



**UNIVERSITÉ SAAD DAHLAB DE BLIDA**

**INSTITUT AÉRONAUTIQUE**

**THÈSE DE DOCTORAT**

**ÉTUDE DU COMPORTEMENT THERMIQUE ET MECANIQUE DES  
MATERIAUX AERONAUTIQUES PAR DES METHODES NUMERIQUES :  
*APPLICATION AU SOUDAGE DE STRUCTURES METALLIQUES***

Pour obtenir

**Le GRADE DE DOCTEUR**

Spécialité : Aéronautique

Par

**Mouloud AISSANI**

Thèse soutenue le 15/09/2013 devant le jury :

<b>S. BOUKRAA</b>	Professeur	U.S.D de Blida	Président
<b>R. HAMZAOU</b>	Enseignant Chercheur / HDR	IRC-ESTP Paris, France	Examineur
<b>T. REZOUG</b>	Professeur	U.S.D de Blida	Examineur
<b>S. GUESSASMA</b>	Chargé de Recherche / HDR	INRA de Nantes, France	Examineur
<b>Y. BENKEDDA</b>	Professeur	U.S.D de Blida	Directeur de thèse
<b>D.H. BASSIR</b>	Maître de conférences / HDR	UTBM, Besançon, France	Codirecteur de thèse

**RESUME**

L'assemblage par soudage des constructions et des structures métalliques à usage aéronautique, tend vers l'utilisation intense de procédés de soudage modernisés tels que le soudage par l'arc électrique TIG et par friction malaxage FSW. Pour réduire le poids des appareils et des structures métalliques, il est envisagé dans les recherches actuelles de remplacer le rivetage par le soudage.

Dans le présent travail, l'intérêt sera porté sur l'étude de ces deux procédés. Dans un premier temps, une étude du comportement thermique induit par le procédé de soudage TIG est menée. L'effet thermique important produit par la fusion des parties à assembler, crée dans la structure *des zones à risques*. 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. Aussi, une étude du comportement mécanique des tôles soudées par le procédé TIG est faite sur la base d'essais de traction réalisés sur des éprouvettes normalisées ; elle a permis de s'initier à l'étude du comportement du matériau analysé. Dans un second temps, une étude de conception et de réalisation d'un nouvel outil de soudage par friction malaxage FSW est effectuée (Brevet [Aissani 2007]). Des essais de soudage ont été menés par la suite avec succès ; les joints de soudure réalisés ont été examinés et contrôlés par des tests CND (Contrôle Non Destructif). Enfin, une caractérisation mécanique et métallographique des cordons de soudure obtenus, par ces procédés, nous a permis de déterminer les propriétés mécaniques des soudures et la comparaison selon ces procédés.

**ABSTRACT**

The welding assembly of constructions and metal structures used in aeronautics tends to use modernized welding processes such as TIG welding and the Friction Stir Welding (FSW). In actual researches, in order to reduce the weight of devices and these metal structures, we intend to replace the riveting process by welding.

In the present work, both processes have been considered. In a first step, the study of the thermal behavior induced by the TIG welding process was done. The significant thermal effect produced by the fusion of parts to be assembled, creates in the structure *high-risk zones*. Modeling and numerical simulation of the heat transfer are properly developed by highlighting the effect of different welding parameters. Then, an experimental study is presented for comparison and validation of results. The experimental results are found to be in good agreement with numerical results. Also, a study of the mechanical behavior of welded plates by TIG process is made on the basis of tensile tests performed on standard specimens; this allows to identify the behaviour law of the material analyzed. In a second step, a study of design and conception of a new tool in Friction Stir Welding (FSW) is performed (Patent [Aissani 2007]). Welding tests and validation were carried out afterward successfully. Completed weld joints were examined and checked by Non-Destructive Testing (NDT). Finally, a mechanical and metallographic characterization of the obtained welds, by those processes, allows to determine the mechanical properties of welds and comparing results.

## خلاصة:

إن التجميع بالتحليم للإنشاءات الميكانيكية والهياكل المعدنية المستعملة في ميدان الطيران ، يتجه نحو الاستخدام الكثيف لعمليات اللحام الحديثة مثل اللحام بالقوس الكهربائي TIG واللحام بالاحتكاك الخطي FSW. ويهدف هذا التوجه إلى تقليل وزن المعدات وتلك الهياكل واستبدال طريقة التجميع بالمسامير الميكانيكية بالتحليم ، وهذا في الأبحاث الحالية.

في بحثنا هذا نحن سنهتم بدراسة تلك الطريقتين في التحليم. نقدم في هذه الأطروحة، في الخطوة الأولى، دراسة عن السلوك الحراري الناجم عن عملية اللحام بالقوس الكهربائي TIG. ونظراً للتأثير الحراري الكبير الناتج عن إنصهار الأطراف المجمعّة بالتحليم نجم عنه ظهور مناطق هشّة خطيرة مجاورة لوصلة التحليم. لذا فقد قمنا بوضع نموذج رياضي مناسب لتمثيل النقل الحراري ثم محاكاته رقمياً بعدة طرق حسابية، مبيّنين بذلك تأثير عوامل اللحام المختلفة. وبعد ذلك، عرضنا دراسة تجريبية لعمليات تحليم لصفائح معدنية مستعملة في الطيران وذلك من أجل المقارنة والتحقق مع الحسابات الرقمية. النتائج المحصل عليها تجريبياً تشير إلى وجود توافق جيد مع النتائج الرقمية. أيضاً عرضنا مساهمة في دراسة السلوك الميكانيكي للصفائح الملحومة بعملية TIG، استناداً إلى تجارب على عينات اختبار الشد استخرجت منها. هذه الدراسة قد أتاحت لنا بالتعرف مبدئياً على قوانين السلوك الميكانيكي الخاص بالمعادن التي تمت دراستها.

وقد تمت في الخطوة الثانية، دراسة تصميم أداة جديدة للحام بالاحتكاك الخطي FSW وتصنيعها ، (حيث تم تسجيل براءة اختراع هذه الأداة [Aissani 2007]). وأجريت بعد ذلك اختبارات اللحام بالأداة وتم التحقق من كفاءتها بنجاح واختيار الشكل الأمثل. أين قمنا باختبار و بفحص وصلات اللحام الناتجة باختبارات غير المتلفة (NDT) وتمت مناقشتها. وأنهينا عمل الأطروحة لكل طريقة تحليم، بإجراء تحاليل للأوصاف الميكانيكية والميتالوغرافية (metallographic) لوصلات اللحام من أجل تحديد خواصها الميكانيكية وجودتها و كذا مقارنة النتائج لكل طرق التحليم المدروسة.

## REMERCIEMENTS

Je tiens tout d'abord à remercier le DIEU tout puissant, de m'avoir donné le courage et la patience afin de mener à bien et à terme ce travail. Une grande partie du travail s'est déroulé au niveau de la Division Métallurgie et Mécanique (DMM) du Centre National de Recherche en Soudage et Contrôle (CSC). La finalisation du travail s'est effectuée au niveau du Laboratoire de Mécanique Appliquée (LMARC) de l'institut FEMTO-ST, Université de Franche-Comté Besançon, France.

Que Messieurs le Dr YAHY Moustepha, Directeur Général du CSC et le Pr. BOUBAKAR Lamine, Directeur du LMARC, trouvent ici l'expression de ma profonde reconnaissance pour les facilités qu'ils m'ont accordées pour l'accomplissement du présent travail.

Je tiens particulièrement à remercier mes directeurs de thèse, le Pr BENKEDDA Younes, Professeur à l'Université Saad Dahleb de Blida (Algérie) et le Pr BASSIR David H., Professeur assistant/HDR à LMARC de FEMTO-ST, Université Franche-Comté Besançon (France). Mes directeurs de thèse ont encadrés et suivis ce travail avec beaucoup d'intérêt, de soin et de conscience professionnelle.

Je tiens à exprimer ma gratitude et mes sincères remerciements à Monsieur BOUKRAA Salah, Professeur au département aéronautique de l'université Saad Dahleb de Blida, qui m'a fait l'honneur de présider mon jury et à Messieurs : HAMZAOUI Rabah, Docteur/HDR à l'ESTP-IRC de Paris, REZOUG Tahar, Professeur au département aéronautique de l'Université Saad Dahleb de Blida et GUESSASMA Sofiane, Maître de recherches/HDR à l'INRA de Nantes. Ils ont eu l'amabilité d'accepter la charge souvent lourde d'être examinateurs.

Je voudrais exprimer mes remerciements chaleureux à Monsieur FENINECHE Noureddine, Professeur à l'Université de Technologie de Belfort-Montbéliard, UTBM France, qui m'a apporté soutien et encouragement depuis mon inscription en thèse, il m'a permis par ses contacts d'avoir un stage résidentiel à Besançon, France.

Aussi bien je tiens à remercier Dr. HAMZAOUI Rabah qui a accepté de suivre ce travail à l'étranger dans les moments d'absence de Mr BASSIR David, malgré ces charges scientifiques et administratives. Il n'a pas cessé de m'encourager et de me fournir les moyens expérimentaux nécessaires pour accomplir ce travail. Par ces lignes, qu'il trouve mes sincères gratitude et reconnaissances.

Sans l'appui numérique de Dr. GUESSASMA Sofiane, Maître de recherches à l'INRA, ce travail n'aurait pas pu avancer, nos discussions sur mes problèmes numériques ont été très fructueuses pour moi. Je tiens ici à lui exprimer ma profonde reconnaissance pour le très bon l'accueil qu'il m'a réservé dans son laboratoire (à Nantes).

Un grand merci à tous les membres du laboratoire LMARC, qui ont contribué à l'avancée de mon travail de thèse (partie expérimental). Je tiens à remercier spécialement le Dr SAHLI Mohamed Sofiane pour son excellent accueil au laboratoire LMARC (Besançon) et les discussions scientifiques et autres qu'on a eus durant mon stage et pour les visites et tous ce que vous m'a fait (aides, orientations, encouragement...). Je remercie aussi particulièrement Vincent PLACET, Gérard MICHEL, Jean Louis MASSON, Jean Marc COTE, Betty BAUDINOT, Pascal ROBINET, Martine BESSON...

Je remercie tous les collègues que j'ai eu le plaisir de côtoyer durant les 16 mois à Besançon et le stage d'un mois à Nantes.

Je tiens aussi à remercier le Dr BENSEDDIQ Noureddine pour son excellent accueil à l'université de Lille et les discussions scientifiques sur la partie comportement mécanique des métaux qu'on a eus et pour la visite de son laboratoire.

Je tiens aussi à remercier chaleureusement tous les enseignants du département Aéronautique de Blida DAB, pour le savoir qu'ils m'ont transmis. J'adresse également mes remerciements à l'ensemble de mes collègues et amis de l'aéronautique surtout Dr KALI El Hadi.

Mes profonds respects et remerciements sont exprimés aux personnels de CSC, surtout Dr BADJI Riad, Directeur de notre division pour ces conseils et ces encouragements, aussi bien au Dr TALA IGHIL Nacer pour son aide. J'exprime mes remerciements chaleureux spéciaux à Monsieur FAHSSI Toufik pour ses conseils et ses encouragements, ainsi que mes collègues chercheurs de la Division Métallurgie et Mécanique et d'autres.

Les dernières lignes sont réservées à mes chers parents, mes frères, ma sœur et ma petite chère famille (K, R, H et A), qu'ils trouvent ici toutes mes grâces et remerciements pour leur soutien. Je réserve un remerciement spécial à mon épouse pour sa patience, sa confiance et son encouragement durant toutes ces années.

Enfin, je salue ici toutes personnes dont je n'ai pas cité le nom et qui ont contribué de près ou de loin à l'achèvement de ce travail.

## TABLE DES MATIERES

RESUME	
REMERCIEMENTS	
TABLE DES MATIERES	
LISTES DES SYMBOLES ET DES ABREVIATIONS	
LISTE DES FIGURES, GRAPHIQUES ET TABLEAUX	
<b>INTRODUCTION GENERALE.....</b>	<b>1</b>
<b>CHAPITRE I/ SYNTHÈSE BIBLIOGRAPHIQUE .....</b>	<b>3</b>
<b>I.1 INTRODUCTION</b>	<b>4</b>
<b>I.2 RAPPEL ET DÉFINITIONS SUR LE SOUDAGE</b>	<b>4</b>
I.2.1 Technique du soudage	4
I.2.2 Zones métallurgiques d'une soudure	4
I.2.3 Aspect thermique du soudage	5
I.2.4 Classification des procédés	6
<b>I.3 PROCEDE DE SOUDAGE A L'ARC ÉLECTRIQUE (TIG)</b>	<b>7</b>
I.3.1 Synthétisation du procédé	7
I.3.2 Etat de l'art du procédé TIG	11
I.3.3 Domaines d'application du procédé	21
<b>I.4 PROCEDE DE SOUDAGE PAR FRICTION MALAXAGE (FSW)</b>	<b>22</b>
I.4.1 Synthétisation du procédé	22
I.4.2 Etat de l'art du procédé FSW	24
I.4.3 Domaines d'application du procédé	26
<b>I.5 CONCLUSION</b>	<b>27</b>
<b>CHAPITRE II/ MODÉLISATION MATHÉMATIQUE DU SOUDAGE A L'ARC.....</b>	<b>28</b>
<b>INTRODUCTION</b>	<b>29</b>
<b><u>PARTIE A : DÉVELOPPEMENT MATHÉMATIQUE.....</u></b>	<b>29</b>
<b>II.A.1 INTRODUCTION</b>	<b>29</b>
<b>II.A.2 HYPOTHÈSES PRINCIPALES</b>	<b>29</b>
<b>II.A.3 ÉQUATION RÉGISSANT LA CHALEUR</b>	<b>29</b>
<b>II.A.4 CONDITIONS AUX LIMITES ET INITIALES</b>	<b>30</b>
<b>II.A.5 SYSTÈME D'ÉQUATIONS FINALES</b>	<b>31</b>
<b>II.A.6 DIFFÉRENTS MODÈLES DE SOURCE DE CHALEUR EN 2D</b>	<b>31</b>
<b>II.A.7 MODÉLISATION DU TERME SOURCE</b>	<b>31</b>
II.A.7.1 Développement et linéarisation	31
II.A.7.2 Cas du cordon courbé	33
II.A.7.3 Cas du trois dimensions (3D)	34
<b>II.A.8 DIFFÉRENTS CAS DE LA CONDUCTIVITÉ THERMIQUE K</b>	<b>34</b>

<b>PARTIE B : DÉVELOPPEMENT NUMÉRIQUE.....</b>	<b>35</b>
<b>II.B.1 INTRODUCTION</b>	<b>35</b>
<b>II.B.2 MÉTHODE DES VOLUMES FINIS (MVF)</b>	<b>36</b>
II.B.2.1 Discrétisation du domaine de calcul	36
II.B.2.2 Discrétisation de l'équation de la chaleur	38
II.B.2.3 Discrétisation des conditions aux limites	40
II.B.2.4 Calcul du terme source	41
II.B.2.5 Résolution numérique	41
II.B.2.6 Programme de calcul	42
<b>II.B.3 MÉTHODE DES ÉLÉMENTS FINIS (MEF)</b>	<b>43</b>
II.B.3.1 Formulation variationnelle	43
II.B.3.2 Formulation en éléments finis	45
II.B.3.3 Fonctions d'interpolation	46
II.B.3.4 Calcul des matrices et vecteurs d'éléments finis	47
II.B.3.5 Assemblage des matrices d'éléments finis	49
II.B.3.6 Génération de maillage	50
II.B.3.7 Méthode de résolution numérique	50
<b>II.B.4 UTILISATION DU CODE ANSYS®</b>	<b>51</b>
II.B.4.1 Présentation du code	51
II.B.4.2 Conditions aux limites sous ANSYS®	52
II.B.4.3 Introduction de la source de chaleur par les commandes du code ANSYS	53
<b>CONCLUSION</b>	<b>53</b>
<b>CHAPITRE III/ PROCEDURE EXPERIMENTALE DU SOUDAGE A L'ARC .....</b>	<b>54</b>
<b>III.1 INTRODUCTION</b>	<b>55</b>
<b>III.2 PRESENTATION DES MATERIAUX UTILISES</b>	<b>55</b>
III.2.1 Acier inoxydable austénitique	55
III.2.1.1 <i>Analyse de la composition chimique</i>	55
III.2.2 Alliages d'aluminium	55
III.2.2.1 <i>Analyse de la composition chimique</i>	56
<b>III.3 MONTAGE EXPERIMENTAL ET MOYENS DE MESURE</b>	<b>56</b>
III.3.1 Procédé de soudage et moyens mis en place	56
III.3.2 Mesure thermique	57
III.3.3 Mesure de déflexion (déplacement vertical des tôles)	57
III.3.3.1 <i>Présentation des capteurs LVDT</i>	57
III.3.3.2 <i>Isolation thermique de LVDT 'p'</i>	58
III.3.3.3 <i>Établissement des relations tension-déplacement des LVDT</i>	59
<b>III.4 TECHNIQUES EXPÉRIMENTALES ET PROCEDURE</b>	<b>61</b>
III.4.1 Source d'alimentation électrique choisie	61
III.4.2 Préparation avant soudage	62
III.4.3 Soudage de l'acier inoxydable austénitique	62
III.4.3.1 <i>Caractéristiques géométriques</i>	62
III.4.3.2 <i>Implantation des thermocouples</i>	62
III.4.4 Soudage des alliages d'Aluminium	63
III.4.4.1 <i>Selon les nuances</i>	63
III.4.4.2 <i>Selon l'effet des paramètres de soudage</i>	68

<b>CHAPITRE IV/ RESULTATS ET VALIDATION .....</b>	<b>70</b>
<b>IV.1 INTRODUCTION</b>	<b>71</b>
<b>IV.2 RESULTATS OBTENUS POUR L'ACIER INOXYDABLE ET VALIDATION</b>	<b>71</b>
IV.2.1 Résultats obtenus avec la Méthode des Volumes finis (MVF)	71
IV.2.2 Résultats obtenus avec la Méthode des Eléments Finis (MEF)	75
<b>IV.3 RESULTATS OBTENUS POUR L'ALLIAGE D'ALUMINIUM ET VALIDATION</b>	<b>85</b>
IV.3.1 Résultats obtenus avec la Méthode des Volumes finis (MVF)	85
IV.3.2 Résultats obtenus avec la Méthode des Eléments Finis (MEF)	87
<b>IV.4 RESULTATS EXPERIMENTAUX COMPLEMENTAIRES</b>	<b>91</b>
IV.4.1 Cycles thermiques et courbes de déplacement en tension de quelques tôles soudées	91
<b>IV.5 CONCLUSION</b>	<b>94</b>
<b>CHAPITRE V/ CARACTERISATION MECANIQUE ET METALLOGRAPHIQUE DES CORDONS DE SOUDURE TIG ....</b>	<b>95</b>
<b>V.1 INTRODUCTION</b>	<b>96</b>
<b>V.2 CARACTERISATION MECANIQUE</b>	<b>96</b>
V.2.1 Essais de traction	96
V.2.2 Mesures de microdureté	101
V.2.3 Caractérisation surfacique par microscope mécanique à balayage (MMB)	104
<b>V.3 ANALYSE METALLOGRAPHIQUE</b>	<b>105</b>
V.3.1 Observation macroscopie	105
V.3.2 Observation par microscope optique (MO)	107
V.3.3 Analyse de quelques faciès de rupture par MEB	110
<b>V.4 CONCLUSION</b>	<b>112</b>
<b>CHAPITRE VI/ DÉVELOPPEMENT D'UN NOUVEL OUTIL DE SOUDAGE FSW ET REALISATION .....</b>	<b>113</b>
<b>VI.1 INTRODUCTION</b>	<b>114</b>
<b>VI.2 CONCEPTION DE L'OUTIL DE SOUDAGE FSW ET REALISATION</b>	<b>114</b>
VI.2.1 Différentes types d'outils FSW	114
VI.2.2 Éléments composant notre outil fsw	114
VI.2.3 Éléments essentiels de l'outil FSW	116
VI.2.4 Matériaux utilisés pour la fabrication de l'outil et leurs propriétés	116
<b>VI.3 OPTIMISATION DE LA FORME DE L'OUTIL ET PRESENTATION DE SON MECANISME DE PROTECTION</b>	<b>117</b>
VI.3.1 Optimisation de la forme de l'outil développé	117
VI.3.2 Mécanisme de protection et ses caractéristiques	118
VI.3.3 Capacités de l'outil réalisé	120



<b>CHAPITRE VII/ VALIDATION EXPERIMENTALE DE L'OUTIL FSW ET CARACTERISATION .....</b>	<b>121</b>
<b>VII.1 INTRODUCTION</b>	<b>122</b>
<b>VII.2 TECHNIQUE EXPERIMENTALE ET TESTS DE VALIDATION</b>	<b>122</b>
VII.2.1 Matériaux des tôles à souder	122
VII.2.2 Dispositif expérimental	122
VII.2.2.1 <i>Machine et mécanisme de fixation utilisés et quelques précautions</i>	122
VII.2.3 Procédure et paramètres pris en compte dans le cadre de l'expérimentation	123
VII.2.4 Moyens de contrôle de la qualité des soudures	124
<b>VII.3 RESULTATS DES SOUDURES ET DISCUSSION</b>	<b>124</b>
VII.3.1 Soudures des Tôle 2024-T4	124
VII.3.2 Soudures des Tôle 7075-T6	126
<b>VII.4 CARACTERISATION MECANIQUE ET METALLOGRAPHIQUE</b>	<b>127</b>
VII.4.1 Caractérisation mécanique	<b>127</b>
VII.4.1.1 <i>Essais de traction</i>	127
VII.4.1.2 <i>Microdureté</i>	130
VII.4.2 Analyse métallographique	132
VII.4.2.1 <i>Examens macrographiques et micrographiques</i>	132
<b>VII.5 CONCLUSION</b>	<b>135</b>
<b>CONCLUSION GÉNÉRALE ET PERSPECTIVES .....</b>	<b>137</b>
<b>RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES</b>	
<b>ANNEXES</b>	
<b>Annexe A/</b> Procédure et organigramme global du calcul du comportement thermique de soudage TIG en utilisant Ansys.	
<b>Annexe B/</b> Caractéristiques des thermocouples et l'enregistreur thermique.	
<b>Annexe C/</b> Propriétés mécaniques et physiques des métaux utilisés et les abaques du soudage TIG.	
<b>Annexe D/</b> Contribution aux calculs du comportement mécanique des soudures avec quelques parties des programmes sous Ansys.	
<b>Annexe E/</b> Résultats des soudures FSW préliminaires et discussion	

## Listes des Symboles et des Abréviations

Symboles	Significations	Unité
$a_i$	Coefficients de l'équation de température après discrétisation (II.33)	
$b$	Constant de l'équation (II.33 ou 35)	
$cas$	Coefficient indique que la zone est celle de source ou non (=1 ou 0)	
$C_p$	Capacité thermique massique à pression constante du matériau.	J/kg /K
$E_n$	Energie nominale	J/m
$E_d$	Energie dissipée dans le joint soudé	J/m
$E_q$	Energie équivalente	J/m
$E_p$	Épaisseur d'une plaque à soudé	mm
$h_\infty$	Coefficient de transfert par convection	W/m <sup>2</sup> /K
$I$	Intensité de courant de soudage	A
$I_{mn}$	Intégrale d'inertie.	
$K$	Conductivité thermique	W/m/K
$L$	Longueur d'arc électrique.	m
$s$	Interface du volume de contrôle entre P et S	
$E, W$	Nœud Est, West (dans le maillage)	
$e$	Interface du volume de contrôle entre P et E	
$N, S$	Nœud Nord, Sud	
$N_i, N_j, N(x,y)$	Fonction d'interpolation (méthode des éléments finis)	
$n$	Interface du volume de contrôle entre P et N	
$T; T_\infty$	Température ; Température ambiante	°C ou K
$T_i; T_f$	Température aux différents points (i) ; Température de fusion	K
$T_0$	Température initiale d'un matériau	K
$T^o$	Température calculée à l'itération précédente	K
$T_p$	Température en un point 'p' quelconque du maillage	K
$t$	Temps	s
$\Delta t, dt$	Pas temporel	s
$\delta x, \delta y$	Distance entre deux nœuds voisins dans la direction x, y	m
$\Delta x, \Delta y$	Longueur, Largeur d'un volume de contrôle	m
$X, Y$	Variables indépendants	m
$P_e$	Nombre de Peclet	
$Q, q_n, q_s$	Flux de chaleur par unité de surface (heat flow)	W/m <sup>2</sup>
$r_b$	rayon de l'électrode	m
$r_x, r_{yav}, r_{yar}$	Les rayons de la source bi- elliptique	m
$Rp_{0.2}, Rm$	Limité d'élasticité et Résistance à la traction	MPa
$E, E_y$	Module de Young	GPa
$S(T,x,y,,z,t)$	La fonction source de chaleur reçue ou perdue	W/m <sup>3</sup>
$Sc, Sp$	Coefficients de la linéarisation du terme source $S$	
$v, V_s$	Vitesse de déplacement de l'arc (du soudage)	m/s
$V_r, V_a$	Vitesse de rotation et déplacement de l'outil de soudage FSW	
$V_{ij}$	Volume de Control (CV) entourant le point $P_{ij}$ ,	
$U$	Tension d'arc (voltage électrique)	Volt
$K, K_{ij}^{(e)}$	Conductivité thermique ou Matrice de rigidité d'élément.	
$F_i^{(e)}$	Vecteur force équation (II.48b)	
$\eta$	Rendement de l'arc électrique TIG	%
$\varepsilon$	Émissivité thermique (0.82) ou déformation mécanique	
$\rho$	Masse volumique du matériau à souder	kg/m <sup>3</sup>

$\sigma$	Constante de stefan-Boltzmann ( $5.67 \cdot 10^{-8}$ )	$W/m^2/K^4$
$\Omega$	Domaine de calcul	
$\Omega_e$	Domaine de calcul d'élément.	
$\Gamma, \Gamma_e$	Frontière globale et frontière d'élément	
$(..)_n, (..)_s,$	Indices pour les directions (Nord et Sud)	
$(..)_e$ et $(..)_w$	Indices pour les directions (East et West)	

### Abréviations d'origine Anglophone / Francophone

ANSYS®	: Logiciel d'Analyse numérique par éléments finis développer par Swanson <i>Analysis System Inc</i> , USA.
BM (MB)	: Base metal (métal de base)
C.C	: Courant Continu
EP/EVP	: Elasto-plastique / élasto-viscoplastique
FE (EBW)	: Soudage par Faisceau d'Electrons (Electron Beam Welding)
FEA	: Finite element analysis
MEF (FEM)	: Méthode des éléments finis (Finite element method)
MVF (FVM)	: Méthode des volumes finis (Finite volume method)
FSW	: Friction Stir Welding
MIG/MAG (GMAW)	: Metal inert/active Gas (Gas Metal Arc Welding)
SMAW	: Shielded metal arc welding
TIG (GTAW)	: Tungsten Inert Gas (Gas Tungsten Arc Welding)
ZAT (HAZ)	: Zone affectée thermiquement (Heat Affected Zone)
ZF (MZ / FZ))	: Zone de fusion (Melt-pool zone / fusion zone)
ZATM (TMAZ)	: Zone affectée Thermo-mécaniquement (Thermo-Mechanically Affected Zone)
HFF	: Heat Fluid Flow
LVDT	: Linear Variable Differential Transformer (ou Transformateur différentiel à variation linéaire)
CSC	: Centre de recherche national en soudage et contrôle (à Alger)
INAPI	: Institut National Algérien de la Propriété Industrielle
IS	: Institut de soudure (France)
TWI	: The Welding Institute

### États métallurgiques des alliages

T3 : mise en solution séparée, trempe, écrouissage et maturation ;  
T4 : mise en solution séparée, trempe et maturation ;  
T6 : mise en solution séparée, trempe et revenu ;

### Normes

AFNOR NF : Norme française.  
ASTM : American Society of Testing Materials (États-Unis).  
ISO: Normalisation internationale (International Standardization Organization)  
EN : Norme européenne  
DIN : Norme d'Allemagne

## LISTES DES FIGURES, GRAPHIQUES ET TABLEAUX

### CHAPITRE I

- Figure I.1 a,b : Cordons de soudure : a/ soudage à l'arc, b/ soudage par friction (FSW).  
 Figure I.2 : Classification des procédés du soudage.  
 Figure I.3 : Comparaison de l'énergie spécifique des différents procédés.  
 Figure I.4 : Procédé de soudage TIG (avec sa torche).  
 Figure I.5 : Phénomènes dus au soudage et leurs interactions.  
 Figure I.6 : Modèle 2D circulaire.  
 Figure I.7 : Modèle bi-elliptique de source de chaleur Gaussienne 2D.  
 Figure I.8 a,b : Sources de chaleur 3D, a/ deux demi-ellipsoïdes ; b/ cylindrique.  
 Figure I.9 : Sources de chaleur 3D semi-conique.  
 Figure I.10 : Procédé de soudage FSW d'un joint bout à bout.  
 Figure I.11 : Principe du procédé de soudage FSW.  
 Figure I.12 : Évolution de l'outil FSW.  
 Figure I.13 : Equipement de soudage FSW de l'Institut de Soudure (Metz).  
 Figure I.14 : Soudure FSW longitudinale d'un fuselage d'avion.

### CHAPITRE II

- Figure II.1a,b : a/ Schéma du processus de soudage de deux tôles minces  
 b/ Domaine  $\Omega$  et frontières  $\Gamma_a$  et  $\Gamma_b$   
 Figure II.2 a,b : Modèles de bain de fusion ; a/ circulaire, b/ bi-elliptique  
 Figure II.3 a,b : Cordon non rectiligne, a/ Schéma du processus, b/ Décomposition de la  
 vitesse de soudage  $v$  en  $v_x$  et  $v_y$   
 Figure II.4 : Évolution de la conductivité  $K$  pour différents milieux  
 Figure II.5 : Caractéristiques d'un volume de contrôle typique  $V_{c_{ij}}$   
 Figure II.6 : Nombre de volumes de contrôle dans les zones  
 Figure II.7 : Transformation d'un domaine simplement connexe en un rectangle  
 Figure II.8 : Loi de variation locale de  $T$  pour les différents schémas de discrétisation  
 Figure II.9 : Paroi supérieure des frontières du domaine  
 Figure II.10 a,b : Illustration du mode d'avancement de la méthode ligne par ligne.  
 a/ avancement horizontal, b/ avancement vertical  
 Figure II.11a,b : Discrétisation d'un domaine irrégulier en éléments finis typiques  
 Figure II.12 : Équilibre interne entre les différents éléments du domaine et effet de la frontière  
 Figure II.13 a,b : a/ Assemblage de deux éléments finis quadrilatères Q4N, b/ EF Q4N  
 quelconque  
 Figure II.14 : Interface du logiciel ANSYS<sup>®</sup> ; fenêtres et menus de commande (in/out put)  
 Figure II.15 : Évolution du coefficient  $ConvRad$  de l'échange thermique convection  
 /rayonnement en fonction de la température.

### CHAPITRE III

- Figure III.1: Montage expérimental  
 Figure III.2 : Positions choisies des LVDT (vue latérale)  
 Figure III.3 : Composantes réalisés d'éléments d'isolation thermique des LVDT  
 Figure III.4 : Montage de mesure avec les LVDT 'A' et 'B' (grande course)  
 Figure III.5: Montage de mesure avec le LVDT 'p' (petite course)  
 Figure III.6 a,b,c : Courbes de correspondance des LVDT 'A', 'B' et 'p' et leurs équations  
 établies.

- Figure III.7 a,b,c : Courant alternatif, **a/** représentation schématique de l'effet alternative du courant lors le soudage (TIG/ GTAW) d'un alliage d'aluminium, **b/** Electrode Négative. **c/** Electrode Positive ou polarité inverse.
- Figure III.8 a,b : Positionnement des thermocouples sur la plaque
- Figure III.9 : Montage expérimental de tôles pointées avant le soudage
- Figure III.10 : Les tôles avant le soudage et les points d'attachement de leurs coins (tôles A1)
- Figure III.11 : Schéma global de la position des thermocouples et les LVDT (tôles B1, d'épaisseur 3 mm)
- Figure III.12 a,b : Figure III.12 a,b : Exemple de la tôle A2 (Alu 2017 1.5mm) ; **a/** Positions d'implantation des thermocouples, **b/** vu dessus après soudage
- Figure III.13 : a,b,c : Position d'implantation des thermocouples et les LVDT sur les faces de la tôle C1 ainsi que la forme du chanfrein
- Figure III.14 a,b : **a/** Position d'implantation des thermocouples de la tôle D1 (2024-T3) et ses dimensions ; **b/** Exemple de la tôle D1 après le soudage.
- Figure III.15a,b : Positions des thermocouples sur la tôle D2 (7075-T6) et nomenclateurs ; **a/** Les dimensions sur la tôle D2, **b/** Exemple de la tôle D2 avant le soudage
- Figure III.16 : les cordons de soudure obtenus par les différents paramètres de soudage
- Figure III.17 : Schéma illustratif des traits de soudage à différentes intensités et leur ordre

## CHAPITRE IV

- Figure IV.1a, b, c : Lignes isothermes et champs thermiques : **a/**  $t=41s$ , **b/**  $t=82s$  et **c/**  $t=120.2s$
- Figure IV.2 : Profils de microdureté à travers les zones ZF, ZAT et MB
- Figure IV.3 : Cycles thermiques expérimentaux de chaque thermocouple implanté
- Figure IV.4 : Cycles thermiques expérimentaux et numériques des thermocouples A1 et A3
- Figure IV.5 : Enveloppe de pics des cycles thermiques
- Figure IV.6 : Effet du changement du maillage sur la convergence des résultats thermiques
- Figure IV.7a,b : Effet du changement des rayons du modèle source bi-elliptique sur l'évolution des maxima de température (la convergence des résultats thermiques).
- Figure IV.8 : Illustration du maillage de calcul
- Figure IV.9a,b,c et d : Lignes isothermes et champs thermiques ; **a/**  $t=41s$ , **b/**  $t=82s$ , **c/**  $t=120s$  et **d/**  $t=160.8s$
- Figure IV.10 : Répartition des vecteurs  $TF$  densités de flux thermique avec agrandissement
- Figure IV.11a,b : Champs de répartition des composantes du vecteur densité de flux thermique ; **a/** Composante sur l'axe X ( $TFX$ ), **b/** Composante sur l'axe Y ( $TFY$ )
- Figure VI.12 : Cycles thermiques expérimentaux et numériques des thermocouples A1 et A5 avec un cycle thermique numérique A0 du milieu de cordon à la même ordonnée
- Figure IV.13 : Effet du changement du maillage et des rayons sur la convergence des résultats numériques en 3D
- Figure IV.14a,b : Maillage du calcul 3D et exemple d'application de la source de chaleur.
- Figure IV.15 a,b,c,d,e et f : Lignes isothermes et champs thermiques à différents instants ; **a/**  $t=10.96s$ , **b/**  $t=41.66s$ , **c/**  $t=81.14s$ , **d/**  $t=120.5s$ , **e/**  $t=155s$  et **f/**  $t=171s$
- Figure IV.16 : Zoom sur la forme de la zone fondue ZF
- Figure IV.17a,b,c : Répartition en 3D des vecteurs densités de flux thermique TF avec agrandissement. **a/** vu globale ; **b/** vu de face supérieure et **c/** vu de la face inférieure
- Figure IV.18a,b : Comparaison numérique et expérimentale des cycles thermiques des points A1 et A5 ; **a/** comparaison avec le calcul 3D ; **b/** comparaison avec le calcul 2D et 3D du point A1
- Figure IV.19a,b : Répartition du champ thermique et des isothermes calculés avec propriétés thermiques constantes à  $t_0 = 80$ , (temps = 77.0s)
- Figure IV.20 : Répartition du champ thermique à  $t_0=20$  (temps=18.5s)

- Figure IV.21: Répartition des isothermes et des échelles d'évolution thermique à  $t_0=80$  (comparaison à des propriétés thermiques différentes)
- Figure IV.22 : Cycles thermiques enregistrés par chaque thermocouple sur la tôle D1
- Figure IV.23 : Cycles thermiques numériques et expérimentaux au point A3
- Figure IV.24 : Effet du changement du maillage et des rayons de la source sur la convergence des résultats numériques concernant l'alliage d'aluminium 2024-T3
- Figure IV.25 : Maillage du calcul pour la tôle D1 (2024-T3)
- Figure IV.26a,b : Lignes isothermes et champs thermiques de la tôle D1 (2024-T3) a/  $t = 40s$  et b/  $t = 77s$
- Figure IV.27a,b : Vecteurs densités de flux thermique  $TF$  avec agrandissement de la vue de face
- Figure IV.28 : Comparaison expérimentale et numérique des cycles thermiques des thermocouples A1, A3 et A5 de l'alliage 2024-T3 (tôle D1).
- Figure IV.29a : Schéma de la position des thermocouples et les LVDT, tôle B1
- Figure IV.29b : Cycles thermiques enregistrés et les déformations captées par les LVDT, tôle B1
- Figure IV.30 : Cycles thermiques enregistrés et les déformations captées par les LVDT, Tôle C1 d'épaisseur 5.0 mm
- Figure IV.31: Exemple d'un assemblage déformé et les LVDT, Tôle A1
- Figure IV.32: Cycles thermiques expérimentaux de la tôle D2 (7075-T6 d'épaisseur  $\approx 1.2$  mm)
- Figure IV.33 : Cycles thermiques expérimentaux de la tôle D3 (2024-T3 d'épaisseur 3.0 mm)

## CHAPITRE V

- Figure V.1 a,b : Quelques éprouvettes avec et sans cordon de soudure, a/ Acier , b/ Alliage d'aluminium.
- Figure V.2 a,b : Montage expérimental de l'essai de traction. a/ Machine de traction ; b/ Eprouvette entre les mors de la traverse avec extensomètre.
- Figure V.3 : Courbe de traction pour une éprouvette soudée de la tôle B1. Figure V.4 a,b: Fitage par zone des courbes expérimentales de traction (acier inoxydable)
- Figure V.4a,b : Courbes de traction pour les éprouvettes de la tôle D3 ; a/ sans soudure ; b/ avec soudure.
- Figure V.5 : Exemple de courbe de traction pour l'alliage d'Aluminium 7075-T6 (Eprouvette du métal de base)
- Figure V.6a,b: Filiations de microdureté de l'alliage 2017-T4 (tôle C1 d'épaisseur 5.0 mm) à travers le cordon ; a\ Échantillon, b\ Graphes.
- Figure V.7 : Microdureté de l'alliage 2017-T4, ép. 5mm sans métal d'apport (N°1).
- Figure V.8 : Microdureté de l'alliage 2017-T4, ép. 5mm sans métal d'apport (N°1).
- Figure V.9 a,b : Résultats d'analyse surfacique d'un échantillon d'acier inoxydable 304L ; a/ Profils de niveau transversalement ; b/ Topographie du cordon (5x5 mm<sup>2</sup>)
- Figure V.10: Cordons de soudure obtenus par les différents paramètres de soudage
- Figure V.11 : Macrographie des échantillons d'aluminium 2017-T4 de d'ép. 5mm à différents paramètres de soudage
- Figure V.12 : Évolution de la largeur et de la profondeur de chaque cordon de soudure en fonction de l'énergie spécifique
- Figure V.13 a,b : Macrographies des échantillons de l'alliage 2017-T4 ; a/ épaisseur de 1.5 mm ; b/ épaisseur de 3 mm.
- Figure V.14 : Macrographie des échantillons d'aluminium 2017-T4 avant et après réparation (mono et double passes)
- Figure V.15 : Macrographie de l'échantillon de la tôle d'acier inoxydable
- Figure V.16 a,b,c et d : Micrographies optiques des différentes zones de soudure de l'acier austénitique 304L (épaisseur 1.5mm).

**CHAPITRE VI**

Figure VI.1 a,b : Schémas montrant les différents composants de l'outil FSW

Figure VI.2 : Schéma général d'assemblage de l'outil FSW

Figure VI.3 : Différents éléments réalisés de l'outil FSW

Figure VI.4 a,b : Épaulements de l'outil FSW avec : a/ Pions solidaires (lisse et fileté) ; b/ Pions séparables (ajustables par vis).

Figure VI.5 a,b,c : a/ Ensembles Épaulement-Pion ; b/ Pions filetés avec différents pas ; c/ Pions filetés à deux / trois rainures (cannelures).

Figure VI.6 a,b : a/ Quelques types de ressorts ; b/ Caractéristiques géométriques d'un ressort

Figure VI.7 : Comportement du ressort sous différentes charges

**CHAPITRE VII**

Figure VII.1 : Machine de fraisage exploitée dans le procédé FSW.

Figure VII.2 : Fixation des tôles par bridage

Figure VII.3a,b : Soudure sans défaut ; a/ Face endroit avec un agrandissement, b/ Face envers

Figure VII.4a,b : Ce cordon avec : a/ Contrôle par rayons X, b/ Contrôle par ressuage.

Figure VII.5a,b,c,d : Cordon fini de bonne qualité : a/ Face endroit, b/ Face envers, c/ Contrôle par ressuage de la face envers et d/ Contrôle par rayons X.

Figure VII.6 : Soudure de 7075-T6 sans défaut (au cours du soudage).

Figure VII.7a,b : Contrôle du cordon ; a/ Par rayons X, b/ Par ressuage.

Figure VII.8a,b,c : Éprouvettes de traction : a/ Alliage 2024-T4 ; b/ Alliage 7075-T6 ; c/ Agrandissement du cordon de l'éprouvette b rompue

Figure VII.9 : Histogramme comparatif des caractéristiques mécaniques de traction des alliages d'aluminium étudiés (non soudés et soudés)

Figure VII.10a,b : Exemple de courbe de traction pour l'alliage d'Aluminium 2024-T4 ; a/ Éprouvette métal de base ; b/ Éprouvette soudée

Figure VII.11 : Filiation de microdureté à travers la soudure 2024-T4

Figure VII.12 : Filiation de microdureté à travers la soudure 7075-T6

Figure VII.13a,b : Alliage de 2024-T4, a/ Macrographie d'une coupe transversale du joint ; b/ Microstructure d'une partie du joint de soudure (toutes les zones), agrandissement de 50 fois.

Figure VII.14a,b,c,d : Micrographies de l'alliage 2024-T4 (200x) : a/ Métal de base ; b/ Noyau ; c/ Zone de liaison ZATM / ZAT (200x) ; d/ ZATM

Figure VII.15a,b,c : Illustration macrographique et micrographique du joint soudé de l'alliage 7075-T6 et ses zones principales (12x), tel que (a) Côté AS ; (b) et (c) Côté RS 50x.

Figure VII.16 : Microstructures d'un joint de AA7075-T6 (50x) (ép.=3mm), a/ HAZ / TMAZ et b/ TMAZ / noyau.

Figure VII.17a,b,c : Microstructure d'un joint de AA7075-T6 (ép.=5mm) : a/ Métal de base (500x), b/ Noyau (500x) et c/ Zone de liaison (TMAZ /noyau) avec (200x)

**LISTE DES TABLEAUX**

Tableau I.1 : Rendement thermique de quelques procédés de soudage.

Tableau I.2 : Exemples de source surfacique.

Tableau I.3 : Deux exemples de sources volumiques simples.

Tableau III.1 : Composition chimique de l'Acier inoxydable 304L.

Tableau III.2 : Composition chimique des alliages d'aluminium.

Tableau III.3 : Influence du type de courant et de la polarité

Tableau III.4 : Paramètres de soudage de l'acier (Rendement  $\eta = 0.60$ )

Tableau III.5a : Paramètres de soudage de la nuance 2017-T4 (ép. $\leq 3mm$ )

Tableau III.5b : Paramètres de soudage de la nuance 2017-T4 (montage sans LVDT)

Tableau III.6 : Paramètres de soudage de la tôle d'épaisseur 5mm, C1 et C2.

Tableau III.7 : Paramètres de soudages des nuances 2024-T3 et 7075-T6 ( $\text{ép} < 2\text{mm}$ ).

Tableau III.8 : Paramètres de soudage de la nuance 2024-T3, ( $\text{ép} \geq 2\text{mm}$ ).

Tableau III.9 : Paramètres de soudage à différentes intensités

Tableau IV.1 : Récapitulatif de la comparaison des pics des cycles.

Tableau V.1 : Résultats des essais de traction pour l'acier inoxydable 304L

Tableau V.2 : Résultats des essais de traction de l'alliage 2017-T4 (tôles B1)

Tableau V.3 : Résultats des essais de traction de l'alliage 2017-T4 (tôles C2)

Tableau V.4 : Quelques résultats d'essais de traction de la tôle D3

Tableau VI.1 : Propriétés mécaniques de l'acier doux E24 et de l'acier 42CD4.

Tableau VI.2 : Évolution force-allongement du ressort considéré.

Tableau VII.1 : Paramètres de soudage par FSW de l'alliage 2024-T4.

Tableau VII.2 : Paramètres de soudage de l'alliage 7075-T6.

Tableau VII.3 : Caractéristiques mécaniques des éprouvettes d'essais de traction.



## INTRODUCTION GENERALE

Ce travail s'inscrit dans le cadre d'un projet de recherche initié par le « Centre National de Recherche en Soudage et Contrôle (C.S.C) ». Il consiste essentiellement en l'étude des régimes thermiques de soudage et du comportement des matériaux soumis à ces régimes. Dans l'objectif de réduire au maximum le poids structurel des appareils aéronautiques (avion, hélicoptère, ..), la plupart des assemblages de structure tendent vers l'utilisation intense de procédés de soudage modernisés, tels que les procédés TIG (Tungstène Inerte Gaz), laser ou FSW (Friction Stir Welding) ; c'est le cas du nouveau modèle Airbus A380 qui a une capacité de 853 places. L'utilisation des procédés de soudage en remplacement du rivetage permet un gain en terme de masse (masse des rivets et des parties superposées des tôles lors de l'assemblage). L'allègement donc de la tare des avions permet d'augmenter la capacité de charge utile ; d'où un grand impact sur l'économie des compagnies aériennes.

Notre intérêt s'est porté d'une part, sur le soudage des matériaux utilisés en aéronautique comme l'acier inoxydable et les alliages d'aluminium et d'autre part sur les procédés modernes de soudage : le soudage à l'arc électrique TIG et le soudage par friction malaxage FSW. L'essentiel du travail comprend la modélisation et la simulation numérique du procédé de soudage TIG [Aissani 2005b, 2008a] et le développement et la réalisation de l'outil FSW [Aissani 2007, 2010a] pour le procédé de soudage FSW.

Trois parties importantes forment le document.

- La première partie correspondant au chapitre I, comprend une étude bibliographique détaillée et un rappel des définitions importantes liées au soudage et un état de l'art sur le développement des deux procédés TIG et FSW et leurs applications aéronautiques et mécaniques.

- La deuxième partie concerne l'analyse des phénomènes thermiques et mécaniques induits par le procédé de soudage TIG. Elle comprend la modélisation mathématique et l'analyse numérique et expérimentale du procédé. Cette partie englobe quatre chapitres (Chapitre II, III, IV et V) :

- Dans le chapitre II, on pose la formulation mathématique du problème du soudage TIG des tôles de faible épaisseur. Un modèle de source de chaleur surfacique Gaussienne de forme bi-elliptique [Aissani 2005b, 2008a] améliorant le travail de *T. Chaouch* [Chaouch 2004] est développé et appliqué. La discrétisation et la résolution numérique du problème sont réalisées par la méthode des volumes finis (MVF) grâce à l'élaboration d'un programme. Cette méthode a comme principal avantage de respecter rigoureusement les équations de conservation. La méthode des éléments finis (MEF), recommandée dans la

résolution des problèmes à géométrie complexe et implémentée dans la majorité des codes de calcul modernes existants, est aussi utilisée à travers un puissant code de calcul (ANSYS®) pour le traitement du problème tridimensionnel (3D) de l'assemblage soudé.

- Le chapitre III est consacré à l'étude expérimentale d'essais instrumentés de soudage TIG, y sont exposés le schéma de montage, le matériel utilisé, les techniques expérimentales mises en jeu et l'effet des différents paramètres opératoires sur les caractéristiques des cordons de soudure réalisés.
  - Le chapitre IV présente les résultats de la simulation numérique issus de l'utilisation des différentes méthodes de résolution et les différentes configurations du cordon de soudure. Les résultats ainsi obtenus sont confrontés à des résultats expérimentaux obtenus pour les métaux étudiés.
  - Le chapitre V traite des caractéristiques mécaniques et métallographiques des cordons de soudure obtenues avec le procédé TIG sur les différents métaux étudiés.
- La dernière partie traitant le procédé de soudage par friction malaxage FSW, se décompose en deux chapitres :
- Le chapitre VI présente l'étude, la conception et la réalisation de l'outil FSW.
  - Le chapitre VII concerne la présentation de la technique expérimentale de soudage avec l'outil FSW. Une optimisation des paramètres de soudage est effectuée et les caractéristiques mécaniques et métallographiques des cordons obtenus sont présentées, ainsi que une comparaison de quelques résultats avec le procédé TIG.

Ce travail doctoral est clôturé par une conclusion générale et des perspectives.

# **CHAPITRE I**

## **SYNTHÈSE BIBLIOGRAPHIQUE**

### **Sommaire**

---

#### **I.1 INTRODUCTION**

#### **I.2 RAPPEL ET DEFINITIONS SUR LE SOUDAGE**

- I.2.1 Technique du soudage
- I.2.2 Zones métallurgiques d'une soudure
- I.2.3 Aspect thermique du soudage
- I.2.4 Classification des procédés

#### **I.3 PROCEDE DE SOUDAGE A L'ARC ELECTRIQUE (TIG)**

- I.3.1 Synthétisation du procédé
- I.3.2 Etat de l'art du procédé TIG
- I.3.3 Domaines d'application du procédé

#### **I.4 PROCEDE DE SOUDAGE PAR FRICTION MALAXAGE (FSW)**

- I.4.1 Synthétisation du procédé
- I.4.2 Etat de l'art du procédé FSW
- I.4.3 Domaines d'application du procédé

#### **I.5 CONCLUSION**

---

## I.1 INTRODUCTION

Nous présentons ici les principales notions et définitions liées au soudage, à ses phénomènes physiques, aux différentes sources de chaleur et une synthèse de l'état de l'art pour les procédés de soudage étudiés (TIG et FSW). Des applications aéronautiques et mécaniques de ces procédés et quelques exemples de différentes formes de cordons de soudure rencontrés dans la pratique sont relatés.

## I.2 RAPPEL ET DÉFINITIONS SUR LE SOUDAGE

### I.2.1 Technique du soudage

Le soudage est utilisé à travers le monde depuis des siècles. Auparavant les matériaux, les procédés utilisés et le degré de fiabilité des assemblages soudés étaient très éloignés des degrés de perfectionnement actuels. L'ère industrielle du soudage débute avec le 19<sup>ème</sup> siècle et cette méthode d'assemblage devient de plus en plus utilisée dans tous les domaines. L'assemblage par soudage s'est largement développé au fil du temps et a connu plusieurs types de procédés qui seront récapitulés par la suite.

Le soudage est un procédé qui consiste à réunir deux ou plusieurs parties formant un assemblage de manière à assurer la continuité métallique (chimique, mécanique...etc.). Il peut être fait par chauffage (avec ou sans fusion du matériau), par pression, par l'un et l'autre, avec ou sans emploi d'un métal d'apport (la température de fusion étant de même ordre de grandeur que celle du matériau de base) [Murry 2000]. On obtient après solidification, un joint dont les caractéristiques sont très proches de celles d'un métal de base (homogène) ou un joint hétérogène dans le cas de métaux différents.

### I.2.2 Zones métallurgiques d'une soudure

Un procédé de soudage peut être assimilé à une opération locale d'élaboration métallurgique et de traitement thermique donnant une structure cristalline dépendant à la fois de la composition chimique élaborée et du traitement thermique engendré par le soudage. Une fois réalisée, la soudure par fusion se décompose en plusieurs zones (Figure I.1a) :

- a) **Zone Fondue (ZF)** : zone où l'état liquide est prépondérant où la structure métallurgique obtenue après solidification dépend du cycle de refroidissement. On distingue des gradients de concentration de la partie la plus fondue vers la moins fondue. Il est donc possible d'examiner les variations de dureté [Granjon 1995, Hamide 2008].
- b) **Zone Affectée Thermiquement (ZAT)** : zone adjacente à la zone fondue sur une largeur plus ou moins étendue qui a été soumise à l'élévation de température sans être portée à la fusion. Le chauffage, la composition chimique et la vitesse de refroidissement de cette zone génèrent des modifications plus ou moins importantes de la structure métallurgique.

- c) **Zone de Liaison (ZL)** : zone située entre la ZF et la ZAT, correspond à la surface sur laquelle la solidification du métal fondu a commencé.
- d) **Métal de Base (MB)** : au-delà de la ZAT, l'élévation de la température est insuffisante pour engendrer une quelconque transformation structurale.

Dans le procédé de soudage FSW, au lieu de la zone fondue on a les zones suivantes (Figure I.1b), [Mishra 2005] :

- a) **Zone Noyau (ZN)** : Suite à l'opération de friction/malaxage, la matière subit une très grande déformation plastique et une très importante élévation de température sans atteindre la fusion, c'est la région de recristallisation complète (fully recrystallized area) et c'est aussi la zone occupée précédemment par le pion d'outil FSW au cours de son mouvement.
- b) **Zone Affectée Thermo-Mécaniquement (ZATM)** : cette zone encadre la zone noyau où le matériau subit une déformation plastique liée aux mouvements de la matière combinés à l'élévation de température. Dans le cas de l'aluminium, il est possible d'obtenir des déformations plastiques significatives sans recristallisation. La microstructure et les propriétés dans cette zone sont aussi changées.

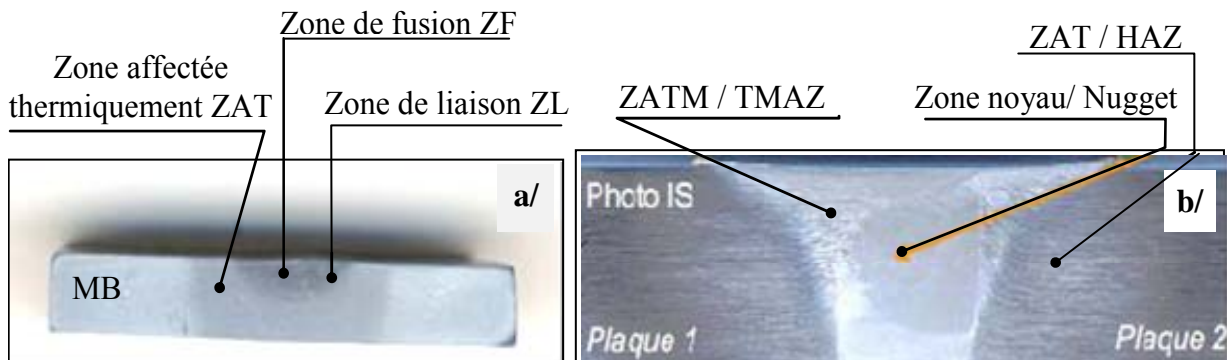


Figure I.1 : Cordons de soudure : a/ soudage à l'arc, b/ soudage par friction (FSW).

### I.2.3 Aspect thermique du soudage

Au cours du soudage à l'arc, l'effet thermique est prépondérant et est caractérisé par :

- Un rapide changement de température (élévation de température et refroidissement) ;
- Un faible temps de maintien de la température maximale ;
- Une localisation de points chauds entraînant un gradient de température important entre les parties chaudes et les parties froides ;
- Une importante énergie de soudage régissant le cycle thermique et induisant dans la structure une zone fondue et une zone affectée thermiquement.

Le cycle thermique résultant du procédé est responsable de la structure métallurgique des différentes zones de la soudure. Selon la composition chimique du matériau, un cycle rapide peut conduire à une structure fragile ou ductile.

### I.2.4 Classification des procédés

On distingue plusieurs procédés de soudage avec une mise en œuvre et des principes très différents. Pour les uns, l'assemblage est obtenu par fusion locale des éléments à assembler, pour d'autres, la continuité métallique est obtenue sans fusion par effet purement mécanique. On peut aisément classer ces procédés en fonction des énergies mises en œuvre (la figure I.2), [Blondeau 2001b, Perry 2000]. On retrouve rapidement le classement du soudage à l'arc électrique TIG et le soudage par friction FSW, faisant l'objet de cette étude.

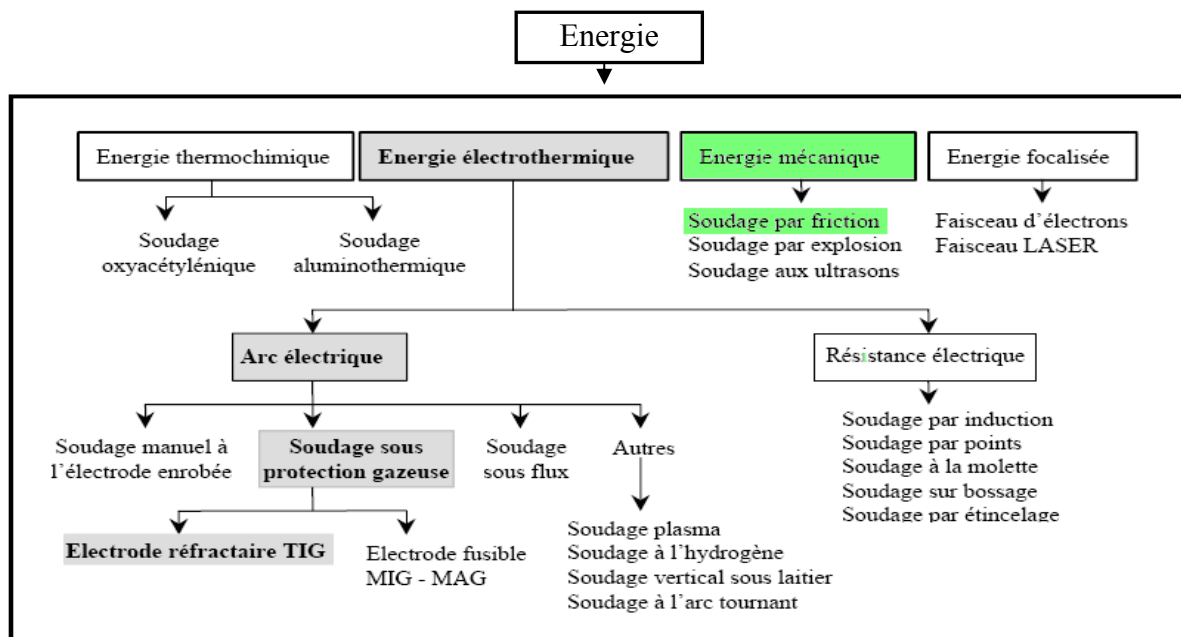


Figure I.2 : Classification des procédés du soudage [Perry 2000].

La conséquence directe de cette classification est la comparaison des différentes sources d'énergies mises en jeu [Perry 2000]. Pour comparer les différents procédés entre eux, il est préférable d'utiliser la notion d'énergie spécifique (énergie par unité de surface) (Figure I.3). Il ressort que les procédés à arc électrique ont des énergies spécifiques moyennes et celle du soudage par friction est faible.

Les procédés de soudage les plus répandus pour l'assemblage des matériaux utilisés dans l'aéronautique sont le soudage à l'arc avec électrode à tungstène (TIG), le soudage MIG (Metal Inert Gaz), le soudage Laser et le soudage par Faisceau d'Electrons F.E, mais ces deux derniers nécessitent une grande quantité d'énergie, donc très onéreux et peu utilisés.

A ces procédés s'ajoute un récent apparu à la fin du siècle dernier (1991) [Mishra 2005, Thomas 2002], toujours en développement ; c'est le soudage par friction malaxage FSW. Celui-ci permet de surmonter quelques problèmes rencontrés lors du soudage des alliages d'aluminium par les procédés classiques de fusion.

On portera, pour notre étude, un intérêt particulier aux procédés TIG et FSW.

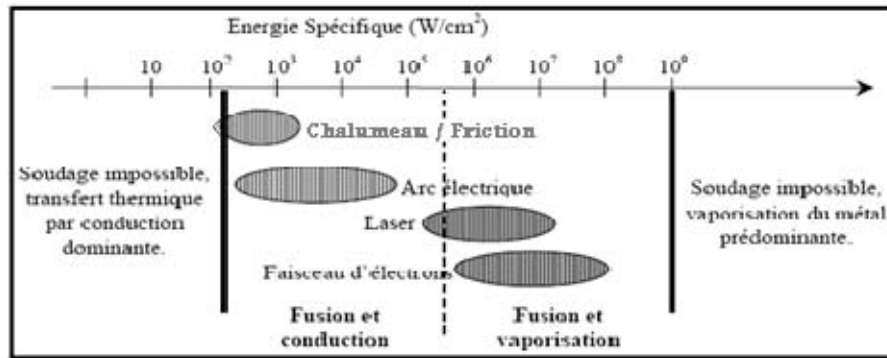


Figure I.3 : Comparaison de l'énergie spécifique des différents procédés

[Lancaster 1984, Perry 2000].

### I.3 PROCÉDE DE SOUDAGE A L'ARC ELECTRIQUE (TIG)

Le soudage TIG assure l'intégrité de la zone fondue de par sa protection gazeuse. L'absence de transfert de métal dans l'arc assure un comportement d'arc et de bain de fusion très stable garantissant une qualité optimale des cordons. Ce procédé est donc très souvent utilisé pour des matériaux dont le risque de pollution atmosphérique est important (alliages de titane, de nickel, de zirconium) et pour des applications requérant une grande qualité de joint (industries agroalimentaire, pétrochimique, nucléaire, aérospatiale).

#### I.3.1 Synthétisation du procédé

##### a) Définition et principe

Le soudage à l'arc est un terme générique au cours duquel un arc électrique est créé entre une électrode et les pièces à assembler afin de porter leurs bords à la fusion, menant à la formation d'un bain de métal fondu qui se solidifie sans action extérieure.

Le soudage TIG (Tungsten Inert Gas) ou GTAW (Gas Tungsten Arc Welding) aux USA, utilise une électrode non consommable constituée d'une pointe de tungstène (de Ø 1,0 mm à Ø 8,0 mm) portée par une torche dotée d'une arrivée annulaire de gaz *inerte* [Murry 2000] (Argon ou Argon + Hélium pour les procédés automatiques). Ce gaz protège l'arc électrique et le bain de fusion de l'atmosphère externe durant le soudage (Figure I.4) [Daigle 2003a]. Si un métal d'apport est nécessaire, il est amené manuellement ou automatiquement avec un dévidoir dans le bain de fusion [Daigle 2003a, Murry 2000]. L'énergie calorifique de l'arc fait fondre localement les pièces à assembler et le métal d'apport pour constituer le bain de fusion et après refroidissement le cordon de soudure.

Le principe de soudure TIG est simple en soi puisque la torche électrique est conçue pour alimenter un jet de gaz inerte. Ce jet vient envelopper l'arc électrique à la pointe de l'électrode et créer un bouclier gazeux empêchant l'air ambiant de venir en contact avec l'opération de soudure. La torche de soudage est reliée à la borne électrique de sortie négative du générateur de soudage à courant continu ou alternatif. La masse est placée sur la pièce à souder et reliée à la borne positive du générateur. L'alimentation en gaz de soudage est obtenue par le branchement sur le poste d'une bouteille munie d'un détendeur / débitmètre.

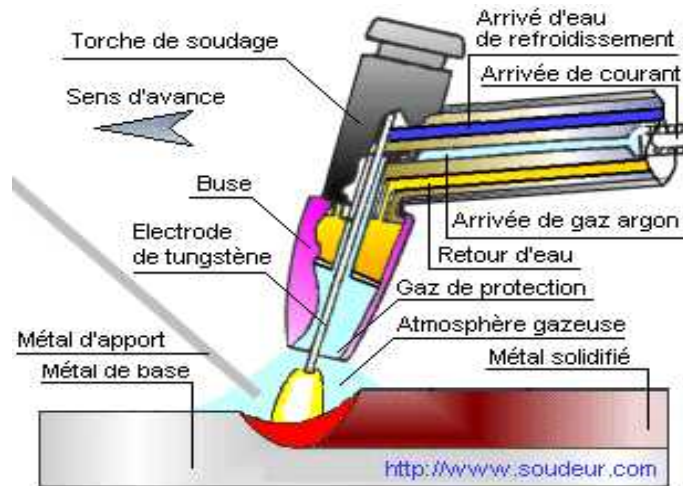


Figure I.4 : Procédé de soudage TIG (avec sa torche) [Daigle 2003a].

Lorsque le poste n'est pas équipé d'un amorçage à haute-fréquence, l'arc jaillit lorsque le soudeur actionne la gâchette électrique de la torche et touche superficiellement la pièce à souder avec la pointe de l'électrode créant ainsi un court-circuit (avec le risque de créer des inclusions métalliques de tungstène). Avec un équipement d'amorçage par haute-fréquence, l'arc de soudage est provoqué par l'intermédiaire d'un étincelage d'arc électrique de plusieurs milliers de volts (avec une fréquence de 1 à 2 MHz délivré entre l'électrode et la pièce pendant un très court instant) [Daigle 2003a, Le-Gouic 1982].

#### b) Équipement de soudage TIG

Le matériel nécessaire pour réaliser des soudures TIG est relativement simple et peut être décomposé suivant trois fonctions :

- Un générateur de courant : source électrique délivrant un courant continu lisse, continu pulsé ou alternatif. La plage d'intensité s'étend de quelques ampères à plus de 500A pour les postes automatisés. La tension de soudage varie de 8 à 30V [Cazes 1995, Perry 2000].
- Un arc électrique : il est amorcé au bout de la torche de soudage, cette dernière est composée d'une électrode réfractaire en tungstène, d'une buse céramique canalisant le flux de gaz neutre et éventuellement d'une gâchette pour commander l'arc manuellement. La torche peut être refroidie par un circuit fermé de fluide caloporteur. L'électrode peut contenir des éléments d'addition comme le thorium ou l'yttrium qui favorisent l'émission électronique [Perry 2000].
- Une protection d'électrode : un système de protection gazeuse est incorporé à la torche pour protéger l'arc et le bain. Bien souvent l'utilisation d'un traînard de protection, vient garantir l'intégrité métallurgique du matériau au cours de son refroidissement (cas de matériaux très sensibles à la pollution gazeuse comme le titane et ses alliages).

L'argon et l'hélium sont les gaz inertes les plus employés dans ce procédé, et particulièrement l'argon car il convient à une grande variété de métaux et le débit nécessaire est très inférieur (deux à trois fois moins) à celui de l'hélium [Daigle 2003a]



et 2003b] et de plus il facilite mieux l'amorçage de l'arc par rapport à l'hélium. Il a aussi un bon effet de nettoyage en courant alternatif, qui est très important pour le soudage des tôles minces et est moins coûteux que l'hélium. L'hélium, quant à lui, est recommandé en soudage automatique car il permet une plus grande vitesse de soudage et donc la zone affectée thermiquement est réduite. En général, les meilleures conditions de soudage sont obtenues en combinant ces deux gaz dans des proportions variées en fonction des assemblages à souder.

### c) *Avantages du procédé*

La grande qualité des soudures obtenues par le soudage TIG a fait de celui-ci un procédé idéal pour le soudage de presque tous les métaux ; il ne requiert que peu et même parfois aucun nettoyage après soudage.

Le soudage TIG s'exécute facilement dans toutes les positions sans aucune projection de métal ; les soudures se font sans emploi de laitier éliminant ainsi les inclusions de celui-ci et le bain de fusion est étroit et la vitesse de soudage relativement élevée.

En raison du gaz inerte, on peut dire que les émanations de vapeur et de fumée toxique sont éliminées dans la plupart des cas. Le dépôt de soudure est dense et le procédé permet d'exécuter les soudures sans porosité même sur des métaux difficilement soudables, tels les alliages de titane, l'aluminium et le zirconium. Enfin, le procédé est aussi idéal pour effectuer des réparations ou fabriquer de petites séries de pièces [Daigle 2003a et 2003b].

### d) *Propriétés énergétiques de l'arc électrique*

Les sources de courant conçues spécifiquement pour le procédé TIG offrent la possibilité d'utiliser du courant alternatif ou continu. En effet, le soudeur a besoin de courant alternatif pour souder certains métaux, comme l'aluminium, alors qu'il utilise du courant continu pour le soudage de la plupart des autres métaux.

- Flux énergétique dans la colonne d'arc selon la pression :

L'importance relative de la conduction et de la convection dans la colonne d'arc peut être évaluée par le nombre de **Peclet** ( $P_e$ ), dont l'expression est donnée par [Varisellaz 1987]:

$$P_e = \frac{\rho V L C_p}{K} \quad (I.1)$$

À la pression atmosphérique, ce nombre  $P_e$  est d'environ '10'. Pour les basses pressions,  $P_e$  peut chuter sous la valeur de '1', alors le transfert de chaleur s'effectue principalement par conduction. Pour les pressions supérieures à la pression atmosphérique,  $P_e$  augmente et c'est la convection qui prédomine [Lancaster 1984].

- Energie nominale et énergie dissipée dans le joint soudé :

L'énergie nominale ( $E_n$ ) représente l'énergie fournie au niveau de l'arc pour exécuter une soudure, elle est exprimée par :

$$E_n = \frac{UI}{V_s} \quad (I.2)$$

L'énergie fournie par l'arc n'est pas entièrement transmise aux pièces à souder en raison des pertes par rayonnement et par convection de la colonne d'arc dans l'atmosphère ambiante. Donc l'énergie dissipée ( $E_d$ ) dans un cordon de soudure (pièces), est donnée par :

$$E_d = E_n \cdot \eta \quad (I.3)$$

$\eta$  le rendement de l'arc.

- Rendement de l'arc électrique :

La proportion de l'énergie nominale d'arc transférée à l'assemblage est connue par le rendement de l'arc électrique « $\eta$ ». Pour les procédés TIG et MIG/MAG, Dupont et al [Dupont 1995] estiment que le rendement ne varie pas de façon significative avec le courant de soudage. Le tableau I.1 indique les valeurs du rendement déterminées par quelques travaux expérimentaux.

Tableau I.1 : Rendement thermique de quelques procédés de soudage [Hamide 2008].

Procédé de soudage	Rykalin (1951)	Christensen (1965)	Tsai(1985)	Dupont (1995)
soudage MIG/MAG	0.65-0.85	0.66-0.70	0.80-0.90	0.80-0.88
soudage TIG	0.20-0.75	0.22-0.48	--	0.60-0.72
soudage à l'arc submergé SMAW	0.65-0.85	0.66-0.85	0.55-0.90	--

La variation du rendement de l'arc est fonction :

- Du procédé de soudage ; De la nature du courant (légère variation) ;
- Du matériau à souder ;
- De l'épaisseur de la pièce à souder.

**e) Comportement du bain de fusion**

Le bain de fusion créé lors du soudage est le siège de processus thermo-physiques très complexes mettant en jeu des phénomènes thermiques, chimiques, convectifs et électromagnétiques interdépendant selon la nature du procédé utilisé [Blondeau 2001b]. La morphologie du bain (volume fondu, pénétration et largeur) est conditionnée par de nombreux paramètres que nous pouvons regrouper en deux catégories :

- Paramètres liés à l'énergie incidente :
  - répartition spatiale de l'énergie dans l'arc ;
  - pression d'arc ;
  - rendement d'arc.
- Paramètres liés à la convection du métal liquide :

Les mouvements de convection du métal liquide influencent de façon importante la forme du cordon [Hong 1998, Blondeau 2001b, Perry 2000]. Le bain est en équilibre sous l'action de forces d'origine différente, qui sont :

- les forces de gravité (flottabilité) ;
- les tensions superficielles (forces de Marangoni) ;
- la viscosité du métal liquide ;
- le cisaillement aérodynamique ;
- les forces électromagnétiques (forces de Lorentz).

Chacune de ces forces va agir différemment sur la géométrie du bain. Ainsi par exemple, les forces de Lorentz et les courants de tension de surface (force de Marangoni dans le cas où le gradient de tension est positif) accroissent la pénétration, à l'inverse des forces de flottabilité et des forces du cisaillement aérodynamique du gaz de protection [Robert 2007].

### I.3.2 Etat de l'art du procédé TIG

#### a) Conséquences et interaction des différents phénomènes

Le soudage à l'arc TIG, comme tout procédé de soudage impliquant la fusion des bords à assembler, est assorti d'un grand nombre de modifications et de conséquences en raison de forts gradients de température qu'impose toute source de chaleur mobile ou concentrée. Ces conséquences ou ces évolutions, qui sont d'ordre thermique, métallurgique et mécanique (des solides et des fluides) déterminent les caractéristiques finales du cordon de soudure et sa qualité. Généralement, les interactions entre ces différents phénomènes peuvent être classées en six catégories. La figure I.5 schématise ces interactions et les conséquences qui sont plus ou moins importantes entre ces trois évolutions physiques et dont l'explication est résumée comme suit:

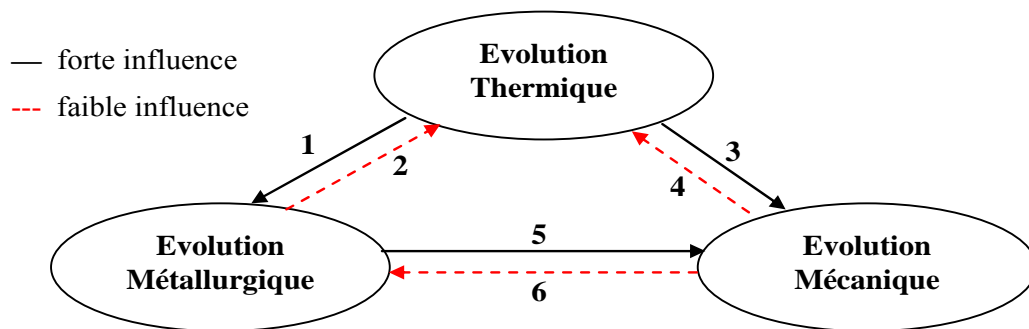


Figure I.5 : Phénomènes dus au soudage et leurs interactions.  
(Adapté de Goldak 2005, Kerrouault 2001 et Robert 2007)

- (1) Le champ de température provoque des changements de phase et des modifications microstructurales;
- (2) L'absorption et le dégagement de la chaleur latente fait varier le champ de température ;
- (3) Le champ de température provoque des déformations thermiques et affecte les propriétés mécaniques qui sont fonction de la température ;
- (4) Les déformations mécaniques, qui s'accompagnent d'un dégagement de chaleur (dissipation intrinsèque), font varier les conditions thermiques aux frontières (mais très faible effet) ;

- (5) Les propriétés élastiques et plastiques du matériau varient avec la modification de la composition métallurgique. Aux déformations thermiques s'ajoutent donc les déformations de *plasticité de transformation* [Robert 2007, Hamid 2008] ;
- (6) L'effet mécanique sur l'état métallurgique est faible et il est représenté par le fait que les états de contraintes, dans le matériau, font varier les cinétiques des modifications microstructurales et les températures auxquelles ces modifications interviennent.

Cette énumération reflète la complexité de la modélisation du soudage tout en montrant néanmoins que certains couplages peuvent être négligés dans une première approche vu leur impact mineur sur les résultats ciblés. Ainsi pour la présente étude (partie de soudage par procédé TIG), on se limite à l'évolution thermique où les effets pris en compte sont :

- L'absorption et le dégagement de la chaleur latente grâce à la modification de la courbe de chaleur spécifique (capacité calorifique);
- L'influence de l'évolution thermique sur la variation des propriétés mécaniques en fonction de la température.

#### ***b) Chronologie d'analyse de l'aspect thermique du soudage***

Les modifications thermiques et structurelles induites par le soudage sont la cause de l'apparition de "zones à risques" à savoir la zone affectée thermiquement (ZAT) et la zone fondue (ZF). Après soudage, ces modifications peuvent mener à des ruptures catastrophiques en service [Blondeau 2001, Witek 2006]. Ces ruptures ont lieu brusquement par fragilisation, par fatigue [Lefebvre 2005] ou par corrosion sous contraintes. L'histoire thermique des éléments soudés a donc une influence très importante sur les contraintes résiduelles, les distorsions, le comportement à la fatigue de ces éléments et les problèmes rencontrés dans la pratique (corrosion, fissuration, ...).

Dans un premier temps les différentes approches proposées rentrent dans un cadre d'analyse tenant compte du comportement physique des soudures. Il consiste à calculer le champ de température transitoire dans l'espace de la pièce et à chaque instant. La modélisation de la source de chaleur a été faite sous plusieurs formes avec plusieurs fonctions de distribution pour simuler l'effet du flux d'énergie de soudage. Au début, l'approximation des solutions a été faite par les solutions analytiques classiques du champ de température transitoire telles que les solutions de Rosenthal [Rosenthal 1941] concernant les tôles semi-infinies sujettes à des sources de chaleur ponctuelles ou linéaires. Ces solutions peuvent être utilisées pour prédire le champ de température à une distance loin de la source de chaleur mais ne peuvent prédire la température aux environs de la source de chaleur, puisque la singularité située à l'origine de la source a comme conséquence des niveaux de température infinis, tandis qu'on trouve une certaine exactitude en utilisant les modèles récents de source de chaleur dans les régions où la température n'excède pas 20% du point de fusion du matériau [Goldak 1984; 1985].

Pavelic et al [Pavelic 1969] ont d'abord suggéré que la source de chaleur devrait être distribuée et ils ont proposé une distribution gaussienne du flux par un modèle de disque circulaire. Les paramètres géométriques de la distribution du flux de chaleur sont estimés à partir des résultats des expériences de soudure ; d'autres auteurs ont utilisé des méthodes

empiriques [Friedman 1975, Krutz 1978]. Par ailleurs des modélisations utilisant des distributions de surface et de volume de la source de chaleur avec la fonction de Gauss ont été élaborées et calculées en 2D et 3D par différentes méthodes (numérique et analytique) :

- Eagar et Tsai [Eagar 1983] ont modifié la théorie de Rosenthal pour inclure une source de chaleur gaussienne à distribution surfacique bidimensionnelle (2D), avec un paramètre de distribution constant qui représente le rayon effectif de l'arc. Ils donnent ainsi une solution analytique de la distribution de température dans un solide semi-infini soumis à cette source de chaleur en mouvement. Leur solution a été un pas considérable pour la prédiction de la distribution de température dans les régions proches de la source de chaleur.
- Jeong et Cho [Jeong 1997] ont introduit une solution analytique pour le champ de température transitoire dans les soudures avec métal d'apport en se basant sur une source gaussienne 2D avec des paramètres de distribution différents (dans les deux directions x et y). Bien que les solutions utilisent une distribution gaussienne de la chaleur pour prédire la température dans les régions immédiates de la source de la chaleur, elles sont encore limitées par le fait que ce modèle 2D de source de chaleur a des conditions aux limites sur des bords semi-infinis ne permettant pas de définir l'effet de pénétration et que les propriétés physiques y sont considérées invariables.
- Goldak et al. [Goldak 1985] furent les premiers à introduire une modélisation avec une source de chaleur mobile 3D de type double ellipsoïde. Une formulation par les éléments finis a été utilisée pour le calcul du champ de température. Malheureusement, un modèle 3D général complet de processus de soudage, incorporant une source de chaleur en mouvement avec les détails de la circulation et la diffusion du bain de fusion de la soudure valable pour n'importe quel procédé, n'est pas encore disponible actuellement.

Cependant il est à souligner qu'une forme modifiée du modèle 3D précédent a été développée récemment, c'est le cas notamment du modèle Fang et al [Fang 2005]. Ce modèle traite le déplacement avec des déviations cycliques de l'arc (*welding with weaving*). Pour une application MIG/MAG avec un double fil à souder, ce modèle est capable de simuler le champ de température et la forme du bain (profondeur-largeur) avec plus de précision que le modèle à double ellipsoïde, modèle qui ne traite pas la déviation cyclique de l'arc. Hu et al [Hu 2006] ont aussi fait une simulation de soudures avec et sans déviations cycliques pendant soudage (*welding with/without weaving*).

Dans le cas du développement des sources de chaleur relatives au soudage par point au laser, Trivedi et al [Trivedi 2007] ont utilisé une source de chaleur volumique adaptable dans leur modèle en remplacement du flux de chaleur de surface, représentant ainsi le champ du faisceau laser. Pour le procédé de soudage en continu par faisceau laser, Balasubramanian et al [Balasubramanian 2008] ont appliqué dans leur modèle une source de chaleur 3D conique Gaussienne pour déterminer la taille et la forme du bain avec optimisation de nombreux paramètres ; sa formulation est présentée dans la partie modélisation.

Pour les tentatives de simulation thermomécanique, des modèles thermiques couplés à des modèles mécaniques ont été développés afin d'évaluer les contraintes résiduelles et les déformations générées dans les joints soudés [*Friedman* 1975, *Radaj* 1992, *Goldak* 1995, *Moraitis* 2007, *Zain-ul-abdeina* 2010...].

Pour simuler numériquement le comportement thermique dans le processus de soudage, de nombreuses méthodes ont été utilisées comme celle des éléments finis (FEM) [*Krutz* 1978, *Mazumber* 1986], [*Lindgren* 2001a, 2001b], celle des volumes finis (FVM) [*Taylor* 1999, *Chaouch* 2004, *Aissani* 2005b...] ou des méthodes analytiques [*Fassani* 2003, *Jeong* 1997...]. Ainsi, le modèle de source de chaleur bi-elliptique, qui représente notre cas, a été développé pour des tôles minces 2D et résolu par la méthode des éléments finis MEF sur le code de calcul ANSYS et par la méthode FVM [*Aissani* 2005b; 2008a].

Les effets de certains paramètres de soudage ont été étudiés par plusieurs auteurs ; on citera à titre d'exemple *Awang*, *Albert* et *Gery* [*Awang* 2002, *Alberg* 2005, *Gery* 2005].

La modélisation du problème de l'écoulement de chaleur en soudage demeure toutefois sujette principalement à deux types de difficultés :

- La première concerne les fortes non-linéarités (dépendance des propriétés physiques et thermiques du matériau avec la température) ;
- La seconde réside dans la manière dont on doit concevoir et modéliser la source de chaleur sur le plan mathématique (géométrie et répartition énergétique).

### ***c) Modélisation mathématique de la source de chaleur dans la littérature***

La construction et la pertinence du modèle thermique repose principalement sur le type de source de chaleur. Pour modéliser l'apport de chaleur d'un procédé de soudage, deux méthodes sont envisageables [*Kerrouault* 2001] :

- Imposition de la température au bain de fusion ; cette approche est d'emploi simple (la connaissance de la forme de la zone fondue suffit) et permet d'obtenir une corrélation assez réaliste entre l'expérience et le modèle ; elle sous-estime cependant la quantité d'énergie apportée par le procédé ainsi que le champ thermique induit dans l'assemblage. L'utilisation de cette technique est généralement déconseillée [*Lindgren* 2001a, *Kerrouault* 2001] ;
- Imposition d'un flux de chaleur, qui peut être surfacique ou volumique. Ce flux est déterminé par la puissance de soudage apportée à l'assemblage, c'est à dire la puissance nominale multipliée par le rendement du procédé qu'il faut ajuster. La forme de la distribution de ce flux est sensiblement liée au procédé de soudage considéré et dépendante de celui-ci.

Pour les procédés de soudage mettant en jeu de fortes densités d'énergie, comme le soudage par Faisceau d'Electrons (FE) ou le soudage Laser, l'énergie est déposée en profondeur dans un capillaire. Ce dernier est considéré comme une source volumique de chaleur tandis que,

simultanément, la vaporisation d'une partie du métal et le plasma agissent comme une source surfacique de chaleur. Dans ce cas, la source de chaleur est souvent modélisée comme la superposition d'une source volumique et d'une source surfacique [Du 2004].

Dans le cas de soudage à l'arc (TIG, MIG/MAG...), l'énergie provenant de l'arc est déposée essentiellement en surface. L'apport de chaleur résulte des interactions électro-magnéto-thermo-fluides couplées d'une couverture plasma. Ce plasma peut être modélisé comme une source de chaleur ponctuelle, en segments de ligne ou surfacique. Néanmoins, une source de chaleur volumique est adaptée lorsqu'on veut englober dans la formulation de l'apport de chaleur la contribution énergétique des phénomènes qui ont lieu dans le bain de fusion (comme le keyhole, les gouttes du métal d'apport...) selon une forme adéquate [Goldak 1984]. L'apport de chaleur dépend également donc de la présence ou non de métal d'apport ainsi que du type de procédé mono ou multi-passes.

Dans la suite, nous présentons quelques modèles adaptés de sources de chaleur, où les expressions mathématiques sont écrites dans un repère lié à la source.

#### *I) Source de chaleur ponctuelle :*

L'énergie électrique délivrée par l'arc est assimilée à une source de chaleur ponctuelle mobile avec une vitesse constante  $v$ . Cette énergie de flux constant est définie par l'équation [Rosenthal 1941] :

$$q(x, y) = Q = U \cdot I \cdot \eta = cte \quad (I.4)$$

Où  $U$  est la tension de soudage,  $I$  est l'intensité de courant et  $\eta$  est le rendement thermique de l'arc, (de 0.48 à 0.9).

Bien que ce modèle puisse prédire la vitesse de refroidissement du métal, il ne fournit pas de renseignements quantitatifs sur les dimensions et la forme du bain de fusion. Sa solution analytique ne donne pas plus de renseignements concernant la température aux points singuliers de la source.

#### *II) Source de chaleur en segments de ligne :*

Dans ce modèle, la source de chaleur est composée de segments de ligne, chaque segment correspond à la direction du transfert thermique dans le bain de fusion [Painter 1996]. Par exemple, dans la direction de pénétration (profondeur) le transfert thermique dû au jet de plasma est approximativement assimilé à un segment dans la direction de pénétration dans le bain de fusion. Les longueurs des segments de ligne de chaleur sont déterminées en se basant sur les observations expérimentales de la forme géométrique du bain de fusion. Ce type de modèle de source est très peu utilisé dans la littérature et il est apparemment dépassé par les modèles de source de chaleur surfacique et volumique plus proches de la réalité.

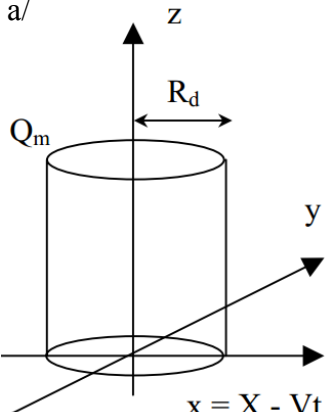
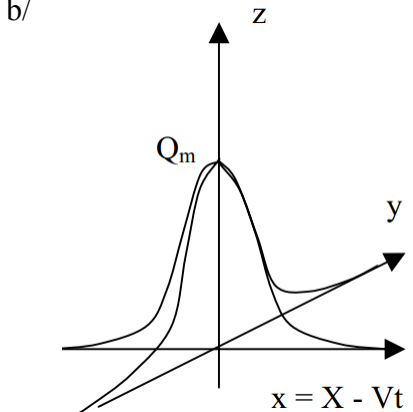
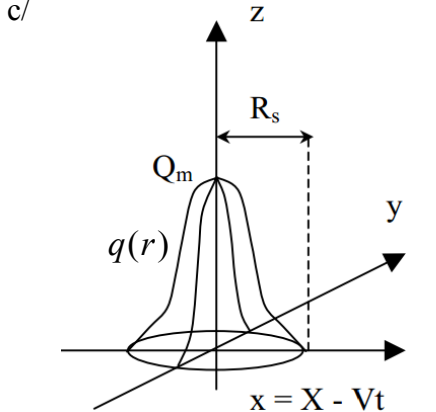
**III) Source de chaleur surfacique :**

Il existe deux types de modèle prédominants de source de chaleur surfacique : circulaire et bi-elliptique, avec différentes formes de distribution du flux permettant d'étudier l'influence des paramètres opératoires et géométriques sur la morphologie du cordon. Ils sont surtout utilisés pour les tôles minces.

**1. Circulaire**

La façon de représenter ce flux surfacique à densité constante ou variable, sur un disque de rayon constant  $R_d$  ou infini, est récapitulée dans le tableau I.2.

Tableau I.2 : Exemples de source surfacique.

Flux constant sur un disque de rayon $R_d$	Flux Gaussien à répartition infinie.	Flux Gaussien à répartition finie sur un disque de rayon $R_s$
		
$q(x,y) = q(r) = Q_m \cdot 1 \begin{cases} 1 & r \leq R_d \\ 0 & r > R_d \end{cases}$ $Q_m = \frac{Q_0}{A} = \frac{Q_0}{\pi \cdot R_d^2}$ $Q_0 = UI\eta ,$ $r^2 = x^2 + y^2$	$q(x,y) = q(r) = Q_m \exp(-K \cdot r^2)$ $Q_m = \frac{Q_0}{2 \pi \cdot \sigma^2} ; \quad (I.5)$ $K = 1/(2 \cdot \sigma^2)$	$q(x,y) = q(r) = Q_m \exp\left(-\frac{3 \cdot r^2}{R_s^2}\right)$ <p style="text-align: center;">si <math>r \leq R_s</math></p> $q(x,y) = 0 \text{ si } r > R_s$ $Q_m = \frac{3 \cdot Q_0}{\pi \cdot R_s^2} \quad (I.6)$
$f(x,y) = \begin{cases} 1 & \text{si } r \leq R_d \\ 0 & \text{si } r > R_d \end{cases}$ $A = \pi \cdot R_d^2$	$f(x,y) = \exp(-K \cdot r^2)$ $A = \frac{\pi}{K}$	$f(x,y) = \exp\left(-\frac{3 \cdot r^2}{R_s^2}\right)$ $A = \frac{\pi \cdot R_s^2}{3}$

Où  $\sigma$  est l'écart type de la Gaussienne (en m) et ' $r$ ' est la distance radiale (Figure I.6). ' $K$ ' est parfois appelé coefficient de répartition de la source ; lorsqu'il tend vers '0' on retrouve le cas de la source ponctuelle [Goldak 1984]. Dans la littérature, d'autres formes de répartition peuvent être envisagées.

L'expression générale du flux est donnée par :



$$q(x, y) = Q_0 \cdot f(x, y) / A = Q_m \cdot f(x, y) \quad (I.7)$$

où  $f(x, y)$  est la fonction de répartition surfacique et  $Q_m$  est le maximum de la densité de puissance exprimé en  $[W/m^2]$ .

Lors du soudage à l'arc, le flux de chaleur atteint la plus grande densité dans la partie centrale de la zone d'action du plasma d'arc. Lorsqu'on s'éloigne de la zone centrale, la densité de flux calorifique diminue. On peut supposer que la densité de flux suit la loi symétrique de répartition des probabilités de Gauss. On a donc, la fonction Gaussienne d'une répartition surfacique s'écrivant souvent sous la forme :

$$G(x, y) = G(r) = \frac{1}{2 \cdot \pi \sigma^2} \exp\left(-\frac{r^2}{2\sigma^2}\right) \quad (I.8)$$

Le flux de chaleur surfacique «  $q$  » s'écrit donc :

$$q(x, y) = q(r) = Q_m \exp(-K \cdot r^2) \quad \text{avec } K = 1/(2 \cdot \sigma^2) \quad (I.9)$$

D'autre part, nous utilisons la relation suivante pour la puissance totale émise :

$$Q_0 = UI\eta = \int_0^\infty q(r) \cdot ds = \int_0^\infty q(r) \cdot 2\pi \cdot r \cdot dr = \frac{\pi \cdot Q_m}{K} \quad (I.10)$$

Enfin, nous obtenons :

$$Q_m = Q_0 \frac{K}{\pi} = \frac{Q_0}{2\pi \cdot \sigma^2} \quad (I.11)$$

L'expression (I.9 ou I.5) concerne une répartition Gaussienne infinie. En pratique, on fixe souvent un rayon limite  $R_s$  à la tache calorifique, tel qu'il définisse un cercle fini d'existence du flux thermique. Ce rayon est fixé conventionnellement de telle sorte que le flux  $q(R_s)$  soit égal à 5% du flux maximal (situé au centre de la source), Figure I.6.

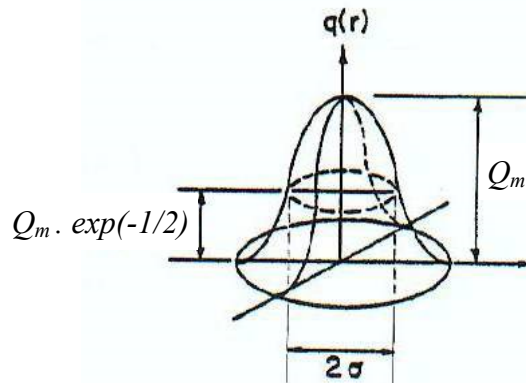


Figure I.6 : Modèle 2D circulaire

L'équation I.6 (tableau I.2) du flux Gaussien à répartition finie sur un disque de rayon  $R_s$  s'écrit donc [Goldak 1984, Depradeux 2004]:

$$q(R_s) = Q_m \exp(-K R_s^2) = 0.05 Q_m$$

D'où l'on tire :  $(K R_s^2) = -\ln(0.05) = 2.996 \approx 3 \Rightarrow K = \frac{3}{R_s^2}$  et on a :  $A = \frac{\pi}{K} = \frac{\pi \cdot R_s^2}{3}$

Et donc :

$$q(x, y) = q(r) = \frac{3 \cdot Q_0}{\pi \cdot R_s^2} \exp\left(-\frac{3 \cdot r^2}{R_s^2}\right) \quad (\text{I.12})$$

## 2. Bi-elliptique

Sa formulation est basée sur la considération d'une distribution surfacique à différents rayons de la source de chaleur sur le joint soudé. Cette source de chaleur s'apparente à la forme du bain de fusion qui se déplace sous l'électrode en considérant qu'il s'agit de deux demi-ellipses (figure I.7) [Goldak 1984, Aissani 2005b].

L'expression mathématique de ce modèle écrite dans un repère lié à la pièce est :

$$q_s = q(r_i, t) = q(x, y, t) = Q_m \exp(f(x, y, t)) \quad (\text{I.13})$$

Avec 
$$Q_m = \frac{3 \cdot Q_0}{\pi \cdot r_x \cdot (r_{yav} + r_{yar}) / 2} \quad \text{où } Q_0 = \eta \cdot U \cdot I$$

et 
$$f(x, y, t) = -3 \left( \frac{x^2}{r_x^2} + \frac{(y - v \cdot t)^2}{r_y^2} \right) \quad (\text{I.14})$$

où  $r_y = r_{yav}$  ou  $r_y = r_{yar}$  : Selon que le point considéré (x,y) soit respectivement devant ou derrière le centre du bain bi-elliptique (Figure I.7). Ces rayons sont fixés de telle sorte que le flux  $q(r_i)$  soit égal à 5% du flux maximal  $Q_m$ , sur le contour de cette géométrie.

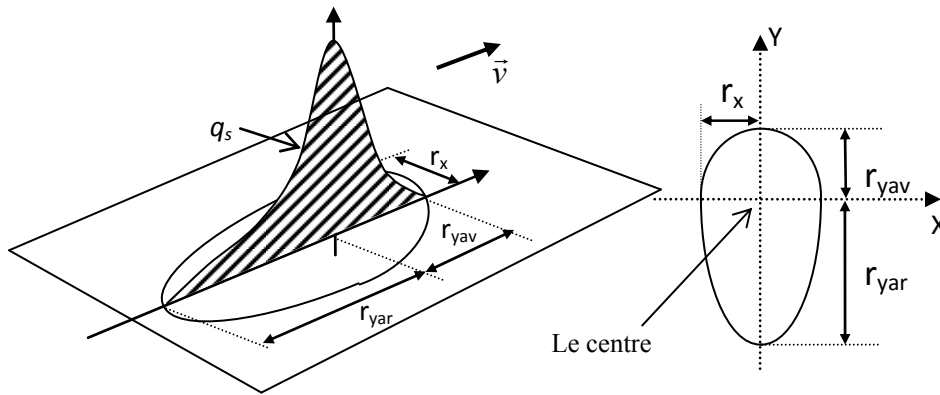


Figure I.7 : Modèle bi-elliptique de source de chaleur Gaussienne 2D [Aissani 2005b].

### IV) Source de chaleur volumique :

Dans le cas où la puissance de soudage est répartie en volume, on modélise l'apport de chaleur comme étant une source interne de chaleur, c'est-à-dire une densité volumique de flux de chaleur appliquée au sein du matériau. Ce dernier type de modélisation est plus adapté lorsqu'on veut englober dans la formulation de l'apport de chaleur la contribution énergétique des phénomènes qui ont lieu dans le bain de fusion et la participation du métal d'apport.

Le flux volumique de chaleur, exprimé en  $W/m^3$ , s'écrit alors (dans un repère lié à la source) :

$$q_v(x, y, z) = Q_m \cdot g(x, y, z) \quad \text{avec} \quad \int_V q_v(x, y, z) dV = Q_0 = UI \eta \quad (\text{I.15})$$

La forme de la fonction de répartition  $g(x, y, z)$  la plus utilisée peut être une demi-sphère ou une ellipsoïde ayant les rayons  $a, b$  et  $c$  (Tableau I.3). L'expression mathématique qui décrit l'ellipsoïde dans le cas d'un repère cartésien [Depradeux 2004, Goldak 1984] est la suivante :

$$q_v(x, y, z) = \frac{6\sqrt{3} \cdot Q_0}{abc \cdot \pi\sqrt{\pi}} \exp\left(-3\left[\frac{(x)^2}{a^2} + \frac{(y)^2}{b^2} + \frac{(z)^2}{c^2}\right]\right) \quad (I.16)$$

Les rayons  $a, b$  et  $c$  correspondent aux rayons pour lesquels l'énergie est égale à 5% du pic.

a) Cas d'une répartition constante du flux volumique

C'est le cas d'une densité d'énergie constante sur une demi-sphère de rayon  $R$  (Tableau I.3.a). De l'équation (I.15) on aboutit à :

$$q_v(x, y, z) = Q_m \cdot 1 = cte. \text{ et } q_v = Q_0 / V_{demi-sphère} = 2Q_0 / ((4/3)\pi R^3) \quad (I.17)$$

Dans le tableau I.3 ci-après on présente quelques modélisations adaptées pour la source de chaleur volumique simple.

Tableau I.3 : Deux exemples de sources volumiques simples.

<b>Source Volumique : <math>q(x, y, z) = Q_0 \cdot g(x, y, z)</math></b>	
a/ Constante sur une demi-sphère de rayon $R$	b/ Gaussienne 3D à répartition finie sur ellipsoïde de rayon $a, b, c$
$q_v(x, y, z) = \begin{cases} Q_m = cte. & \text{si } r \leq R_d \\ 0 & \text{si } r > R_d \end{cases}$	$q_v(x, y, z) = \frac{6\sqrt{3} \cdot Q_0}{abc \cdot \pi\sqrt{\pi}} \exp\left(-3\left[\frac{(x)^2}{a^2} + \frac{(y)^2}{b^2} + \frac{(z)^2}{c^2}\right]\right)$

b) Cas d'une répartition non constante du flux volumique

La fonction de répartition  $g(x, y, z)$  de l'équation (I.15) peut être donc une demi-sphère ou une ellipsoïde ou bien une double ellipsoïde ou même une partie d'un cône ou un cylindre, selon la spécificité du procédé à simuler thermiquement. Ces cas sont décrits ci-après.

\* Cas du soudage à l'arc

Pour le soudage à l'arc avec apport de matière (TIG, MIG/MAG), Goldak [Goldak 1984] propose une source volumique en forme de deux demi-ellipsoïdes (Figure I.8.a) ; celles-ci

permettent de tenir compte de la différence d'apport de chaleur entre l'avant et l'arrière de l'électrode. Cette source est décrite par les relations suivantes :

$$\begin{cases} q_v(x, y, z) = \frac{6\sqrt{3}Q_0 \cdot f_i}{a_i b c \cdot \pi \sqrt{\pi}} \exp\left(-3\left(\left(\frac{x}{a_i}\right)^2 + \left(\frac{y}{b}\right)^2 + \left(\frac{z}{c}\right)^2\right)\right) \\ f_f + f_r = 2 \end{cases} \quad (I.18)$$

- Avec l'indice  $i = f$  si  $x \geq 0$  ou  $i = r$  si  $x < 0$  ;
- et pour assurer la continuité en  $x=0$  on a :

$$f_f = \frac{2 \cdot a_f}{a_f + a_r} \text{ et } f_r = \frac{2 \cdot a_r}{a_f + a_r}, \text{ (où : } f_f = 0.6 \text{ et } f_r = 1.4 \text{ [Goldak 1984])}$$

Pour le procédé MIG/MAG, Kumar et DebRoy [Kumar 2004] proposent une formulation basée sur un volume cylindrique (Figure I.8.b) vu que les gouttelettes transférées de l'électrode vers le bain de fusion sont fortement surchauffées et une proportion significative de la chaleur transférée est assurée par ces gouttelettes de métal. Son expression mathématique prend en charge le rayon du fil d'apport, la vitesse de dévidage, le rayon moyen des gouttes, le rayon du cylindre, l'intensité du courant, la densité et la capacité calorifique du métal d'apport, la tension du surface ainsi que la différence entre les températures de vaporisation et de fusion du métal des gouttes et leur fréquence du transfert vers le bain (ZF).

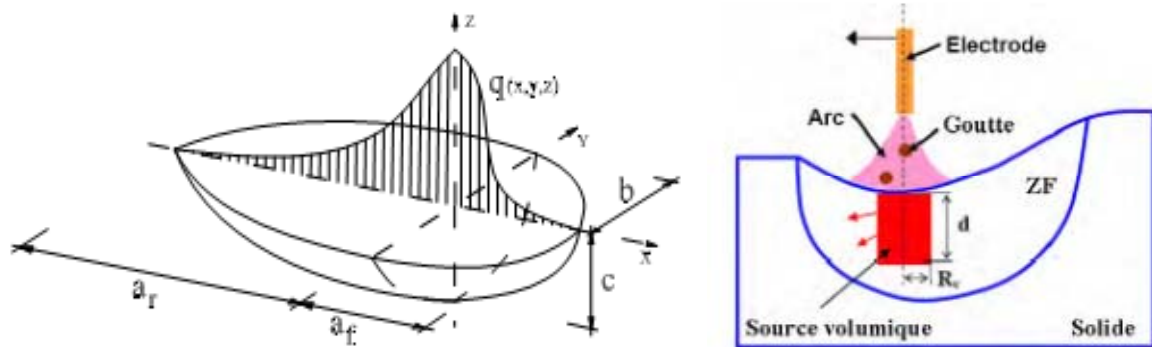


Figure I.8 a,b : Sources de chaleur 3D, a/ deux demi-ellipsoïdes ; b/ cylindrique

\* Cas du soudage Laser (avec apport de matière)

Le soudage laser met en jeu une forte densité d'énergie ; celle-ci est déposée en profondeur dans un capillaire. Ce dernier est considéré comme une source de chaleur volumique (forte intensité et grande pénétration) pouvant être représentée schématiquement par la figure I.9.

L'équation (I.19) représente l'expression mathématique de cette source de chaleur volumique de forme Gaussienne conique 3D [Balasubramanian 2008...].

$$q_v = \frac{9Q_0}{\pi(1-e^{-3})} \cdot \frac{1}{(z_e - z_i)(r_e^2 + r_e r_i + r_i^2)} \cdot \exp\left(-\frac{3r^2}{r_c^2}\right) \quad (I.19)$$

$$\text{Avec : } r^2 = x^2 + y^2 \text{ et } r_c = f(z) = r_i + (r_e - r_i) \frac{z - z_i}{z_e - z_i} \text{ et } Q_0 = \eta \cdot P$$

$\eta$  : est le rendement du procédé (de l'ordre de 80%)

P : est la puissance du faisceau laser (Watt).

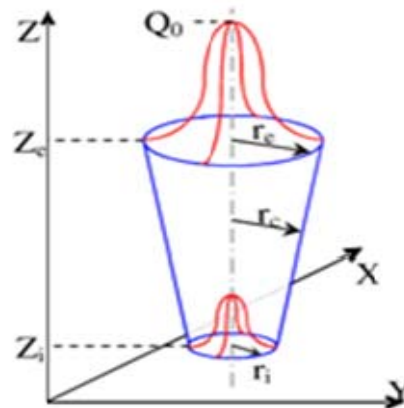


Figure I.9 : Source de chaleur 3D semi-conique

### **Remarque :**

La détermination des paramètres intervenant dans les modèles de source décrits ci-dessus n'est pas aisée et nécessite toujours un recalage sur des données expérimentales (mesures de température ou relevés de la zone fondue). Lorsque des relevés de la zone fondue (macrographies) sont disponibles, la profondeur de pénétration et la largeur du bain peuvent être utilisées pour fixer les coefficients des modèles de source ; cependant il faut garder à l'esprit la difficulté d'une mesure correcte de la température en raison des forts gradients thermiques engendrés et de l'étendue de la zone affectée.

### **I.3.3 Domaines d'application du procédé**

Le procédé de soudage à l'arc TIG est surtout utilisé pour le soudage des tôles minces, et plus particulièrement en métaux difficiles à souder, du fait que ce procédé entraîne moins de déformations que le chalumeau. L'emploi de gaz rares onéreux (hélium et argon) fait que ses applications sont réservées aux métaux nobles et assemblages « précieux ». Parmi ces métaux, on trouve les aciers inoxydables et réfractaires, les alliages de nickel, d'aluminium, de magnésium, de titane, de cuivre.

Le procédé est employé dans les domaines les plus importants comme l'industrie nucléaire, la construction aéronautique et aérospatiale, la construction navale ou l'industrie automobile.

## I.4 PROCÉDE DE SOUDAGE PAR FRICTION MALAXAGE (FSW)

### I.4.1 Synthétisation du procédé

#### a) Définition et principe

Le soudage par friction malaxage FSW est une récente technologie de soudage ; il permet un assemblage par voie solide (Figure I.10) qui facilite le soudage des alliages réputés de mauvaise soudabilité avec les procédés conventionnels par fusion (TIG, GMAW...) d'où l'intérêt de son utilisation. Les matériaux de base à souder ne sont donc jamais en fusion durant l'opération de soudage.

Les applications principales se concentrent aujourd'hui autour du soudage des alliages d'aluminium, magnésium, plomb et cuivre [Mishra 2005, Rowe April 2006]. Il permet d'éviter certains défauts dus à l'augmentation de la température lors du soudage. Ce procédé ne requiert que très peu d'énergie, seulement 2.5% de l'énergie nécessaire au soudage par laser, Mishra et al. [Mishra 2005].

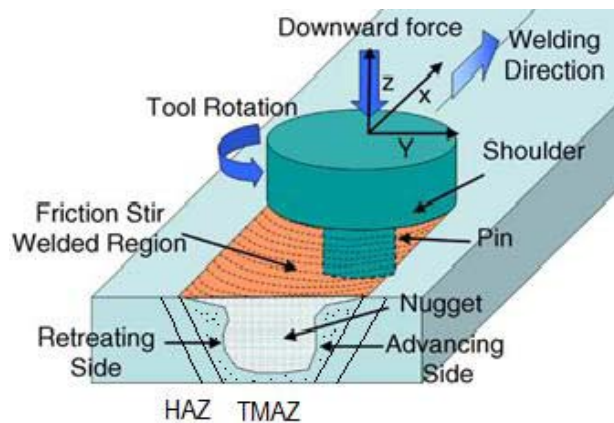


Figure I.10 : Procédé de soudage FSW d'un joint bout à bout [Mishra 2005].

Le procédé utilise un outil rotatif spécial (très dur et très résistant à l'usure) non consommable (figure I.10) qui génère la chaleur par friction dans les pièces à assembler et provoque des changements locaux dans le cordon par l'action de la déformation mécanique qui génère, elle aussi, un transfert de chaleur [Fujii 2006, Starink 2008, Mishra 2005].

L'outil de friction est constitué de deux parties essentielles conventionnelles, un cylindre (épaulement/shoulder) ayant une surface principale de friction normale à l'axe de rotation prolongé par une épingle profilée (pion/ pin) le long de son axe de rotation.

Une fois les pièces à assembler placées en contact, elles doivent être solidement fixées pour éviter tout écartement du joint pendant l'opération de soudage. L'outil est par la suite plongé dans la zone de jonction entre les deux tôles/pièces à souder (figure I.11) jusqu'à ce que la surface principale de friction soit en contact avec les surfaces des pièces et une force de forgeage relativement importante est appliquée pendant la rotation de l'outil.

La chaleur dégagée par la friction provoque un ramollissement mécanique local dans les pièces, sans atteindre leur fusion (70-90% du point de la fusion) [Rowe 2006, Gachi 2009],

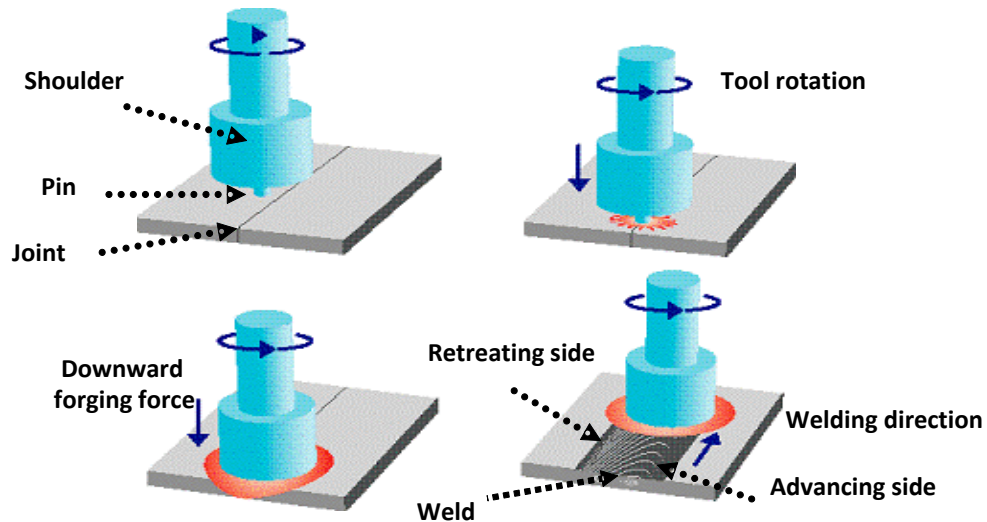


Figure I.11 : Principe du procédé de soudage FSW [Posada 2003, Aissani 2010a].

permettant ainsi le passage de l'outil le long de la ligne du joint à souder. Le matériau « à l'état pâteux » est alors malaxé par le pion dont le profil est spécialement étudié pour assurer une bonne homogénéité. Après refroidissement, il apparaît une phase solide et le joint soudé est ainsi réalisé. Il faut noter que le procédé n'est pas symétrique de part et d'autre de la ligne de joint. On nomme l'*Advancing Side* le côté où les deux vecteurs vitesses (rotation et translation) ont le même sens. La *Retreating Side* est le côté où ces vecteurs sont opposés (figure I.11). Les principaux paramètres de soudage sont :

- La vitesse de rotation de l'outil (de 100 à 4000 tr/min) ;
- La vitesse d'avance de l'outil - soudage- (de quelques cm /min à quelques m/min) ;
- L'effort de soudage - force de plongée - (de quelques centaines de kg à plusieurs tonnes) ;
- Dimensions de l'outil : diamètres du cylindre et du pion, longueur du pion (en mm).

#### **b) Historique du procédé FSW**

Le procédé FSW a été inventé, développé et breveté par W. Thomas au Royaume-Uni en 1991 [Mishra 2005]. Cette nouvelle technologie de soudage est en pleine phase de développement, bien que déjà appliquée industriellement pour certaines fabrications, notamment en aéronautique, en construction navale et dans le domaine ferroviaire [Lee Dec.1999, Posada 2003]. C'est un processus innovant [Mishra 2005 et Thomas 1999] qui permet l'assemblage d'alliages d'aluminium de haute résistance (série 2xxx et 7xxx) ainsi que d'autres considérés comme difficiles à souder par les techniques de fusion classiques [Thomas 1999, 2002 et Gachi 2009]. Dans l'industrie aéronautique il commence à remplacer le procédé conventionnel de rivetage utilisé dans les composants de structure.

Plus récemment, ce procédé a même été appliqué au plomb, au cuivre, au magnésium et à l'acier doux.

En Algérie, le procédé n'est pas encore exploité, d'où l'idée de la conception et de la réalisation de l'outil de soudage FSW. En 2007, un outil conçu et réalisé a été breveté à l'Institut National Algérien de la Propriété Industrielle (INAPI) [Aissani Déc. 2007].

**c) Avantages du procédé**

Ce procédé est propre sans gaz de protection, sans fumée, peu dangereux et peut être automatisé. On peut citer encore :

1. L'absence de métal d'apport qui évite la formation de phases dures et fragilisantes.
2. La bonne adaptation aux alliages d'aluminium difficilement soudables par fusion.
3. L'élimination des problèmes de fissuration à chaud et de criques.
4. Le très faible besoin en énergie (seulement 2.5% de l'énergie nécessaire au soudage laser).
5. La possible hétérogénéité de l'assemblage (deux matériaux différents).
6. La possibilité de souder des épaisseurs de 1,6 à 50 mm avec une pénétration complète et sans porosité ou vides internes [Mishra 2005, Thomas Aug 2005].
7. L'homogénéité chimique du joint, qui constitue un avantage du point de vue de la corrosion.
8. La simplicité de l'équipement utilisé exigeant ainsi peu de maintenance et peu de qualification pour le fonctionnement.

**d) Paramètres influant sur la qualité d'un cordon de soudure par FSW**

Pendant le processus FSW, le transfert de chaleur dans le matériau permet juste à la température d'atteindre les 80% de celle de fusion du matériau. La matière ainsi ramollie est remuée mécaniquement par l'outil en rotation qui la fait transférer à l'arrière du pion où elle est consolidée pour former le cordon. Les paramètres géométriques de l'outil (hauteur de l'outil, forme du pion, surface de contact de l'épaulement) sont donc déterminants pour la qualité finale du joint de même que les paramètres du procédé (vitesse de rotation, vitesse d'avancement, force appliquée sur l'outil en rotation).

**I.4.2 Etat de l'art du procédé FSW****a) Développement de l'outil FSW et de son procédé dans la littérature**

Malgré un bon nombre de publications sur le procédé FSW, peu d'entre elles ont traité de la fabrication de l'outil ou de l'effet de la géométrie de celui-ci sur le processus et la majorité de ces dernières ont abouti à l'utilisation d'un épaulement concave de l'outil muni d'un pion cylindrique fileté.

D'autres formes de pions plus complexes ont été développées pour modifier le débit du métal mélangé autour et réduire les charges appliquées sur le pion. Tomas et al. [Thomas 2001] ont réalisé le pion Whorl<sup>TM</sup> et sa variante MX Triflute<sup>TM</sup> afin de moins déplacer la matière comparativement au pion conventionnel de même diamètre, d'augmenter la génération de chaleur, de réduire la force de soudure, de faciliter l'effet tarière vers le bas permettant un écoulement plus facile de la matière plastifiée,...

Pour le soudage en couverture (superposition partielle), l'augmentation de la largeur de la région de soudure permet de parvenir à une meilleure adhérence. De ce fait, Rowe et al. [Rowe 2006] et Tomas et al. [Thomas 2002, 2003] ont développé deux nouvelles géométries : Flared-



Trifute™ avec des rainures évasées et A-skew™ avec l'axe de pion légèrement incliné par rapport à l'axe principal de l'outil, ce qui a beaucoup amélioré la vitesse de soudage, réduit la force axiale (20% environ), élargi la région de soudure, réduit l'amincissement supérieur (de la plaque soudée) et fourni une action de forgeage orbitale à la racine de la soudure.

Thomas et al. [Thomas Aug 2005, January 2005] se sont intéressés à une nouvelle technique dans laquelle deux outils, tournant en sens opposés et pouvant prendre différentes positions, sont utilisés pour réaliser la soudure, ce qui leur a permis de réduire le couple réactif nécessaire pour sécuriser les plaques sur la machine pendant le processus ; cette technique n'est pas encore pleinement exploitée en raison d'une plusieurs grande complexité de l'outil.

Pour ce qui est de la conception à l'aide de la modélisation et de la simulation numérique, Buffa et al. [Buffa 2006] ont utilisé un logiciel commercial FEA : DEFORM-3D™ basé sur le modèle du continuum FEM (non linéaire) qui leur a permis d'étudier l'influence de l'angle du pion et de la vitesse d'avancement sur différents paramètres tels que la distribution de température, la répartition des contraintes hydrostatiques, la vitesse de déformation, les forces d'avancement et verticales et même sur une distribution prédite de la taille des grains.

Ces mêmes chercheurs se sont intéressés à l'assemblage par soudage de tôles d'épaisseur différente. Une gamme assez large d'épaisseurs peut être soudée avec une bonne intégrité du cordon [Buffa 2008].

Par ailleurs, des études sont actuellement menées pour améliorer l'outil de soudage en augmentant sa résistance à l'usure pour souder des matériaux à point de fusion élevée (aciers, composites à matrice métallique ...) [Lee Dec.1999, Nandan 2006]. D'autres travaux montrent qu'un préchauffage en amont de l'outil diminue le gradient de température comparé au procédé classique FSW [Mandal 2006].

Il est à remarquer que sur toutes les publications consultées la seule à avoir explicitement évoqué les problèmes de sécurité liés à l'outil de soudage et à la machine (fraiseuse) est celle de Buffa et al [Buffa 2008] qui ont montré que pendant le processus FSW le pion est soumis à de considérables forces capables de provoquer une rupture.

### ***b) Limites du procédé FSW et solutions proposées***

Les limites du FSW sont liées à la qualité de l'outil et aux techniques de fixation des pièces à assembler. Certaines de ces difficultés sont en passe d'être résolues par le développement d'une nouvelle génération d'outils nommés « bobbin tools » ou « self reacting tools » permettant de réduire les efforts de fixation [Threadgill 2009] du fait d'une accessibilité envers réduite des pièces (figure I.12) ; ces outils présentent un double épaulement permettant de pincer les pièces à assembler et dispensent ainsi d'un outillage de support. Le pré-assemblage des pièces par encastrement ou pointage permet également de se dispenser d'enclume.

Il est à noter que l'inconvénient du creux laissé en fin de cordon par les outils de première génération est totalement écarté par les améliorations apportées à l'élaboration des outils actuels.

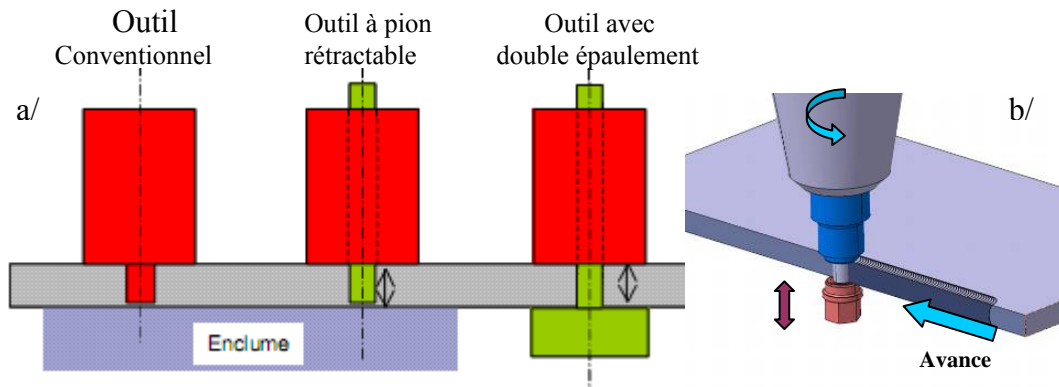


Figure I.12 : Evolution de l'outil FSW

### c) Exemples de machine de soudage FSW

La figure ci-dessous présente deux types de machines de soudage FSW.

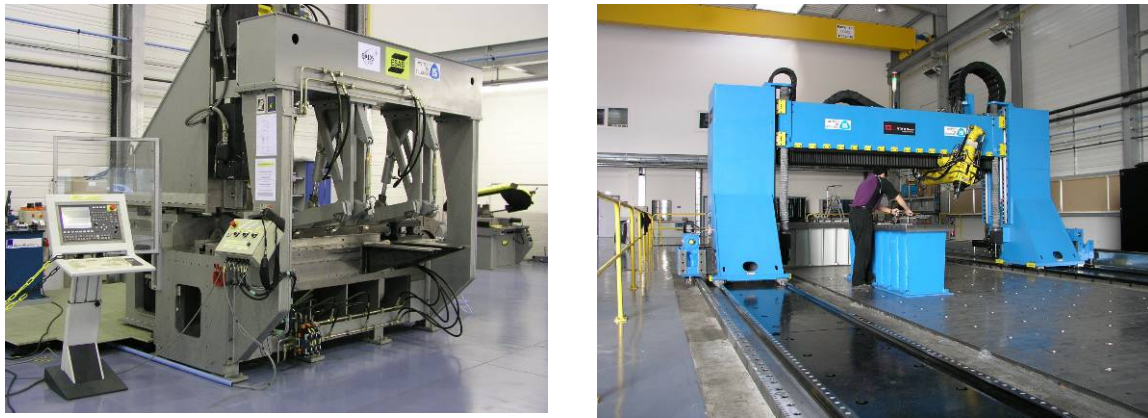


Figure I.13 : Equipement de soudage FSW de l'Institut de Soudure (Metz)

### I.4.3 Domaines d'application du procédé

Les divers domaines d'utilisation sont :

- Industrie aéronautique et spatiale : soudage des différents types de tôles (figure I.14).
- Construction navale : coques de bateaux.
- Transport ferroviaire.
- Industrie automobile : raboutage de tout type de tôles.

L'utilisation de cette technique dans ces différents domaines industriels a permis d'alléger les structures de manière significative et donc de réduire les coûts de fabrication (on peut citer comme exemple la construction d'un avion de moyenne envergure avec une réduction de plus de 50% des rivets utilisés par le biais de ce procédé).

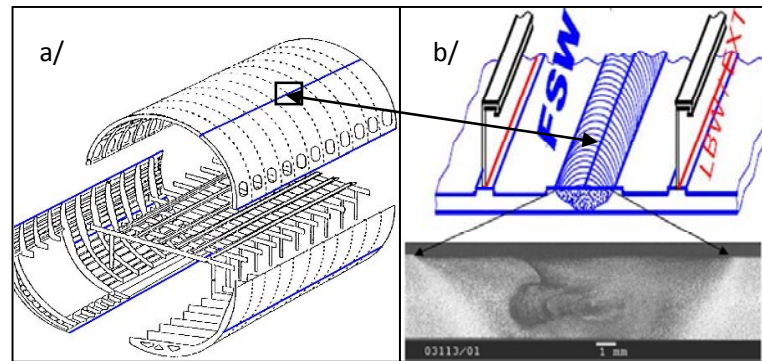


Figure I.14 : Soudure FSW longitudinale d'un fuselage d'avion [Aissani 2008c].

## I.5 CONCLUSION

Les difficultés dans la simulation numérique des problèmes thermiques du soudage résident principalement 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 du bain de fusion et donc des zones à risque.

En aéronautique le soudage, par les procédés que l'on vient d'étudier, des pièces de faible épaisseur des avions tend à se généraliser afin d'alléger les structures. Pour certains types de métaux, le procédé FSW permet d'éviter une partie des problèmes rencontrés avec le procédé de soudage TIG. Le procédé FSW soulève un intérêt particulier car il combine étroitement les flux de chaleur, la déformation plastique et l'évolution microstructurale.

## **CHAPITRE II**

### **MODÉLISATION MATHÉMATIQUE DU SOUDAGE A L'ARC**

#### **Sommaire**

---

#### **INTRODUCTION**

#### **PARTIE A : DÉVELOPPEMENT MATHÉMATIQUE**

##### **II.A.1 INTRODUCTION**

##### **II.A.2 HYPOTHÈSES PRINCIPALES**

##### **II.A.3 ÉQUATION RÉGISSANT LA CHALEUR**

##### **II.A.4 CONDITIONS AUX LIMITES ET INITIALES**

##### **II.A.5 SYSTEME D'ÉQUATIONS FINALES**

##### **II.A.6 DIFFÉRENTS MODÈLES DE SOURCE DE CHALEUR EN 2D**

##### **II.A.7 MODÉLISATION DU TERME SOURCE**

###### **II.A.7.1 Développement et linéarisation**

###### **II.A.7.2 Cas du cordon courbé**

###### **II.A.7.3 Cas du trois dimensions (3D)**

##### **II.A.8 DIFFÉRENTS CAS DE LA CONDUCTIVITE THERMIQUE $K$**

#### **PARTIE B : DÉVELOPPEMENT NUMÉRIQUE**

##### **II.B.1 INTRODUCTION**

##### **II.B.2 MÉTHODE DES VOLUMES FINIS (MVF)**

###### **II.B.2.1 Discrétisation du domaine de calcul**

###### **II.B.2.2 Discrétisation de l'équation de la chaleur**

###### **II.B.2.3 Discrétisation des conditions aux limites**

###### **II.B.2.4 Calcul du terme source**

###### **II.B.2.5 Résolution numérique**

###### **II.B.2.6 Programme de calcul**

##### **II.B.3 MÉTHODE DES ÉLÉMENTS FINIS (MEF)**

###### **II.B.3.1 Formulation variationnelle**

###### **II.B.3.2 Formulation en éléments finis**

###### **II.B.3.3 Fonctions d'interpolation**

###### **II.B.3.4 Calcul des matrices et vecteurs d'éléments finis**

###### **II.B.3.5 Assemblage des matrices d'éléments finis**

###### **II.B.3.6 Génération de maillage**

###### **II.B.3.7 Méthode de résolution numérique**

##### **II.B.4 UTILISATION DU CODE ANSYS<sup>®</sup> (SOFTWARE)**

###### **II.B.4.1 Présentation du code ANSYS**

###### **II.B.4.2 Conditions aux limites sous ANSYS**

###### **II.B.4.3 Introduction de la source de chaleur par les commandes de l'ANSYS**

#### **CONCLUSION**

## INTRODUCTION

Ce chapitre est organisé en deux parties, la première partie (A) se résume à l'étude et au développement du modèle mathématique de transfert thermique lors d'une opération de soudage TIG. La partie (B) est consacrée aux méthodes numériques utilisées pour la résolution de l'équation de la chaleur.

## PARTIE A : DÉVELOPPEMENT MATHÉMATIQUE

### II.A.1. INTRODUCTION

On s'intéresse à l'étude du transfert thermique lors d'une opération de soudage à l'arc (TIG), en considérant le cas bidimensionnel puis tridimensionnel non stationnaire d'un assemblage bout à bout de deux plaques métalliques minces.

Compte tenu de l'importance que revêt l'analyse thermique dans toute étude prévisionnelle du soudage, la répartition de la température en cours de soudage est obtenue par la résolution de l'équation fondamentale régissant le transfert de la chaleur par conduction dans un solide. Cette équation est issue du bilan énergétique effectué sur un volume de contrôle élémentaire de la plaque métallique considérée.

### II.A.2 HYPOTHÈSES PRINCIPALES

Pour étudier et modéliser le processus de soudage TIG des métaux (figure II.1), on a considéré les hypothèses suivantes [Aissani 2005] :

- Le régime est considéré transitoire, en 2D  $(x,y,t)$  et en 3D  $(x,y,z,t)$  ;
- L'axe  $Y$  est confondu avec la direction du soudage ;
- Les propriétés thermiques (la conductivité thermique  $K$  et la chaleur spécifique  $C_p$ ) du matériau dépendent de la température [Choi 1987, Develay 1990a];
- Prise en compte du changement de phases dans les métaux à souder;
- L'écoulement du bain de fusion est négligeable;
- Les déperditions calorifiques par convection et rayonnement à travers les surfaces libres et les frontières de la pièce sont prises en compte;
- La source de chaleur est mobile et est répartie selon une distribution surfacique Gaussienne  $S(T,x,y,t)$  ;
- L'échauffement dû aux déformations mécaniques est très faible donc négligeable.

### II.A.3 ÉQUATION RÉGISSANT LA CHALEUR

L'équation de conduction de la chaleur dans le domaine  $\Omega$  (domaine défini par les deux plaques métalliques à souder) (figure II.1), s'écrit pour le cas tridimensionnel [Patankar 1980, Goldak 2005] :

$$\rho C_p \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left( K \cdot \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left( K \cdot \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left( K \cdot \frac{\partial T}{\partial z} \right) + S \quad (\text{II.1a})$$

où  $T$  est la température,  $t$  le temps,  $\rho$  la densité du matériau à souder,  $C_p$  la chaleur spécifique,  $K$  la conductivité thermique et  $S$  la chaleur générée ou absorbée par unité du temps.

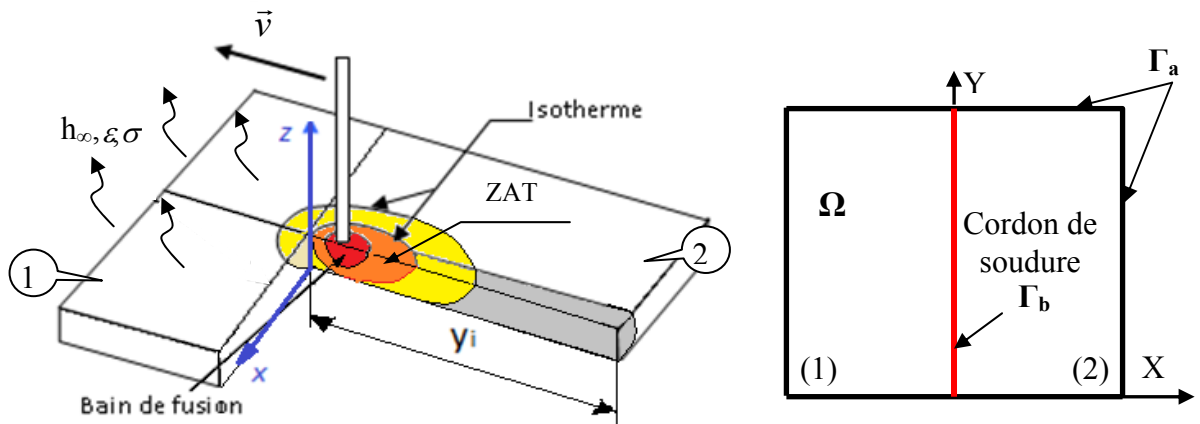


Figure II.1a,b : a/ Schéma du processus de soudage de deux tôles minces  
b/ Domaine  $\Omega$  et frontières  $\Gamma_a$  et  $\Gamma_b$ .

Pour le cas bidimensionnel, on retrouve l'expression suivante :

$$\rho C_p(T) \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left( K(T) \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left( K(T) \frac{\partial T}{\partial y} \right) + S(T, x, y, t) \quad (II.1b)$$

Dans le cas général sous une forme compactée, on a l'équation :

$$\rho C_p \frac{\partial T}{\partial t} = -div(-K \cdot \overline{grad T}) + S \quad (II.1c)$$

Avec des conditions aux limites et initiales appropriées, la résolution de l'équation différentielle (II.1) donne la solution au problème posé.

#### II.A.4 CONDITIONS AUX LIMITES ET INITIALES

Les conditions aux limites sont déterminées à partir des équations d'échange du flux de chaleur par convection et rayonnement avec le milieu environnant.

- Aux frontières  $\Gamma_a$  (figures II.1b), le flux  $q_n$  est égal à :

$$q_n = h_\infty (T - T_\infty) + \sigma \varepsilon (T^4 - T_\infty^4) \quad (II.2a)$$

Où  $h_\infty$  : coefficient de convection égal à  $10 \text{ W/m}^2 \cdot \text{K}$  ;  $T$  : température au bord de l'assemblage ( $K$ ) ;  $T_\infty$  : température ambiante ( $K$ ) ;  $\varepsilon$  : émissivité thermique égale à 0.82,  $\sigma$  : constante de Boltzmann égale à  $5.67 \cdot 10^{-8} \text{ W/m}^2 \cdot \text{K}^4$ .

- Au plan de la symétrie de l'assemblage (à la frontière  $\Gamma_b$ ), le flux de chaleur est nul :

$$q_n = -K \frac{\partial T}{\partial x} = 0 \quad (II.2b)$$

Le flux  $q_n$  étant donné par l'équation de Fourier :  $q_n = -K \cdot \vec{\nabla} T$

- La température initiale du matériau est supposée égale à la température ambiante :

$$T_0=300 \text{ K.} \quad (\text{II.3})$$

### II.A.5 SYSTÈME D'ÉQUATIONS FINALES

Le système d'équations finales de la conduction de chaleur dans les deux plaques métalliques à souder (cas bidimensionnel) s'écrit comme suit :

$$\begin{cases} \rho.C_p(T) \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left( K(T) \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left( K(T) \frac{\partial T}{\partial y} \right) + S(T, x, y, t) \\ q_n = h_\infty (T - T_\infty) + \sigma \varepsilon (T^4 - T_\infty^4) \quad \text{sur } \Gamma_a \\ q_n = 0 \quad \text{sur } \Gamma_b \end{cases} \quad (\text{II.4})$$

Le terme source  $S$  sera modélisé par la suite pour fermer le système d'équations. L'équation différentielle finale est donc une équation aux dérivées partielles non linéaires.

### II.A.6 DIFFÉRENTS MODÈLES DE SOURCE DE CHALEUR EN 2D

En 2D, les modèles de source de chaleur les plus communément utilisés sont au nombre de trois : la source ponctuelle [Rosenthal 1941], en segments de ligne [Jarvis 1996, Painter 1996] et surfacique à différents types de distribution [Goldak 1984, 1985...].

### II.A.7 MODÉLISATION DU TERME SOURCE

Le modèle considéré dans cette étude sera un modèle surfacique amélioré à distribution Gaussienne [Aissani 2005, 2008]. La forme géométrique de la source sera circulaire puis bi-elliptique. Pour le cas 3D, on utilisera la source de Goldak [Goldak 1984].

#### II.A.7.1 Développement et linéarisation

Selon Myers et Lindgren [Myers 1967, Lindgren Feb.2001], l'expression générale de cette source de chaleur  $S$  s'écrit ainsi :

$$S(x, y, t) = S_0 \exp(-A(x^2 + y^{*2})) \quad (\text{II.5})$$

Où :  $y^* = y - vt$

avec  $v$  : vitesse de déplacement de la torche, et  $S_0$  et  $A$  sont des coefficients dépendant du modèle.

Développons les expressions du terme source  $S$  (de l'équation II.4) en introduisant l'effet de la convection et du rayonnement dans ce terme (pour se rapprocher le plus de la réalité).

➤ Pour le métal de base, le terme source représente l'énergie échangée :

$$S = 2h_\infty (T - T_\infty) + 2\sigma \varepsilon (T^4 - T_\infty^4) \quad (\text{II.6})$$

➤ Pour la zone qui contient le bain de fusion (au niveau du cordon), le terme source s'écrit :

$$S = h_\infty (T - T_\infty) + \sigma \varepsilon (T^4 - T_\infty^4) + q_0 e^{f(x,y,t)} \quad (\text{II.7})$$

On constate que ce terme source est fortement non linéaire, on doit donc le linéariser. Il peut être alors écrit sous la forme linéaire suivante :

$$S = S_c + S_p T \quad (\text{II.8})$$

Où  $S_c$  et  $S_p$  sont des constantes. En utilisant la méthode de la tangente pour la linéarisation du terme source, on aura pour ces constantes :

$$\begin{aligned} S &= \bar{S}^* + \left( \frac{dS}{dT} \right)^* (T - T^*) \\ \Rightarrow S_c &= \bar{S}^* - \left( \frac{dS}{dT} \right)^* T^* \quad \text{et} \quad S_p = \left( \frac{dS}{dT} \right)^* \end{aligned} \quad (\text{II.9})$$

L'indice (\*) représente les paramètres calculés au cours de l'itération précédente.

Après identification de l'équation (II.8) avec les équations (II.6 et 7) et réajustement de la convention du signe du flux de convection et rayonnement on déduit :

$$\text{Au niveau du métal de base :} \quad \begin{cases} S_c = 2(h_\infty T_\infty + 3\sigma\varepsilon T_\infty^{*4} + \sigma\varepsilon T_\infty^4) \\ S_p = -2(h_\infty + 4\sigma\varepsilon T_\infty^{*3}) \end{cases} \quad (\text{II.10})$$

$$\text{Au niveau de cordon de soudure :} \quad \begin{cases} S_c = (h_\infty T_\infty + 3\sigma\varepsilon T_\infty^{*4} + \sigma\varepsilon T_\infty^4) + q_0 \exp^{f(x,y,t)} \\ S_p = -(h_\infty + 4\sigma\varepsilon T_\infty^{*3}) \end{cases} \quad (\text{II.11})$$

$S_c$  étant la partie constante du terme  $S$  et  $S_p$  est le coefficient du terme dépendant de la température en un point  $P$  quelconque du domaine de calcul.

En introduisant un coefficient  $cas$ , on peut écrire ces deux expressions sous une forme générale :

$$\begin{cases} S_c = (2 - cas) \cdot (h_\infty T_\infty + 3\sigma\varepsilon T_\infty^{*4} + \sigma\varepsilon T_\infty^4) + cas \cdot q_0 \exp^{f(x,y,t)} \\ S_p = -(2 - cas) \cdot (h_\infty + 4\sigma\varepsilon T_\infty^{*3}) \end{cases} \quad (\text{II.12})$$

Tel que :  $cas = 0 \Rightarrow$  le point  $P$  se situe hors la source dans le métal de base ;

$cas = 1 \Rightarrow$  le point  $P$  est dans la zone de la source (cordon de soudure).

$T^*$  : température calculée au cours de l'itération précédente au même point  $P$ .

Rappelons que la fonction  $f(x,y,t)$  de l'équation (II.12) est choisie selon le modèle de bain de fusion considéré (circulaire ou bi-elliptique) sur un domaine bidimensionnel. La configuration bi-elliptique sera la plus utilisée dans notre cas.

#### - **Modèle du bain de fusion circulaire :**

Pour le modèle du bain de fusion circulaire (source de chaleur répartie sur un cercle)

$$f(x,y,t) = -3 \left( \frac{x^2 + (y - v \cdot t)^2}{r_b^2} \right) \quad (\text{II.13})$$

Le rayon adopté de l'électrode est défini de sorte que **95%** de la chaleur soit déposée ( $r_b=4.5$ ) [Jarvis 1996, Aissani 2005]. (Cf. figure II.2a).

#### - **Modèle du bain de fusion bi-elliptique :**



Pour ce modèle, la fonction  $f(x, y, t)$  est définie par :

$$f(x, y, t) = -3 \left( \frac{x^2}{r_x^2} + \frac{(y - v \cdot t)^2}{r_y^2} \right) \quad (\text{II.14})$$

Les rayons sont définis de manière que **95 %** [Goldak 1984] de la chaleur générée soit contenue dans la bi-ellipse (Figure II.2b). Selon la position du point  $P$  considéré soit à l'avant ou à l'arrière du centre de la bi-ellipse, on a respectivement :  $r_y = r_{yav}$  ou  $r_y = r_{yar}$ .

L'expression de  $q_0$  est donnée par [Aissani 2005] :

$$q_0 = 6 \frac{Q}{\pi (r_x (r_{yav} + r_{yar}))} \quad \text{Avec : } Q = \eta.I.U \quad (\text{II.15})$$

$U$  est la tension électrique (Volt) ;  $I$  est l'intensité de courant (A) et  $\eta$  est le rendement de l'arc.  $r_x$ ,  $r_{yav}$  et  $r_{yar}$  sont les rayons de la bi-ellipse (figure II.2b), [Aissani 2008].

- Si le modèle est circulaire on a :  $r_{yav} = r_{yar} = r_x = r_b$ , (et on retrouve l'équation II.13).

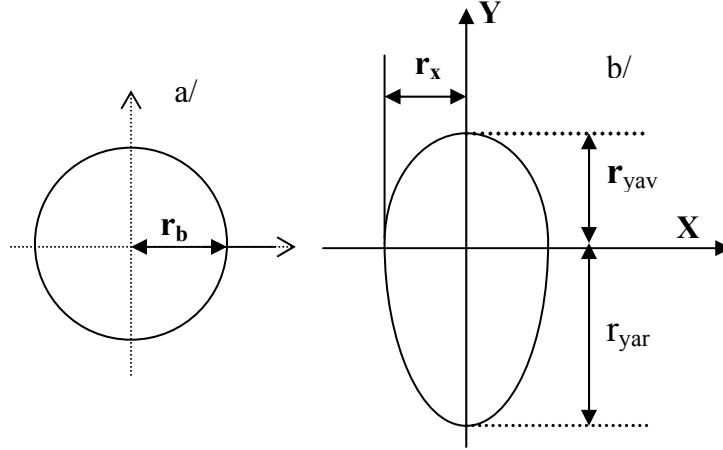


Figure II.2a,b : Modèles de bain de fusion ;  
a/ circulaire ; b/ bi-elliptique.

### II.A.7.2 Cas du cordon courbé

Les équations (II.13) et (II.14) ne sont valables que dans le cas d'un cordon rectiligne et parallèle à l'axe  $Y$ , car la vitesse  $v$  est dirigée suivant cet axe. Dans le cas d'un cordon non rectiligne ou incliné, la vitesse est décomposée en  $v_x$  et  $v_y$  (figure II.3). L'équation (II-14) devient donc:

$$f(x, y, t) = -3 \left( \frac{(x - v_x t)^2}{r_x^2} + \frac{(y - v_y \cdot t)^2}{r_y^2} \right) \quad (\text{II-16})$$

Avec :  $v_x = \|\vec{v}\| \cdot \cos \alpha$  et  $v_y = \|\vec{v}\| \cdot \sin \alpha$

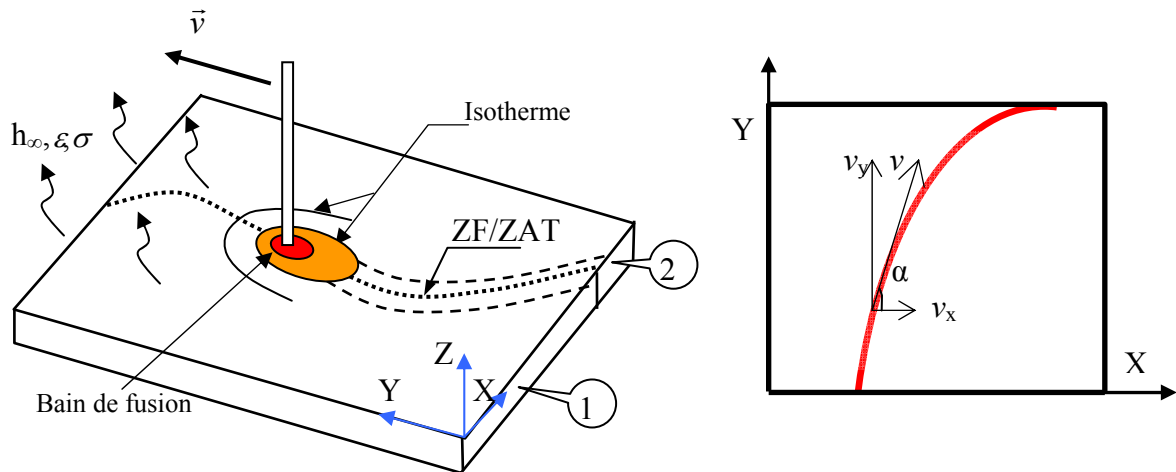


Figure II.3a,b : Cordon non rectiligne, a/ Schéma du processus.

b/ Décomposition de la vitesse de soudage  $v$  en  $v_x$  et  $v_y$ 

### II.A.7.3 Cas du trois dimensions (3D)

Pour les tôles épaisses où l'épaisseur est comparable aux autres dimensions et nécessite un métal d'apport, on modélise la source de chaleur par une source volumique sous forme de deux demi-ellipsoïdes. Ceci permet de tenir compte de la différence en apport de chaleur en avant et en arrière l'électrode. L'expression mathématique qui décrit cette forme [Depradeux 2004, Goldak 1984, 1985] est :

$$\begin{cases} S(x, y, z, t) = \frac{6\sqrt{3}Q_0 \cdot f_i}{a_i b c \cdot \pi \sqrt{\pi}} \exp\left(-3\left[\left(\frac{x-vt}{a_i}\right)^2 + \left(\frac{y}{b}\right)^2 + \left(\frac{z}{c}\right)^2\right]\right) \\ f_f = 0.6 \text{ et } f_r = 1.4 \end{cases} \quad (\text{II.17})$$

Avec l'indice  $i = f$  si  $x \geq 0$  ou  $i = r$  si  $x < 0$  ;

Et  $a_i$ ,  $b$  et  $c$  sont les rayons des deux ellipsoïdes (figure I.8a).

### II.A.8 LES DIFFÉRENTS CAS DE LA CONDUCTIVITE THERMIQUE $K$

Généralement la conductivité thermique  $K$  est fonction de la température,  $K=f(T)$  (Figure II.4). Dans ce cas l'équation de la chaleur est non linéaire et on considère directement la résolution de l'équation (II.4).

$$\text{Si } K = cte \Rightarrow \rho C_p \frac{\partial T}{\partial t} = K \nabla^2 T + S \quad (\text{II.18})$$

En plus, dans le cas où le milieu est :

- Homogène :  $K$  est indépendant de la position.
- Isotrope :  $K$  est un scalaire indépendant de la direction.
- Anisotrope :  $K$  est un tenseur.

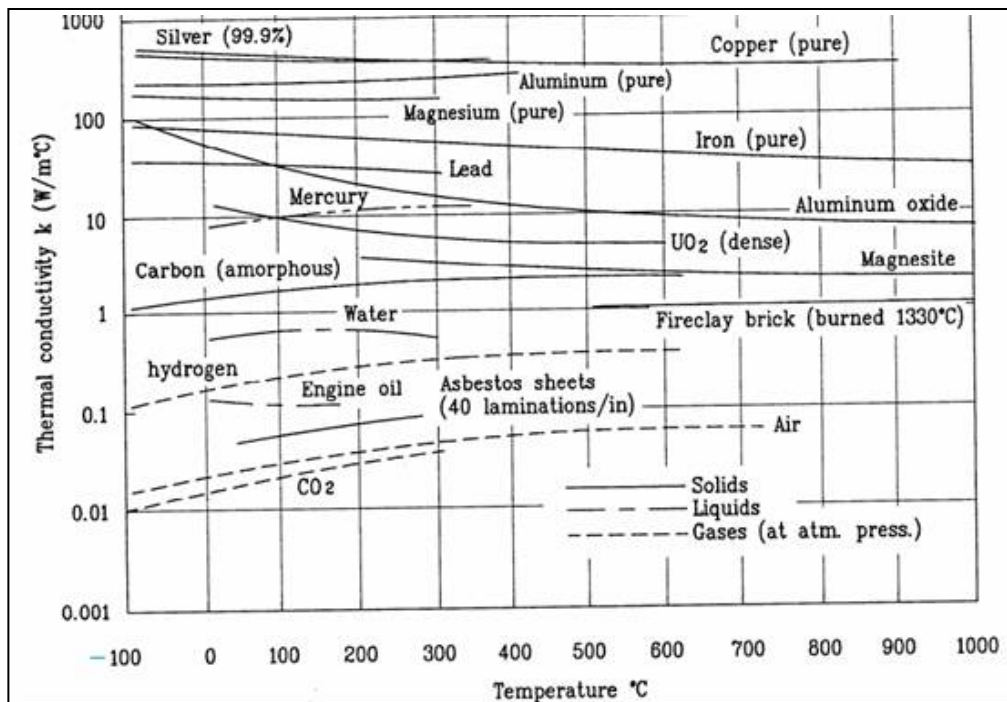


Figure II.4 : Evolution de la conductivité  $K$  pour différents milieux [Seynhaeve 2011].

## PARTIE B : DEVELOPPEMENT NUMÉRIQUE

### II.B.1 INTRODUCTION

Les équations gouvernant le phénomène thermique de soudage étant des équations différentielles aux dérivées partielles non linéaires (partie II.A), leur résolution analytique est très complexe ou inexistante ; le recours à des méthodes numériques s'avère donc nécessaire. La solution consiste à approximer ces équations par des relations algébriques (discrétisation) rendant la résolution possible par l'utilisation de méthodes numériques. Plusieurs techniques numériques sont disponibles et largement utilisées telles les méthodes des différences finies (MDF), des volumes finis (MVF) et des éléments finis (MEF). La MDF est recommandée dans le cas de problèmes simples pour sa facilité de mise en œuvre et ses limites d'utilisation. La MVF a comme avantage principal le rigoureux respect des équations de conservation, non seulement de façon globale et pour des points suffisamment resserrés, mais aussi pour chaque volume du maillage quelque soit sa forme. La MEF, quant à elle, est recommandée pour la résolution de problèmes à géométrie complexe ; elle est reconnue notamment pour sa puissance de résolution des problèmes très compliqués ; la plupart des codes de calcul utilisent cette méthode.

Deux méthodes parmi les trois citées, la MVF et la MEF seront utilisées ici. On expose ci-après le principe de ces méthodes ainsi que leurs applications dans la résolution du problème de transfert de la chaleur du soudage.

## II.B.2 METHODE DES VOLUMES FINIS (MVF)

La méthode des volumes finis (MVF) est préconisée par Patankar et Spalding [Patankar 1980]. Ils ont prouvé son efficacité dans la résolution des équations fortement couplées et non linéaires, tels les problèmes rencontrés en transfert de chaleur et en mécanique des fluides. L'application de la MVF nécessite, en premier lieu, la discrétisation du domaine de calcul en un maillage convenable, c'est-à-dire la mise en place d'un réseau de points de maillage délimitant des volumes de contrôle (ou cellules) qui ne se recouvrent pas. L'équation différentielle est alors intégrée pour chaque volume de contrôle qui englobe un seul point du maillage. Après intégration, l'équation discrétisée pour ce volume de contrôle vérifie le principe de conservation (bilan global). Pour l'ensemble des volumes, on obtient un système d'équations qui sera résolu par une méthode numérique adaptée à la taille du système et au nombre d'inconnues.

### II.B.2.1 Discrétisation du domaine de calcul

Le domaine de calcul est constitué de tôles métalliques minces à souder. Ce domaine est discrétisé en un réseau de points autour desquels sont construits des volumes de contrôle pour générer un maillage du calcul. Les surfaces de ces volumes sont communes pour deux nœuds adjacents, c'est sur ces surfaces que seront évalués tous les flux.

La figure II.5 montre les caractéristiques du volume entourant le point  $P_{ij}$  situé à mi-distance des surfaces de contrôle, donc au centre de gravité du volume de contrôle  $V_{C_{ij}}$ .

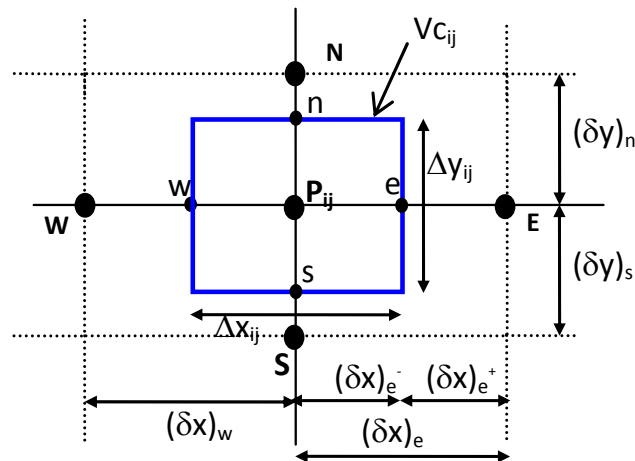


Figure II.5 : Caractéristiques d'un volume de contrôle typique  $V_{C_{ij}}$

Deux types de maillage seront utilisés, un maillage rectiligne type « H » (cordon rectiligne) et un maillage courbe, simplement connexe (cordon non rectiligne). Les principales étapes à suivre sont :

- Le choix du nombre de volumes de contrôle de chaque zone suivant  $X$ .
- Le choix du nombre de volumes de contrôle suivant  $Y$  (à optimiser).
- La construction des vecteurs facettes sur les deux axes.
- Le placement des nœuds du maillage.

### II.B.2.1.a Maillage pour un cordon rectiligne

Pour ce type de cordon, il y a une symétrie des tôles à souder, on peut donc faire la discrétisation d'une seule tôle. Afin d'améliorer la précision du calcul, la technique de maillage consiste à partager la plaque dans la direction perpendiculaire au cordon en deux zones ; une zone courant le long du cordon de soudure (Zone 2) dotée d'un fin maillage pour prendre en compte l'importance du gradient de température régnant dans cette zone, et la zone 1, quant à elle, où le gradient de température sera beaucoup plus faible sera dotée d'un maillage plus grossier pour alléger le système d'équations sans altérer la précision du calcul (figure II.6).

Dans la direction de déplacement de l'arc (axe des  $Y$ ), on considérera un maillage fin et régulier et l'optimisation du pas temporel  $\Delta t$  sera faite par le biais de ce pas  $\Delta y$ , liés entre eux par la relation :

$$\Delta y = v \cdot \Delta t \rightarrow \Delta t = \frac{\Delta y}{v} \quad \text{où } v \text{ c'est la vitesse de soudage.}$$

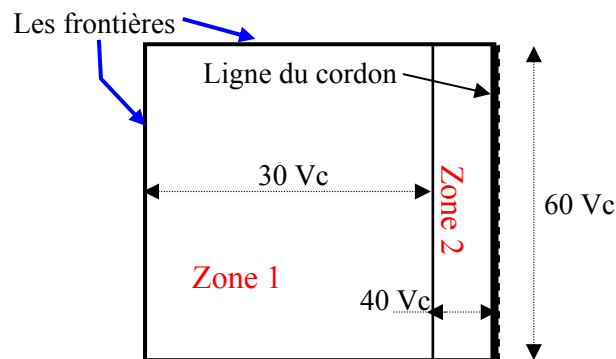


Figure II.6 : Nombre de volumes de contrôle dans les zones

### II.B.2.1.b Maillage pour un cordon non rectiligne

Dans le cas du cordon non rectiligne, les tôles sont généralement non symétriques (Figure II.3). La géométrie à mailler est une région simplement connexe. Pour générer le maillage d'un tel domaine, il est intéressant d'appliquer la transformation d'un domaine simplement connexe à un rectangle (Figure II.7).

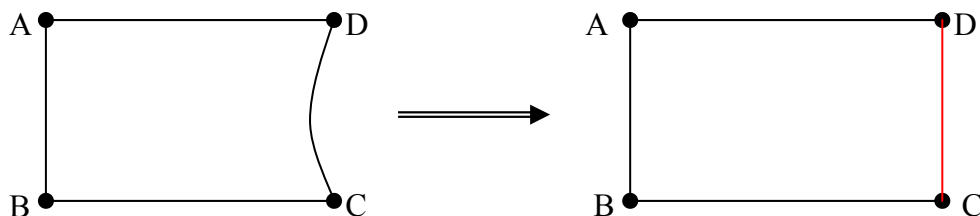


Figure II.7 : Transformation d'un domaine simplement connexe en un rectangle

Considérant que le cordon de soudure est situé sur le côté courbe CD de la pièce, on fait subir à la fonction de ce côté des transformations géométriques afin de la rendre linéaire (figure II.7). Le procédé de génération du maillage se fait suivant deux étapes principales, la première étape c'est la génération des nœuds le long de la frontière puis une seconde étape pour générer les nœuds internes.

### II.B.2.2 Discrétisation de l'équation de chaleur

Rappelant que l'équation du transfert de chaleur régissant le problème étant :

$$\rho C_p(T) \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left( K(T) \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left( K(T) \frac{\partial T}{\partial y} \right) + S(T, x, y, t) \quad (\text{II.19})$$

Avec le terme source  $S$  donné par :

$$S(T, x, y, t) = S_c + S_p \cdot T \quad (\text{II.20})$$

On injecte le terme source  $S$  de l'équation (II.20) dans (II.19) et on intègre à travers le volume de contrôle  $V_c$  (figure II.5) et par rapport au temps. Soit :

$$\left\{ \begin{aligned} \int \int \int_{w_s}^{e_n} \int_t^{t+\Delta t} \rho C_p(T) \frac{\partial T}{\partial t} dx dy dt &= \int \int \int_{w_s}^{e_n} \int_t^{t+\Delta t} \frac{\partial}{\partial x} \left( \frac{K(T) \cdot \partial T}{\partial x} \right) dx dy dt + \int \int \int_{w_s}^{e_n} \int_t^{t+\Delta t} \frac{\partial}{\partial y} \left( \frac{K(T) \cdot \partial T}{\partial y} \right) dx dy dt \\ &+ \int \int \int_{w_s}^{e_n} \int_t^{t+\Delta t} (S_c + S_p T) dx dy dt \end{aligned} \right. \quad (\text{II.21})$$

➤ **L'intégration du membre gauche de l'équation (II.21) donne :**

$$\int \int \int_{w_s}^{e_n} \int_t^{t+\Delta t} \rho C_p(T) \frac{\partial T}{\partial t} dx dy dt = (\rho C_p T_p - \rho^0 C_p^0 T_p^0) \Delta x \Delta y \quad (\text{II.22})$$

Avec :

$\rho^0$ ,  $C_p^0$  et  $T_p^0$  sont respectivement, la masse volumique, la chaleur spécifique et la température du nœud  $P$  considéré à l'instant  $t$  précédent.

$\rho$ ,  $C_p$  et  $T_p$  sont respectivement, la masse volumique, la chaleur spécifique et la température du même nœud à l'instant actuel  $t + \Delta t$ .

Patankar [Patankar 1980], montre que :

$$\int_t^{t+\Delta t} T_p dt = [f \cdot T_p - (1-f) T_p^0] \Delta t \quad (\text{II.23})$$

Où  $f$  est un facteur de pondération compris entre 0 et 1.

➤ **L'intégration du premier terme du membre droite de l'équation (II.21) donne :**

$$\int \int \int_{w_s}^{e_n} \int_t^{t+\Delta t} \frac{\partial}{\partial x} \left( K(T) \frac{\partial T}{\partial x} \right) dx dy dt = \int_s^{e_n} \int_t^{t+\Delta t} \left[ \frac{K_e (T_E - T_P)}{(\delta x)_e} - \frac{K_w (T_P - T_W)}{(\delta x)_w} \right] dy dt \quad (\text{II.24})$$

$$\int \int \int_{w_s}^{e_n} \int_t^{t+\Delta t} \frac{\partial}{\partial x} \left( K(T) \frac{\partial T}{\partial x} \right) dx dy dt = \int_t^{t+\Delta t} \left[ \frac{K_e (T_E - T_P)}{(\delta x)_e} - \frac{K_w (T_P - T_W)}{(\delta x)_w} \right] \Delta y dt \quad (\text{II.25})$$

En tenant compte de l'équation (II.23), l'équation (II.25) devient:

$$\int \int \int_{w_s}^{e_n} \int_t^{t+\Delta t} \frac{\partial}{\partial x} \left( K(T) \frac{\partial T}{\partial x} \right) dx dy dt = \left[ f \left[ \frac{K_e (T_E - T_P)}{(\delta x)_e} - \frac{K_w (T_P - T_W)}{(\delta x)_w} \right] + (1-f) \left[ \frac{K_e (T_E^0 - T_P^0)}{(\delta x)_e} - \frac{K_w (T_P^0 - T_W^0)}{(\delta x)_w} \right] \right] \Delta y \Delta t \quad (\text{II.26})$$

➤ **L'intégration du second terme donne :**

De même pour le second terme du membre de droite de l'équation (II.21), on obtient :

$$\int_{w_n}^e \int_s^t \int_t^{t+\Delta t} \frac{\partial}{\partial y} \left( K(T) \frac{\partial T}{\partial y} \right) = \int_t^{t+\Delta t} \left[ \frac{K_n (T_N - T_P)}{(\delta y)_n} - \frac{K_s (T_P - T_S)}{(\delta y)_s} \right] \Delta x dt \quad (\text{II.27})$$

$$\int_{w_s}^e \int_t^{t+\Delta t} \frac{\partial}{\partial y} \left( K(T) \frac{\partial T}{\partial y} \right) dx dy dt = \left[ f \left[ \frac{K_n (T_N - T_P)}{(\delta y)_n} - \frac{K_s (T_P - T_S)}{(\delta y)_s} \right] + (1-f) \left[ \frac{K_n (T_E^0 - T_P^0)}{(\delta y)_n} - \frac{K_s (T_P^0 - T_S^0)}{(\delta y)_s} \right] \right] \Delta x \Delta t \quad (\text{II.28})$$

➤ **L'intégration du troisième terme donne :**

$$\int_{w_s}^e \int_t^{t+\Delta t} \int S(T, x, y, t) dx dy dt = \int_{w_s}^e \int_t^{t+\Delta t} (S_C + S_P T_P) dx dy dt \quad (\text{II.29})$$

Tel que :

$$\text{➤} \int_{w_s}^e \int_t^{t+\Delta t} \int S_C dx dy dt = S_C \Delta x \Delta y \Delta t \quad (\text{II.30})$$

$$\text{➤} \int_{w_s}^e \int_t^{t+\Delta t} \int (S_P T_P) dx dy dt = S_P \left[ f T_P + (1-f) T_P^0 \right] \Delta x \Delta y \Delta t \quad (\text{II.31})$$

On remarque que les équations (II.26), (II.28) et (II.31) sont fonction du facteur de pondération  $f$ . Selon sa valeur, le développement du schéma numérique peut se faire de trois manières (figure II.8) [A. Jardy 2002] :

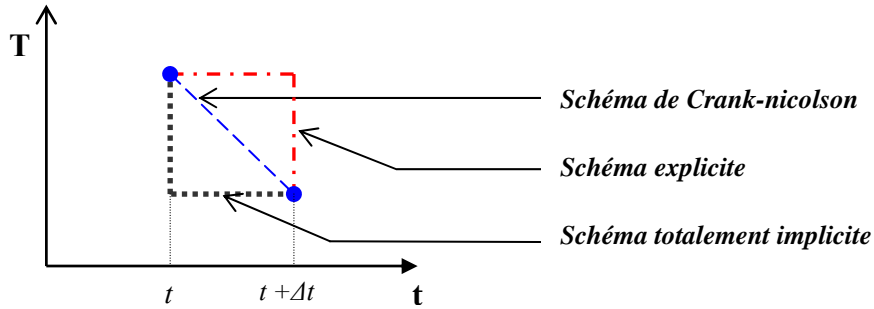


Figure II.8 : Loi de variation locale de T pour les différents schémas de discrétisation.

- Si  $f = 0$ , le schéma est dit explicite, c'est-à-dire que la solution est exprimée de manière non itérative. Elle est fonction des termes précédents connus et des conditions initiales et aux limites.
- Si  $f \neq 0$ , le schéma est dit implicite, c'est-à-dire que la solution n'est obtenue qu'avec la résolution simultanée d'une série d'équations.
- Si  $f = 1$ , le schéma est dit totalement implicite.
- Si  $f = 0.5$ , le schéma est dit schéma de Crank-Nicolson.

Pour notre cas, on considère le schéma **totalement implicite** car il présente une meilleure stabilité comparé aux autres schémas, traduit une réalité physique et il tient compte des valeurs déjà calculées dans les itérations en cours.

$$\left\{ \begin{aligned} (\rho C_p T_P - \rho^0 C_p^0 T_P^0) \Delta x \Delta y &= \left[ \frac{K_e (T_E - T_P)}{(\delta x)_e} - \frac{K_w (T_P - T_W)}{(\delta x)_w} \right] \Delta y \Delta t + \left[ \frac{K_n (T_N - T_P)}{(\delta y)_n} - \frac{K_s (T_P - T_S)}{(\delta y)_s} \right] \Delta x \Delta t + \\ &+ S_P T_P \Delta x \Delta y \Delta t + S_C \Delta x \Delta y \Delta t \end{aligned} \right. \quad (\text{II.32})$$

Après un calcul mathématique et un regroupement, l'équation discrétisée (II.32) peut être écrite sous la forme compacte suivante :

$$a_P T_P = a_E T_E + a_W T_W + a_N T_N + a_S T_S + b \quad (\text{II.33})$$

Avec les coefficients s'écrivant :

$$\left\{ \begin{array}{l} a_E = \frac{K_e \Delta Y}{(\delta X)_e}, \quad a_W = \frac{K_w \Delta Y}{(\delta X)_w}, \quad a_N = \frac{K_n \Delta X}{(\delta Y)_n}, \quad a_S = \frac{K_s \Delta X}{(\delta Y)_s} \\ a_p^* = \frac{\rho C_p \Delta X \Delta Y}{\Delta t}, \quad \text{et} \quad b = \frac{\rho_0 C_p^0 \Delta X \Delta Y}{\Delta t} T_p^0 + S_c \Delta X \Delta Y \\ a_p = a_E + a_W + a_N + a_S + a_p^* - S_p \Delta X \Delta Y \end{array} \right.$$

Où les  $T_i$  sont les températures inconnues aux points ( $i = P, E, W, N$  et  $S$ ) à l'instant  $t + \Delta t$ , tandis que  $b$  est une constante indépendante de  $T$ .

Pour les conductivités aux interfaces du volume de contrôle (figure II.5), en considérant la continuité des flux, on obtient après calcul :

$$\left\{ \begin{array}{l} K_e = \left[ \frac{(\delta x)_{e^-}}{K_P} + \frac{(\delta x)_{e^+}}{K_E} \right]^{-1} (\delta x)_e \quad ; \quad K_n = \left[ \frac{(\delta y)_{n^-}}{K_P} + \frac{(\delta y)_{n^+}}{K_N} \right]^{-1} (\delta y)_n \\ K_w = \left[ \frac{(\delta x)_{w^-}}{K_W} + \frac{(\delta x)_{w^+}}{K_P} \right]^{-1} (\delta x)_w \quad ; \quad K_s = \left[ \frac{(\delta y)_{s^-}}{K_S} + \frac{(\delta y)_{s^+}}{K_P} \right]^{-1} (\delta y)_s \end{array} \right. \quad (\text{II.34})$$

Tel que, on a pour  $K_e$  par exemple : Les distances  $(\delta x)_{e^-}$  et  $(\delta x)_{e^+}$  sont les distances séparant respectivement les points  $P$  et  $e$  et les points  $e$  et  $E$  (figure II.5). Elles ne sont pas forcément égales (maillage non uniforme). Le terme  $(\delta x)_e$  est la distance séparant les points  $P$  et  $E$ .

Il reste à discrétiser les conditions aux limites pour résoudre le système.

### II.B.2.3 Discrétisation des conditions aux limites

Les conditions aux limites sont exprimées par les équations (II.2 a,b). En les appliquant sur chaque frontière, on aura :

➤ **Frontière Supérieure** : déperdition par convection et rayonnement (figure II.9).

$$-K_s \frac{\partial T}{\partial y} = h(T_p^* - T_\infty) + \sigma \varepsilon (T_p^{*4} - T_\infty^4)$$

La forme discrétisée de cette équation est :

$$\left\{ \begin{array}{l} a_p T_p = a_s T_s + b \\ a_p = a_s = \frac{K_s}{(\delta y)_s} \quad \text{et} \quad a_E = a_N = a_W = 0 \\ b = h_\infty (T_\infty - T_p^*) + \varepsilon \sigma (T_\infty^4 - T_p^{*4}) \end{array} \right. \quad (\text{II.35})$$

$T_p^*$  : Indique que la température est calculée au cours de l'itération précédente au même point  $P$  et non pas à l'instant précédent, pour garder le schéma numérique sous forme implicite.



La même procédure est appliquée pour les autres frontières.

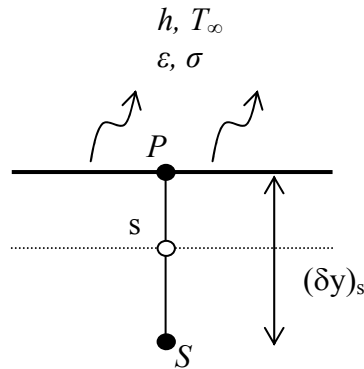


Figure II.9 : Paroi supérieure des frontières du domaine.

➤ **Frontière de Symétrie ( ligne du cordon):** (figure II.6) Le flux de chaleur est nul ( $q_n = 0$ ).

$$-K_w \frac{\partial T}{\partial x} = 0 \Rightarrow T_P = T_W \quad (\text{II.36})$$

#### II.B.2.4 Calcul du terme source

Le calcul des coefficients du schéma numérique (II.33) nécessite l'évaluation préalable des constantes du terme  $S$ . Ces constantes sont données par l'équation (II.12) et leur calcul est effectué en considérant un point  $P$  quelconque du maillage, de la manière suivante : Selon que ce point  $P$  se situe ou non dans le bain de fusion (correspondant au modèle du bain choisi), on détermine la valeur du coefficient  $cas$  puis on remplace la température  $T^*$  dans les expressions (II.12) par sa valeur  $T_p^*$  évaluée à l'itération précédente ou initiale pour le départ du calcul, ces expressions deviennent :

$$\begin{cases} S_c = (2 - cas) \cdot (h_\infty T_\infty + 3 \cdot \sigma \epsilon T_p^{*4} + \sigma \epsilon T_\infty^4) + cas \cdot q_0 \cdot \exp^{f(x,y,t)} \\ S_p = -(2 - cas) \cdot (h_\infty + 4 \cdot \sigma \epsilon T_p^{*3}) \end{cases} \quad (\text{II.37})$$

Tel que :

- ❖  $cas = 0 \Rightarrow$  Le point  $P$  est dans le métal de base ;
- ❖  $cas = 1 \Rightarrow$  Le point  $P$  est dans la zone de la source.

Rappelons aussi que le coefficient  $q_0$  de l'expression (II.37) est évalué par l'équation (II.15).

#### II.B.2.5 Résolution numérique

La méthode numérique choisie pour la résolution du système d'équations algébriques obtenu est la méthode itérative ligne par ligne dite de Patankar [Patankar 1980]. Elle est inspirée de la combinaison entre la méthode itérative *Gauss-Siedel* en association avec la méthode de *Thomas*. La méthode de Thomas est basée sur l'algorithme **TDMA** (Matrice Tri Diagonale). On développera par la suite cette méthode et la procédure de calcul utilisée par le programme élaboré sous environnement C<sup>++</sup> et Fortran 90.

L'algorithme de la méthode ligne par ligne peut être décomposé en six étapes :

➤ **1<sup>e</sup> étape** : Choix des conditions initiales de la variable  $T$  pour tout le domaine d'étude.

- **2<sup>e</sup> étape** : Choix d'une direction du domaine ; exemple  $Y$  (figure II.10.b), l'autre direction est considérée comme constante et est notée  $(^*)$ , on obtient :

$$a_P T_P = a_E T_E^* + a_W T_W^* + a_N T_N + a_S T_S + b$$

- **3<sup>e</sup> étape** : Résolution des matrices tri-diagonales obtenues à l'aide de l'algorithme **TDMA** pour chaque ligne du domaine d'étude.
- **4<sup>e</sup> étape** : Répétition à partir de la 2<sup>e</sup> étape des mêmes opérations pour l'autre direction  $X$ , (voir figure II.10.a).
- **5<sup>e</sup> étape** : Considération des valeurs obtenues comme nouveau point de départ.
- **6<sup>e</sup> étape** : Retour à la 2<sup>e</sup> étape jusqu'à la convergence.

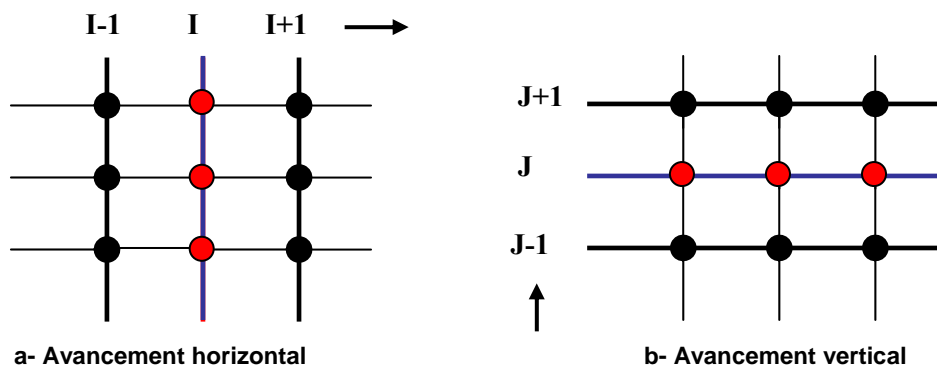


Figure II.10a,b : Illustration du mode d'avancement de la méthode ligne par ligne.  
a/ avancement horizontal, b/ avancement vertical.

### II.B.2.6 Programme de calcul

Le programme principal développé est structuré ainsi :

- **Partie Déclaration** : Tout d'abord, on alloue les blocs communs des différentes variables et constantes qui seront utilisées par les différents sous-programmes du programme principal. On déclare ensuite, les différentes matrices, vecteurs et variables. Après la partie déclaration, on fait appel aux sous-programmes en utilisant la commande **CALL** dans l'ordre suivant :
- **Sous-programme « Initiale »** : introduit les différents paramètres caractérisant le problème : les températures initiale et ambiante, le coefficient de convection  $h$ , l'émissivité thermique, la constante de Boltzmann, le rendement de l'arc électrique, les rayons du bain de fusion, la vitesse de soudage, la tension et l'intensité du courant.
- **Sous-programme « Maillage »** : introduit les dimensions des différentes zones du domaine de calcul ainsi que le nombre des subdivisions par volume de contrôle de chacune des zones. Le domaine est ensuite discrétisé en volumes finis en utilisant les sous-programmes suivants :
  - « **Long\_Facette** » : calcul de la longueur de chaque facette des volumes de contrôle suivant les deux directions  $X$  et  $Y$ .
  - « **Cord\_noeud** » : calcul des coordonnées de chaque nœud du maillage.

- **Sous-programme « init\_Vect\_temp1 »** : initialisation de la température de chaque point du maillage.
- **Sous-programme « Model\_bain »** : calcul des caractéristiques du modèle de bain de fusion. (choix entre modèle circulaire et bi-elliptique).

On procède par la suite à la résolution du système algébrique en suivant les étapes décrites précédemment (voir aussi l'annexe D : Algorithme de la méthode ligne par ligne).

- **Sous-programme Balayage\_suiv\_yy** : fait le balayage des lignes de la matrice selon l'axe (Y).
- **Sous-programme Balayage\_suiv\_xx** : fait le balayage des lignes de la matrice selon l'axe (X).
- **Sous-programme Test\_temp** : teste la convergence de la solution (selon la précision recherchée). S'il n'y a pas de convergence on réitère à partir du sous-programme Balayage\_suiv\_yy, jusqu'à la convergence.

Une fois la convergence obtenue, on passe à l'instant suivant en incrémentant le compteur temps jusqu'à atteindre la fin du cordon de soudure. A la fin du programme principal, on fait appel au sous-programme d'affichage qui présente le cycle thermique des points choisis et le champ thermique de la plaque à chaque instant.

Le programme de résolution par la méthode MVF est établi en utilisant un logiciel de programmation C++ [Aissani 2005a].

### II.B.3 MÉTHODE DES ÉLÉMENTS FINIS (MEF)

La deuxième méthode choisie pour la résolution du problème thermique du soudage est la Méthode des Eléments Finis "MEF", réputée par sa puissance à résoudre des problèmes non linéaires et complexes. L'élément fini utilisé pour le développement et la résolution du champ thermique est du type quadrilatère à 4 nœuds.

#### II.B.3.1 Formulation variationnelle

Ecrivons le terme de dérivation de la température par rapport au temps en différence finie :

$$\left. \frac{\partial T}{\partial t} \right|_{i+1} = \frac{T(i+1) - T(i)}{\Delta t}, \quad \text{Elle sera abrégée par : } \frac{T - T^0}{\Delta t} \quad \text{tel que :}$$

$T$  est la température à l'instant actuel et  $T^0$  est la température à l'instant précédent. L'équation II.4 devient :

$$\rho \frac{C_p}{\Delta t} T - \frac{\partial}{\partial x} \left( K \cdot \frac{\partial T}{\partial x} \right) - \frac{\partial}{\partial y} \left( K \cdot \frac{\partial T}{\partial y} \right) - (S + T^0 \cdot \rho \frac{C_p}{\Delta t}) = 0 \quad (\text{II.38})$$

On développe la forme variationnelle de l'équation (II.38) pour un domaine ( $\Omega$ ) typique en multipliant cette équation (II.38) par une fonction test  $N(x,y)$ . On l'intègre sur le domaine ( $\Omega$ ) de frontière  $\Gamma$ . Les fonctions test  $N(x,y)$  choisies (abrégées en  $N_i$ ) doivent être dérivables au

moins une fois par rapport à  $x$  et  $y$  [Lindgren Feb.2001]. L'axe ( $Y$ ) est considéré comme direction de soudage. On aura :

$$\iint_{\Omega} \frac{\rho C_p}{\Delta t} T.N_i.d\Omega - \iint_{\Omega} N_i \left[ (K.T'_x)'_x + (K.T'_y)'_y \right] d\Omega - \iint_{\Omega} \left[ S + \frac{\rho.C_p}{\Delta t} T^0 \right] N_i.d\Omega = 0 \quad (\text{II.39})$$

En posant :  $F_1 = K \frac{\partial T}{\partial x} = (KT'_x)$  et  $F_2 = K \frac{\partial T}{\partial y} = (KT'_y)$

On développe le deuxième terme de l'équation (II.39) en utilisant les identités suivantes :

$$\begin{cases} N_i \cdot \frac{\partial(F_1)}{\partial x} = \frac{\partial}{\partial x}(N_i.F_1) - \frac{\partial N_i}{\partial x}.F_1 & (\text{II.40a}) \\ N_i \cdot \frac{\partial(F_2)}{\partial y} = \frac{\partial}{\partial y}(N_i.F_2) - \frac{\partial N_i}{\partial y}.F_2 & (\text{II.40b}) \end{cases}$$

Puis, en appliquant le théorème de « Green » sur les composantes de l'opérateur gradient, pour un contour fermé, on trouve :

$$\begin{cases} \iint_{\Omega} \frac{\partial}{\partial x}(N_i.F_1)dx.dy = \oint_{\Gamma} N_i.F_1.n_x.ds & (\text{II.41a}) \\ \iint_{\Omega} \frac{\partial}{\partial y}(N_i.F_2)dx.dy = \oint_{\Gamma} N_i.F_2.n_y.ds & (\text{II.41b}) \end{cases}$$

Où  $ds$  est la longueur de l'arc infinitésimal le long du contour  $\Gamma$ .  $n_x$  et  $n_y$  sont les composantes du vecteur unité normal  $\vec{n}$  sur la frontière  $\Gamma$  (Voir équation II.42 et figure II.11).

$$\vec{n} = n_x \cdot \vec{i} + n_y \cdot \vec{j} \quad (\text{II.42})$$

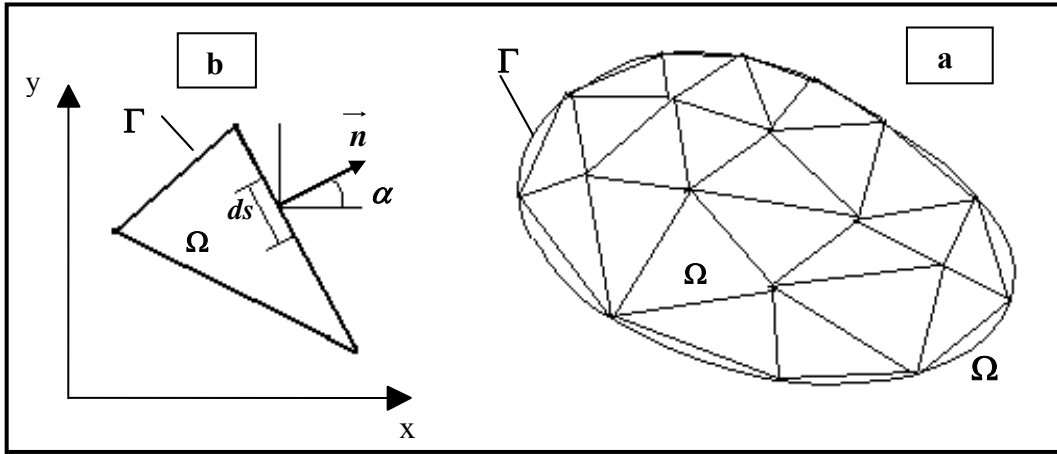


Figure II.11 a,b : Discretisation d'un domaine irrégulier en éléments finis typiques.

En substituant les équations (II.40) et (II.41) dans l'équation (II.39) on obtient :

$$\begin{aligned} \iint_{\Omega} \frac{\rho.C_p}{\Delta t} T.N_i.d\Omega + \iint_{\Omega} \left[ \frac{\partial N_i}{\partial x}(F_1) + \frac{\partial N_i}{\partial y}(F_2) \right] N_i.d\Omega - \\ \iint_{\Omega} \left( S + \frac{\rho.C_p}{\Delta t} T^0 \right) N_i.d\Omega - \oint_{\Gamma} N_i.(n_x.F_1 + n_y.F_2).ds = 0 \end{aligned} \quad (\text{II.43})$$

Notant d'après (II.42) le flux :

$$q_n = n_x.F_1 + n_y.F_2 = K \left( \frac{\partial T}{\partial x} \frac{\partial x}{\partial n} \right) + K \left( \frac{\partial T}{\partial y} \frac{\partial y}{\partial n} \right) = K \cdot \frac{\partial T}{\partial n} \quad (\text{II.44})$$

La forme variationnelle devient alors :

$$\iint_{\Omega} \frac{\rho.C_p}{\Delta t} . T . N_i . d\Omega + \iint_{\Omega} \left[ \frac{\partial N_i}{\partial x} (F_1) + \frac{\partial N_i}{\partial y} (F_2) \right] N_i . d\Omega - \iint_{\Omega} \left( S + \frac{\rho.C_p}{\Delta t} . T^0 \right) . N_i . d\Omega - \oint_{\Gamma} N_i . q_n . ds = 0 \quad (\text{II.45})$$

Cette équation variationnelle forme la base du modèle d'éléments finis de l'équation (II.42).

### II.B.3.2 Formulation en éléments finis

On suppose que  $T$  est approximée dans un domaine élémentaire ( $\Omega_e$ ) ayant ' $n$ ' nœuds [Zienkiewicz 2000] par l'expression suivante :

$$T(x, y, t) = \sum_{j=1}^n N_j(x, y) . T_j(t) = [N] \{T\} \quad (\text{II.46})$$

Où  $T_j$  sont les valeurs des températures inconnues aux nœuds considérés, telles qu'elles dépendent du temps  $t$ .  $N_j$  est la fonction d'interpolation au point  $(x_j, y_j)$  ayant la propriété :

$$N_j(x_i, y_i) = \delta_{ij}$$

Avec :  $\delta_{ij}$  symbole de *Kronecker*.

Substituant l'équation (II.46) dans la forme variationnelle (II.45) en tenant compte de la forme linéaire de la source  $S$  (c.à.d. l'équation II.8 ou II.20), on aboutit à :

$$\sum_{j=1}^n \iint_{\Omega_e} \left( \frac{\rho.C_p}{\Delta t} - S_p \right) . T_j . N_j . N_i . d\Omega + \sum_{j=1}^n \left\{ \iint_{\Omega_e} \left[ \frac{\partial N_i}{\partial x} \left( \frac{\partial N_j}{\partial x} \right) + \frac{\partial N_i}{\partial y} \left( \frac{\partial N_j}{\partial y} \right) \right] K . d\Omega \right\} T_j - \iint_{\Omega_e} \left( S_c + \frac{\rho.C_p}{\Delta t} . T^0 \right) . N_i . d\Omega - \oint_{\Gamma_e} N_i . q_n . ds = 0 \quad (\text{II.47})$$

Où :  $i=1, \dots, n$  ( $n = 4$  pour notre cas)

Autrement  $\sum_{j=1}^n k_{ij}^{(e)} . T_j^{(e)} = F_i^{(e)}$  ; s'écrit sous forme matricielle :  $[K] . \{T\} = \{F\}$ .

Avec :

$$\left\{ \begin{array}{l} k_{ij}^{(e)} = \iint_{\Omega_e} \left[ \frac{\partial N_i}{\partial x} \left( \frac{\partial N_j}{\partial x} \right) + \frac{\partial N_i}{\partial y} \left( \frac{\partial N_j}{\partial y} \right) \right] . K . d\Omega + \iint_{\Omega_e} N_i . N_j \left( \frac{\rho.C_p}{\Delta t} - S_p \right) d\Omega \end{array} \right. \quad (\text{II.48a})$$

$$\left\{ \begin{array}{l} F_i^{(e)} = \iint_{\Omega_e} N_i \left( S_c + \frac{\rho.C_p}{\Delta t} . T^0 \right) . d\Omega + \oint_{\Gamma_e} N_i . q_n . ds \end{array} \right. \quad (\text{II.48b})$$

Où  $k_{ij}^{(e)} = k_{ji}^{(e)}$  du fait de la symétrie de la matrice  $[K]$

et le second terme de  $F_i^{(e)}$  (équation II.48b) représente l'intégrale sur la frontière  $\Gamma_e$ .

❖ Calcul du 2<sup>ème</sup> terme du membre de droite de  $F_i^{(e)}$  :

$$\oint_{\Gamma_e} q_n N_i ds = \oint_{\Gamma_e} K \left( \frac{\partial T}{\partial x} \frac{\partial x}{\partial n} + \frac{\partial T}{\partial y} \frac{\partial y}{\partial n} \right) N_i ds = \oint_{\Gamma_e} K (\vec{\nabla} T \cdot \vec{n}) N_i ds = \oint_{\Gamma_e} K \frac{\partial T}{\partial n} N_i ds$$

Par convention, on désignera toute frontière intérieure commune  $\Gamma_e$  entre deux éléments finis par AB et toute frontière extérieure des éléments finis périphériques du domaine global par CD. Au niveau de chaque frontière intérieure AB la somme des gradients  $\frac{\partial T}{\partial n}$  est nulle.

Sur les frontières CD de chaque élément fini, le gradient  $\frac{\partial T}{\partial n}$  est imposé par les conditions aux limites du domaine (figure II.12).

$$q_n = K \frac{\partial T}{\partial n} = h(T_\infty - T) + \sigma \varepsilon (T_\infty^4 - T^4)$$

On calcule cette partie de  $q_n$  en utilisant une température calculée à l'itération précédente  $T^*$  (vu la forte non linéarité), donc :

$$\oint_{\Gamma_e} q_n N_i ds = \oint_{\Gamma_e} q_n^* N_i ds = \oint_{\Gamma_e} [h(T_\infty - T_i^*) + \varepsilon \sigma (T_\infty^4 - T_i^{*4})] N_i ds \quad (\text{II.49})$$

Ce terme est évalué uniquement pour les éléments finis de frontière et  $q_n^*$  sera noté  $q_n$  par la suite.

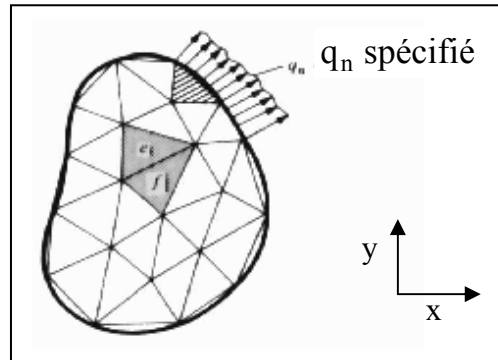


Figure II.12 : Équilibre interne entre les différents éléments du domaine et effet de la frontière.

### II.B.3.3 Fonctions d'interpolation

De la formulation en éléments finis (équation II.47) et du calcul des matrices d'éléments finis (équation II.48), on remarque que  $T$  doit être au moins une fonction bilinéaire en  $x$  et  $y$  et linéaire en temps, comme elle est globalement approximée dans l'expression (II.50). L'écriture de cette expression sous forme polynomiale [Zienkiewicz 2000] est :

$$T(x, y, t) = C_1 + C_2 x + C_3 y + C_4 xy \quad (\text{II.50})$$

Où les  $C_i$  dépendent du temps. On détermine leurs valeurs dans la suite pour un élément quadrilatère et on déduit les expressions des fonctions d'interpolation.

❖ Application pour un élément quadrilatère à quatre nœuds

En utilisant l'approximation polynomiale bilinéaire (II.50) pour la variable  $T$ , on obtient le système suivant (II.51) pour un élément quadrilatère à quatre nœuds.

$$\begin{cases} T_1 = T(x_1, y_1, t) = C_1 + C_2 x_1 + C_3 y_1 + C_4 x_1 y_1 \\ T_2 = T(x_2, y_2, t) = C_1 + C_2 x_2 + C_3 y_2 + C_4 x_2 y_2 \\ T_3 = T(x_3, y_3, t) = C_1 + C_2 x_3 + C_3 y_3 + C_4 x_3 y_3 \\ T_4 = T(x_4, y_4, t) = C_1 + C_2 x_4 + C_3 y_4 + C_4 x_4 y_4 \end{cases} \quad (\text{II.51})$$

$$\text{En posant : } \{T\} = \begin{Bmatrix} T_1 \\ T_2 \\ T_3 \\ T_4 \end{Bmatrix}; \quad \{C\} = \begin{Bmatrix} C_1 \\ C_2 \\ C_3 \\ C_4 \end{Bmatrix} \quad \text{et } [H] = \begin{bmatrix} 1 & x_1 & y_1 & x_1 y_1 \\ 1 & x_2 & y_2 & x_2 y_2 \\ 1 & x_3 & y_3 & x_3 y_3 \\ 1 & x_4 & y_4 & x_4 y_4 \end{bmatrix}$$

$$\text{On aura : } \{T\} = [H]\{C\} \quad \text{où} \quad \{C\} = [H]^{-1}\{T\}$$

$$\text{Prenons une matrice } [L] = \begin{bmatrix} L_{11} & L_{12} & L_{13} & L_{14} \\ L_{21} & L_{22} & L_{23} & L_{24} \\ L_{31} & L_{32} & L_{33} & L_{34} \\ L_{41} & L_{42} & L_{43} & L_{44} \end{bmatrix} \quad \text{telle que} \quad [L] = [H]^{-1}$$

$$\{C\} \text{ peut s'écrire donc : } \{C\} = [L]\{T\}$$

L'équation (II.51) dans la forme générale  $(x, y, t)$  sera :

$$T(x, y, t) = [g][L]\{T\} \quad (\text{II.52})$$

$$\text{avec} \quad [g] = [1 \quad x \quad y \quad xy]^t$$

En utilisant l'équation (II.46) et (II.52), on obtient les fonctions d'interpolations  $N_i$  :

$$[N] = [g][L]$$

qui peuvent s'écrire donc sous la forme :

$$[N(x, y)] = [1 \quad x \quad y \quad xy] \begin{bmatrix} L_{11} & L_{12} & L_{13} & L_{14} \\ L_{21} & L_{22} & L_{23} & L_{24} \\ L_{31} & L_{32} & L_{33} & L_{34} \\ L_{41} & L_{42} & L_{43} & L_{44} \end{bmatrix} \quad (\text{II.53})$$

$$\text{Ou : } \begin{cases} N_1(x, y) \\ N_2(x, y) \\ N_3(x, y) \\ N_4(x, y) \end{cases} = \begin{cases} L_{11} + L_{12}x + L_{13}y + L_{14}xy \\ L_{21} + L_{22}x + L_{23}y + L_{24}xy \\ L_{31} + L_{32}x + L_{33}y + L_{34}xy \\ L_{41} + L_{42}x + L_{43}y + L_{44}xy \end{cases} \quad (\text{II.54})$$

### II.B.3.4 Calcul des matrices et vecteurs d'éléments finis

Le calcul de la matrice rigidité  $[k_{ij}^{(e)}]$  et du vecteur force  $\{F_i^{(e)}\}$  de l'équation (II.48) dépend à la fois des propriétés du matériau considéré et des coefficients du modèle source élaboré. Tous ces coefficients sont aussi fonction de la température. Notre méthode est d'évaluer ces coefficients en fonction de la température de l'itération précédente  $T^*$ , puis les

considérer comme des constantes ( $Cte_i$ ) dans les expressions. Le calcul des coefficients du terme source a déjà été présenté dans le § II.B.2.4.

Pour une raison de simplicité, on réécrit  $[k_{ij}^{(e)}]$  comme étant la somme de trois matrices de base  $[S^{11}]$ ,  $[S^{22}]$  et  $[S^{33}]$  :

$$[k_{ij}^{(e)}] = K.[S^{11}] + K.[S^{22}] + [S^{33}] \quad (\text{II.55})$$

$$\text{Avec : } \begin{cases} S_{ij}^{11} = \iint_{\Omega_e} \frac{\partial N_i}{\partial x} \cdot \frac{\partial N_j}{\partial x} dx \cdot dy \\ S_{ij}^{22} = \iint_{\Omega_e} \frac{\partial N_i}{\partial y} \cdot \frac{\partial N_j}{\partial y} dx \cdot dy \\ S_{ij}^{33} = \iint_{\Omega_e} N_i \cdot N_j \cdot \left( \frac{\rho C_p}{\Delta t} - S_p \right) \cdot dx \cdot dy = \iint_{\Omega_e} N_i \cdot N_j \cdot (Cte_1) \cdot dx \cdot dy \end{cases}$$

Ainsi que, nous avons :

$$F_i^{(e)} = \iint_{\Omega_e} N_i \left( S_c + \frac{\rho C_p}{\Delta t} T^0 \right) d\Omega + \oint_{\Gamma_e} N_i \cdot q_n^* \cdot ds = \iint_{\Omega_e} N_i (Cte_2) dx \cdot dy + \int_{\Gamma_e} N_i \cdot q_n \cdot ds \quad (\text{II.56})$$

En utilisant les fonctions d'interpolation développées précédemment, les matrices dans les équations (II.55) deviennent :

$$\begin{cases} S_{ij}^{11} = L_{2i} L_{2j} \int_{\Omega_e} dx \cdot dy + (L_{2i} L_{4j} + L_{2j} L_{4i}) \int_{\Omega_e} y \cdot dx \cdot dy + L_{4i} L_{4j} \int_{\Omega_e} y^2 \cdot dx \cdot dy \\ S_{ij}^{22} = L_{3i} L_{3j} \int_{\Omega_e} dx \cdot dy + (L_{3i} L_{4j} + L_{3j} L_{4i}) \int_{\Omega_e} x \cdot dx \cdot dy + L_{4i} L_{4j} \int_{\Omega_e} x^2 \cdot dx \cdot dy \\ S_{ij}^{33} = \left( \frac{\rho C_p}{\Delta t} - S_p \right) \left[ L_{i1} \cdot L_{1j} \int_{\Omega_e} dx \cdot dy + (L_{i1} L_{2j} + L_{i2} L_{1j}) \int_{\Omega_e} x \cdot dx \cdot dy + (L_{i1} L_{3j} + L_{i3} L_{1j}) \int_{\Omega_e} y \cdot dx \cdot dy + \right. \\ \left. (L_{i1} L_{4j} + L_{i2} L_{3j} + L_{i3} L_{2j} + L_{i4} L_{1j}) \int_{\Omega_e} x \cdot y \cdot dx \cdot dy + L_{i2} L_{2j} \int_{\Omega_e} x^2 \cdot dx \cdot dy + (L_{i2} L_{4j} + L_{i4} L_{2j}) \int_{\Omega_e} x^2 \cdot y \cdot dx \cdot dy + \right. \\ \left. L_{i3} L_{3j} \int_{\Omega_e} y^2 \cdot dx \cdot dy + (L_{i3} L_{4j} + L_{i4} L_{3j}) \int_{\Omega_e} x \cdot y^2 \cdot dx \cdot dy + L_{i4} L_{4j} \int_{\Omega_e} x^2 \cdot y^2 \cdot dx \cdot dy \right] \end{cases} \quad (\text{II.57})$$

On remarque que pour simplifier l'écriture des équations on a noté une double intégrale par une simple.

En notant  $I_{mn} = \int x^m \cdot y^n \cdot dx \cdot dy$ , de l'équation (II.55), on aura :

$$\begin{aligned} k_{ij} = & (K L_{2i} L_{2j} + K L_{3i} L_{3j} + (Cte_1) L_{i1} \cdot L_{1j}) I_{00} + \\ & (K L_{2i} L_{4j} + K L_{2j} L_{4i} + (Cte_1) (L_{i1} L_{3j} + L_{i3} L_{1j})) I_{01} + \\ & (K L_{3i} L_{4j} + K L_{4i} L_{3j} + (Cte_1) (L_{i1} L_{2j} + L_{i2} L_{1j})) I_{10} + \\ & (K L_{4i} L_{4j} + (Cte_1) L_{i3} L_{3j}) I_{02} + (K L_{4i} L_{4j} + (Cte_1) L_{i2} L_{2j}) I_{20} + \\ & (Cte_1) (L_{i1} L_{4j} + L_{i2} L_{3j} + L_{i3} L_{2j} + L_{i4} L_{1j}) I_{11} + (Cte_1) (L_{i2} L_{4j} + L_{i4} L_{2j}) I_{21} + \\ & (Cte_1) (L_{i3} L_{4j} + L_{i4} L_{3j}) I_{12} + (Cte_1) L_{i4} L_{4j} I_{22} \end{aligned} \quad (\text{II.58})$$



Et :

$$F_i^{(e)} = (S_c + \frac{\rho C_p}{\Delta t} T^0) \left[ L_{i1} \int_{\Omega_e} dx \cdot dy + (L_{i2}) \int_{\Omega_e} x \cdot dx \cdot dy + (L_{i3}) \int_{\Omega_e} y \cdot dx \cdot dy + (L_{i4}) \int_{\Omega_e} xy \cdot dx \cdot dy \right] + L_{i1} \oint_{\Gamma_e} q_n \cdot ds + L_{i2} \oint_{\Gamma_e} q_n \cdot x \cdot ds + L_{i3} \oint_{\Gamma_e} q_n \cdot y \cdot ds + L_{i4} \oint_{\Gamma_e} q_n \cdot xy \cdot ds \quad (II.59a)$$

$$F_i^{(e)} = (Cte_2) \cdot [L_{i1} I_{00} + L_{i2} I_{10} + L_{i3} I_{01} + L_{i4} I_{11}] + L_{i1} \oint_{\Gamma_e} q_n \cdot ds + L_{i2} \oint_{\Gamma_e} q_n \cdot x \cdot ds + L_{i3} \oint_{\Gamma_e} q_n \cdot y \cdot ds + L_{i4} \oint_{\Gamma_e} q_n \cdot xy \cdot ds \quad (II.59b)$$

La transformation de *Green* permet la transformation d'une intégrale double de surface  $I_{mn}$  en une intégrale simple curviligne le long de la frontière de l'élément considéré et son calcul numérique est donné par la méthode de *Gauss-Legendre* [Zienkiewicz 2000, Aissani 2002].

### II.B.3.5 Assemblage et stockage des matrices d'éléments finis

L'assemblage est une opération qui consiste à construire la matrice globale  $[K]$  et le vecteur global  $\{F\}$  du domaine complet à partir des matrices élémentaires  $[K^{(e)}]$  et des vecteurs élémentaires  $\{F^{(e)}\}$  des éléments finis. Pour représenter cet assemblage, on illustre la procédure par un simple exemple en considérant seulement le maillage de deux éléments finis quadrilatères (Figure II.13). Soient  $k_{ij}^{(1)}$  et  $k_{ij}^{(2)}$  ( $i, j = 1,2,3,4$ ) les coefficients des matrices de rigidité correspondant à ces éléments. A partir du maillage on obtient la correspondance entre les nœuds globaux et les nœuds locaux des éléments pour construire les tableaux de correspondance, ceci permet d'obtenir les coefficients de la matrice de rigidité globale  $[K]$ .

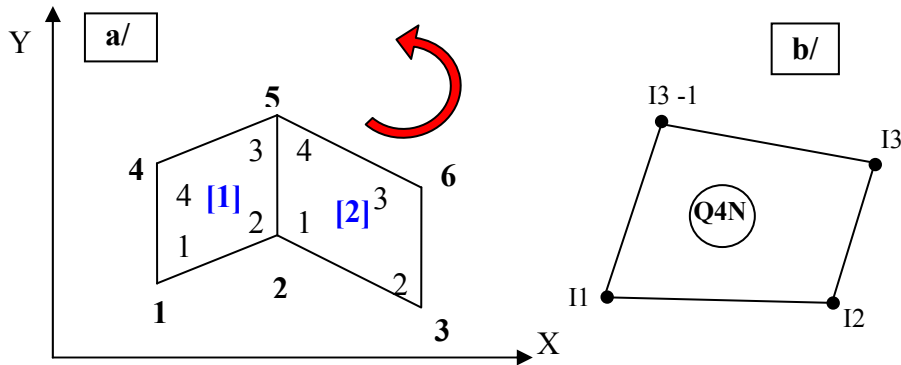


Figure II.13a,b : a/ Assemblage de deux éléments finis quadrilatères Q4N. b/ EF Q4N quelconque.

Coefficients pour l'élément (1) et l'élément (2) :

$$[K^{(1)}] = \begin{bmatrix} k_{11}^{(1)} & k_{12}^{(1)} & k_{13}^{(1)} & k_{14}^{(1)} \\ k_{21}^{(1)} & k_{22}^{(1)} & k_{23}^{(1)} & k_{24}^{(1)} \\ k_{31}^{(1)} & k_{32}^{(1)} & k_{33}^{(1)} & k_{34}^{(1)} \\ k_{41}^{(1)} & k_{42}^{(1)} & k_{43}^{(1)} & k_{44}^{(1)} \end{bmatrix} \quad [K^{(2)}] = \begin{bmatrix} k_{11}^{(2)} & k_{12}^{(2)} & k_{13}^{(2)} & k_{14}^{(2)} \\ k_{21}^{(2)} & k_{22}^{(2)} & k_{23}^{(2)} & k_{24}^{(2)} \\ k_{31}^{(2)} & k_{32}^{(2)} & k_{33}^{(2)} & k_{34}^{(2)} \\ k_{41}^{(2)} & k_{42}^{(2)} & k_{43}^{(2)} & k_{44}^{(2)} \end{bmatrix}$$

La matrice  $[K]$  assemblée sera donc :

	1	2	3	4	5	6
1	$k_{11}^{(1)}$	$k_{12}^{(1)}$	0	$k_{14}^{(1)}$	$k_{13}^{(1)}$	0
2	$k_{21}^{(1)}$	$k_{22}^{(1)} + k_{11}^{(2)}$	$k_{12}^{(2)}$	$k_{24}^{(1)}$	$k_{23}^{(1)} + k_{14}^{(2)}$	$k_{13}^{(2)}$
3	0	$k_{21}^{(2)}$	$k_{22}^{(2)}$	0	$k_{24}^{(2)}$	$k_{23}^{(2)}$
4	$k_{41}^{(1)}$	$k_{42}^{(1)}$	0	$k_{44}^{(1)}$	$k_{43}^{(1)}$	0
5	$k_{31}^{(1)}$	$k_{32}^{(1)} + k_{41}^{(2)}$	$k_{42}^{(2)}$	$k_{34}^{(1)}$	$k_{33}^{(1)} + k_{44}^{(2)}$	$k_{43}^{(2)}$
6	0	$k_{31}^{(2)}$	$k_{32}^{(2)}$	0	$k_{34}^{(2)}$	$k_{33}^{(2)}$

La matrice  $[K]$  étant symétrique, dans le programme, seuls les coefficients non nuls sont stockés selon une méthode dite "stockage complexe aléatoire" [Aissani 2002]. Deux vecteurs AD et AE permettent ce stockage, le premier sert au stockage des coefficients diagonaux et le second au stockage des coefficients situés au dessus de la diagonale.

### II.B.3.6 Génération du maillage

La génération du maillage est une partie importante de la modélisation par la méthode des éléments finis. Le développement d'une méthode de discrétisation efficace est l'objectif principal de la procédure qui va suivre. Il existe des techniques de génération de maillage selon le degré de complexité du domaine mais le maillage doit toujours vérifier les conditions suivantes :

- Une adaptation aux frontières et aux conditions aux limites ;
- Une adaptation aux propriétés des différentes régions du domaine physique ;
- Une bonne régularité.

Dans notre cas le maillage est défini de telle sorte que le domaine physique est partagé en deux zones, pour les mêmes raisons que pour la méthode MVF, une zone à maillage fin courant le long du cordon et une autre avec un maillage grossier au-delà de cette zone.

La modélisation par éléments finis induit des résultats avec des champs d'évolution discontinus de la fonction recherchée. Les résultats évoluent en fonction du maillage adopté et convergent vers la solution exacte. Pour déterminer une densité optimale du maillage, celui-ci est affiné progressivement jusqu'à ce que les résultats obtenus se stabilisent ; le maillage obtenu est considéré comme optimal.

### II.B.3.7 Méthode de résolution numérique

Après remplissage et stockage de la matrice de rigidité  $[K]$  et du vecteur  $\{F\}$ , on calcule le vecteur solution  $\{T\}$ , pour cela, on doit résoudre le système d'équations (II.48) :

$$[K].\{T\}=\{F\} \quad \text{ou bien :} \quad \sum_{j=1}^N k_{ij}.T_j = F_i \quad \text{avec :} \quad i=1,\dots,N \quad (\text{II.60})$$

Pour la résolution, on adopte la méthode itérative de *Gauss Seidel Accéléré* (avec facteur de surrelaxation  $\omega$ ). L'avantage principal des méthodes itératives est qu'elles sont aptes à résoudre des systèmes d'équations de taille assez élevée. Cette méthode consiste à modifier le

schéma itératif de *Gauss Seidel* par un schéma qui consiste à accélérer encore le processus de convergence par le remplacement des termes de la solution avec les valeurs déjà calculées de l'itération actuelle, immédiatement dans le schéma itératif pour la détermination des valeurs restantes. La procédure itérative consiste essentiellement à passer de l'étape ( $r$ ) à l'étape ( $r+1$ ) par le schéma suivant ( $T^{(r)}$  étant déjà calculé), [Aissani 2008b, Aissani 2002] :

$$\begin{aligned} & \text{Faire } i = 1 \text{ à } N \\ & \quad \text{Som} = \sum_{j < i} k_{ij} T_j^{(r+1)} + \sum_{j > i} k_{ij} T_j^{(r)} \\ & \quad T_i^{(r+1)} = (1 - \omega) T_i^{(r)} + \frac{\omega}{k_{ii}} (F_i - \text{Som}) \end{aligned} \quad (\text{II-61})$$

Avec  $i, j$  indices de la matrice de rigidité  $[K]$  et du vecteur force  $\{F\}$  et  $r$  est l'indice d'itération, ( $r = 0$  : vecteur initial). Le paramètre de sur-relaxation  $\omega$ , dans notre cas, est choisi dans l'intervalle  $[1, 2[$ .

Pour la simulation et le calcul en 3D aussi bien qu'en 2D, le code ANSYS<sup>®</sup>, basé sur cette méthode des éléments finis, a été utilisé.

## II.B.4 UTILISATION DU CODE ANSYS<sup>®</sup>

### II.B.4.1 Présentation du code

Le code a une interface qui permet deux modes d'utilisation (figure II.14) ; soit par les commandes prédéfinies en introduisant un programme propre à ces instructions, soit directement par l'interface en utilisant ses menus. Les deux modes ont leurs avantages et inconvénients. Dans notre cas, on a plus utilisé le premier mode car efficace et très rapide.

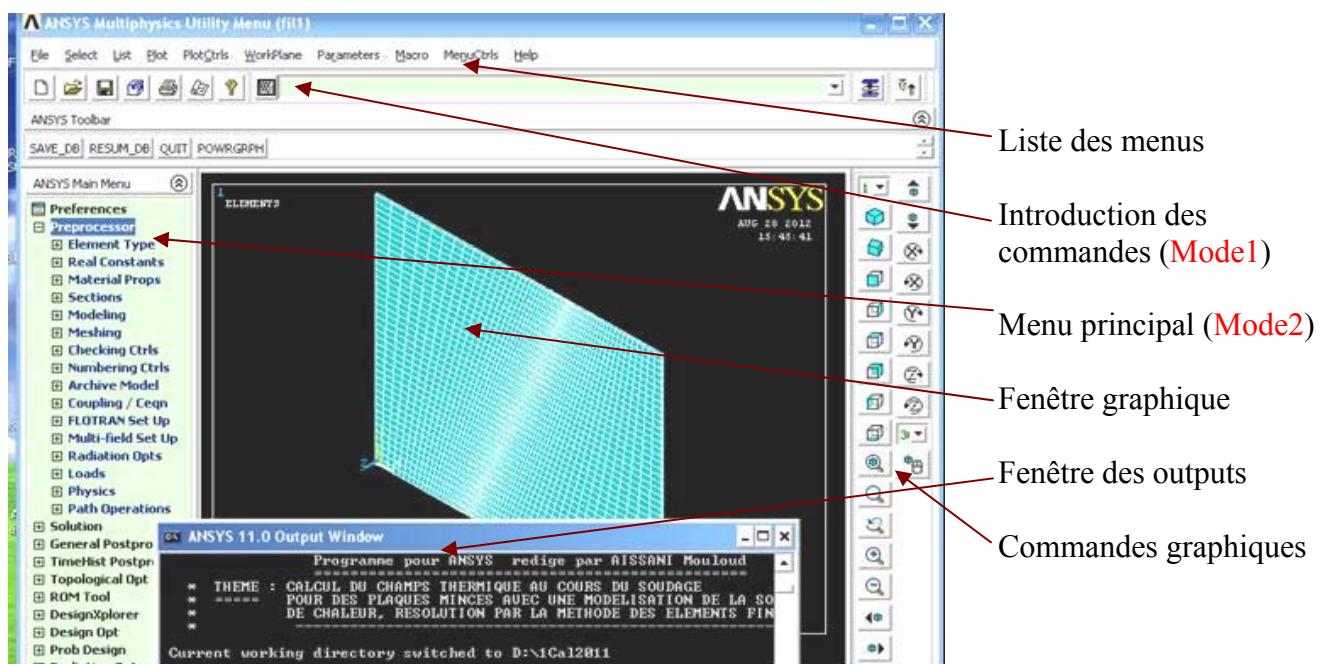


Figure II.14 : Interface du logiciel ANSYS<sup>®</sup> ; fenêtres et menus de commande (input/output).

L'analyse du transfert thermique est menée sous ANSYS<sup>®</sup> en utilisant l'élément fini type

*PLAN55* pour les calculs en 2D et le type *SOLID70* pour les calculs en 3D [Ansys 2007]. Le premier élément est un quadrilatère à quatre nœuds et le second est un solide à huit nœuds. Ces éléments ont un seul degré de liberté par nœud qui est la température.

#### II.B.4.2 Conditions aux limites sous ANSYS®

En utilisant ANSYS pour appliquer les conditions aux limites de convection et de rayonnement sur les nœuds (ou les éléments) de frontières, on a la contrainte qui n'accepte qu'un seul type de chargement thermique par élément fini.

Dans la recherche bibliographique, on retrouve plusieurs auteurs qui proposent des formulations de combinaison des deux modes du transfert thermique [Goldak 1984, Bonifaz 2000, Awang 2002]. Goldak et al. donnent une expression mathématique de l'échange thermique avec un coefficient moyen  $\bar{H}$  dépendant de la température (équation II.62) et qui prend en compte l'effet de convection et de rayonnement avec une certaine approximation :

$$q = \bar{H}(T - T_{\infty}) \quad (\text{II.62a})$$

Tel que : 
$$\bar{H} = h_c + h_r = 24.1 \cdot 10^{-4} \varepsilon \cdot T^{1.61} \quad (\text{II.62b})$$

Où  $\bar{H}$  est le coefficient d'échange thermique combiné de convection et de rayonnement,

$\varepsilon$  est l'émissivité thermique,  $h_c$  et  $h_r$  sont respectivement les contributions des coefficients de convection et de rayonnement ;  $h_r$  est dérivé de la linéarisation de l'équation de rayonnement de Stefan-Boltzman, c.à.d :

$$h_r = \sigma \varepsilon \cdot (\bar{T}^2 + T_{\infty}^2) \cdot (\bar{T} + T_{\infty}). \quad \text{Et } \bar{T} \text{ est calculée auparavant.}$$

Awang (2002) propose pour ce coefficient d'échange thermique  $\bar{H}$  une tabulation en fonction de la température. Il est représenté graphiquement par la fonction *ConvRad* (voir figure II.15).

Pour l'utilisation de cette fonction dans nos programmes, on doit sélectionner les points des facettes de frontière puis on applique les conditions aux limites de convection/rayonnement par la fonction *ConvRad* et  $T_{\infty}$  en utilisant la commande CONV.

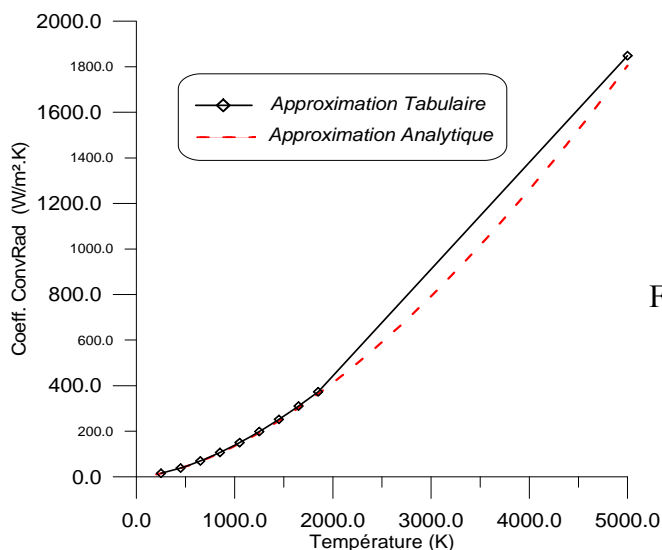


Figure II.15 : Évolution du coefficient *ConvRad* de l'échange thermique convection/rayonnement en fonction de la température.

### II.B.4.3 Introduction de la source de chaleur par les commandes du code ANSYS

Après étude du code ANSYS on a pu matérialiser la source de chaleur de soudage par un tableau spécial multi-variables (TAB). Ce dernier a la particularité d'avoir des indices de type réel. Ce mode d'exploitation n'existe pas dans les autres langages de programmation (Fortran,..).

On crée ce tableau  $Q(x,y,t)$  de type TAB, tel que chaque *pas* dans le temps correspond à un déplacement de la source dans l'axe de son trajet. Une fois les indices réels du tableau évalués convenablement par leurs boucles (trajectoire de la source), le remplissage du tableau Q de la source se fait à partir de la formule " $q_0 * e^{\{f(x,y,t)\}}$ ", en utilisant les équations II.14 à II.16 et en programmant des boucles imbriquées de balayage dans l'espace et dans le temps.

La condition d'application de la source de chaleur lors du balayage du domaine en tant que condition aux limites type "*HFLUX*" nécessite que le point P(x,y) appartienne à la zone de la source et son application se fait pour chaque pas de temps ("*Load Steps*").

La résolution du système d'équations obtenu en fonction de chaque *pas* de temps s'effectue par la commande LSSOLVE, après avoir spécifié toutes les options nécessaires (voir annexe A). Après calcul et convergence, on passe à la session post traitement pour visualiser et exploiter les résultats.

## CONCLUSION

Le développement mathématique et numérique du problème thermique du soudage TIG nécessite une modélisation adéquate de la source de chaleur. Plusieurs méthodes de résolution ont été mises en œuvre. La résolution numérique en utilisant ces méthodes a permis la détermination des caractéristiques thermiques et la compréhension des phénomènes intervenant dans l'analyse thermique du procédé de soudage.

La validation des résultats numériques obtenus par l'application du modèle développé de la source de chaleur nécessite un recalage paramétrique et une comparaison avec les résultats expérimentaux.

## **CHAPITRE III**

### **PROCEDURE EXPERIMENTALE DU SOUDAGE A L'ARC**

#### **Sommaire**

---

#### **III.1 INTRODUCTION**

#### **III.2 PRESENTATION DES MATERIAUX UTILISES**

##### III.2.1 Acier inoxydable austénitique

###### III.2.1.1 *Analyse de la composition chimique*

##### III.2.2 Alliages d'aluminium

###### III.2.2.1 *Analyse de la composition chimique*

#### **III.3 MONTAGE EXPERIMENTAL ET MOYENS DE MESURE**

##### III.3.1 Procédé de soudage et moyens mis en place

##### III.3.2 Mesure thermique

##### III.3.3 Mesure de déflexion (déplacement vertical des tôles)

###### III.3.3.1 *Présentation des capteurs LVDT*

###### III.3.3.2 *Isolation thermique de LVDT 'p'*

###### III.3.3.3 *Établissement des relations tension-déplacement des LVDT*

#### **III.4 TECHNIQUES EXPÉRIMENTALES ET PROCEDURE**

##### III.4.1 Source d'alimentation électrique choisie

##### III.4.2 Préparation avant soudage

##### III.4.3 Soudage de l'acier inoxydable austénitique

###### III.4.3.1 *Caractéristiques géométriques*

###### III.4.3.2 *Implantation des thermocouples*

##### III.4.4 Soudage des alliages d'Aluminium

###### III.4.4.1 *Selon les nuances*

###### III.4.4.1.a Alliage d'aluminium série 2017

###### III.4.4.1.b Alliage d'aluminium série 2024 et série 7075

###### III.4.4.2 *Selon l'effet des paramètres de soudage*

###### III.4.4.2.a Effets du changement de la puissance et de la vitesse de soudage

---

### III.1 INTRODUCTION

Pour valider le modèle thermique développé et les calculs numériques effectués, on réalise des essais de soudage TIG instrumentés. Les matériaux, le montage, le matériel et les techniques expérimentales mises en jeu seront présentés. L'étude expérimentale va nous permettre de voir aussi l'effet des différents paramètres opératoires sur la qualité des cordons de soudure réalisés.

### III.2 PRESENTATION DES METAUX UTILISES

Le choix des métaux utilisés dans les essais de soudage et de validation numérique, a été dicté en partie par leur utilisation en aéronautique et par leur disponibilité. Notre choix s'est porté sur *l'acier inoxydable austénitique 304L*, sa structure austénitique lui conférant de bonnes propriétés mécaniques, et sur *les alliages d'Aluminium* (Alu 2017-T4, Alu 2024-T3 et Alu 7075-T6). Ces dernières tôles ont différentes épaisseurs.

#### III.2.1 Acier inoxydable austénitique

L'acier est un alliage dont le fer est l'élément prédominant avec une teneur en carbone généralement inférieure à 2 % (cette valeur est la limite qui sépare l'acier de la fonte) [Kozłowski 1997].

L'acier inoxydable austénitique 304L est couramment utilisé en aéronautique, il est choisi pour ses caractéristiques chimiques et mécaniques importantes (résistance à la corrosion, bonne formabilité et grande ductilité). La présence de nickel permet de conserver la structure austénitique de l'acier.

##### III.2.1.1 Analyse de la composition chimique

L'acier inoxydable austénitique 304L (ou X2CrNi 18-9 ou "1.4307") a une composition chimique résumée dans le tableau III.1. Ce résultat confirme sa désignation selon les fourchettes données par la norme européenne EN 10088-1 [Kozłowski 1997- pg.19]. Sa structure est purement austénitique *cubique face centrée* (CFC). Les propriétés mécaniques et physiques utilisées lors la simulation et l'expérimentation sont récapitulées dans l'annexe C.

Tableau III.1 : Composition chimique de l'Acier inoxydable 304L.

Métal	Teneur des éléments en % massique								
	C	Mo	Cu	Ni	Mn	Cr	Si	P	S
Inox 304L X2Cr Ni 18-9 (1.4307)	0.023	0.257	0.39	8.32	1.73	17.95	0.68	0.027	0.024

#### III.2.2 Alliages d'aluminium

Si l'aéronautique a pu commencer avec des appareils dont les structures étaient en bois, son véritable démarrage ne fut rendu possible que grâce à l'invention d'un alliage aluminium-cuivre-magnésium en 1903, commercialisé sous le nom de " duralumin ", aujourd'hui alliage 2017A. La prépondérance de l'aluminium dans l'aéronautique n'a pu être conservée que par

une évolution considérable au fil des ans des alliages utilisés. Aujourd'hui, encore l'aluminium représente près de 80% de la masse à vide des avions civils modernes.

Les alliages d'aluminium sont très nombreux, (voir [Develay 1990a, Fujii 2006]), les séries 2xxx et 7xxx sont des alliages durs à durcissement structural et utilisés pour les pièces mécaniques de haute précision, en aéronautique, en armement et dans le domaine spatial.

Ces alliages sont réputés difficiles à souder à l'arc électrique, d'où l'intérêt de cette étude qui permettra de trouver les meilleurs paramètres pour des qualités de soudures acceptables par le procédé TIG et par le procédé FSW.

### III.2.2.1 Analyse de la composition chimique

La composition chimique des alliages d'aluminium est récapitulée dans le tableau III.2, conformément au 'certificat de contrôle et de conformité' (N°5097 976185) livré à l'Air Algérie. Les propriétés mécaniques et physiques utilisées sont récapitulées dans l'annexe C.

Tableau III.2 : Composition chimique des alliages d'aluminium.

Tôles utilisées	Teneur des éléments en % massique des alliages d'aluminium							
	Cu	Fe	Si	Cr	Mg	Mn	Zn	Ti
Alu 2024-T3	3.8-4.9	0.50	0.50	0.10	1.2-1.8	0.3-0.9	0.25	0.15
Alu 2017-T4	3.39	0.7 max	0.5 max	0.10	0.4-1.0	0.7	0.25	-
Alu 7075-T6	1.2-2.0	0.50	0.40	0.18-0.28	2.1-2.9	0.30	5.1-6.1	0.20

## III.3 MONTAGE EXPÉRIMENTAL ET MOYENS DE MESURE

### III.3.1 Procédé de soudage et moyens mis en place

Le procédé utilisé est le soudage à l'arc électrique TIG, pour souder les tôles minces sans métal d'apport, sauf pour le cas de la tôle d'aluminium 2017-T4 d'épaisseur 5mm. La configuration est bout à bout sous une protection gazeuse d'argon provenant d'une torche simple flux. Une table de soudage spéciale est conçue supportant les instruments de mesure et assurant un minimum de contact avec les tôles à souder. Cette table réalisée est équipée d'une traverse coulissante, afin d'aider le soudeur à réaliser des cordons de soudure par un arc électrique le plus stable possible (en longueur). Le montage expérimental mis en place permet la mesure des cycles thermiques en plusieurs points sur les tôles à souder et de la déformation verticale de l'assemblage (figure III.1 et III.2). Les moyens mis en place sont :

- Un poste à souder TIG « multifonction » (en alternatif et continu) avec ses accessoires ;
- Un enregistreur thermique "ELTEK" d'une fréquence d'enregistrement de deux lectures par seconde, avec des thermocouples type « K » (figure III.1), (voir annexe B) ;
- Une soudeuse des thermocouples qui utilise une décharge électrique ;
- Des capteurs de déplacement LVDT (Linear Variable Differential Transformer) et leurs conditionneurs d'amplification (de la tension électrique). On a établis pour ces capteurs des relations tension-déplacement préalablement par un montage approprié (§ III.3.3.3) ;
- Un métal d'apport en alliage d'aluminium série AA-5356.



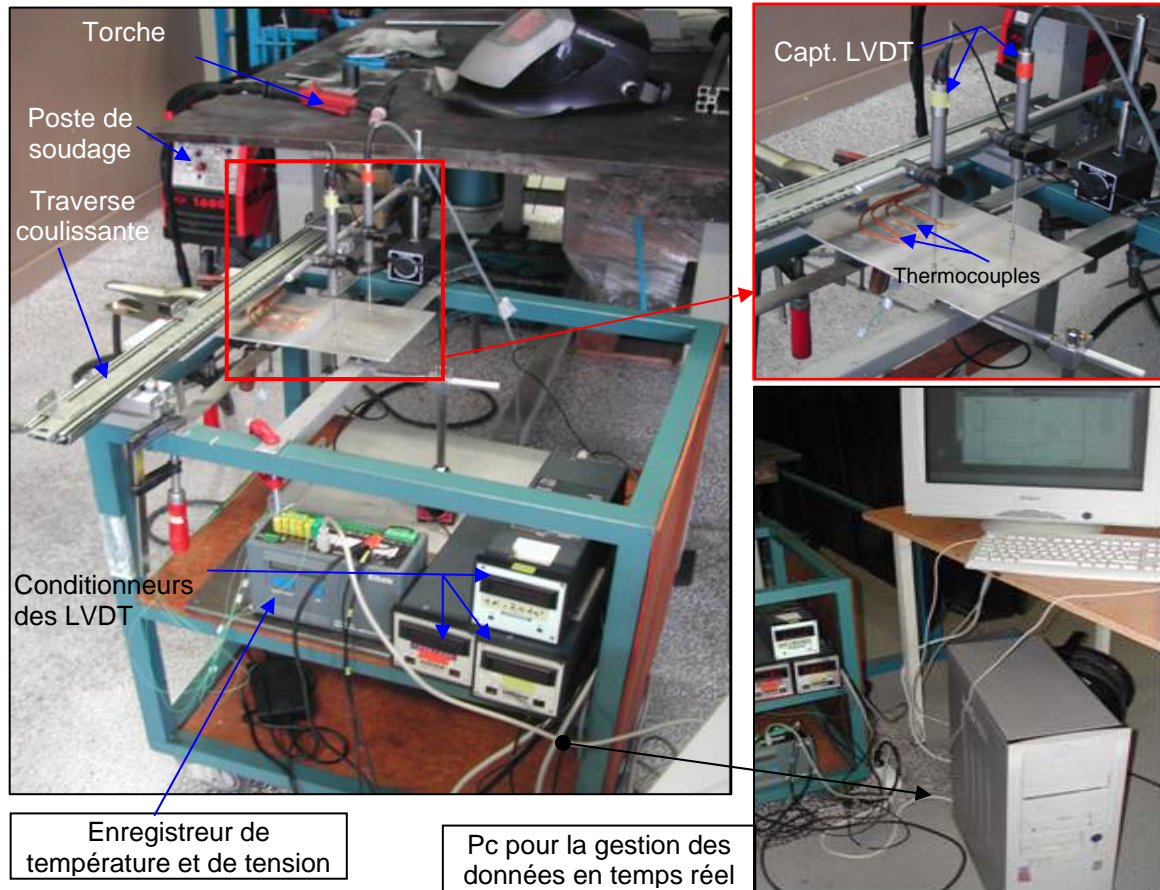


Figure III.1: Montage expérimental

### III.3.2 Mesure thermique

L'instrumentation thermique est destinée à évaluer le champ thermique qui règne au cours du procédé de soudage. La mesure thermique consiste à enregistrer la variation de la température en fonction du temps (cycles thermiques) et servira à la comparaison avec la simulation numérique.

Pour cela, des thermocouples sont implantés à l'aide d'une soudeuse à décharge électrique sur les tôles. Ces thermocouples de type K, supportant des températures de  $-40^{\circ}\text{C}$  à  $1200^{\circ}\text{C}$ , sont connectés à l'enregistreur thermique. Ce dernier est programmé pour enregistrer les températures (type K) et les tensions électriques relevées par les capteurs LVDT (figure III.1).

### III.3.3 Mesure de déflexion (déplacement vertical des tôles)

En utilisant le dispositif pour la mesure thermique uniquement, on a constaté une déformation résiduelle de chaque assemblage soudé. A travers un stage (à Besançon), on a pu faire un montage plus perfectionné est alors réalisé (figure III.1 et III.2), répondant à nos besoins. Tel que, et la déformation verticale générée dans l'assemblage soudé est mesurée avec les capteurs de position LVDT.

#### III.3.3.1 Présentation des capteurs LVDT

Dans le montage réalisé (figure III.1 et III.2), trois capteurs de déplacement sont utilisés. Ces capteurs donnent les variations en tension induite causées par l'effet du déplacement

d'une tige métallique dans une conductance cylindrique (bobine). Les Deux premiers, notés 'A' et 'B' ayant une grande course (max 60 mm), sont positionnés dans le sens longitudinal à 60 mm du plan de joint et un troisième capteur noté par 'p' de petite course (max 5 mm) est positionné au milieu de la tôle à 10 mm par rapport à l'axe du cordon de soudure (figure III.2). La position des capteurs reste verticale pendant la mesure et est la même pour toutes les tôles soudées avec ce montage.

### III.3.3.2 Isolation thermique des LVDT

Afin d'éviter la détérioration par échauffement du capteur proche du cordon ou bien l'altération de l'information reçue, on a pensé à réaliser un mécanisme d'isolation thermique qui sera placé sur le capteur. Il doit être constitué soit par une silice (dioxyde de silicium), un verre ou un quartz. Ce dernier est retenu pour sa bonne résistance à la chaleur, aux chocs thermiques et ayant un coefficient de conductivité thermique très faible (égale à  $8 \text{ W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$ ).

Par contre, il est beaucoup plus difficile à fondre et à travailler. Par une découpe en ultrason, on a pu usiner des disques de diamètre de 8 mm et d'une épaisseur de 5 mm (figure III.3). Le contact avec la tôle se fait par une calotte en acier usinée pour cet effet et collée au quartz par une colle spéciale (résiste plus que  $350^\circ\text{C}$ ) [Henkel 2008]. Ce quartz est maintenu à la tige du LVDT 'p' par une vis à tête plate. Cette dernière est collée avec le disque de quartz.

Pour les LVDT loin du cordon, ayant des tiges filetées à l'extrémité, on a réalisé des écrous en acier d'une face fermée et arrondie, pour avoir un seul point de contact (figure III.3).

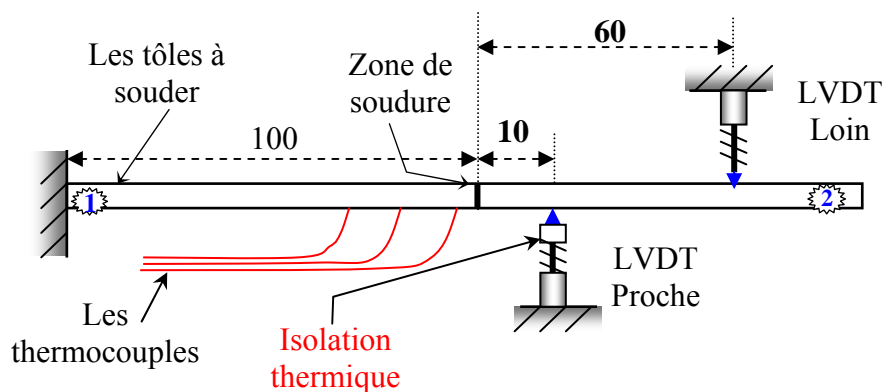


Figure III.2 : Positions choisies des LVDT (vue latérale)

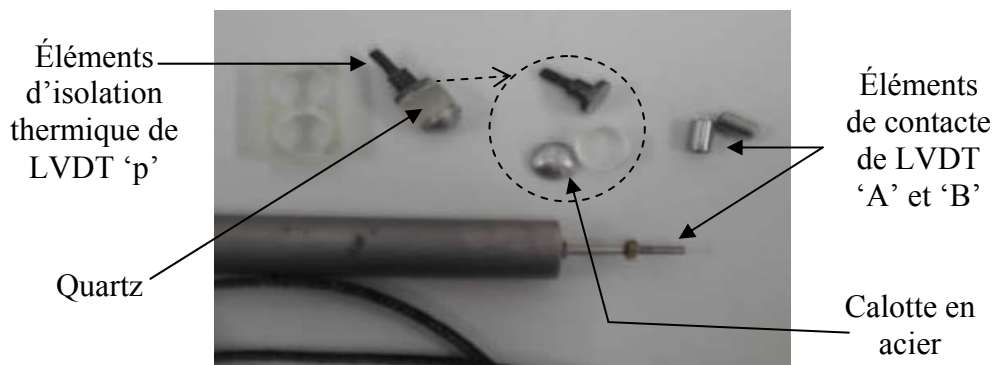


Figure III.3 : Composants réalisés d'éléments d'isolation thermique des LVDT.

### III.3.3.3 Établissement des relations tension-déplacement des LVDT

Le mécanisme de mesure de tension-déplacement avec les LVDT et l'enregistreur thermique est monté en deux configurations différentes (figures III.4 et III.5) selon la course de la tige intégrée dans le LVDT (montage réalisé au laboratoire LMARC – Besançon, France).

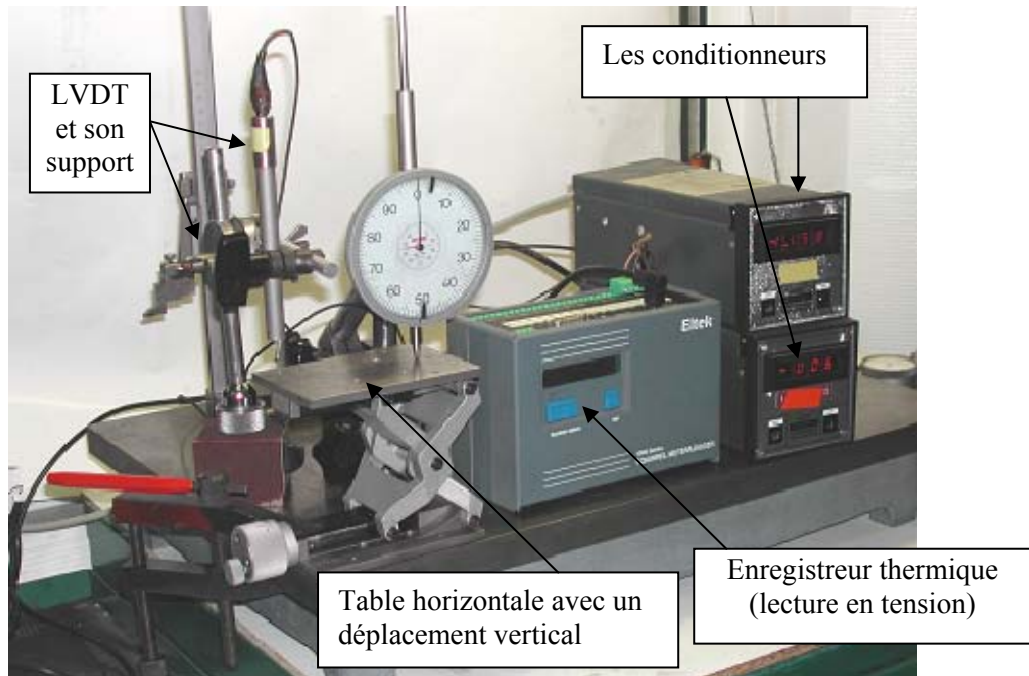


Figure III.4 : Montage de mesure avec les LVDT 'A' et 'B' (grande course)

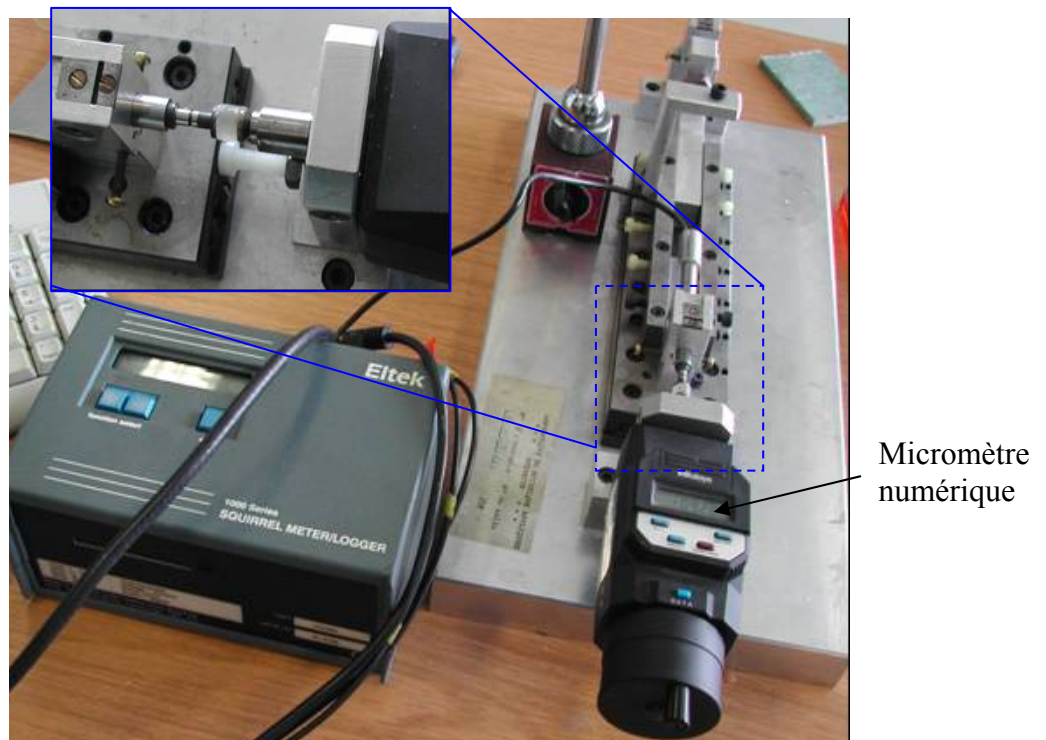


Figure III.5: Montage de mesure avec le LVDT 'p' (petite course)

Au cours de mesure, on relève les déplacements et les tensions dans des tableaux pour chaque LVDT. Puis, on trace les courbes en déterminant ainsi l'équation linéaire de correspondance Tension – Déplacement de chaque LVDT (figure III.6 a,b,c). La précision des mesures est de l'ordre de :  $\pm 0.005V$  (tension) et de  $\pm 0.01mm$  (déplacement).

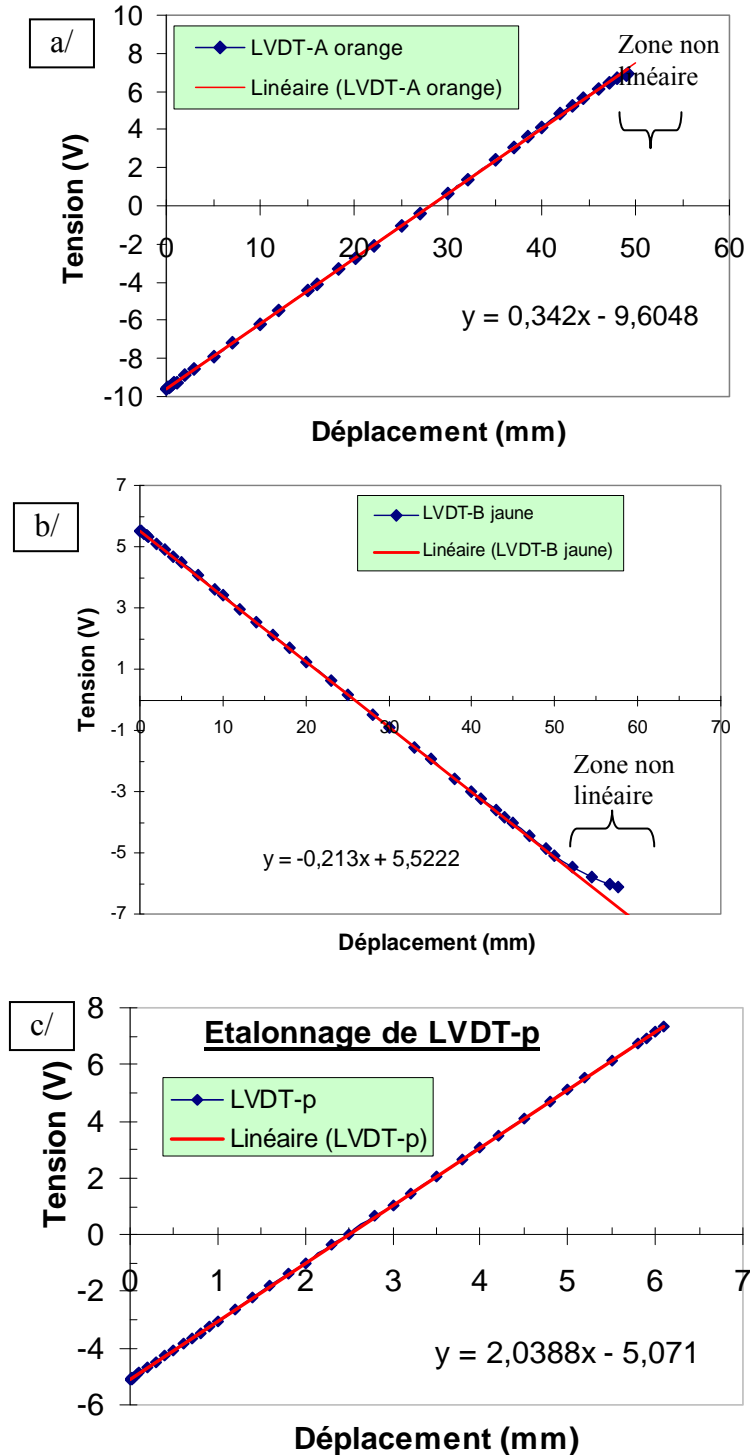


Figure III.6 a,b,c : Courbes de correspondance des LVDT 'A', 'B' et 'p' et leurs équations établies.

### III.4 TECHNIQUES EXPERIMENTALES ET PROCÉDURES

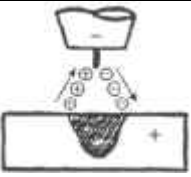
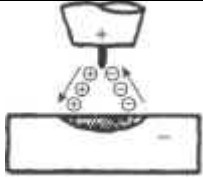
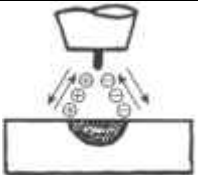
Cette partie présente les différentes techniques pour acquérir des informations spécifiques utiles à la compréhension du procédé et la comparaison des résultats.

#### III.4.1 Source d'alimentation électrique choisie

La source d'un poste à l'arc est un générateur de Courant Continu (C.C) ou alternatif (C.A). Le choix de la nature du courant de soudage dépend de la matière à souder, de la géométrie de soudage et de la qualité recherchée.

Le courant alternatif est utilisé pour le soudage des alliages d'aluminium. L'effet mécanique de l'inversion des polarités du courant favorise l'élimination de la couche d'alumine ( $Al_2O_3$ ), (tableau III.3 et figure III.7) qui recouvre toujours ces alliages et qui est difficile à fondre. Le soudage TIG est le procédé noble par excellence, couramment utilisé pour les opérations de soudage précises et de très grande qualité (nucléaire, aéronautique, industrie alimentaire,...), garantissant à chaque fois une soudure exempte de défauts si toutes les recommandations sont vérifiées. Le tableau III.3 résume et compare les effets du type de courant et de polarité sur la pénétration d'un cordon de soudure et la répartition de la chaleur dans l'arc [*Daigle 2003b*].

Tableau III.3 : Influence du type de courant et de la polarité

	<b>Courant continu Polarité normale</b>	<b>Courant continu Polarité inverse</b>	<b>Courant alternatif</b>
<b>Caractéristiques de pénétration</b>			
<b>Action nettoyante des oxydes (<math>Al_2O_3</math>)</b>	Nulle	Oui	Oui, une fois tous les demi-cycles
<b>Répartition de la chaleur dans l'arc</b>	70 % à la pièce 30% à l'électrode	30 % à la pièce 70% à l'électrode	50 % à la pièce 50 % à l'électrode
<b>Pénétration</b>	Etroite et profonde	Large et peu profonde	Moyenne

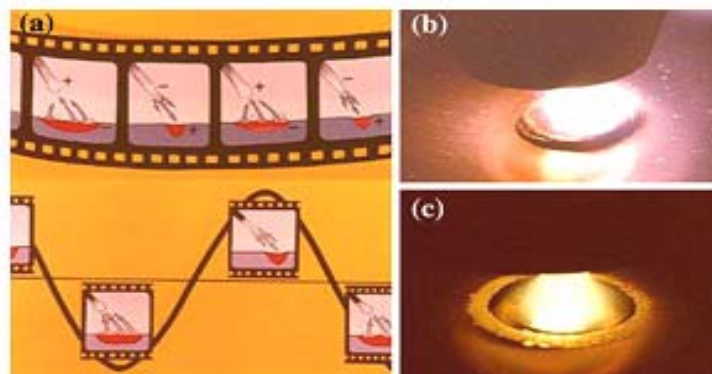


Figure III.7 a,b,c : Courant alternatif, **a/** représentation schématisée de l'effet alternatif du courant lors du soudage (TIG/GTAW) d'un alliage d'aluminium, **b/** Electrode Négative. **c/** Electrode Positive ou polarité inverse.

### III.4.2 Préparation avant soudage

- 1- La tôle d'acier inoxydable, en plus de la protection assurée par les gaz issus de la torche, on assure une protection envers du cordon avec de l'azote (supprime le rochage) ;
- 2- La tôle ayant l'épaisseur 5mm (d'alliages d'aluminium), on usine un chanfrein en V en abattant ses arêtes pour le rechargement avec un métal d'apport par une seule passe ;
- 3- Pointage entre les tôles par soudage afin de les maintenir solidaires (figure III.9) et d'éviter leur écartement lors le soudage. Le pointage d'attachement est réalisé pour chaque expérience.
- 4- L'électrode est en tungstène pur (point de fusion : 3410°C). On choisi son diamètre selon l'épaisseur de la tôle à souder (voir l'annexe C). Si elle est polluée, la cassée et on doit affûter en pointe dans le sens de sa longueur ;

### III.4.3 Soudage de l'acier inoxydable austénitique

Deux essais ont été effectués par un soudeur homologué. Le soudage était sans métal d'apport sur des tôles minces d'acier inox 304L. Le premier essai de soudage a l'objet de vérifier la faisabilité de soudage de nos pièces. Les résultats du deuxième essai serviront à valider les résultats de la simulation numérique. Les paramètres de soudage sont récapitulés dans le tableau III.4. Le diamètre d'électrode recommandé [Blondeau 2001a] et utilisé est de l'ordre de 1.6 mm. Le choix de ces paramètres est basé sur les données des abaques de soudage (annexe C) et sur l'expérience du soudeur.

Tableau III.4 : Paramètres de soudage de l'acier (Rendement  $\eta = 0.60$ )

Essai	Tension (V)	Intensité (A)	Vitesse cm/mn	Débit du gaz L/mn	Polarité du C.C
-1-	9	36	7.14	8.5	inverse
-2-	10	35	3.43	9.0	inverse

#### III.4.3.1 Caractéristiques géométriques

Les dimensions des tôles sont identiques : 120 x 100 x 1.47 mm<sup>3</sup>, (figure III.8a). L'épaisseur est donc de l'ordre de 1.5 mm (tôles minces), la précision de mesure est de l'ordre de 0.05mm. La largeur du cordon obtenu est entre 3.5 et 4 mm.

#### III.4.3.2 Implantation des thermocouples

Le positionnement des thermocouples est illustré sur la figure III.8 a,b. Les implantations sont réalisées sur une seule tôle à proximité de la zone fondue (ZAT). Elles sont aussi implantées dans les parties moins chaudes pour vérifier que le modèle numérique est fidèle aux mesures de l'instrumentation (lorsque l'on se place loin de la zone fondue). En effet, la conductivité thermique de cet acier étant moyenne (10-35 W.m<sup>-1</sup>.K<sup>-1</sup>), on s'attend à observer des gradients thermiques élevés. Donc, on a utilisé 05 thermocouples (figure III.8a). Les trois premiers thermocouples n°1, 2 et 3, respectivement sont à 5.5 mm du plan de joint. Les thermocouples n°4 et n°5 sont à 10 et 20 mm respectivement.

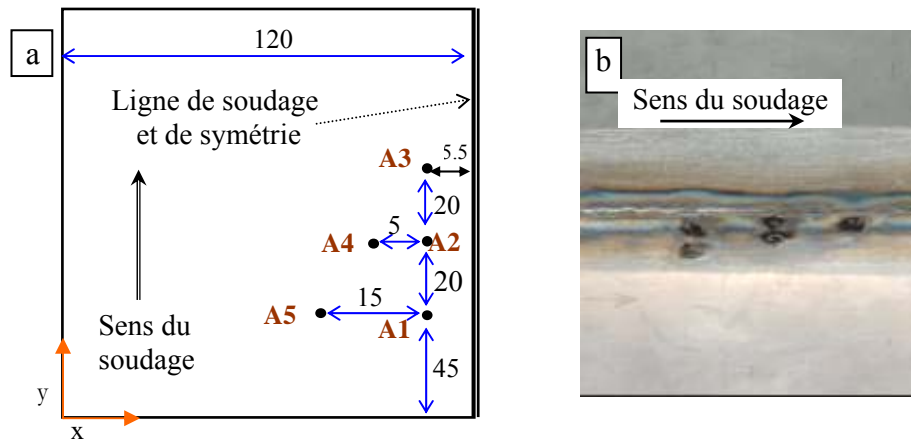


Figure III.8 a,b : Positionnement des thermocouples sur la plaque

Les plaques sont placées sur un support par points (montage figure III.9). Ceci a pour but de minimiser le contact avec la table métallique lors le soudage et pour le passage du gaz de protection envers. Sans ce support par points, il aura une déperdition thermique par conduction à travers les surfaces inférieures et ce phénomène n'est pris en compte lors de la simulation. Aussi, un pointage préliminaire des deux tôles à souder est réalisé à leurs extrémités.



Figure III.9 : Montage expérimental de tôles pointées avant le soudage.

### III.4.4 Soudage des alliages d'Aluminium

Plusieurs essais de soudages sont effectués selon les épaisseurs, les nuances et aussi bien selon l'utilisation de l'instrument de mesure de la déflexion des tôles. Le débit du gaz de protection est fixé entre 6 et 8  $L/mn$  et le diamètre de l'électrode est fixé entre 1.6mm et 2.4mm selon l'épaisseur des tôles à souder. Afin d'acquérir les cycles thermiques, on a implanté des thermocouples sur chaque plaque de nos tôles. Le positionnement de ces thermocouples est spécifique à chaque cas. L'évolution de la déformation verticale au cours du soudage est relevée par les LVDT. Le rendement considéré pour ces alliages est  $\eta = 0.65$ .

#### III.4.4.1 Selon les nuances

##### III.4.4.1.a Alliage d'aluminium série 2017-T4.

Trois types d'essais de soudage des tôles de cet alliage sont réalisés. Les deux premiers types d'essais sont réservés pour les tôles minces ayant les épaisseurs 1.5 et 3.0 mm. Ces essais

sont répartis suivant l'utilisation ou non des LVDT. Le troisième type d'essai est consacré à la tôle de 5.0mm d'épaisseur. Les paramètres de soudage sont récapitulés dans les tableaux III.5a, 5b et III.6 respectivement. Les valeurs de ces paramètres sont généralement choisies selon les fourchettes issues de la norme NF A50-105 (1982) et selon les abaques du soudage (annexe C).

1) *Premier essai de soudage pour cet alliage d'aluminium*

Les dimensions des tôles sont identiques par paire, les tôles notés A1 sont de l'ordre : 200x122x1.5mm<sup>3</sup> (figure III.10). Pour l'épaisseur 3mm, les tôles B1 sont de l'ordre : 150x122x3 mm<sup>3</sup>(figure III.11).

Tableau III.5a : Paramètres de soudage de la nuance 2017-T4 (ép≤3mm).

N° des tôles et leurs épaisseurs (ép.)	Intensité I (A)	Tension U (V)	Temps t (s)	Longueur cordon	Largeur cordon	Vitesse (mm/s)	Diamètre électrode	Débit Argon
A1 (1.5 mm)	47	11.5±1	135.71	180±1	6-7	1.32	1.6	6
B1 (3.0 mm)	113	12.5±1	96.53	131±1	7-8	1.35	2.4	7

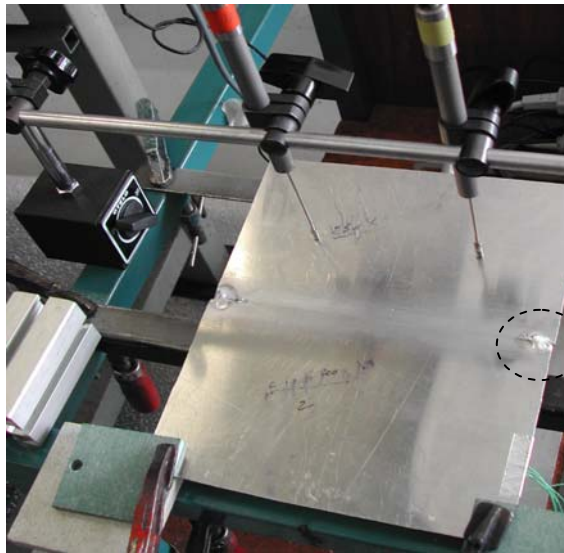


Figure III.10 : Les tôles avant le soudage et les points d'attachement de leurs coins (tôles A1)

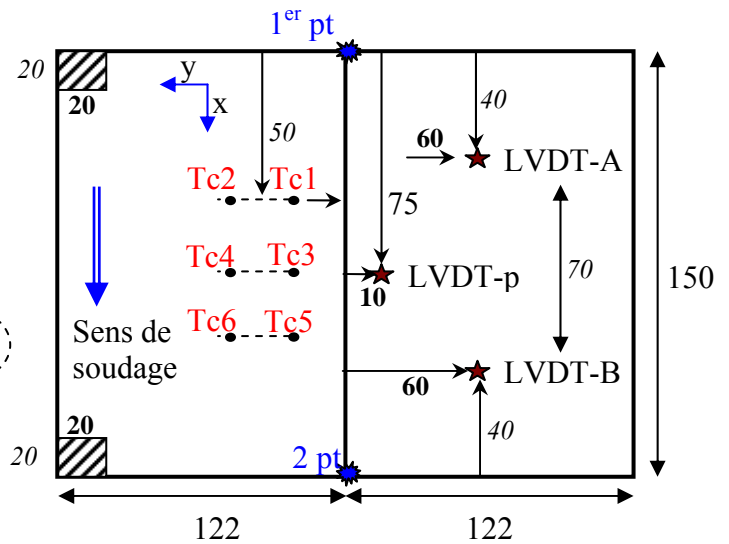


Figure III.11: Schéma global de la position des thermocouples et des LVDT (tôles B1, d'épaisseur 3 mm)

2) *Deuxième essai de soudage (sans LVDT)*

Des tôles A2 sont utilisées dont les dimensions sont : 200x150x1.5 mm<sup>3</sup> (figure III.12) et des autres tôles (B2, B2') sont de l'ordre : 200x150x3 mm<sup>3</sup>.

Tableau III.5b : Paramètres de soudage de la nuance 2017-T4 (montage sans LVDT).

Tôle N°	Epaisseur (mm)	Intensité I (A)	Tension U (V)	Temps (s)	Longueur cordon	Largeur cordon	Vitesse (mm/s)	Débit Argon (L/mn)
A2	1.5	44-55	16±0.5	113.80	185±1	6.5±0.5	1.62	6
B2(1 <sup>re</sup> face)	3.00	88-91	15-17	99.55	190±1	6.5-7	1.91	7
B2'(2 <sup>de</sup> face)		95-113	16-18	75.23	192±1	7±0.5	2.55	7



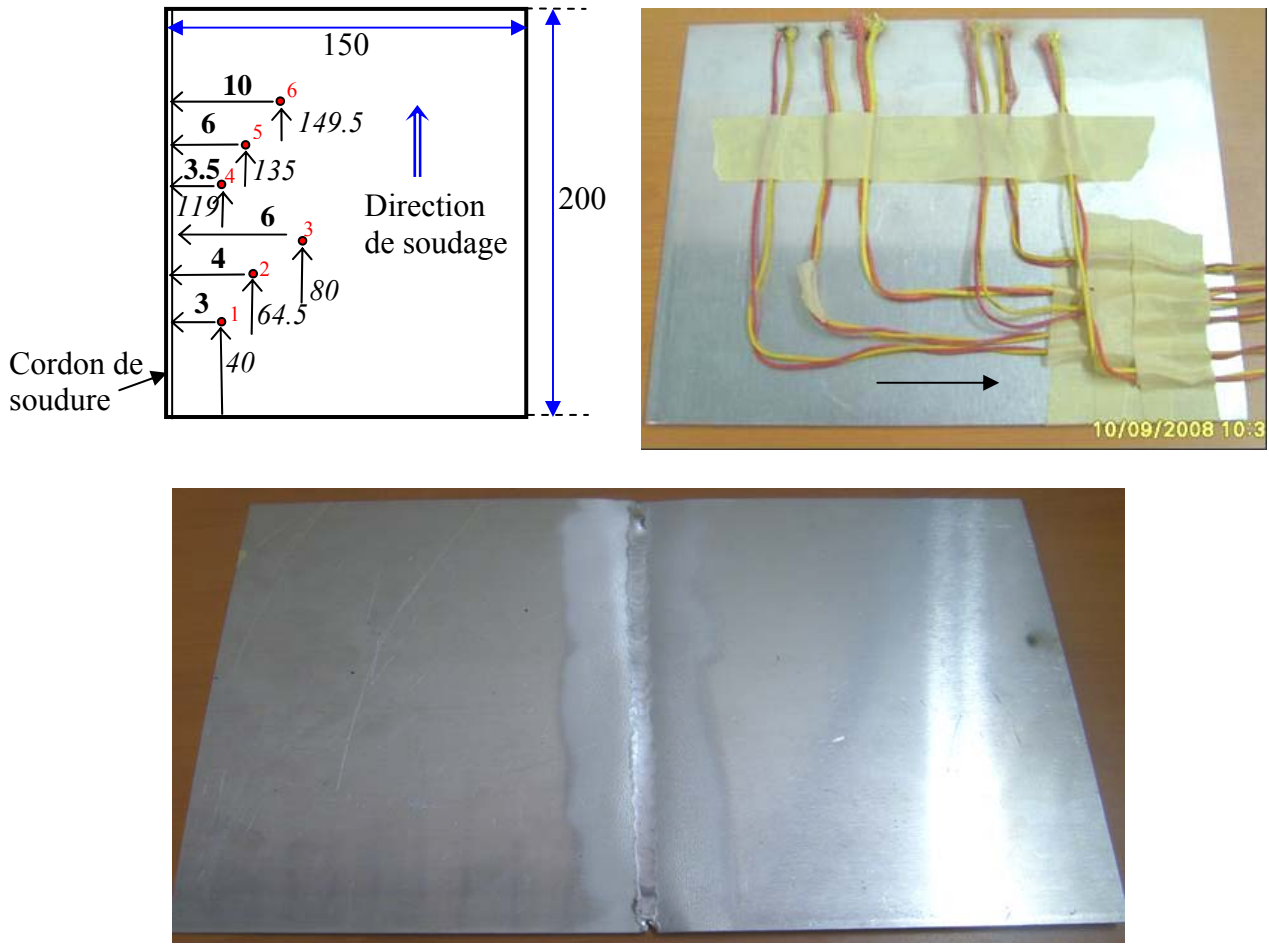


Figure III.12 a,b : Exemple de la tôle A2 (Alu 2017 1.5mm) ; a/ Positions d’implantation des thermocouples, b/ vu dessus après soudage

3) Troisième essai de soudage

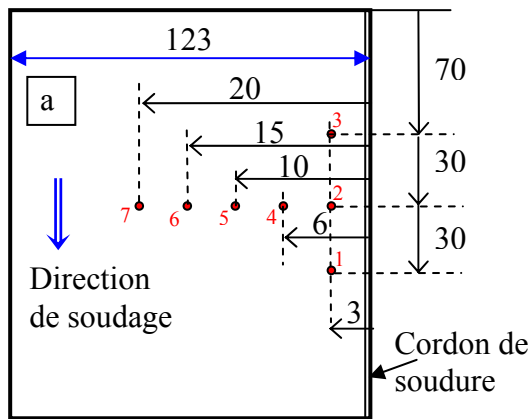
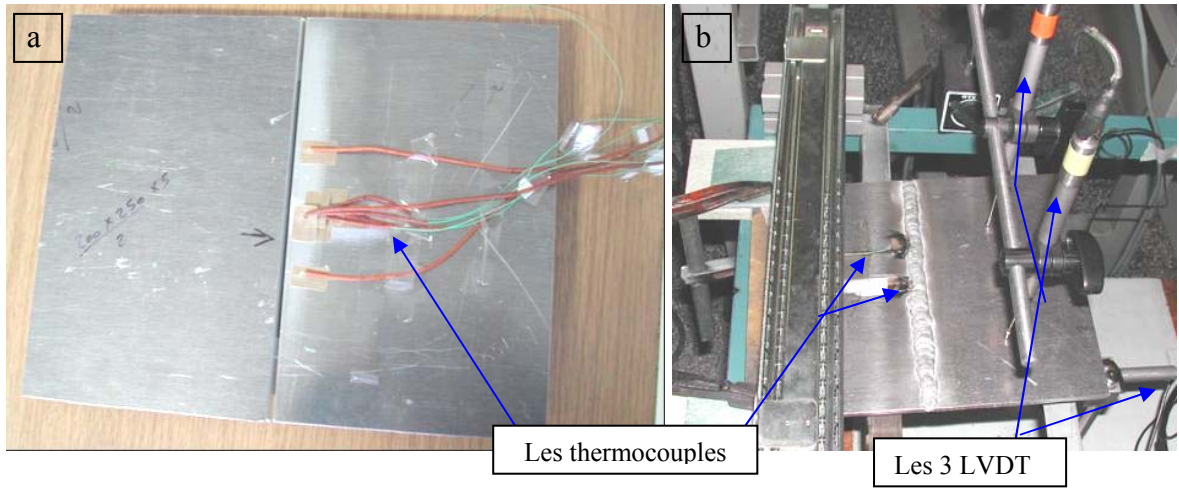
Les paramètres de soudage des tôles d’épaisseurs 5.0 mm de chaque expérience (C1, C2) (mono passe normale et celle de la réparation) sont récapitulés dans le tableau III.6. Le métal d’apport est la nuance AA-5356 de diamètre 3mm. La réparation de la tôle C1 est noté C2.

Cette étape de réparation est faite suite à des défauts décelés par un contrôle radiographie. Les dimensions des tôles sont : 200x123x5 mm<sup>3</sup>.

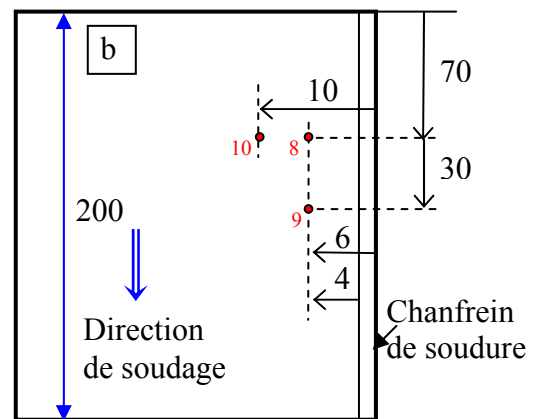
La figure III.13 représente cette tôle C1 par ses deux faces et les thermocouples implantés (en nombre de 10 ) sur les deux faces. Un chanfrein est usiné sur chaque bord de la tôle afin de le remplir par le métal d’apport en une seul passe.

Tableau III.6 : Paramètres de soudage de la tôle d’épaisseur 5mm, C1 et C2.

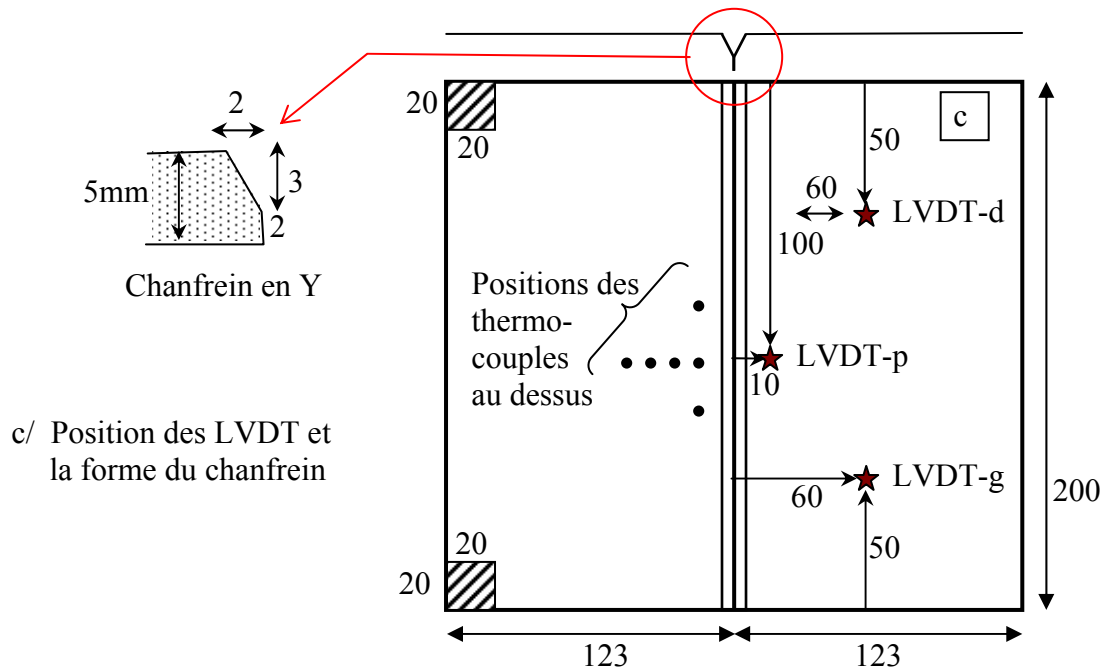
Type de Passe/ tôle	Intensité I (A)	Tension U (V)	Temps t (s)	Longueur cordon	Largeur cordon	Vitesse (mm/s)	Diamètre électrode	Débit Argon (L/mn)
Normale, C1	146	14-15	115.20	195±1	8-9	1.68	2.4	8
Réparation, C2	115-114	12.5±1	96.53	131±1	7.5±0.5	1.35	2.4	8



a/ Face arrière de la tôle



b/ Face avant de la tôle



c/ Position des LVDT et la forme du chanfrein

Figure III.13 a,b,c : Position d'implantation des thermocouples et les LVDT sur les faces de la tôle C1 ainsi que la forme du chanfrein

III.4.4.1.b Alliage d'aluminium série 2024-T3 et série 7075-T6

- Paramètres de soudage

Les paramètres de soudage des tôles (D1,D2) d'épaisseurs 1.2 mm sont récapitulés dans le tableau III.7. Le tableau III.8 récapitule les paramètres de soudage des tôles (D3, D4). La tôle D3 à un cordon inclinait par rapport ses frontières.

Tableau III.7 : Paramètres de soudages des nuances 2024-T3 et 7075-T6, (ép<2mm).

Tôles et leurs épaisseurs (mm).	Intensité I (A)	Tension U (V)	Vitesse (mm/s)	Longueur cordon	Largeur cordon	Temps t (s)	Diamètre électrode	Débit Argon (L/mn)
D1 : 2024-T3 (1.20 mm)	36	15	1.78	≈ 146.0	4.5 - 5.0	82	1.2	6
D2 : 7075-T6 (1.18 mm)	38	17	1.23	≈ 128.0	5 - 6	104	1.2	6

Tableau III.8 : Paramètres de soudage de la nuance 2024-T3, (ép ≥ 2mm).

Tôle et son épaisseur (mm).	Intensité I (A)	Tension U (V)	Vitesse (mm/s)	Longueur cordon	Largeur cordon	Temps t (s)	Diamètre électrode	Débit Argon (L/mn)
D3 : 2024-T3 (2.0 mm)	59	15	2.24	≈ 215	7- 7.5	96	1.2	7
D4 : 2024-T3 (3.0 mm)	92	12	1.62	140±1	7-8	86.50	1.6	8

- Caractéristiques géométriques :

- Tôle D1: Longueur : Ly=154 mm ; Largeur : Lx=150 mm ; Epaisseur : ép.=1.20 mm.
- Tôle D2: Longueur : Ly=140 mm ; Largeur : Lx=125 mm ; Epaisseur : ép.=1.18≈1.20 mm.
- Tôle D3: Longueur : Ly=200 mm ; Largeur : Lx=299 mm ; Epaisseur : ép.= 2.00 mm.
- Tôle D4: Longueur : Ly=151 mm ; Largeur : Lx=100 mm ; Épaisseur : ép.= 3.00 mm.

- d- Implantation des thermocouples et enregistrement des cycles thermique

Le positionnement des thermocouples est illustré par les figures III.14 et III.15 respectivement avec les nomenclatures correspondantes.

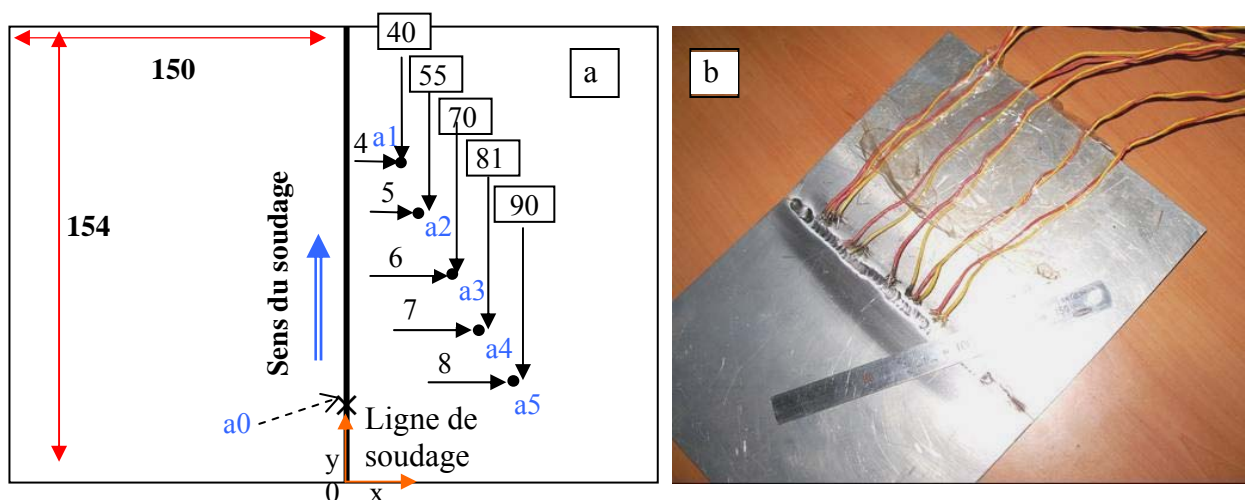


Figure III.14a,b : a/ Position d'implantation des thermocouples de la tôle D1 (2024-T3) et ses dimensions ; b/ Exemple de la tôle D1 après le soudage.

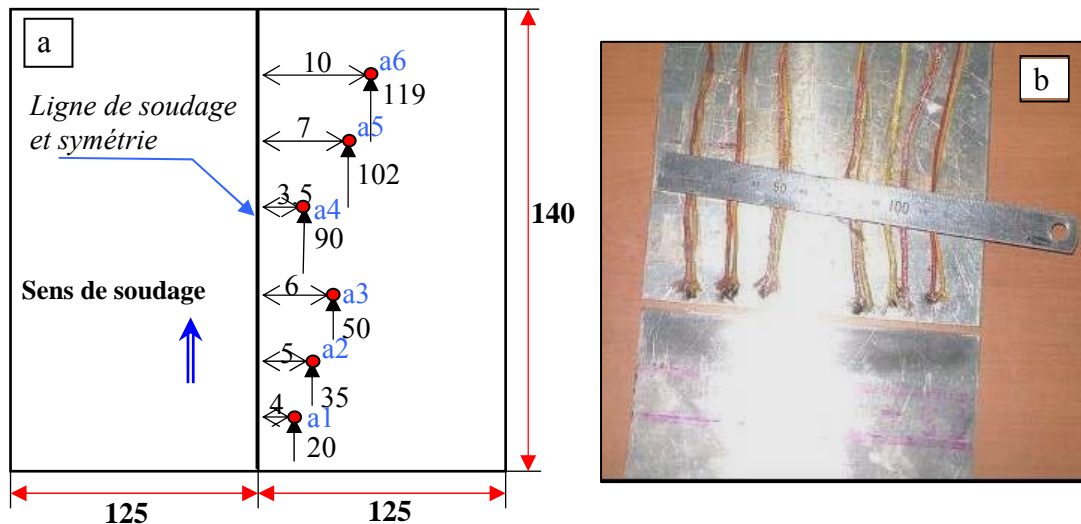


Figure III.15a,b : Positions des thermocouples sur la tôle D2 (7075-T6) et nomenclateurs.  
a/ Les dimensions sur la tôle D2, b/ Exemple de la tôle D2 avant le soudage

### III.4.4.2 Selon l'effet des paramètres de soudage

#### III.4.4.2.a Effets du changement de la puissance et de la vitesse de soudage

Pour étudier l'effet de changement de la puissance (énergies spécifique) et de la vitesse de soudage sur la pénétration et la largeur du cordon, on a réalisé cinq (5) cordons sur une tôle d'alliage d'aluminium (2017-T4) d'épaisseur 5mm et de dimensions 300\*100 mm<sup>2</sup> (figure III.16). Le soudage est manuel et sans métal d'apport. Les paramètres utilisés sont récapitulés dans le tableau ci-dessous, répandant aux marges indiquées dans les abaques de l'annexe C. Le gaz de protection d'Argon est du même débit sur tous les cordons qui est "8.0 L/mn".

L'énergie spécifique (linéaire) est donnée par :

$$E = \frac{Q}{|\vec{v}|} = \frac{I.U.\eta}{v} \text{ (J/m) ;}$$

Avec le rendement  $\eta = 65\%$ .

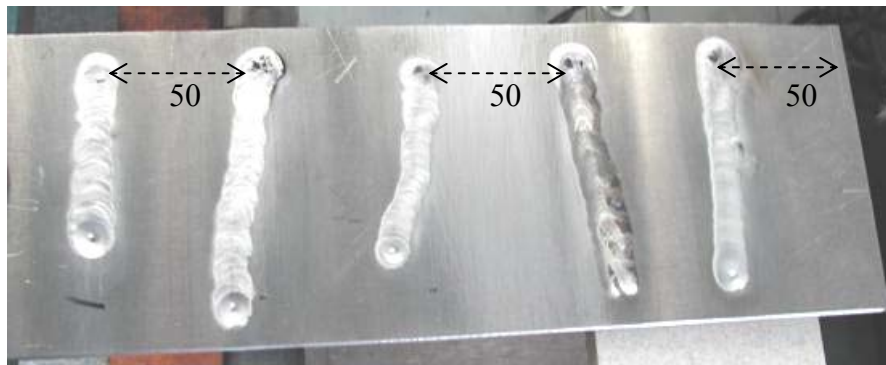


Figure III.16: les cordons de soudure obtenus par les différents paramètres de soudage

Tableau III.9 : Paramètres de soudage à différentes intensités

	Intensité $I$ (A)	Tension $U$ (V)	Temps $t$ (s)	Longueur cordon (mm) $\pm 1$	Largeur cordon (mm) $\pm 0.5$	Vitesse $\bar{v}$ (mm/s)	Energie linéaire $E$ (J/mm)
Cordon N° 1	160	15 $\pm$ 0.5	46.56	55	12-13	1.18	1220.34
Cordon N° 2	140	12.5 $\pm$ 0.5	40.77	59	9.5-10	1.44	729.16
Cordon N° 3	120	13 $\pm$ 0.5	35.41	78	9-9.5	2.20	425.45
Cordon N° 4	160	15-16	49.45	72	10-13	1.45	993.10
Cordon N° 5	160	14 $\pm$ 0.5	32.27	79	10-11	2.44	550.82

L'ordre des opérations du soudage est illustré selon les numéros des traits par le schéma suivant (figure III.17). On sépare ces opérations par un léger temps de refroidissement ( $\approx 2-3$  mn).

Une fois les traits sont fusionnés et soudés à différentes énergies, on découpe un échantillon de chaque cordon puis on procède à une caractérisation métallographique de sa face transversale pour avoir une idée sur la pénétration et la largeur du chaque cordon.

Pour cela, on procède au premier lieu aux préparations métallographiques des échantillons (polissage progressif puis une attaque chimique convenable type *Keller*) permettant de révéler les différentes zones du cordon. Ainsi par le microscope optique (MO), on procède à l'analyse métallographique de ces cordons. On peut aussi mesurer par la suite quelques filiations de la microdureté.

Un exemple d'échantillon du trait N°3 à analyser est illustré, (figure III.17).

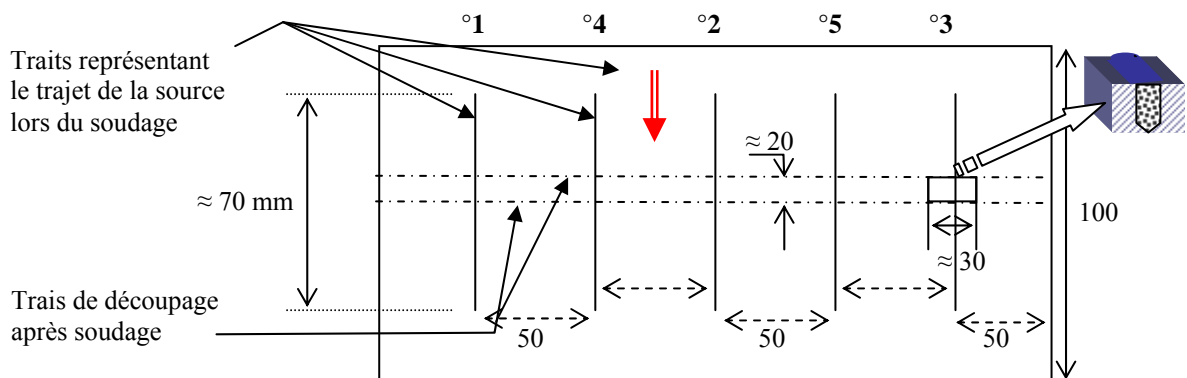


Figure III.17 : Schéma illustratif des traits de soudage à différentes intensités et leur ordre

## **CHAPITRE IV**

### **RESULTATS ET VALIDATION**

#### **Sommaire**

---

#### **IV.1 Introduction**

#### **IV.2 Résultats obtenus pour l'acier inoxydable et validation**

##### IV.2.1 Résultats obtenus avec la Méthode des Volumes finis (MVF)

*IV.2.1.a Contours isothermes et champs thermiques*

*IV.2.1.b Cycles thermiques et comparaison expérimentale*

##### IV.2.2 Résultats obtenus avec la Méthode des Éléments Finis (MEF)

*IV.2.2.a Calcul bidimensionnel (2D)*

1- Effet du changement de maillage sur la convergence des résultats

2- Effet du changement des rayons du modèle source Bi-elliptique (rx, ryav et ryar)

3- Résultats retenus et comparaison

*IV.2.2.b Calcul Tridimensionnel (3D)*

1- Contours isothermes et champs thermiques

2- Flux thermique

3- Cycles thermiques et comparaison

#### **IV.3 Résultats obtenus pour l'alliage d'Aluminium et validation**

##### IV.3.1 Résultats obtenus avec la Méthode des Volumes finis (MVF)

*IV.3.1.a Contours isothermes et champs thermiques*

*IV.3.1.b Cycles thermiques expérimentaux et comparaison*

##### IV.3.2 Résultats obtenus avec la Méthode des Éléments Finis (MEF)

*IV.3.2.a Étude de la convergence et les résultats retenus*

*IV.3.2.b Contours isothermes et champs thermiques*

*IV.3.2.c Flux thermique*

*IV.3.2.d Cycles thermiques et comparaison expérimentale*

#### **IV.4 Résultats expérimentaux complémentaires**

##### IV.4.1 Cycles thermiques et courbes de déplacement en tension de quelques tôles soudées

*a/ Alliage d'Aluminium 2017-T4 (Tôles B1 d'ép. 3mm et C1 d'ép. de 5 mm).*

*b/ Alliage d'Aluminium 7075-T6 (Tôle D2) et 2024-T3 (Tôle D3)*

#### **IV.5 Conclusion**

---

## IV.1 INTRODUCTION

Dans ce chapitre, on présente les résultats de la simulation thermique, du procédé de soudage TIG, obtenus par les méthodes numériques MVF et MEF pour les métaux étudiés. Les résultats expérimentaux obtenus sont comparés avec ceux du modèle développé. Des résultats expérimentaux complémentaires concernant les cycles thermiques, la déformation verticale de quelques tôles soudées et l'effet de certains paramètres sont présentés.

## IV.2 RESULTATS OBTENUS POUR L'ACIER INOXYDABLE ET VALIDATION

Les simulations numériques sont faites avec les données du matériau (propriétés thermiques et physiques dépendant de la température - voir annexe C) et les paramètres de soudage expérimentaux. Ces simulations permettent de suivre l'évolution de la température aux endroits désirés des tôles à souder et donc de déterminer le champ de température à chaque instant et les cycles thermiques. On déduit ainsi l'étendue des zones à risque (ZAT et ZF) selon les différentes méthodes menées.

### IV.2.1 Résultats obtenus avec la Méthode des Volumes finis (MVF)

Les tôles d'acier à souder étant minces, on effectue donc un calcul bidimensionnel. Le modèle du bain de fusion considéré est de forme *bi-elliptique* et la distribution du flux de chaleur est de forme *Gaussienne*. Les paramètres géométriques de ce modèle sont tirés des travaux référenciés [Aissani 2008a] :  $r_{yav} = 3.0$  mm;  $r_{yar} = 6.0$  mm;  $r_x = 3.0$  mm.

Les dimensions des tôles et les paramètres de soudage sont ceux indiqués au tableau III.4 de l'essai N°2 (et § III.4.3.1). Les principaux paramètres sont :  $I = 35$  A,  $U = 10$  Volts,  $\eta = 0.6$  et  $v = 3.43$  cm/mn.

Le maillage global utilisé (de type « H ») contient 6161 nœuds ( $n_{nx} * n_{ny} = (30+31) * 101$  nœuds). On opte pour un maillage distinct dans les différentes zones de la soudure. Un maillage très fin à la frontière de la ligne de soudage est réalisé où l'évolution très rapide de la température doit être captées (figure II.6). Notre programme de calcul (élaboré sous C++) est exécuté et la convergence des résultats est obtenue pour une précision désirée de  $\epsilon = 10^{-3}$ .

#### IV.2.1.a Contours isothermes et champs thermiques

Les figures IV.1a,b et c présentent, à trois instants différents du soudage des tôles ( $t = 41$ s, 82s et 120.2s), les contours isothermes et les champs de température sur l'une des tôles assemblées. Ces champs retracent la trajectoire de la source de chaleur et l'évolution thermique en 3D. Les champs de température obtenus montrent qualitativement un bon accord avec l'expérience.

Ces simulations donnent de meilleurs résultats que ceux obtenus lors des travaux référenciés [Chaouch 2004, Aissani 2005b] avec une température au centre de la source de chaleur nettement supérieure à 2000 K; supérieure d'environ 20% à la température de fusion. Ce résultat est confirmé par les travaux de Eagar (1983), Goldak (1986) et Awang (2002). On constate aussi que les régions proches de la source sont soumises à des gradients de température très élevés, et le réseau d'isothermes est beaucoup plus dense en amont qu'en aval de la source de chaleur, ce qui se traduit par une montée en température (phase

d'échauffement) plus rapide que la descente (phase de refroidissement). Ceci s'explique par le fait qu'en amont le déplacement de la source et la diffusion de la chaleur ont le même sens alors qu'en aval ils sont opposés. Les étendues de la zone fondue (ZF) et de la zone affectée thermiquement (ZAT) peuvent être déterminées à partir de la répartition de température ; elles sont respectivement délimitées par leur température de fusion (en rouge sur la figure,  $T_f \approx 1700 \text{ K}$ ) et de modification métallurgique (en bleu sur la figure,  $T_m \approx 996 \text{ K}$ ). On en déduit que l'étendue de la ZAT est de **5mm** environ et celle de la ZF a une valeur approximative de **3.4 à 3.5mm**, qui sont des valeurs très proches de la réalité (voir figure IV.2, mesure de la microdureté). La correspondance entre les niveaux de graduation en couleurs et leurs valeurs en température ( $K$ ) est montrée sur le côté droit des figures 1a et 1b.

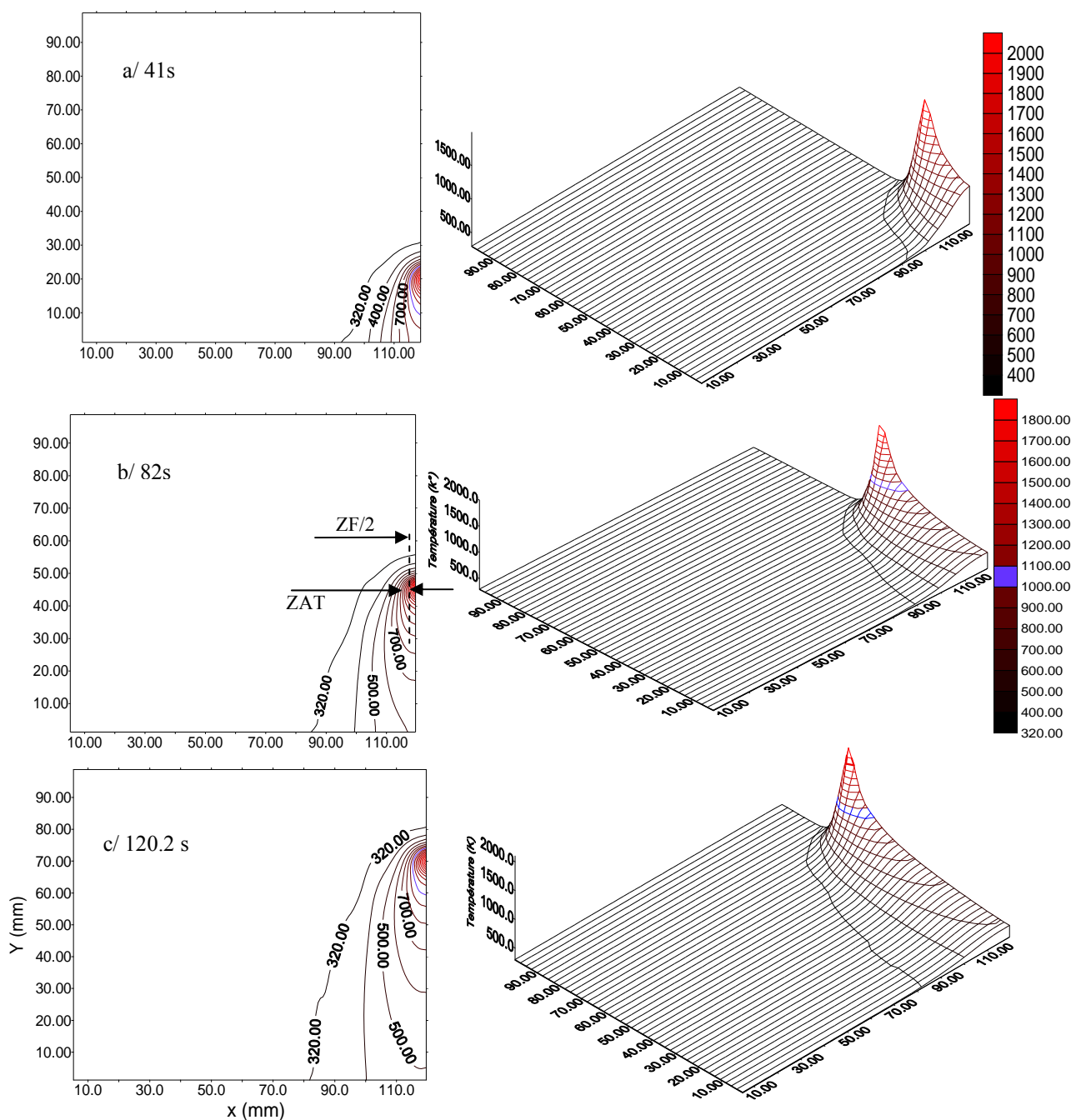


Figure IV.1a, b, c : Lignes isothermes et champs thermiques : a/  $t=41s$ , b/  $t=82s$  et c/  $t=120.2s$



La figure IV.2 montre l'évolution de la microdureté mesurée à partir du milieu du cordon d'une des deux pièces assemblées, à travers les différentes zones de la soudure. Les profils 1 et 2 sont mesurés entre la surface supérieure et inférieure de la tôle sur une coupe transversale. Les courbes d'interpolation de ces mesures sont des polynômes.

L'allure moyenne de la microdureté montre une diminution rapide (depuis une valeur égale presque **1.5** de celle du métal de base) de celle-ci dans la zone de fusion jusqu'à un minimum (inférieur d'environ **10%** de la microdureté du métal de base) situé vers le milieu de la ZAT, puis la microdureté remonte dans la seconde moitié de la ZAT pour rejoindre la valeur caractéristique de la microdureté du métal de base. De ce profil moyen de la microdureté, on peut déduire que  $ZF \approx 3.6$  mm,  $ZAT \approx 5.3$  mm, valeurs presque identiques à celles de la simulation numérique.

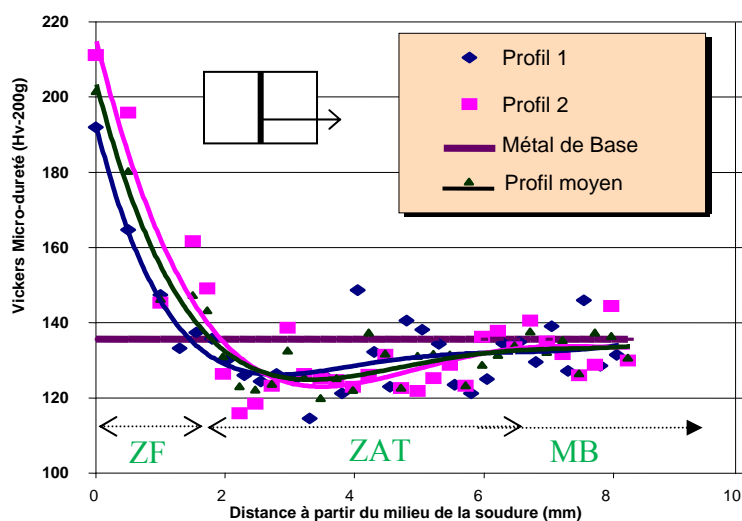


Figure IV.2 : Profils de microdureté à travers les zones ZF, ZAT et MB.

#### IV.2.1.b Cycles thermiques et comparaison expérimentale

Les relevés de température, avec les thermocouples A1 jusqu'à A5 en fonction du temps, sont présentés à la figure IV.3. On constate que l'allure globale des courbes est la même pour les cinq thermocouples. La température augmente rapidement en passant par un maximum, puis un refroidissement plus ou moins long au fil du temps. Le maximum présenté par les courbes a la forme d'un pic fin aux abords de la ligne de soudage et qui s'émousse (jusqu'à presque disparaître) et décroît au fur et à mesure que la position des thermocouples s'éloigne de cette ligne.

On constate aussi que la position sur l'échelle du temps des maxima des courbes de température (obtenues par les thermocouples A1 à A5 de la figure IV.3) est fonction des coordonnées du thermocouple sur la tôle soudée (abscisse et ordonnée) ; donc fonction de la vitesse de diffusion et de la quantité de la chaleur reçue de la source de soudage.

Il est prouvé par le décalage sur l'échelle du temps que les maxima de température sont obtenus par les thermocouples ayant la même ordonnée 'y' ((A1, A5) et (A2, A4)). Mais, ces cycles (décalés) sont toujours entourés et limités par les branches de la partie chauffage et

refroidissement des cycles ayant un pic supérieur. L'intervalle mineur à la figure IV.3 représente le temps entre deux tirets successifs sur l'axe du temps.

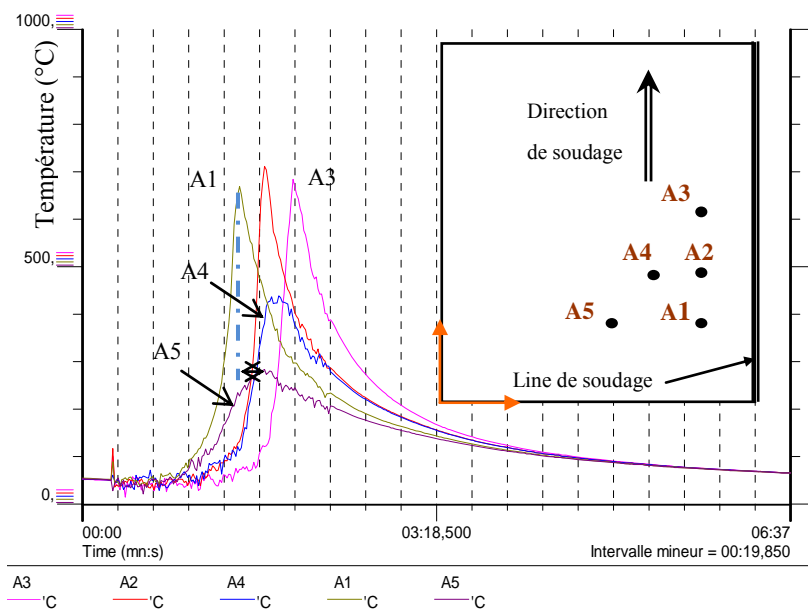


Figure IV.3 : Cycles thermiques expérimentaux de chaque thermocouple implanté.

La figure IV.4 montre des cycles thermiques obtenus de manière expérimentale et par calcul numérique (des points A1 et A3). On constate globalement une bonne concordance entre les résultats expérimentaux et ceux obtenus numériquement.

Pour les cycles expérimentaux, on remarque une petite différence au niveau du pic de température des thermocouples. Ceci est dû d'une part, à la difficulté d'avoir une position réelle de l'emplacement des thermocouples sur la plaque à égale distance de la ligne de soudage et d'autre part, à la technique de soudage non linéaire (le soudeur procède par un léger mouvement d'avance en zigzag ou balancier) et à une vitesse qui n'est forcément pas uniforme (dépend du manipulateur). Ces paramètres perturbent donc la quantité globale de chaleur apportée par le soudage en un point donné.

La différence de pente de fin de phase de refroidissement entre les cycles expérimentaux des deux thermocouples A1 et A3 provient certainement du fait que les conditions aux limites ne sont pas infinies. On constate par ailleurs une différence appréciable dans la fin de phase de refroidissement entre les cycles thermiques expérimentaux et ceux obtenus par calcul numérique. Cette différence est liée aux hypothèses du modèle numérique qui ne prend pas en compte de manière exacte les conditions environnementales réelles du soudage.

La figure IV.5 montre la notion de l'enveloppe de pics des cycles thermiques (de température  $\theta_i$ ) des points  $A_i$  du milieu du cordon de soudure, au cours du temps. La courbe présente une phase transitoire de chauffage très rapide puis la phase quasi-stationnaire d'évolution. Cette notion sera exploitée dans les calculs par la suite.

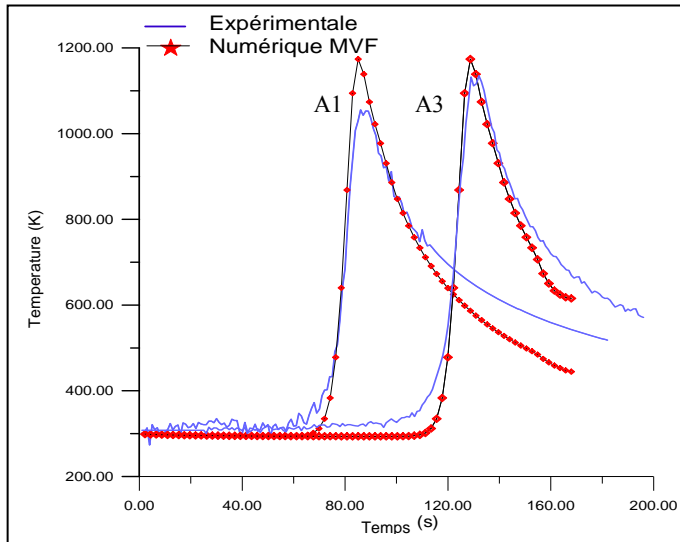


Figure IV.4 : Cycles thermiques expérimentaux et numériques des thermocouples A1 et A3.

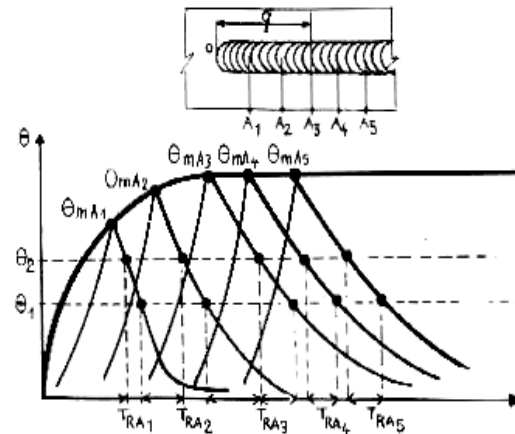


Figure IV.5 : Enveloppe de pics des cycles thermiques

## IV.2.2 Résultats obtenus avec la Méthode des Éléments Finis (MEF)

### IV.2.2.a Calcul bidimensionnel (2D)

#### 1. *Effet du changement de maillage sur la convergence des résultats*

La simulation par éléments finis induit des champs d'évolution discontinus de la fonction résultat inconnue. Les résultats évoluent donc en fonction du maillage adopté et convergent vers la solution exacte. Comme dans le cas de la méthode des volumes finis MVF, nous avons effectué plusieurs maillages afin d'obtenir celui le plus adapté à notre modèle de calcul. Différentes subdivisions du domaine en 2D ( $n_x$  et  $n_y$ ) et en 3D ( $n_x$ ,  $n_y$  et  $n_z$ ) ont été utilisées pour étudier la convergence des résultats, le pas du temps de soudage  $dt$  utilisé dépend de la subdivision  $n_y$ . Pour obtenir une solution la plus proche de la réalité, il est nécessaire d'affiner suffisamment le maillage des zones de fort gradient thermique. Nous avons utilisé une variable  $R_p$  qui représente le rapport entre la taille d'un élément de la frontière gauche (sur l'axe X) et celui de l'autre frontière liée à la ligne de soudage. Le type d'éléments finis utilisé est quadrangulaire.

La figure IV.6 montre un recueil de résultats de l'effet du changement de la taille du maillage sur l'évolution des maxima de la température du centre de la source (enveloppe des pics), au cours du soudage. Au début la subdivision  $n_x$  est fixée à 30 et le rapport  $R_p$  à 10 puis à 20 et on utilise les mêmes paramètres de la source de chaleur ( $r_x=4.0$  mm,  $r_{yav}=3.0$  mm et  $r_{yar}=8.0$  mm).

Pour une faible taille du maillage (jusqu'à  $n_y=50$ ), on constate que la solution présente des fluctuations et les résultats sont imprécis à cause du pas du temps assez grand par rapport aux caractéristiques du phénomène thermique. Pour  $n_y$  comprise entre 50 et moins de 200, les résultats sont sans fluctuations et présentent une bonne courbure de l'évolution des maxima de températures, les maillages utilisés dans ces cas sont acceptables. A partir de la valeur 200 pour  $n_y$ , la solution oscille et diverge (dans ce cas ANSYS arrête les calculs - courbes bleues)

et le pas de temps  $dt$  devient inférieur à une valeur critique ( $dt < 0.88/25 \approx 0.035s$ ) en dessous de laquelle la convergence n'est plus assurée dans le cas de notre configuration. Le meilleur compromis est donc le cas (60x120 avec  $R_p=20$ ).

Concernant le temps du calcul, il passe de quelques minutes pour les maillages de faibles tailles à des dizaines de minutes pour des tailles plus grandes, et jusqu'à plusieurs heures pour les calculs en 3D ; ceci en utilisant un processeur *i7-2640@ 2x2.8Ghz*.

A titre indicatif, les calculs d'optimisations d'une loi du comportement mécanique (à multiples variables) d'une soudure ont atteint 48 heures dans certains cas.

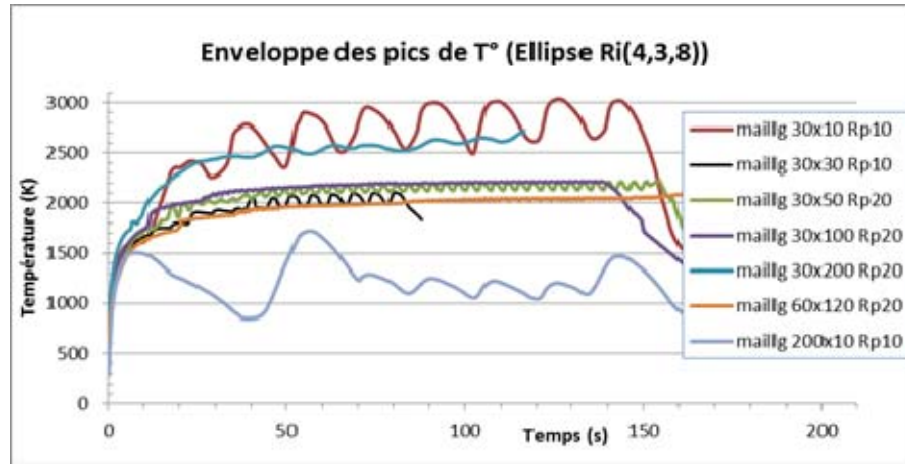


Figure IV.6 : Effet du changement du maillage sur la convergence des résultats thermiques.

## 2. Effet du changement des rayons du modèle source Bi-elliptique ( $r_x$ , $r_{yav}$ et $r_{yar}$ )

L'optimisation des paramètres géométriques de la source est un problème délicat qui n'est pas uniquement lié à la recherche d'une solution convergente, mais doit aussi vérifier les résultats expérimentaux tout en utilisant plusieurs paramètres géométriques en même temps. D'après la bibliographie, le rayon à l'avant de la source  $r_{yav}$  est choisi entre la moitié et le tiers du rayon de la partie arrière de la source thermique.

Les figures IV.7a et b donnent quelques résultats de l'évolution des maxima de températures du centre de la source en changeant les rayons de ce modèle de source de chaleur ( $r_x$ ,  $r_{yav}$  et  $r_{yar}$  successivement).

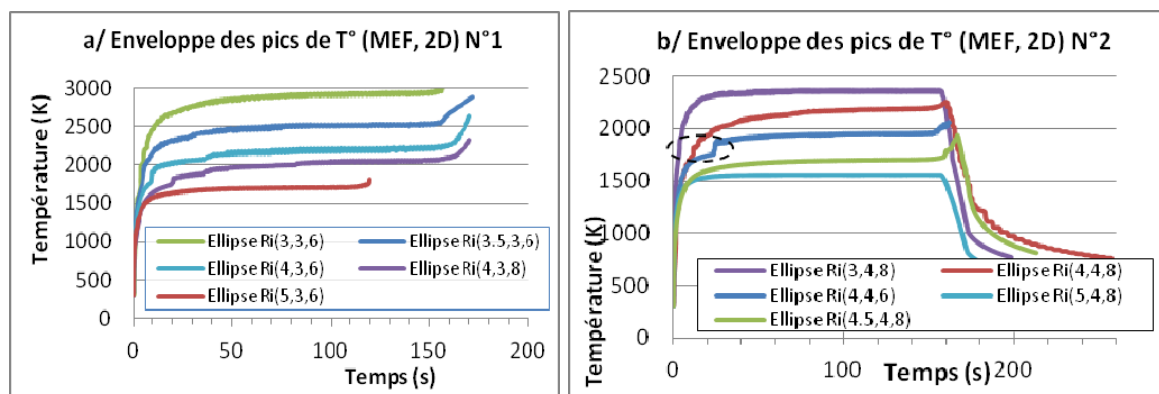


Figure IV.7a,b : Effet du changement des rayons du modèle source bi-elliptique sur l'évolution des maxima de température (la convergence des résultats thermiques).

On a présenté deux groupements pour le changement de rayons. En fixant pour le premier les rayons avant et arrière de la bi-ellipse aux valeurs de 3 et 6 mm respectivement (selon axe Y), et on fait varier le rayon transversal  $r_x$ . Pour l'autre groupement, les rayons avant et arrière prennent les valeurs de 4 et 8mm respectivement. Les résultats montrent que lorsque la valeur de  $r_x$  augmente, les températures des maxima de la phase quasi-stationnaire diminuent des valeurs où le bain de fusion est assez surchauffé ( $\approx 3000K$ ) vers des valeurs en dessous de la fusion ( $\approx 1500K$ ). Cette diminution globale de la chaleur introduite par la source est la conséquence de l'élargissement de la surface bi-elliptique (l'équation II.15).

La figure IV.7a montre d'une légère augmentation des maxima de température à la fin des courbes. Cela est dû à l'effet de bord et à la fin du soudage sans phase de refroidissement. La figure IV.7b montre clairement la diminution des maxima de température en fin de cycles (calcul sans la source de chaleur).

On constate sur les deux figures une augmentation spontanée des maxima aux environs de 1700 K pour les courbes dans les paliers supérieurs à cette dernière (phase quasi stationnaire). Cela est dû au changement de phases qui cause une variation de l'enthalpie à la température de fusion de ce matériau. Ce changement des propriétés physiques est illustré graphiquement à l'annexe C. On remarque également que le temps nécessaire pour atteindre la température de fusion est globalement de quelques secondes ( $\leq 6s$ ) et pour le régime quasi-stationnaire le temps nécessaire est de l'ordre de 20s. La meilleure combinaison retenue des valeurs des rayons de notre modèle est celle qui donne des maxima légèrement supérieurs à 2000 K.

### 3. *Résultats retenus et comparaison*

Le maillage final considéré est représenté à la figure IV.8. Ce maillage est composé de 7200 éléments et comporte 7381 nœuds. Les rayons optimisés de la source de chaleur sont :  $r_x=4.0$  mm ;  $r_{yav} = 3.0$  mm et  $r_{yar}= 8.0$  mm. Le maillage présente une diminution de la taille des éléments finis le long de l'axe X jusqu'à la ligne de soudage (grâce à un rapport utilisé de l'ordre de 20).

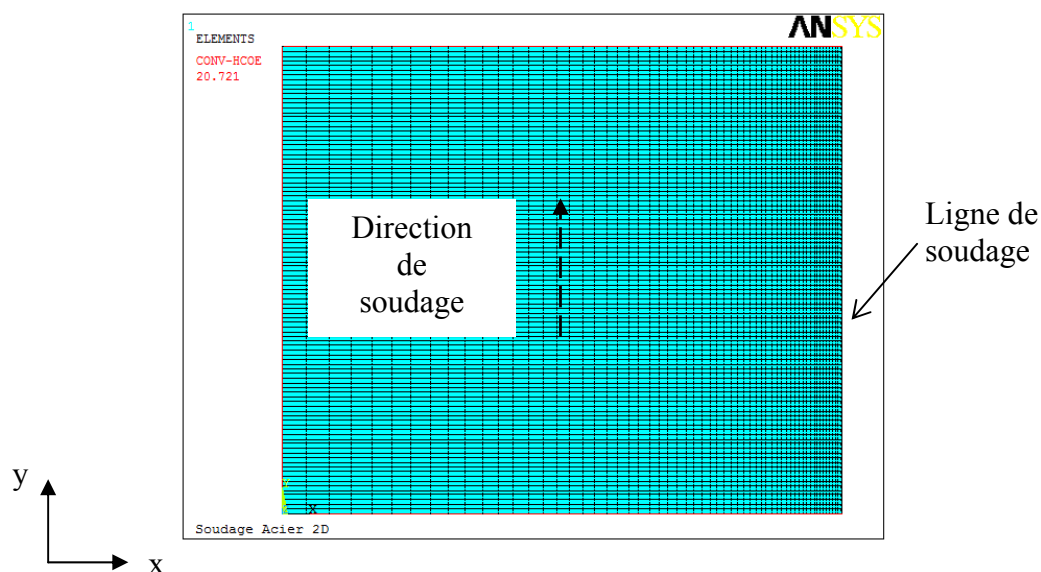


Figure IV.8 : Illustration du maillage de calcul.

3.a/ *Contours isothermes et champs thermiques*

Les figures IV.9a,b,c,d montrent la répartition de température par les contours isothermes et les champs des températures (cartographies thermiques) sur l'une des tôles assemblées, aux mêmes instants ( $t=41s$ ,  $82s$  et  $t=120s$ ) que pour le cas de l'utilisation de la méthode des volumes finis et on a rajouté l'instant  $160s$ . Ces champs thermiques montrent l'évolution de la température au cours du soudage et retracent la trajectoire de la source de chaleur. Les contours des résultats obtenus sont comparables à ceux obtenus par la méthode des volumes finis (figures IV.1), les températures maximales sont presque les mêmes.

Même constatation pour le cas de la méthode MVF, les régions proches de la source sont soumises à des gradients de température très élevés. Les lignes des isothermes sont beaucoup plus denses en amont qu'en aval de la source de chaleur, car la diffusion de chaleur et le déplacement de la source ont le même sens en amont opposé en aval.

Les étendues de la zone fondue (ZF) et de la zone affectée thermiquement (ZAT) pour ce calcul 2D sont de l'ordre de  $1.9 \times 2 = 3.8mm$  et  $5.2mm$ , respectivement. Ces valeurs sont proches de celles obtenues par la précédente méthode numérique MVF.

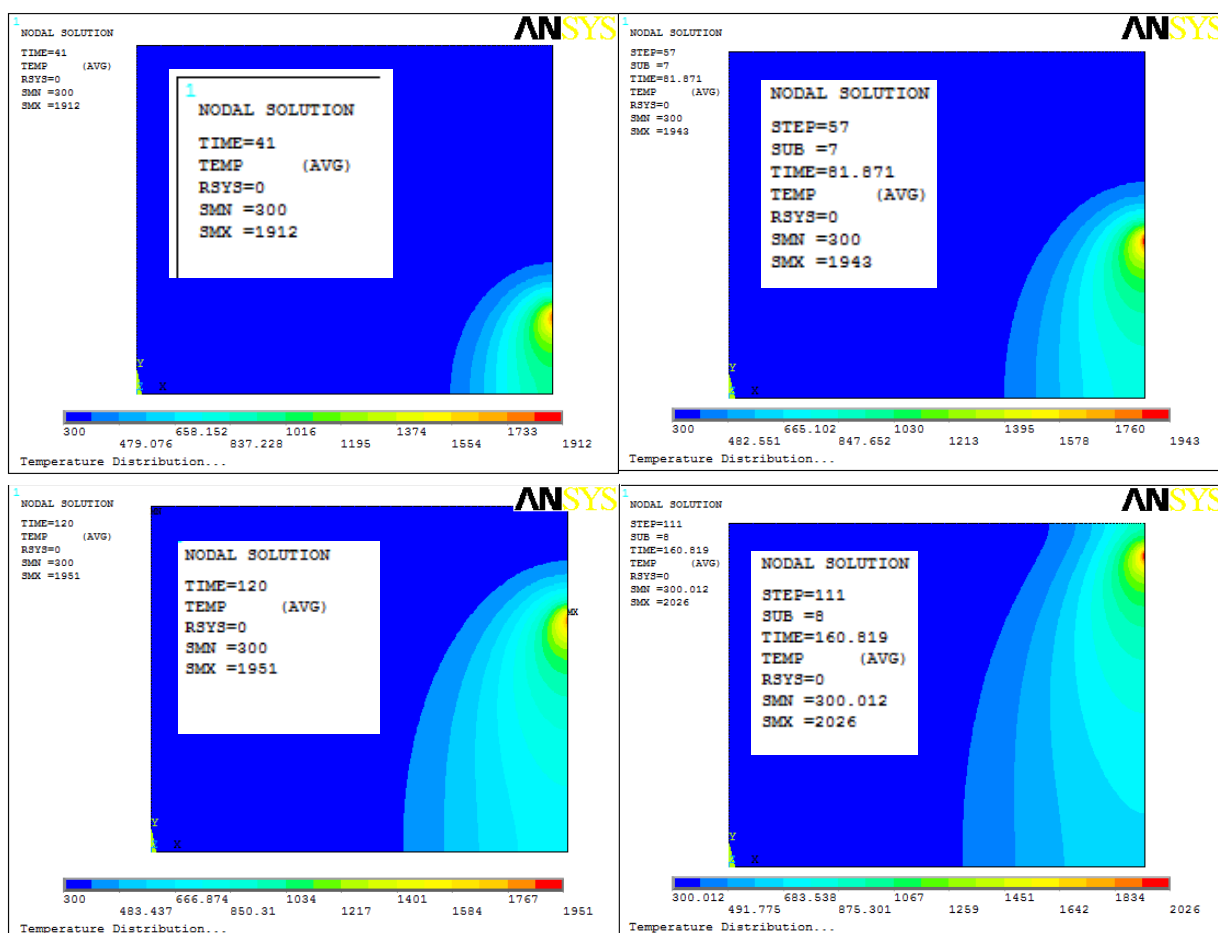


Figure IV.9a,b,c et d : Lignes isothermes et champs thermiques ;  
 a/  $t=41s$ , b/  $t=82s$ , c/  $t=120s$  et d/  $t=160.8s$

3.b/ Flux thermique (le vecteur densité de flux thermique)

Afin d’avoir une idée plus claire sur le transfert thermique interne par conduction dans la tôle soudée en présence des gradients thermiques importants, nous avons évalué le flux thermique traversant la tôle à travers son vecteur densité. Cette densité de flux thermique ( $\text{Watt/m}^2$ ) est exprimée par la loi de Fourier (équation II.2b). Elle dépend donc du gradient des températures. En utilisant la répartition thermique et par le code ANSYS, on détermine ce vecteur flux thermique ( $TF$ ) et ses composantes en 2D ( $TFX$  et  $TFY$ ) par les résultats suivants.

La figure IV.10 montre une répartition typique du vecteur densité à l’instant  $t=41s$ , ainsi qu’un agrandissement de la zone de concentration de ces vecteurs. On constate que les vecteurs s’orientent des points de haute température vers les points de basses températures (énoncé de Clausius) et du centre de la source vers le reste de la tôle mais perpendiculairement aux surfaces entourant la source.

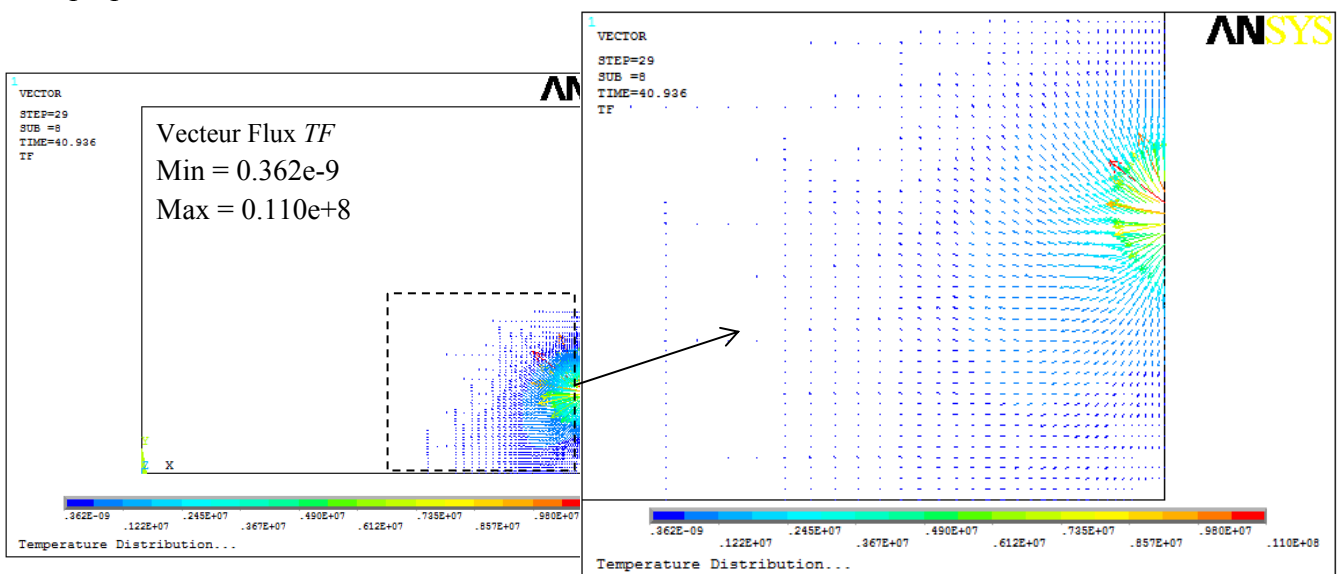


Figure IV.10 : Répartition des vecteurs  $TF$  densités de flux thermique avec agrandissement.

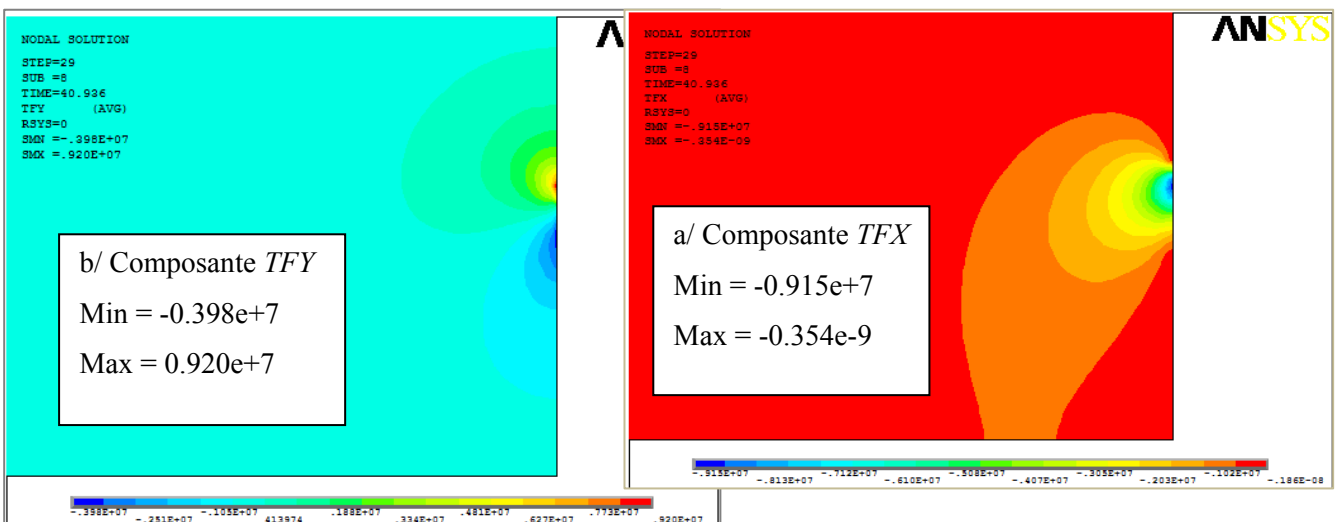


Figure IV.11 a,b : Champs de répartition des composantes du vecteur densité de flux thermique ; a/ Composante sur l’axe X ( $TFX$ ), b/ Composante sur l’axe Y ( $TFY$ ).

Ceci s'explique par la définition mathématique de ce flux qui est lié au gradient de température (loi de Fourier). Son intensité est maximale au centre de la source (elle est de l'ordre de  $11.0 \text{ Watt/mm}^2$ ) et diminue au fur et à mesure qu'il s'éloigne de celle-ci jusqu'à quelques milliwatt/ $\text{mm}^2$ . Ce vecteur d'intensité maximale est orienté d'environ  $45^\circ$  par rapport à la ligne de soudage et comprend les composantes  $TFX$  et  $TFY$ . La distribution des deux composantes est montrée sur la figure IV.11a,b. La répartition de la composante longitudinale  $TFY$  montre qu'en amont de la source on a des valeurs positives et en aval de cette dernière, les valeurs sont négatives (sens opposé) mais de du même ordre de grandeur. On remarque aussi pour la composante  $TFX$ , une concentration au centre de la source avec des intensités du même ordre que précédemment. Sur le reste de la tôle, les intensités sont proches de zéro.

### 3.c/ Cycles thermiques et comparaison

La comparaison entre les cycles thermiques obtenus expérimentalement pour les thermocouples A1 et A5 de la figure IV.3 et ceux obtenus par le calcul bidimensionnel (MEF) pour la même ordonnée, est montrée sur la figure IV.12. On constate globalement pour la phase de chauffage, une bonne concordance entre les résultats expérimentaux et ceux obtenus numériquement. Mais pour la partie de refroidissement, on remarque un décalage clair entre ces résultats, cela est dû au fait que la simulation 2D (par ANSYS) ne permet pas d'avoir un refroidissement suffisant sur les surfaces de la tôle (supérieure et inférieure) afin d'approcher au mieux les courbes expérimentales. La figure montre aussi une courbe d'un cycle numérique d'un point situé au milieu de la zone fondue A0. Ce résultat nous donne une information sur l'ordre de grandeur de la température ( $\approx 2050\text{K}$ ) en ce point qui n'est pas accessible pour la mesure expérimentale.

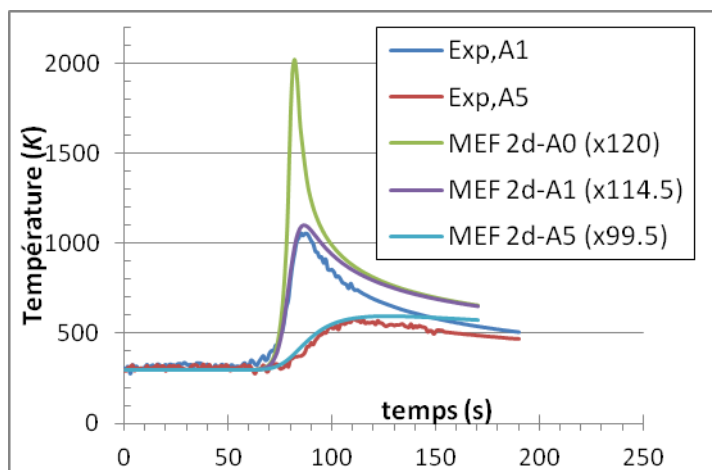


Figure VI.12 : Cycles thermiques expérimentaux et numériques des thermocouples A1 et A5 avec un cycle thermique numérique A0 du milieu de cordon à la même ordonnée.

### IV.2.2.b Calcul Tridimensionnel (3D)

La simulation tridimensionnelle permet de surmonter quelques hypothèses du calcul 2D et de se rapprocher au mieux de la réalité des phénomènes physiques. La figure IV.13 montre quelques résultats de l'effet de la taille du maillage sur l'évolution des maxima des cycles thermiques du centre de la source ainsi que le changement des paramètres géométriques de la



source de chaleur. Les mêmes constatations faites lors du calcul 2D peuvent être faites sur l'effet de ces paramètres en 3D où certaines combinaisons (taille du maillage ou rayons de la source) induisent des instabilités ou la divergence des calculs.

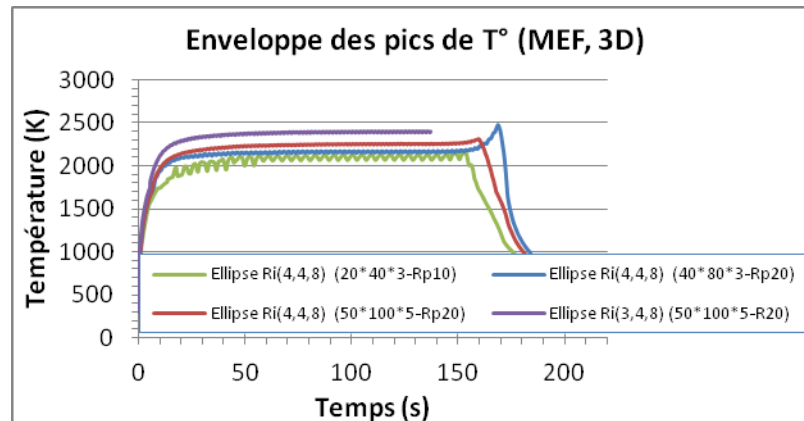


Figure IV.13 : Effet du changement du maillage et des rayons sur la convergence des résultats numériques en 3D.

Le maillage utilisé par la suite (figure IV.14a), comporte 25 000 éléments et 30 906 nœuds, avec un rapport Rp de l'ordre de 20. Les rayons choisis sont  $r_x=4.0$  mm ;  $r_{yav} = 4.0$  mm et  $r_{yar}= 8.0$  mm. Le temps de calcul est de l'ordre de 1h43mn12sec.

La figure IV.14b représente un exemple d'application de l'énergie de soudage par un chargement sur la demi-source de chaleur à la surface supérieure du maillage. On constate une graduation des couleurs de la source de chaleur à partir de son centre selon l'intensité de la distribution Gaussienne du flux.

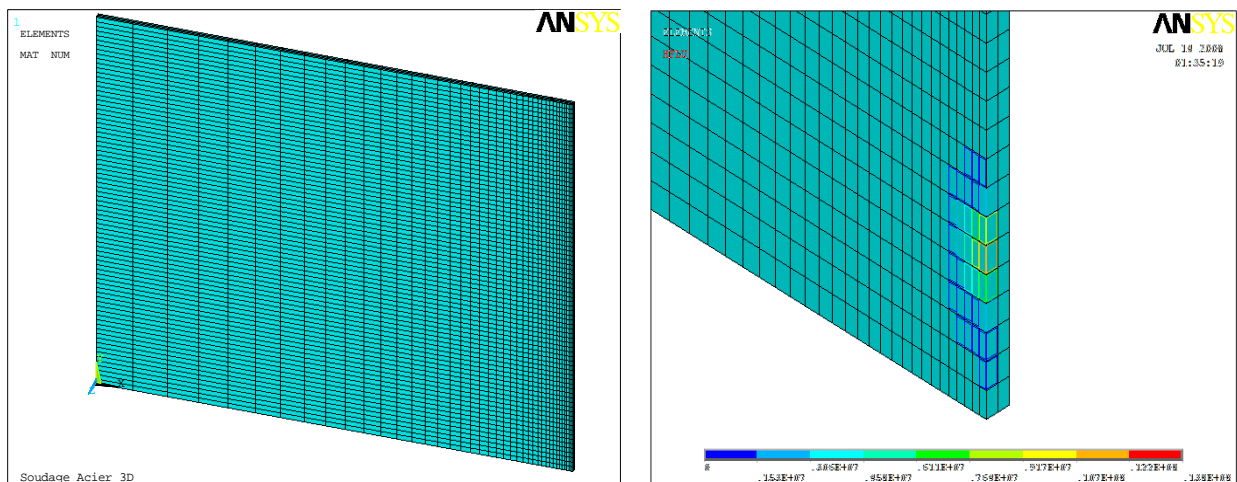


Figure IV.14a,b : Maillage du calcul 3D et exemple d'application de la source de chaleur.

### 1. *Contours isothermes et champs thermiques*

Les figures IV.15a,b,c,d présentent la répartition de température par les contours isothermes et les champs thermiques (cartographiques thermique) sur l'une des tôles assemblées, aux instants  $t=10.96s$ ,  $t=41.66s$ ,  $t=81.14s$ ,  $t=120.55s$ ,  $t=155s$  et  $t=171s$ . Ces champs thermiques montrent l'évolution de la température au cours du soudage et retracent la trajectoire de la source de chaleur. Les contours des résultats obtenus sont comparables à ceux

obtenus par le calcul 2D (figures IV.9) et par la méthode des volumes finis (figures IV.1), sauf que les températures maximales sont légèrement supérieures.

La figure IV.16 montre un zoom de la zone fondue ZF. On observe sa forme dans les trois directions (longitudinale, transversale et en profondeur) par la distribution de la température. On déduit donc directement ses dimensions : on a une distance de 1.9mm entre le bord et le point de la ligne isotherme de 1730K transversalement ; une longueur au milieu de ZF sur la surface supérieure de la tôle de l'ordre de 12.6mm et sur la surface inférieure de 8.2mm. Donc on a une fusion pleine pénétration. Ces résultats sont conformes avec la bibliographie.

#### Les étendues de ZF et ZAT :

Les étendues de la zone fondue (ZF) et de la zone affectée thermiquement (ZAT) sont déduites de la distribution de la température et les coordonnées des nœuds du maillage. Elles sont de l'ordre de  $2.1 \times 2 = 4.2\text{mm}$  et de  $7.7 - 2.1 = 5.6\text{mm}$ , respectivement. Ces valeurs sont très proches de celles obtenues par les précédentes méthodes numériques et expérimentales. On déduit que la MEF donne une très légère sur-estimation par rapport l'expérimentale, tandis qu'avec la méthode MVF, on a une sous-estimation.

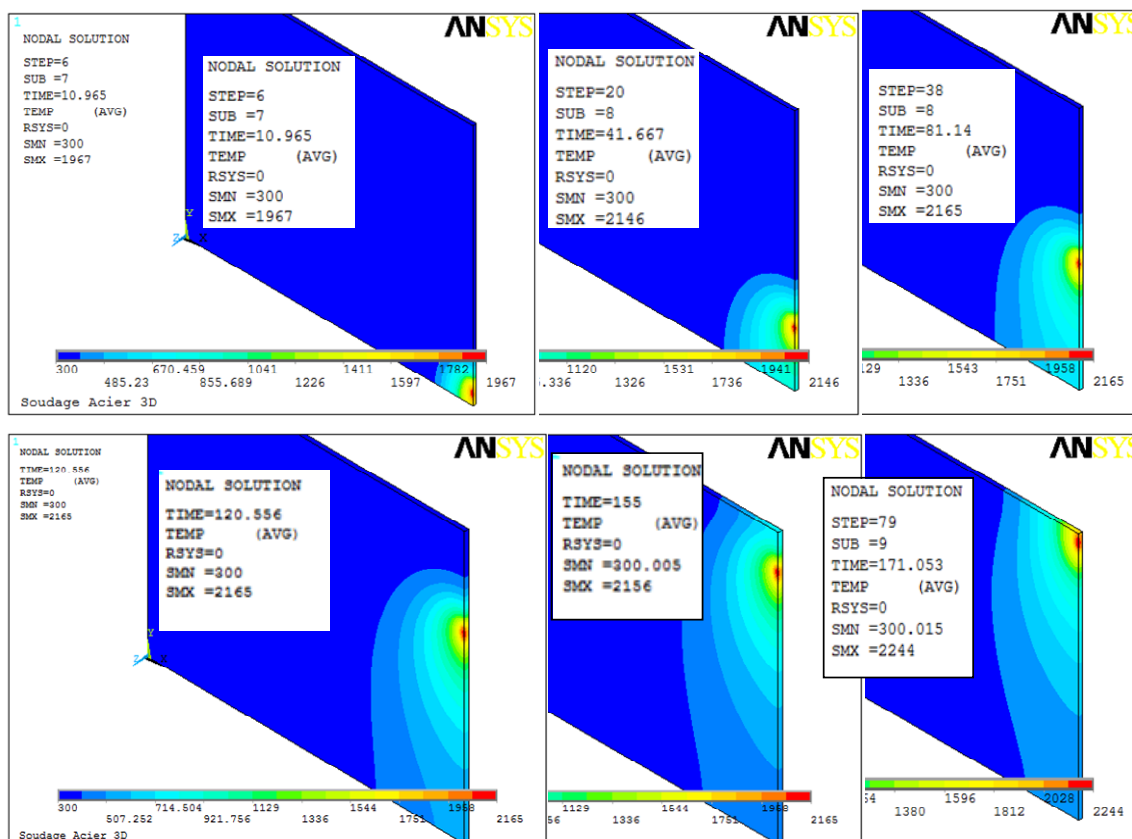


Figure IV.15 a,b,c,d,e et f : Lignes isothermes et champs thermiques à différents instants ;  
a/  $t = 10.96\text{s}$ , b/  $t = 41.66\text{s}$ , c/  $t = 81.14\text{s}$ , d/  $t = 120.5\text{s}$ , e/  $t = 155\text{s}$  et f/  $t = 171\text{s}$ .

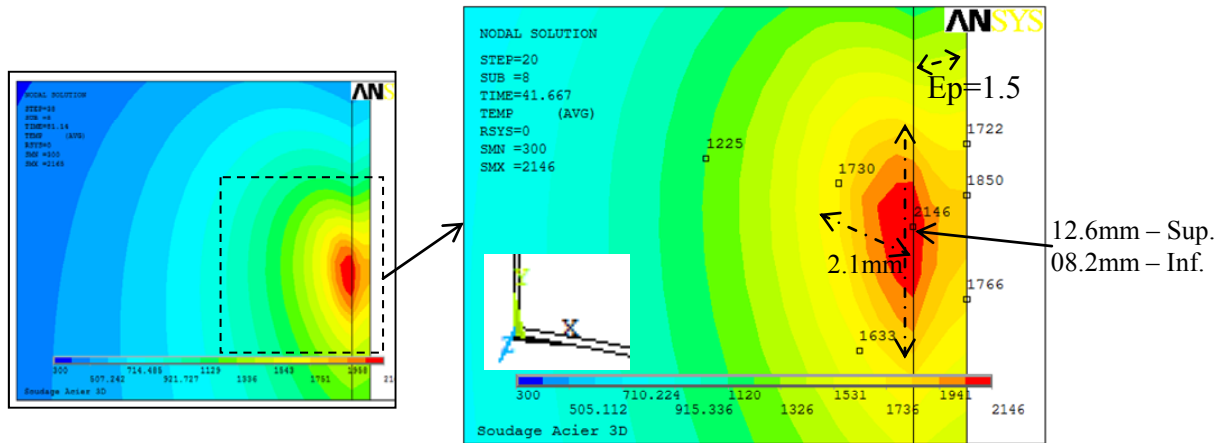


Figure IV.16 : Zoom sur la forme de la zone fondue ZF.

2. Flux thermique

Les figures IV.17a,b,c montre une répartition du vecteur densité du flux thermique à l’instant  $t=41s$  et un zoom de la zone de concentration de ces vecteurs. Ce résultat met en évidence l’importance des gradients thermiques et des cinétiques thermiques. Il nous informe sous l’aspect tridimensionnel, du sens réel de ces vecteurs densités de flux en chaque point. Nous déduisons que les vecteurs de grandes intensités sont orientés vers l’avant gauche et en profondeur (en amont de la source). D’autres vecteurs en aval de la source de faibles intensités sont orientés vers l’arrière gauche et en profondeur. Cela est justifié d’une part par la direction de la chaleur de l’arc électrique qui est orienté verticalement vers la tôle, et d’autre part, suivant que la vitesse de soudage et la diffusion de la chaleur ont le même sens ou opposé.

Nous remarquons que l’intensité maximale du vecteur densité de flux de chaleur voit sa valeur amoindrie par rapport à la simulation bidimensionnelle, vers une valeur de l’ordre de  $8.20\text{Watt}/\text{mm}^2$ . Ceci est justifié par l’effet tridimensionnel du phénomène et l’intervention de la troisième composante du flux ( $TFZ$ ).

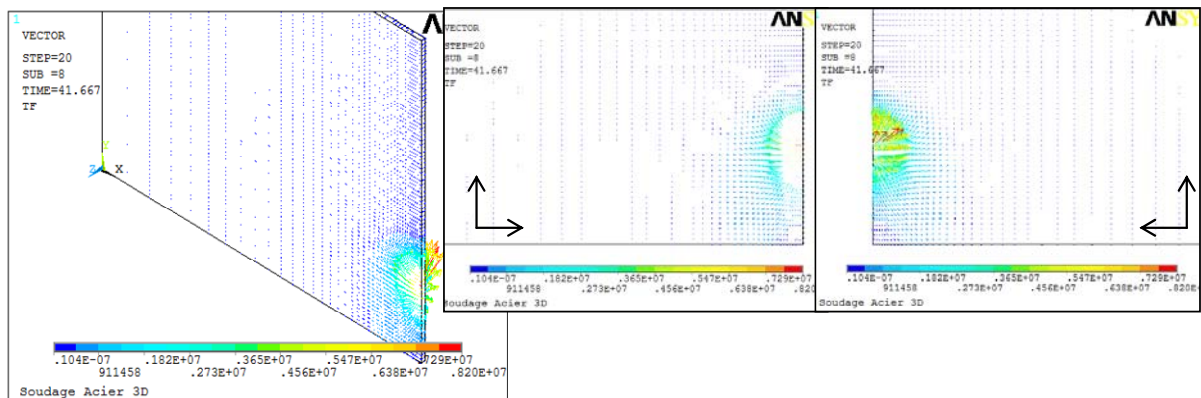


Figure IV.17a,b,c : Répartition en 3D des vecteurs densités de flux thermique  $TF$  avec agrandissement. a/ vu globale ; b/ vu de face supérieure et c/ vu de la face inférieure.

### 3. *Cycles thermiques et comparaison*

La figure IV.18a montre une comparaison entre les cycles thermiques obtenus par les calculs en éléments finis 3D et ceux obtenus expérimentalement pour les thermocouples A1 et A5. Les courbes des cycles obtenus numériquement sont en très bonne concordance avec les résultats expérimentaux. La vitesse de chauffage ainsi que l'évolution générale de la température de ces points sont correctement reproduites, sauf à la fin des cycles où il existe un léger décalage entre les résultats des deux techniques. Il est justifié par les hypothèses simplificatrices du modèle qui mérite encore une investigation. On constate comme auparavant, que les cycles ont une phase d'échauffement très rapide vers une température maximale et une phase de refroidissement relativement rapide.

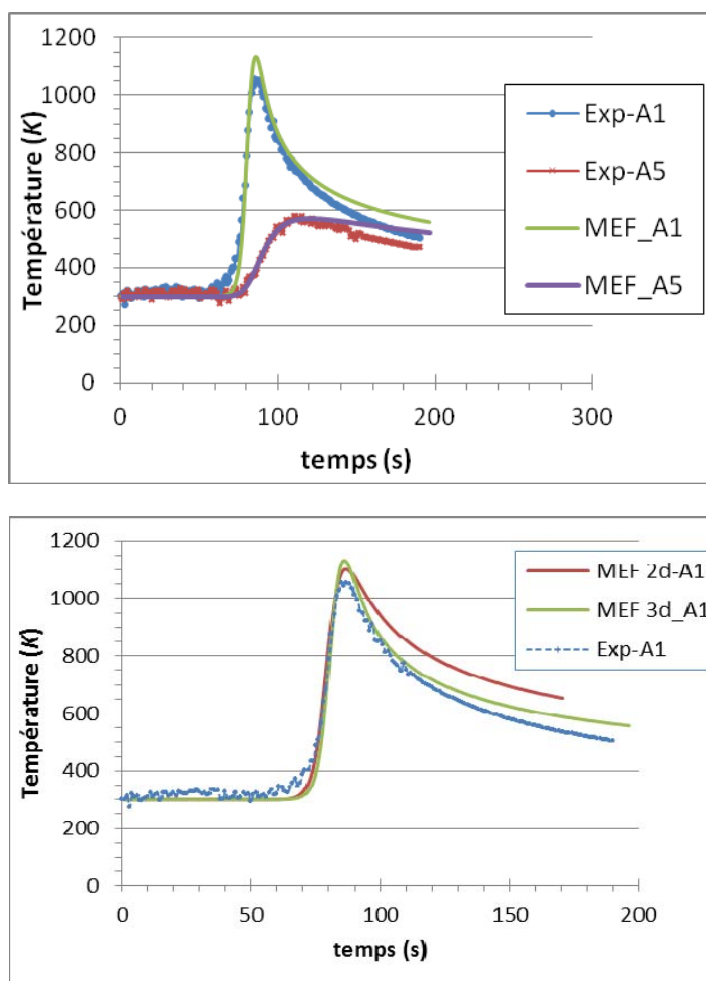


Figure IV.18a,b : Comparaison numérique et expérimentale des cycles thermiques des points A1 et A5 ; a/ comparaison avec le calcul 3D ; b/ comparaison avec le calcul 2D et 3D du point A1.

Les cycles thermiques à un même point A1 obtenus par le calcul de simulation en 2D, 3D et expérimental sont représentées sur la figure IV.18b. La différence remarquée à la fin des cycles est liée aux hypothèses utilisées par chaque modèle numérique. Si cette simulation en 2D a l'énorme avantage de diminuer la taille du problème, elle n'a pas la même précision qu'une simulation en tridimensionnelle (3D). Les courbes nous montrent le gain obtenu par la simulation 3D par rapport au 2D.

### IV.3 RESULTATS OBTENUS POUR L'ALLIAGE D'ALUMINIUM ET VALIDATION

La procédure menée pour résoudre le problème thermique de soudage TIG est la même que celle de l'acier. Delà, on ne considère qu'une seule nuance d'alliage d'aluminium à présenter ses résultats de simulation puis la comparaison avec ceux de l'expérimental. La nuance choisie est celle de la série 2024-T3 d'épaisseur 1.2 mm (tôle D1) dont les propriétés physiques sont données à l'annexe C.

Rappelant que les principaux paramètres de soudage sont :  $I = 36$  A,  $U = 15$  Volts,  $\eta = 0.65$  et  $v = 1.78$  mm/s. Le modèle du bain de fusion considéré est de forme *bi-elliptique* avec une distribution de forme *Gaussienne*. Le positionnement des thermocouples est indiqué sur la figure III.14a.

#### IV.3.1 Résultats obtenus par la Méthode des Volumes finis (MVF)

Nous avons fait une étude de convergence afin d'obtenir le maillage le plus adapté à notre modèle. Le maillage adapté est similaire au cas de l'acier et comporte 02 zones, dont celle la plus proche du cordon de soudure a un maillage plus raffinée. Le maillage contient 7171 nœuds ( $n_x * n_y = (30+41) * 101$ ). Les paramètres géométriques de la source sont  $r_{yav} = 3.0$  mm;  $r_{yar} = 6.0$  mm et  $r_x = 3.0$  mm.

##### IV.3.1.a Contours isothermes et champs thermiques

La dépendance des propriétés physiques de la température a un effet sur la distribution des champs thermiques. Dans l'étude, nous supposons dans un premier cas que les propriétés physiques sont constantes (Annexe C, tableau C.3), et ensuite dépendantes de la température (Annexe C, figure C.2).

##### 1- Propriétés thermiques constantes

Les figures IV.19a et b montrent le champ de température et les lignes isothermes respectivement au pas du temps  $t_0 = 80$ .

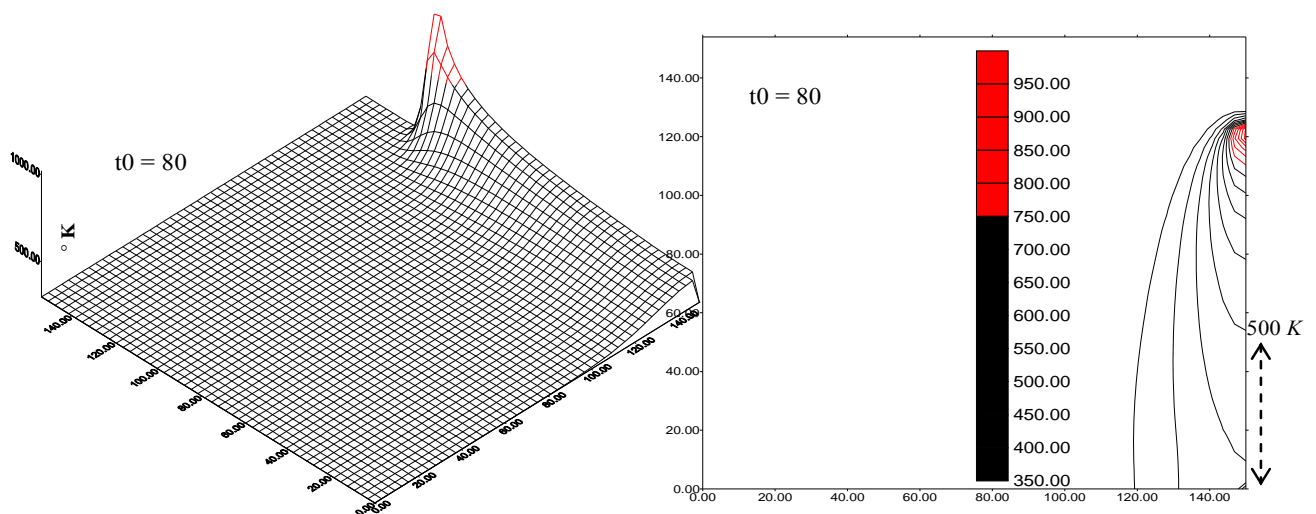


Figure IV.19a,b : Répartition du champ thermique et des isothermes calculés avec propriétés thermiques constantes à  $t_0 = 80$ , (temps = 77.0s)

## 2- *Propriétés thermiques variables*

La figure IV.20 représente une répartition du champ thermique pour  $t_0=20$ , calculée à partir des propriétés thermiques dépendante de la température.

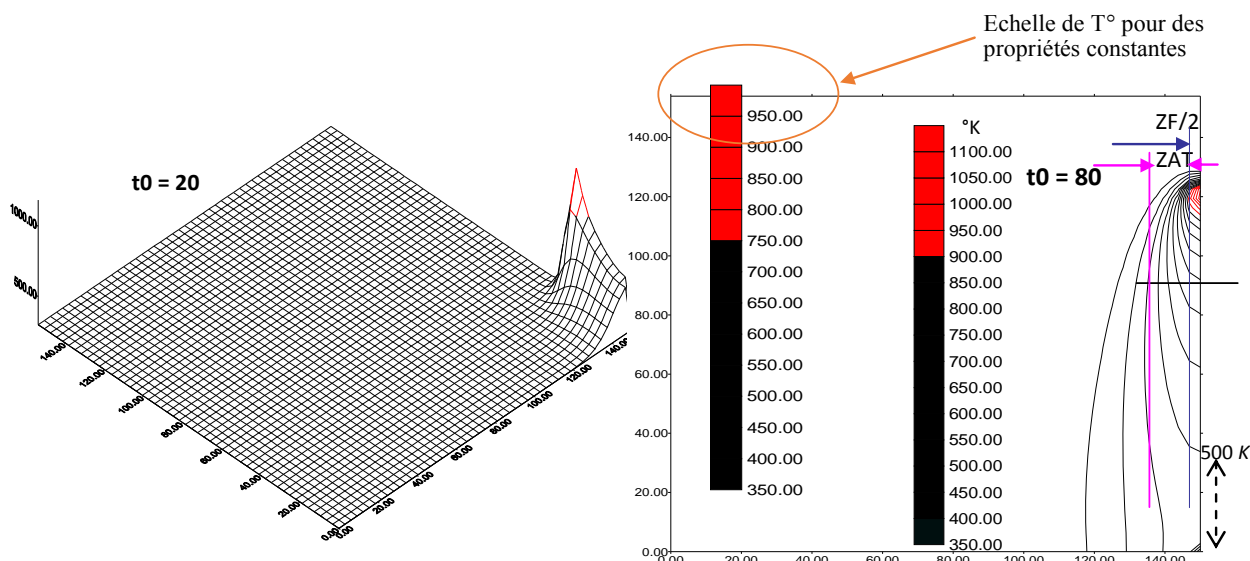


Figure IV.20 : Répartition du champ thermique à  $t_0=20$  (temps=18.5s)

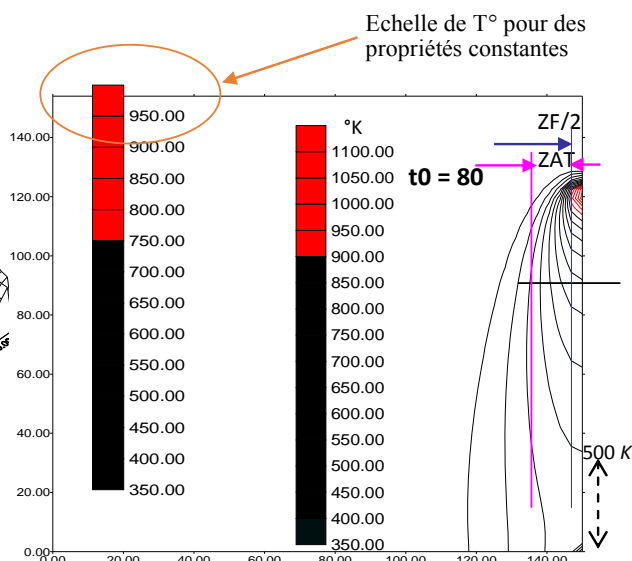


Figure IV.21: Répartition des isothermes et des échelles d'évolution thermique à  $t_0=80$  (comparaison à des propriétés thermiques différentes)

La figure IV.21 montre une répartition des isothermes au même pas du temps que le cas précédent (figure IV.19) avec leurs échelles de température. On remarque que le champ thermique et les isothermes sont élargis. Cela est illustré d'une part par le changement de la température du pic entre les deux échelles et d'autre part par l'exemple de l'isotherme de 500K qui s'est allongé de plus vers l'arrière de la source comparé au cas de la figure IV.19.

On peut déterminer à partir de la figure IV.21 l'étendue de la zone fondue (délimitée par la température de fusion 933K) et la zone affectée thermiquement (jusqu'à  $\approx 300^\circ\text{C}$  - ZAT<sub>570</sub>). Elles sont de l'ordre de **2 mm** pour la demi-ZF et de **13.5 mm** pour la ZAT<sub>570</sub>.

Pour le reste des calculs et pour la méthode MEF, on ne considère que le dernier cas.

### IV.3.1.b *Cycles thermiques expérimentaux et comparaison*

Les résultats expérimentaux des cycles thermiques enregistrés par les thermocouples sont représentés sur la figure IV.22. Les cycles expérimentaux mesurés aux points (x,y) d'implantation de ces thermocouples montrent des pics croissants.

La figure IV.23 montre une comparaison entre le résultat numérique et le résultat expérimental mesuré par le thermocouple 03 (point A3). On remarque que les parties de chauffage des cycles thermiques sont proche entre eux. Mais dans la partie de refroidissement, on constate un écart appréciable, dû probablement à la précision du calcul où à une légère différence entre les coordonnées du nœud utilisé et la position réelle du thermocouple qui nécessite un raffinement plus dense. On était limité en taille du maillage par la version de programme c<sup>++</sup> utilisé.

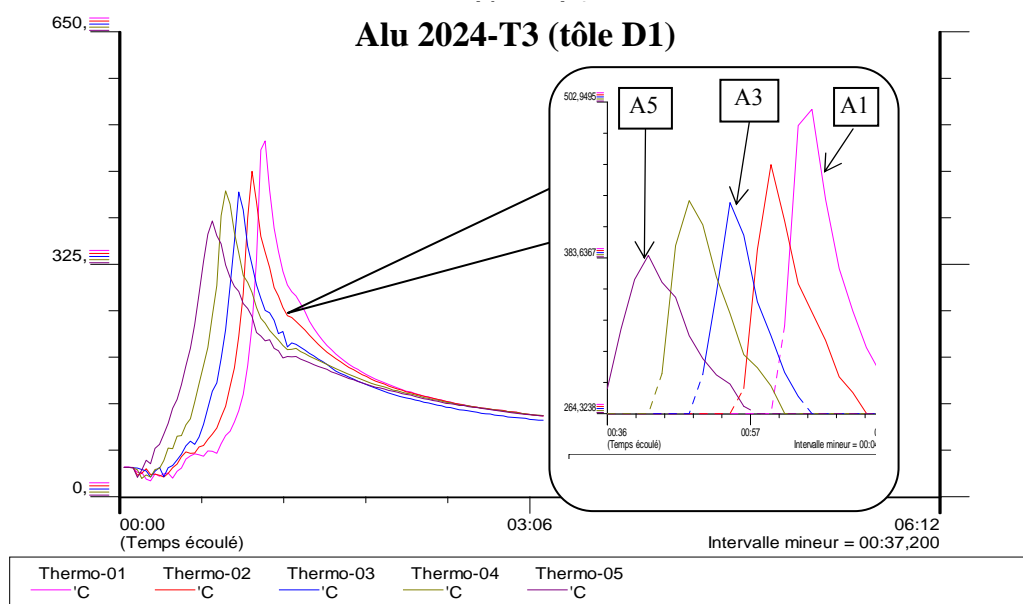


Figure IV.22 : Cycles thermiques enregistrés par chaque thermocouple sur la tôle D1.

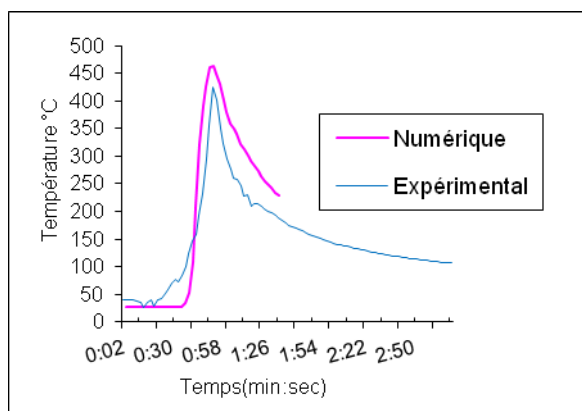


Figure IV.23 : Cycles thermiques numériques et expérimentaux au point A3.

### IV.3.2 Résultats obtenus avec la Méthode des Eléments Finis (MEF) et discussion

#### IV.3.2.a Étude de la convergence et les résultats retenus

Nous avons suivi la même procédure que pour l'utilisation de la MVF et le cas de l'acier. La taille du maillage et les paramètres géométriques de la source de chaleur ont été modifiés de manière à étudier la convergence des calculs et obtenir le maillage le plus adapté à ce type de matériau.

Ainsi, la figure IV.24 montre quelques résultats de l'étude paramétrique sur l'évolution des maxima des cycles thermiques (enveloppe des pics). L'optimisation des paramètres géométriques de la source de chaleur est montrée sur cette figure, on remarque qu'en diminuant la section de la source (réduction des rayons) on obtient des courbes de maxima convergentes vers la température de fusion de cet alliage (933K). On remarque également la présence sur les courbes dépassant cette température d'une légère augmentation induite par le changement de phase dans le matériau. La fin des courbes montre un refroidissement (calcul sans source de chaleur) dû à l'effet de bord de la tôle. Le régime quasi-stationnaire est atteint

en quelques secondes ( $\leq 4s$ ). Les paramètres adoptés sont ceux qui donnent la meilleure approximation des courbes expérimentales et des maxima qui sont légèrement supérieures à 1000 K.

Ces paramètres sont : les rayons  $r_x=3.0$  mm ;  $r_{yav} = 3.0$  mm et  $r_{yar}= 6.0$  mm, un maillage de  $50 \times 100$  avec un rapport  $R_p = 10$ .

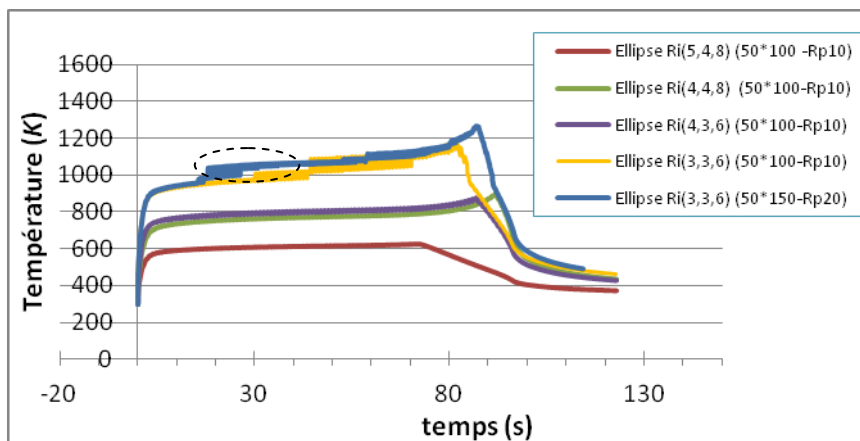


Figure IV.24 : Effet du changement du maillage et des rayons de la source sur la convergence des résultats numériques concernant l'alliage d'aluminium 2024-T3.

Le maillage final considéré est représenté sur la figure IV.25. Ce maillage est composé de 5000 éléments et comporte 5151 nœuds. Il est similaire à celui utilisé pour l'acier, où il présente une diminution de la taille des éléments fins le long de l'axe X jusqu'à la ligne de soudage.

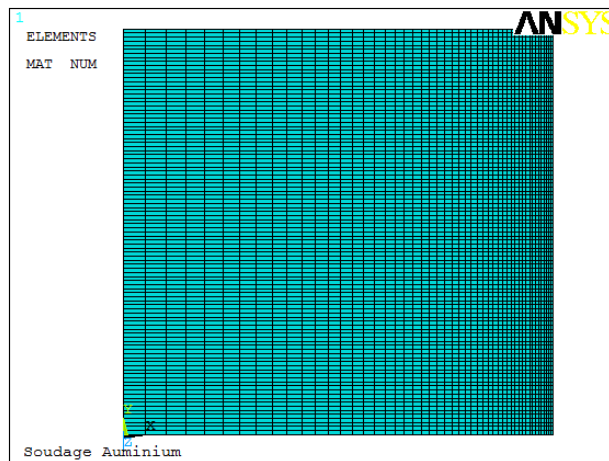


Figure IV.25 : Maillage du calcul pour la tôle D1 (2024-T3)

### IV.3.2.b Contours isothermes et champs thermiques

Les figures IV.26a,b montrent la répartition de la température par les contours isothermes et par les champs thermiques (cartographie thermique) au instants  $t=40s$  et  $t=77s$ . On remarque que les lignes isothermes obtenues par MEF sont plus élargies que ceux obtenus par MVF, cela est dû à la précision du maillage adapté utilisé par la MEF et par le code ANSYS. Quoique, on constate que les températures maximales pour les deux méthodes numériques sont proches. La répartition de température obtenue par les deux méthodes aux alentours de la source est similaire pour le cas de l'acier. Les étendues de la ZF et de la ZAT sont déduites à partir de ces résultats.



La largeur de la ZF est de l'ordre de  $2.2 \times 2 = 4.4\text{mm}$  et sa longueur est d'environ **9.1mm**. Tandis que la largeur mesurée expérimentalement est d'environ 4.5 à 5mm selon la position le long de la soudure. L'étendue de  $ZAT_{570}$  (de  $300^\circ\text{C}$ ) est d'environ  $17,8 - 2.2 = 15.6\text{mm}$ . Ces valeurs sont globalement proches de celles obtenues par les précédentes méthodes numériques et l'expérimental.

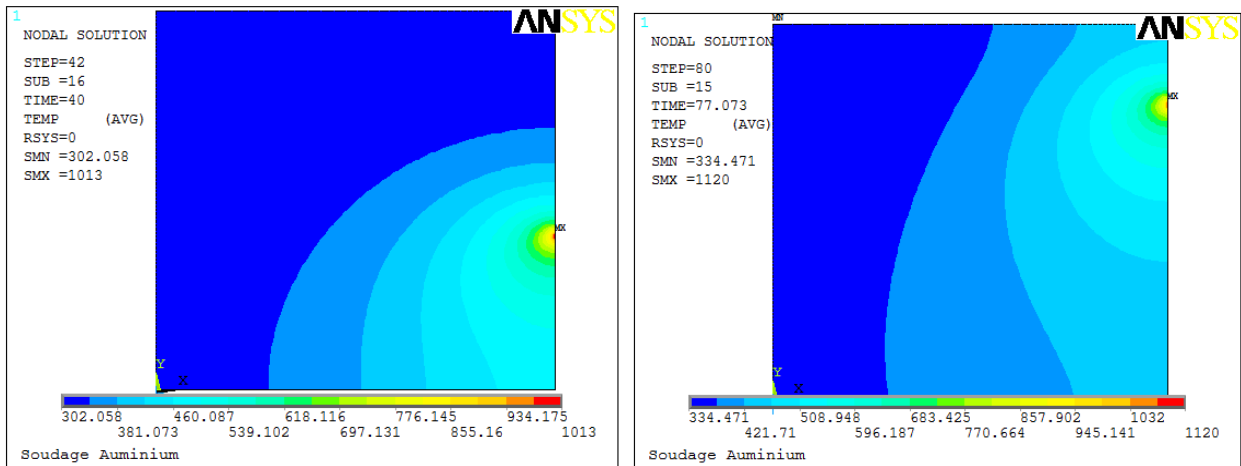


Figure IV.26a,b : Lignes isothermes et champs thermiques de la tôle D1 (2024-T3) a/  $t=40\text{s}$  et b/  $t=77\text{s}$ .

On conclut que la MEF donne une très bonne estimation des valeurs expérimentales mesurées, tandis que la MVF donne des valeurs sous-estimées.

**IV.3.2.c Flux thermique**

Les figures IV.27a,b montre une répartition du vecteur densité de flux thermique à l'instant  $t=40\text{s}$ , et un zoom sur la zone de concentration de ces vecteurs. Cette répartition est similaire à celle de l'acier ou les vecteurs d'importantes intensités sont localisés dans la zone de la source et ils s'affaiblissent en s'éloignent de cette dernière.

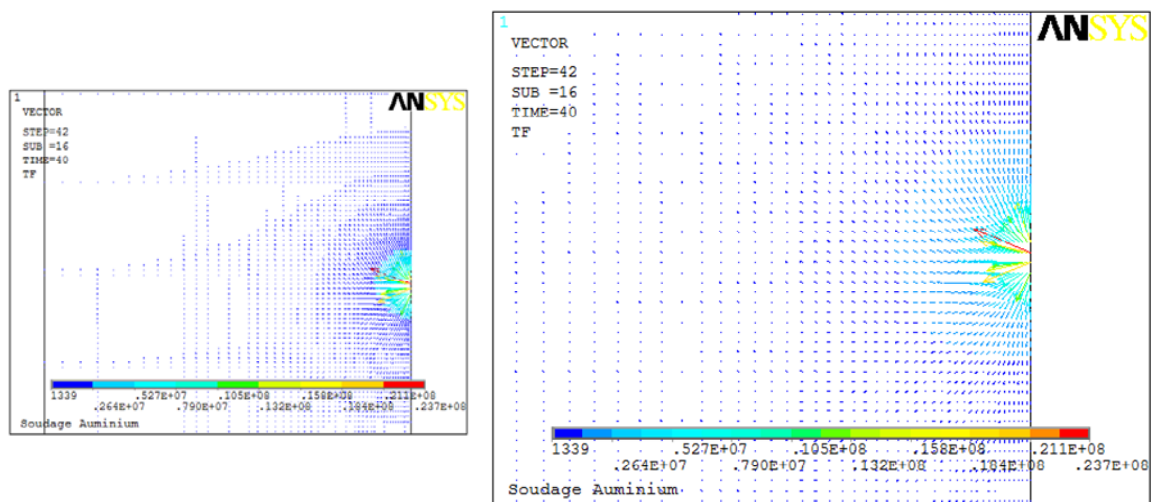


Figure IV.27a,b : Vecteurs densités de flux thermique  $TF$  avec agrandissement de la vue de face.

Mais dans le cas de l'alliage d'aluminium, on constate que les vecteurs d'intensité maximale (le rouge vers l'avant et le jaune vers l'arrière) sont orientés (inclinés) encore plus vers l'intérieur de la tôle d'un angle d'environ  $60^\circ$  par rapport la ligne de soudage. Cela est justifié par le fait que la conductivité thermique est plus importante pour ce matériau et que la cinétique thermique qui est plus grande relativement à la vitesse de soudage. L'ordre de grandeur de ces vecteurs densités de flux thermique est de  $23\text{watt/mm}^2$ . Cette valeur est double en la comparant à celle obtenue pour l'acier (calcul 2D). Ce qui justifié l'élargissement des zones à risques (ZF et ZAT) de l'aluminium comparées à celles de l'acier inoxydable. Ce doublement en intensité est justifié principalement par l'importante conductivité thermique de l'aluminium et de ces alliages (environ 10 fois plus que celle de l'acier).

#### IV.3.2.d Cycles thermiques et comparaison expérimentale

La figure IV.28 montre une comparaison entre les cycles thermiques obtenus expérimentalement par les thermocouples Tc1, Tc2 et Tc5 (correspondant aux points A1, A3 et A5, respectivement sur la figure IV.22) et ceux obtenus par le calcul éléments finis. Elle montre aussi un cycle thermique calculé au point A0 situé au milieu du cordon et ayant l'ordonnée du point A5 ( $y_{A5}=y_{A0}=154-90=64\text{mm}$  (figure III.14a)). Les chiffres indiqués en légende après les noms des points représentent leurs positions (abscisses) par rapport au début de la tôle.

Le cycle du point A0 nous informe sur la valeur maximale de la température atteinte au centre de la source qui est difficile à mesurer expérimentalement. Les cycles des points A1 à A5 représentent une très bonne concordance entre les différents résultats. Les évolutions générales de température en ces points (en chauffage et refroidissement) sont correctement reproduites. Le décalage à la fin de ces cycles est très faible. Ce qui montre l'efficacité du modèle élaboré pour la prédiction thermique dans l'alliage d'aluminium.

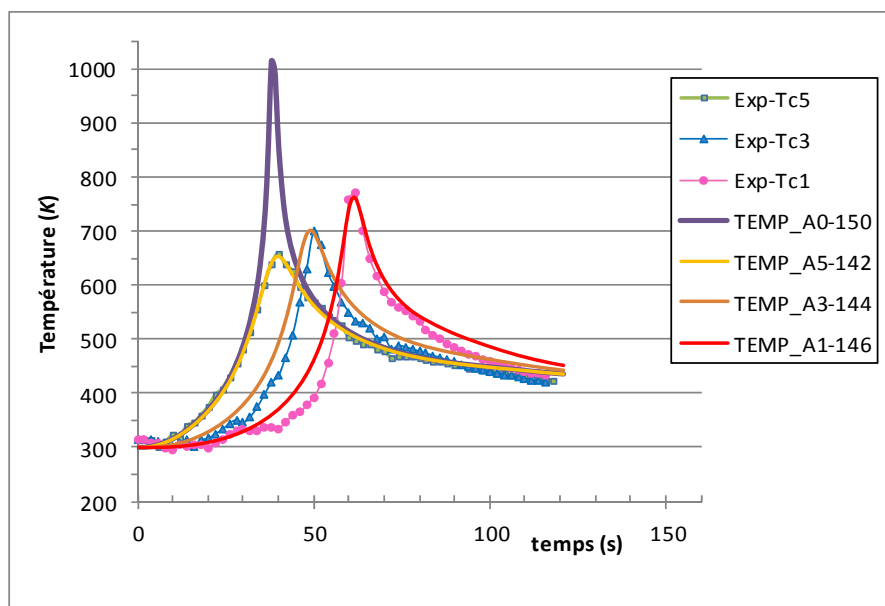


Figure IV.28 : Comparaison expérimentale et numérique des cycles thermiques des thermocouples A1, A3 et A5 de l'alliage 2024-T3 (tôle D1).

Un tableau récapitulatif des résultats obtenus pour les températures maximales sera présenté par la suite. Il mettra en lumière la comparaison quantitative des pics des cycles thermiques obtenus. On constate l'excellent résultat obtenu par l'utilisation de la méthode numérique MEF pour approcher les résultats expérimentaux mesurés (err ≈ 1%).

Tableau IV.1 : Récapitulatif de la comparaison des pics des cycles.

Température maximale (K)	Cycle thermique TC1, (A1)	Cycle thermique TC3, (A3)	Cycle thermique TC5, (A5)
Méthode Numérique (MEF)	762.7	700.6	653.1
Méthode Expérimentale	770.5	699.0	658.5
Différence	-1.01%	+0.23%	-0.82

### IV.4 RÉSULTATS EXPÉRIMENTAUX COMPLÉMENTAIRES

On représente dans cette partie quelques résultats expérimentaux obtenus lors le soudage des différentes tôles citées auparavant. Les résultats concernent les cycles thermiques et la déformation verticale de quelques tôles.

#### IV.4.1 Cycles thermiques et courbes de déplacement en tension de quelques tôles soudées

a/ Alliage d'Aluminium 2017-T4 (Tôles B1 d'épaisseur 3mm et C1 d'épaisseur de 5 mm).

La figure IV.29a montre le schéma des positions d'implantation des thermocouples, les positions des LVDT, les zones de fixation de l'une des tôles (20x20 mm) et les points d'attachement réalisés par une soudure préliminaire.

Les figures IV.29b et IV.30 présentent les cycles thermiques de ces différents thermocouples implantés et les courbes de déplacement de la tôle gauche mesuré en tension (volt) pour les différents cas traités. Les cycles thermiques ont une allure générale comparable aux cas précédents et aux références bibliographiques. On remarque qu'il y a absence d'enregistrement de quelques thermocouples (ils sont déconnectés ou grillés au cours du soudage).

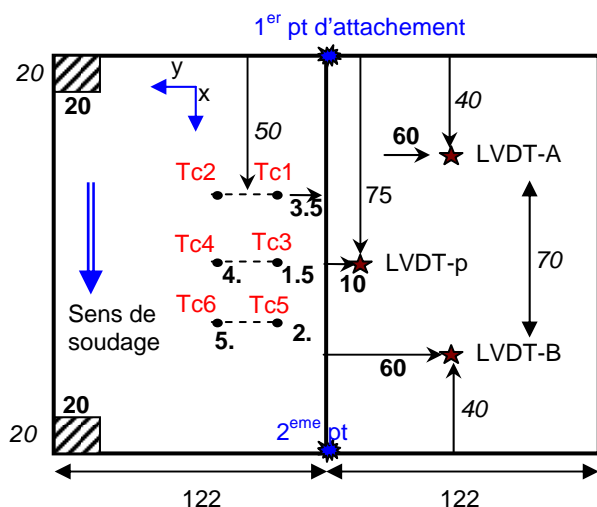


Figure IV.29a : Schéma de la position des thermocouples et les LVDT, tôle B1

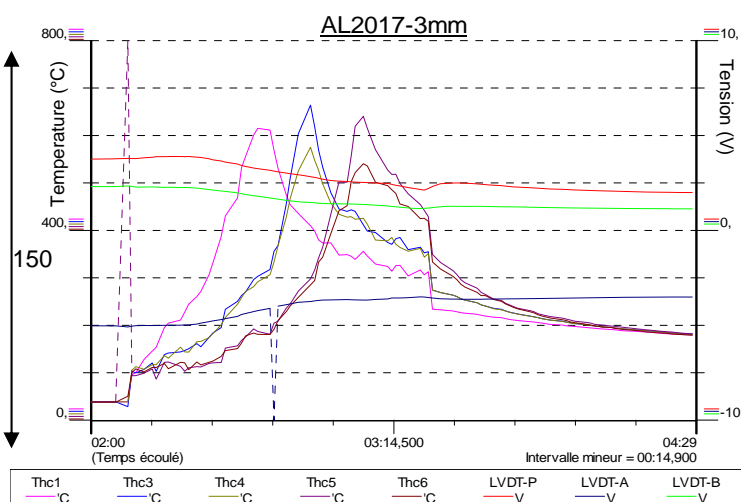


Figure IV.29b : Cycles thermiques enregistrés et les déformations captées par les LVDT, tôle B1

On remarque sur la figure IV.29b que Les températures maximales enregistrées se situent dans l'intervalle des températures de la ZAT et la ZF. Ces pics sont aux alentours de  $664^{\circ}\text{C}$  et  $640.5^{\circ}\text{C}$  ( $937\text{K}$  et  $913.5\text{K}$ ) pour les positions 1.5 et 2 mm (les plus proches au cordon) c.à.d les thermocouples Tc3 et TC5. Ces positions sont à la limite de fusion. Ces résultats sont en bon accord en ordre de grandeur avec les résultats de la simulation (largeur de la ZF).

Sur la figure IV.30 la température maximale est d'environ  $560^{\circ}\text{C}$  ( $833\text{K}$ ) du thermocouple Tc1 au-dessous de la tôle à 3.5mm, (voir figure III.13a). Mais pour le cycle du pic le plus bas, on a environ  $305.5^{\circ}\text{C}$  ( $578.5\text{K}$ ) du thermocouple Tc7 (au-dessous de la tôle à 20mm).

On déduit donc que la limite de la  $ZAT_{570}$  ( $\approx 300^{\circ}\text{C}$ ) par rapport au milieu du cordon est environ à **20mm**. Ce résultat est de même ordre de grandeur que le résultat du calcul numérique précédent de cet alliage, qui est de **18mm**. Ce résultat confirme encore la qualité des résultats des simulations précédentes avec possibilité d'une légère différence induit par l'effet d'épaisseur (3 ou 5mm) et l'effet du métal d'apport. Ainsi que un éventuel effet induit par la position des thermocouples au-dessous/au-dessus de la tôle.

On remarque aussi dans ces figures qu'il y a quelques discontinuités de certains cycles thermiques. Ceci est dû à la déconnection du thermocouple ou sa perturbation (d'origine électrique) lors de l'opération de soudage.

Les enregistrements de déplacement vertical captés par les LVDT (sur ces figures) montrent qu'il y a un léger soulèvement de la tôle libre droite de l'assemblage vers le haut (Z+). Le déplacement est calculé après l'utilisation de l'équation Tension-Déplacement issue des courbes de correspondances de ces capteurs LVDT (§III.3.3.3). D'après ces figures on constate qu'augmentant l'épaisseur de la tôle on a moins de soulèvement résiduel. La figure IV.31 montre un exemple d'une tôle sous déformation résiduel après le soudage.

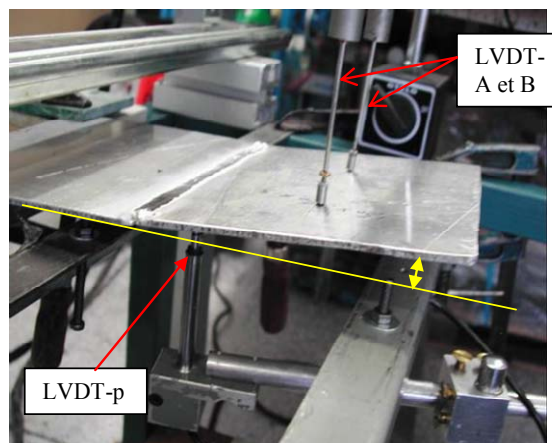
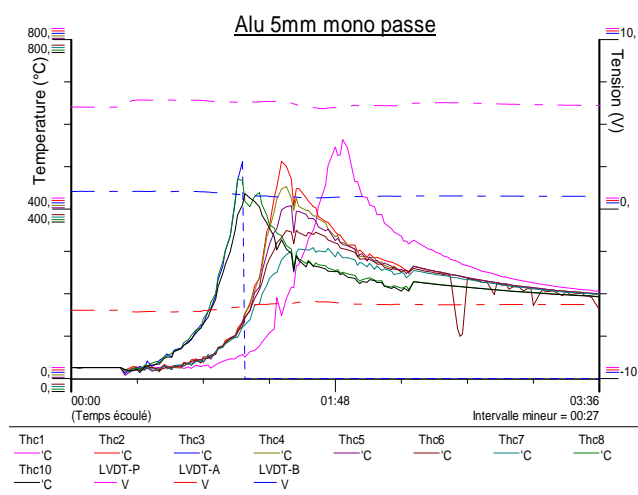


Figure IV.30 : Cycles thermiques enregistrés et les déformations captées par les LVDT, Tôle C1 d'épaisseur 5.0 mm

Figure IV.31: Exemple d'un assemblage déformé et les LVDT, Tôle A1.

**b/ Alliage d'Aluminium 7075-T6 (Tôle D2) et 2024-T3 (Tôle D3.)**

Les courbes des cycles thermiques des différents thermocouples (figures IV.32 et 33) présentent des formes tout à fait comparables aux cas précédents. Les mêmes observations peuvent être également évoquées. La figure IV.33 montre un cordon incliné par rapport à la frontière.

La température maximale est de l'ordre de 446°C (719K) pour la figure IV.32 et elle est d'environ 575°C (848K) pour la figure IV.33. Ces températures maximales enregistrées se situent dans l'intervalle de la ZAT. On remarque aussi sur ces figures quelques perturbations de certaines parties des cycles thermiques qui sont causées par l'effet électrique induit par le soudeur.

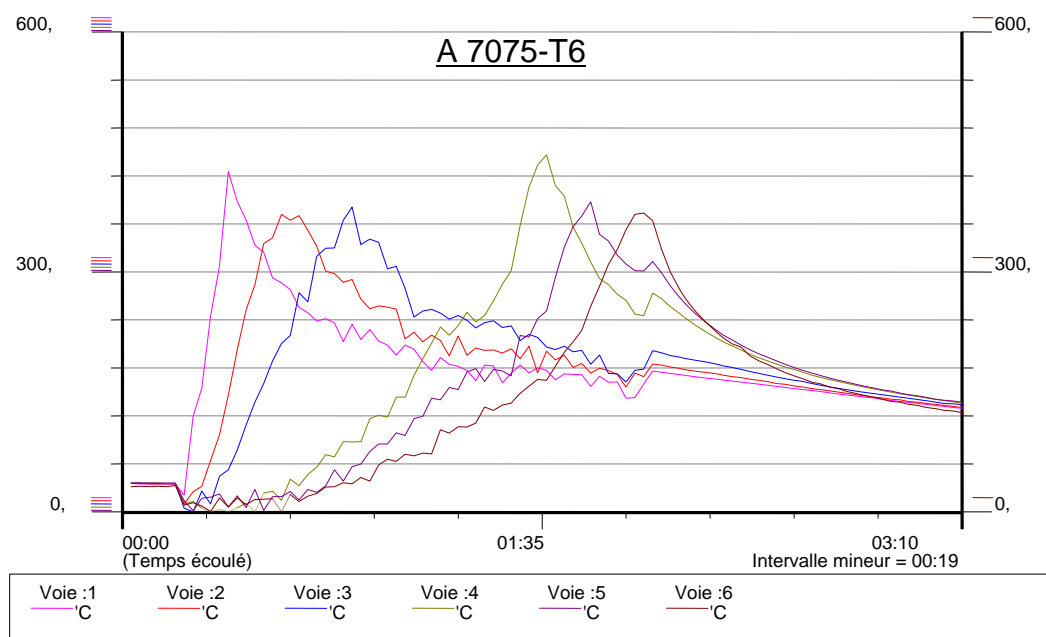


Figure IV.32: Cycles thermiques expérimentaux de la tôle D2 (7075-T6 d'épaisseur ≈1.2 mm)

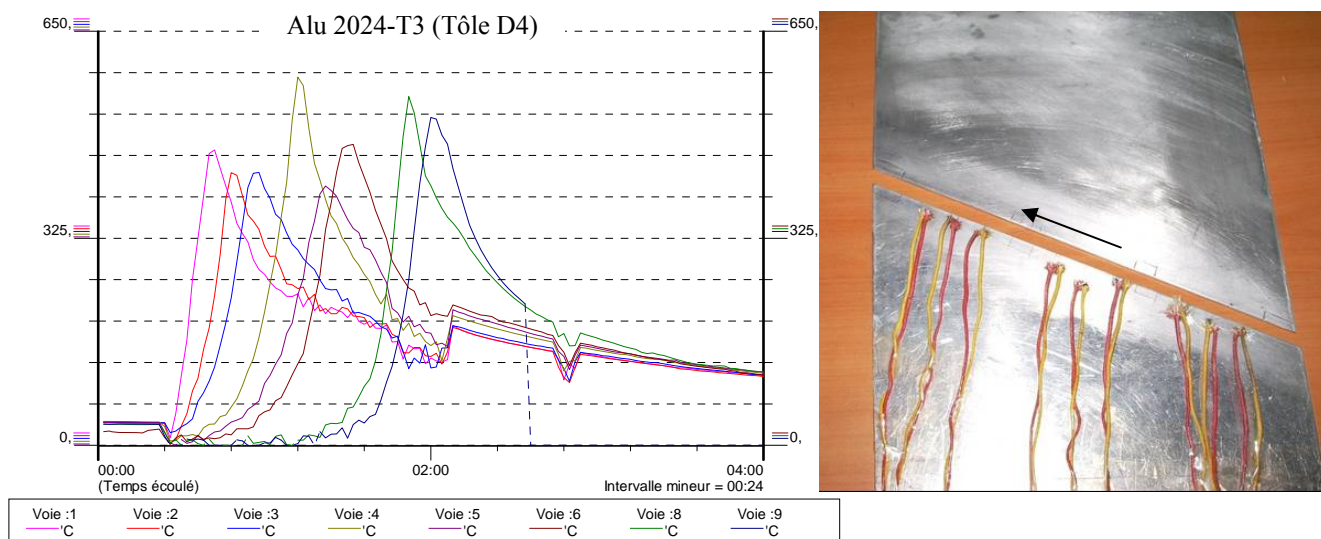


Figure IV.33 : Cycles thermiques expérimentaux de la tôle D3 (2024-T3 d'épaisseur 2.0 mm)

## IV.5 CONCLUSION

L'analyse thermique du problème de soudage TIG des différents métaux a été menée à travers une étude expérimentale suivie de modélisations et simulations numériques par différentes méthodes (MVF et MEF). 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 et dans certain cas de calcul, la différence entre résultat expérimental et numérique est de l'ordre de 1%.

La simulation numérique avec la méthode MEF a montré une meilleure approximation des résultats expérimentaux comparée à l'utilisation de la méthode MVF. Les résultats obtenus par la MEF en 3D sont meilleurs et plus précis que ceux du calcul bidimensionnel. La précision des résultats numériques dépend fortement des paramètres du modèle de source de chaleur utilisé, de la finition du maillage appliqué et également de la méthode de résolution employée (MVF ou MEF, Problème 2D ou 3D). L'effet du changement de la taille du maillage et les paramètres de la source de chaleur sur l'enveloppe des pics des cycles thermiques a bien été mis en évidence dans le cas des deux matériaux étudiés.

Cette étude a permis aussi de voir l'effet des paramètres de soudage et des propriétés physiques d'un matériau sur les évolutions de champs de température, les cycles thermiques, le flux thermique et les étendus des zones à risques (ZF et ZAT). Les limites et les étendus des zones à risques d'un métal soudé sont bien reconnus et discernés. Ces limites sont plus étendues dans le cas de l'alliage d'aluminium que celles de l'acier inoxydable, cela est dû à la conductivité thermique importante de l'aluminium et ces alliages (environ 10 fois plus que celle de l'acier).

L'enregistrement du déplacement vertical capté par les LVDT montre un léger soulèvement de la tôle du côté libre de l'assemblage vers le haut (Z+) et en augmentant son épaisseur on a une diminution de ce déplacement.

On peut conclure qu'un matériau avec une conductivité thermique importante comporte un pic de température faible, une grande vitesse de propagation de la chaleur, un vecteur de flux thermique élevé et des zones à risque (ZAT et ZF) plus étendues, contrairement à un matériau de faible conductivité thermique.

## CHAPITRE V

# CARACTERISATION MECANIQUE ET METALLOGRAPHIQUE DES CORDONS DE SOUDURE TIG

### Sommaire

---

#### V.1 INTRODUCTION

#### V.2 CARACTERISATION MECANIQUE

##### V.2.1 Essais de traction

*V.2.1.1 Forme des éprouvettes de traction*

*V.2.1.2 Moyens et procédure de l'essai expérimental*

*V.2.1.3 Résultats des essais obtenus pour l'acier inoxydable 304L*

*V.2.1.4 Résultats des essais obtenus pour quelques alliages d'aluminium*

##### V.2.2 Mesures de microdureté

*V.2.2.1 Résultats obtenus pour l'acier inoxydable 304L*

*V.2.2.2 Résultats obtenus pour les alliages d'aluminium*

##### V.2.3 Analyse surfacique par microscope mécanique à balayage (MMB)

#### V.3 ANALYSE METALLOGRAPHIQUE

##### V.3.1 Observation macroscopique

*V.3.1.1 Effet du changement des paramètres de soudage*

*V.3.1.2 Quelques macrographies des autres échantillons*

##### V.3.2 Observation par microscope optique (MO)

*V.3.2.1 Acier inoxydable austénitique 304L*

*V.3.2.2 Alliage d'aluminium*

##### V.3.3 Analyse de quelques faciès de rupture

*V.3.3.1 Acier inoxydable austénitique 304L*

*V.3.3.2 Alliage d'aluminium*

#### V.4 CONCLUSION

## V.1 INTRODUCTION

Après caractérisations mécanique et métallographique des cordons de soudure (obtenues par le procédé TIG) des métaux étudiés, les propriétés mécaniques et structurales sont déterminées. La connaissance de ces propriétés est primordiale pour la bonne tenue en service de l'assemblage en évitant toutes défaillances ou ruptures catastrophiques. Par la suite, les résultats de la caractérisation obtenus par le procédé TIG seront comparés avec ceux obtenus par le procédé FSW.

## V.2 CARACTERISATION MECANIQUE

La caractérisation par les essais de traction et par les mesures de microdureté concerne les cordons de soudure des tôles en acier inoxydable austénitique et en alliages d'Aluminium.

### V.2.1 Essais de traction

Indépendamment de la forme de l'objet sollicité, les essais de traction permettent de caractériser les matériaux. Ces essais ont été réalisés avec une vitesse de déformation quasi statique ( $10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ).

#### V.2.1.1 Forme des éprouvettes de traction

Conformément à la norme AFNOR A03 153 et EN 10002-1, les éprouvettes normalisées sont prélevées perpendiculairement à la ligne de jonction de l'assemblage soudé. D'autres éprouvettes proviennent des tôles seines dans le même sens du laminage. Les éprouvettes en forme d'haltère et de section rectangulaire ont été découpées par électroérosion sur la machine *Charmille*. La figure V. 1 montre quelques éprouvettes soudées et non soudées, avant et après essai. On constate la striction entourant les ruptures, ainsi que l'allongement longitudinal et l'amincissement transversale sur ces éprouvettes (entre avant et après l'essai). Ces propriétés sont définies par le coefficient de Poisson ( $\nu$ ) qui représente le rapport entre la contraction latérale et l'allongement.

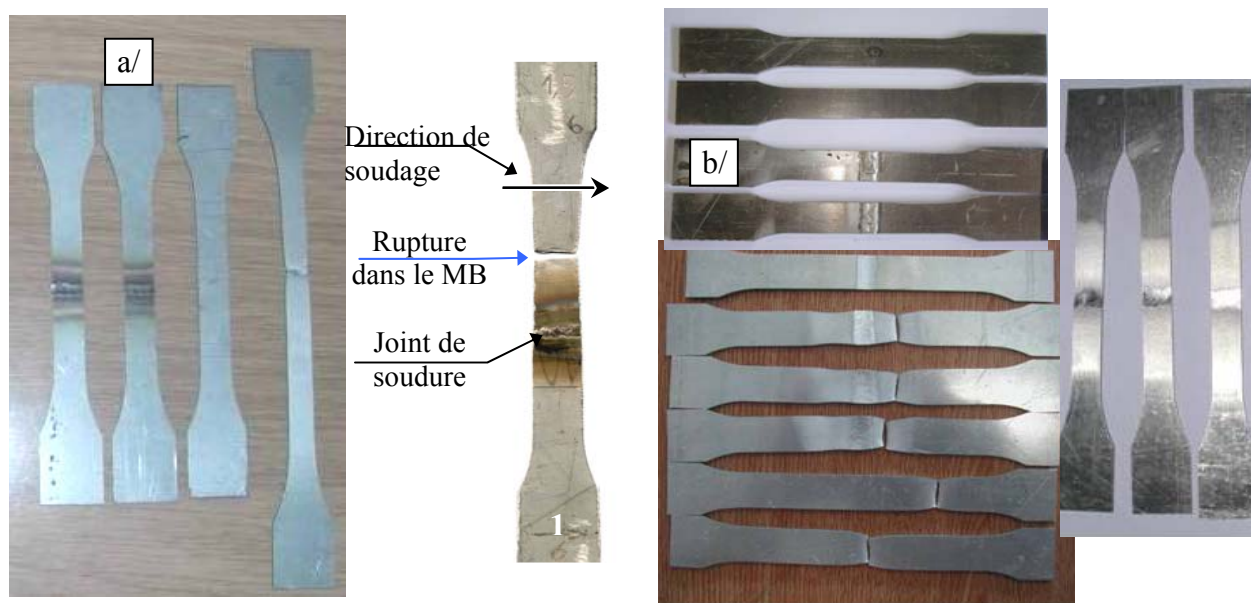


Figure V.1a,b : Quelques éprouvettes avec et sans soudure (avant et après l'essai) :  
a/ Acier inoxydable 304L ; b/ Alliages d'aluminium.



On déduit que les matériaux étudiés sont ductiles. On constate une colorisation (au niveau du cordon) sur les éprouvettes soudées de l'acier inoxydable qui est induite par l'effet thermique important.

Les dimensions des éprouvettes de l'acier inoxydable (figure V.1a) sont : la longueur totale de 150mm, la longueur de la zone utile (la partie étroite) de 60mm, la largeur de 10.01mm et l'épaisseur de 1.49mm environ. La précision des mesures est de l'ordre  $\pm 0.01$ mm. Les dimensions des éprouvettes en alliage d'aluminium sont ordonnées selon l'épaisseur en deux groupes (figure V.1b) :

Groupe I (petit format) : Ep. < 2 mm.

Longueur totale = 150 mm ; longueur de la zone utile = 60 mm et largeur = 10 mm.

Groupe II (grand format) : Ep.  $\geq 2$  mm (on a : 2, 3 et 5 mm).

Longueur totale = 250 à 300 mm ; longueur de la zone utile = 120 mm et largeur = 19 mm.

### V.2.1.2 Moyens et procédure de l'essai expérimental

La machine de traction (*INSTRON*) est utilisée avec un extensomètre (figure V.2). La procédure de l'essai consiste à soumettre ces éprouvettes normalisées à un effort de traction unidirectionnel croissant, en vue de déterminer la courbe caractéristique du matériau en mesurant l'effort et l'allongement. La mesure de cet allongement dans la zone utile se fait à l'aide d'un extensomètre constitué de deux tiges en aluminium, d'un système de pivot et d'un capteur inductif d'une déformation  $\varepsilon$  maximale mesurable de 40% (utilisable jusqu'au 35%).

La figure V.2b montre une éprouvette sous chargement axial entre les mors de la traverse ainsi que le positionnement de l'extensomètre pour la mesure de la déformation.

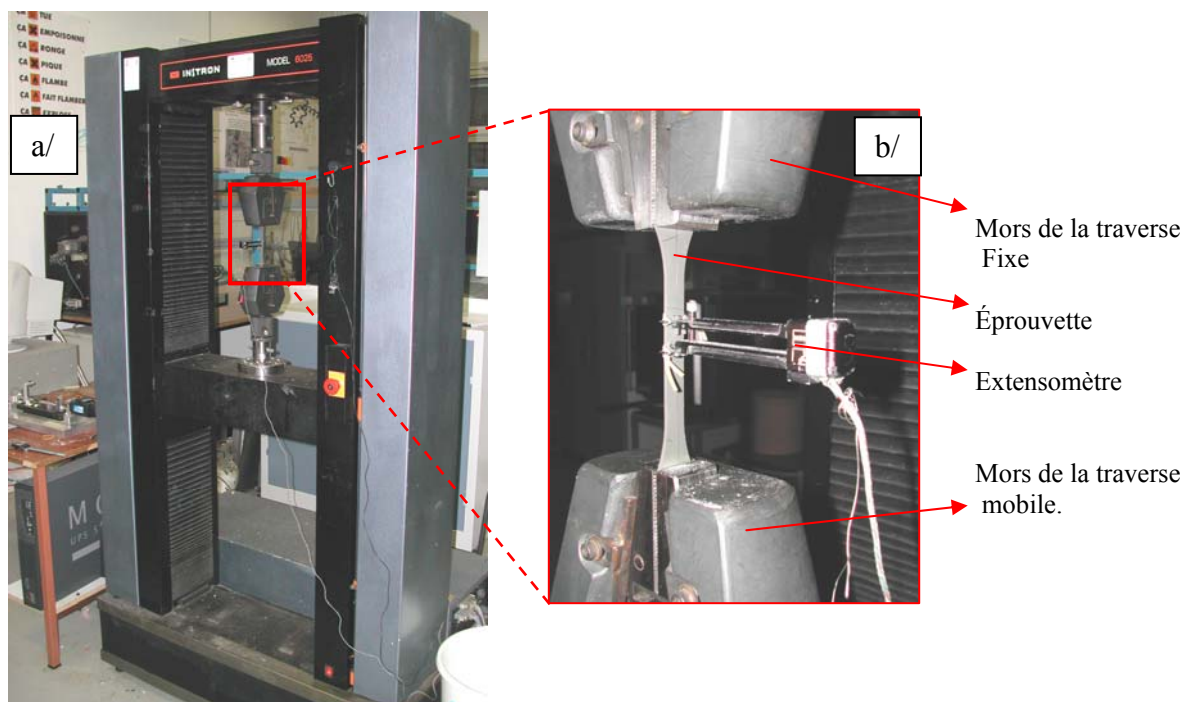


Figure V.2a,b : Montage expérimental de l'essai de traction. a/ Machine de traction ; b/ Eprouvette entre les mors de la traverse avec extensomètre.

Une contribution à l'étude du comportement mécanique des cordons de soudure est présentée à l'annexe D. Elle présente une méthodologie à l'identification des lois de comportement mécanique des éprouvettes de traction soudées et d'autres non soudées, où on a utilisé deux modèles numériques différents (de comportement). Les résultats numériques sont recalés aux résultats expérimentaux par optimisation afin de déterminer ces lois de comportement.

### V.2.1.3 Résultats des essais obtenus pour l'acier inoxydable 304L

Les résultats importants obtenus après les essais sont résumés dans le tableau V.1. Le matériau utilisé présente une contrainte maximale de résistance à la traction de l'ordre de 570 Mpa, avec une déformation longitudinale de l'ordre de 50%. On remarque que la propriété 'résistance à la traction' est conservée même après le soudage. Tandis que la déformation est devenue plus faible. La cause de cette diminution de l'allongement est dû à l'effet du traitement thermique qu'a subit la zone affectée thermiquement (ZAT) et au changement microstructural qu'a subit la zone fondue (ZF) de l'acier, qui est devenue une structure dendritique contenant une proportion de ferrite plus dure de Hv élevé (figure IV.2).

Tableau V.1 : Résultats des essais de traction pour l'acier inoxydable 304L.

Eprouvette	Charge max [KN]	Résistance à la traction $R_m$ [MPa]	Allongement A (%)
Métal de base1	16.22	557.43	50.14
Métal de base2	16.28	578.20	49.62
<b>Moyenne MB</b>	<b>16.25</b>	<b>567.81</b>	<b>49.88</b>
Soudée1	11.58	497.84	37.34
Soudée2	13.36	559.58	31.58
<b>Moyenne soudée</b>	<b>12.47</b>	<b>528.71</b>	<b>34.46</b>

### Calcul du coefficient d'efficacité des joints soudés :

Ce coefficient est défini comme le rapport entre la résistance à la traction de l'assemblage soudé et la résistance à la traction du métal de base [Develay 1990b, Zimmer 2009] :

$$\text{Coefficient de joint} = \frac{R_m \text{ du jointsoudé}}{R_m \text{ du métalde base}} \quad [\%]$$

D'après la bibliographie, la soudure est de qualité acceptable pour un coefficient compris entre 0.6 et 1.0. Le coefficient d'efficacité obtenu pour le matériau étudié est de l'ordre de **0.93** qui représente une qualité de soudure très satisfaisante. Pour ce matériau, l'assemblage soudé par TIG permet de garder de bonnes caractéristiques mécaniques après soudage. Ce qui permet d'éviter le surdimensionnement des pièces, de diminuer les épaisseurs des éléments assemblés et d'alléger le poids de l'ensemble.

On remarque aussi sur nos éprouvettes que les ruptures s'effectuent pour la plus part en dehors de la soudure (figure V.1a). On peut déduire que les cordons sont de bonne qualité et répondent de manière satisfaisante aux exigences des normes en la matière.

**V.2.1.4 Résultats des essais obtenus pour quelques alliages d'aluminium**

a/ Alliage d'aluminium de la nuance 2017-T4

- Tôles B1 et C2 d'épaisseur 3mm et 5mm

Les résultats des essais de traction sur des éprouvettes issues de la tôle B1 sont récapitulés dans le tableau V.2. Cependant ceux de la tôle C2 sont résumés dans le tableau V.3.

Tableau V.2 : Résultats des essais de traction de l'alliage 2017-T4 (tôles B1)

Éprouvettes 2017-T4 Ep. 3mm	Charge max [KN]	Limite d'élasticité $R_{p0.2}$ [MPa]	Résistance à la traction $R_m$ [MPa]	Allongement A (%)
Moy. Métal de base	11.39	<b>198.40</b>	<b>213.6</b>	<b>20.6</b>
Soudée 1	7.81	85.04	131.44	5.9
Soudée 2	10.02	127.99	192.48	14.8
Moy. Soudée	8.91	<b>106.51</b>	<b>161.96</b>	<b>10.3</b>

Tableau V.3 : Résultats des essais de traction de l'alliage 2017-T4 (tôles C2)

Éprouvettes 2017-T4 Ep. 3mm	Charge max [KN]	Limite d'élasticité $R_{p0.2}$ [MPa]	Résistance à la traction $R_m$ [MPa]	Allongement A (%)
Moy. Métal de base	35.71	<b>238.81</b>	<b>353.56</b>	<b>22.7</b>
Moy. Soudée	23.24	<b>190.66</b>	<b>230.06</b>	<b>6.8</b>

Un exemple de la courbe de l'essai de traction sur une éprouvette soudée (N°2) est représenté à la figure V.3 (tôle B1). On remarque que les valeurs moyennes des propriétés mécaniques sont globalement affaiblies après le soudage où la résistance à la traction est diminuée d'environ 25 à 30%. Le **coefficient d'efficacité du joint** pour la tôle B1 est de l'ordre de  $\approx 0.76$ . Pour la tôle C2, il est de l'ordre de **0.65**. On déduit donc pour cet alliage un coefficient de l'ordre de **0.70**. Une valeur bien acceptable d'après la bibliographie [Develay 1990b]. La plupart des éprouvettes ont subi des ruptures loin du cordon (métal de base- figure V.2b), ce qui signifie que ces cordons de soudure sont bien réalisés.

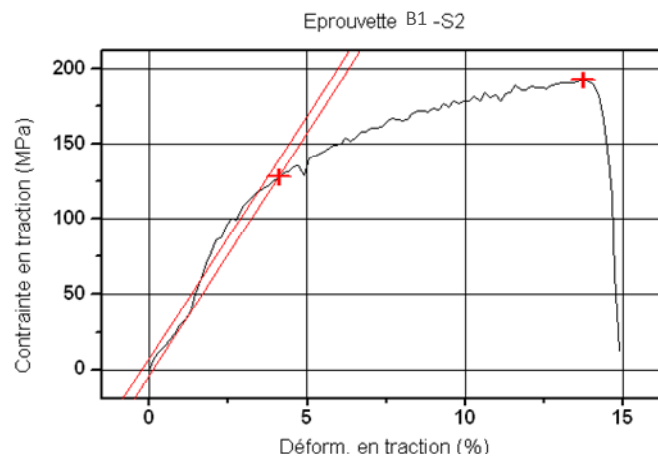


Figure V.3 : Courbe de traction pour une éprouvette soudée de la tôle B1.

b/ Alliage d'aluminium de la nuance 2024-T3

- Tôle D3 d'épaisseur 2 mm

Les résultats mécaniques obtenus de la tôle D3 sont représentés dans le tableau V.4 et sur la figure V.4. On constate que la contrainte de résistance à la traction est de l'ordre de 440Mpa et la déformation de l'ordre de 15%, ce qui est compatible avec les données de l'annexe C. Les propriétés sont affaiblies après le soudage où la limite élastique est très proche de la résistance à la traction après l'essai. Donc la zone plastique est assez fine où on a une rupture approximativement fragile. La cause de cette fragilisation est la présence de quelques défauts (porosités) dans les cordons de soudure. Cela confirme la difficulté de soudage par fusion de ce type d'alliage d'aluminium.

Le coefficient d'efficacité du joint obtenu est de l'ordre de **0.54**. Cette valeur est très proche de 0.60 (valeur minimale de l'intervalle d'acceptation [Develay 1990b, Zimmer 2009]). L'ordre de grandeur des propriétés mécaniques obtenues après soudage est relativement élevé par rapport à la nuance précédente.

Tableau V.4 : Quelques résultats d'essais de traction de la tôle D3.

Éprouvettes 2024-T3 Ep. 3mm	Charge max [KN]	Limite d'élasticité $R_{p0.2}$ [MPa]	Résistance à la traction $R_m$ [MPa]	Allongement A (%)
Moyenne MB	14.75	<b>302,17</b>	<b>434.61</b>	<b>15,8</b>
Soudée 1	8.08	213.90	234.11	3.4
Soudée 2	8.33	224.48	240.40	2.6
Moy soudée	8,20	<b>219,19</b>	<b>237,25</b>	<b>3.0</b>

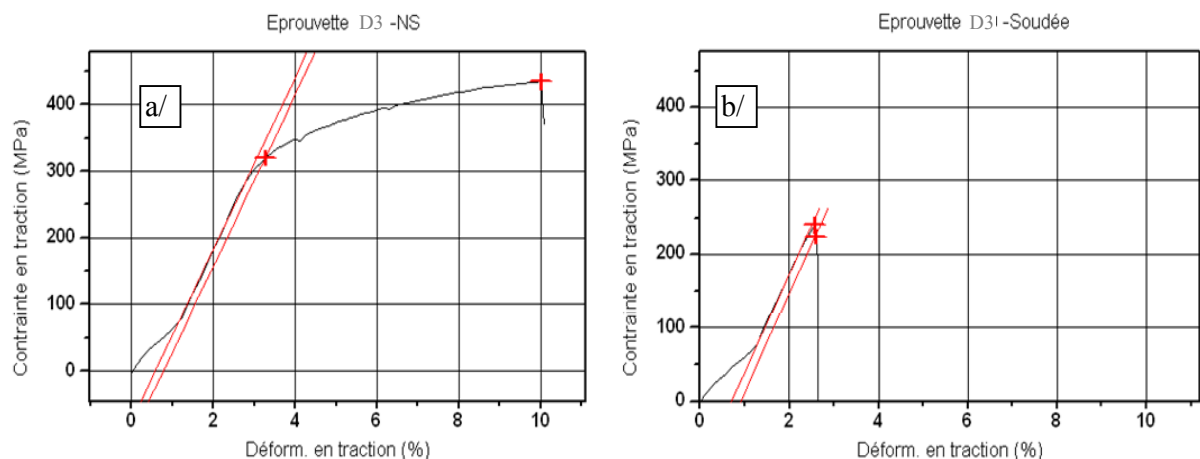


Figure V.4a,b : Courbes de traction pour les éprouvettes de la tôle D3 ;  
a/ sans soudure ; b/ avec soudure.

Les résultats des essais de traction sur des éprouvettes issues de la tôle D2 (série 7075-T6) n'ont pas été concluants. Le cordon de soudure réalisé c'est avère très fragile tel que les éprouvettes se sont rompues au cours de leur fixation sur la machine de traction. Cela est lié à la nature métallurgique intrinsèque de cet alliage qui dépend principalement des éléments d'addition (Zn, Cu,...).

La figure V.5 montre un exemple de la courbe de traction d'une éprouvette sans soudure de cet alliage. On déduit facilement que la contrainte maximale de la résistance à la traction est de l'ordre de 550 MPa (valeur du même ordre de celle de l'acier étudié). Cela justifie son utilisation en aéronautique et en aérospatial parce qu'il permet de gagner en rigidité et en poids dans les structures réalisées.

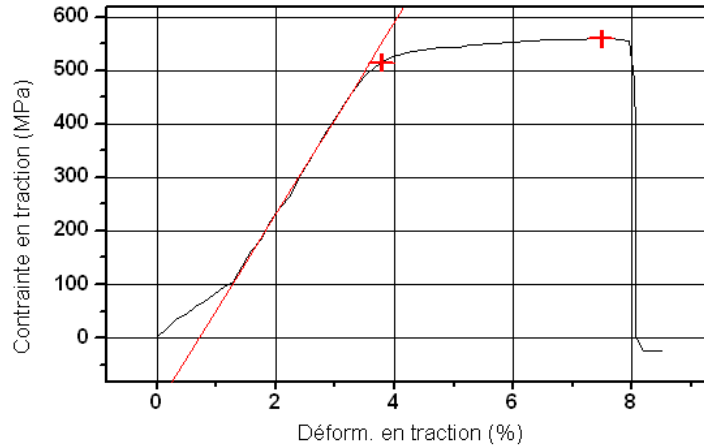


Figure V.5 : Exemple de courbe de traction pour l'alliage d'Aluminium 7075-T6 (Eprouvette du métal de base)

On conclut que les propriétés mécaniques sont généralement affaiblies après le soudage mais avec un taux différent selon le matériau et la nuance utilisés. La contrainte maximale de la résistance à la traction pour les alliages de la série 2000 qu'on a pu obtenir est de l'ordre de 237MPa avec une limite élastique de l'ordre de  $\approx 220$ MPa.

## V.2.2 Mesures de microdureté

La mesure de la microdureté est employée généralement pour caractériser un matériau. Il s'agit de s'assurer de sa résistance mécanique et de vérifier l'absence de fragilité à la suite des traitements mécaniques ou thermiques subis. Des essais de microdureté Vickers (par un pénétrateur pyramidal en diamant) ont été réalisés sur des coupes transversales aux cordons de soudure afin d'établir des filiations sur l'ensemble des zones de soudure (Mb, ZAT et ZF).

### V.2.2.1 Résultats obtenus pour l'acier inoxydable 304L

Les profils de la microdureté obtenus sont représentés sur la figure IV.2 (chapitre précédent). Les mesures ont été effectuées à partir du milieu du cordon sous une charge de 200g. La courbe moyenne montre une évolution globale de la microdureté. Elle est caractérisée par une diminution rapide à partir du milieu de la zone de fusion jusqu'à atteindre un minimum (inférieur d'environ **10%** de la microdureté du métal de base) au niveau de la ZAT, puis la microdureté remonte dans la seconde moitié pour rejoindre la valeur caractéristique de la microdureté du métal de base MB. De ce profil moyen de la microdureté, on peut déduire les étendues des différentes zones ( $ZF \approx 3.6$  mm et  $ZAT \approx 5.3$  mm). Ces valeurs sont utilisées pour la comparaison avec les résultats de la simulation numérique.

### V.2.2.1 Résultats obtenus pour quelques alliages d'aluminium

#### a/ Alliage d'aluminium de la nuance 2017-T4 (5mm)

La figure V.6b présente deux filiations de microdureté (up et down) distantes de 1.5mm des surfaces externes vers le centre d'un échantillon du cordon soudé (figure V.6a) avec métal d'apport (mono passe-tôle C1). On constate que la microdureté augmente à partir du milieu de la zone de fusion ( $\approx 85\text{Hv}200$ ) jusqu'à atteindre des valeurs maximales au niveau de la ZAT ( $\approx 135\text{Hv}200$ ), puis elle décroît pour atteindre une valeur caractéristique du Métal de Base. Donc, la zone affectée thermiquement a une dureté plus élevée, ceci est dû au grossissement des grains de la structure par l'effet thermique. Cependant, la ZF a une dureté plus faible (l'allure est inversé par rapport à l'acier inoxydable étudié) malgré que la taille des grains de cette zone est très fine (figure V.xx). On constate aussi que la courbe (couleur rose) d'interpolation de la filiation inférieure (down) montre une zone ZF plus étroite, cela est dû à la forme V du cordon. D'après les filiations de microdureté (up ou down), on peut également estimer l'étendue de ces zones (ZAT et ZF) selon la position sur la profondeur. Pour l'exemple de la filiation proche de la surface supérieur, on a  $ZF \approx 9\text{ mm}$  et  $ZAT \approx 10.5\text{ mm}$ .

Une augmentation de la dureté est généralement associée à une ténacité moindre. L'accroissement de la dureté observée dans la ZAT (pour les alliages d'aluminium) peut être l'indice d'un risque de fissuration à froid sous cordon. Ceci démontre que les soudures réalisées sur les alliages d'aluminium de la série 2xxx sont généralement moins robustes et peu réussites que celles des aciers austénitiques utilisées dans l'industrie.

La figure V.7 montre des filiations de la microdureté du même alliage et de la même épaisseur sans métal d'apport, ce qui correspond à la tôle servant à l'étude de l'effet des paramètres du soudage (III.4.4.2) de l'échantillon N°1 (puissance maximale). On remarque la présence de trois filiations de la microdureté dont l'une est mesurée au milieu du cordon et les autres sont à une distance de 1mm des surfaces externes de l'échantillon. La même constatation peut être faite sur l'évolution de la microdureté que pour la figure précédente. Cependant, ces mesures pour un cordon sans métal d'apport montrent que la microdureté est moins affaiblie dans la ZF où les valeurs varient entre 100 et 140 Hv200. On constate aussi que l'étendue des zones ZAT et ZF sont du même ordre de grandeur.

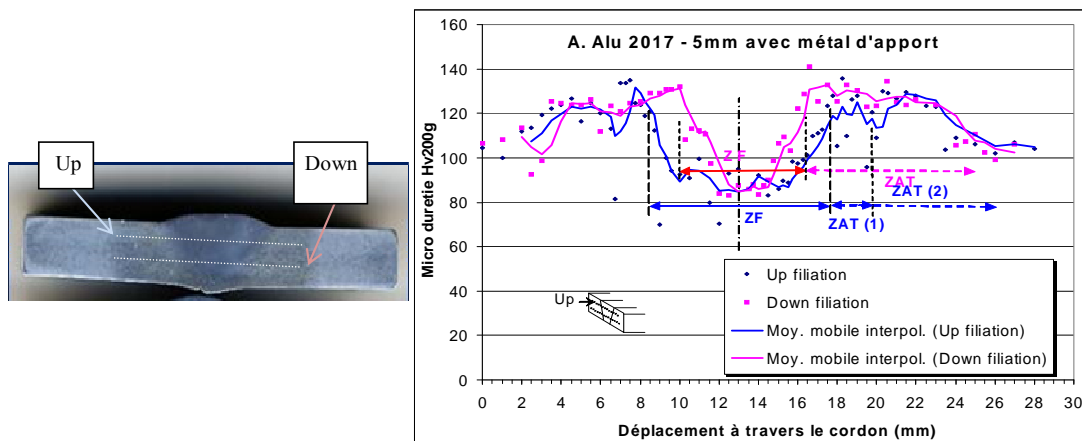


Figure V.6a,b: Filations de microdureté de l'alliage 2017-T4 (tôle C1 d'épaisseur 5.0 mm) à travers le cordon ; a) Échantillon, b) Graphes.

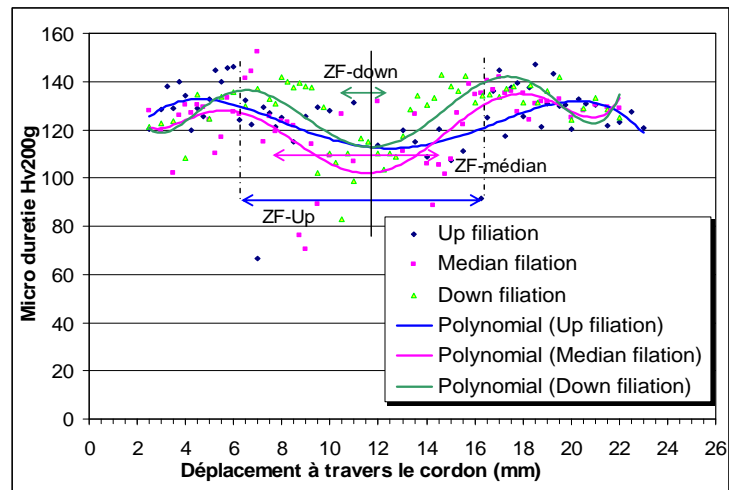


Figure V.7 : Microdureté de l'alliage 2017-T4, ép. 5mm sans métal d'apport (N°1).

b/ Alliages d'aluminium de la série 2024-T3 et 7075-T6 (tôles D3 et D2)

La figure V.8 montre la variation de la microdureté dans les différentes zones d'un cordon pour les deux séries étudiées, on a tracé un histogramme des valeurs moyennes de chaque zone. On remarque :

- La différence de la microdureté est faible dans les zones à risque (ZAT et ZF) entre ces deux alliages, mais elle est importante dans le métal de base ;
- Pour le métal de base, la microdureté de la série 7075-T6 est plus élevée que celle de 2024-T3. Cela est dû à la différence des éléments d'addition de ces alliages ;
- La microdureté de la ZAT est plus élevée que celle de la ZF pour les deux alliages ;
- La microdureté de la ZF est plus faible par rapport aux autres zones ;
- la variation de la microdureté est influencée par la taille des grains et la précipitation des phases non durcis dans ces alliages. Ces paramètres dépendent de l'effet thermique.

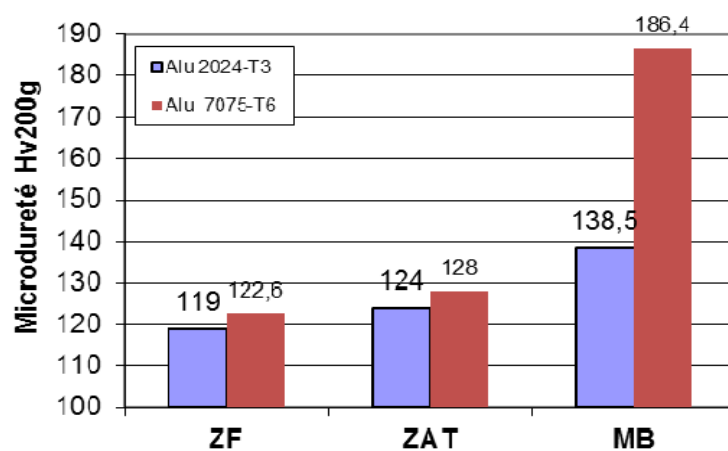


Figure V.8 : Microdureté des alliages 2024-T3 et 7075-T6 en valeur moyenne par zone.

### V.2.3 Caractérisation surfacique par Microscope Mécanique à Balayage (MMB)

En utilisant un microscope mécanique à balayage MMB, une caractérisation surfacique de l'acier inoxydable est réalisée, les résultats sont présentés sur la figure V.9.

La figure V.9a montre les courbes de niveau à la surface de l'échantillon de soudure (au début : profil 1, au milieu : profil 2 et à la fin : profil 3). On peut déduire directement à partir des pics observés, la largeur du cordon de soudure qui est d'ordre de 3.5 à 3.6mm (confirme les résultats précédents). On déduit aussi la profondeur de la surface supérieure à mi-cordon, qui varie de 110 à 160  $\mu\text{m}$  (entre les pics et le fond).

La figure V.9b montre une reproduction d'une partie d'un cordon de soudure en 3D par la superposition des courbe de niveau. Elle montre la topographie du cordon et on constate les reliefs de la surface solidifiée. La connaissance de la topographie des surfaces apporte une approche prédictive aux propriétés d'usage des matériaux et leurs surfaces (la caractérisation des procédés d'élaboration des surfaces, la minimisation de l'usure des pièces en contact, l'augmentation de la résistance à la corrosion des surfaces,...).

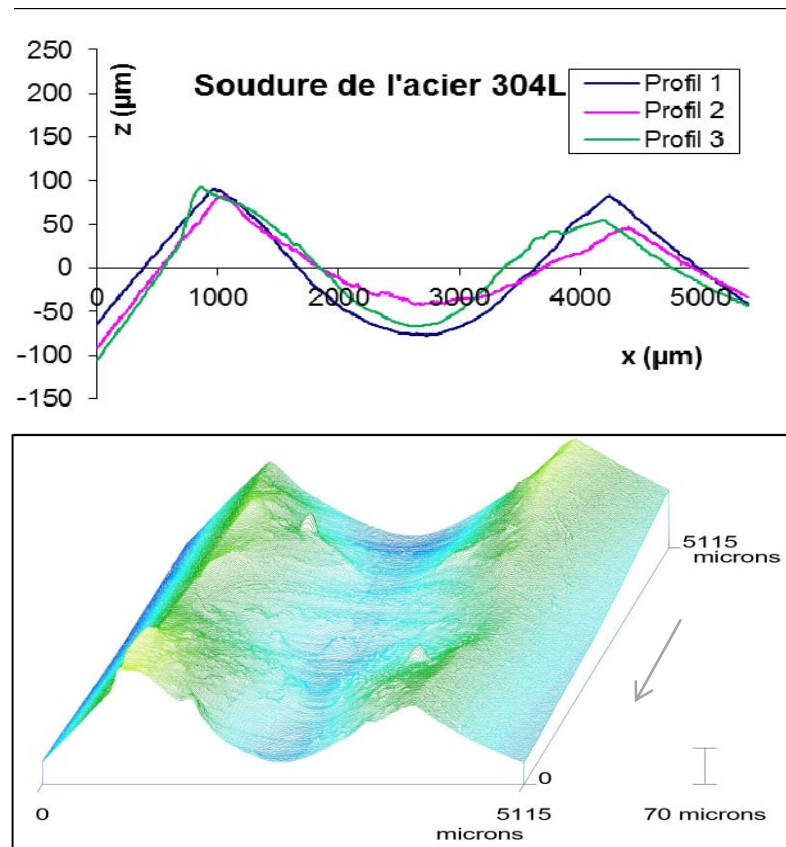


Figure V.9 a,b : Résultats d'analyse surfacique d'un échantillon d'acier inoxydable 304L ;  
 a/ Profils de niveau transversalement ; b/ Topographie du cordon (5x5 mm<sup>2</sup>)

Vu la limitation imposé par l'appareil de mesure (sur la taille d'échantillon), on a pu avoir que des résultats pour l'échantillon d'acier inoxydable 304L (largeur cordon  $\leq 5\text{mm}$ ).



### V.3 ANALYSE METALLOGRAPHIQUE

#### V.3.1 Observation macrographique

##### V.3.1.1 Effets du changement des paramètres de soudage

Des lignes de fusion (en nombre de 5) sont réalisées selon les conditions rapportées dans le tableau III.9. Les cordons de soudure obtenus sont montrés à la figure V.10.

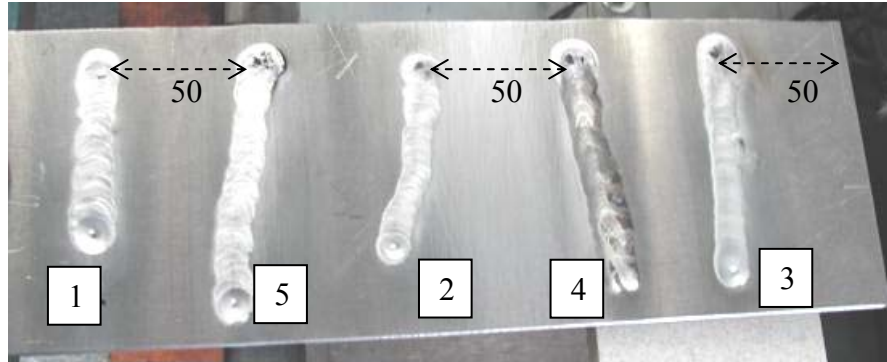


Figure V.10: Cordons de soudure obtenus par les différents paramètres de soudage

Les macrographies des échantillons de ces cordons sont représentées sur la figure V.11. Selon le contraste de la zone fondue observé sur ces macrographies, on peut déduire l'effet de la puissance (l'énergie spécifique) introduite sur l'évolution de la largeur et de la profondeur de chaque cordon de soudure. Sur la figure V.12, on observe l'évolution de la dimension en fonction de l'énergie spécifique utilisée. D'après cette figure et le tableau III.9, on constate globalement (à une vitesse de soudage constante) que l'augmentation de l'énergie spécifique conduit à une augmentation de la largeur et de la profondeur d'un cordon de soudure. La pleine pénétration du bain de fusion est observée à partir d'une énergie spécifique d'environ 1000 J/mm (échantillon 1 et 4).

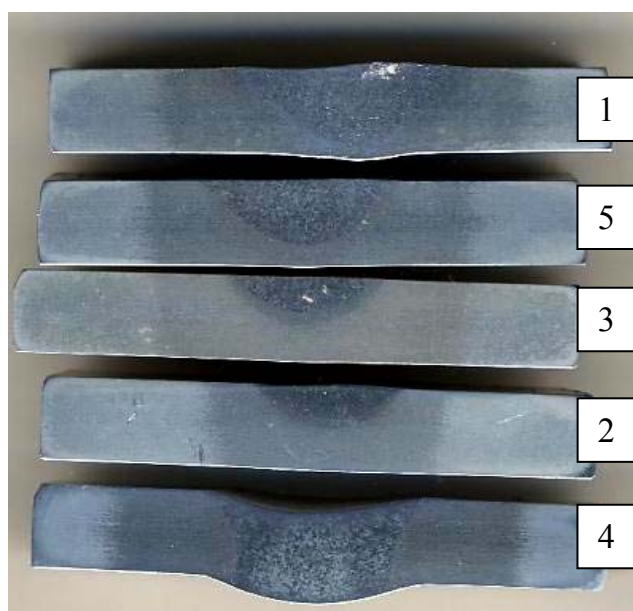


Figure V.11 : Macrographie des coupes transversales des échantillons d'aluminium 2017-T4 (d'ép. 5mm) à différents paramètres de soudage.

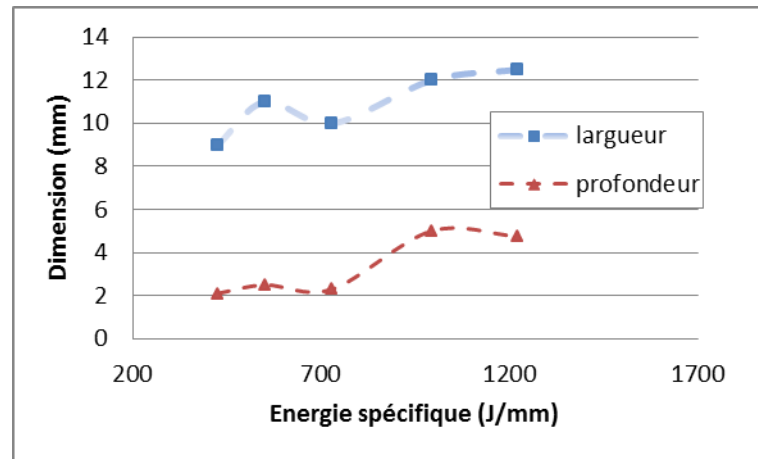


Figure V.12 : Évolution de la largeur et de la profondeur de chaque cordon de soudure en fonction de l'énergie spécifique

### V.3.1.2 Quelques macrographies des autres échantillons

Les figures V.13a,b montrent des macrographies des échantillons de l'alliage 2017-T4 (épaisseurs 1.5 mm et 3mm). On constate la largeur et les courbures des cordons de soudure dû à la pleine pénétration. La fixation des échantillons mince ou de petite taille se fait par la résine d'enrobage à froid et un agent réticulant (durcisseur en liquide).

La figure V.14 représente les macrographies des cordons de soudure de l'alliage 2017-T4 (d'épaisseur 5mm- Tôle C1 et C2) souder avec le métal d'apport (avant et après réparation). On constate que le cordon de soudure du mono passe a la forme de V. Après réparation de la partie inférieure du cordon, sa forme est devenue X. Le contraste permet aussi d'observé la ZAT.

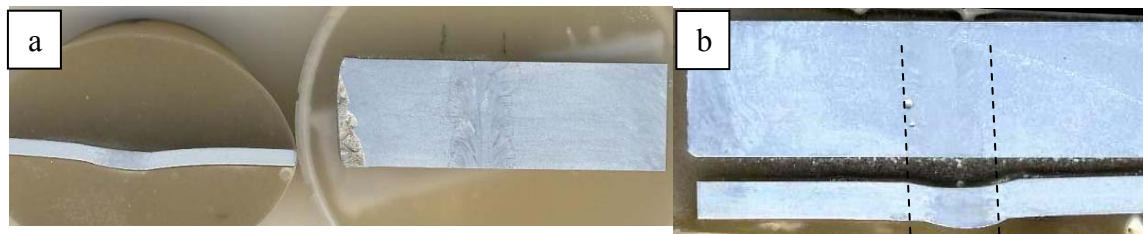


Figure V.13 a,b : Macrographies des échantillons de l'alliage 2017-T4 ; a/ épaisseur de 1.5 mm ; b/ épaisseur de 3 mm.



Figure V.14 : Macrographie des coupes transversales des échantillons d'aluminium 2017-T4 avant et après réparation (mono et double passes) d'épaisseur 5mm.

La figure V.15 représente une macrographie du cordon de soudure de l'alliage d'aluminium 2024-T3 de la tôle D3 (vu dessus). On observe clairement les limites du cordon de soudure au milieu de la figure et la direction des lignes de solidification vers le centre dans la ZF. Le refroidissement de la zone fondue a commencé à la périphérie de la partie chauffée formant ainsi la zone de solidification dans la région centrale du cordon de soudure.

La figure V.16a,b représente une photo et une macrographie du cordon de soudure de la tôle d'acier inoxydable (vu dessus). On observe aussi le cordon de soudure avant polissage au milieu de la figure et la colorisation de la ZAT induit par l'effet thermique important. La macrographie (avec un agrandissement de 12 X) montre les segments de solidification apparus lors des déplacements de la source thermique.



Figure V.15 : Macrographie de l'échantillon de la tôle d'alliage d'aluminium 2024-T3.



Figure V.16a,b : Macrographie de l'échantillon de la tôle d'acier inoxydable ;  
a/ cordon avant polissage ; b/ cordon après préparation (12X)

### V.3.2 Observation par microscope optique (MO)

La caractérisation métallographique est effectuée au moyen d'observation par microscope optique des différentes zones de soudure (ZAT, ZF et BM). Elle porte sur les différents matériaux étudiés. En utilisant le microscope optique, l'analyse micrographique permet de mettre en évidence la morphologie des différentes zones des joints soudés. L'utilisation d'une solution d'attaque chimique adéquate est nécessaire pour bien révéler les structures métallurgiques.

#### V.3.2.a/ Acier inoxydable austénitique 304L

Après la préparation des échantillons de l'acier pour l'observation microscopique, une attaque chimique est faite avec le "Nital" qui correspond à la dissolution préférentielle des phases.

Les figures V.17a,b,c,d montrent la micrographie optique des différentes zones d'une soudure de l'acier austénitique. La zone de liaison ZL est montrée avec un agrandissement de 100X (figure 17a). La Zone fondue (figure 17b), la zone affectée thermiquement ZAT (figure 17c) et le Métal de base (figure 17d) sont représentées avec un agrandissement de 200X.

L'observation micrographique de ces zones montre la forme des grains et des joints de grains constituant ce matériau. L'analyse révèle une nette tendance au grossissement des grains dans la zone affectée thermiquement (ZAT) par rapport aux grains du métal de base. Ce grossissement est dû à l'apport thermique important lors du soudage et qui a affaibli la dureté dans cette zone. La zone de liaison (assez fine environ  $\approx 100\mu\text{m}$ ) montre l'interface de la transition de la ZAT vers la ZF en changeant radicalement la forme et la taille des grains et leurs propriétés. La zone fondue observée présente bien une structure *dendritique* brute de solidification.

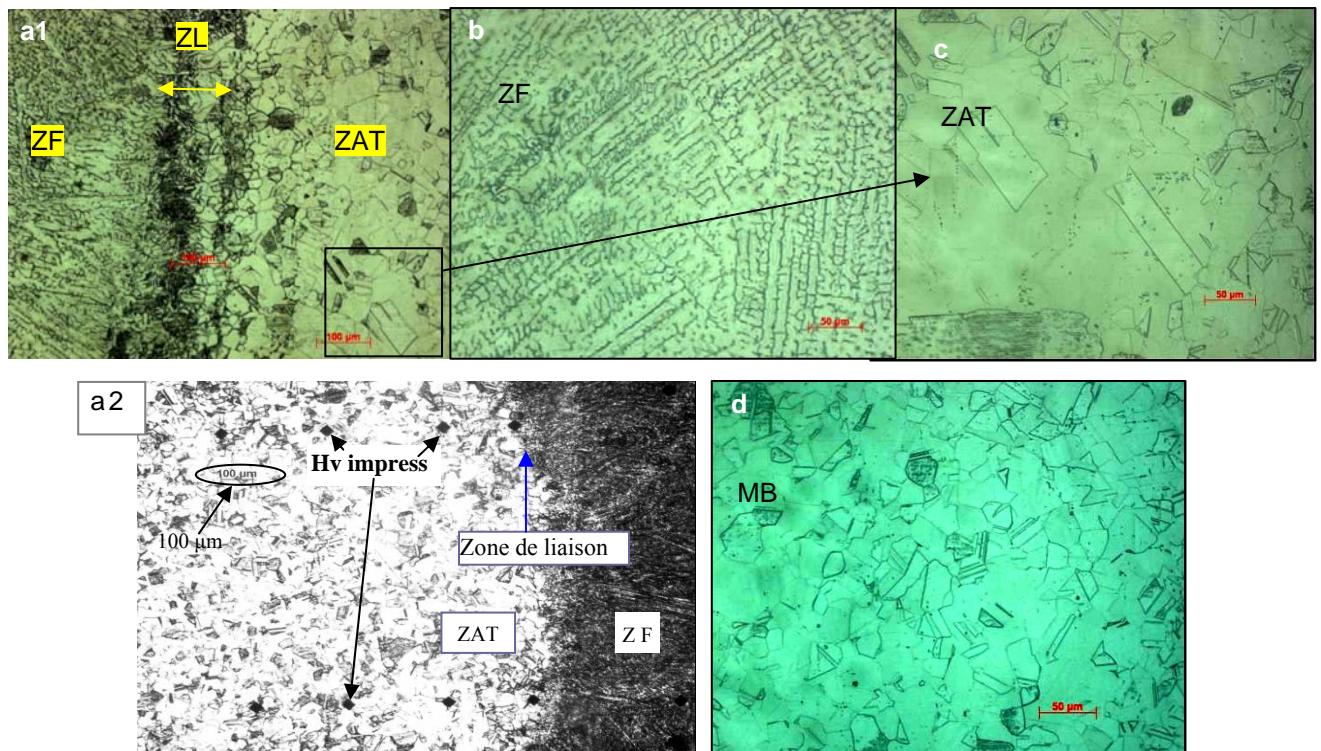


Figure 17 a,b,c et d : Micrographies optiques des différentes zones de soudure de l'acier austénitique 304L (épaisseur 1.5mm).

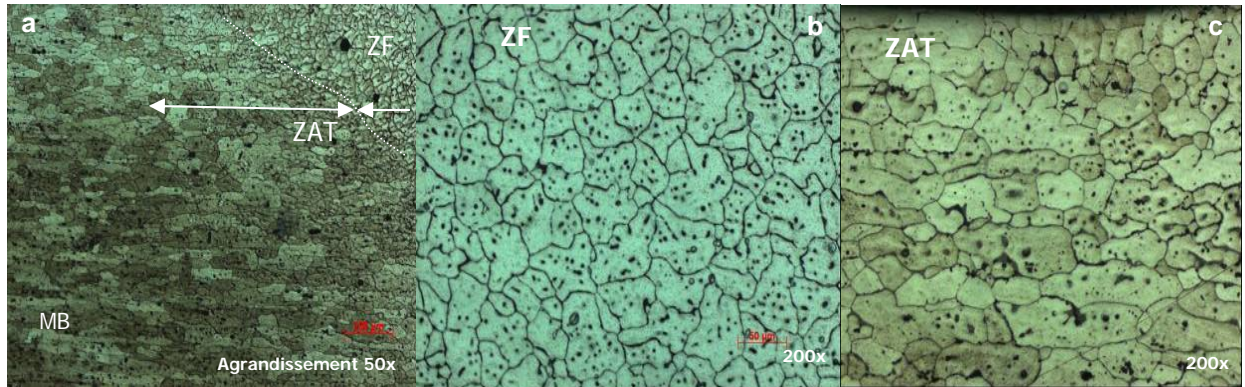
- a) Zone de liaison ZL (a1 : agrandissement 100X, a2 : agrandissement 50X).
- b) Zone fondue ZF (200X).
- c) Zone affectée thermiquement ZAT (200X).
- d) Métal de base MB (200x).

**Remarque :** le refroidissement de noyau fondu va progresser de la périphérie vers le centre, et il sera d'autant plus rapide que le gradient de températures est élevé, ce qui influe sur les propriétés mécaniques et la structure des tôles soudées (variation de dureté, la taille des grains des 3 zones...).

**V.3.2.b/ Alliage d'aluminium**

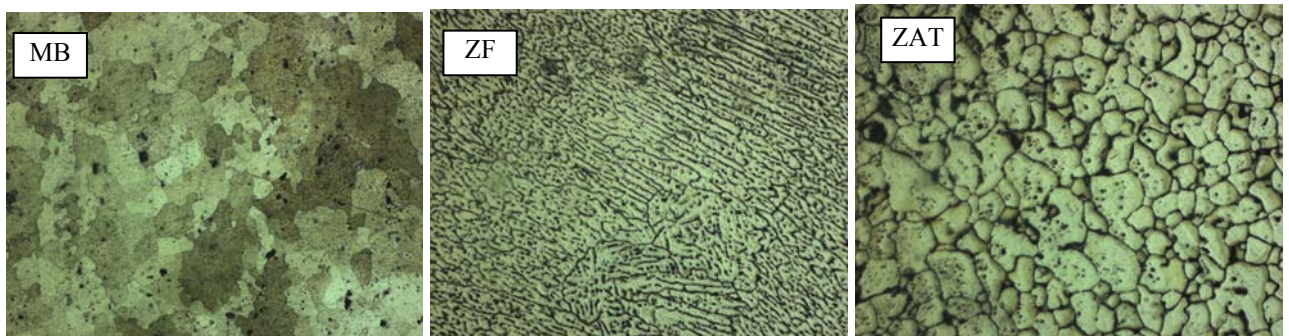
Les figures V.18a-19a-20a montrent les micrographies optiques du métal de base de chaque nuance citée ci-dessous. Ces micrographies présentent une structure constituée de grains de forme d'un polygone ayant des orientations cristallographiques aléatoires dites grains équiaxes [Granjon 1995].

**Série 2017-T4**



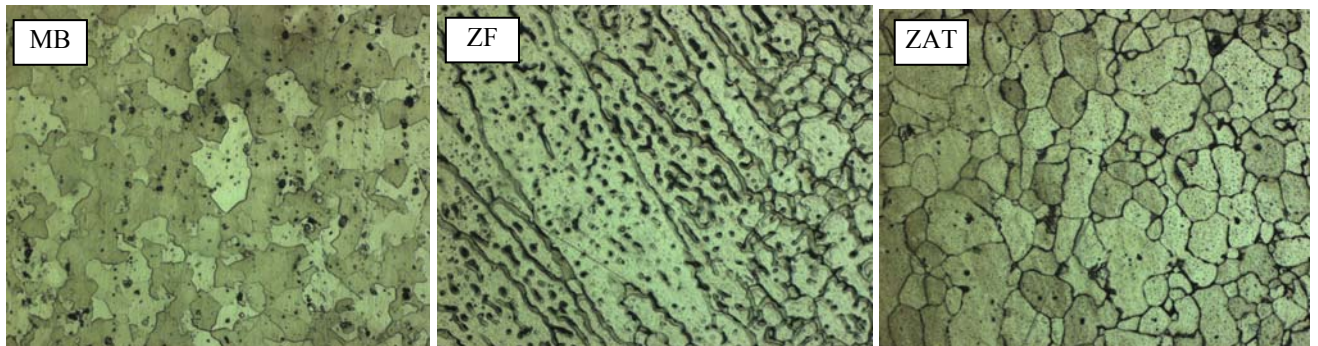
Figures V.18 a,b,c : Micrographique optique des 3 zones (MB, ZF et ZAT) sous différent agrandissement (50X et 200X) de la Tôle 2017-T4 d'épaisseur 5 mm

**Série 2024-T3**



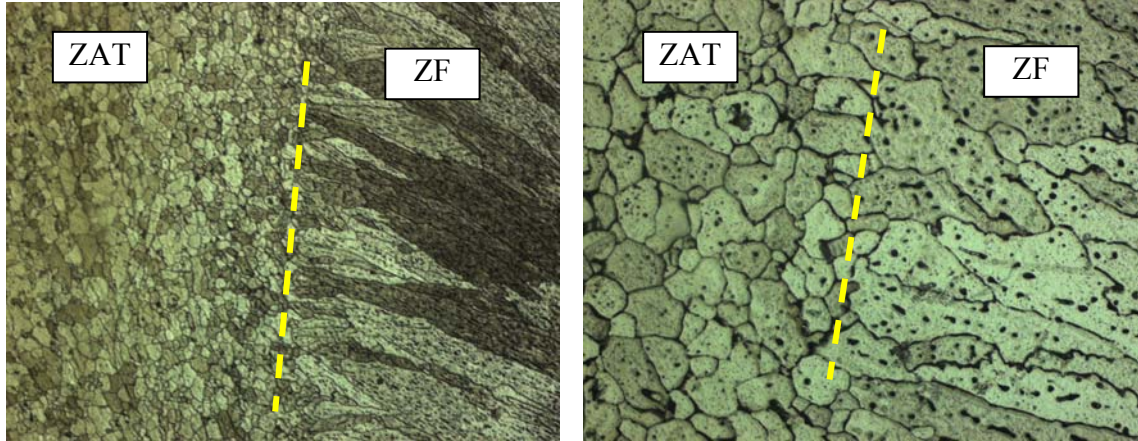
Figures V.19 a,b,c : Micrographique optique des 3 zones (MB, ZF et ZAT) respectivement sous l'agrandissement (200X) de la Tôle 2024-T3 d'épaisseur 2 mm.

**Série 7075-T6**



Figures V.20a,b,c : Micrographique des 3 zones (MB, ZAT et ZF) respectivement sous l'agrandissement (200X) de la Tôle 7075-T6 d'épaisseur 1.2 mm

(Suite de la série 7075-T6)



Figures V.21a,b : Micrographique de la Zone de liaison (entre ZAT et ZF) sous l'agrandissement (50X et 200X) respectivement de la Tôle 7075-T6 d'épaisseur 1.2 mm

Les figures V.18b-19b-20b présentent les micrographies optiques de la zone fondue de chaque nuance. Ces micrographies montrent une structure constituée de grains de forme élancée qui suivent le gradient thermique de solidification. Les grains de la nuance 2017 montrent cependant une forme de polygone proche à ceux de la ZAT mais avec une taille plus grande. Pour la série 7075, on constate que les grains de la ZF ont une forme élancée mais de plus grande taille que celle de la ZAT. Cela est visible sur la figure V.21a,b qui représente la zone de liaison. Ce qui peut justifier la diminution de la microdureté dans cette zone (ZF) pour ces alliages.

Les figures V.18c-19c-20c présentent les micrographies de la ZAT de chaque nuance. Une meilleure révélation des joints de grains est observée par ces micrographies. La taille des grains de ces zones est plus grande que la ZF et proche de celle du métal de base, excepte la série 7075. La figure V.21a,b montre la transition des grains de la ZAT vers ZF passant par de la zone de liaison (ZL). La ZAT est le siège des modifications métallurgiques du métal de base qui peuvent induire des fragilités, des baisses de résistance mécanique et un manque de ductilité.

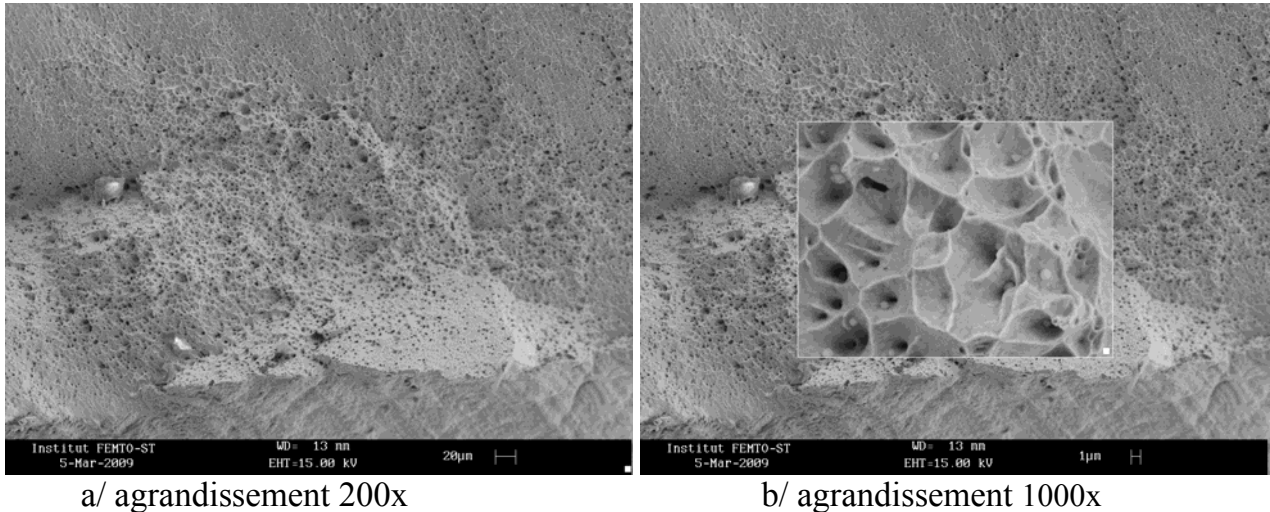
### V.3.3 Analyse de quelques faciès de rupture par MEB

À titre d'indication, on présente dans la suite quelques faciès de ruptures apparues sur nos éprouvettes soudées lors des essais de traction. Sans entrer dans le détail du mécanisme de la rupture, on va indiquer juste leur mode de rupture. L'analyse est effectuée en utilisant le MEB (Microscope Électronique à Balayage).

#### V.3.3 a/ Acier inoxydable austénitique 304L

La figure V.22a,b montre une faciès de rupture d'une éprouvette (avec soudure) où la rupture a eu lieu dans le métal de base. Deux échelles d'agrandissement sont utilisés (200X et 1000X). Les faciès représentent une fractographie à cupule, elles caractérisent une rupture ductile [Blondeau 2001a]. Cette rupture est survenue après une déformation plastique importante.

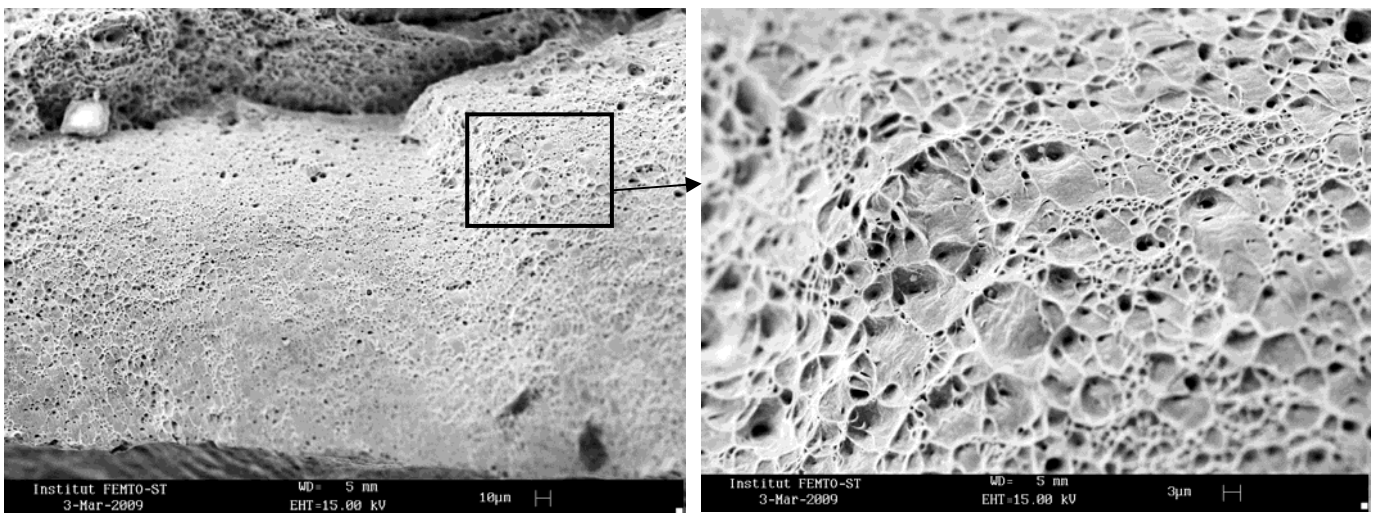
La figure V.23a,b montre une facié de rupture de type fragile d'une éprouvette où la rupture a eu lieu dans le cordon de soudure. L'éprouvette a rompu sans avoir eu des déformations plastiques remarquables. Cette rupture fragile fait intervenir le phénomène de clivage. Les joints des grains de la zone fondue sont fragilisés par l'accumulation d'impuretés ou d'inclusions.



a/ agrandissement 200x

b/ agrandissement 1000x

Figure V.22a,b : Faciès de rupture type ductile d'une éprouvette soudée.



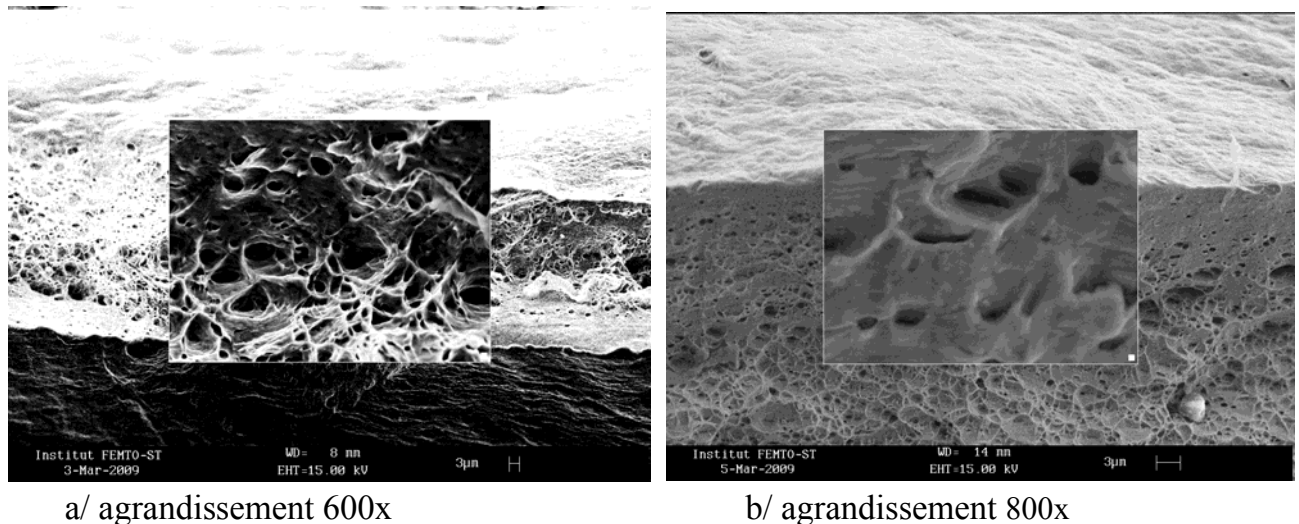
a/ agrandissement 250x

b/ agrandissement 1000x

Figure V.23a,b : Faciès de rupture type fragile d'une éprouvette d'acier soudée.

### V.3.3.b/ *Alliage d'aluminium*

Les figures V.24a,b montrent deux exemples de faciès de rupture type ductile. Les éprouvettes l'alliage d'aluminium sont de la série 2017-T4, d'épaisseurs de 1.5 et 3mm, respectivement. Les faciès représentent une fractographie à cupule [Witek 2006]. Ces ruptures sont accompagnées d'une déformation plastique, d'une striction importante et présentent des faciès d'aspect totalement ductile.



a/ agrandissement 600x

b/ agrandissement 800x

Figure V.24a,b : Faciès de rupture type ductile des éprouvettes soudées d'Alliage d'Aluminium.  
a/ Éprouvette de la tôle A1 d'épaisseur 1.5mm ; b/ Éprouvette de la tôle B1 d'ép. 3mm.

#### V.4 CONCLUSION

Les caractérisations mécaniques et métallographiques des cordons de soudures ont permis de mettre en évidence l'effet des cycles thermiques de soudage sur l'évolution structurale et métallographique des métaux étudiés. Les conclusions suivantes peuvent être tirées :

- Les propriétés mécaniques sont généralement affaiblies après le soudage mais avec un taux différent selon le matériau et la nuance utilisées.
- L'acier montre une meilleure soudabilité et des caractéristiques mécaniques meilleurs que celles des alliages d'aluminium, grâce à sa composition chimique. Il présente aussi une bonne tenue à la ténacité et à la propagation des fissures où le coefficient d'efficacité du joint soudé est très proche de l'unité.
- La microdureté de la ZF est la plus faible par rapport aux autres zones pour les alliages d'aluminium, cependant elle est la plus élevée pour le cas de l'acier inoxydable étudié. La microdureté du métal de base de la série 7075-T6 est la plus élevée que celle de la série 2000. Cela est dû à la différence des éléments d'addition de ces alliages
- Les résultats des essais mécaniques de traction répondent de manière très satisfaisante aux exigences des normes les plus sévères en la matière. Ces essais ont permis de déterminer les propriétés mécaniques essentielles de chaque métal.
- Les alliages de la série 2000 montrent une soudabilité meilleure que celle de la série 7075. Cependant leurs caractéristiques mécaniques sont moyennes par rapport à la série 7075.
- Les analyses métallographiques (par MEB et Microscope Optique) ont permis de mettre en évidence la morphologie et la taille des grains des différentes zones du cordon de soudure (ZAT, ZF et BM) dans les métaux étudiés

Quelques faciès de rupture des éprouvettes soudées et observées par MEB montrent que la rupture produite dans la partie du métal de base est de type ductile.



**CHAPITRE VI****DÉVELOPPEMENT D'UN NOUVEL OUTIL DE SOUDAGE  
FSW ET REALISATION****Sommaire**

---

**VI.1 INTRODUCTION****VI.2 CONCEPTION DE L'OUTIL DE SOUDAGE FSW ET REALISATION**

VI.2.1 Différents types d'outil FSW

VI.2.2 Éléments composant notre outil FSW

VI.2.3 Éléments essentiels de l'outil FSW et leur développement

VI.2.4 Matériaux utilisés pour la fabrication de l'outil et leurs propriétés

**VI.3 OPTIMISATION DE LA FORME DE L'OUTIL ET PRESENTATION DE SON  
MECANISME DE PROTECTION**

VI.3.1 Optimisation de la forme de l'outil développé

VI.3.2 Mécanisme de protection et ses caractéristiques

VI.3.3 Capacités de l'outil réalisé

---

## VI.1 INTRODUCTION

Ce chapitre traite du procédé de soudage par friction malaxage FSW. On y présente les étapes de conception et de réalisation de l'outil FSW et ses différentes versions et leur système de protection.

## VI.2 CONCEPTION DE L'OUTIL DE SOUDAGE FSW ET REALISATION

Inexistant encore dans l'industrie locale, ce procédé présente une technologie nouvelle d'assemblage sans fusion. Afin de réaliser cet outil de soudage FSW, une étude de conception est menée et est présentée à travers l'ensemble des schémas des composants le constituant. La réflexion sur la sûreté de l'outil et sa machine nous a conduit à concevoir un système de protection intégré à l'outil. Dans la suite, on montre les différents types d'outils FSW existants et notre conception avec ses calculs de vérification.

### VI.2.1 Différents types d'outil FSW

Actuellement, il existe plusieurs variétés d'outil généralement utilisés pour le soudage des alliages d'aluminium et de magnésium [Thomas Aug 2005, Threadgill 2009] ; on peut les classer en trois types.

- Outil conventionnel à pion fixe (solidaire à l'épaulement) : c'est l'outil le plus simple. Ses inconvénients résident dans l'obligation de refaire la réalisation de l'ensemble épaulement/pion dans le cas d'une défection de l'une des deux parties, et dans l'existence d'une crevasse à la fin du cordon de soudure.
- Outil à pion rétractable : nécessite un système et une machine spéciale. Contrairement à l'outil précédent, il possède un pion de longueur ajustable. Son intérêt est de pouvoir faire sortir et rentrer le pion progressivement à travers l'épaulement au début et à la fin du soudage. On obtient ainsi des soudures sans crevasse en fin du cordon. Il permet également de souder des pièces avec des profondeurs de pénétration différentes.
- Le troisième type d'outil possède deux épaulements (Figure I.12). La matière malaxée est pincée entre les deux épaulements. Cette technologie permet de réaliser des soudures sans mettre en œuvre de moyen important de fixation [Threadgill 2009].

### VI.2.2 Éléments composant notre outil FSW

Notre outil de soudage de forme cylindrique est composé essentiellement des éléments suivants : Porte-outil (1), arbre (2), ressort (3), clavette (4), épaulement (5), pion (6) et vis sans tête (7) (figure VI.1a).

Les figures (VI.1 a,b) et (VI.2) montrent l'ensemble de ces différents composants et leur schéma général d'assemblage. La figure (VI.3) montre les variantes réalisées lors de l'optimisation de la forme du pion et des différents épaulements.

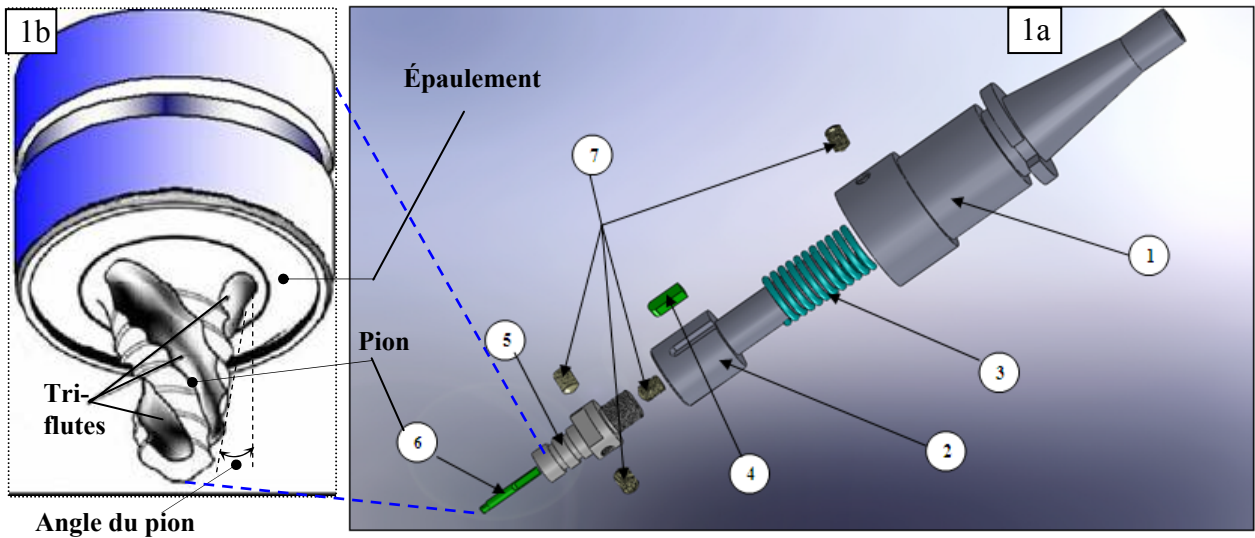


Figure VI.1 a,b : Schémas montrant les différents composants de l'outil FSW

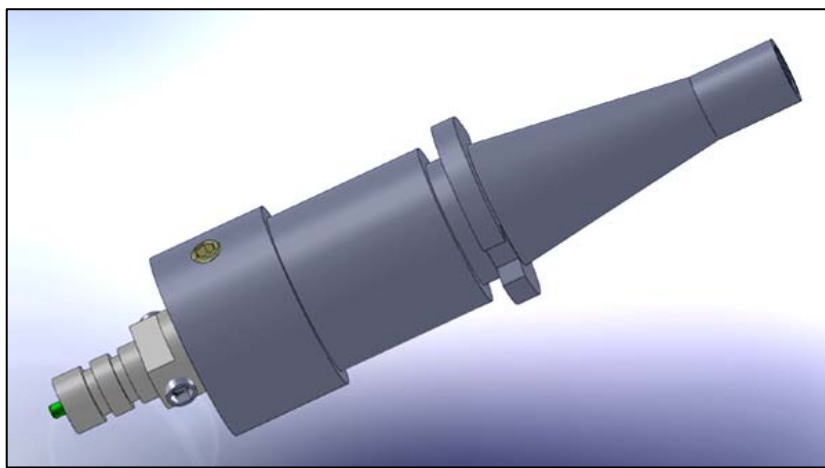


Figure VI.2 : Schéma général d'assemblage de l'outil FSW

Le porte-outil (1) a pour rôle de réunir l'ensemble des éléments constituant l'outil et de transmettre l'énergie cinétique de rotation au couple pion/épaulement. L'arbre (2) est rendu solidaire de l'épaulement par un filetage (figure VI.3) et l'ensemble est fixé au porte-outil par une clavette (4) et une vis sans tête (7) pour éliminer toute rotation relative tout en permettant le déplacement axial.

Le ressort (3) protège l'outil de tout endommagement éventuel et permet aussi de déterminer l'effort exercé sur le cordon par l'outil. La longueur externe du pion (outil amélioré) est fixée à l'aide de vis sans tête (latéralement et axialement).



Figure VI.3 : Différents éléments réalisés de l'outil FSW

### VI.2.3 Éléments essentiels de l'outil FSW et leur développement

L'épaulement et le pion sont les éléments de base de cet outil. L'outil conçu et réalisé en premier lieu avec un pion solidaire à l'épaulement (modèle conventionnel) a été breveté en 2007 [Aissani Déc.2007]. Par la suite, il a été amélioré en réalisant un outil ajustable avec séparation de ces deux éléments de base (figure VI.4 a,b).

Les apports thermiques par friction nécessaires au soudage des tôles est fonction de leur épaisseur, d'où le dimensionnement et la réalisation en deuxième étape d'épaulements de différents diamètres et possédant une ou plusieurs gorges de refroidissement (figure VI.4b) [Aissani 2010].



Figure VI.4 a,b : Épaulements de l'outil FSW avec : a/ Pions solidaires (lisse et fileté) ;  
b/ Pions séparables (ajustables par vis).

### VI.2.4 Matériaux utilisés pour la fabrication de l'outil et leurs propriétés

Selon les données bibliographiques, les éléments essentiels de l'outil sont fabriqués en acier de différentes nuances, les métaux à assembler étant en général des alliages ayant des températures de fusion modérées ( $T_{\text{fusion}} < 1000^{\circ}\text{C}$ ). Dans notre cas, l'outil servira au soudage des alliages d'aluminium dont les températures de fusion  $T_{\text{fusion}}$  avoisinent  $660^{\circ}\text{C} - 680^{\circ}\text{C}$  et qui sont très utilisés dans l'industrie aéronautique et automobile. La plupart des éléments de

notre outil sont donc constitués d'acier doux E24 sauf l'épaulement et le pion qui sont fabriqués en acier de construction 42CD4 traité qui présente de meilleures propriétés mécaniques, (NF A 35-552 standard).

L'acier 42CD4 est un acier de construction faiblement allié au Chrome-Molybdène pour trempe et revenu. Il est caractérisé par une bonne trempabilité à l'huile, une bonne résistance à l'usure et aux surcharges à l'état traité. Acier à usinabilité améliorée, il est très employé en mécanique pour des pièces de moyennes et fortes sections. Sa capacité thermique spécifique est  $C_p = 450\text{--}560 \text{ J/kg.K}$  et sa conductivité thermique est  $K = 32\text{--}40 \text{ W/m.K}$ .

On donne dans le tableau VI.1 les propriétés mécaniques des deux matériaux [Aissani 2010].

Tableau VI.1 : Propriétés mécaniques de l'acier doux E24 et de l'acier 42CD4.

Matériau	Limite d'élasticité $R_e$ [MPa]	Résistance à la traction $R_m$ [MPa]	Module de Young $E$ [GPa]	Coefficient de poisson $\nu$	Masse volumique $\rho$ [ $\text{kg/m}^3$ ]
E24	235	340	210	0.3	7850
42CD4	485	814	205	0.3	7850

### VI.3 OPTIMISATION DE LA FORME DE L'OUTIL ET PRESENTATION DE SON MECANISME DE PROTECTION

#### VI.3.1 Optimisation de la forme de l'outil développé

Les éléments de l'outil qui sont sollicités directement, avec la matière des tôles à souder, lors de la réalisation des cordons de soudure sont le pion et l'épaulement. L'amélioration de la soudure passe donc nécessairement par l'optimisation de ces éléments.

Le profil du pion est étudié pour assurer une bonne homogénéité de la matière malaxée et pour permettre l'obtention d'une qualité de cordon de soudure acceptable (sans défauts internes/surfaciques). Des pions de forme cylindrique et semi-conique (avec angle du pion - figures VI.1b, VI.5a) ont été réalisés ainsi que des pions lisses et d'autres avec filetage à différents pas et à différentes tailles (figure VI.5b). Des rainures inclinées ont été usinées dans le corps des pions (figure VI.5c). Enfin, la fixation du pion sur l'épaulement a été renforcée en doublant les vis sans tête. La longueur du pion apparente doit être ajustée de manière qu'elle mesure environ 0,5 mm de moins que l'épaisseur de la tôle à souder [Genevois 2005].

Tous ces cas ont été testés (voir chapitre suivant) pour déduire, à partir de la qualité des soudures, la meilleure forme du pion à retenir.

La forme des épaulements a un impact direct sur l'apport thermique ; on a donc dimensionné des épaulements à différents diamètres selon l'épaisseur des tôles à souder (figure VI.4). La figure VI.5a présente des ensembles épaulement-pion conventionnels et un ensemble épaulement-pion démontable.

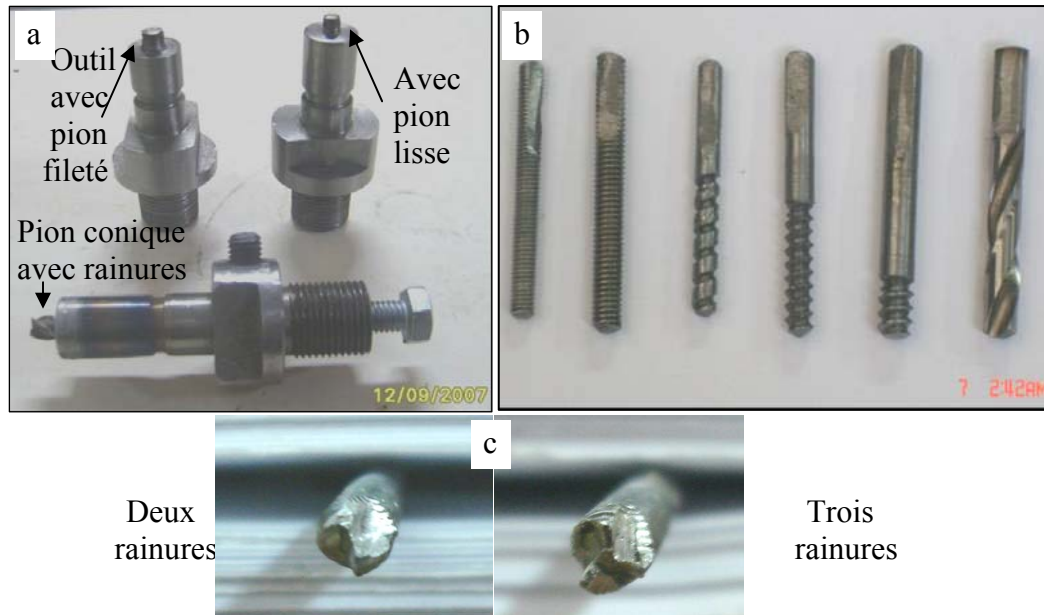


Figure VI.5 a,b,c : a/ Ensembles Épaulement-Pion ; b/ Pions filetés avec différents pas ; c/ Pions filetés à deux / trois rainures (cannelures).

### VI.3.2 Mécanisme de protection et ses caractéristiques

Afin d'assurer une certaine durée de vie à l'outil et d'éviter toute usure importante de ses éléments, un bon choix des matériaux constituant ces éléments est fait en s'appuyant sur les données bibliographiques et les propriétés des métaux. Un système de protection et de sécurité permettra de compenser la surcharge verticale appliquée à l'outil afin d'éviter tout endommagement dû aux pressions excessives ou choc. Le mécanisme considéré est constitué d'un ressort de compression de rigidité 'K' combiné avec l'arbre de l'outil. La présence du ressort, permettra de ne pas dépasser l'effort maximal admissible à faire supporter à l'outil en absorbant le surplus de cet effort.

Le mouvement vertical de l'outil permet la compression du ressort à un certain allongement qui va absorber toute surcharge exercée ou choc. Ce ressort est de forme hélicoïdale à fil rond (Figure VI.6a). Pour déterminer ses caractéristiques géométriques, il faut définir les données suivantes [Spénlé 1998] :

- La force  $\|\vec{F}\|$  appliquée sur le ressort, l'encombrement diamétral et l'allongement maximal.

La figure VI.6b présente les caractéristiques géométriques suivantes  $D$ ,  $d$ ,  $n$ ,  $pas$  et  $l_0$  :

$D$  : Diamètre d'enroulement de l'hélice moyen [mm]

$d$  : Diamètre du fil (normalisé) [mm]

$n$  : Nombre de spires utiles (spires capables de se déformer).

$l_0$  : Longueur libre du ressort [mm]

$Pas$  : Distance entre deux spires successives [mm]

$\|\vec{F}\|$  : Force appliquée sur le ressort [N].

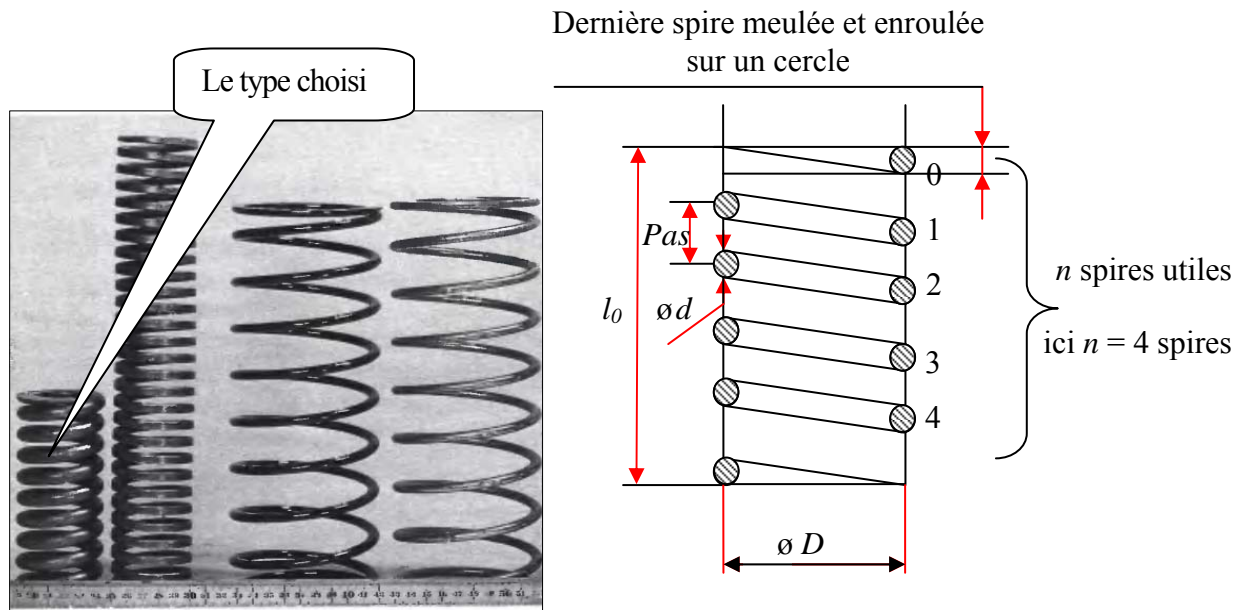


Figure VI.6 a,b : a/ Quelques types de ressorts ;  
 b/ Caractéristiques géométriques d'un ressort [Spénlé 1998].

**\* Détermination de la constante de raideur  $K$  du ressort**

Le ressort est placé dans une presse et il lui est appliqué différentes forces  $F$  en mesurant à chaque fois le déplacement de compression  $\Delta l$ . Les résultats obtenus sont récapitulés dans le tableau et le graphe suivants :

Tableau VI.2 : Évolution force-allongement du ressort considéré.

<b>Force <math>F</math> (N)</b>	180	268	360
<b>Allongement <math>\Delta l</math> (mm)</b>	10	15	20

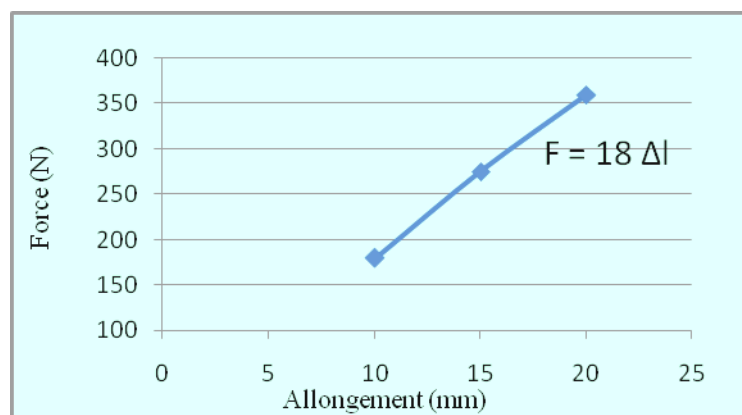


Figure VI.7 : Comportement du ressort sous différentes charges

L'équation de la rigidité :

$$\|\vec{F}\| = K \cdot \Delta l \quad \text{ou} \quad K = \|\vec{F}\| / \Delta l \quad \text{(VI.1)}$$

donne  $K = 18 \text{ N/mm}$ .

D'après le tableau VI.2, l'allongement maximal (course) du ressort est limité à 20 mm, la charge maximale  $\|\vec{F}\|$  que peut supporter le ressort est donc de 360 N.

Le ressort considéré est fabriqué en acier allié, sa Résistance Elastique au Glissement  $R_{eg}$  est de 560MPa et son module de Coulomb  $G$  de 82 000 MPa. Son coefficient de sécurité  $s$  est de 2 [Spénlé 1998]. A partir de ces données, on peut déterminer les caractéristiques géométriques du ressort choisi. [Aissani Déc.2007, Spénlé 1998].

### VI.3.3 Capacités de l'outil réalisé

L'outil conçu et réalisé est bien adapté à l'assemblage des tôles par soudage FSW des alliages d'aluminium difficilement soudables et d'autres matériaux (dont la température de fusion est inférieure à 1000 °C) comme les alliages de magnésium. Il peut assembler des tôles d'épaisseurs différentes dans la limite de 10 mm et dont la composition chimique est différente (assemblage hétérogène).



## **CHAPITRE VII**

### **VALIDATION EXPÉRIMENTALE DE L'OUTIL FSW ET CARACTÉRISATIONS**

#### **Sommaire**

---

#### **VII.1 INTRODUCTION**

#### **VII.2 TECHNIQUE EXPÉRIMENTALE ET TESTS DE VALIDATION**

VII.2.1 Matériaux des tôles à souder

VII.2.2 Dispositif expérimental

*VII.2.2.1 Machine et mécanisme de fixation utilisés et quelques précautions*

VII.2.3 Procédure et paramètres pris en compte dans le cadre de l'expérimentation

VII.2.4 Moyens de contrôle de la qualité des soudures

#### **VII.3 RÉSULTATS DES SOUDURES ET DISCUSSION**

VII.3.1 Soudures des Tôle 2024-T4

VII.3.2 Soudures des Tôle 7075-T6

#### **VII.4 CARACTÉRISATIONS MÉCANIQUE ET MÉTALLOGRAPHIQUE**

VII.4.1 Caractérisation mécanique

*VII.4.1.1 Essais de traction*

*VII.4.1.2 Microdureté*

VII.4.2 Analyse métallographique

*VII.4.2.1 Examens macrographiques et micrographiques*

1/ AA 2024-T4

2/ AA7075-T6.

#### **VII.5 CONCLUSION**

## VII.1 INTRODUCTION

Ce dernier chapitre présente la procédure expérimentale et les résultats de soudage obtenus avec des contrôles C.N.D en utilisant l'outil FSW réalisé avec une optimisation de ses caractéristiques géométriques. Les tôles testées sont en alliages d'aluminium les plus utilisés en aéronautique (séries 2000 et 7000). Les caractérisations mécaniques et métallographiques des cordons de soudure obtenues après soudage avec ce procédé donnent une idée sur la qualité de ces cordons et sur la fiabilité de l'outil.

## VII.2 TECHNIQUE EXPÉRIMENTALE ET TESTS DE VALIDATION

### VII.2.1 Matériaux des tôles à souder

Les deux alliages d'aluminium (séries 2000 et 7000) utilisés pour effectuer nos soudures présentent un durcissement structural et sont 2024-T4 et 7075-T6.

### VII.2.2 Dispositif expérimental

#### VII.2.2.1 Machine et mécanisme de fixation utilisés et quelques précautions

Actuellement, les principales machines utilisées pour le soudage FSW sont des fraiseuses modifiées, des machines conçues pour le FSW (figure I.11) et des robots. Dans notre cas, les soudures ont été faites en utilisant une machine de fraisage dont la vitesse de rotation peut atteindre 2800 tr/min et la vitesse d'avance 630 mm/min ; les tôles étant fixées par bridage (figures VII.1 et VII.2) permettant également un accostage quasi-parfait des bords à souder pour éviter tout mouvement relatif. Le principal avantage de la machine utilisée est qu'on ne lui a fait subir aucune modification.

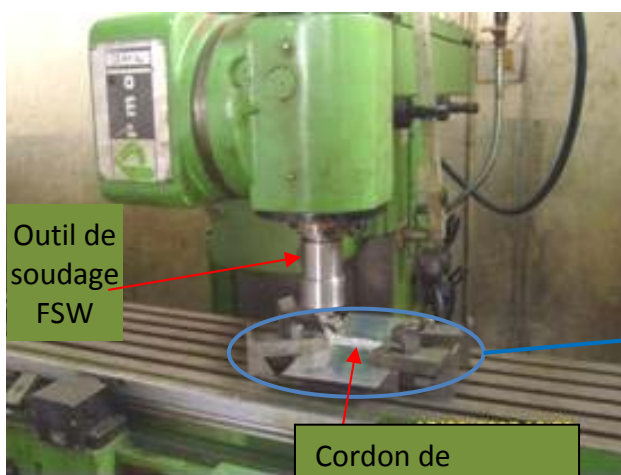


Figure VII.1 : Machine de fraisage exploitée dans le procédé FSW.

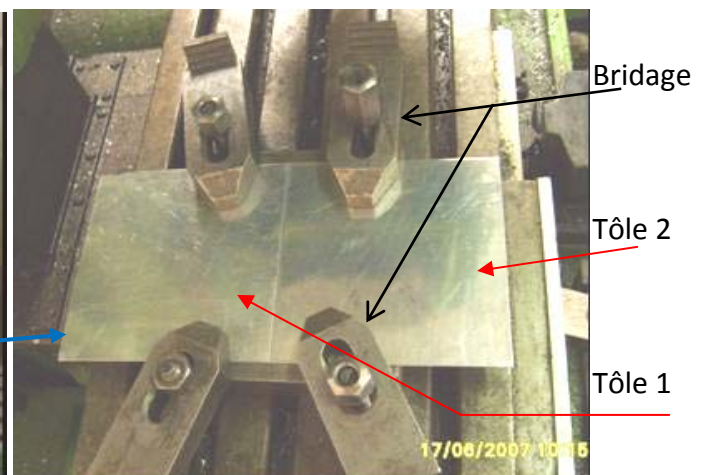


Figure VII.2 : Fixation des tôles par bridage.

Avant de souder, il est à noter qu'il faut :

- Ajuster la longueur du pion de manière qu'elle mesure environ 0,5 mm de moins que l'épaisseur de la tôle [Genevois 2004] ;
- Vérifier la planéité tout le long du joint à souder ;
- Que la ligne du joint soit parallèle à la ligne d'avance du pion.

### VII.2.3 Procédure et paramètres pris en compte dans le cadre de l'expérimentation

Plusieurs cordons de soudure ont été réalisés sur les tôles, chacun pour une épaisseur différente. Quatre formes d'outil ont été exploitées pour pouvoir comparer la qualité des joints soudés (Figure VI.3a,b,c).

- Un pion de forme cylindrique lisse ;
- Un pion cylindrique fileté sans rainures ;
- Un pion conique fileté à deux rainures ;
- Un pion conique fileté à trois rainures.

Dans le cas des pions filetés, des testes ont été portés sur l'influence du pas de filetage.

L'angle d'inclinaison ( $\alpha$ ) de la tête de la machine portant l'outil a, lui aussi, servi de paramètre. Quelques travaux ont montré que l'angle d'inclinaison  $\alpha$  critique (angle max pour lequel il y a absence de défauts) est de l'ordre de  $2^\circ$  ou  $2.5^\circ$  [Lombard 2008]; trois angles ont donc été testés :  $0^\circ$  (position verticale de l'outil),  $1^\circ$  et  $2^\circ$  avec des dimensions d'outil constantes (diamètre de l'épaulement et du pion), sauf pour le cas d'une tôle de plus grande épaisseur (soudée avec un épaulement de diamètre plus grand, 35 mm). Les paramètres de soudage : la vitesse d'avance  $V_a$  et de rotation  $V_r$ , ont subi juste quelques modifications, car ils dépendent de l'épaisseur des tôles et de la nature de l'alliage.

- Dans la pratique, il existe deux types de soudures ; les soudures froides dont le rapport de vitesse de rotation sur vitesse d'avance est inférieur à **1** et les soudures chaudes pour lesquelles ce rapport est supérieur à **1** [Genevois 2004]. Dans notre cas, le rapport est supérieur à 80, on parle donc de **soudures chaudes**. Le cordon, une fois réalisé, présente une surface avec des stries arquées dues à l'épaulement ; la distance entre les stries dépend de ce rapport. La profondeur entre les stries dépend de l'inclinaison de l'outil et de la pression exercée sur les tôles.

Les tableaux ci-après résument les valeurs des différents paramètres utilisés pour chaque alliage étudié :

Tableau VII.1 : Paramètres de soudage par FSW de l'alliage 2024-T4.

Épaisseur de la tôle [mm]	Diamètre du pion [mm]	Géométrie du pion (rainures) - Pas de filetage du pion [mm]	Inclinaison de l'outil ( $\alpha^\circ$ )	Diamètre de l'épaulement [mm]	$V_r$ [tr/min]	$V_a$ [mm/min]	Pression exercée [MPa]
1.6	5	Cylindrique, 02 rainures - Fileté à 1.25	$0^\circ$	20	1400	16	10.9
	5	02 rainures - Fileté à 1.25	$1^\circ$	20	2000	16	10.9
2.6	5	Cylindrique lisse - Non Fileté	$0^\circ$	22	2400	25	11.4
		Conique, 02 rainures - Fileté à 1.25	$2^\circ$				12.8
3	5	03 rainures - Fileté à 1.25	$2^\circ$	22	2400	10	11.4

Tableau VII.2 : Paramètres de soudage de l'alliage 7075-T6.

Épaisseur de la tôle [mm]	Diamètre du pion [mm]	Géométrie du pion - Pas de filetage (mm)	Inclinaison de l'outil ( $\alpha^\circ$ )	Diamètre de l'épaulement [mm]	$V_r$ [tr/min]	$V_a$ [mm/min]	Pression exercée [MPa]
3	5	Conique Non fileté	0°	20	2000	16	12.8
	5	Sans rainures Fileté à 1.25	1°	20	2000	16	
	5	02 rainures - Fileté à 1.25	2°	20	2800	10	
	5	03 rainures - Fileté à 1.25	2°	20	2000	25	
5	6	03 rainures - fileté à 0.75	0°	35	2000	16	10.5

#### VII.2.4 Moyens de contrôle de la qualité des soudures

Les soudures ont été contrôlées par trois méthodes non destructives, contrôle visuel, par ressuage et par rayons X. L'examen a porté sur les cordons de soudure et sur l'empreinte (crevasse) laissée par l'outil en fin de soudage. Les contrôles permettent de vérifier l'existence des défauts surfaciques ou internes.

### VII.3 RÉSULTATS DES SOUDURES ET DISCUSSION

On représente dans ce qui suit trois exemples des essais les plus performants pour les deux alliages étudiés. Quelques d'autres résultats préliminaires des soudures FSW ont été présenté dans l'annexe E avec discussion.

#### VII.3.1 Soudures des Tôle 2024-T4

##### **Cas N°1 : Pion conique fileté (Pas = 1.25 mm) à 03 rainures et $\alpha=2^\circ$ , (ép. = 3mm).**

La figure VII.3a,b montre les deux faces du cordon, endroit et envers, avec un agrandissement de l'empreinte finale de l'outil. La soudure est effectuée avec une vitesse de rotation  $V_r = 2400$  tr/min et une vitesse d'avance (de soudage)  $V_a = 10$  mm/min. On obtient une qualité de joint acceptable de visu et confirmée par les contrôles par rayons X et par ressuage (figure VII.4 a,b). Aucun défaut majeur n'apparaît dans le cordon (rainures d'arrachement, fissures, cannelures...) par le fait que :

- Les rainures hélicoïdales usinées sur le pion permettent de réduire le volume déplacé de la matière pendant le déplacement ;
- La présence de filetage sur le pion assure un flux de matière suffisant autour du pion ;
- L'inclinaison de l'outil réduit le rejet de bavures ;
- L'effort de forgeage est bien convenable à l'épaisseur des tôles soudées.

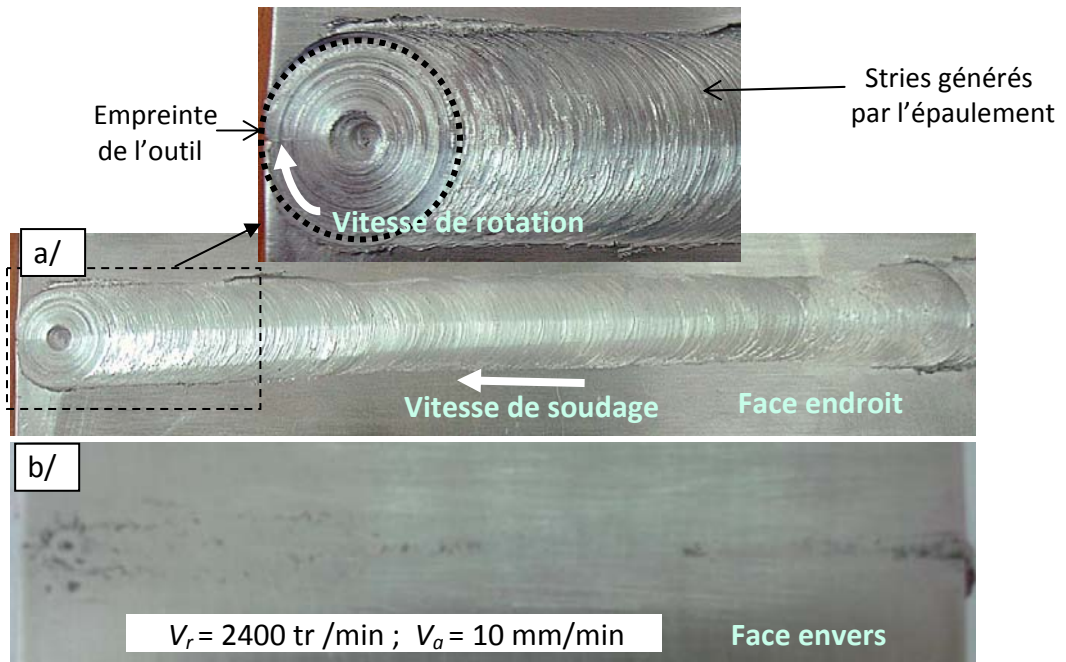


Figure VII.3a,b : Soudure sans défaut ; a/ Face endroit avec un agrandissement, b/ Face envers.

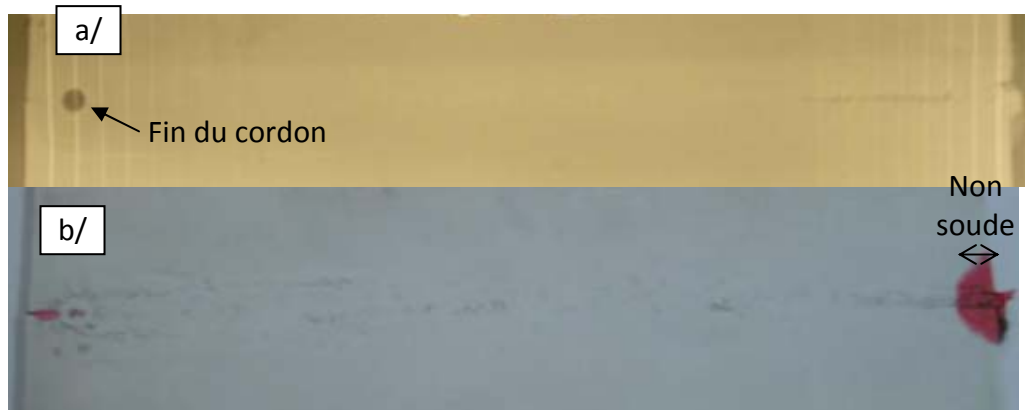


Figure VII.4a,b : Ce cordon avec : a/ Contrôle par rayons X, b/ Contrôle par ressuage.

**Cas N°2 : Pion conique fileté (pas = 1.25 mm) à 02 rainures et  $\alpha=2^\circ$ , (ép. = 2.6 mm).**

Sur la figure VII-5a,b, on constate un cordon relativement lisse et sans défaut ayant une largeur égale au diamètre de l'épaulement. Ce cordon présente, de visu, une bonne qualité. Par les contrôles CND (figures VII.5c,d), on constate l'absence de défauts superficiels sur la face envers, ainsi que l'absence des défauts internes volumiques dans le joint.

- L'augmentation de l'angle d'inclinaison au-delà de l'angle critique a permis à la matière de fuir vers les bords lors du soudage et d'induire ainsi quelques défauts superficiels.
- La présence du filetage a favorisé l'écoulement de la matière autour de l'outil vers la face inférieure des tôles.
- En outre, l'utilisation des rainures sur le pion avec un choix adéquat des paramètres de soudage a permis d'améliorer la qualité du cordon.

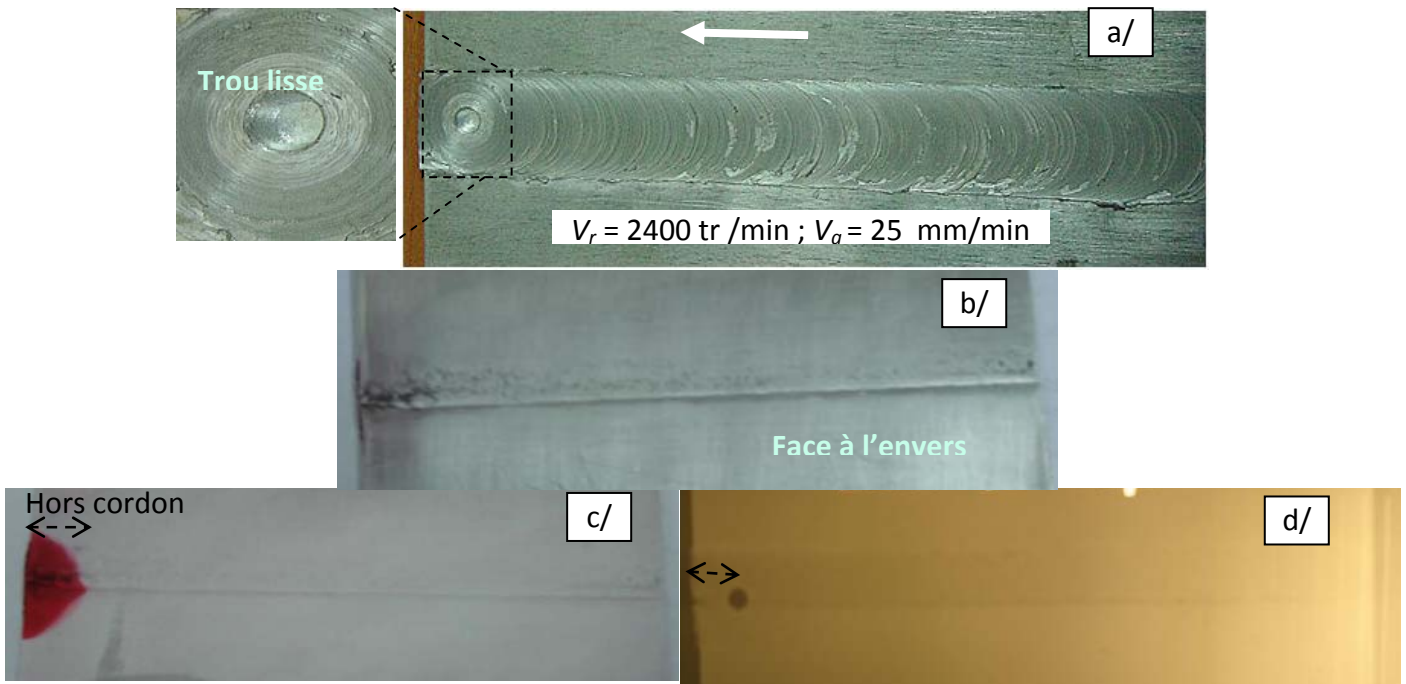


Figure VII.5a,b,c,d : Cordon fini de bonne qualité : a/ Face endroit, b/ Face envers, c/ Contrôle par ressuage de la face envers et d/ Contrôle par rayons X.

### VII.3.2 Soudures des Tôle 7075-T6

#### Cas N°3 : Pion conique fileté à trois rainures et $\alpha=2^\circ$ , (ép. = 3 mm).

La figure VII.6 montre une surface de cordon lisse avec une bonne répartition des stries, ceci est dû à l'angle d'inclinaison de l'outil et aux paramètres du soudage considérés qui génèrent une quantité de chaleur importante permettant d'améliorer le malaxage de la matière. Le contrôle par ressuage confirme l'absence de défauts surfaciques le long du joint donc une pénétration du cordon complète (figure VII.7a,b).

#### **Remarque :**

Les cordons de soudures obtenus après soudage sur les deux alliages d'aluminium utilisés, ont montré que la géométrie du pion (forme, présence de filetage, pas du filetage, rainures...) et son angle d'inclinaison influent grandement sur la qualité du cordon. Le choix optimal des paramètres de soudage (vitesse de rotation, d'avance et la pression exercée) influe aussi de manière conséquente sur la qualité des soudures.

Une fois obtenus, il est intéressant de connaître les caractéristiques mécaniques et métallographiques de ces cordons de soudures et leur attitude dans la pratique.

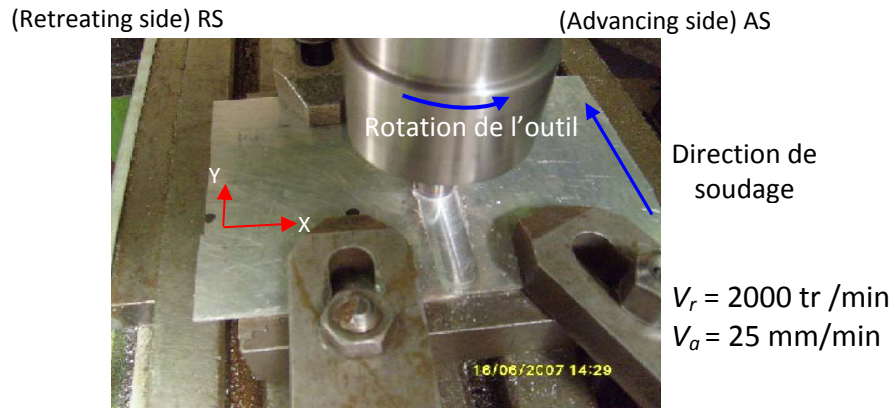


Figure VII.6 : Soudure de 7075-T6 sans défaut (au cours du soudage).

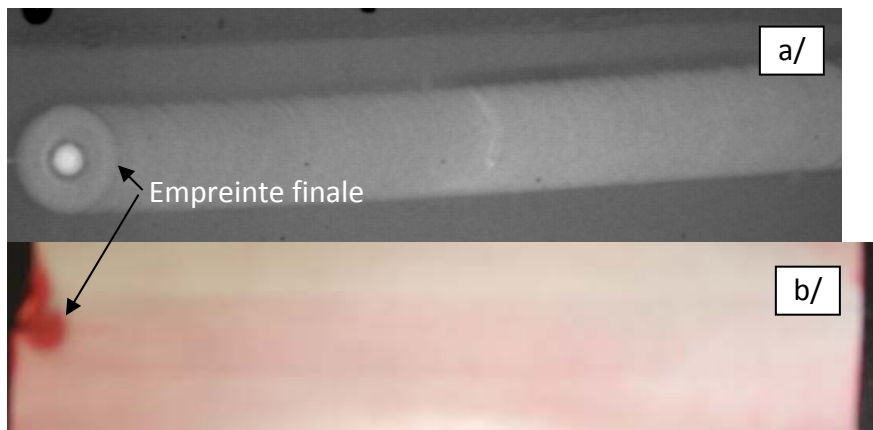


Figure VII.7a,b : Contrôle du cordon ; a/ Par rayons X, b/ Par ressuage.

## VII.4 CARACTÉRISATIONS MÉCANIQUE ET MÉTALLOGRAPHIQUE

### VII.4.1 Caractérisation mécanique

Elle porte sur les deux alliages d'aluminium étudiés.

#### VII.4.1.1 Essais de traction

La figure VII.8a,b présente une éprouvette de traction pour chaque alliage (avant et après l'essai de traction). La figure VII.8c montre un agrandissement de la face du cordon qui a subi la rupture.

On remarque que les ruptures s'effectuent au bord du cordon pour les deux alliages dans la zone de transition (ou liaison), entre la ZATM et la ZAT, affaiblie par la présence des précipités. Ce procédé affaiblit en général les caractéristiques mécaniques des métaux à souder [Mishra 2005]. L'absence de rupture mi-cordon montre la bonne qualité du malaxage.

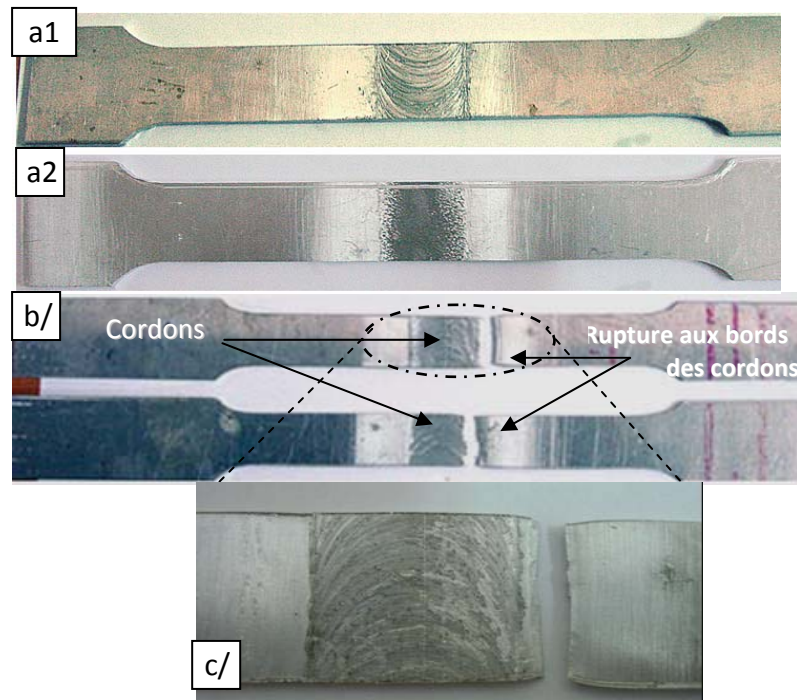


Figure VII.8a,b,c : Épreuves de traction : **a/** Alliage 2024-T4 (vu de face et d'envers); **b/** Alliage 7075-T6 ; **c/** Agrandissement du cordon de l'éprouvette rompue.

Les résultats des essais de traction sont récapitulés (valeurs moyennes sur plusieurs éprouvettes) sur le tableau suivant :

Tableau VII.3 : Caractéristiques mécaniques des éprouvettes d'essais de traction.

Alliage	Éprouvette	Limité d'élasticité $R_{p0.2}$ [Mpa]	Résistance à la traction $R_m$ [Mpa]	Allongement $A$ (%)	Observation (rupture)
<b>2024-T4</b>	Métal de base	86,252	325,51	13,5	-
	Soudée	171,85	248,80	6,9	Bord du cordon
<b>7075-T6</b>	Métal de base	450,95	501,05	11,2	-
	Soudée	73,258	82,278	7,9	Bord du cordon

La comparaison des caractéristiques mécaniques obtenues est illustrée par un histogramme (figure VII.9). Ce dernier montre avec le tableau que les propriétés mécaniques de l'alliage 7075-T6 sont plus importantes que celles de 2024-T4 globalement (éprouvette soudée ou non soudée), grâce à ses éléments d'additions (Zinc,..) qui lui confèrent cette rigidité. Ces alliages subissent après le soudage FSW (comme pour certains autres procédés de soudage) :

- Une diminution de la limite d'élasticité et de l'allongement à la rupture.
- Une diminution de la contrainte à la rupture (Résistance à la traction) à un taux dépendant du type d'alliage.



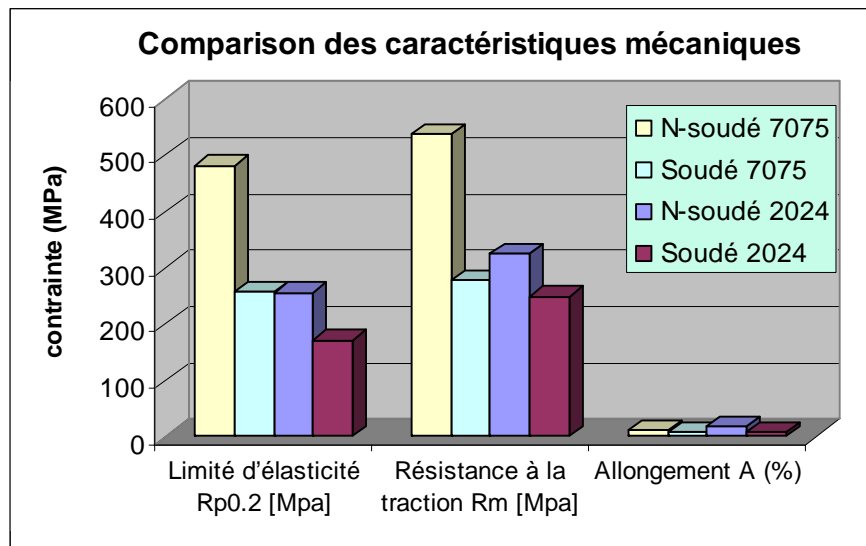


Figure VII.9 : Histogramme comparatif des caractéristiques mécaniques de traction des alliages d'aluminium étudiés (non soudés et soudés).

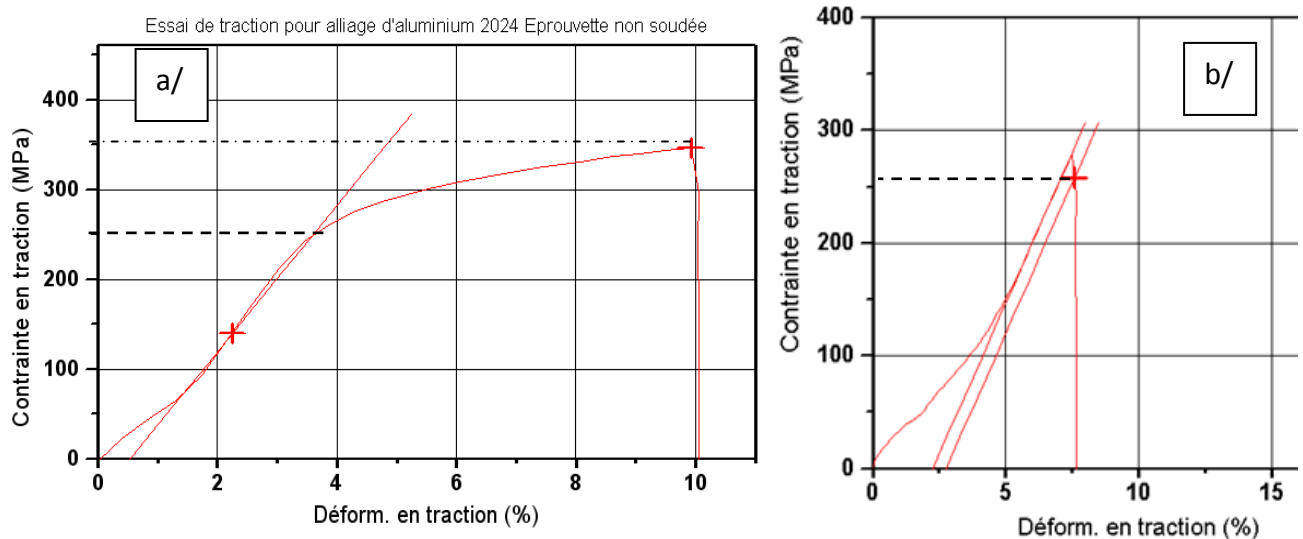


Figure VII.10a,b : Exemple de courbe de traction pour l'alliage d'Aluminium 2024-T4 :  
a/ Epreuve de métal de base ; b/ Epreuve soudée.

La figure VII.10 donne, pour exemple, les courbes de traction du métal de base et d'une éprouvette soudée de l'alliage 2024-T4. On visualise les trois fameuses phases d'une courbe de traction avec une limite d'élasticité d'ordre  $\approx 250$  MPa. On constate aussi qu'après soudage la zone plastique est assez fine (pour cette éprouvette), on a donc affaire à une rupture approximativement fragile. On peut dire que ce type de procédé cause une réduction conséquente de la zone de plasticité dans le cas de ces deux alliages.

Il est intéressant de déterminer le coefficient d'efficacité des joints soudés.

#### Calcul du coefficient d'efficacité du joint soudé FSW :

Rappelant que ce coefficient est défini comme le rapport entre les caractéristiques mécaniques du joint soudé et celles du métal de base (rapport des charges de rupture). Pour les alliages

d'aluminium, les références bibliographiques donnent un coefficient de joint soudé de l'ordre de 0.6 à 1.0 [Zimmer 2009].

$$\text{Coefficient de joint} = \frac{Rm \text{ du joint soudé}}{Rm \text{ du métal de base}} \quad [\%]$$

\* Pour l'alliage 2024-T4, le coefficient d'efficacité est de l'ordre de 0.76.

\* Pour l'alliage 7075-T6, le coefficient d'efficacité est de l'ordre de 0.55.

Les soudures des éprouvettes de 2024-T4, avec un coefficient de 0.76, intègrent donc l'intervalle de Zimmer défini plus haut, tandis que les soudures dans l'alliage 7075-T6, avec un coefficient d'efficacité légèrement extérieur à cette plage ne donnent pas entière satisfaction. Nos assemblages soudés par FSW donnent néanmoins des caractéristiques mécaniques acceptables.

#### VII.4.1.2 Microdureté

La microdureté Vickers est mesurée à mi-épaisseur des joints soudés, perpendiculairement à l'axe de soudage.

- La figure VII.11 donne la distribution de la microdureté du cordon soudé pour l'alliage 2024-T4. On remarque que le changement structural subi lors du soudage n'affecte pas la microdureté dans la zone du noyau et celle-ci diminue dans la ZATM et la ZAT de 145 (Hv200) du métal de base (MB) vers une valeur minimale de l'ordre de 110. Cette diminution est due, d'une part, au phénomène du recuit dans la ZAT et d'autre part, à la précipitation des phases non durcies dans les deux zones [Genevois 2004]. Elle est observée de même par Mishra [Mishra 2005] qui indique la même valeur minimale.

Le maintien du niveau de microdureté dans le Noyau (figure VII.11), peut être expliqué par un certain degré d'écrouissage [Zimmer 2009].

La courbe de dureté permet de déduire l'étendue des différentes zones. Sachant que la largeur de la Zone Noyau est égale au diamètre du pion  $\pm 1\text{mm}$  [Mishra 2005, Zimmer 2009], on évalue donc l'étendue de la ZATM à 5 à 6mm ; résultat confirmé par Zimmer et al. De même, l'étendue de la ZAT mesurée entre 4 et 6mm est aussi confirmée par la même référence.

L'allure du graphe permet de constater une dissymétrie de part et d'autre de la ligne de jonction (ligne de milieu du cordon) dans les zones de transition entre ZATM et ZAT. Ce résultat confirme la dissymétrie des caractéristiques mécaniques obtenues par ce procédé. Cette dissymétrie est due à la différence d'apport du flux thermique par frottement qui dépend de la vitesse relative de la matière malaxée de part et d'autre du joint, [RS (*Retreating Side*) et AS (*Advancing Side*)].

Enfin, comparativement au procédé de soudage TIG, on constate que la zone affectée thermiquement est moins étendue, la quantité de chaleur introduite dans la soudure étant plus faible dans le cas du FSW.

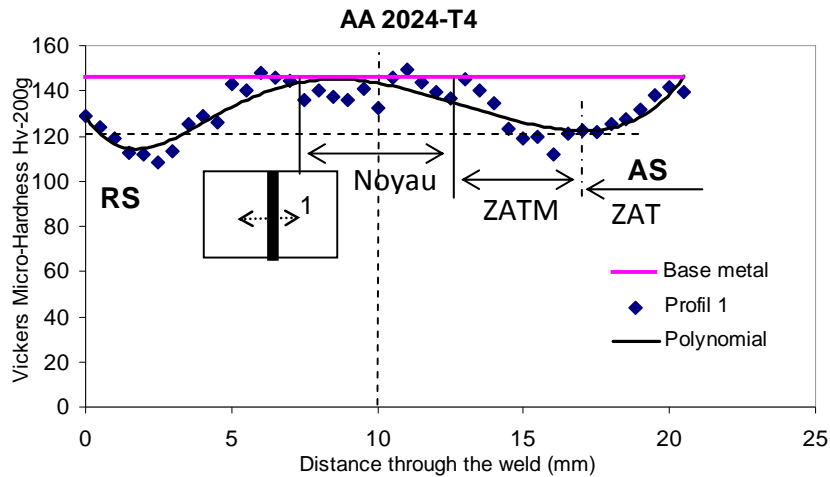


Figure VII.11 : Filiation de microdureté à travers la soudure 2024-T4.

- La figure VII.12 donne la microdureté dans le cordon pour l'alliage 7075-T6. La courbe obtenue montre que ce matériau subit un adoucissement dans la zone soudée se traduisant par une baisse de dureté ; cette dureté diminue de  $\approx 190$  (Hv200) dans le métal de base jusqu'à une valeur minimale de l'ordre de 120 (ZATM et ZAT), le minimum étant observé dans la zone de transition ZAT/ZATM. Ce résultat est confirmé par Zimmer [Zimmer 2009]. L'explication vient du fait que l'alliage à l'état initial T6 voit ses précipités durcissants augmenter de taille par l'effet de l'apport énergétique entraînant ainsi pour cet alliage une baisse de la dureté [Genevois 2004].

Cette diminution de la dureté est moins importante dans le noyau sans pouvoir remonter jusqu'à la dureté du métal de base (160 Hv200) car les alliages 7000 sont beaucoup moins ductiles que les alliages 2000 par la présence de certains éléments d'addition (Zinc..), une des causes de leur mauvaise soudabilité.

On remarque par ailleurs la même dissymétrie des caractéristiques mécaniques pour les mêmes raisons que pour l'alliage précédent et que l'étendue de la ZATM dans ce cas est légèrement plus grande ( $8 \pm 1$  mm).

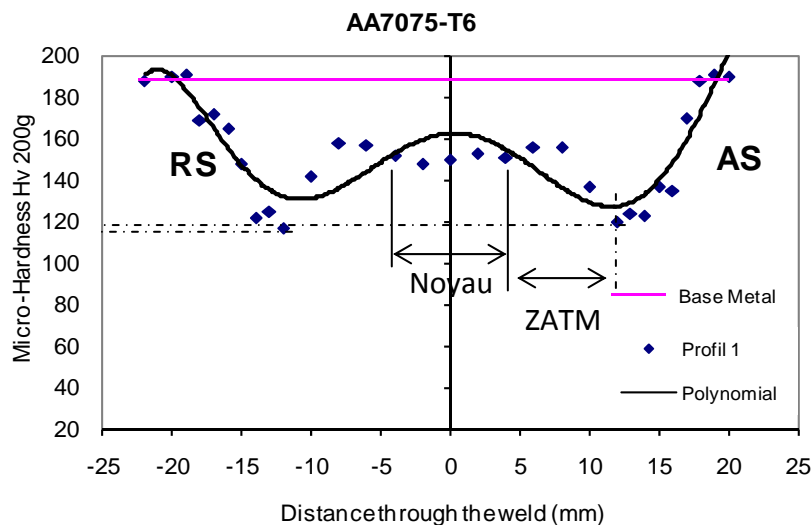


Figure VII.12 : Filiation de microdureté à travers la soudure 7075-T6.

## VII.4.2 Analyse métallographique

L'examen métallographique est effectué au moyen d'un microscope optique (MO).

### VII.4.2.1 Examens macrographique et micrographique

Les figures (VII.13a) et (VII.15a) correspondent à des macrographies de coupes transversales des joints respectivement des alliages 2024-T4 et 7075-T6, obtenues après l'attaque chimique.

#### 1/ AA 2024-T4.

On remarque bien le contraste de couleur révélant les différentes zones de la soudure. La largeur de la soudure est d'environ de 23mm, légèrement supérieure au diamètre de l'épaulement (22mm), ce qui est en accord avec les affirmations de Deqing et al. [Deqing 2004].

L'analyse microscopique du joint (figure VII.13b), permet de bien distinguer les zones ZAT, ZATM et Noyau. On observe l'effet de mouvement du pion dans la partie malaxée par le changement d'orientation des plans de déformations dans le Noyau et la ZATM.

La figure VII.14a montre la microstructure du métal de base avec la taille originelle des grains et les microstructures du Noyau et de la ZATM sont présentées aux figures VII.14b et 14d respectivement. La ZATM se trouve de part et d'autre du Noyau, elle subit une histoire thermique et une déformation plastique complexe provoquée par le mouvement du pion, et son filetage, qui peut induire un début de recristallisation et des phénomènes de précipitation. Les grains subissent une rotation allant jusqu'à 90° près du noyau [Zimmer 2009]. Dans le Noyau, les grains deviennent très petits et équiaxes en raison d'une forte déformation thermomécanique et des effets de recristallisation dynamiques. Les mêmes phénomènes ont été observés par Xu et al. [Xu 2009].

Par ailleurs, la taille des grains du noyau est toujours plus fine que celle des grains de la ZATM du fait d'une recristallisation partielle dans celle-ci alors qu'elle est totale dans le noyau.

Dans la zone de liaison entre ZATM et ZAT (figure VII.14c), la frontière entre ces deux zones est bien visible par la variation de la taille des grains ; les grains de la ZATM sont plus fins que ceux de la ZAT car celle-ci n'a subi que le phénomène de recuit.

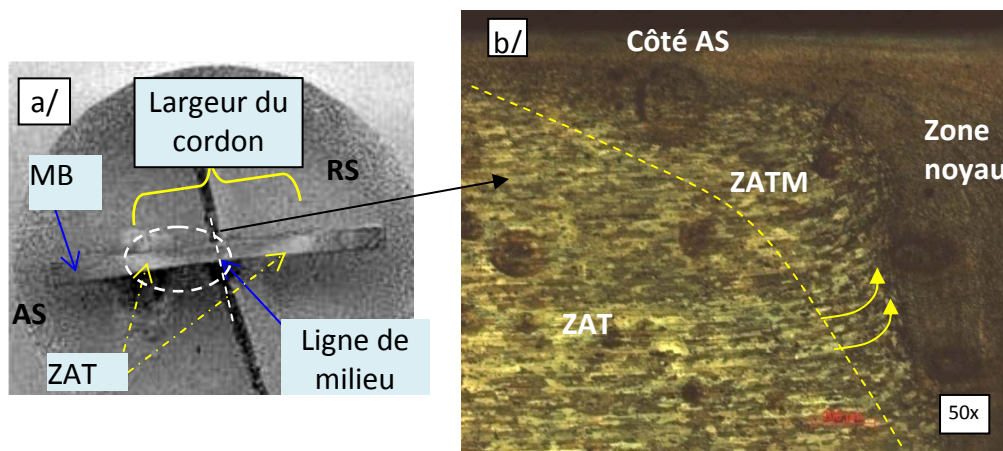


Figure VII.13a,b : Alliage de 2024-T4, a/ Macrographie d'une coupe transversale du joint ; b/ Microstructure d'une partie du joint de soudure (toutes les zones), agrandissement de 50 fois.

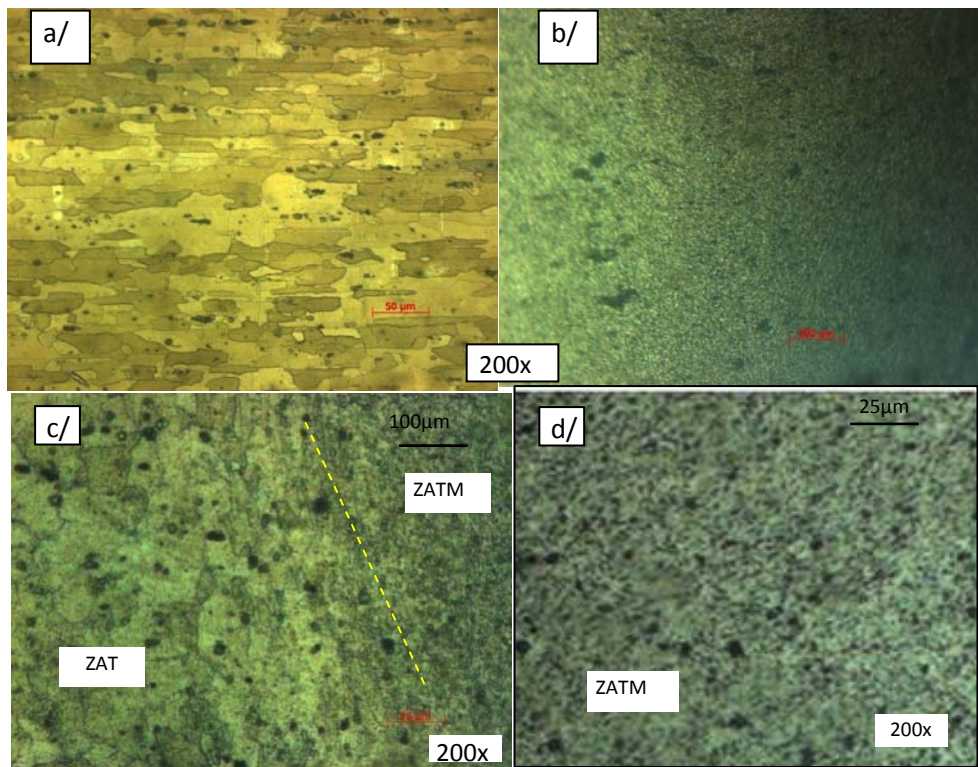


Figure VII.14a,b,c,d : Micrographies de l'alliage 2024-T4 (200x) : a/ Métal de base ; b/ Noyau ; c/ Zone de liaison ZATM / ZAT (200x) ; d/ ZATM

## 2/ AA7075-T6.

La figure VII.15a montre une macrographie d'un cordon de cet alliage ; les contrastes de couleur indiquent les différentes zones de la soudure. Les micrographies I, II et III (encore agrandies sur a, b, c) de cette même figure permettent de distinguer les différentes zones du cordon (MB, ZAT, ZATM et le Noyau) et de voir l'influence du mouvement du pion sur la forme et la taille des grains. On notera de la même manière une dissymétrie entre les deux cotés du cordon de soudure : côté AS (Advancing Side) et côté RS (Retreating Side). Cette asymétrie microstructurale est due à l'inégalité des vitesses relatives entre l'outil et la pièce à souder existant de part et d'autre du milieu du cordon et qui engendre une différence dans les flux de matière et de chaleur autour de l'outil.

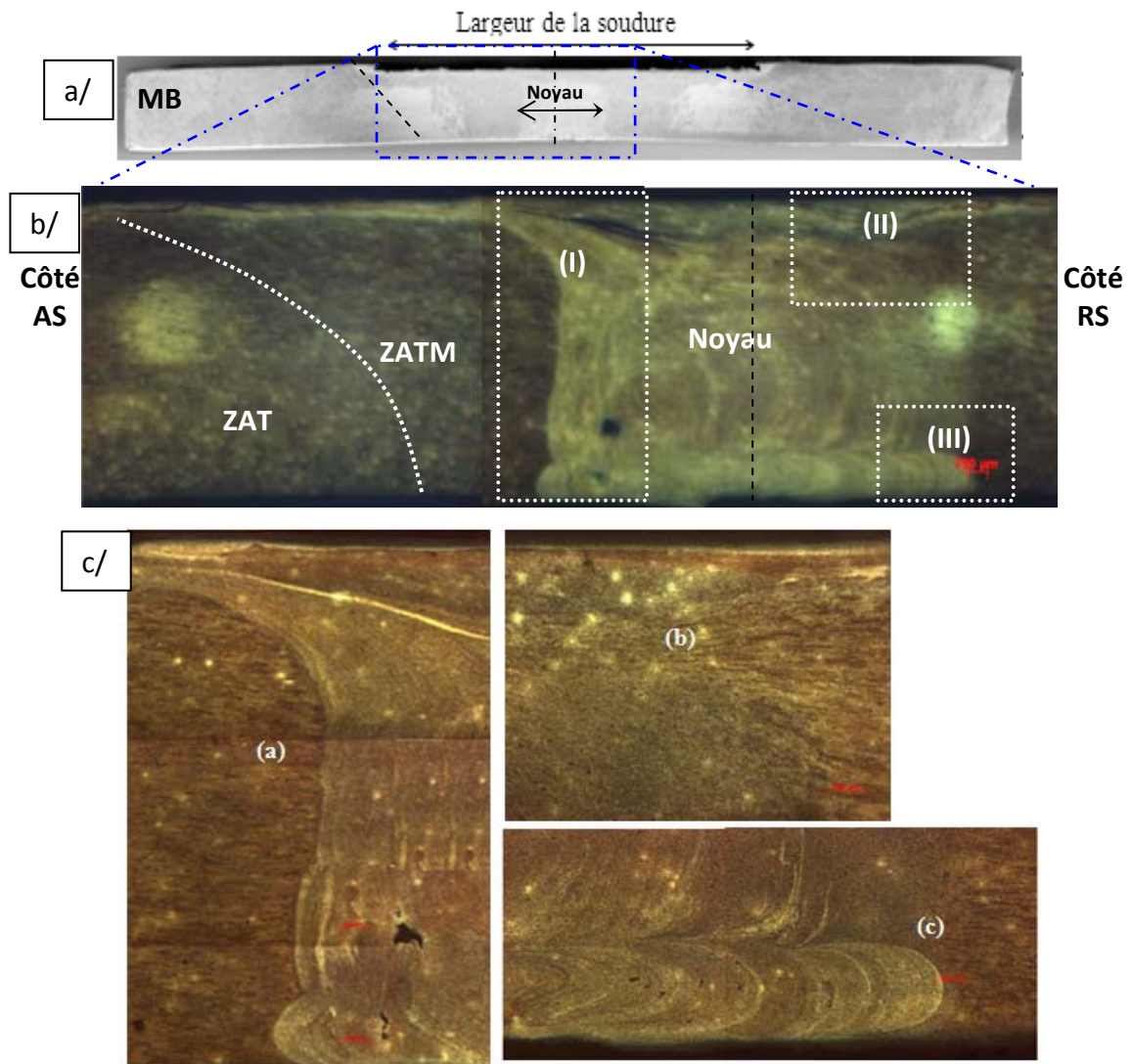


Figure VII.15a,b,c : Illustration macrographique et micrographique du joint soudé de l'alliage 7075-T6 et ses zones principales (12x), tel que (a) Côté AS ; (b) et (c) Côté RS (50x).

Les microstructures de la figure VII.16 (échelle 50x) montrent des zones légèrement dissymétriques entre les côtés AS et RS. Les zones ZATM et Noyau subissent l'effet de la chaleur de friction générée par l'épaulement /pion et la déformation mécanique induite par le pion. Le frottement de l'épaulement sur la partie supérieure du cordon provoque un gradient de force centrifuge sur le flux de matière malaxée diminuant du haut vers le bas du cordon entraînant une inclinaison dissymétrique (entre RS et AS) des plans de déformation ; cette inclinaison est visualisée par le contraste de luminosité qu'on remarque sur les micrographies.

L'inégalité des vitesses relatives entre l'outil et la pièce à souder est aussi visible sur l'effet d'enclume (figures VII.16 a,b) lors de la rotation de la matière dans la partie inférieure du cordon (plus étalée côté RS que AS).

Les microstructures a et b de la figure VII.17 mettent bien en évidence la réduction de la taille des grains de la zone Noyau du fait de l'intense déformation plastique et de l'effet thermique avec une structure recristallisée plus fine. Les hautes températures atteintes durant le soudage entraînent la dissolution des précipités initiaux au profit de précipités durcissants lors de la solidification [Zimmer 2009], augmentant ainsi la micro-dureté. Les profils de dureté sont

donc liés à la distribution de la taille des grains et à la concentration des précipités durcissants [Aissani 2010, Genevois 2004].

La micrographie c de la même figure montre clairement l'interface entre la zone noyau et la zone ZATM.

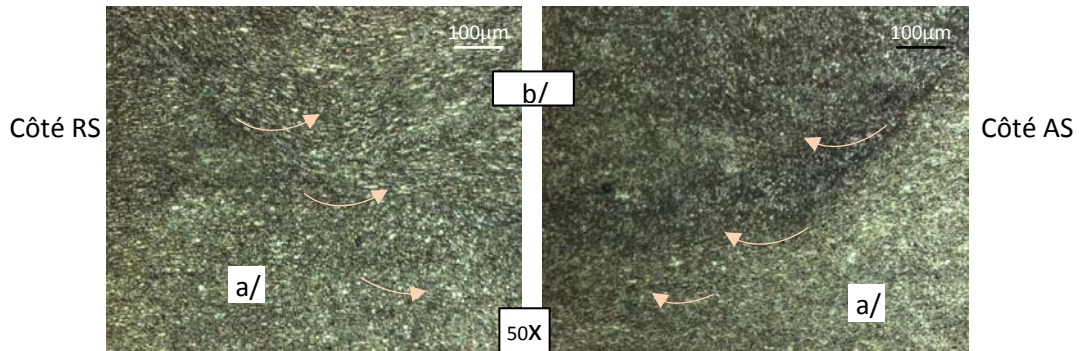


Figure VII.16 : Microstructures d'un joint de AA7075-T6 (50x) (ép.=3mm).  
a/ HAZ / TMAZ et b/ TMAZ / noyau

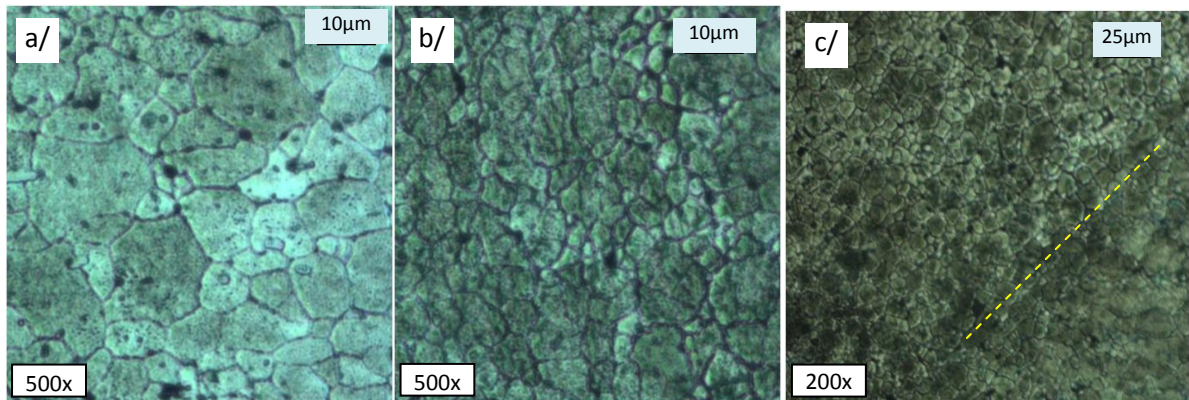


Figure VII.17a,b,c : Microstructure d'un joint de AA7075-T6 (ép.=5mm) :  
a/ Métal de base (500x), b/ Noyau (500x) et c/ Zone de liaison (TMAZ /noyau) avec (200x)

## VII.5. CONCLUSION

Une des particularités du procédé FSW est de pouvoir souder des pièces par recouvrement, cette configuration n'est pas possible par les procédés MIG ou TIG. De nombreuses applications industrielles sont déjà exploitables et la possibilité de souder selon des trajectoires curvilignes à l'aide de robots élargit le champ d'application.

Les analyses des joints des soudures obtenues par FSW des tôles d'alliage d'Aluminium, ont révélé les différentes zones d'une soudure (MB, ZAT, ZATM et Noyau) et ont permis de déterminer leurs étendues par les mesures de la microdureté. Ces résultats confirment la difficulté de souder la série 7000 par rapport à la série 2000.

Les examens métallographiques ont permis d'observer l'influence du mouvement du pion sur la forme et la taille des grains dans les différentes zones d'une soudure et d'observer les phénomènes de précipitation, de recristallisation dynamique et les déformations thermomécaniques dans ces zones. Nos résultats observent en outre la même dissymétrie des

caractéristiques mécaniques à travers un cordon que celle présentée dans les références bibliographiques.

Comparativement au procédé de soudage TIG, on constate que la zone affectée thermiquement est moins étendue, la quantité de chaleur introduite dans la soudure étant plus faible dans le cas du FSW. Les températures atteintes sont de l'ordre de 400 à 550°C [Zimmer 2009, Genevois 2004] selon les types d'alliages d'aluminium et les paramètres opératoires. C'est la zone dans laquelle le changement de microstructure est le plus significatif.

L'outil ainsi réalisé a permis d'obtenir des cordons de soudure, pour ce procédé, assez résistants et comparables à ceux indiqués dans les références. L'introduction de la technique des rainures et du filetage dans la fabrication de l'outil a fait réduire la masse de matière à malaxer tout en supprimant certains défauts inhérents à ce procédé (fissures surfaciques, défaut tunnel,...). L'inclinaison de l'outil a permis de parer au problème des bavures refoulées sur les bords de cordon par l'épaulement indispensable de l'outil.

La comparaison de nos résultats avec ceux des références bibliographiques étant donc globalement assez proches, on peut dire que nos réalisations sont technologiquement acceptables et valables au moins pour les deux alliages d'Aluminium étudiés.



## CONCLUSION GENERALE ET PERSPECTIVES

### Conclusion

Ce travail est une contribution à l'étude et à la compréhension des procédés TIG et FSW utilisés pour le soudage des matériaux à usage aéronautique, à savoir les alliages d'aluminium et l'acier inoxydable austénitique.

Pour le procédé de soudage à l'arc électrique TIG, des essais expérimentaux, une modélisation mathématique et des simulations numériques ont été réalisés afin de déterminer le comportement thermique et mécanique de ces matériaux.

*Dans un premier temps*, un modèle de source de chaleur de forme bi-elliptique ayant une distribution surfacique Gaussienne a été développé pour simuler la distribution de la chaleur dans les tôles de faible épaisseur lors du soudage.

Deux méthodes de discrétisation et de résolution numérique du problème modélisé ont été développées et utilisées (la Méthode des Volumes Finis MVF et la Méthode des Eléments Finis MEF). Les deux techniques vis-à-vis des problèmes thermiques donnent de bons résultats. La simulation numérique avec la méthode MEF a montré une meilleure approximation des résultats expérimentaux comparée à l'utilisation de la méthode MVF. La plupart des utilisateurs optent pour la MEF pour ses multiples avantages à résoudre des problèmes complexes, de grandes tailles, non linéaires et multidisciplinaires.

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 (par la méthode MEF) concluants proches de ceux obtenus expérimentalement. Une bonne concordance des résultats est observée, dans certains cas de calculs la différence entre résultats expérimentaux et numériques est de l'ordre de 1%. Les résultats obtenus en 3D par la MEF sont meilleurs et plus précis que ceux du calcul MEF bidimensionnel.

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 devient plus au moins lente. Cela est clair sur les cycles et les champs thermiques représentés.

L'effet du changement de la taille du maillage et des paramètres de la source de chaleur sur l'enveloppe des pics des cycles thermiques a bien été mis en évidence dans le cas des deux métaux étudiés. La simulation a permis de voir l'effet des paramètres de soudage et des propriétés physiques d'un matériau sur les évolutions : du champ de température, des cycles thermiques, du flux thermique et des étendus des zones à risques (ZF et ZAT). Les limites et l'étendu des zones à risques d'un métal soudé sont bien reconnus et discernés. Ces limites sont plus étendues dans le cas de l'alliage d'aluminium que celles de l'acier inoxydable à cause de la conductivité thermique de l'aluminium et de ses alliages qui est environ 10 fois plus que celle de l'acier.

Plusieurs nuances et métaux ont été utilisés lors des essais expérimentaux. On a exploité l'acier inoxydable austénitique 304L et quelques alliages d'aluminium de la série 2024-T3, 2017-T4 et 7075-T6.

Les résultats expérimentaux acquis ont permis aussi de mettre en évidence l'effet des différents paramètres opératoires sur la qualité des cordons de soudure réalisés par les caractérisations mécaniques. L'acier montre une meilleure soudabilité par rapport aux alliages d'aluminium et comporte très peu de défauts. Le soudage d'aluminium nécessite un courant alternatif pour permettre d'enlever la couche d'Alumine à chaque cycle alternatif du courant. La série 7075-T6 est plus difficile à souder par TIG, comparée aux autres nuances de la série 2xxx. Cependant elle est bien soudable par le procédé FSW.

*Dans un second temps*, les caractérisations mécanique et métallographique de ces cordons de soudures ont été réalisées, par des essais de traction des mesures de microdureté et des observations microscopiques. Cela a permis de conclure que :

- Les limites et l'étendu des zones à risques du métal soudé (ZF et ZAT), sont bien reconnus et distingués selon le matériau et l'épaisseur considérée.
- La microdureté de la ZF pour les alliages d'aluminium est plus faible par rapport à d'autres zones. Cependant, on constate le cas inverse pour les cordons en acier inoxydable 304L. Les valeurs de la microdureté sont largement supérieures pour l'acier que pour celles de l'alliage d'aluminium.
- Les résultats des essais mécaniques de traction répondent de manière satisfaisante aux exigences des normes les plus sévères en la matière. Ces essais ont permis de déterminer les propriétés mécaniques essentielles et le coefficient d'efficacité des joints soudés.
- L'acier 304L a les meilleures caractéristiques mécaniques grâce à sa composition chimique. Il présente une bonne tenue à la ténacité et à la propagation de criques (fissures).
- La technique de caractérisation métallographique a permis de mettre en évidence l'étendu, la taille des grains et la morphologie micro-structurelles des différentes zones du cordon de soudure (ZAT, ZF et BM) dans les métaux étudiés
- Quelques faciès de rupture des éprouvettes soudées et observées par MEB montrent que la rupture produite dans la partie du métal de base est de type ductile.

Concernant le procédé de soudage par friction malaxage FSW, des travaux de conception et de réalisation d'un outil de soudage ont été effectués. Le développement de l'outil FSW a permis d'avoir la possibilité d'ajuster la longueur de son pion pour permettre le soudage des pièces à différentes épaisseurs. Cela a ouvert des perspectives pour le soudage des alliages d'aluminium séries 2xxx et 7xxx de différentes épaisseurs, reconnues difficilement soudable par les procédés classiques (TIG,...). L'optimisation de la forme de l'outil et des paramètres de soudage a permis d'avoir des cordons de soudure sans défauts. Les résultats de la caractérisation mécanique des cordons soudés par FSW ont permis l'évaluation des principales propriétés mécaniques de ces cordons. Notant principalement que le coefficient des joints soudés par FSW est élevé et comparable avec la littérature.

Le procédé de soudage FSW nécessite une énergie plus faible et moins de compétence exigée pour le soudeur que le procédé TIG.

Enfin on conclue principalement : à la base nos résultats de la caractérisation mécanique des cordons de soudure obtenus par les deux procédés de soudage que : certains alliages d'aluminium sont globalement difficiles à souder par le procédé TIG mais ils ont une soudabilité améliorée en utilisant le procédé récent de soudage par friction malaxage FSW.

### **Perspectives**

Comme perspectives à cette étude, les travaux suivants peuvent être proposés :

- Une simulation thermomécanique (3D) du soudage TIG pour évaluer les contraintes résiduelles et les déformations obtenues.
- Une simulation numérique du comportement hydrodynamique du procédé TIG en considérant l'effet de *Marangoni*, l'effet des forces de *Lorenz* sur la forme et la pénétration du bain de fusion lors du soudage et en tenant compte le modèle de la source de chaleur développé.
- Une simulation numérique du comportement thermique couplée avec l'hydrodynamique du procédé FSW.
- L'identification des lois de comportement des éprouvettes de traction soudées (et non soudées) en utilisant des mini-jauges de déformation sur les éprouvettes lors les essais de traction et des modèles de simulation plus développés.
- Le développement d'une nouvelle génération d'outils FSW permettant le soudage des métaux ayant des températures de fusion plus élevées, des efforts de forgeage plus importants, introduction d'un système de refroidissement, un mécanisme de fixation plus robuste et des métaux spécifiques pour les composants de l'outil.
- Enfin, on peut aussi proposer d'étudier et appliquer les techniques les plus récentes du soudage hybride, telles que : TIG/Laser ou FSW/Chalumeau...

**Références Bibliographiques** [1-118 réf.] :

- A. Jardy, Combeau H. (2002). "*Simulation numérique des phénomènes de transport*". France.
- Alberg H. (2005). "*Simulation of welding and heat treatment - modeling and validation*". PH.D Thesis, Lulia University of technology, Sweden.
- Aissani M. (Juillet 2002), "Calcul des paramètres d'écoulement dans les conduites à sections complexes par la méthode des éléments finis", Dept.Aero.Univ.Blida, pp 195pg.
- Aissani M. (2005a). "*Programme en Cpp - simulation du soudage TIG*". CSC - Alger.
- Aissani M., Maza, H., Belkessa, B., Maamache, B. (2005b). "Contribution à la modélisation du soudage TIG des tôles minces d'acier austénitique 304L par un modèle source bi-elliptique avec confrontation expérimentale". *J. Phys. IV,, Vol.124*, pp 213-220.
- Aissani M., Gachi, S., & Bekache, I. (Déc. 2007). INAPI-Algérie Patent No. Invention - Mémoire descriptif: I. N. A. d. I. P. Industrielle.
- Aissani M., Bassir, D. H., & Benkedda, Y. (2008a). Thermal Simulation and Experimental Characterizations of Aeronautic Stainless Steel Welded by TIG process. *International Review of Aerospace Engineering. (I.RE.AS.E), Vol°1(N°5)*, pp 481-488.
- Aissani M., Benkedda, Y., Bassir, D. H., & Fenineche, N. (2008b). "*Étude thermique comparative de deux nuances d'aluminium soudées par le procédé TIG*". 6<sup>ème</sup> Séminaire Annuel, (SNS2008 Simulation Numérique du Soudage)29 Mars, Paris-France, p18-19.
- Aissani M., Gachi, S., Bassir, D. H., Boubenider, F., & Benkedda, Y. (2008c). "*Conception of a Friction Stir Welding Tool*". Second International Conference on Multidisciplinary Design Optimization and Applications, 2-5 September, Gijon, Spain.
- Aissani M., Benkedda, Y., Bassir, D. H., & Badji, R. (2009). « *Caractérisation thermomécanique des Alliages d'Aluminium soudés par le procédé TIG* ». Paper presented at the 'Premier Séminaire National sur les Matériaux et leurs Applications' (1er SENAMAP'09), USTHB - Alger.
- Aissani M., Gachi, S., Boubenider, F., & Benkedda, Y. (2010a). "Design and Optimization of Friction Stir Welding Tool". *Materials and Manufacturing Processes,, V°25(N°11)*, pp 1199-1205.
- Aissani M., Bassir D. H., Hamzaoui R., and Benkedda Y. (2010b), "Investigation expérimentale et caractérisation thermomécanique de soudures par procédé TIG de l'acier inoxydable 304L et de l'alliage d'Aluminium 2017", in *Conférence Internationale Matériaux 2010*, edited, Nantes- France.
- Ansys Inc. (2007). "Guide to ANSYS User Programmable Features". *Ansys Release 11.0*.
- Awang M. (2002). "*The effects of process parameters on steel welding response in curved plates*", MS Thesis of science in Mech. Engineering, Morgantown- West Virginia.
- Balasubramanian K. R., Shanmugam, N. S., Buvana-shekar, G., & Sankaranaraya-nasmy, K. (2008.). "Numerical and experimental investigation of laser beam welding of AISI 304 stainless steel sheet". *APEM Journal, , Vol. 3,(n. 2)*, pp 93-105.
- Berglund D. (2001). "Simulation of welding and stress relief heat treatment in the development of Aerospace". *Institutionen för Tillämpad fysik*.
- Berglund, D., H. Alberg, & Runnemal, M. (June 2003). "Simulation of welding and stress relief heat treatment of an aero engine component",. *Finite Elements in Analysis and Design, Vol.39(N°9)*, pp. 865-881.

- Blondeau, R. (2001a). "Métallurgie et mécanique du soudage". *Editions Hermès - Science Publication*, pp. 50-80.
- Blondeau, R. (2001b). "*Procédés et applications industrielles du soudage*". Paris- 238 pg.
- Bonifaz, E. A. (May 2000), Finite Element Analysis of Heat Flow in Single-Pass Arc Welds, *Welding Research Supplement*, PP. 121-125.
- Buffa, G., Fratini, L., & R.Shivpuri. (2008). "Finite element studies on friction stir welding processes of tailored blanks". *Computers and Structures, Vol.86(n.1-2)*, pp.181-189.
- Buffa, G., Hua, J., Shivpuri, R., & Fratini, L. (2006). "Design of the friction stir welding tool using the continuum based FEM model". *Materials Science and Engineering A419*, pp.381-388.
- Cavalierea, P., & Nobilea, R. (2006). "Mechanical and microstructural behaviour of 2024-7075 aluminium alloy sheets joined by friction stir welding". *International Journal of Machine Tools & Manufacture Vol.46*, pp 588-594, .
- Cazes R. (1995). "Soudage à l'arc". *Technique de l'Ing.-traité Génie mécanique, B7730*, 1-28.
- Cemont. (2007). "soudage TIG". In p. Air Liquid Welding™ (Ed.), pg.3, from (<http://www.cemont.fr/file/otherelement/pj/chapitre2-tig161552.pdf>)
- Chaouch, K. T., Maza, H., & Belkessa, B. (2004). "A finite volume analysis of two-dimensional transient heat transfer in TIG welding". *J. Phys. IV,, Vol. 120*, pp. 669-675.
- Choi, M., Greif, R., & Salcudean, M. (1987). "A study of the heat transfer during arc welding with application to pure metals or alloys and low or high boiling temperature materials", *Numerical Heat Transfer, vol.11(n.4)*, pp. 477-489.
- Daigle, P. (2003a). "Le procédé de soudage TIG/GTAW/141", pp.1-7
- Daigle, P. (2003b). "Le procédé TIG\_GTAW". *Edition du Centre de formation professionnelle de l'outaouais Québec, Canada*, pp.1-51.
- Depradeux, L. (2004). «*Simulation numérique du soudage Acier 316L, Validation sur cas testes de complexité croissante*», thèse de Doctorat INSA Lyon.
- Dequin, W., & Shuhua, L. (2004). "Study of friction stir welding of aluminium". *Journal of Materials Science, Vol.39*, pp.1689-1693.
- Develay, R. (1990a). "Données numériques sur l'aluminium non allié". *Technique d'ingénieur -Traité Matériaux métallique, M443*, pg 5.
- Develay, R. (1990b). "Données numériques sur les alliages d'aluminium de transformation". *Technique d'ingénieur -Traité Matériaux métallique, M445*, pp.1-49.
- Du, H, L. Hu, J. Liu & X. Hu (2004). A study on the metal flow in full penetration laser beam welding for titanium alloy, *Computational Materials Science, Vol.29*, pp.419-427
- Dumont-Fillon, J. (2003). "Contrôle non destructif". *Technique de l'ingénieur - traité Mesures et Contrôle,, R1400*, 45pg.
- DuPont, J. N., and A. R. Marder (1995), Thermal efficiency of arc welding processes, *Welding Journal, 74(12)*, pp. 406-416.
- Eagar, T. W., & Tsai, N. S. J. (1983). "Temperature fields produced by travelling distributed heat sources ". *Welding Journal, Vol.62(n.12)*, pp.346 - 355.
- Fang, H., Meng, Q., Xu, W., & Ji, S. (2005). "New general double ellipsoid heat source model". *Science and Technology of Welding & Joining,, Vol.10 (N.3)*, pp. 361-368.

- Fassani, R. N. S., & Trevisan, O. V. (Sept 2003). "Analytical modeling of multipass welding process with distributed heat source". *J. Braz. Soc. Mech.Sci, Rio de Janeiro, Vol.25* (N°3).
- Francis, J. D. (April 2002). "*Welding Simulations of Aluminum Alloy Joints by Finite Element Analysis*". MS Thesis of Science in Aerospace Engineering, Virginia.
- Fratini, L., Buffa, G., Palmeri, D., Hua, J., & Shivpuri, R. (2006.). "Material flow in FSW of AA7075-T6 butt joints: Continuous dynamic recrystallization phenomena". *J. Engineering Materials and Technology, Vol.128,(N.3)*, pp.428-435.
- Fratini, L., Buffa, G., Palmeri, D., Hua, J., & Shivpuri, R. (July 2006). "Material flow in FSW of AA7075-T6 butt joints: Numerical simulations and experimental verifications". *Science and Technology of Welding & Joining,, Vol.11(N.4)*, pp.412-421.
- Friedman, E. (1975). "Thermomechanical analysis of the welding process using the finite element method". *ASME Journal of Pressure Vessel Technology, Vol. 973*, pp. 206-213.
- Friedman, E., & Glickstein, S. S. (1976). "An investigation of thermal response of stationary gas tungsten arc welds". *Welding Journal, , Vol. 55,* pp.408-420.
- Fujii, H., Cui, L., Maeda, M., & Nogi, K. (2006). "Effect of tool shape on mechanical properties and microstructure of friction stir welded aluminium alloys". *Materials Science and Engineering, A 419*, pp.25-31.
- Gachi, S., F. Belahcene, and F. Boubenider (2009), "Residual stresses in AA7108 aluminium alloy sheets joined by friction stir welding", *Journal of Non-destructive Testing and Evaluation, Vol.24*, pp.301-309.
- Genevois, C. (2004), Genèse des microstructures lors du soudage par friction malaxage d'alliages d'aluminium de la série 2000 & 5000 et comportement mécanique résultant', Institut National Polytechnique de Grenoble, France.
- Gery, D., Longb, H., & Maropoulos, P. (2005). "Effects of welding speed, energy input and heat source distribution on temperature variations in butt joint welding", *J. of Materials Processing Technology, Vol.167,(Issue 2-3)*, pp.393-401.
- Goldak, J., & Akhlaghi, M. (2005). "Computer Simulation of Welding Processes: Chap II". In Springer US (Ed.), *Computational Welding Mechanics* (pp. pp 16-69).
- Goldak, J., Bibby, M., Moore, J., House, R., & Patel, B. (Sept. 1986). "Computer modelling of heat flow in welds". *Metallurgical Transactions B, Vol. 17B*, pp. 587-600.
- Goldak, J., Chakravarti, A., & Bibby, M. (1984). "A new finite element model for welding heat sources". *Metallurgical Transactions B, V.15B*, pp. 299-305.
- Goldak, J., Chakravarti, A., & Bibby, M. (1985). "A Double Ellipsoid Finite Element Model for Welding Heat Sources". *IIW Doc, N°212-603-85*.
- Goldak, J., & Gu, M. (1995). "*Computational weld mechanics of the steady state*". The Institute of Materials: in H. Cerjak (Ed.).
- Granjon, H. (1995.) "Bases métallurgique du soudage". *Vol. 2ème Edition. Publication du soudage et ses applications*: France, .
- Granjon, H. (Mai 1992). "Propos métallurgiques sur le soudage : la zone de liaison". *Ouvrage Procédés, N°3*.

- Guessasma, S., Chaunier, L., & Lourdin, D. (2010). "Finite element modelling of mechanical behaviour of vitreous starch /protein composite". *Journal of food engineering*, Vol.98, pp 150-158.
- Gupta, R. K., & Murty, S. V. S. N. (Dec. 2006.). "Analysis of crack in aluminum alloy AA2219 weldment". *Engineering Failure Analysis*, Vol.13( Issue 8), pp.1370-1375.
- Hamide, M. (juillet 2008). "*Modélisation numérique du soudage à l'arc des aciers*". Thèse de l'École supérieure des mines de Paris, France.
- Henkel-Loctite®. (2008). "Guide des solutions". In Henkel Technologies France SAS - Marque Loctite® (Ed.), *Édition N°6* (pp. pg.23). France,.
- Hong, K., Weckman, D. C., & Strong, A. B. (1998). "The influence of thermo-fluids phenomena in gas tungsten arc welds in high and low thermal conductivity metals". *Canadian Metallurgical Quarterly*, Vol. 37,( n. 3-4), pp. 293-303
- Hu, J. F., Yang, J. G., Fang, H. Y., Li, G. M., & Zhang, Y. (2006). "Numerical simulation on temperature and stress fields of welding with weaving". *Science and Technology of Welding & Joining*, Vol.11,(n.3), pp. 358-365.
- Jeong, S. K., & Cho, H. S. J. (1997). "Analytical solution to predict the transient temperature distribution in fillet arc welding". *Welding Journal*, Vol.76(n.6), pp.223-232.
- Jovic, C. (2006). Rapport de Synthèse-Apport de la dynamique en forgeage à froid. In N.t.E. p.f. N°1D647A (Ed.), (pp. pg.8). ENSMP-CEMEF France.
- Karalis, D. G., Pantelis, D. I., & Papazoglou, V. J. (2005). "On the investigation of 7075 aluminium alloy welding using concentrated solar energy". *Solar Energy Materials and Solar Cells*, Vol.86 (Iss.2), pp 145-163.
- Kerrouault, N. (2001). "*Fissuration à chaud en soudage d'un acier inoxydable austénitique*". Thèse de doctorat, Ecole centrale de Paris France.
- Kim, D., et al. (2010), "Numerical simulation of friction stir butt welding process for AA5083-H18 sheets", *European Journal of Mechanics A/Solids*, Vol.29, pp.204-215.
- Kozlowski, A. (1997). "Données numériques sur les aciers inoxydables". *Techniques de l'Ingénieur, Traité Étude des Alliages*, M 323, pp.1-47.
- Krutz, G. W., & Segerlind, L. J. (1978.). "Finite element analysis of welded structures", . *Welding Journal Research Supplement*, Vol. 57., pp. 211-216.
- Kumar, A., and T. DebRoy (2004), "Guaranteed fillet weld geometry from heat transfer model and multivariable optimization", *Int. J. Heat Mass Transfer*, 47, pp5793-5806.
- Lancaster, J. F. (1984.). "The Physics of Welding". *Physics in Technology*, Vol.15( Issue 2), pp.73-79.
- Langrand, B. ( Déc.2010). "*Ruine des Structures Aéronautiques Rivetées aux Chargements de Type Explosion ou Pression Dynamique*". Thèse H.D.R de l'ONERA, Université de Valenciennes, France.
- Le-Gouic, R. (1982). "Précis de soudage Brassage et techniques connexes". *Edition EYROLLES*, 158 p.,.
- Lee, J. A., Carter, R. W., & J. Ding. ( Dec.1999). "Friction Stir Welding for Aluminium Metal Matrix Composites (MMC's)". In M. C. D. s. D. F. F. Report (Ed.), *Project N°89-09* (pp. pp.1-20): NASA/TM, MSFC - Alabama 35812.

- Lefebvre, F., and I. Sinclair (2005), Micromechanical aspects of fatigue in a MIG welded aluminium airframe alloy, Part 2. Short fatigue crack behaviour, *Materials Science and Engineering, A 407*, PP. 265-272.
- Lindgren, L. E. (February 2001). "Finite element modeling and simulation of welding, Part1: Increasing complexity", *Journal of Thermal Stresses*, Vol.24(n.2), pp. 141-192.
- Lindgren, L. E. (March 2001). "Finite element modeling and simulation of welding, Part2: Improved material modeling". *Journal of Thermal Stresses*, Vol.24(n.3), pp. 195-231.
- Lombard, H., Hattingh, D. G., Steuwer, A., & James, M. N. ( 2008). "Optimizing FSW process parameters to minimise defects and maximise fatigue life in 5083-H321 aluminium alloy". *Engineering Fracture Mechanics*, Vol.75, pp.41-354.
- Mandal, S., Williamson, K. (2006). "A Thermo-mechanical hot channel approach for friction stir welding". *Journal of Materials Processing Technology*, Vol.174, pp.190-194.
- Martinussen, M. (July 2007). "Numerical modelling and model reduction of heat flow in robotic welding". MS Thesis of Science in Engineering Cybernetics. Norwegian University of Science and Technology.
- Mazumber, J., & Tekriwal, P. (May 1986). "Finite element of arc welding processes". Paper presented at the ASM int. conf. Trends in welding Research, Gatlinburg TN, USA.
- Mendez, P. F., & Eagar, T. W. (May 2001). "Welding processes for aeronautics". *Advanced Materials and Processes*, pp.39-43.
- Mishra, R. S., & Ma, Z. Y. (2005). "Friction stir welding and processing", *Material Science and Engineering, R50*, pp.1-78.
- Moraitis, G. A., and G. N. Labeas (2008), Residual stress and distortion calculation of laser beam welding for aluminum lap joints, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol.198 (1-3), pp.260-269.
- Murry, G. (2000). "Soudage et soudabilité métallurgique des métaux". *Technique de l'Ingénieur - traité Matériaux métalliques, M 715*, pp 1-35.
- Myers, P. S., Uyehara, O. A., & Borman, G. L. (1967). "Fundamentals of Heat Flow in welding". *Welding Research Council Bulletin, N°123*,.
- Nguyen N.T., Ohta, A., Matsuoka, K., Suzuki, N., & Y. Maeda. (August 1999). "Analytical solution for transient temperature of semi infinite body subjected to 3D moving heat source ". *Welding Journal*, pp.265-274.
- Nandan, R., Roy, G. G., Lienert, T. J., & DebRoy, T. (2006). "Numerical modelling of 3D plastic flow and heat transfer during friction stir welding of stainless steel". *Science and Technology of Welding and Joining*, Vol.11(N°5), pp.526-537.
- Ottello D. (2007), Les Thermocouples, *Rapport académique sur les thermocouples*, pp. 1-11.
- Painter, M. J., M. H. Davies, S. Battersby, L. Jarvis, and M. A. Wahab (1996), "A literature review on numerical modelling the gas metal arc welding process", *Rep. A.W.R. CRC.N°15*, Welding technology Institute of Australia, pp.1-47.
- Patankar, S. V. (1980). "Numerical heat transfer and fluid flow", pp.197 pg.
- Pavelic, V., Tanbakuchi, R., Uyehara, O. A., & Myers, P. S. (1969). "Experimental and computed temperature histories in gas tungsten arc welding of thin plates", *Welding Research Supplement*, Vol. 48, pp. 295-305.



- Payton, L. N. (2002). "Metal cutting theory and friction stir welding tool design". *NASA faculty fellowship program, Auburn University, XXXIV-1 to XXXIV-5*.
- Pelletier, J. L., Bocquet, M., & Tohic, Y. L. (1984.). "La pratique du contrôle industriel par ultrason" (Vol. -Tome 1). ENSAM, Paris.
- Perry, N. (2000). " *Etude et développement des flux solides en vue d'application en soudage ATIG appliqué au titane et ses alliages ainsi qu'aux aciers inoxydables*", thèse Ecole Centrales de Nantes.
- Posada, M., J. P. Nguyen, D. R. Forrest, J. DeLoach, and R. DeNale (2003), Friction stir welding advances joining technology, *The Advanced Materials and Processes Technology Information Analysis Centre (AMPTIAC - Quarterly), Vol.7(3)*, pp.13-20.
- Radaj, D. (1992). "*Heat Effects of Welding: temperature field, residual stress, Distortion*".
- Robert, Y. (2007). "*Simulation numérique du soudage du TA6V par laser YAG impulsif : caractérisation expérimentale et modélisation des aspects thermomécanique associées à ce procédé*", thèse Ecole des Mines de Paris.
- Rosenthal, D. (1941). "Mathematical theory of heat distribution during welding and cutting". *Welding Journal, V.20 (N°5)*, pp 220 - 234.
- Rowe, D., & Thomas, W. M. (April 2006). "*Advances in tooling materials for friction stir welding*". Paper presented at the Materials Congress: Disruptive Technologies for Light Metals, London UK.
- Seynhaeve J.M. (03/2011), "Chap\_1\_ Rappel des bases du Transfert de chaleur – Illustrations", in *AUCE 2363\_Transfert de chaleur - Rappel*, edited Université Catholique de Louvain, Belgique, pp. 61 pg. Aussi par : [www.bepita.net/materiels/generalites/transfert\\_chaleur.pdf](http://www.bepita.net/materiels/generalites/transfert_chaleur.pdf)
- Spénlé D., Gorhant R. (1998), *Guide du Calcul Mécanique*, Ed. Hachette Technique, France.
- Starink, M. J., Deschamps, A., & Wang, S. C. (2008). "The strength of friction stir welded and friction stir processed aluminium alloys". *Scripta Materialia., Vol.58*, pp.377-382.
- Taylor, A. G., Hughes, M., Strusevich, N., & Pericleous, K. (Dec.1999). "*Finite volume methods applied to the computational modelling of welding phenomena*". Paper presented at the Conference on CFD in the Minerals and Process Industries CSIRO.
- Thomas, W. M. (June 1999). "*Friction Stir Welding of Ferrous materials: a feasibility study*". Paper presented at the 1st International Symposium on Friction stir Welding, Rockwell Science Centre Thousand Oaks, .
- Thomas, W. M., & Dolby, R. E. (2002). "*Friction Stir Welding Developments*". Paper presented at the 6th International Conference on Trends in Welding Research, Pin Mountain - Georgia.
- Thomas, W. M., Johnson, K. I., & Wiesner, C. S. (2003). "Friction stir welding - recent developments in tool and process technologies". *Adv. Eng. Mater., Vol.5( n.7)*, pp.485-490.
- Thomas, W. M., Nicholas, E. D., & Smith, S. D. ( February 2001). "*Friction Stir Welding - Tool Developments*". Paper presented at the Proceedings of the Aluminum Joining Symposium 2001, New Orleans, Louisiana, USA.
- Thomas, W. M., Norris, I. M., Staines, D. G., & Watts, E. R. ( Aug 2005). "*Friction Stir Welding - Process Developments and Variant Techniques*". Paper presented at the SME Summit 2005, Oconomowoc Milwaukee USA.

- Thomas, W. M., Staines, D. J., Watts, E. R., & Norris, I. M. (January 2005) "The Simultaneous use of Two or More Friction Stir Welding Tools". *Internet publication*. U.K.
- Threadgill, P. L., M. M. Z. Ahmed, J. P. Martin, J. G. Perrett, and B. P. Wynne ( 25 - 29 August 2009), "The use of bobbin tools for friction stir welding of aluminium alloys" in *Thermec-2009*, edited, Berlin, Germany.
- Trivedi, A., S. Bag, & A. De. (2007). "Three-dimensional transient heat conduction and thermomechanical analysis for laser spot welding using adaptive heat source". *Science and Technology of Welding & Joining*, , Vol.12(n.1), pp. 24-31.
- Varisellaz, R. (1987). "*Soudage, élément de conception et de réalisation*" (2<sup>ème</sup> édition). France: DUNOD.
- Vinogradov, V. A., Shchavalev, L. N., Popenko, V. S., & Sereznov, A. (1994). "Welding components of the active zone of nuclear reactors". *Welding International Vol. 8*, (n. 7), pp 546-549.
- Witek, L. (June 2006). "Failure analysis of the wing-fuselage connector of an agricultural aircraft". *Engineering Failure Analysis*, Vol.13(Issue 4), pp.572-581.
- Xu, W., Liu, J., Luan, G., & Dong, C. (2009.). "Microstructure and mechanical properties of friction stir welded joints in 2219-T6 aluminium alloy". *Materials and Design*, Vol.30, pp.3460-3467.
- Yves, R. (Mars-Avril 1993). "Les différents états métallurgiques des plaques en aciers soudables". *Soudage et techniques connexes*,.
- Zain-ul-abdeina, M., Nélias, D., Jullien, J. F., & Wagan, A. I. (2010). "Thermo-mechanical characterisation of AA 6056-T4 and estimation of its material properties using Genetic Algorithm". *Materials & Design*, Vol. 31( N°9), pp. 4302-4311.
- Zienkiewicz O.C, and Taylor R.L (2000), *The Finite Element Method*, Betterworth-Heinemann.
- Zimmer, S. (2009), Contribution a l'industrialisation du soudage par Friction malaxage *École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers, Laboratoire de Conception Fabrication Commande*.

## LES ANNEXES

### Sommaire

---

**Annexe A/** Procédure et organigramme global du calcul du comportement thermique de soudage TIG en utilisant ANSYS.

**Annexe B/** Caractéristiques des thermocouples et l'enregistreur thermique.

**Annexe C/** Propriétés mécaniques et physiques des métaux utilisés et les abaques du soudage TIG.

**Annexe D/** Contribution aux calculs du comportement mécanique des soudures avec quelques parties des programmes sous ANSYS.

**Annexe E/** Résultats des soudures FSW préliminaires et discussion

---

## ANNEXE A

### **Procédure et organigramme global du calcul du comportement thermique de soudage TIG en utilisant ANSYS®.**

#### **A.1/ ÉTAPES DE RÉOLUTION ET D'ANALYSE AVEC LE CODE ANSYS**

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

- 1- La définition du domaine d'étude et d'analyse (par exemple 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).

#### **A.2/ PROCÉDURE GLOBALE DE RÉOLUTION 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 présenté par la suite.

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 (voir l'organigramme).

Puis dans la partie de modélisation, on choisit le type d'élément fini qui est *plane55* sert au calcul 2D (ou l'élément *solid70* pour le calcul 3D). Ensuite, on lui introduit les propriétés du matériau (Acier 304L ou Al 2024) en fonction de la température. Elles sont illustrées par des graphes dans le chapitre III. On donne les coordonnées des extrémités de la géométrie selon la taille des tôles à souder et on les relie pour avoir des lignes qui seront subdivisées selon nos

variables (nnx, nny,...) 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*, ...etc. 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/ rayonnement par la fonction *ConvRad* illustrée graphiquement par la figure II.15.

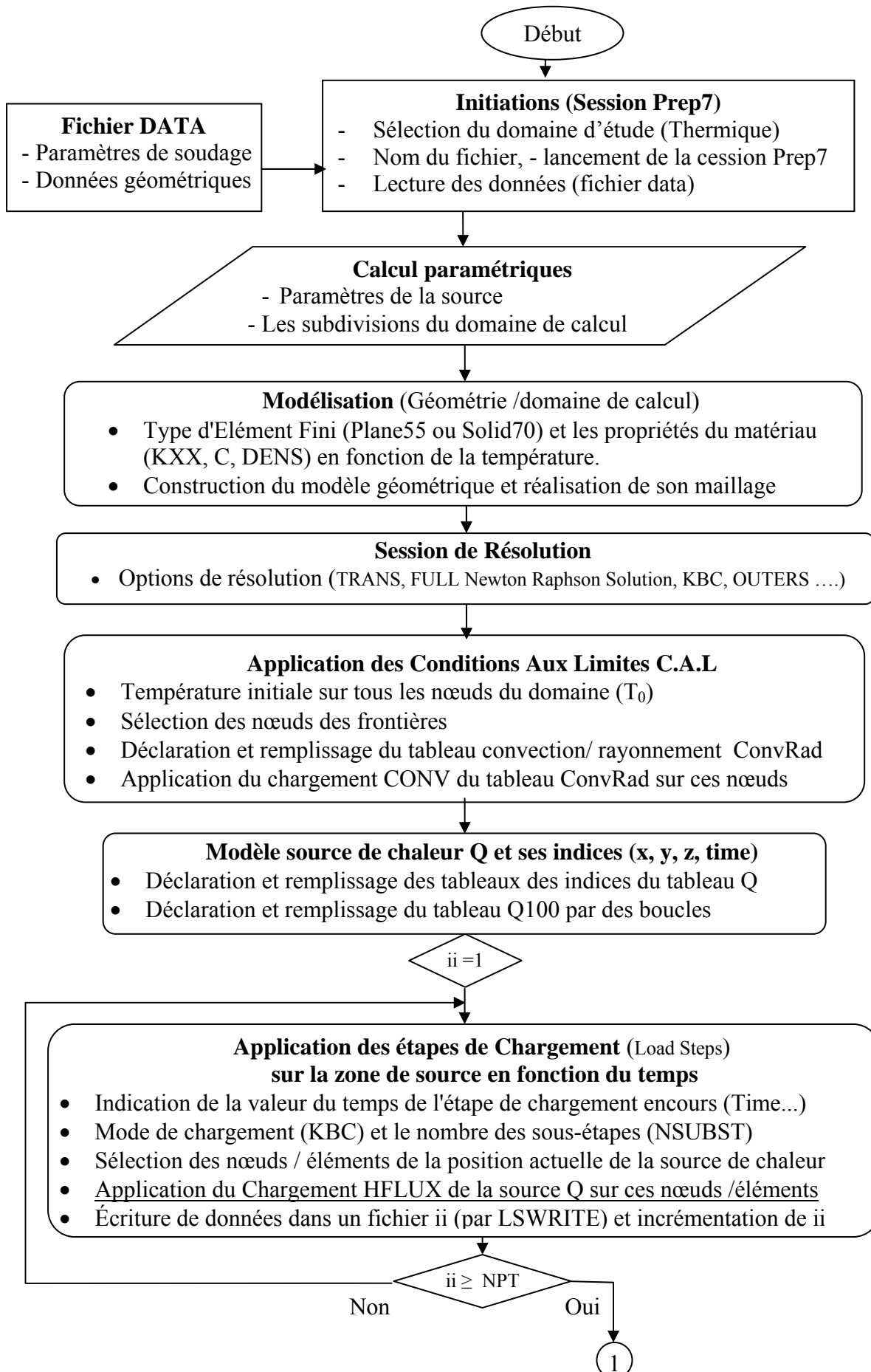
La partie qui le suit concerne une étape importante, c'est l'introduction du modèle source opté du problème thermique et son application. Donc, on déclare la matrice spécifique Q du modèle source et ses indices (x, y, z, time), en suite leurs remplissages conformément au maillage réalisé et les pas du 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*.

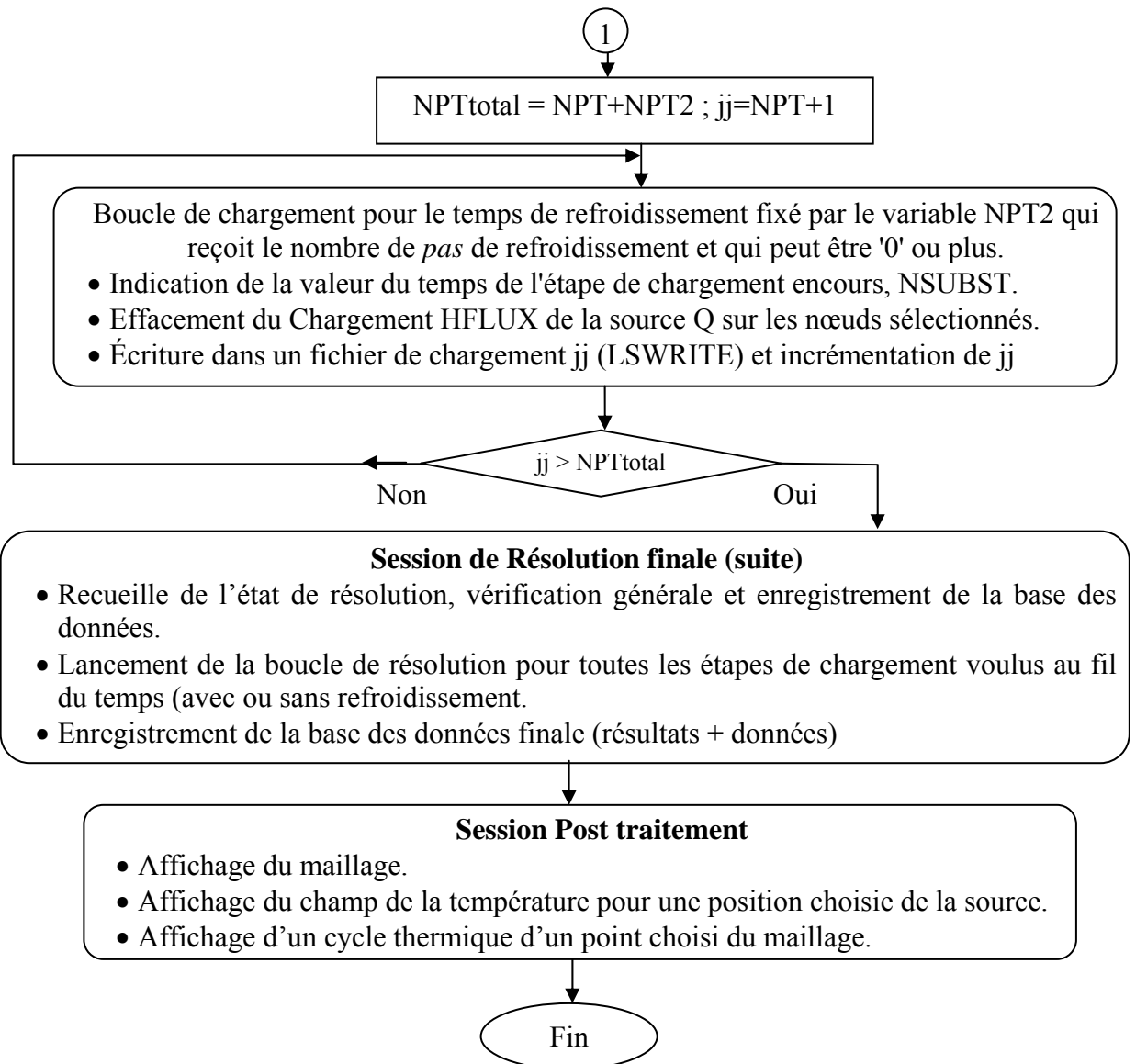
Une fois tous les chargements sont appliqués, on entame la résolution du système matriciel non linéaire élaboré par toutes les données introduites, en utilisant l'algorithme de *Newton-Raphson* prédéfini dans l'ANSYS et sélectionné précédemment (voir l'organigramme).

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), on affiche les cycles thermiques des nœuds correspondants aux coordonnées 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.

### **A.3/ ORGANIGRAMME GÉNÉRAL DES PROGRAMMES DE LA SIMULATION DE SOUDAGE TIG**





#### A.4/ EXEMPLE D'UNE PARTIE D'UN PROGRAMME DU CALCUL EN 2D

L'exemple présente la déclaration et le rechargement de la matrice source Q et ses indices :

```

.....
.....
SF,ALL,CONV,%ConvRad%,Tinf      ! Application des conditions aux limites par « ConvRad »
ALLSEL,ALL
!----- MODEL SOURCE ET REMPLISSAGE -----

*DIM,xx,,NNX1,                  ! Déclaration du vecteur Coordonnée xx
*DIM,yy,,NNY1,                  ! Coordonnée yy
*DIM,Q100,TABLE,NNX1,NNY1,NPT,X,Y,TIME ! Déclaration de la fonction Source Q avec ses indices
!-----! ! Les indices de Q par les abscisses X
*get,Q100(1,0,1),node,1,loc,x
*get,xx(1,),node,1,loc,x
*do,ii,2,NNX
  *get,Q100(ii,0,1),node,NNY1+ii,loc,x
  *get,xx(ii,),node,NNY1+ii,loc,x
*enddo
  
```

```

*get,Q100(NNX1,0,1),node,NNY1+1,loc,x
*get,xx(NNX1,),node,NNY1+1,loc,x
!-----! Les indices par les ordonnées y
*do,ii,1,NNY
  yy(ii)=(ii-1)*dy          ! Les ordonnées Y
  Q100(0,ii,1)=yy(ii)      ! Les indices par les ordonnées Y
*enddo
*get,Q100(0,NNY1,1),node,2,loc,y
*get,yy(NNY1,),node,2,loc,y
!-----! Les indices par les pas du temps
  Q100(0,0,1)=1.e-3
*do,ii,2,NPT
  Q100(0,0,ii)=(ii-1)*dt
*enddo
!-----! Remplissage de Q100 -- (side N°4)
*do,kk,1,NPT
  y0=Vit*dt*(kk-1)
  *do,ii,1,NNX1
    cofx=((xx(ii)-xl)/rx)**2
    *do,jj,1,NNY1
      ry=ryar
      *if,yy(jj),GE,y0,then
        ry=ryav
      *endif
      cofy=((yy(jj)-y0)/ry)**2
      cof=cofy+cofx
      *if,cof,LE,1.,then      ! 1
        Q100(ii,jj,kk)=Qs*exp(-3.*cof)
      *else
        Q100(ii,jj,kk)=0.
      *endif
    *enddo
  *enddo
*enddo
save

!----- LOAD STEPS -----
TIMINT,on
....
....

```



## ANNEXE B

### Caractéristiques des thermocouples et l'enregistreur thermique

#### B.1/ RAPPEL SUR LES THERMOCOUPLES

Un thermocouple (couple thermoélectrique) est constitué de deux conducteurs en métal ou alliage de nature différente (A et B) réunis à leurs extrémités (jonctions J1 et J2).

Si les jonctions sont portées à des températures différentes, il apparaît un courant électrique dans le circuit. Ce dernier est le siège d'une force électromotrice F.E.M, il est possible de la mettre en évidence en ouvrant le circuit en un point E quelconque (figure B-1).

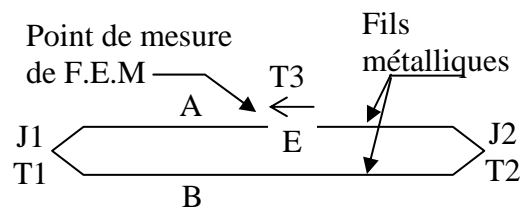


Figure B.1 : schéma de base d'un thermocouple

La jonction J1 dont on veut connaître sa température T1 est appelée « source chaude ». Or, la jonction J2 dont on doit connaître sa température est la jonction de référence. Elle est appelée « source froide ».

*Principe de fonctionnement* : lorsqu'on chauffe la jonction de ce couple de métaux (spécifiques) de densité d'électrons libres différents, on constate une force électromotrice proportionnelle à la différence de température entre les jonctions (appelé l'effet thermoélectrique ou **l'effet Peltier**) [Ottello 2007]. Cette force est mesurée par un appareillage spécial et convertie en température par des formules prédéfinis.

#### B.2/ DIFFERENT THERMOCOUPLE EXISTANT

Les types des thermocouples les plus courants sont [Ottello 2007] :

Type	Métal A (+)	Métal B (-)	Limites théoriques	Coef. Seebeck $\alpha$ ( $\mu\text{V}/^\circ\text{C}$ ) à T°C	Erreur standard	Erreur Mini
B	Platine 30% Rhodium	Platine 6% Rhodium	0 à 1820°C	5,96 $\mu\text{V}$ à 600°C	0,5%	0,25%
E	Nickel 10% Chrome	Constantan	-270 à 1000°C	58,67 $\mu\text{V}$ à 0°C	1,7% à 0,5%	1% à 0,4%
J	Fer	Constantan	-210 à 1200°C	50,38 $\mu\text{V}$ à 0°C	2,2% à 0,75%	1,1% à 0,4%
K	Chromel	Alumel	-270 à 1372°C	39,45 $\mu\text{V}$ à 0°C	2,2% à 0,75%	1,1% à 0,2%
N	Nicrosil	Nisil	-270 à 1300°C	25,93 $\mu\text{V}$ à 0°C	2,2% à 0,75%	1,1% à 0,4%
R	Platine 13% Rhodium	Platine	-50 à 1768°C	11,36 $\mu\text{V}$ à 600°C	1,5% à 0,25%	0,6% à 0,1%
S	Platine 10% Rhodium	Platine	-50 à 1768°C	10,21 $\mu\text{V}$ à 600°C	1,5% à 0,25%	0,6% à 0,1%
T	Cuivre	Constantan	-270 à 400°C	38,75 $\mu\text{V}$ à 0°C	1% à 0,75%	0,5% à 0,4%

*Nature de thermocouple utilisé dans notre étude expérimentale* : Le thermocouple utilisé est de type "K" (Nickel-Chrome/ Nickel-Aluminium). La Plage de mesure courante est : de 0 à 1100 °C. La Température maximale usuelle : 1200 °C. Mais, il possède une plage de mesure étendue (-100°C à +1370°C), une force électromotrice importante (41310  $\mu$ V à 1000°C avec soudure froide à 0°C) et une courbe linéaire pour obtenir sur toute l'étendue de mesure des précisions meilleures que 0,2% [Ottello 2007].

**Remarque** : La température de fusion de :  
 - Nickel-Chrome est 1427°C ;  
 - Nickel-Aluminium est 1399°C.

### B.3/ ENREGISTREUR THERMIQUE EXPLOITÉ

L'enregistreur thermique « *ELTEK* », associé avec le logiciel *ECUREUILS* serie1000, est utilisé pour mesurer, en temps réel, la température des thermocouples connectés à ses entrées (collecteurs), mesurer la variation du courant livré par les LVDTs captant la déformation verticale des tôles lors de soudage et pour stocker ces informations dans sa mémoire pour une exploitation ultérieure par l'ordinateur. On trace par la suite les cycles thermiques enregistrés en utilisant son logiciel *ECUREUILS*. Le type des thermocouples utilisé et la fréquence de lecture doivent être configurés au niveau de l'enregistreur par ses fonctions. Cet appareil permis d'enregistrer aussi les tensions (volt) par des différentes gammes d'entrée prédéfinis.

**-Vue D'ensemble des boutons d'opération et les collecteurs d'entrées** : (figure B.2 a,b)



Figure B.2 a,b : Enregistreur thermique, a :Vue de face, b : Les collecteurs de données

Les boutons d'opération permettent l'installation de toutes les fonctions majeures du collecteur des données. Les trois boutons sont :

- 1/ Function** : sélectionne une fonction générale parmi les huit fonctions principales.
- 2/ Select** : sélectionne une cannelure (d'entrée) parmi les 24 et validation d'une configuration.
- 3/ Sel** : est utilisé pour sélectionner et charger les configurations désirées.

**Remarque** : Ces instructions sont communes pour tous les collecteurs de données de la série 1000 ; les détails du rôle de chaque bouton, la procédure de sa programmation, le transfert de données, l'analyse et d'autres opérations sont référés dans son manuel.

## ANNEXE C

### Propriétés mécaniques et physiques des métaux utilisés et les abaques du soudage TIG

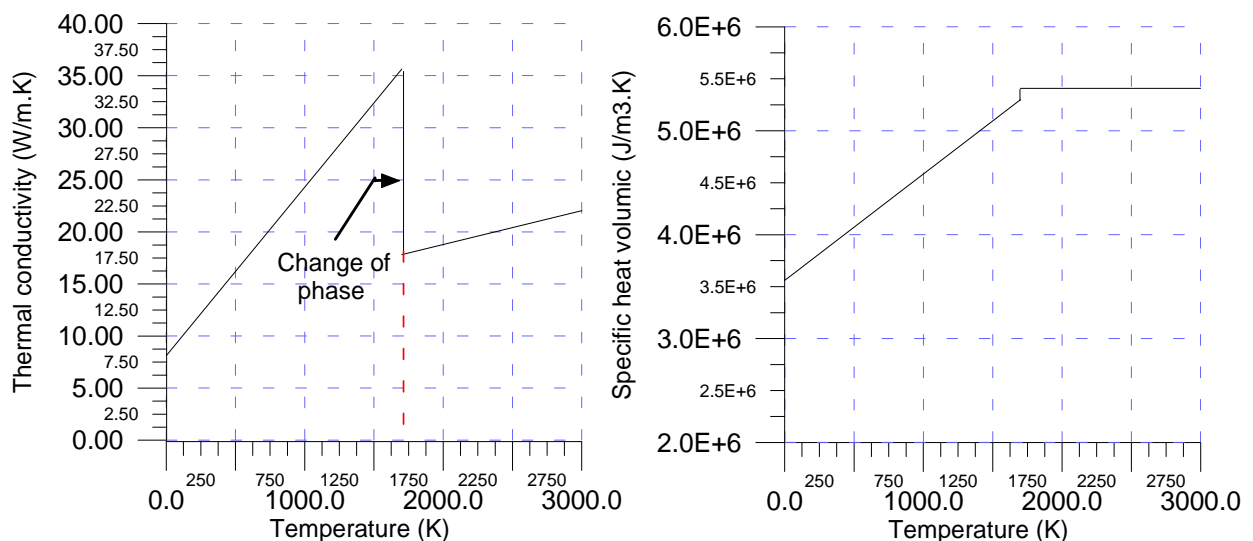
#### C.1/ ACIERS INOXYDABLES AUSTENITIQUE

Les propriétés mécaniques à température ambiante à l'état adouci <sup>(1)</sup> de cet acier sont résumées dans le tableau suivant [Kozłowski 1997] :

Tableau C.1 : Propriétés mécaniques de l'acier inoxydable 304L.

Métal Inox 304L	densité massique $\rho$ $kg/m^3$	Limite d'élasticité min. $R_{p0,2}$ (MPa)	Résistance à la traction $R_m$ (MPa)	Allongement à la rupture $A$ (%) (min.)	Module d'élasticité (GPa)	
					$E$ en traction	$G$ en torsion
Épaisseur max. 75 mm	7900	200	500 à 650	45	193	78

L'intervalle de fusion est : 1400-1454°C [Kozłowski 1997]. La température  $T_{ACI} \approx 723^\circ C$ . La conductivité thermique  $K$  et la chaleur spécifique volumique  $\rho.C_p$  sont représentées par les graphes suivants [Choi 1987].



#### C.2/ ALLIAGES D'ALUMINIUM

Les propriétés mécaniques de ces alliages sont résumées dans le tableau C.2. Il est à remarquer que les caractéristiques mécaniques de la série 2017 sont données aux états métallurgiques (T4) et (O).

<sup>(1)</sup> {un traitement de mise en solution, le formage à chaud (850°C à 1000°C) et un refroidissement consécutif à l'air [Kozłowski 1997]}

Tableau C.2 : Propriétés mécaniques des produits laminés à épaisseur  $e \leq 3\text{mm}$ .

Alliage	Limite d'élasticité $Rp_{0.2}$ (MPa)	Résistance à la traction $Rm$ (MPa)	Allongement à la rupture (min.) $A$ (%)	Dureté $Hb$	Module d'élasticité $E$ (GPa)
Alu 2024-T3	140-290	220-435	13-22	45	73
Alu 2017-T4	(O) 140 - (T4) 240	220-390	13-15	-	72.5
Alu 7075-T6	450-470	525-540	8	60	72

Les propriétés physiques dépendent de la température pour l'alliage d'aluminium 2024-T3, sont définies par les graphes suivants, (avec une légère différence entre les nuances) [Develay 1990a, 1990b, Aissani 2008b] :

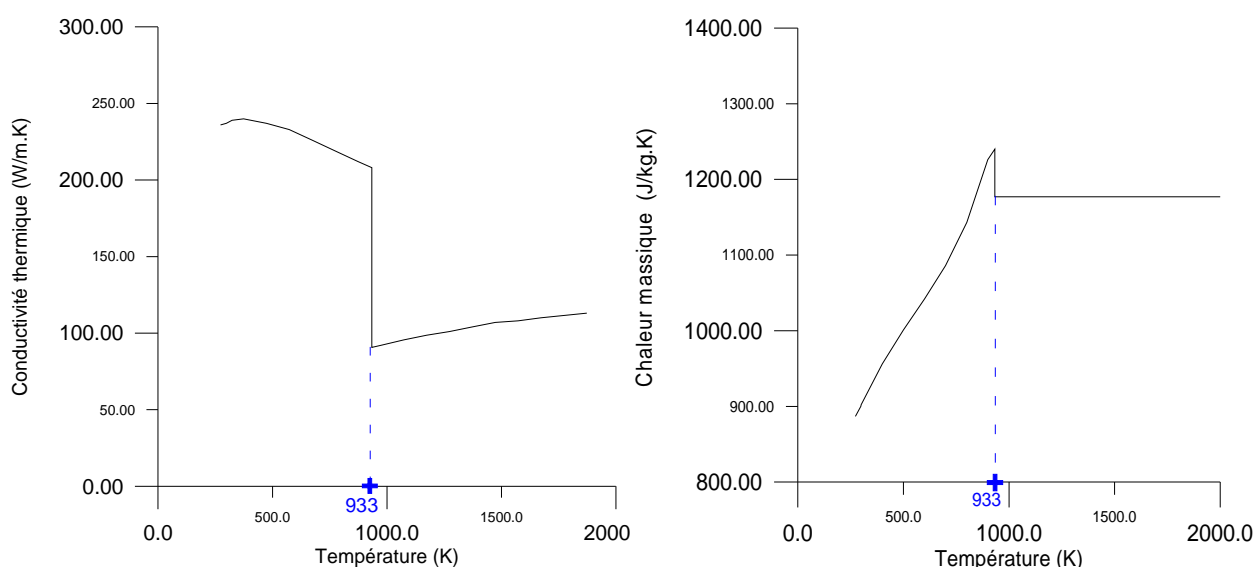


Figure C.2 a,b : Propriétés thermiques de l'aluminium en fonction de la température.

La température d'évaporation de l'aluminium est de l'ordre de  $2792\text{K}$  ( $2519^\circ\text{C}$ ). Les propriétés physiques à la température ambiante sont récapitulées dans le tableau C.3.

Tableau C.3 : Propriétés physiques suivant la norme NF A 50-451 10-86 à une température ambiante [Develay 1990b].

Alliage	Masse volumique ( $\text{kg}/\text{dm}^3$ )	Intervalle de fusion ( $^\circ\text{C}$ )	Capacité thermique massique ( $\text{J}/\text{kg}\cdot\text{K}$ ) (chaleur massique)	Conductivité thermique $\text{W}/(\text{m}\cdot\text{K})$ à $25^\circ\text{C}$	Résistivité $10^{-8}\Omega\cdot\text{m}$
Alu pur 99.99	2.70	660.4	900	231	2.65
Alu 2024	2.77	502 à 638	875	121	5.90
Alu 2017	2.79	510 à 640	890	134	5.10
Alu 7075	2.80	477 à 635	960	130	5.22

### C.3/ ABAQUES DU SOUDAGE TIG.

Nous présentons les abaques du soudage TIG des deux principaux matériaux utilisés dans l'étude expérimentale (l'acier inoxydable et les alliages d'aluminium) [Cemont 2007], suivi d'un exemple d'utilisation sur la figure C.4 (côté droit).

#### C.3.1/ ABAQUE DU SOUDAGE TIG DES ACIERS INOXYDABLES

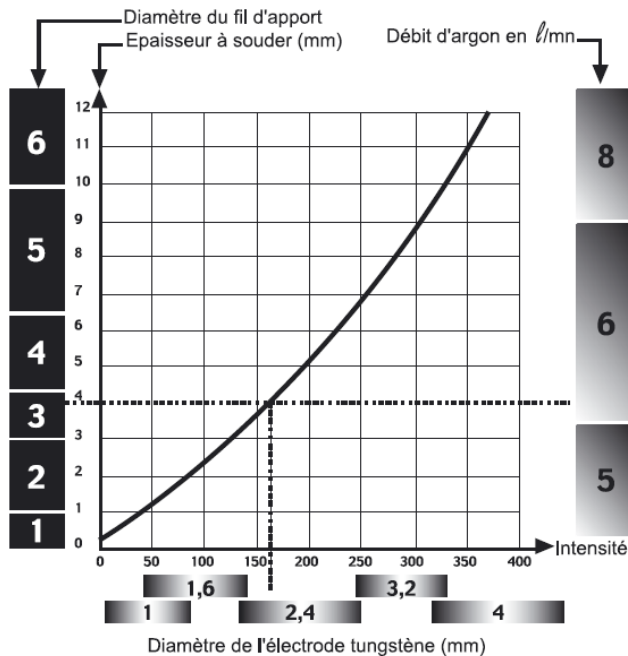
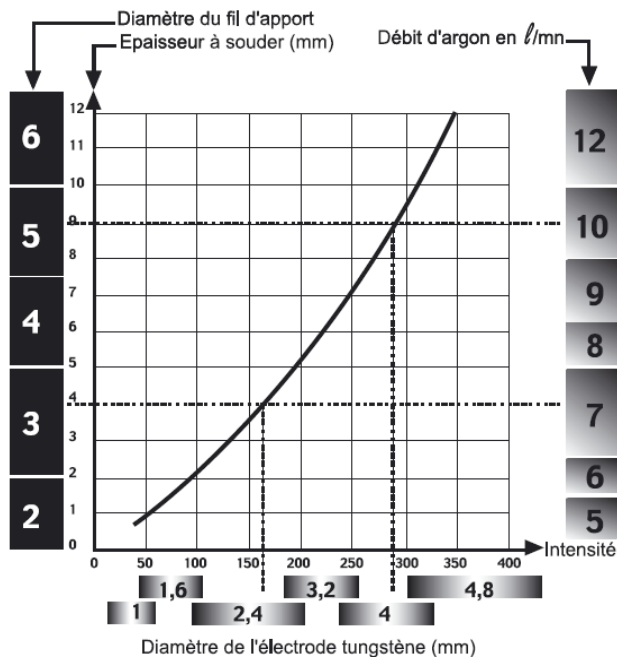


Figure C.3 : Abaque du soudage des aciers inoxydables

#### C.3.2/ ABAQUE DU SOUDAGE TIG DES ALLIAGES D'ALUMINIUM



**Exemple sur Fig.C.4 :**

Epaisseur à souder : 9 mm  
 Diamètre du fil d'apport : 5 mm  
 Diamètre de l'électrode : 4 mm  
 Intensité de soudage : 280 A  
 Débit d'argon : 10 L/mn

Figure C.4 : Abaque du soudage des alliages d'aluminium

## ANNEXES D

### **Contribution à la simulation du comportement mécanique des soudures avec quelques parties des programmes sous ANSYS.**

#### **D.1/ INTRODUCTION**

La connaissance du comportement mécanique des matériaux à usage aéronautique sous contraintes revêt une grande importance, d'une part dans les prévisions de la tenue en service ; d'autre part, pour une diminution significative des essais expérimentaux onéreux et très coûteux. Afin de quantifier les états de contrainte et de déformation dans une structure à partir d'un champ de température, il est nécessaire de décrire le comportement du matériau par un modèle adéquat.

La modélisation du comportement mécanique des matériaux est un domaine déjà ancien qui fait toujours l'objet de recherches actives surtout récemment dans les matériaux en multi-sous-domaines ou multicouches [Gary 2000]. Dans la littérature, les modèles de comportement qui prennent en compte l'aspect multiphase (ou multi domaines) des matériaux se classent en deux catégories, ceux qui tentent de modéliser les mécanismes de déformation et de glissement à l'échelle du grain (microscopique) et les modèles purement macroscopiques [Robert 2007].

Nous utiliserons dans cette étude une approche macroscopique. L'étude est menée par la simulation du comportement mécanique (lors l'essai de traction) d'un assemblage soudé par TIG. Le comportement élasto-plastique est identifi sous cet aspect de multi-domaines. L'idée est donc de considérer les zones de la soudure comme des multi sous-domaines (ou multizones), vu que globalement, les propriétés mécaniques se changent de la zone fondue ZF vers le métal de base MB passant par la zone de transition la ZAT (voir chapitre V).

Vu le nombre important de paramètres à gérer dans les modèles théoriques de la bibliographie [Guessasma 2010, Robert 2007] qui limite nos moyens de calcul, il faut donc, recourir à des méthodes et des modèles plus simples. Pour notre contribution, on a utilisé deux modèles : la loi bilinéaire et la loi non linéaire à quatre variables (de Voce). Quelques résultats de la simulation avec optimisation et confrontation à l'expérimental pour le cas de l'acier 304L sont montrés dans cette annexe et suivis de quelques parties de programmes de calcul rédigés pour le code ANSYS. Ce travail va servir comme première approche pour futures développements.

#### **D.2 ANALYSE GRAPHIQUE DES RESULTATS EXPERIMENTAUX D'ESSAI DE TRACTION**

La première étape dans cette démarche est l'exploitation d'un résultat de l'essai de traction mené sur les éprouvettes de l'acier inoxydable 304L (sans et avec cordon de soudure), montrés auparavant dans le chapitre V. L'objectif est la recherche des polynômes d'interpolation déduits des courbes de l'essai de traction. La deuxième étape est la détermination des coefficients de la loi de comportement mécanique et l'optimisation de ces coefficients par les calculs de la simulation, en utilisant les polynômes précédents.

Les courbes expérimentales de traction présentent un comportement élasto-plastique. Afin de pouvoir exploiter ces résultats, on a décomposé la courbe expérimentale en deux parties (élastique et plastique) tel que l'abscisse qui sépare les deux parties est dite le déplacement critique  $x_c$ . Les données expérimentales sont interpolées par un polynôme le plus adéquat de l'ordre '3'. Les coefficients polynomiaux obtenus sont utilisés par la suite dans nos programmes de simulation du comportement mécanique permettant le calcul d'erreurs et l'optimisation.

La figure D.1a,b montre les polynômes de lissage  $[y=f(x)]$  de chaque partie des données expérimentales d'une éprouvette sans soudure en acier 304L. Le déplacement critique  $x_c$  est environ 0,798 mm. Les courbes expérimentales complètes avec leurs interpolations correspondant aux éprouvettes sans soudure et avec soudure sont illustrées par la figure D.2.

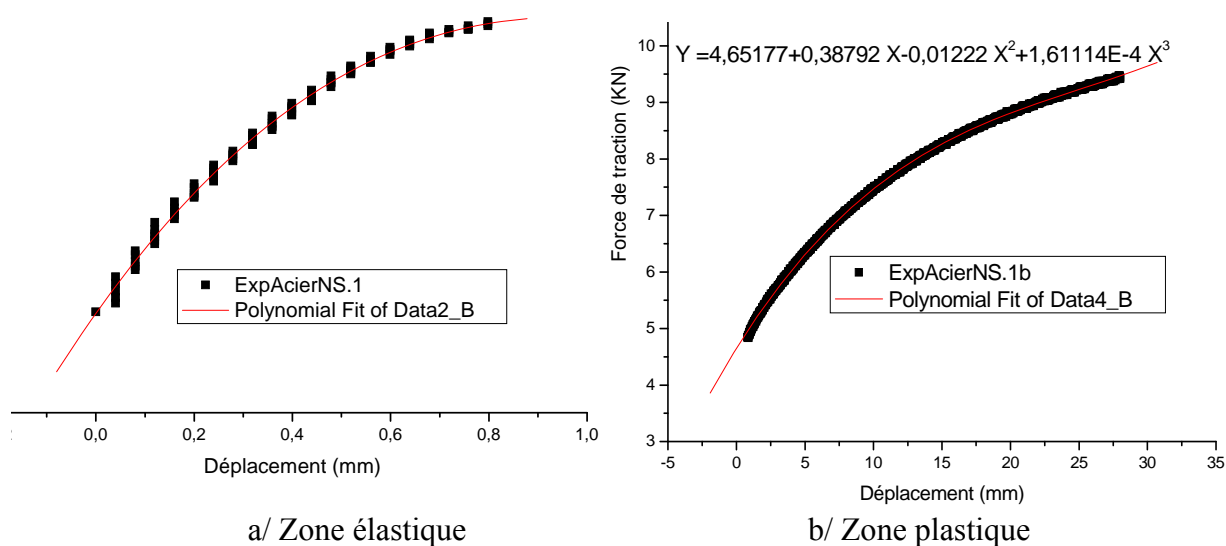


Figure D.1a,b : Lissage par zone d'une courbe expérimentale de traction.

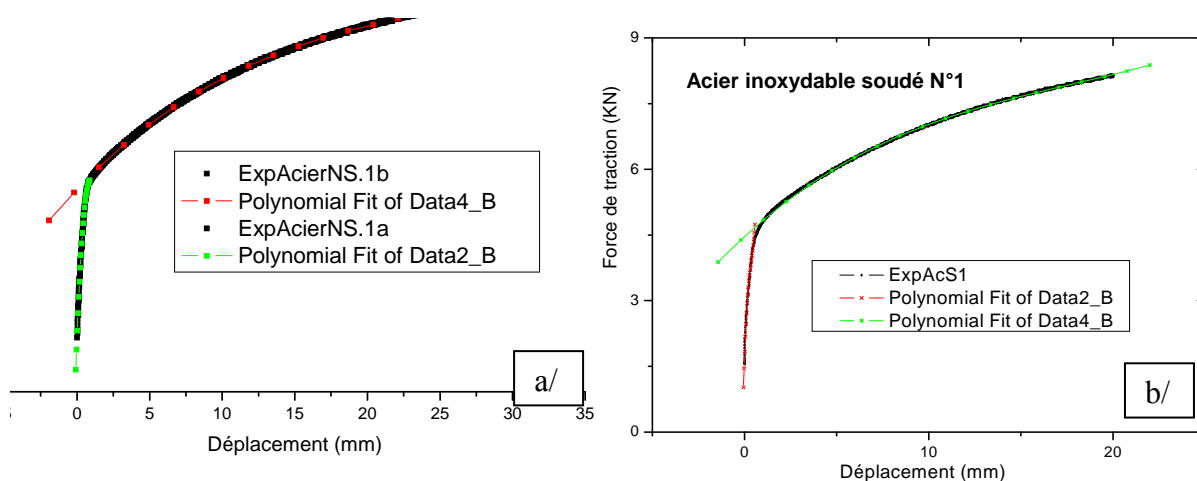


Figure D.2a,b : Lissage complet des courbes expérimentales de traction pour :  
a/ éprouvette sans soudure ; b/ éprouvette avec soudure.

On constate par ces courbes d'interpolation une reproduction fidèle de l'allure des points des données expérimentales, avec une précision *R-Square* très proche de l'unité (*R-Square* = 0,996).

La comparaison entre les polynômes des deux cas de courbes (sans et avec soudure) conduit à constater :

- Une réduction dans la valeur du déplacement critique (cas avec soudure  $x_c$  est 0.501mm).
- Une augmentation des coefficients polynomiaux de la partie élastique.
- Une conservation en ordre de grandeur des coefficients polynomiaux de la partie plastique.

La différence entre ces deux cas est due à l'effet de la soudure induit sur le comportement élastique, augmentant sa pente (module de Young  $E$ ) et diminuant la ductilité de l'éprouvette globalement.

### D.3 SIMULATION DES ESSAIS DE TRACTION DES EPROUVETTES AVEC ET SANS CORDON DE SOUDURE

Dans une première approche, la simulation de l'essai de traction est décrite par une loi de comportement *bilinéaire*. Cette loi nécessite l'identification de deux variables. Puis dans une seconde approche, on utilise un modèle de comportement *non-linéaire* à quatre variables à identifier. Ces variables doivent être ajustées et optimisées aux profils des résultats expérimentaux. Dans cette étude, on ne traite pas la phase de striction et le critère de la rupture lors de la simulation d'essai de traction. Pour cette annexe, on montre beaucoup plus la démarche utilisée pour aboutir aux lois du comportement en multizone.

#### D.3.1 Modélisation et mise en programmation

On suppose que le matériau étudié est isotrope et homogène dans chaque zone (de la soudure) avec un comportement élasto-plastique. L'essai de traction est supposé quasi statique et l'échauffement induit par la déformation plastique est négligeable. L'essai s'effectue à la température ambiante. Donc, la déformation totale ( $\varepsilon$ ) est la somme de la déformation élastique et la déformation plastique en négligeant la déformation thermique et les autres éventuelles déformations :  $\varepsilon = \varepsilon^e + \varepsilon^p$

La déformation plastique  $\varepsilon^p$  décrit le phénomène d'écroutissage isotrope. Le comportement élastique suit la loi de *Hooke* (élasticité linéaire isotrope). Les variables des lois du comportement mécanique indiquées précédemment sont définies par la figure D.3 suivante :

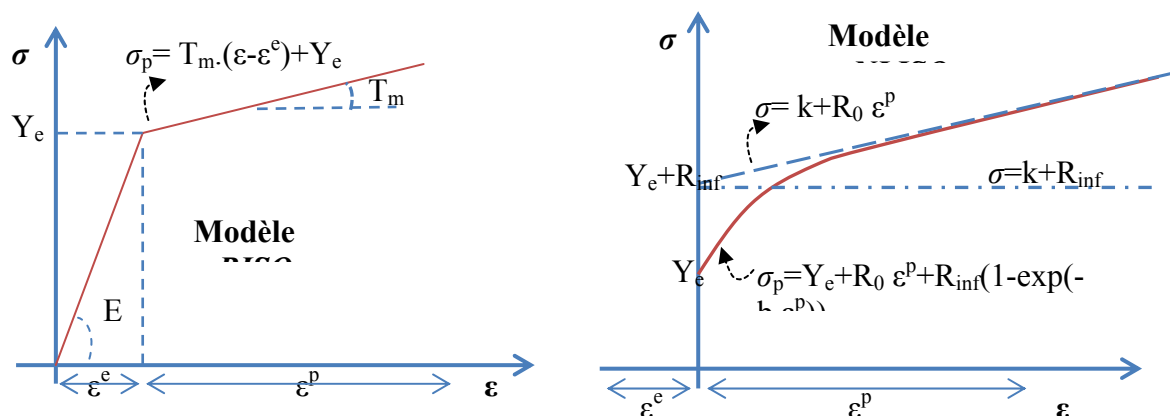


Figure D.3 a,b : Modèles des lois du comportement adoptés ; a/ modèle bilinéaire (BISO) ; b/ modèle non linéaire de Voce (NLISO)



La première loi représente une linéarisation dans la partie plastique de loi de puissance où la deuxième pente (figure D.3a) représente le module tangente de l'écrouissage  $T_m$  et  $Y_e$  la limite élastique du matériau. Le coefficient de poisson est supposé constant. Le second modèle utilisé est le modèle d'écrouissage isotrope de *Voce* à quatre variables [ANSYS 2007]. Il exprime la relation entre la contrainte équivalente de Von Mises (partie plastique)  $\sigma_p$  et la déformation plastique  $\varepsilon^p$  ; tel que  $R_0$  le module d'écrouissage asymptotique et les coefficients  $R_{inf}$  avec  $b$  décrivent la partie non linéaire de la courbe lors de l'apparition de la plasticité.

La forme mathématique discrétisée en éléments finis de la relation reliant les forces aux déplacements (agissant sur un corps en équilibre) est déjà implémentée dans les codes du calcul. Notre programmation est faite en 3D par l'élément de référence '*Solid92*' (élément solide structurel tétraédrique) [ANSYS 2007]. Cet élément permet un comportement quadratique et il est bien adapté pour les maillages irréguliers. Les paramètres du modèle de comportement bilinéaire, obtenus après optimisation des courbes numériques et expérimentales, permettent d'avoir une première estimation de leur valeur et servant comme données pour les paramètres de la loi non linéaire [Guessasma 2010].

Une partie du programme '*script01*' de la simulation d'une éprouvette en essai de traction est montrée à la fin de cette annexe, en représentant les commandes introduisant les propriétés du matériau, la loi bilinéaire (BISO), non linéaire (NLISO) et quelques options de résolution ....

#### Démarche globale du calcul et d'optimisation (sous l'ANSYS)

La procédure globale conçue et suivie, pour aboutir aux meilleurs paramètres du modèle de la loi du comportement est montrée brièvement comme suit :

- 1) Calculer les coefficients du lissage d'une courbe de traction expérimentale par l'interpolation et préparer un fichier *Data* contenant ces coefficients de lissage avec les fourchettes des paramètres de la loi de comportement à simuler (loi Bilineaire ou Non-linaire) → le fichier est : *Para-fit.txt*.
- 2) Introduire ce fichier et le programme de la simulation d'un essai de traction d'une éprouvette mono ou multizone (sans soudure ou avec une soudure) → *script01.txt*.
- 3) Lancer l'exécution de ce programme *script01* avec son fichier *Para-fit* (des paramètres) décrit précédemment, en utilisant une combinaison des paramètres de la loi de comportement (selon les fourchettes de ces paramètres).
- 4) Récupérer le fichier résultat *Res\_xx.txt* contenant les paramètres combinés, la meilleure combinaison et son erreur d'écart (calculé entre ce calcul et la courbe expérimentale).
- 5) Re-préparer le fichier *data* avec une nouvelle fourchette des paramètres de la loi simulée après avoir tracer le graphique des résultats de cette meilleure combinaison.
- 6) Refait les étapes de 3 à 5 en plusieurs fois jusqu'avoir un meilleur lissage de la courbe expérimentale par les résultats numériques de loi de comportement.

### D.3.2 Quelques résultats et discussions

#### 1 Application de la loi Bilinéaire sur les éprouvettes de traction (soudées/non soudées)

Les résultats obtenus de la simulation par MEF en utilisant la loi bilinéaire, sont organisés selon deux parties. La première partie concerne les éprouvettes sans soudure (Monozone) et l'autre partie concerne les éprouvettes avec soudure (Multi-zones).

##### D.3.2.1.a Éprouvette monozone (sans soudure)

La taille du maillage optimisé est de l'ordre de **7606** éléments et de **15302** nœuds (figure D.4). Le déplacement total ' $d$ ' de la traverse lors l'essai et le déplacement critique ' $x_c$ ' sont choisis selon la courbe de traction expérimentale qui sont :  $d = 28$  mm,  $x_c = 0.8$  mm.

La figure D.4 montre le maillage d'une éprouvette en 3D. On constate la présence des éléments finis condensés dans les régions courbées, pour bien capter les variations de la contrainte. La figure D.5 montre la distribution du champ de contrainte transversale  $S_{xx}$  et la forme de l'éprouvette avant et après un allongement élastique.

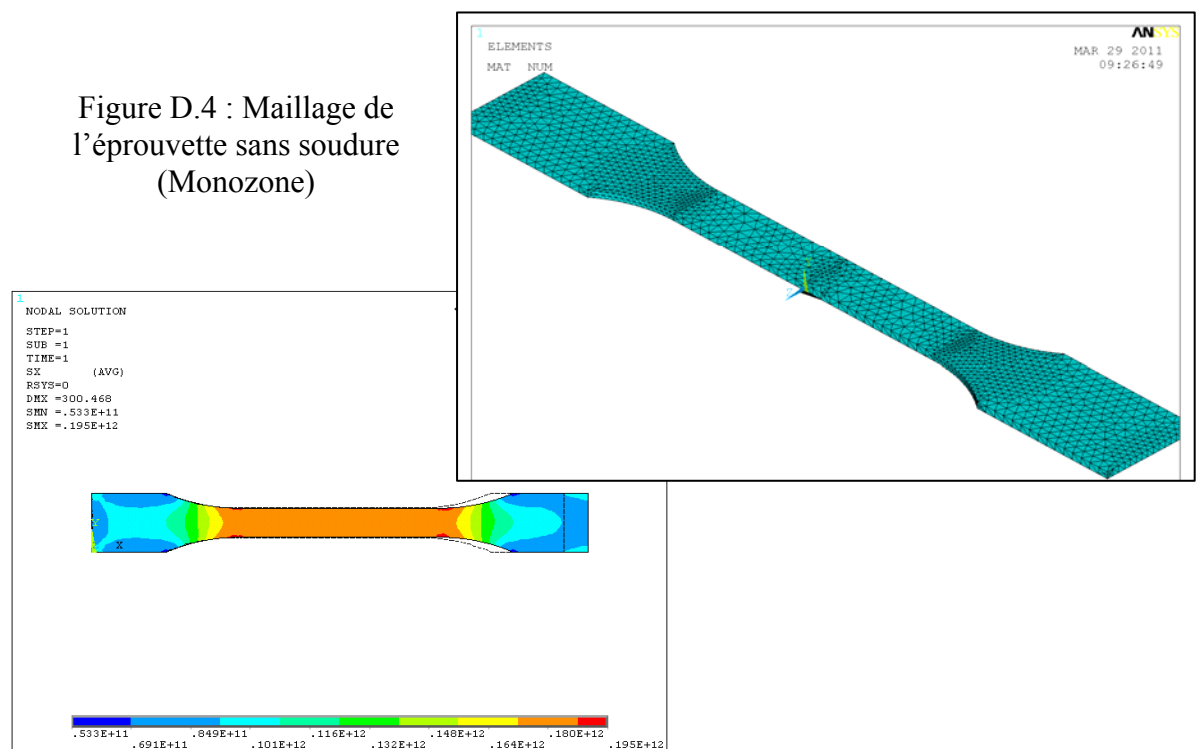


Figure D.5 : Distribution du champ de contrainte  $S_{xx}$  et la forme de l'éprouvette avant et après sollicitation.

Un exemple de la distribution du champ de contrainte de Von Mises.(*SEQV*) au cours de la traction est montré à la figure D.6 suivante :

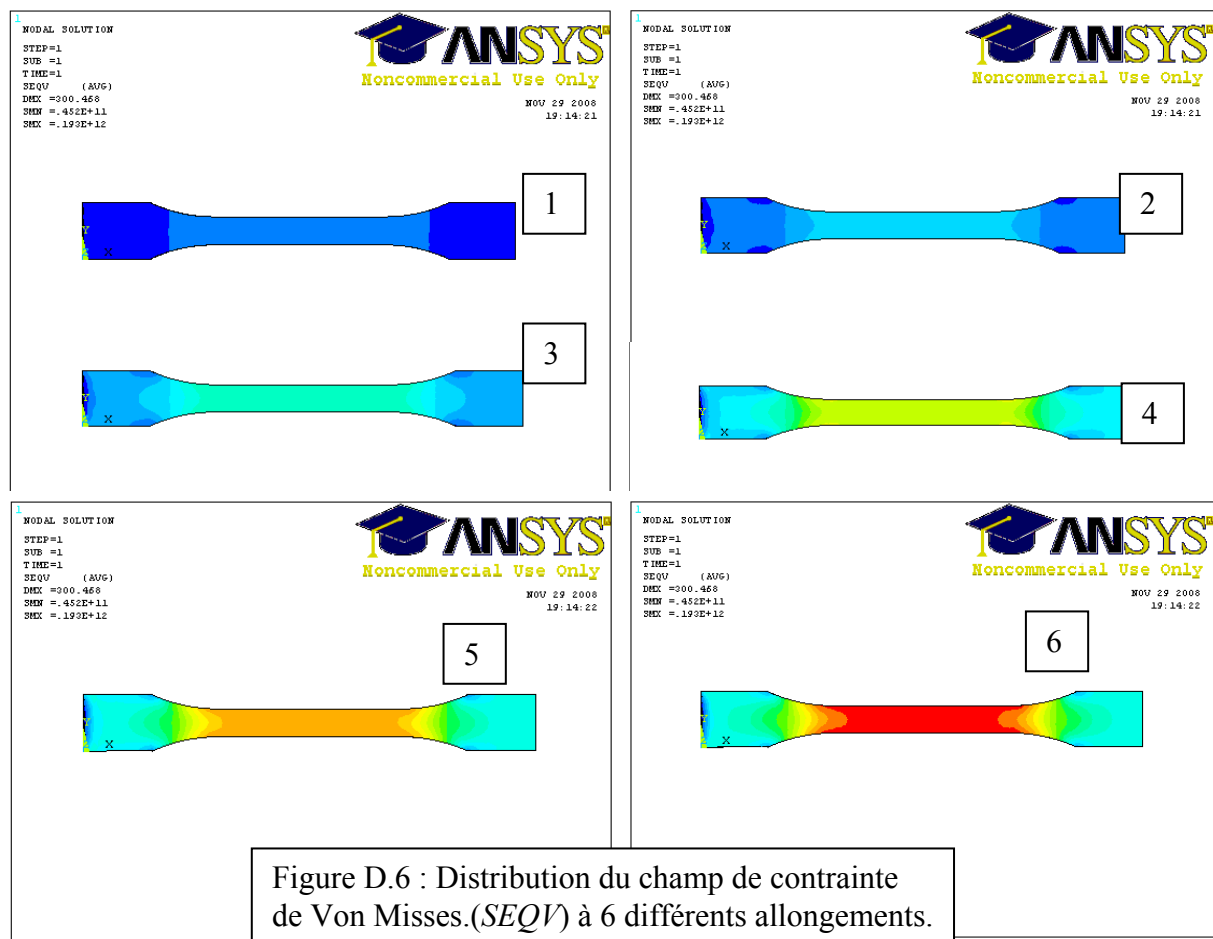


Figure D.6 : Distribution du champ de contrainte de Von Mises.(*SEQV*) à 6 différents allongements.

### Procédure du calcul d'optimisation

Le déplacement simulé de la traverse de traction (d) au départ est de 3mm.

Suite à la convergence, on a commencé à réduire l'erreur de l'écart entre les courbes Num./Exp. et on cherche les valeurs optimums des paramètres du modèle du comportement bilinéaire. Ensuite on augmente cette distance de déplacement (d) et on refait les calculs.

On a récapitulé dans le tableau (D.1) puis le tableau (D.2) les données et les meilleurs résultats (Res\_XXX.txt) obtenus à chaque exécution. Un exemple d'explication de la procédure du calcul est présenté par la suite. Des tracés graphiques des résultats avec comparaison sont montrés à la figure D.7 et puis la figure D.8 avec des agrandissements de quelques parties des graphes.

Le calcul de l'erreur d'écart entre les courbes Exp. et Num s'effectue par la formule suivante :

$$Err = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N \sqrt{(F_{exp} - F_{num})_i^2} \quad \text{en [N].} \quad (D.1)$$

Tel que :  $N$  : est le nombre de points de comparaison entre la courbe Exp et celle de Num.

$F_{exp}$  et  $F_{num}$  sont les forces de traction appliquées sur l'éprouvette pour le cas Expérimental et le cas Numérique.

Tableau D.3 : Données d'optimisation du Graphe 1 (figure D.7) lors la comparaison de l'essai de traction avec les simulations numériques, (du best 1 au best 6).

Nom de la courbe	Type de résultat	Déplacement d (mm)	Nbr de points	$E_y$ (GPa)	$E_T$ (GPa)	$Y_e$ (GPa)	Err
ExpAcNS.1	Exp. Acier 1 (Non Soudé)	Jusqu'à 28 mm	–				–
B1.Num3mm	Résultat Best N°1	3 mm	30	180	0.20	1.50	1.099
B2.Num3mm	Best N°2	3 mm	30	120	1.50	0.30	1.847
B3.Num3mm	Best N°3	3 mm	30	80	1.45	0.22	0.535
B4.Num3mm	Best N°4	3 mm	30	60.5	1.50	0.22	0.396
B5.Num4mm	Best N°5	4 mm	35	55	1.52	0.23	0.255
B6.Num5mm	Best N°6	5 mm	40	49	1.53	0.23	0.168

Tableau D.4 : Données d'optimisation du Graphe 2 (figure D.8) lors la comparaison de l'essai de traction avec les simulations numériques, (best 6 à best 8).

Nom de la courbe	Type de résultat	Déplacement d (mm)	Nbr de points	$E_y$	$Y_e$	$E_T$	Err
ExpAcNS.1	Expérimentale (non Soudée)	Jusqu'à 28mm	–				–
B6.Num5mm	Best N°6	5 mm	40	49	1.53	0.230	0.168
B4.Num10mm	Best N°7	10 mm	100	42	1.53	0.231	0.099
B5.Num25mm	Best N°8	25 mm	150	42	1.53	0.231	0.340

#### Exemple d'explication

Pour obtenir la courbe numérique de la loi de comportement mécanique Best 1 «B1.Num3mm», on a choisi pour les trois variables (Le module de Young ' $E_y$ ' et les deux variables de la partie plastique ' $E_T$  et ' $Y_e$ ') les marges suivantes, sur un déplacement de la traverse de 3mm ayant 30 points (nombre du pas) :

$E_y$  : de 180 à 260 pas de 10 (GPa)  
 $E_T$  : de 0.80 à 1.60 pas de 0.10 (GPa) → '105 / 405'  
 $Y_e$  : de 0.20 à 0.60 pas de 0.10 (GPa) → Combinaisons effectuées /combinaisons totales, ayant 2 à 3 min à chaque calcul d'une combinaison.

Donc on a après les calculs sur ANSYS :

Le temps global du calcul est de l'ordre de 03 heures 51 min.

Best 1 → Res0036.txt qui donne : ' $E_y = 180$  ,  $E_T = 1.50$  ,  $Y_e = 0.20$  et Err = 1.099'.

Puis après avoir tracé la courbe du résultat Best 1, on déduit les marges suivantes pour trouver le Best 2 (selon les constatations sur le graphe tracé) :

$E_y$  : de 120 à 170 pas de 10 (GPa)  
 $E_T$  : de 1.50 à 1.60 pas de 0.10 (GPa) → '48 /48' combinaisons effectuées.  
 $Y_e$  : de 0.30 à 0.60 pas de 0.10 (GPa)

Après les calculs on a :

Best 2 → Res0001.txt qui a : ' $E_y = 120$ ,  $E_T = 1.50$ ,  $Y_e = 0.30$  et  $Err = 1.847$ '.

Ainsi de suite pour les autres marges déduite à chaque traçage graphique.

Best 3 → Res0007.txt qui a : ' $E_y = 80$ ,  $E_T = 1.45$ ,  $Y_e = 0.22$  et  $Err = 1.847$ '.

Best 4 → Res0027.txt qui a : ' $E_y = 60.5$ ,  $E_T = 1.50$ ,  $Y_e = 0.22$  et  $Err = 0.396$ '.

Best 5 → Res0006.txt qui a : ' $E_y = 55$ ,  $E_T = 1.52$ ,  $Y_e = 0.23$  et  $Err = 0.255$ '.

Best 6 → Res0029.txt qui a : ' $E_y = 49$ ,  $E_T = 1.53$ ,  $Y_e = 0.23$  et  $Err = 0.168$ '.

...

**Best 8 → Res0001.txt qui a : ' $E_y = 42$ ,  $E_T = 1.53$ ,  $Y_e = 0.231$  et  $Err = 0.3401$ '.**

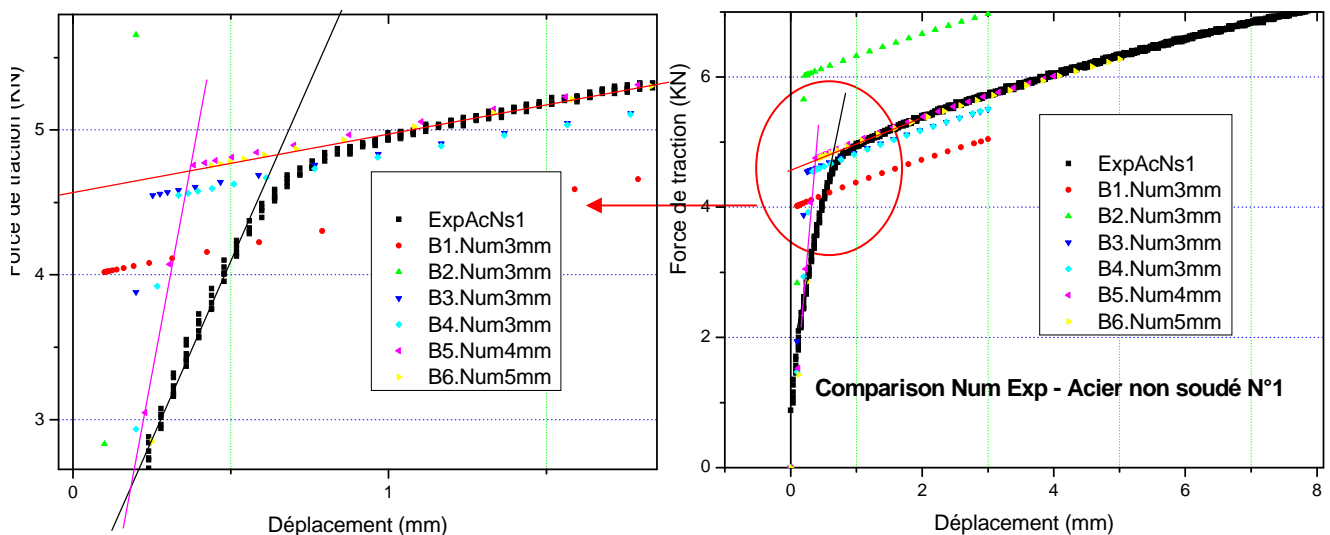


Figure D.7 : Courbe de comparaison de l'essai de traction d'éprouvette de l'acier inoxydable non soudé, entre l'Exp. et Num. de best 1 à best 6.

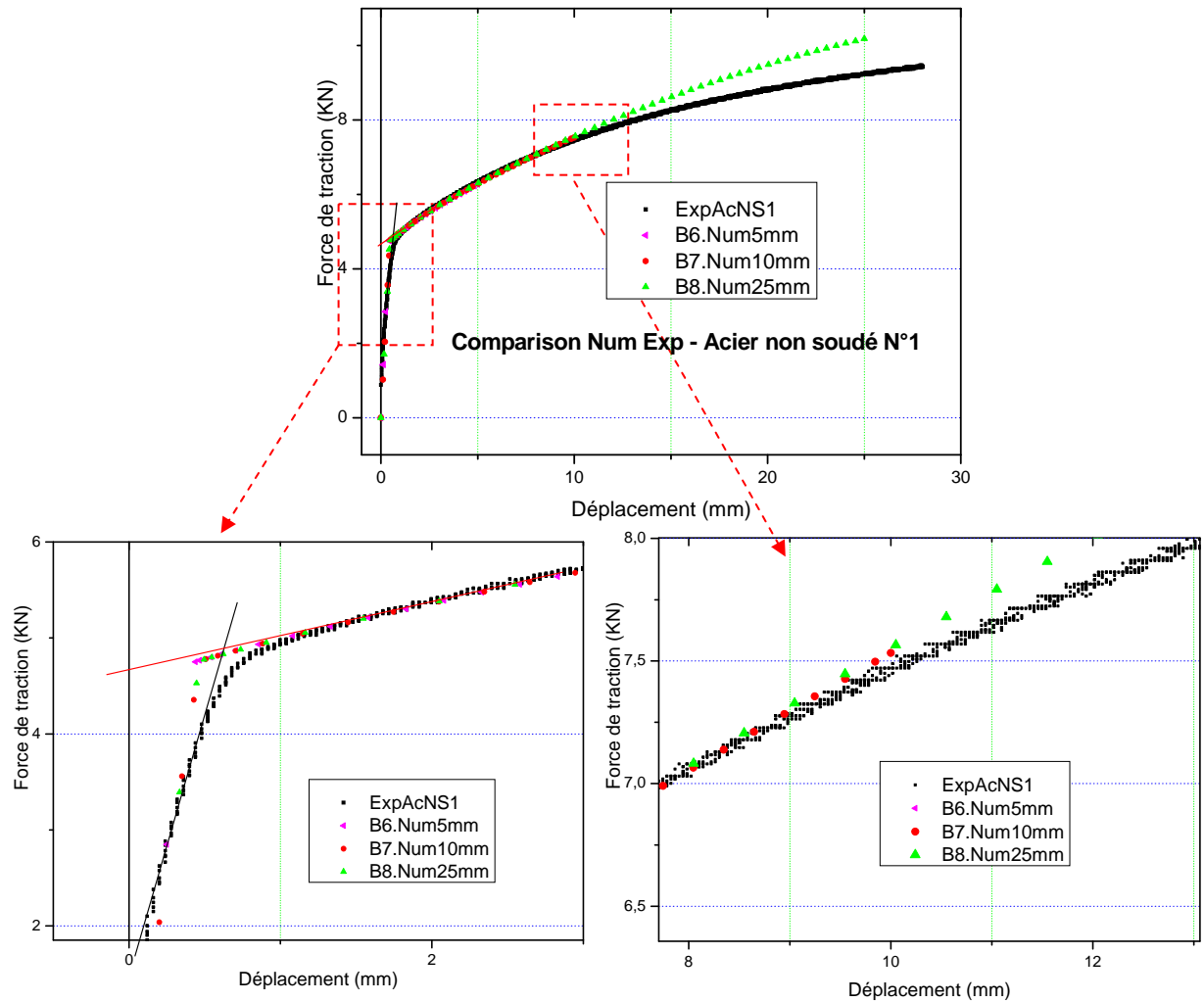


Figure D.8 : Courbe de comparaison de l'essai de traction entre l'Exp et Num, la suite de best 6 à best 8.

### D.3.2.1.b Éprouvette multi-zones (avec soudure)

Le maillage de multi-zones utilisé est représenté dans la figure D.9 suivante :

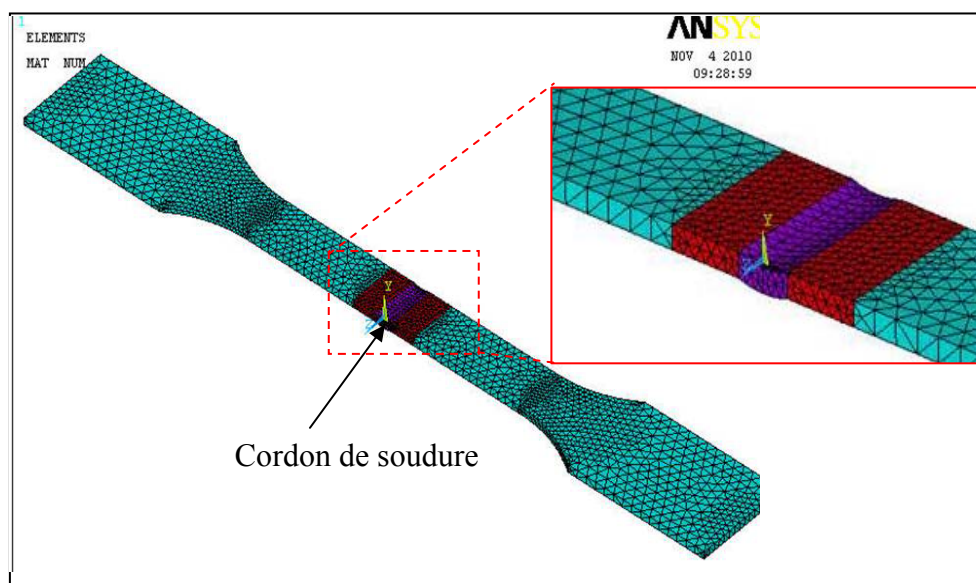


Figure D.9 : Maillage de l'éprouvette avec soudure (Multi-zones)

On considère sur cette éprouvette trois zones différentes : 1- la Zone de fusion ZF (couleur move), 2- la zone affectée thermiquement ZAT (couleur rouge) et 3- le métal de base MB (couleur bleu). Le déplacement total de la traverse simulé ' $d$ ' égale à 20 mm et le  $x_c$  (critique) égale à 0.5 mm.

Pour l'optimisation des paramètres de la loi de comportement, on suit la même procédure globalement. L'exemple d'une première solution numérique pour un déplacement de 5mm avec 100 points de calcul est montré dans la suite (figure D.10).

Pour chaque zone on détermine ses trois paramètres de la loi de comportement. Concernant le métal de base, on considère les paramètres optimisés précédemment dans le cas d'une éprouvette sans soudure. Donc, on doit faire un balayage sur les 6 paramètres restants.

La distribution des champs de contraintes  $S_{xx}$  à travers l'éprouvette soudée de traction sous un déplacement de 5mm ( $\approx$  allongement de 8.33 %) est représentée dans les figures (D.11a,b) :

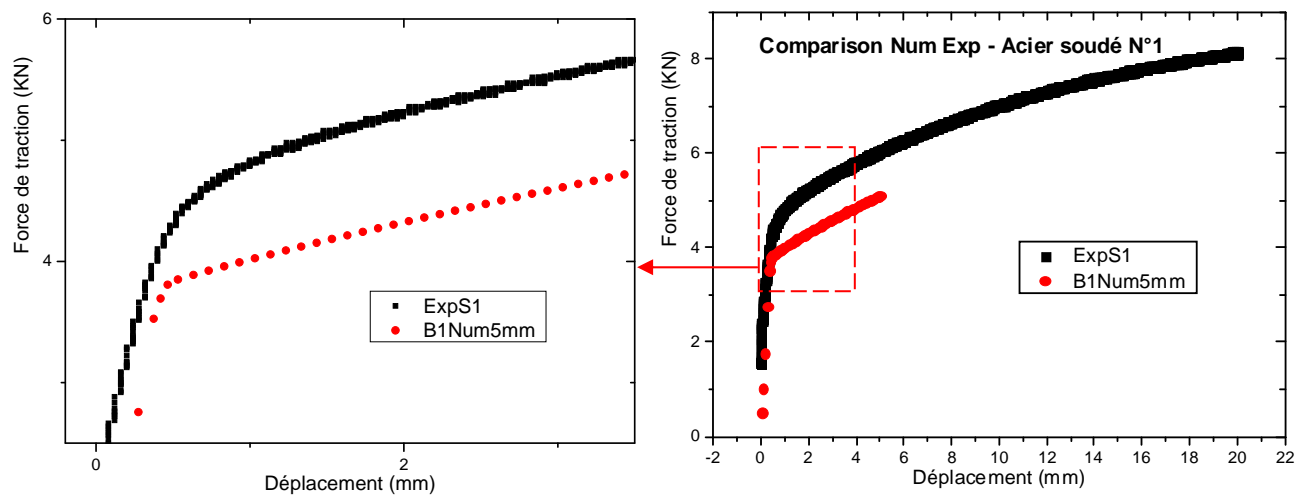
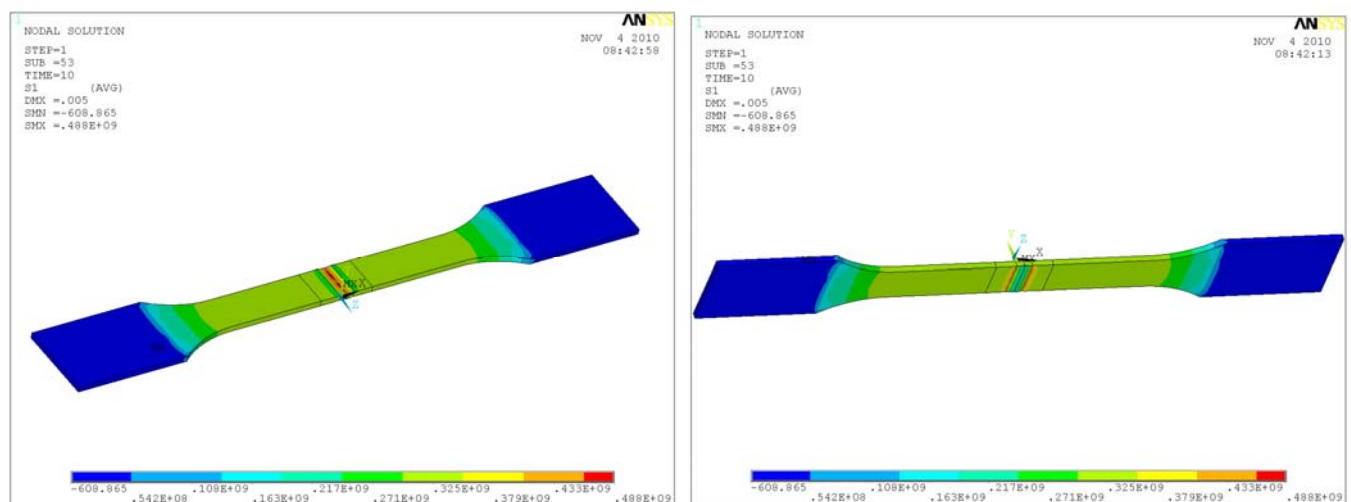


Figure D.10 : Courbe de comparaison de l'essai de traction d'une éprouvette soudée entre l'Exp et Num.



a/ Contrainte  $S_{xx}$  (Vue dessus)

b/ Contrainte  $S_{xx}$  (Vue dessous)

Figure D.11 a,b : Évolution de la contrainte  $S_{xx}$  à travers l'éprouvette sous traction à un allongement de valeur de  $\approx$  8.33 %.

### D.3.2.2 Application de la loi Non- linéaire

On suit la même procédure que précédemment. Exemple de résultats d'optimisation de la loi de comportement non linéaire pour une éprouvette non soudée est présenté à la figure D.12.

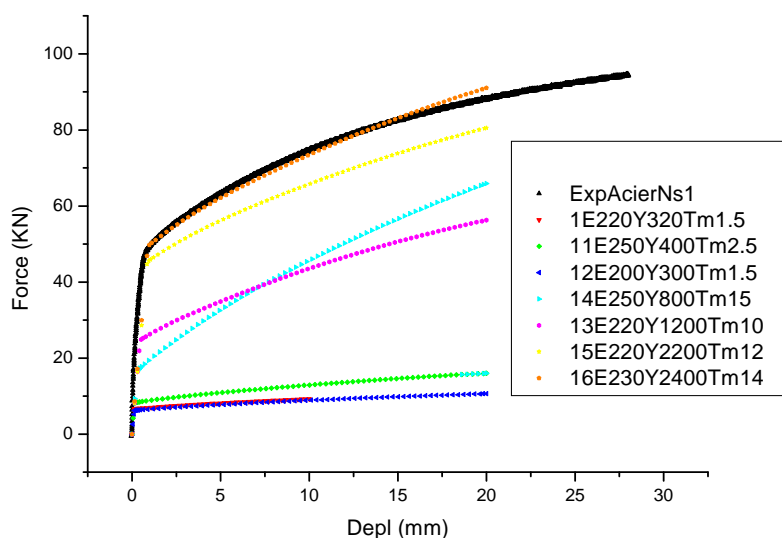


Figure D.12 : Courbes de comparaison de l'essai de traction d'une éprouvette non soudée d'acier entre l'Exp et Num avec une loi de comportement non linéaire.

Enfin on conclut que :

Une première contribution à la détermination de la loi du comportement dans cette annexe a été menée par la voie numérique et confrontation expérimentale. La méthode des éléments finis a été exploitée en utilisant le code ANSYS. Une optimisation graphique sur les paramètres de la loi du comportement est menée pour une éprouvette non soudée et soudée du métal étudié. L'erreur atteinte est de l'ordre de  $0.340 \times 10^{-3}$  KN (force max Exp est de l'ordre de 9.5 KN) sur un déplacement de la traverse (numériquement) de 25 mm.

Les éprouvettes soudées nécessitent la même démarche que celles sans soudure avec plus d'inconnus, de nombre de combinaisons et du temps d'optimisation.

## D.4/ QUELQUES PARTIES DU PROGRAMME DE CALCUL SOUS ANSYS

### - Exemple concernant l'éprouvette Multi-zones utilisant le model biliaire

```

Mult_Zn      ! nom du fichier : Eprvt multi zones de traction
/clear
/units,SI    ! ***** unités en m k s N ...
/prep7
! ----- Paramètres géométrique d'éprouvette soudée
a=1.8*1e-3   !1/2 largeur en mm,
t=0.3*1e-3   ! décalage horizontale
R=(a*a+t*t)/(2*t)
b= 4,8*1e-3  ! zone affectée thermiquement
c=60*1e-3   ! largeur utile
e=20*1e-3   ! largeur éprouvette
....
! ----- Propriétés des matériaux
EB=220*1e9   ! Module de Yang (zone de MB)
nuB=0.29     ! Coefficient de Poisson (zone de MB)
EZAT=220*1e9 ! Même pour ZAT.
nuZAT=0.29
EF=220*1e9   ! Même pour ZF

```



```

nuF=0.29
YB=350*1e6          ! Limite élastique (zone de MB)
TMB=100*1e9         ! Module Tangente (zone de MB)
YZAT=350*1e6       ! Limite élastique (ZAT)
TMZAT=100*         ! Module Tangente (ZAT)
YF=350*1e6         ! Même pour ZF
TMF=100*1e9
....
....
!***** meshing
ET,1,solid92

!***** MBI
MAT,1
MP,EX,1,EB
MP,EY,1,EB
MP,EZ,1,EB
MP,PRXY,1,nuB
MP,PRYZ,1,nuB
MP,PRXZ,1,nuB
TB,BISO,1          ! Paramètres Bi-linéaire
TBDATA,1,YB,TMB
vsel,s,,1,3
vsel,a,,7
vsel,inve
vmesh,all
!***** ZAT
MAT,2
MP,EX,2,EZAT
MP,EY,2,EZAT
MP,EZ,2,EZAT
MP,PRXY,2,nuZAT
MP,PRYZ,2,nuZAT
MP,PRXZ,2,nuZAT
TB,BISO,2
TBDATA,1,YZAT,TMZAT
vsel,s,,1,2
vmesh,all

```

---

```

!***** melted zone
MAT,3
MP,EX,3,EF
MP,EY,3,EF
MP,EZ,3,EF
....
....
allsel,all
/solu
ANTYPE,0
NLGEOM,1
DELTIM,dtemps,0,2*dtemps
OUTRES,ERASE
OUTRES,ALL,ALL
RESCONTRL,DEFINE,ALL,ALL,1
TIME,temps
solve
save,solweld,db

/post26
...
...

```

## ANNEXE E

### **RÉSULTATS DES SOUDURES FSW PRELIMINAIRES ET DISCUSSION**

#### **E.1 Quelques résultats préliminaires avec analyse des défauts**

Au cours du processus de recherche de la meilleure forme de l'outil et l'optimisation des paramètres du soudage, on a remarqué l'apparition des défauts au niveau de quelques cordons, liés à la nature de ce type de procédé (soudage par friction). L'analyse de ces défauts afin de les remédier, nous a emmenés à constater le cas d'une instabilité dans l'effort vertical appliqué – la force de forgeage, (figure E.1).

D'autres exemples, dont les cordons sont complets mais présentent quelques défauts surfaciques ou volumiques, sont présentés par la figure E.2. Cette figure montre un résultat de contrôle CND décelant un défaut interne illustré par une coupe transversale. On remarque bien l'empreinte de l'outil à la fin des soudures. On constate que ces défauts sont dus par un enfoncement excessif de l'outil dans la matière (tassement) ce qui génère des bavures sur les bords du cordon et un amincissement de la tôle.

Dans le cas inverse, une perte de pression appliquée sur les tôles diminue l'apport de la chaleur ce qui résulte une diminution de la qualité des surfaces et une pénétration insuffisante dans le cordon. Généralement, des bavures sont toujours constatées sur les bords d'une soudure pour une inclinaison  $0^\circ$ , d'où l'idée de l'incliner d'un angle  $\alpha$  égale ou inférieur à l'angle critique. La couleur noire observée sur la radiographie (figure E.2b) confirme l'amincissement de la tôle.



Figure E.1 : Quelques défauts dus à une instabilité dans l'effort appliqué.

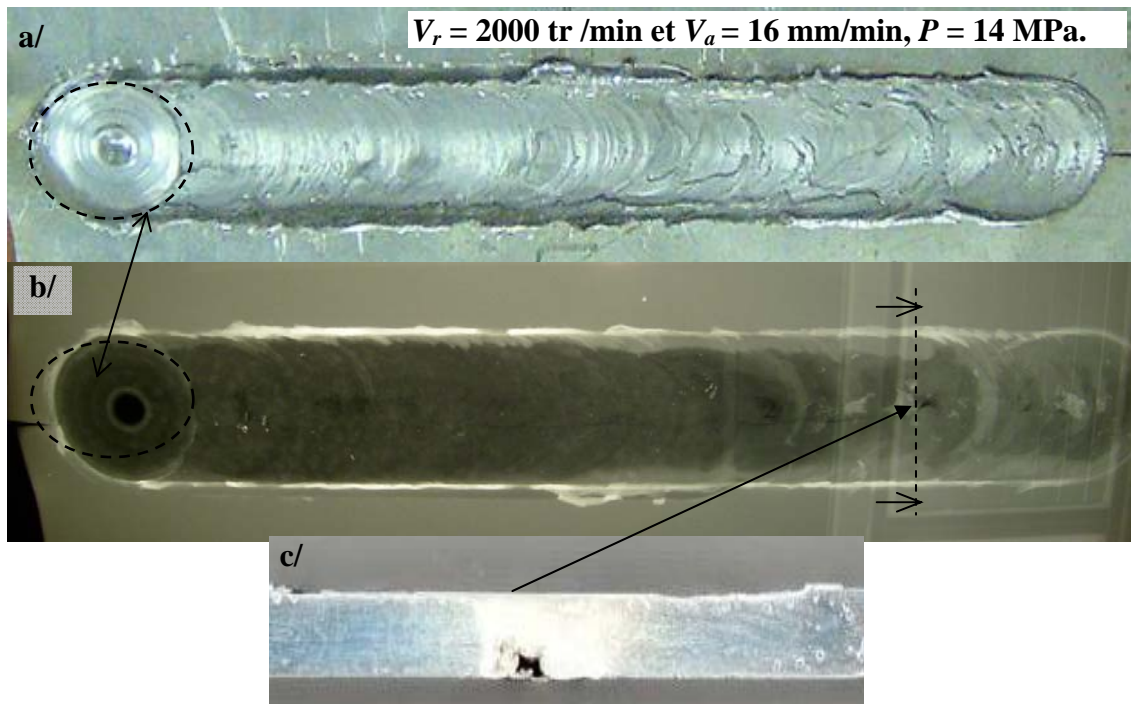


Figure E.2 a,b,c : Surface entassée et contrôles CND ; a/ Contrôle visuel, b/ Contrôle par rayons X et c/ Coupe transversale du cordon montrant le défaut volumique.

L'absence du filetage diminue le transfert et le flux de la matière malaxée de part et d'autre du pion. La coupe transversale du cordon présentée sur la figure E.2c relative aux défauts internes volumiques (vides ou tunnels) confirme ce résultat. Ces défauts sont généralement liés à des processus d'écoulement plastique de la matière et ont une forte influence sur les trajectoires de fissures, comme il a été confirmé par H. Lombard et al [Lombard 2008].

Des soudures ont été effectuées en faisant des modifications dans la géométrie de l'outil, son inclinaison et les paramètres de soudage pour la recherche des meilleurs paramètres donnant des cordons exempts ou moins de défauts possible. Quelques meilleurs cas sont présentés et interprétés dans le chapitre VII.