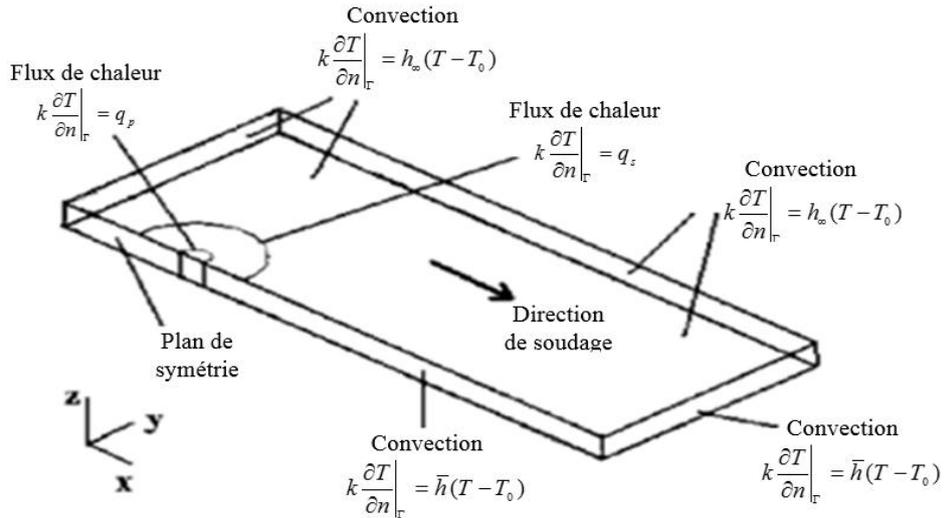
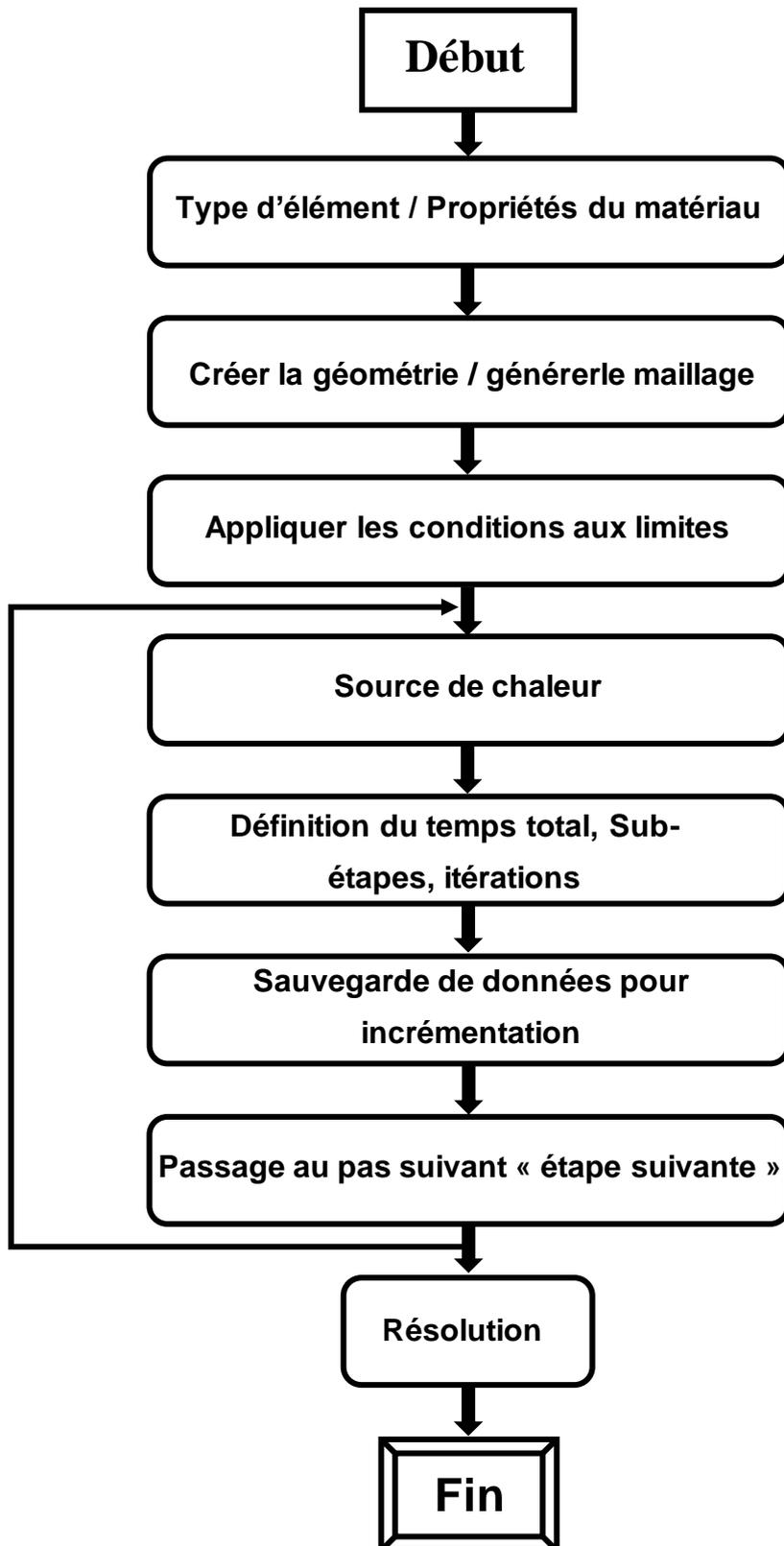


Figure 5 - 1 Schémas descriptif des conditions aux limites d'une plaque souder par le procédé FSW (le plan (X, Y) représente la base de la table de travail).

5.8 Organigramme simplifier du programme de simulation de l'écoulement thermique lors du Soudage par friction malaxage sous Ansys



5.9 Étapes De Résolution Et D'analyse sous Ansys

Pour la résolution d'un problème physique les principales étapes à suivre sont :

- 1- La définition du domaine d'étude et d'analyse, dans notre cas « thermique ».
- 2- La création ou l'importation de la géométrie / ou du domaine de calcul.
- 3- La définition des matériaux (propriétés) / traçage des propriétés en fonction de la température.
- 4- La définition et le choix du type d'éléments finis pour l'analyse (prédéfini).
- 5- La génération du maillage selon l'ordre des matériaux et les densités voulues.
- 6- L'application des conditions aux limites.
- 7- L'introduction des variables de la source thermique (remplissage des matrices...).
- 8- L'avant résolution :
 - Définition du type d'analyse (stationnaire, transit, harmonique,...).
 - Examen de l'option du contrôle de la solution (cas non linéaire ou couplé).
 - Spécification des conditions initiales d'un calcul transitoire (taille du temps du phénomène, pas du temps, et paramètres relatifs...) La spécification du contrôle des *outputs* (paramètres de sortie des différents résultats).
- 9- L'enregistrement de toute la base de données générée par le code.
- 10- Lancement de la résolution par *Solve* ou *Lssolve* (résolution du système algébrique obtenu par l'un des programmes prédéfinis).
- 11- L'exploitation et traitement des résultats (Post-processor).

5.10 Procédure Globale De Résolution Par Nos Programmes

L'explication de la procédure de résolution du problème thermique de nos programmes, d'une manière globale, est menée dans la suite conjointement avec l'organigramme global.

En introduisant le programme établi (sous le Mode commandes prédéfinies), l'ANSYS va lire toutes les données du fichier data (paramètres du soudage et les

données géométriques), puis il passe aux calculs de quelques variables en fonction des données lues.

Puis dans la partie de modélisation, on choisit le type d'élément fini qui est plane55 sert au calcul 2D. Ensuite, on lui introduit les propriétés du matériau (Al 7075) en fonction de la température. Nous donnons les dimensions des tôles à souder et on donne les subdivisions selon nos variables (n_{nx} , n_{ny} ,...) et le coefficient 'Rap' de raffinement près de la soudure. Les surfaces/ volumes, les nœuds/ éléments et la ligne de soudage seront créés dans cette partie de modélisation.

Dans la session résolution, on spécifie au début quelques options servant à la résolution. Par exemple, on spécifie que le calcul est transitoire, la méthode de résolution du système algébrique non linéaire est celle de *Newton-Raphson*. Ensuite, on applique les conditions aux limites, en commençant par la température initiale T_0 (de 300 K sur tous les points du maillage). Puis, on sélectionne les points des facettes de frontières (*NSEL*) et en utilisant la commande *CONV* on applique les conditions aux limites de convection.

La partie qui le suit concerne une étape importante, c'est l'introduction du modèle source opté du problème thermique et son application. Donc, on déclare la matrice spécifique Q du modèle source et ses indices (x , y , z , $time$), en suite leurs remplissages conformément au maillage réalisé et les pas du temps du soudage. Puis, on applique les étapes de chargement de l'effet de la source, par la commande *HFLUX* uniquement dans la zone où se situe la source à l'instant considéré au cours de son déplacement (dans la boucle du temps) et éventuellement aussi la boucle du temps de refroidissement. Pour chaque pas du temps, on écrit ces données à l'ANSYS dans un fichier spécifique à cet instant par la commande *LSWRITE*. Une fois tous les chargements sont appliqués, on entame la résolution du système matriciel non linéaire élaboré par toutes les données introduites, en utilisant l'algorithme de *Newton-Raphson* prédéfini dans l'ANSYS et sélectionné précédemment.

Le lancement de la boucle de résolution pour tous les instants de chargement (*load steps*) se fait par la commande *LSSOLVE* qui lit tous les fichiers spécifiques définis précédemment. Puis, on registre toute la base de données générée.

L'étape suivante concerne la session de Post-traitement des résultats obtenus. Une fois la résolution converge et termine (qui nécessite assez du temps), on vérifie au premier lieu le sens physique des résultats. Puis, on trace le maillage élaboré. On affiche le champ de la température pour différentes positions choisies et on compare avec d'autres résultats numériques pour vérifier la qualité du maillage utilisé. Une fois il est acceptable (pas de changement significatif dans les valeurs obtenu), on affiche les cycles thermiques des nœuds correspondants aux cordonnées de quelques cycles expérimentaux pour la validation du modèle et ses paramètres optés, sinon, on change les paramètres du modèle et on refait les calculs à chaque fois.

5.11 Résultats et interprétation

Le modèle employé peut être utilisé pour prédire la distribution de la température sous les conditions de travail en friction malaxage. Les Figures 5-2 à 5-5 illustrent les résultats de la simulation à l'instant 4s : la répartition de la température en Kelvin sur la surface supérieur de la pièce soudée à une vitesse de rotation de 1400 tr/min et à une vitesse de déplacement d'outil de 2 mm/s, tel que :

La figure 5-2 représente le champ de la température et les contours isothermes calculés à l'instant 4s. Cette figure montre clairement le processus du transfert de chaleur autours du pion. Les valeurs de la température maximum calculées sont proches de la température de fusion de l'alliage d'aluminium étudié.

La température maximale est obtenue dans la zone malaxée et légèrement décaler à côté du centre de l'outil (zone AS : *Advancing Side*), cela est dû par l'effet du mouvement de la matière ramollie, ce qui montre la dissymétrie du procédé. Un gradient de température important est bien observé dans la ZAT (Zone Affectée Thermiquement) entourant le pion et sous l'épaulement (indiqué par la ligne discontinue) voir Figure 5-2.

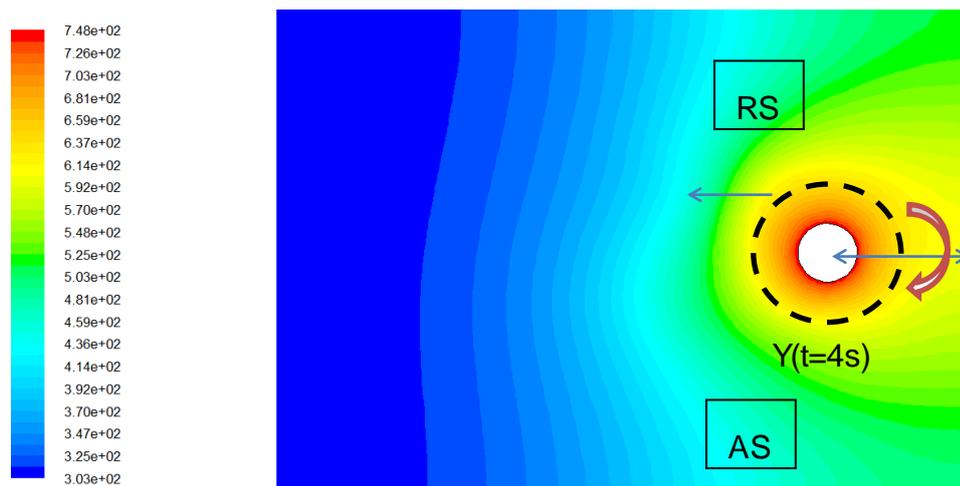


Figure 5 - 2 Champ de la température et les contours isothermes (à $t = 4s$)

Pour valider notre simulation, on présente au premier lieu les résultats thermiques expérimentaux, et puis la comparaison par des cycles thermiques.

Les résultats expérimentaux du soudage par friction-malaxage du matériau en alliage d'aluminium 7075T6 ont été comparés aux résultats numériques du programme ANSYS. La pièce soudée avait des dimensions de $200 \times 100 \times 3$ mm, l'outil avait un rayon d'épaulement de 10 mm, un rayon de pion de 3 mm et une longueur de pion de rétractable passant de 0 à 10mm selon le besoin. La vitesse de rotation et la vitesse de translation utilisées dans cette comparaison étaient respectivement de 1400 tr/min et de 2 mm/s.

La caractérisation thermique nous permet d'avoir l'évolution de la température au cours du soudage par friction malaxage sur la tôle 7075-T6. La figure 3-26 montre le résultat d'un cordon de soudure fini et les thermocouples utilisés. Le cordon est parallèle à l'axe x.

La figure 5-3 montre quelques cycles thermiques expérimentaux obtenus au cours du soudage FSW. La position de chaque thermocouple sur la tôle est indiquée sur le tableau 3-7.

Nous constatons que l'allure globale des courbes (cycles) est la même pour tous les thermocouples. La température passe par une augmentation brusque jusqu'à produire un pic suivi d'un refroidissement plus ou moins long au fil du temps. Les thermocouples qui se situent très proche au cordon (Tc1 et Tc3) enregistrent des pics de température très élevés sur leurs cycles thermiques. La température maximale atteinte est environ 430°C .

Les figures 5-4 montrent les résultats expérimentaux et numériques.

Ces pics de la température décroissent au fur et à mesure que la position des thermocouples s'éloigne de la ligne de soudage (selon l'axe OY).

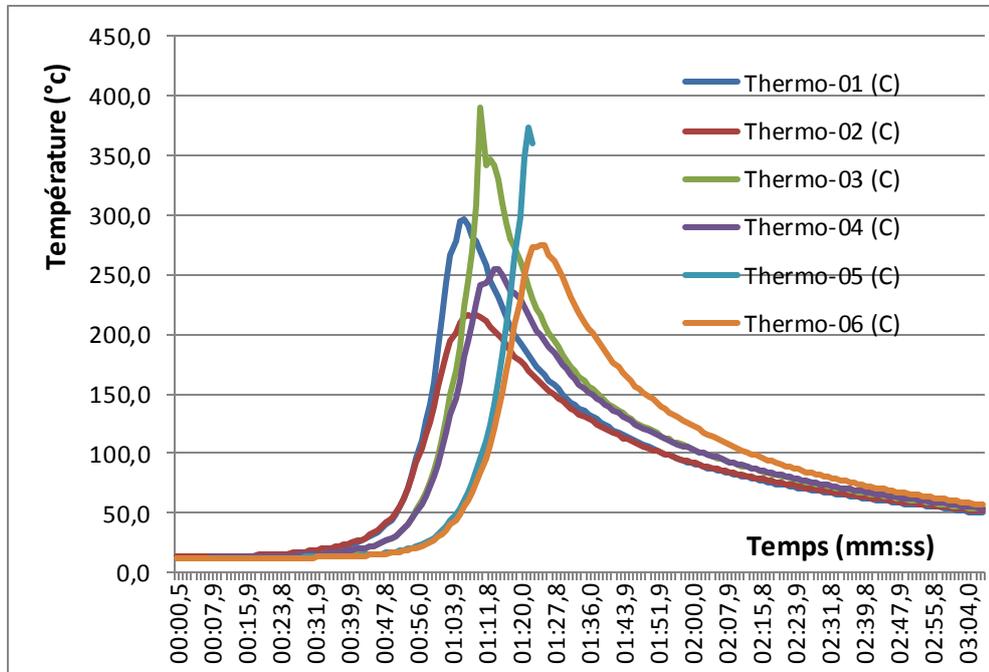


Figure 5 - 3Cycles thermiques expérimentaux lors le soudage FSW de la tôle d'aluminium série 7075 d'épaisseur 3mm.

Le thermocouple N° 1 a été implanté légèrement loin de sa position désirée et indiquée au tableau 3-7 (erreur expérimentale de soudage de ce thermocouple ± 1 mm). On constate que ceci a amené à enregistrer un pic moins élevé que le TC3 et TC5, ayants même position théorique.

Le thermocouple N° 5 a subi une déconnection de la tôle lors du passage de l'outil FSW, marqué par le non enregistrement des températures à partir de cet instant.

Les Thermocouples N° 2,4 et 6 ont des pics croissants vu que leur positions 'Y' s'approchent par rapport la ligne de soudage (l'axe X).

Les thermocouples les plus proches au cordon de soudure (N° 3 et 5) ont des pics plus élevés proches de 400 °c (environ 390°c) .

On a choisi les cycles thermiques expérimentaux 5 et 6 pour les comparer avec les calcules numériques.

On peut voir que la vitesse de chauffage est supérieure à la vitesse de refroidissement.

Comme prévu, les pics de température sont plus élevés aux endroits proches de la ligne de soudure et diminuent vers la ZAT.

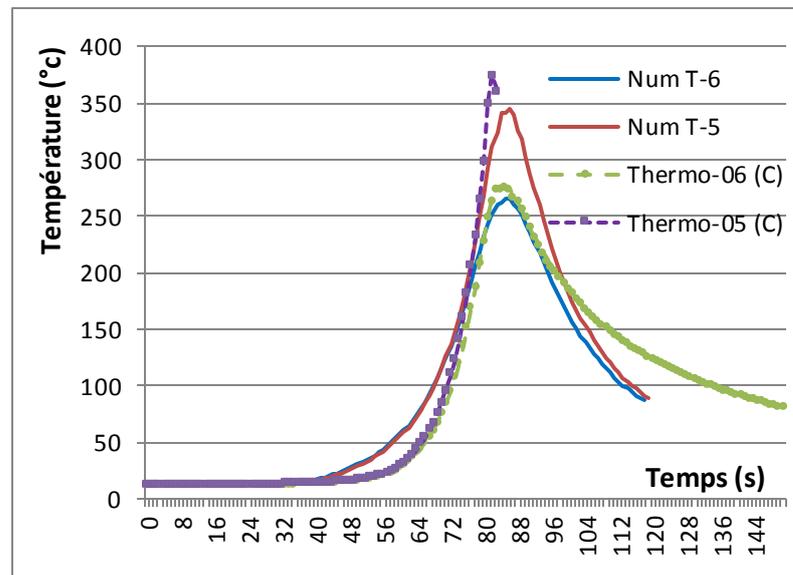


Figure 5 - 4 Comparaison des cycles thermiques expérimentaux et numériques des points 5 et 6.

Les résultats montrent qu'il existe un bon accord entre le travail réalisé expérimentalement et les résultats numériques obtenu par ANSYS. La différence dans les résultats de la distribution de la température entre l'examinassions expérimentale et la modélisation variait entre 5 et 14%, ce qui est acceptable.

La figure5-4 montrent bien la température maximale de la plaque de soudage qui a été atteinte à plusieurs moments.

Comme on le voit, le gradient de température est important à l'avant de l'outil par rapport à son arrière, c'est-à-dire que le profil de température s'étend plus loin vers la région soudée derrière l'outil en mouvement.

En raison de la rotation de l'épaulement, l'écoulement de matériau près de la surface supérieure est accéléré et, par conséquent. La déformation du matériau joue un rôle important dans la formation du profil de la zone de soudure par friction malaxage.

La température maximale prévue est de 400 °C dans la région située sous l'épaulement.

Cette température est d'environ 100 °C inférieure à la température de solidus de l'Aluminium 7075T6 et se situe dans la plage de températures acceptée dans le procédé FSW.

5.12 Conclusion

L'un des plus grands défis rencontrés dans la simulation numérique des problèmes thermiques concernant les procédés de soudage résident en partie dans la modélisation de la source de chaleur et dans l'estimation de la quantité d'énergie utile pour le chauffage des pièces à assembler. Une modélisation efficace de ces problèmes permet une bonne prédiction de la forme globale des zones à risque.

L'analyse thermique du problème de soudage a été menée à travers une étude expérimentale suivie de modélisations et simulations numériques. Sur la base des résultats expérimentaux obtenus, un travail d'optimisation du maillage du domaine de calcul et des paramètres du modèle de source de chaleur, a permis d'obtenir des résultats numériques concluants proches de ceux obtenus expérimentalement. Les résultats de la simulation sont en bon accord avec ceux des résultats expérimentaux.

CONCLUSION GENERALE

Ce travail est une contribution à l'étude et à la compréhension des procédés FSW utilisés pour le soudage de l'alliage d'aluminium 7075-T6 à usage aéronautique. Cet alliage est dans l'ensemble difficilement soudable car d'une part, il est sujet aux criques lors de la solidification de la soudure et d'autre part, les caractéristiques mécaniques après soudage sont fortement diminuées. Cependant, l'utilisation du procédé de soudage FSW peut améliorer certains de ces résultats.

En premier lieu, nous avons étudié de manière détaillée la microstructure résultant du procédé de soudage FSW ainsi que les caractéristiques du phénomène de soudage.

Dans le but de contribuer à l'évaluation de la qualité de notre assemblage soudé, de caractériser l'interaction entre notre alliage et le procédé de soudage FSW, et de fournir des données quantitatives sur le comportement de cet assemblage soudé, nous avons utilisé durant cette thèse les essais mécaniques suivants :

- Dureté; Micro dureté; Résilience et Traction.

Ces essais mécaniques ont montré que le cordon de soudure présente un bon compromis résistance/ductilité même après traitement thermique. Cependant, certains paramètres (temps et température) ont un rôle important lors de l'application de ces essais et peuvent influencer sur la forme géométrique du cordon de soudure.

L'étude de la microstructure du joint soudé nous a permis :

- D'identifier plusieurs zones : une zone loin du cordon de soudure non affectée par le soudage dont les caractéristiques sont les mêmes que celles du matériau de base. Une zone proche du cordon de soudure où la dissolution a été complète et où des zones GP ont re-précipité lors du refroidissement de la soudure et une zone intermédiaire où la dissolution n'est que partielle. Ces changements constatés dans la microstructure sont causés par l'effet de friction du procédé de soudage,
- En utilisant la micro dureté, on remarque que la moyenne de la micro-dureté varie d'une zone à l'autre. Sa valeur est maximale dans le métal de base. La valeur de la zone affectée thermiquement est quant à elle supérieure à celle de la zone affectée thermo mécaniquement ensuite vient celle du noyau. Aussi et en conséquence logique des différences microstructurales après soudage, on a constaté que l'état initial de notre alliage soudé avant l'application des traitements thermiques réagit de manière très différente au traitement thermique post-soudage.

L'étude des relations structures/propriétés mécaniques du cordon de soudure FSW de notre alliage a permis de mettre en évidence les changements de caractéristiques de l'assemblage après l'application du traitement thermique post-soudage.

Le traitement thermique post-soudage a modifié la ductilité du noyau par rapport à celle du métal de base par la précipitation d'une structure plus fine lors de la première phase.

L'application de l'essai de dureté a montré que notre assemblage soudé mis en solution dans des conditions de température et de temps optimal n'entraîne pas une amélioration notable de la dureté relativement à son état non traité. Lors de l'application de l'essai de résilience, l'énergie ne varie pas de manière très prononcée. Son impact dans le noyau reste le même tandis que dans la zone affectée thermiquement, il varie.

On déduit que tester la résistance à la rupture brutale dans les conditions qui lui sont propres mais qu'un seul essai d'une zone du cordon réalisé à une température quelconque n'a qu'une signification très limitée. A basse

température, la rupture se fait pratiquement sans déformation plastique préalable,

L'essai de traction a permis de déterminer les caractéristiques mécaniques. Il a montré que le traitement thermique permet d'améliorer les caractéristiques mécaniques des matériaux. Aussi, le soudage provoque des zones fragilisées (ZATM-ZAT-Noyau) qui conduit à un changement de microstructure. La transformation de phase, conduit à une fragilité de la soudure.

Dans la dernière partie de notre travail, une comparaison du profil de température développé entre les valeurs du procédé de soudage des essais expérimentaux, une modélisation mathématique et une simulation numérique produite par le logiciel « ANSYS » ont été réalisés afin de déterminer le comportement thermique du matériau.

En matière de résultats thermique, on peut conclure que la température en un point donné de l'assemblage atteint son pic (après une augmentation très rapide) lors du passage de la source de chaleur. Au fur et à mesure que la source s'éloigne, la température diminue d'une manière rapide puis sa vitesse de refroidissement diminue d'une manière plus douce et plus lente. Cela est clair sur les cycles et les champs thermiques représentés.

Sur la base des résultats expérimentaux obtenus, un travail d'optimisation du maillage du domaine de calcul et des paramètres du modèle de source de chaleur, a permis d'obtenir des résultats numériques concluants proches de ceux obtenus expérimentalement. Une bonne concordance des résultats est observée.

Les résultats expérimentaux nous en montrent des profils identiques ce qui démontre la fiabilité de cette approche et la possibilité d'améliorer les résultats numériques.

Finalement, notre étude nous a permis d'étudier l'influence des traitements thermiques sur les alliages d'aluminium 7075 T6 soudés par le procédé de soudage FSW. Elle nous a permis de distinguer les caractéristiques de l'évolution de la structure lors de l'application du procédé de soudage FSW dans les différentes zones (métal de base, zone affectée thermiquement,

zone affectée thermo-mécaniquement et le noyau) en fonction de l'état initial de l'alliage. On peut conclure que :

- L'application du procédé de soudage FSW a un effet sur la diminution de l'impact de l'énergie dans le noyau de notre matériau, et qu'un prolongement à un maintien isotherme, conduit à une apparition de phases d'équilibres incohérentes avec la matrice. La coalescence de cette dernière conduit à l'adoucissement de l'alliage,
- La différence des épaisseurs des échantillons (3 et 4 mm) n'a aucune influence sur la microstructure des joints soudés dans le cordon de soudure. Dans cette partie, les conditions de déformation et de température sont telles qu'elles transforment complètement les structures jouant sur les propriétés des joints et sur les états de précipitation,
- Notre alliage connaît un fort adoucissement à travers la soudure. L'expérience a permis de mettre en évidence l'évolution de l'état de précipitation à travers la soudure.
- les phénomènes de précipitation sont bien évidemment influencés par la température et par le temps, mais l'influence de la température semble être plus importante que celle du temps,
- L'application des traitements post soudage augmente la résistance à la traction du cordon de soudure mais aussi une amélioration des valeurs de la dureté à travers le cordon de soudure, une rehausse qui s'apparente au métal de base mais sans être identique. Une nette amélioration comparativement à la même plaque souder mais non traité thermiquement.
- La séquence de précipitation dans notre alliage ayant un durcissement maximal appartenant au système AlZnMg (Cu) reste toujours ouverte à de nouvelles études. La recherche bibliographique a montré que cette séquence varie d'un alliage à un autre. Cette séquence de précipitation reste la plus complexe et la plus controversée dans ce type d'alliage.

REFERENCES

1. VARGEL, C., *Métallurgie de l'aluminium*. 2010: Ed. Techniques Ingénieur.
2. Polmear, I. *Aluminium Alloys--A Century of Age Hardening*. in *Materials forum*. 2004.
3. MATSUDA, F. and K. NAKATA, *A New Test Specimen for Self-Restraint Solidification Crack Susceptibility Test of Electron-Beam Welding Bead: Fan-Shaped Cracking Test (Materials, Metallurgy & Weldability)*. Transactions of JWRI, 1982. **11**(2): p. 87-94.
4. Mondolfo, L.F., *Aluminum alloys: structure and properties*. 2013: Elsevier.
5. Guinier, A., *Structure of age-hardened aluminium-copper alloys*. *Nature*, 1938. **142**(3595): p. 569.
6. Deschamps, A. and Y. Brechet, *Influence of quench and heating rates on the ageing response of an Al-Zn-Mg-(Zr) alloy*. *Materials Science and Engineering: A*, 1998. **251**(1-2): p. 200-207.
7. Engdahl, T., et al., *Investigation of fine scale precipitates in Al-Zn-Mg alloys after various heat treatments*. *Materials Science and Engineering: A*, 2002. **327**(1): p. 59-64.
8. Mandal, P., *Experimental Analysis of Microstructure and Mechanical Behaviour in Fine Grained Al-Zn-Mg Alloy*. *International Journal of Scientific Research in Science, Engineering and Technology*, 2 (1), 2016: p. 519-526.
9. Berg, L., et al., *GP-zones in Al-Zn-Mg alloys and their role in artificial aging*. *Acta materialia*, 2001. **49**(17): p. 3443-3451.
10. Fan, X., et al., *Characterization of precipitation microstructure and properties of 7150 aluminium alloy*. *Materials Science and Engineering: A*, 2006. **427**(1-2): p. 130-135.
11. Nicolas, M., *Évolution de l'état de précipitation dans un alliage Al-Zn-Mg lors de traitements thermiques anisothermes et dans la zone affectée thermiquement de joints soudés*. 2002, Grenoble, INPG.
12. Werenskiold, J., A. Deschamps, and Y. Bréchet, *Characterization and modeling of precipitation kinetics in an Al-Zn-Mg alloy*. *Materials Science and Engineering: A*, 2000. **293**(1-2): p. 267-274.
13. Li, X., et al., *HREM study and structure modeling of the η' phase, the hardening precipitates in commercial Al-Zn-Mg alloys*. *Acta materialia*, 1999. **47**(9): p. 2651-2659.
14. Ringer, S. and K. Hono, *Microstructural evolution and age hardening in aluminium alloys: atom probe field-ion microscopy and transmission electron microscopy studies*. *Materials characterization*, 2000. **44**(1-2): p. 101-131.
15. Stiller, K., et al., *Investigation of precipitation in an Al-Zn-Mg alloy after two-step ageing treatment at 100 and 150 C*. *Materials Science and Engineering: A*, 1999. **270**(1): p. 55-63.
16. Marlaud, T., *Microstructures de précipitation et mécanismes de corrosion feuilletante dans les alliages d'aluminium de la série 7000 à très hautes caractéristiques mécaniques*. 2008, Institut National Polytechnique de Grenoble-INPG.
17. Achon, P., *Comportement et ténacité d'alliages d'aluminium à haute résistance*. 1994, EMP.

18. BOUAFIA, Y. and A. Farid, *Elastic characterization by Ultrasonic waves of the unstandardized polycrystalline alloy 42500*. Journal of Materials and Engineering Structures «JMES», 2017. **4**(2): p. 87-97.
19. Fribourg, G., *Couplages entre précipitation et plasticité dans un alliage d'aluminium 7xxx: application à des traitements thermomécaniques de réduction des distorsions dans des composants aéronautiques*. 2009, Grenoble INPG.
20. Develay, R., *Tritements Thermiques des Alliages D'Aluminium*. 1986: Ed. Techniques Ingénieur.
21. Petton, G., *Mécanismes microscopiques et comportement cyclique de l'alliage d'aluminium 7010*. 1995, Lyon, INSA.
22. Raghavan, M., *Microanalysis of precipitate free zones (PFZ) in Al-Zn-Mg and Cu-Ni-Nb alloys*. Metallurgical Transactions A, 1980. **11**(6): p. 993-999.
23. Ogura, T., et al., *Atom probe tomography of nanoscale microstructures within precipitate free zones in Al-Zn-Mg (-Ag) alloys*. Acta materialia, 2010. **58**(17): p. 5714-5723.
24. Deschamps, A., et al., *Influence of cooling rate on the precipitation microstructure in a medium strength Al-Zn-Mg alloy*. Materials Science and Engineering: A, 2009. **501**(1-2): p. 133-139.
25. Jiang, H. and R. Faulkner, *Modelling of grain boundary segregation, precipitation and precipitate-free zones of high strength aluminium alloys—I. The model*. Acta materialia, 1996. **44**(5): p. 1857-1864.
26. Deschamps, A. and Y. Brechet, *Influence of predeformation and ageing of an Al-Zn-Mg alloy—II. Modeling of precipitation kinetics and yield stress*. Acta materialia, 1998. **47**(1): p. 293-305.
27. Dumont, D., *Relations Microstructure/Ténacité dans les alliages aéronautiques de la série 7000*. 2001, Institut National Polytechnique de Grenoble-INPG.
28. Pardoën, T., et al., *Grain boundary versus transgranular ductile failure*. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 2003. **51**(4): p. 637-665.
29. Deschamps, A., et al., *Quantitative characterization of the microstructure of an electron-beam welded medium strength Al-Zn-Mg alloy*. Materials Science and Engineering: A, 2009. **517**(1-2): p. 361-368.
30. Çam, G. and M. Koçak, *Microstructural and mechanical characterization of electron beam welded Al-alloy 7020*. Journal of materials science, 2007. **42**(17): p. 7154-7161.
31. Mathers, G., *The welding of aluminium and its alloys*. 2002: Woodhead publishing.
32. Ma, T. and G. Den Ouden, *Softening behaviour of Al-Zn-Mg alloys due to welding*. Materials Science and Engineering: A, 1999. **266**(1-2): p. 198-204.
33. Cook, G.E., et al., *Controlling robotic friction stir welding*. Welding journal, 2003. **82**(6): p. 28-34.
34. Mishra, R.S. and Z. Ma, *Friction stir welding and processing*. Materials Science and Engineering: R: Reports, 2005. **50**(1-2): p. 1-78.
35. Balasubramanian, N., B. Gattu, and R.S. Mishra, *Process forces during friction stir welding of aluminium alloys*. Science and Technology of Welding and Joining, 2009. **14**(2): p. 141-145.

36. Genevois, C., *Genèse des microstructures lors du soudage par friction malaxage d'alliages d'aluminium de la série 2000 & 5000 et comportement mécanique résultant*. 2004, Institut National Polytechnique de Grenoble-INPG.
37. ZIMMER, S., et al., *Manuel Pédagogique, Le soudage par friction malaxage, friction stir welding*. 2006, ISBN 978-2-900781-67-8 Projet COROUSSO Livrable.
38. Zimmer-Chevret, S., et al., *FSW: UN PROCÉDE DE SOUDAGE POUR LES ALLIAGES D'ALUMINIUM DE FONDERIE*. 2009.
39. Fuller, C.B., *Friction stir tooling: tool materials and designs*. Friction stir welding and processing, 2007: p. 7-36.
40. Wykes, D.H., *Adjustable pin for friction stir welding tool*. 1997, Google Patents.
41. Arbegast, W.J., *Application of Friction Stir Welding and related technologies*. Friction stir welding and processing, 2007: p. 273-308.
42. Marie, F., et al. *Investigation on bobbin tool friction stir welding of 2000 series aluminum thin sheets*. in *Proc. 7th Int. Symp. on 'Friction stir welding', Awaji Island, Japan*. 2008.
43. Nandan, R., T. DebRoy, and H. Bhadeshia, *Recent advances in friction-stir welding—process, weldment structure and properties*. Progress in Materials Science, 2008. **53**(6): p. 980-1023.
44. Okamura, H., *Visualization of material flow in an autogenous friction stir weld*. J Japan Welding Soc, 2000. **69**(7): p. 565-571.
45. Heurtier, P., et al., *Mechanical and thermal modelling of friction stir welding*. Journal of materials processing technology, 2006. **171**(3): p. 348-357.
46. Cui, G., Z. Ma, and S. Li, *Periodical plastic flow pattern in friction stir processed Al-Mg alloy*. Scripta Materialia, 2008. **58**(12): p. 1082-1085.
47. Arbegast, W.J., *A flow-partitioned deformation zone model for defect formation during friction stir welding*. Scripta Materialia, 2008. **58**(5): p. 372-376.
48. Biallas, G., et al., *Mechanical Properties and Corrosion Behaviour of Friction Stir Welded Al2024-T3*. erschienen als CD-ROM, 1999.
49. Mahoney, M., et al., *Properties of friction-stir-welded 7075 T651 aluminum*. Metallurgical and materials transactions A, 1998. **29**(7): p. 1955-1964.
50. Kim, Y., et al., *Three defect types in friction stir welding of aluminum die casting alloy*. Materials Science and Engineering: A, 2006. **415**(1-2): p. 250-254.
51. Commin, L., *Assemblage des alliages de magnésium laminés à chaud par soudage friction malaxage et soudage laser: approche expérimentale vers une compréhension des propriétés mécaniques*. 2008, Aix en Provence, ENSAM.
52. Yu, L., K. Nakata, and J. Liao, *Microstructural modification and mechanical property improvement in friction stir zone of thixo-molded AE42 Mg alloy*. Journal of Alloys and Compounds, 2009. **480**(2): p. 340-346.
53. Chen, H.-B., et al., *The investigation of typical welding defects for 5456 aluminum alloy friction stir welds*. Materials Science and Engineering: A, 2006. **433**(1-2): p. 64-69.
54. Kooney, A., et al., *Friction Stir Process Mapping Methodology*. 2002.
55. Kumar, K. and S.V. Kailas, *The role of friction stir welding tool on material flow and weld formation*. Materials Science and Engineering: A, 2008. **485**(1-2): p. 367-374.

56. Caravaca, D.S., et al. *Correlation of phased array inspection and fatigue performance of FSW joints*. in *ASME 2007 26th International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering*. 2007. American Society of Mechanical Engineers.
57. Voellner, G., et al. *3-dimensional friction stir welding using a modified high payload robot*. in *6th International Friction Stir Welding Symposium, Saint Sauveur, Canada*. 2006.
58. Voellner, G., et al., *Robotic friction stir welding*. 2007, SAE Technical Paper.
59. Von Strombeck, A., C. Schilling, and J.F. Dos Santos, *Robotic friction stir welding-tool, technology and applications*. Biuletyn Instytutu Spawalnictwa(Poland), 2001. **45**(6): p. 49-52.
60. Hori, H. *Friction stir welding of rolling stock for subway*. in *The First International Symposium on Friction Stir Welding, Gothenburg*. 1999.
61. Sylvanus, J., *Friction-Stir-Welding (FSW)-Reibrührschweißen* <http://www.iwb.tum.de/iwbmedia/Downloads/studium/Lehrveranstaltungen>. Vorlesung.
62. Gratecap, F., G. Racineux, and S. Marya, *A simple methodology to define conical tool geometry and welding parameters in friction stir welding*. International Journal of Material Forming, 2008. **1**(3): p. 143-158.
63. Windisch, M., et al. *Damage tolerance characterization of 2195 base material and friction stir welds*. in *11th European Spacecraft Structures, Materials and Mechanical Testing Conference (SSMMT), Toulouse*. 2009.
64. Sheikhi, S., *Herstellung und Bewertung der Umformbarkeit von reibrührgeschweissten Tailored blanks aus Aluminiumlegierungen*. 2006, Universität Duisburg-Essen, Fakultät für Ingenieurwissenschaften» Maschinenbau und Verfahrenstechnik.
65. Zaeh, M.F., D. Eireiner, and L. Papadakis. *Friction stir welding with modern milling machines/requirements, approach and application*. in *5th International Friction Stire Wlding Symposium, Sept*. 2004.
66. Mandal, S., J. Rice, and A. Elmustafa, *Experimental and numerical investigation of the plunge stage in friction stir welding*. Journal of materials processing technology, 2008. **203**(1-3): p. 411-419.
67. Gerlich, A., P. Su, and T. North, *Tool penetration during friction stir spot welding of Al and Mg alloys*. Journal of materials science, 2005. **40**(24): p. 6473-6481.
68. Guerdoux, S., *Numerical simulation of the friction stir welding process*. 2007, École Nationale Supérieure des Mines de Paris.
69. Johnson, R. *Forces in friction stir welding of aluminum alloys*. in *3rd International Symposium on Friction Stir Welding (Kobe, Japan)*. 2001.
70. Zhang, Z. and H. Zhang, *Numerical studies on effect of axial pressure in friction stir welding*. Science and Technology of Welding and Joining, 2007. **12**(3): p. 226-248.
71. Muthukumaran, S. and S. Mukherjee, *Multi-layered metal flow and formation of onion rings in friction stir welds*. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2008. **38**(1-2): p. 68-73.
72. Jene, T., et al., *Monitoring of the friction stir welding process to describe parameter effects on joint quality*. Welding in the World, 2008. **52**(9-10): p. 47-53.

73. Arora, A., et al., *Torque, power requirement and stir zone geometry in friction stir welding through modeling and experiments*. Scripta Materialia, 2009. **60**(1): p. 13-16.
74. Peel, M., et al., *Dissimilar friction stir welds in AA5083-AA6082. Part I: Process parameter effects on thermal history and weld properties*. Metallurgical and materials transactions A, 2006. **37**(7): p. 2183-2193.
75. Crawford, R., et al., *Modelling of friction stir welding for robotic implementation*. International Journal of Modelling, Identification and Control, 2006. **1**(2): p. 101-106.
76. Thompson, J. *FSW for cost savings in contract manufacturing*. in *Second International Symposium on Friction Stir Welding, Gothenburg*. 2000.
77. Eireiner, D., *Prozessmodelle zur statischen Auslegung von Anlagen für das Friction Stir Welding*. Vol. 201. 2006: Herbert Utz Verlag.
78. Ponte, M., et al., *Low-Cost Transformation of a Conventional Milling Machine Into a Simple FSW Work Station*, in *AMST'05 Advanced Manufacturing Systems and Technology*. 2005, Springer. p. 357-365.
79. Gebhard, P. and M. Zäh. *Force control design for CNC-milling machines for friction stir welding*. in *7th International Friction Stir Welding Symposium, Awaji Island, Japan, TWI (CDROM)*. 2008.
80. Haynie, T.J., A.D. Hofferbert, and A.H. Kopyy, *Adapter for friction stir welding*. 2008, Google Patents.
81. Smith, C.B., *Robotic friction stir welding using a standard industrial robot*. Kei Kinzoku Yosetsu(Journal of Light Metal Welding and Construction), 2004. **42**(3): p. 40-41.
82. Jemal, N., et al. *Caractérisation d'un alliage 2024-T3 assemblé par friction-malaxage*. in *Conférence Internationale sur le Soudage, le CND et l'Industrie des Métaux*. 2010. CSC.
83. Association, A., *Aluminum: properties and physical metallurgy*. 1984: ASM international.
84. Bussu, G. and P. Irving, *The role of residual stress and heat affected zone properties on fatigue crack propagation in friction stir welded 2024-T351 aluminium joints*. International Journal of Fatigue, 2003. **25**(1): p. 77-88.
85. Barrett, C.S. and P. Lacombe, *Structure des métaux: méthodes, principes et résultats cristallographiques ['Structure of metals'], par CS Barrett,... Traduit par C.[Claude] Leymonie,... Préface de P.[Paul] Lacombe*. 1957: Dunod.
86. Hauk, V., *Structural and residual stress analysis by nondestructive methods: Evaluation-Application-Assessment*. 1997: Elsevier.
87. Gemme, F., *Modélisation numérique des phénomènes physiques du soudage par friction-malaxage et comportement en fatigue de joints soudés en aluminium 7075-T6*. 2011, École Polytechnique de Montréal.
88. Schmidt, H., J. Hattel, and J. Wert, *An analytical model for the heat generation in friction stir welding*. Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering, 2003. **12**(1): p. 143.
89. Yan, J., M.A. Sutton, and A.P. Reynolds, *Process–structure–property relationships for nugget and heat affected zone regions of AA2524–T351 friction stir welds*. Science and Technology of Welding and Joining, 2005. **10**(6): p. 725-736.

90. Schmidt, H.N.B., T. Dickerson, and J.H. Hattel, *Material flow in butt friction stir welds in AA2024-T3*. Acta Materialia, 2006. **54**(4): p. 1199-1209.
91. Demmouche, Y., *Étude du comportement en fatigue d'assemblages soudés par FSW pour applications aéronautiques*. 2012, Ecole nationale supérieure d'arts et métiers-ENSAM.
92. Aydin, H., et al., *Tensile properties of friction stir welded joints of 2024 aluminum alloys in different heat-treated-state*. Materials & Design, 2009. **30**(6): p. 2211-2221.
93. Tajally, M., Z. Huda, and H.H. Masjuki, *A comparative analysis of tensile and impact-toughness behavior of cold-worked and annealed 7075 aluminum alloy*. International Journal of Impact Engineering, 2010. **37**(4): p. 425-432.
94. Reynolds, A.P., W. Lockwood, and T. Seidel. *Processing-property correlation in friction stir welds*. in *Materials science forum*. 2000. Trans Tech Publ.
95. Dubourg, L., et al., *Process window optimization for FSW of thin and thick sheet Al alloys using statistical methods*. 2006.
96. Boyer, H.E. and T.L. Gall, *Metals handbook; desk edition*. 1985.
97. Macherauch, E., H. Wohlfahrt, and U. Wolfstieg, *Zur zweckmäßigen definition von eigenspannungen*. HTM, 1973. **28**(3): p. 201-211.
98. Amira, R., *Etude des phénomènes de précipitation dans le système d'alliages Al-Zn-Mg par la dilatométrie et l'analyse calorimétrique différentielle*. 2005.
99. Nicolas, M. and A. Deschamps, *Characterisation and modelling of precipitate evolution in an Al-Zn-Mg alloy during non-isothermal heat treatments*. Acta materialia, 2003. **51**(20): p. 6077-6094.
100. Awang, M., I. Ahmat, and P. Hussain, *Experience on Friction Stir Welding and Friction Stir Spot Welding at Universiti teknologi petronas*. journal of applied science, 2011. **11**: p. 1959-1965.
101. Rajakumar, S., C. Muralidharan, and V. Balasubramanian, *Statistical analysis to predict grain size and hardness of the weld nugget of friction-stir-welded AA6061-T 6 aluminium alloy joints*. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2011. **57**(1-4): p. 151-165.
102. Aissani, M., et al., *Design and optimization of friction stir welding tool*. Materials and Manufacturing Processes, 2010. **25**(11): p. 1199-1205.
103. Bitondo, C., et al., *Friction-stir welding of AA 2198 butt joints: mechanical characterization of the process and of the welds through DOE analysis*. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2011. **53**(5-8): p. 505-516.
104. Cavaliere, P., et al., *Effect of welding parameters on mechanical and microstructural properties of dissimilar AA6082-AA2024 joints produced by friction stir welding*. Materials & Design, 2009. **30**(3): p. 609-616.
105. Kim, Y., et al., *Effect of welding parameters on microstructure in the stir zone of FSW joints of aluminum die casting alloy*. Materials Letters, 2006. **60**(29-30): p. 3830-3837.
106. Malde, M., *Thermomechanical modeling and optimization of friction stir welding*. 2009.

107. Tang, W., et al., *Heat input and temperature distribution in friction stir welding*. Journal of Materials Processing and Manufacturing Science, 1998. **7**: p. 163-172.
108. Mouloud, A., *Simulation & Expérimentation en Soudage Etude du Comportement Thermique et Mécanique des Métaux à Usage Aéronautique*. 2014: Presses Académiques Francophones.
109. Song, M. and R. Kovacevic, *Thermal modeling of friction stir welding in a moving coordinate system and its validation*. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 2003. **43**(6): p. 605-615.
110. Colegrove, P.A., *3 Dimensional flow and thermal modelling of the friction stir welding process*. 2001, University of Adelaide, Department of Mechanical Engineering.