

**UNIVERSITÉ DU QUÉBEC**

**MÉMOIRE  
PRÉSENTÉ À  
L'UNIVERSITÉ DU QUÉBEC À CHICOUTIMI  
COMME EXIGENCE PARTIELLE  
DE LA MAÎTRISE EN INGÉNIERIE**

**PAR  
DANY RASMUSSEN  
B.ING**

**ÉTUDE SUR LA FISSURATION À CHAUD DE L'ALLIAGE 6061  
LORS DU SOUDAGE PAR PROCÉDÉ HYBRIDE LASER-GMAW**

**HIVER 2008**



### Mise en garde/Advice

Afin de rendre accessible au plus grand nombre le résultat des travaux de recherche menés par ses étudiants gradués et dans l'esprit des règles qui régissent le dépôt et la diffusion des mémoires et thèses produits dans cette Institution, **l'Université du Québec à Chicoutimi (UQAC)** est fière de rendre accessible une version complète et gratuite de cette œuvre.

Motivated by a desire to make the results of its graduate students' research accessible to all, and in accordance with the rules governing the acceptance and diffusion of dissertations and theses in this Institution, the **Université du Québec à Chicoutimi (UQAC)** is proud to make a complete version of this work available at no cost to the reader.

L'auteur conserve néanmoins la propriété du droit d'auteur qui protège ce mémoire ou cette thèse. Ni le mémoire ou la thèse ni des extraits substantiels de ceux-ci ne peuvent être imprimés ou autrement reproduits sans son autorisation.

The author retains ownership of the copyright of this dissertation or thesis. Neither the dissertation or thesis, nor substantial extracts from it, may be printed or otherwise reproduced without the author's permission.

## RÉSUMÉ

Les alliages d'aluminium sont de plus en plus utilisés dans les domaines de l'ingénierie. En effet, leurs excellentes propriétés mécaniques, ainsi que leur faible densité en font des alliages de hautes performances. L'assemblage des alliages d'aluminium par soudage n'est cependant pas aussi facile que pour le cas de l'acier et demande de plus grandes précautions. Ces difficultés sont grandement causées par les propriétés physiques et thermiques des alliages à base d'aluminium. Minimiser l'apport de chaleur aux pièces à souder peut, dans certains cas aider à surmonter ces difficultés.

Le soudage par procédé hybride laser-GMAW est un procédé à haute densité énergétique, ce qui permet de diminuer la chaleur introduite à la pièce. Cependant, dans le cadre d'essais effectués au Centre des technologies de l'aluminium du conseil national de recherches du Canada, sur l'alliage d'aluminium AA6061-T6, un problème de fissuration à chaud a été observé lorsque de grandes vitesses de soudage sont utilisées. Ces essais ont été réalisés en configuration cordon sur plaque avec un métal de base de nuance AA6061, ainsi qu'un matériau d'apport de type AA4043.

La fissuration à chaud est occasionnée par le changement dimensionnel des métaux avec la température ainsi que par le bridage empêchant cette modification volumique. Le présent projet ne vise que l'étude de la partie métallurgique de la fissuration à chaud. Plusieurs essais ont été réalisés à l'aide de plans d'expériences afin de cibler l'influence des éléments d'alliages ainsi que celle de la microstructure, sur la fissuration à chaud des soudures. Chaque cordon de soudure a été observé à faible grossissement optique afin de déterminer le degré de sévérité de la fissuration à chaud. Par la suite une coupe transversale de chaque cordon a été effectuée afin de caractériser la géométrie ainsi que la composition chimique. Une analyse en profondeur à l'aide d'un microscope électronique à balayage (MEB) a par la suite été produite sur certains échantillons.

Ces essais ont permis de démontrer que la vitesse de soudage avait une influence certaine sur le phénomène de fissuration de solidification. De plus, la composition chimique de l'alliage peut sérieusement affecter le degré de sensibilité à la fissuration à chaud. Des résultats ont démontré que le ratio fer/silicium peut avoir une grande influence sur le phénomène de fissuration à chaud. En effet, certains composés intermétalliques pourraient causer la fissuration de solidification lors du soudage hybride laser-GMAW.

## REMERCIEMENTS

Je tiens à remercier mon directeur de maîtrise M. André Charette, ainsi que mes codirecteurs de recherches M. Laurent Dubourg et M. Patrick Gougeon pour leur apport tout au long de mon projet. Je voudrais aussi souligner l'aide de Mme Hélène Grégoire et toute l'équipe de caractérisation des matériaux du Centre des technologies de l'aluminium, pour l'aide apportée à la caractérisation de mes échantillons. De plus, je voudrais également remercier l'équipe soudage, du Centre des technologies de l'aluminium, pour les nombreux essais qui ont été nécessaires à la réalisation du projet. Finalement, je tiens à remercier M. Daniel Larouche et M. Laurent Bucher pour les nombreuses discussions qui m'ont aidé à l'avancement du projet.

# TABLE DES MATIÈRES

<b>RÉSUMÉ.....</b>	<b>III</b>
<b>REMERCIEMENTS.....</b>	<b>IV</b>
<b>TABLE DES MATIÈRES .....</b>	<b>V</b>
<b>LISTE DES FIGURES.....</b>	<b>VIII</b>
<b>LISTE DES TABLEAUX .....</b>	<b>XII</b>
<b>CHAPITRE 1.....</b>	<b>1</b>
<b>INTRODUCTION.....</b>	<b>1</b>
1.1 Problématique.....	3
1.2 Objectifs du projet.....	4
<b>CHAPITRE 2.....</b>	<b>7</b>
<b>REVUE DE LA LITTÉRATURE .....</b>	<b>7</b>
2.1 Introduction .....	7
2.2 Principes du procédé de soudage hybride laser-GMAW .....	10
2.3 Avantages et inconvénients.....	13
2.4 Étude sur les paramètres du laser lors du soudage hybride laser-GMAW .....	18
2.4.1 Type de laser.....	18
2.4.2 Diamètre du faisceau .....	20
2.5 Étude sur les paramètres de l'arc électrique au cours du soudage hybride.....	22

2.6 La configuration du procédé HLAW.....	24
2.7 Problèmes reliés au soudage des alliages d'aluminium.....	29
2.7.1 Porosité.....	29
2.7.2 Film d'oxyde .....	32
2.7.3 Vaporisation d'éléments d'alliage .....	33
2.7.4 Perte de propriétés mécaniques .....	35
2.7.5 Fissuration à chaud .....	37
2.7.5.1 Effets de la composition chimique.....	40
2.7.5.2 Effets de la vitesse de soudage.....	48
<b>CHAPITRE 3.....</b>	<b>54</b>
<b>PROCÉDURE EXPÉRIMENTALE.....</b>	<b>54</b>
3.1 Les alliages .....	54
3.2 Description du montage expérimental.....	56
3.3 Procédures expérimentales.....	58
3.4 Procédures métallographiques.....	62
3.5 Procédures pour l'analyse thermique.....	66
3.5.1 Procédure pour l'analyse par thermocouples.....	67
3.5.2 Procédure pour l'analyse par caméra thermique.....	68
<b>CHAPITRE 4.....</b>	<b>69</b>
<b>RÉSULTATS ET DISCUSSIONS .....</b>	<b>69</b>
4.1 Description des fissures.....	69
4.2 Aspects thermiques.....	72
4.2.1 Taux de variation de température .....	73
4.2.1.1 Taux de refroidissement théorique.....	74
4.2.1.2 Variations de température expérimentales.....	78
4.2.2 Influence de la vitesse de soudage.....	85
4.2.3 Stabilité du procédé GMAW .....	88
4.3 Aspects géométriques de la soudure et de la microstructure.....	96
4.3.1 Géométrie et volume de la zone fondue .....	97
4.3.2 Géométrie des grains .....	101
4.4 Aspects métallurgiques .....	111
4.4.1 Composition générale .....	111
4.4.2 Homogénéité de la zone fondue.....	125
4.4.3 Composition de la zone fondue par la méthode des aires .....	127
4.4.4 Liquide interdendritique .....	130

4.4.5 Phases secondaires théoriques .....	132
4.4.6 Phases secondaires expérimentales.....	145
<b>CHAPITRE 5.....</b>	<b>167</b>
<b>CONCLUSION .....</b>	<b>167</b>
5.1 Conclusions .....	167
5.2 Recommandations .....	170
<b>RÉFÉRENCES : .....</b>	<b>172</b>
<b>ANNEXE A.....</b>	<b>177</b>
<b>ANNEXE B.....</b>	<b>182</b>

## LISTE DES FIGURES

Figure 1: En a) le procédé hybride avec laser devant et en b) la différence de géométrie de la zone fondue des différents procédés de soudage [44] .....	9
Figure 2: la différence de porosité entre le LBW et le HLAW [44] .....	12
Figure 3: Espacement maximal entre les pièces pour différents procédés de soudage [30]	16
Figure 4: La déviation possible par rapport au diamètre du faisceau pour une configuration en a, par recouvrement et en b, par bords retombés [61] .....	22
Figure 5: La configuration schématique du procédé HLAW [44] .....	25
Figure 6: Influence de la distance d pour un alliage AA5052-AA5356 en configuration cordon sur plaque, vitesse de soudage 2,7 m.min <sup>-1</sup> et laser Nd :YAG 3,1 kW en a) sur la pénétration (intensité de l'arc 120A) et en b) sur la pénétration et la largeur (intensité de l'arc 180A) [63] .....	25
Figure 7 : Pénétration par rapport au procédé devant ainsi que, en a), la distance d à courant constant (140 A), un d positif implique un arc qui précède le laser [25] et en b), le courant à distance d constante [63] .....	27
Figure 8: L'énergie utilisée par volume de métal fondu pour les différents procédés [30] ..	28
Figure 9: Solubilité de l'hydrogène dans l'aluminium [34] .....	31
Figure 10: Mécanisme de fermeture sporadique du capillaire laissant une porosité à la racine [40] .....	32
Figure 11: Pression de vapeur en fonction de la température de différents éléments chimiques [68] .....	35
Figure 12: Illustration des zones présentes lors du soudage .....	36
Figure 13: Diagramme illustrant la complexité des interactions des paramètres affectant la fissuration à chaud [7] .....	38
Figure 14: Exemple de localisation des fissures à chaud [5] .....	39
Figure 15: Surface d'une fissure d'alliage A2024 au MEB montrant en a) l'interface lisse de l'état liquide, en b) la fracture mode solide et en c) la fracture en mode liquide [22] .....	39

Figure 16: Sensibilité à la fissuration à chaud par rapport à la teneur en différents éléments d'alliage [34] .....	41
Figure 17 : Diagramme ternaire de sensibilité à la fissuration à chaud pour les alliages d'aluminium-magnésium-silicium les courbes représentent la longueur totale des fissures en pouce (IN) [26] .....	43
Figure 18: Les quatre stades de la solidification en a), selon Borland [67] et en b), selon Matsuda et al. [35] .....	45
Figure 19 : L'influence de la composition en silicium (pourcentage massique) sur la fraction liquide d'un alliage d'aluminium en fonction de la température [43] .....	46
Figure 20: Représentation des contraintes lors du soudage à grande vitesse .....	49
Figure 21: Contraintes longitudinales lors du refroidissement [22] .....	50
Figure 22 : L'influence de la vitesse de soudage sur le nombre de fissures (AA6056-AA4047, configuration bout à bout) [8] .....	52
Figure 23 : Signature thermique pour différents paramètres de soudage [22].....	53
Figure 24 : Robot et tête de soudage utilisé lors des expérimentations.....	57
Figure 25: Montage pour le soudage .....	58
Figure 26: Aspects de la fissuration à chaud .....	59
Figure 27 : Coupes nécessaires à l'analyse métallographique .....	63
Figure 28: Exemple d'une géométrie de soudure hybride laser-GMAW .....	64
Figure 29: Équations générales pour le calcul de la dilution et de la composition de la zone fondue [29].....	65
Figure 30: Exemple de fissures à chaud débouchant en surface.....	70
Figure 31: Microfissure en surface .....	70
Figure 32 : Exemple du mode de fissuration intergranulaire.....	71
Figure 33 : Vue interne d'une fissure à chaud.....	72
Figure 34 : Variation du nombre de fissures qui débouchent avec le taux de refroidissement pour les essais effectués sur le matériau de base P4 .....	78
Figure 35 : Image prise par la caméra thermique lors du soudage d'un cordon .....	79
Figure 36 : Exemple de signature thermique (ici, l'échantillon E6-06) .....	81
Figure 37 : En a, courbes des dérivées et en b, la courbe de différence de température ( $\Delta T$ ), toutes deux calculées à partir de la signature thermique de la figure 36 .....	82
Figure 38 : Sensibilité à la fissuration à chaud (nombre de fissures qui débouchent) par rapport en a, au taux de chauffage, en b, au taux de refroidissement et en c, à la différence maximale de température.....	84

Figure 39 : Fissuration moyenne en fonction des paramètres de soudage en a), pour le lot P2 et en b), pour le lot P4.....	87
Figure 40 : Incertitude sur la composition en silicium pour chaque échantillon selon 4 vitesses de fil différentes.....	92
Figure 41: Exemple de signature électrique pour 4 essais à vitesse de fil différentes pour une vitesse de soudage de 1,5 m/min.....	93
Figure 42 : La variation de l'écart type relatif de l'intensité électrique par rapport à la vitesse de fil.....	96
Figure 43 : Exemple de différentes géométries de zones fondues selon le procédé utilisé [44].....	97
Figure 44 : Exemples de zones fondues aux vitesses de soudage de 2 et 4 m/min, pour les vitesses de fil de 4 à 6 m/min.....	100
Figure 45 : Procédé hybride laser-GMAW.....	100
Figure 46 : En a), l'influence du volume de métal fondu sur le phénomène de fissuration à chaud (matériau de base P4) et en b), l'influence de la géométrie (matériau de base P2)..	101
Figure 47 : Coupe transversale d'une soudure effectuée par procédé hybride, vitesse de fil = 8 m/min, vitesse de soudage = 2 m/min et puissance du laser = 4000 W .....	103
Figure 48 : Exemple de la méthode des intersections [65].....	104
Figure 49 : Zones métallurgiques des soudures en a, la zone équiaxe et en b, les zones basaltique et métal de base.....	108
Figure 50 : Analyse de la taille des grains pour les deux matériaux de base P2 et P4 .....	110
Figure 51 : Exemples de géométries des soudures pour plusieurs paramètres différents, pour les plaques P2 et P4 .....	115
Figure 52 : Préparation des échantillons pour l'analyse par la méthode ICP.....	117
Figure 53 : Représentation graphique des résultats d'analyse par ICP et par la méthode des aires, en a, le taux de silicium, en b, le taux de magnésium et en c, le taux de fer.....	119
Figure 54 : Le nombre de fissurations en fonction de la teneur en élément d'alliage dans la zone fondue, en a, le silicium, en b, le magnésium et en c, le fer.....	122
Figure 55 : Le degré de fissuration en fonction du ratio de composition Si/Fe.....	123
Figure 56 : Variation de concentration en fer et silicium .....	124
Figure 57 : Concentration d'un élément donné en fonction de la distance à partir de la racine, en a), pour l'essai E4-06-P4 et en b), pour l'essai E4-07-P2.....	127
Figure 58 : Résultats de la fissuration en fonction de la composition, en a), en silicium et en b), en fer.....	128
Figure 59 : Fissuration en fonction du ratio des taux de silicium sur fer .....	130

Figure 60 : Exemple de zones d'analyses d'une coupe transversale du cordon de soudure	132
Figure 61 : Influence de la quantité de liquide interdendritique sur la fissuration à chaud	132
Figure 62 : Formation de la phase $Mg_2Si$ par rapport au taux de refroidissement	135
Figure 63 : Simulation de formation du composé secondaire $Al_3Fe$	137
Figure 64 : Simulation de formation du composé secondaire $\alpha-Al_8Fe_2Si$	138
Figure 65 : Simulation de la formation du composé secondaire $\beta-Al_5FeSi$	139
Figure 66 : Simulation de formation du composé secondaire $Al_8FeMg_3Si_6$ (pourcentage massique)	140
Figure 67 : Simulations de formation de la phase secondaire $Mg_2Si$ (pourcentage massique)	142
Figure 68 : Exemple de phase en forme de script chinois (la phase $Mg_2Si$ en noir) pour l'alliage de fonderie AA413 [1]	147
Figure 69 : Microstructure typique des échantillons soudés à une vitesse de fil de 6 m/min et une vitesse d'avance de 1,5 m/min, en a) E4-02-P4 et en b) E4-03-P2	150
Figure 70 : Surface non préparée des échantillons a) E4-10-P4, b) E4-11-P2 et c) E2-24-P2	153
Figure 71 : Test de microdureté sur la zone fondue	155
Figure 72 : Images de fissures au MEB pour des échantillons soudés sur le matériau P2 en a, b, c et d, ainsi que ceux soudés sur le matériau P4 en e, f et g	160
Figure 73 : Microstructure de l'essai E4-02-P4 à plusieurs grossissements (500, 1000 et 2000X)	162
Figure 74 : Microstructure de l'essais E4-03-P2 à plusieurs grossissements (500, 1000 et 2000X)	164
Figure 75 : Hypothèses de l'influence des intermétalliques sur la fissuration à chaud	166

## LISTE DES TABLEAUX

Tableau 1: Sommaire des avantages et inconvénients des trois procédés .....	17
Tableau 2 : Températures de fusion et d'ébullition pour différents éléments chimiques [2]	34
Tableau 3: Barèmes de composition des alliages 6061 et 4043 en pourcentage massique [2] .....	55
Tableau 4: Composition (pourcentage massique) des différents métaux utilisés lors de l'étude.....	56
Tableau 5:Taux de refroidissement théorique pour certains paramètres .....	77
Tableau 6 : Résultats de la stabilité de l'ampérage (A) en fonction de la vitesse de fil pour des vitesses de soudage variant de 1,5 m/min, à 2,0 m/min, à 2,5 m/min.....	95
Tableau 7 : Moyenne des ratios L/P de la deuxième série d'expérimentation .....	99
Tableau 8 : Paramètres des essais effectués pour l'analyse de la grosseur des grains .....	106
Tableau 9 : Paramètres et nombre de fissures pour la quatrième série d'expériences .....	112
Tableau 10 : Composition chimique des métaux de base P2 et P4 en pourcentage massique .....	115
Tableau 11 : Composition chimique du métal d'apport en pourcentage massique.....	115
Tableau 12 : Paramètres de soudage des échantillons analysés par ICP .....	118
Tableau 13 : Résultats des analyses par ICP et par la méthode des aires pour le matériau de base P2.....	118
Tableau 14 : Phases possibles selon les conditions nécessaires en pourcentage massique [36].....	133
Tableau 15 : Effets des variations de composition sur les phases secondaires.....	143
Tableau 16 : Éléments d'alliages pour les essais E4-10 et E4-11 trouvés par la méthode des aires.....	144
Tableau 17 : Exemple de résultats obtenus à l'aide du logiciel Thermo-Calc .....	145

Tableau 18 : Paramètres de soudages des échantillons étudiés au MEB en surface .....151

# CHAPITRE 1

## INTRODUCTION

La fissuration à chaud lors du soudage des alliages d'aluminium est un phénomène bien connu. Les fissures apparaissent à la fin de la solidification de la zone fondue, lorsque cette dernière est à l'état semi-solide [5, 29]. Elles sont causées par les contraintes, occasionnées par le refroidissement et le bridage des pièces. Les difficultés rencontrées lors du soudage de ces alliages proviennent directement des propriétés de l'aluminium. En effet, les coefficients d'expansion thermique et de conduction thermique élevés, entraînent de fortes contraintes internes lors de l'accroissement de la température des pièces. L'augmentation de la solubilité de l'hydrogène lors du changement de phase de l'état solide à liquide peut provoquer la formation de porosités lors du refroidissement. Ces dernières peuvent être des sites d'initiation aux fissures. En effet, les porosités peuvent réduire la résistance du matériau à supporter les contraintes induites lors du soudage. De plus, la possibilité d'évaporation préférentielle de certains éléments d'alliage peut aussi engendrer une diminution de certaines propriétés mécaniques de l'alliage. Ces dernières propriétés

sont caractéristiques aux alliages d'aluminium et contribuent à la diminution de la soudabilité de ces alliages [13, 19, 34, 46, 58, 59, 61]. En effet, de faibles propriétés mécaniques à haute température peuvent diminuer la résistance à l'apparition du phénomène de fissuration à chaud.

Pour la plupart des alliages d'aluminium, la fissuration à chaud lors du soudage peut être enrayée par l'ajout d'un métal d'apport de composition spécifique. Cependant, un problème de fissuration à chaud a été décelé lors du soudage de l'alliage AA6061-T651 à haute vitesse à l'aide du procédé hybride laser-GMAW avec fil d'apport AA4043. Une des hypothèses possibles à ce problème, pourrait provenir du mauvais mélange entre le matériau de base et celui d'apport. De plus, lorsqu'un procédé de soudage à grande vitesse est utilisé, la densité d'énergie est telle que la température maximale atteinte est extrêmement élevée pour un volume de métal très limité [5]. Puisque le volume de métal fondu est réduit, le taux de dilution du métal de base par rapport au métal d'apport n'est pas le même que pour les procédés conventionnels (ex. GMAW). La composition générale de la zone de métal fondu pourrait aussi être une cause de la fissuration. De plus, le taux de refroidissement atteint est très élevé. Lorsqu'un taux de refroidissement aussi rapide intervient, il est très difficile de connaître la composition des phases de l'alliage ainsi que les composés formés (précipités, phases secondaires) au cours de la solidification. Le temps de refroidissement réduit, diminue la diffusion, ce qui affecte la microstructure ainsi que la composition des différentes phases. En effet, les composés secondaires et intermétalliques

peuvent différer des prédictions du diagramme de phases à l'équilibre. Ces compositions et microstructures différentes pourraient aussi être une cause potentielle de la fissuration.

## **1.1 Problématique**

Le soudage par procédé à densité énergétique élevée, comme le soudage laser, augmente grandement la vitesse d'exécution comparativement aux procédés conventionnels de soudage à l'arc électrique. De plus, lorsque les deux procédés (laser et arc électrique) sont utilisés ensemble, dans la même zone en fusion, une synergie se forme et la puissance du procédé hybride surpasse l'addition des puissances des deux procédés utilisés seuls [13]. Ceci est causé par une densité énergétique augmentée, ainsi qu'une interaction positive des deux procédés en cause. Une augmentation de la vitesse de soudage est alors possible, comparativement au soudage laser ou au soudage GMAW utilisés seuls. L'augmentation de la vitesse de soudage a pour effet d'accroître le taux de refroidissement pour le bain de métal en fusion et la zone affectée thermiquement. En effet, pour un matériau donné et une puissance de soudage constante, lorsque la vitesse de soudage augmente, l'énergie totale introduite à la pièce diminue. La réduction d'énergie introduite, induit une diminution du volume de métal affecté par le soudage (la partie fondue ainsi que la partie chaude restée solide). Pour une pièce à température ambiante (sans préchauffage), plus le volume de métal affecté par le soudage est grand, plus le taux de refroidissement est faible. En théorie, plus le volume affecté par le soudage est faible, moins les contraintes seront élevées lors du refroidissement. Cependant, les alliages d'aluminium de la série 6000, tel que le 6061-T651, sont très sensibles à la fissuration à chaud. De plus, des essais préliminaires effectués

au Centre des technologies de l'aluminium (CTA) du Conseil national de recherches Canada (CNRC) ont démontré que le problème de fissuration à chaud tend à augmenter avec l'accroissement de la vitesse de soudage.

Les essais effectués au CTA-CNRC, ont été réalisés en liaison avec un projet en partenariat avec Alcan et General Motors. Ce projet visait à évaluer la technologie de soudage hybride laser-GMAW (gas metal arc welding) dans l'industrie de l'automobile, plus précisément pour le soudage de berceaux moteur en aluminium. Des essais préliminaires effectués au CTA ont soulevé un nouveau problème, celui de la fissuration à chaud, lors du soudage à vitesse élevée. Le présent projet de maîtrise a débuté en ayant pour mandat d'étudier les causes possibles de ce phénomène. Ce projet est entièrement consacré à l'alliage d'aluminium AA6061-T651 soudé par procédé hybride laser-GMAW à l'aide du métal d'apport de nuance AA4043 sous forme de fil solide. Pour ce faire, la géométrie cordon sur plaque a été choisie afin de ne pas induire de contraintes supplémentaires causées par le bridage d'une géométrie plus complexe. De plus, la direction du soudage (laser devant) ainsi que la distance entre le laser et l'arc du GMAW demeurent constantes pour la totalité de l'étude.

## ***1.2 Objectifs du projet***

Le but de la présente étude est de déterminer les causes du phénomène de fissuration à chaud lors du soudage à haute vitesse de l'alliage d'aluminium AA6061-T651, à l'aide du procédé de soudage laser-GMAW. Afin que la fissuration à chaud apparaisse, deux

situations doivent être présentes, une d'aspect métallurgique et l'autre d'aspect mécanique. L'aspect métallurgique englobe la microstructure de la zone fondue (grosseur et orientation des grains, composition chimique et phases présentes), ainsi que les propriétés mécaniques des matériaux à souder. Ces dernières sont directement reliées à la composition de l'alliage, ainsi qu'aux différentes températures et taux de refroidissements atteints. L'aspect mécanique regroupe l'ampleur et la direction des contraintes induites à la pièce, qui proviennent des variations volumiques des métaux lors du changement de température, ainsi que de la géométrie de la pièce et du bridage. Ce phénomène qui empêche les mouvements naturels de dilatation et contraction, peut faire émerger des fissurations à chaud, lorsque le matériau n'est plus en mesure de supporter les contraintes internes.

Ce projet ne porte que sur l'aspect métallurgique du phénomène de fissuration à chaud de l'alliage AA6061 soudé avec fil d'apport de nuance AA4043. Certains aspects thermo-mécaniques sont aussi étudiés, tel que le taux de chauffage et le taux de refroidissement, qui proviennent directement des conditions de soudage. Les cordons de soudure doivent alors être analysés, qualitativement et quantitativement, afin de caractériser la fissuration en fonction de la microstructure. Pour ce faire, les différents paramètres de soudage devront être analysés par rapport à la sensibilité à la fissuration. L'étude vise à déterminer l'influence des éléments d'alliage et de la microstructure sur le phénomène de fissuration à chaud.

Une fois l'influence de chacune de ces causes métallurgiques déterminée, si possible, le présent projet vise à trouver des solutions afin d'éviter le phénomène de fissuration à chaud. Une plage de paramètres conduisant à des soudures saines pourra alors être déterminée. Le but ultime étant de déterminer les paramètres permettant l'obtention d'un cordon de soudure de qualité égale ou supérieure à celle des cordons obtenus avec le procédé GMAW, tout en étant réalisé à une vitesse d'avance supérieure à celles utilisées avec ce dernier.

## CHAPITRE 2

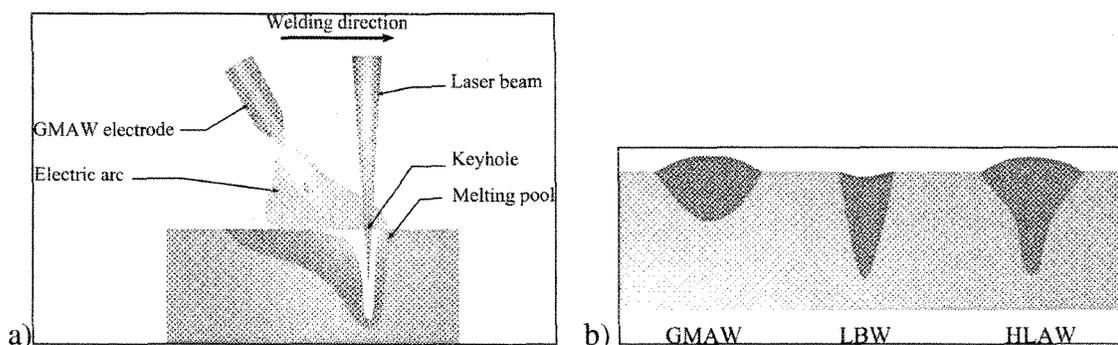
# REVUE DE LA LITTÉRATURE

### ***2.1 Introduction***

L'industrie de l'automobile est continuellement à la recherche de nouvelles techniques afin de réduire le poids des véhicules, permettant ainsi de limiter la consommation de carburant. Pour atteindre ce but, l'utilisation d'alliages légers comme les alliages d'aluminium a grandement augmenté ces dernières années [64]. Staufer et al. ont démontré qu'il est possible de réduire jusqu'à 43 % le poids d'un châssis d'acier conventionnel, en remplaçant ce matériau par des alliages d'aluminium et en utilisant la technique de châssis en treillis [58]. Cette technique permet l'assemblage de pièces extrudées (tubes à géométrie variable) à des jonctions produites par moulage (pièces à géométrie complexe), contrairement au procédé conventionnel qui consiste à plier et souder des plaques d'acier d'épaisseurs variables. Les plus gros enjeux pour les producteurs de véhicules automobiles sont alors la robustesse du procédé, ainsi que la rentabilité de cette innovation.

Les différences majeures entre le soudage des alliages ferreux communs dans l'industrie automobile et les alliages d'aluminium, peu importe le procédé de soudage utilisé, découlent directement des propriétés des alliages [19, 59]. En effet, l'aluminium possède une conductivité thermique de près de six fois supérieure à celle de l'acier, tandis que son coefficient d'expansion thermique est d'environ deux fois plus élevé [34]. Le problème de distorsion est donc plus important lors du soudage d'alliages d'aluminium. D'autres caractéristiques propres aux alliages d'aluminium sont la différence de solubilité de l'hydrogène entre l'état liquide et à l'état solide [13, 34, 50], ainsi qu'une évaporation préférentielle de certains éléments d'alliages [34]. Ces dernières caractéristiques impliquent la formation de porosité ainsi que la perte d'éléments d'alliage, toutes deux nuisibles à la formation d'un cordon de soudure possédant de bonnes propriétés mécaniques. Finalement, une autre propriété des alliages d'aluminium est la différence marquée entre la température de fusion de l'aluminium ( $660^{\circ}\text{C}$ ) et celle de son oxyde ( $2060^{\circ}\text{C}$ ). Cette différence de température est énorme lorsqu'on la compare à celles de l'acier, qui possède une température de fusion très proche, sinon supérieure à celle de ses oxydes [34]. En effet, l'inclusion de particules d'oxyde fragiles peut nuire aux soudures. Ces imperfections rencontrées lors du soudage seront discutées plus en profondeur à la section 2.7. De plus, l'augmentation de la température du métal de base peut causer une diminution des propriétés mécaniques des alliages d'aluminium, tandis que le contraire peut être obtenu dans le cas des aciers. Cette diminution des propriétés mécaniques lors du soudage, impose que les soudures effectuées sur les alliages d'aluminium sont plus sensibles aux imperfections que celles réalisées sur des alliages d'acier [62]. L'utilisation de procédés de

soudage à densité d'énergie élevée pourrait en principe aider à minimiser les défauts en augmentant la vitesse de soudage. L'augmentation de la densité d'énergie et l'augmentation de la vitesse permettent en effet de réduire le volume de la zone fondue ainsi que celui de la zone affectée thermiquement tout en conservant la pénétration désirée. Le couplage des deux procédés (LBW et GMAW) dans un seul procédé hybride est connu depuis les années 70 et peut bénéficier des avantages de chaque procédé tout en limitant leurs inconvénients [17]. La figure 1 a) illustre le principe du procédé de soudage hybride avec laser devant. En 1984 le procédé hybride a été utilisé sur un alliage d'aluminium pour une des premières fois, en couplant un laser à une torche GTAW (gas tungsten arc welding) [12]. Les principaux avantages du soudage hybride sont d'augmenter la vitesse de soudage et la tolérance à l'espacement entre les pièces, comparativement au procédé de soudage laser seul. De plus, le procédé vise à assurer la reproductibilité des cordons soudés et obtenir des soudures saines et de bonne qualité [28, 64].



**Figure 1: En a) le procédé hybride avec laser devant et en b) la différence de géométrie de la zone fondue des différents procédés de soudage [44]**

## ***2.2 Principes du procédé de soudage hybride laser-GMAW***

Puisque le procédé est fonction de deux technologies de soudage, le procédé de soudage hybride HLAW (hybrid laser-arc welding, ici hybrid laser-GMAW welding) est influencé par la contribution de chacun des deux procédés. La géométrie de la soudure est donc fonction de l'énergie introduite de la part de chaque procédé comme l'indique la figure 1 b). Une augmentation de la puissance du GMAW amène une augmentation du ratio de la largeur sur la pénétration de la soudure [3, 13, 14, 20, 57, 66]. Les soudures effectuées par le procédé HLAW peuvent en fait être divisées en deux parties : une partie supérieure caractéristique au GMAW et une partie inférieure caractéristique au LBW. La géométrie de la zone fondue possède donc l'apparence d'un clou, une partie plus large en surface, suivie d'une partie mince et allongée vers la racine.

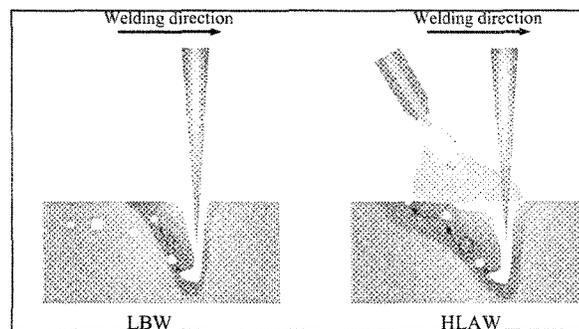
Le procédé HLAW est majoritairement utilisé en mode capillaire (keyhole) afin de permettre une réflexion interne et ainsi obtenir la densité d'énergie absorbée par la pièce la plus élevée possible. Ce mode implique la formation d'un capillaire de plasma à l'intérieur de la zone fondue lors du passage du laser. Le terme trou de serrure peut aussi être employé, cependant il désigne majoritairement une soudure pleine pénétration [5]. Le procédé peut toutefois être utilisé en mode conduction, sans la formation d'un capillaire de plasma, lorsque le laser est utilisé hors foyer, ou à puissance réduite. Au départ, l'absorption du laser par la pièce d'aluminium peut être d'aussi peu que 10 % avec un laser Nd :YAG [20, 57]. Néanmoins, le rendement du soudage laser augmente sensiblement lorsque le régime capillaire est atteint grâce à la réflexion interne sur les parois du capillaire

et à l'augmentation de l'absorption avec la température de l'aluminium. Il a aussi été montré que la stabilité de l'arc du GMAW augmente avec le couplage de ce dernier au laser [14, 17].

Les points d'impact de l'arc électrique et du faisceau laser doivent se trouver assez près l'un de l'autre, de façon à partager le même bain de métal liquide afin d'augmenter la stabilité du soudage [25]. L'aluminium liquide a une résistance électrique plus basse que celle de l'aluminium à l'état solide ou celle de la couche d'oxyde. L'arc électrique favorise le trajet où la résistance est minimale, il est alors stabilisé dans la même zone de métal en fusion que le laser [14, 17]. De plus, une interaction se produit entre le plasma du capillaire et celui de l'arc électrique, ce qui augmente la stabilité de ce dernier. De par l'absorption élevée du faisceau laser à l'intérieur du capillaire, le volume de plasma est accru par rapport au soudage GMAW, ce qui facilite l'initiation ainsi que la stabilisation de l'arc à l'intérieur de ce plasma [13, 14, 51]. L'arc du procédé hybride possède alors une meilleure conductivité électrique et une géométrie restreinte [13]. De plus, une augmentation de la densité de courant jusqu'à cinq fois, pour un voltage moins élevé est possible, comparativement à l'arc du procédé GMAW [13]. Conséquemment, puisque le plasma métallique provient du métal de base ainsi que du métal d'apport, il y a plus de vapeur métallique que dans le cas du procédé LBW. Cette augmentation de vapeur métallique facilite la formation du capillaire et prévient l'instabilité du procédé [20, 57]. La pénétration en est augmentée comparativement à celle du LBW avec fil froid. Celle-ci est causée par la plus grande pression de vapeur présente, ainsi que par la puissance du laser

entièrement dédiée à la fonte du métal de base. En effet, une pression supérieure poussant sur la racine aide à la pénétration, tandis que le fil de métal d'apport est entièrement fondu par l'arc électrique et non par l'énergie du faisceau laser.

Lors du soudage HLAW, la zone fondue est plus importante que lors du soudage par laser seul, l'état liquide y est donc conservé plus longtemps. Par conséquent, un taux de refroidissement plus faible, augmente le temps disponible aux bulles d'hydrogène afin de s'échapper du bain de métal en fusion, ce qui permet de diminuer le taux de porosités [34]. La figure 2 illustre la différence d'évacuation de l'hydrogène entre les procédés LBW et HLAW.



**Figure 2: la différence de porosité entre le LBW et le HLAW [44]**

L'addition de métal d'apport dans le procédé hybride laser-GMAW occasionne les mêmes effets que lorsque utilisé avec les procédés conventionnels (GMAW, GTAW et LBW). Pour les alliages d'aluminium, l'ajout de métal d'apport est principalement utilisé afin de prévenir la fissuration à chaud. Ceci est effectué par l'ajustement de la composition de la zone fondue hors de la plage de sensibilité à la fissuration à chaud [13, 69].

Néanmoins, le mélange entre le métal d'apport et le métal de base est différent pour chaque procédé. Comme l'illustrent les figures 1 a) et 1 b), la zone fondue du procédé hybride peut être simplifiée par l'addition d'une zone profonde et mince, caractéristique du laser et une zone superficielle et large, caractéristique de l'arc électrique. La compréhension du mélange entre les deux bains de métal en fusion est alors très importante afin de réussir à prévenir la fissuration à chaud. Dans ce sens, une recherche a démontré que la chaleur introduite dans le métal liquide augmente avec la grosseur des gouttelettes émises par le procédé GMAW. Ceci augmente le temps de solidification et donc le mélange entre le métal d'apport et celui de base (travaux de Zhou et al. [69]). Il faut cependant noter que la plus grande énergie cinétique des grosses gouttelettes peut engendrer la formation de caniveaux. Zhou et al. ont aussi trouvé que la diminution de la grosseur des gouttelettes, tout en augmentant la fréquence, permet un accroissement du mélange transversal au détriment du mélange longitudinal. Par ailleurs, toujours selon ces mêmes auteurs, la distance entre le centre d'impact du laser et celui de l'arc ne doit pas dépasser 0,6 mm afin d'assurer l'homogénéité de la soudure. D'autres distances laser-GMAW sont considérées tout dépendant des paramètres du procédé et ce point sera discuté plus loin dans le manuscrit.

### ***2.3 Avantages et inconvénients***

La littérature caractérise le procédé HLAW par sa synergie entre le LBW et le GMAW. L'interaction des deux procédés combinés produit des résultats supérieurs à la somme de chacun si utilisés seuls [4, 13, 14, 18, 42, 48, 51]. En d'autres termes, la

pénétration obtenue avec le procédé HLAW est supérieure à la pénétration obtenue par le procédé LBW, additionnée à celle obtenue par le procédé GMAW. Bien entendu, pour des paramètres de soudage constants (vitesse de soudage, puissance du GMAW et du laser) [48]. Cette dernière affirmation pourrait aussi être exprimée en terme de vitesse de soudage, pour une pénétration constante. L'énergie linéaire introduite par le GMAW est de l'ordre de 200 à 300 kJ.mm<sup>-1</sup>. Dans le cas du HLAW, l'énergie linéaire peut être aussi basse que 100 kJ.mm<sup>-1</sup>, ce qui implique une réduction de l'énergie nécessaire au soudage de 2 à 3 fois [13]. Des chercheurs ont déterminé l'énergie nécessaire à chaque procédé pour fondre un certain volume d'un alliage d'aluminium en fonction des paramètres de soudage. Un procédé ayant une forte densité énergétique nécessite une énergie totale introduite plus faible qu'un procédé à faible densité énergétique. En effet, un procédé possédant une faible densité énergétique aura pour effet de chauffer un grand volume de métal autour de la zone fondue, ce qui nécessite une quantité non négligeable d'énergie introduite. Cette énergie est de 15,7 J.mm<sup>-3</sup> pour le LBW, de 17,7 J.mm<sup>-3</sup> pour le GMAW et de 13,35 J.mm<sup>-3</sup> pour le HLAW [30]. Ces résultats sont une moyenne des résultats obtenus par les auteurs pour les différentes configurations de soudage employées. Le soudage hybride requiert donc moins d'énergie à la source pour fondre le même volume de métal que chacun des deux procédés qui le composent, ce qui lui procure une meilleure efficacité énergétique.

Les avantages peuvent cependant varier avec les paramètres de soudage, la nuance d'aluminium et le type de joint. La possibilité de souder à des vitesses plus élevées est reportée par la majorité des auteurs [3, 13, 14, 17, 20, 28, 38, 41, 42, 47, 48, 53, 56, 57, 63,

66]. Par exemple, à pénétration constante, la vitesse de soudage d'une pièce d'aluminium AA6063-T5 de 2 mm d'épaisseur, en configuration bout à bout, peut être augmentée de  $0,95 \text{ m.min}^{-1}$  (GMAW) ou  $3,0 \text{ m.min}^{-1}$  (LBW), à  $5,0 \text{ m.min}^{-1}$  en utilisant le procédé hybride HLAW [48]. À vitesse de soudage constante, la pénétration est augmentée [13, 20, 27, 38, 39, 54, 56, 57, 63, 66] de 10 à 20 % comparativement au procédé LBW [66] et de 20 à 50 % lorsque comparée au procédé GMAW [39]. De plus, plusieurs études ont reconnu l'amélioration de la stabilité du soudage grâce aux interactions bénéfiques des deux procédés [14, 20, 32, 39, 41, 42, 51, 56, 66]. L'énergie linéaire introduite à la pièce est moindre, en raison de la densité d'énergie élevée ainsi que la grande vitesse de soudage, ce qui permet de minimiser la distorsion de la pièce [3, 4, 13, 20, 51, 56]. La largeur du bain fondu est augmentée avec le procédé HLAW, comparativement au procédé LBW, ce qui permet une plus grande tolérance à l'espacement entre les pièces à souder [3, 13, 14, 20, 28, 30, 38, 41, 52, 56, 63]. En effet, l'espacement maximal entre les pièces pour le procédé GMAW est d'environ 1,05 mm tandis que pour le LBW il n'est que de 0,3 mm. Cette valeur peut passer à 1,19 mm pour le procédé HLAW arc devant comme l'illustre la figure 3 (AA6061-T6, 2 mm d'épaisseur, en configuration bout à bout, vitesse de soudage de  $3 \text{ m.min}^{-1}$  et un courant de soudage de 48 A) [30].

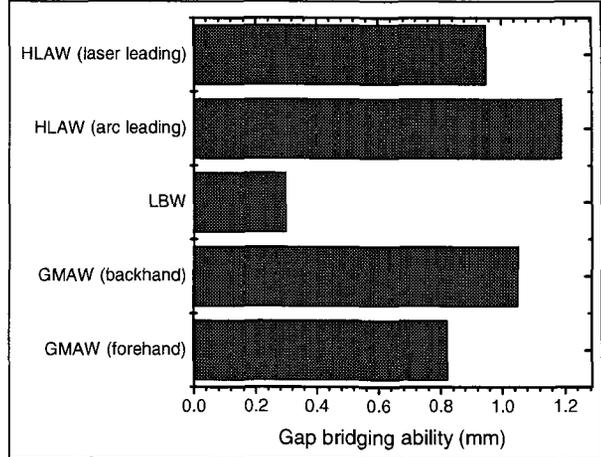


Figure 3: Espacement maximal entre les pièces pour différents procédés de soudage [30]

Il faut mentionner que même si le nombre d'avantages est très élevé, il y a certains inconvénients au procédé hybride. Premièrement, la zone fondue est plus importante que celle obtenue lors du soudage par laser seul, ce qui implique une zone affectée thermiquement plus large [39]. Deuxièmement, compte tenu de la grosseur de la zone fondue ainsi que des températures atteintes lors du soudage par HLAW, il peut y avoir des problèmes de protection de la zone fondue. Ce problème peut engendrer une absorption d'hydrogène ou une oxydation plus importante qu'en GMAW ou en LBW. Ceci découle du fait que la plupart du temps la protection de la zone fondue du procédé hybride provient de la buse du procédé GMAW. Or, cette dernière est conçue afin de protéger le soudage effectué par ce procédé, pour une zone fondue relativement superficielle et une vitesse de soudage assez lente. En troisième lieu, une étude a conclu que pour certains paramètres, les cordons de soudage effectués par HLAW peuvent être moins "esthétiques" à ceux effectués au GMAW, à cause d'une instabilité du bain de métal en fusion [54]. Quatrièmement, des éléments d'alliage volatiles comme le magnésium, le zinc et le lithium peuvent être

sublimés à cause de la chaleur intense atteinte à l'intérieur du capillaire. Ce problème peut cependant être partiellement ou complètement corrigé avec un choix approprié de métal d'apport [16]. Cinquièmement, comme les alliages d'aluminium à l'état liquide ont une tension de surface faible, ces alliages ont de la difficulté à soutenir le métal liquide lors du soudage pleine pénétration. Conséquemment, puisque la quantité de métal en fusion lors du procédé HLAW est supérieure à celle lors du soudage LBW, cet inconvénient est plus marqué avec le procédé HLAW [4]. Finalement, comme deux procédés sont utilisés lors du soudage hybride laser-GMAW, le nombre de paramètres à contrôler est plus élevé, ce qui implique que ce dernier est plus complexe à utiliser. Le tableau suivant résume l'analyse bibliographique des principales différences entre les trois procédés en cause.

	HLAW	GMAW	LBW
Efficacité énergétique	++	-	+
Vitesse de soudage	++	-	+
Pénétration	++	-	+
Stabilité	+	-	-
Distorsion	+	++	-
Capacité à l'espacement	++	+	--
Volume de métal fondu à pénétration constante	+	++	-
Facilité à protéger la zone fondue	-	++	+
Perte d'éléments volatiles	+	-	+
Paramètres à contrôler	++	-	+

**Tableau 1: Sommaire des avantages et inconvénients des trois procédés**

## **2.4 Étude sur les paramètres du laser lors du soudage hybride laser-GMAW**

### **2.4.1 Type de laser**

Le type de laser utilisé peut grandement affecter le procédé hybride. Les deux principaux types de laser utilisés sont les lasers Nd :YAG (état solide) et les lasers CO<sub>2</sub> (état gazeux). D'autres types de laser sont aussi utilisés, les lasers fibre, les lasers disque et les diodes laser à grandes puissances HPDL (high power diode laser).

La grande différence entre le laser Nd :YAG et le laser CO<sub>2</sub>, est la longueur d'onde des faisceaux, qui pour le CO<sub>2</sub> est de 10,6 µm, tandis qu'elle est de 1,06 µm pour le Nd :YAG [6]. L'absorption du faisceau par l'aluminium est d'environ 2 à 4 % pour une longueur d'onde de 10,6 µm et peut doubler pour une longueur d'onde de 1,06 µm [12]. Conséquemment, l'intensité de l'irradiation nécessaire pour souder est deux fois plus importante pour le laser CO<sub>2</sub> [16]. De plus, une portion non négligeable de l'énergie est absorbée par le plasma du capillaire pour une longueur d'onde de 10,6 µm, contrairement à celle du laser Nd :YAG [17, 23, 25]. Bien que le laser CO<sub>2</sub> donne lieu à une meilleur efficacité électrique ainsi qu'un coût d'opération moindre pour une même puissance, le laser Nd :YAG possède, pour sa part, une meilleure efficacité de procédé, particulièrement sur les métaux à haut coefficient de réflexion comme l'aluminium [16]. Le faisceau du laser Nd :YAG peut être propagé sur de grandes distances à l'aide d'une fibre optique tout en limitant la dégradation de celui-ci [16, 24, 58]. De son côté, le laser CO<sub>2</sub> requiert de dispendieux systèmes à commande numérique par ordinateur à bras rigides, qui guident le

faisceau laser à l'aide de miroirs optiques [24]. Bien que le laser CO<sub>2</sub> possède une puissance plus élevée (ex. 15 kW), tandis que le laser Nd :YAG est limité à environ 6 kW [29], le laser Nd :YAG est généralement préféré pour le soudage de l'aluminium, à l'aide du procédé hybride [13]. Ceci est causé par la meilleure efficacité de soudage, ainsi qu'à la facilité du transport du faisceau Nd :YAG par fibre optique, en raison de sa plus courte longueur d'onde. Les puissances citées plus haut sont à titres indicatifs des puissances rencontrées en industrie, tandis que les puissances en laboratoire peuvent être plus élevées.

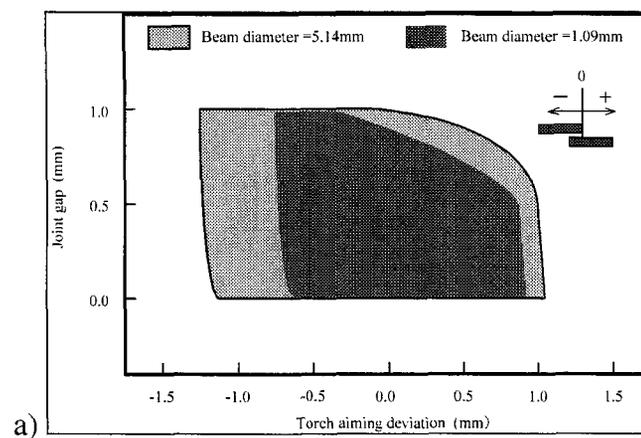
Il existe plusieurs manières de générer un faisceau à haute énergie à l'aide de cristaux solides. Ces faisceaux peuvent être produits par pompage par lampes flash très puissantes ou par pompage par diodes laser. Le procédé de pompage par diodes peut être utilisé sur des barres (diode pumped Nd :YAG), sur un disque, ou sur une fibre (laser fibre). Les procédés de pompage aux diodes produisent tous une qualité comparable de faisceau, qui est significativement supérieure aux faisceaux générés par les lampes flash [66]. Un faisceau de qualité supérieure lorsqu'utilisé en soudage limite la chaleur introduite à la pièce, ce qui minimise la distorsion [16]. Par exemple, afin d'obtenir une pénétration de 4 mm, sur un alliage de AA6056 avec un faisceau de 4 kW, Vollertsen et al. estiment une vitesse de soudage max de 1 m.min<sup>-1</sup> pour un soudage avec faisceau pompé par lampes flash alors que des vitesses de soudage de 2.5 m.min<sup>-1</sup> sont possible pour un faisceau généré par pompage aux diodes [66].

En dernier lieu, la description des diodes lasers haute puissance est présentée. Ces dernières impliquent un investissement initial réduit [61], une conversion électrique à optique plus élevée (efficacité d'environ 50 %) [16], ainsi qu'une puissance de près de 4 kW et une réduction de l'espace nécessaire au système. De plus, cette génération de laser émet une longueur d'onde plus courte, typiquement entre 800 et 1000 nm. Cependant l'inconvénient des HPDL provient du fait que le diamètre du faisceau est trop important pour obtenir un soudage par capillaire. Les diodes lasers haute puissance peuvent cependant avoir une grande utilité lorsque couplées au GMAW, pour le soudage par conduction. Ce dernier point sera présenté plus en détail à la section 2.5.

#### **2.4.2 Diamètre du faisceau**

La plupart des études sur le procédé hybride se concentrent sur le soudage en mode capillaire, avec le point focal directement à la surface [27, 38] ou légèrement à l'intérieur du matériau (au maximum 1 mm) [6]. Toutefois, quelques chercheurs ont volontairement augmenté le diamètre du faisceau à la surface de la pièce de 1,09 mm à 6,9 mm afin d'étudier le soudage en mode conduction à l'aide d'un laser Nd :YAG [61, 64]. Ces auteurs ont démontré qu'à vitesse et puissance constantes, même avec un faisceau de 1,09 mm de diamètre, le capillaire n'est pas formé et l'apparence du cordon de soudure est raisonnable. Le mode de soudage par capillaire n'est donc pas essentiel pour le soudage hybride des alliages d'aluminium [61]. Ces mêmes chercheurs ont aussi rapporté qu'avec l'augmentation du diamètre du faisceau laser, il est possible d'augmenter la tolérance aux mauvais alignements et aux mauvais positionnements, comme le présente la figure 4. Cette

amélioration peut être expliquée par l'augmentation de la mouillabilité du métal d'apport, grâce à l'augmentation de température du métal de base ambiant induit par l'augmentation du diamètre du faisceau [61]. De plus, puisque le laser ne pénètre pas à l'intérieur de la pièce dans le mode par conduction, le cordon de soudure est moins susceptible à la porosité. Ceci découle de l'instabilité du capillaire, qui peut se refermer sporadiquement et ainsi produire des porosités [16]. De plus, même à l'aide d'un faisceau de diamètre de 6,92 mm, le phénomène de synergie entre le laser et l'arc GMAW a été confirmé. L'effet du diamètre du laser est donc minime sur la chaleur introduite, en mode conduction [61]. Une autre étude a observé qu'une apparence plus lisse est obtenue lorsque la densité de puissance est réduite, cependant la vitesse de soudage en est aussi réduite [27].



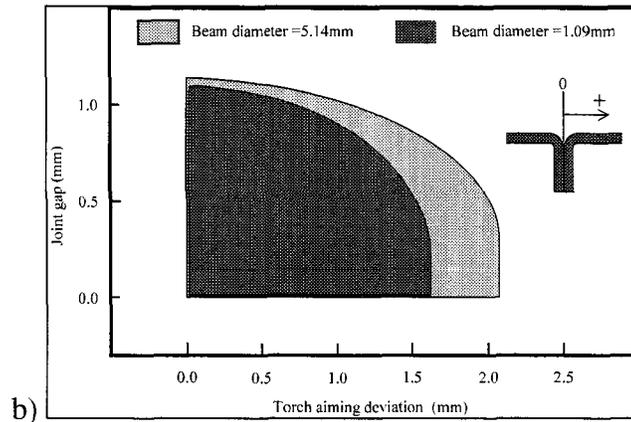


Figure 4: La déviation possible par rapport au diamètre du faisceau pour une configuration en a, par recouvrement et en b, par bords retombés [61]

## 2.5 Étude sur les paramètres de l'arc électrique au cours du soudage hybride

Le GMAW est principalement utilisé en mode courant direct et électrode positive (DCEP) pour le soudage de l'aluminium. La polarité positive de l'électrode est nécessaire afin de briser le film d'oxyde à la surface des alliages d'aluminium, par le bombardement d'ions positifs. De plus, contrairement au mode électrode négative (DCEN), le mode DCEP est plus stable et la déposition par pulvérisation est plus facile à obtenir [33, 34, 37]. Le mode électrode positive peut être pulsé afin de diminuer la puissance totale ce qui permet de diminuer la chaleur introduite à la pièce. Le GMAW peut également être utilisé en mode courant alternatif, ce qui permet aussi une diminution de la chaleur introduite à la pièce. Les deux modes, électrode positive (pulsé ou non) et courant alternatif, ont chacun leurs avantages et leurs inconvénients. Ils sont donc complémentaires lorsque couplés à un faisceau laser. En effet, couplé avec le laser, le mode électrode positive est plus efficace pour le soudage de pièces d'épaisseur de 3 mm et plus [61, 64], tandis que le mode courant alternatif est supérieur pour le soudage de pièces plus minces que 3 mm [11, 61, 64].

Certains auteurs ont rapporté que l'intensité de l'arc affecte significativement l'apparence du cordon de soudage du procédé hybride [12]. L'augmentation de l'intensité de l'arc aurait pour effet de diminuer la porosité dans la zone fondue [63]. Cette dernière expérimentation a été produite en configuration cordon sur plaque sur des pièces de 3 mm et 4 mm d'épaisseur d'un alliage d'aluminium AA5052, à l'aide d'un laser Nd :YAG de 3,1 kW à plusieurs vitesses de soudage différentes. L'inspection aux rayons-X a révélé une diminution de la porosité avec l'augmentation du courant du procédé GMAW, entre 0 A et 240 A. Pour les deux épaisseurs (3 mm et 4 mm) ainsi que les deux vitesses d'avance différentes ( $2,4 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$  et  $4,8 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ ), aucune porosité n'a été observée à 240 A, tandis que des porosités étaient présentes à plus faible intensité du GMAW [63].

Le mode de soudage DCEP peut parfois occasionner des trous lorsque ce dernier est utilisé sur des pièces plus minces que 3 mm [61]. Cependant, le mode courant alternatif utilisé avec le procédé hybride peut résoudre ce problème. En fait, le faisceau laser ne fait que préchauffer le joint avant le passage de l'arc alternatif [64]. L'ajustement du ratio de l'électrode négative (pourcentage d'utilisation en mode DCEN par rapport au mode DCEP), permet de fondre la quantité voulue de métal d'apport tout en conservant un arc relativement faible [61, 64]. La stabilité de l'arc augmente avec la diminution de son intensité [61]. Pour cette application, le faisceau laser ne doit, ni posséder une grande puissance, ni posséder une grande densité énergétique. En effet, Ueyama et al. ont utilisé un faisceau défocalisé couplé à un GMAW en mode alternatif afin de souder des feuilles de 1,2 mm sur 1,5 mm d'épaisseur en configuration par recouvrement. Ces essais ont été

produits avec un alliage de nuance AA5052 à une vitesse de soudage de  $4 \text{ m.min}^{-1}$  [64]. Ces auteurs ont obtenu de bons résultats jusqu'à un espacement de 1 mm entre les deux feuilles.

## ***2.6 La configuration du procédé HLAW***

La configuration des deux procédés est grandement influencée par les propriétés du matériau ainsi que par le type de joint à souder [41, 42]. La figure 5 illustre schématiquement la configuration du système hybride. Un angle  $\beta$  est nécessaire entre la normale à la pièce et le faisceau laser afin de minimiser les réflexions directes qui pourraient endommager la tête de soudage laser [23]. Cependant, afin d'assurer une bonne absorption du faisceau, l'angle doit être le plus près possible de la normale. De plus, l'angle  $\beta$  ne doit pas être égale à l'angle  $\alpha$ , entre l'arc et la normale, afin de limiter les réflexions du laser sur la tête de soudage GMAW [64]. Ueyama et al. ont démontré que les meilleurs résultats sont obtenus avec une ouverture de  $45^\circ$  entre le laser et l'arc. Pour ce faire, ils ont utilisé un angle  $\beta$  de  $30^\circ$  ainsi qu'un angle  $\alpha$  de  $15^\circ$  [64]. Cependant, plusieurs études n'ont pas tenu compte des risques potentiels d'endommagement de la tête optique et ont utilisé un faisceau laser perpendiculairement à la surface à souder. Ces études ont conduit à différents angles optimaux  $\alpha$  variant de  $15^\circ$  à  $30^\circ$  [28, 41, 42, 63].

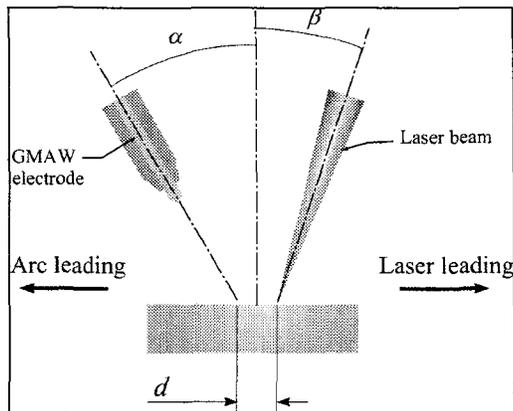


Figure 5: La configuration schématique du procédé HLAW [44]

La distance  $d$  entre les points d'impact des deux procédés est un paramètre important qui affecte la synergie du procédé HLAW (voir les figures 6 a) et 6 b)). Ces résultats ont été obtenus pour un alliage d'aluminium AA5052, sur des plaques de 3 mm d'épaisseur en configuration cordon sur plaque avec un fil d'apport AA5356. Une vitesse de soudage de  $2,7 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$  et une puissance laser (Nd :YAG) de 3,1 kW ont été utilisées, les intensités de l'arc étaient respectivement 120 A et 180 A pour les figures a) et b).

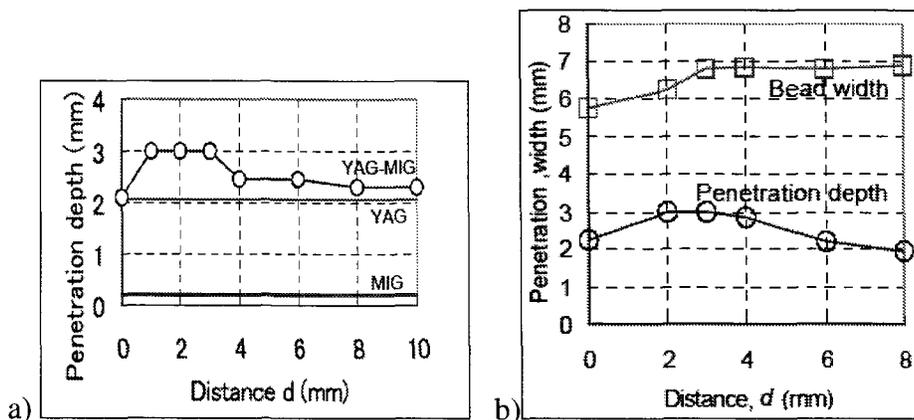
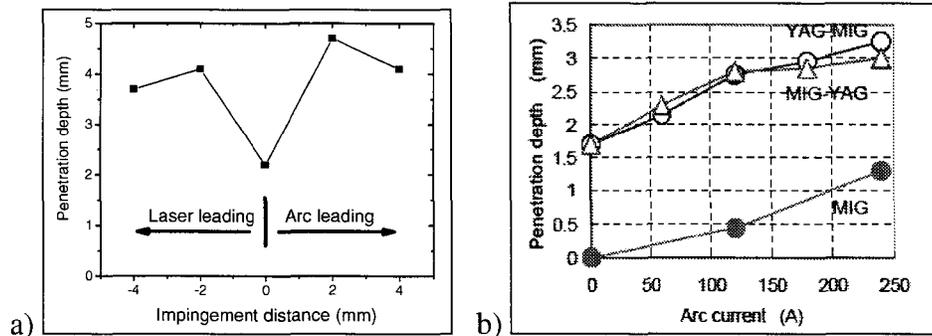


Figure 6: Influence de la distance  $d$  pour un alliage AA5052-AA5356 en configuration cordon sur plaque, vitesse de soudage  $2,7 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$  et laser Nd :YAG 3,1 kW en a) sur la pénétration (intensité de l'arc 120A) et en b) sur la pénétration et la largeur (intensité de l'arc 180A) [63]

Une instabilité du capillaire a été observée pour une distance  $d$  très faible, ce qui réduit la pénétration [4, 23, 25, 27, 63]. D'un autre côté, une distance trop importante, où deux bains de métal en fusion sont présents, diminue la pénétration par manque de synergie [4, 23, 25, 27, 63]. Ces dernières observations sont valables pour les deux directions de soudage (laser devant ou GMAW devant). La distance optimale entre les deux sources d'énergie est d'environ deux à trois millimètres tout dépendant des paramètres de soudage utilisés [23, 38]. La figure 6 a) illustre l'influence de la distance  $d$  sur la pénétration comparativement aux procédés LBW et GMAW [63]. Lorsque le laser et l'arc électrique sont trop proches l'un de l'autre ( $d < 1$  mm), la pénétration est équivalente à celle du procédé LBW à cause de l'instabilité du capillaire. D'un autre côté, lorsque la distance est trop grande ( $d > 4$  mm), la pénétration observée par le procédé hybride est similaire à celle du procédé LBW. De plus, Uchiyumi et al. ont trouvé une corrélation entre la distance  $d$  et le courant de l'arc électrique. Pour une pénétration maximale, la distance  $d$  doit augmenter avec le courant [63]. Lorsque le soudage est effectué à 120 A, 180 A et 240 A, les distances optimales trouvées sont respectivement 2, 3 et 4 mm. Dans le même sens, la figure 6 b) illustre l'influence de la distance  $d$  sur la pénétration et la largeur du bain de métal fondu [63]. Dans ce cas, pour une intensité de 180 A il est possible de voir que la pénétration maximale est atteinte pour une distance entre 3 et 4 mm et que la largeur de la zone fondue augmente entre les valeurs  $d$  de 3 à 4 mm.

La direction du procédé quant à elle, n'affecte pas grandement le procédé HLAW. En fait, des études ont prouvé que dans les deux cas la synergie existe et qu'une petite

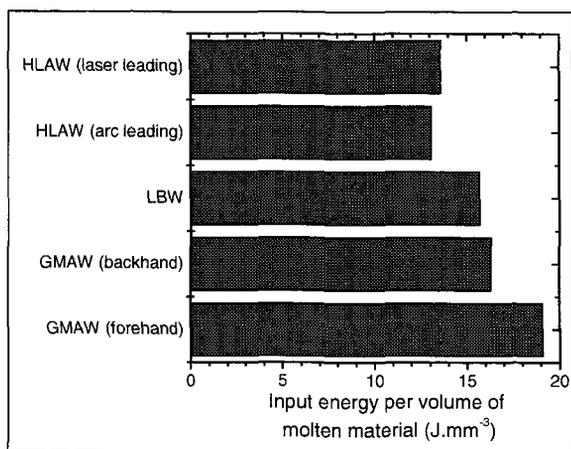
variation de la pénétration peut être observée [23, 37, 63]. La figure 7 a) illustre une augmentation de la pénétration de près d'un millimètre lorsque l'arc est utilisé en avant du laser, pour un courant constant de 140 A, un voltage de 24 V ainsi qu'une vitesse d'avance de  $1 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$  [25]. Cependant, lorsque la distance  $d$  est constante, la direction du soudage qui obtient la meilleure pénétration est fonction de la puissance de l'arc, comme le présente la figure 7 b). Uchiumi et al. [63], comme Hu [21], ont trouvé que la pénétration augmente avec l'arc devant pour de faibles courants ( $I < 120 \text{ A}$ ), tandis que la pénétration augmente avec le laser devant pour les courants plus élevés ( $I > 120 \text{ A}$ ).



**Figure 7 : Pénétration par rapport au procédé devant ainsi que, en a), la distance  $d$  à courant constant (140 A), un  $d$  positif implique un arc qui précède le laser [25] et en b), le courant à distance  $d$  constante [63]**

D'un autre côté, une étude a observé un mauvais mélange entre le métal de base et le métal d'apport, lorsqu'une distance  $d$  de plus d'un millimètre est utilisée. Cet article a conclu que la goutte de métal d'apport projetée par le GMAW doit être propulsée là où beaucoup de métal liquide est présent, à environ 0,6 mm du centre du faisceau laser [69]. Cependant, l'étude a été effectuée avec le laser devant. Un meilleur mélange est possible avec l'arc devant, où le métal d'apport entoure le capillaire [30]. La figure 8 illustre

l'énergie utilisée par volume de métal fondu pour le LBW, GMAW (soudage en arrière et soudage en avant) et le HLAW (laser ou GMAW devant). L'énergie utilisée la plus faible indique le procédé le plus efficace. Ces tests ont été effectués en configuration bout à bout sur un alliage AA6061-T6 de 2 mm d'épaisseur avec une vitesse de soudage de  $1 \text{ m.min}^{-1}$ , un courant de 48 A et un alliage d'apport de AA4043. Il est possible d'affirmer que le procédé HLAW, peu importe la direction du soudage, est le plus efficace. De plus, l'efficacité énergétique passe de  $13,6 \text{ J.mm}^{-3}$  à  $13,1 \text{ J.mm}^{-3}$  lorsque le procédé passe de laser devant, à GMAW devant. Cependant, la différence associée à la direction du soudage est très faible, surtout que la publication n'indique aucune incertitude sur les mesures. Les mêmes auteurs ont également remarqué que le niveau de porosité diminue dans le cas de l'arc devant, qui pourrait être expliqué avec le nettoyage de la couche d'oxyde par l'arc électrique [30].



**Figure 8: L'énergie utilisée par volume de métal fondu pour les différents procédés [30]**

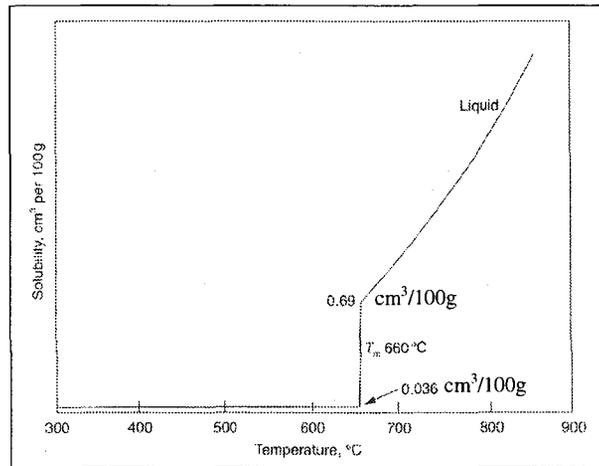
## **2.7 Problèmes reliés au soudage des alliages d'aluminium**

L'aluminium possède plusieurs caractéristiques intrinsèques propices à la formation de défauts. Parmi celles-ci figurent la conductivité thermique élevée, le coefficient de dilatation thermique élevée, ainsi qu'une différence importante entre la solubilité de l'hydrogène à l'état solide et à l'état liquide. De plus, l'aluminium est un métal extrêmement réactif sur lequel se forme une couche d'oxyde d'aluminium étanche en surface. Dans le cas des alliages d'aluminium, en plus de posséder les caractéristiques du métal pur (Al), ils possèdent aussi un intervalle de solidification (différence de température entre le solidus et le liquidus) qui peut être plus ou moins grand, selon les éléments d'alliage. De plus, certains de ces éléments d'alliage peuvent subir une évaporation préférentielle lors du soudage. Ces caractéristiques peuvent provoquer de nombreux défauts lors du soudage des alliages d'aluminium.

### **2.7.1 Porosité**

Le problème de porosité dans la zone fondue du joint soudé est un défaut souvent imperceptible en surface, mais qui peut diminuer sensiblement les propriétés mécaniques du joint, particulièrement en fatigue [29]. La formation de porosité lors du soudage d'alliages d'aluminium peut être causée par deux phénomènes : la présence de gaz dans le bain de métal en fusion ou l'instabilité du capillaire lors du soudage par procédé à haute densité de puissance. Dans le cas des alliages d'aluminium, l'hydrogène représente le gaz nuisible en raison de sa grande différence de solubilité à l'état solide et à l'état liquide comme l'illustre la figure 9. En effet, pour l'aluminium pur, au point de solidification, la

solubilité à l'hydrogène passe de  $0,69 \text{ cm}^3 \cdot \text{g}^{-1}$  à  $0,036 \text{ cm}^3 \cdot \text{g}^{-1}$ . À l'intérieur du mélange, le gaz produit des amas (bulles) insolubles qui restent prisonniers si le temps de refroidissement est insuffisant à leur évacuation [10, 34]. Bien que les procédés de soudage soient protégés par un gaz inerte, la présence d'hydrogène à l'intérieur du métal en fusion est possible. L'hydrogène présent dans le bain de métal peut cependant être minimisé, lorsque les causes de cette inclusion sont connues. Plusieurs sources potentielles à la contamination de la zone fondue par l'hydrogène sont connues. Premièrement le métal d'apport sous forme de fil peut être contaminé par la présence d'humidité ou de graisse [34]. Un entreposage adéquat des matériaux d'apports est nécessaire afin de minimiser la contamination. La deuxième source est la qualité ainsi que la quantité du gaz de protection utilisé lors du soudage [34]. En effet si le gaz est contaminé par l'humidité ou s'il n'est pas utilisé en quantité suffisante pour protéger la zone fondue de l'atmosphère, la formation de porosité est quasi assurée. La contamination du gaz peut provenir directement de celui-ci, d'une fuite dans le système de tuyauterie ou de la perméabilité du système d'acheminement du gaz. La troisième source possible d'hydrogène se trouve dans le matériau de base. Il faut donc bien nettoyer ce dernier de tout dépôt de graisse et d'humidité avant le soudage. De plus, il est important de briser mécaniquement la couche d'oxyde d'aluminium en surface à l'aide d'une brosse d'acier inoxydable afin de la réduire au maximum, car elle peut être hydratée [34].



**Figure 9: Solubilité de l'hydrogène dans l'aluminium [34]**

Les porosités causées par l'absorption de gaz sont sphériques, distribuées uniformément dans la zone de métal fondue et de grosseurs variables. Cependant lorsque les porosités sont concentrées à la racine de la soudure et de l'ordre du millimètre, il est probable que ces porosités proviennent d'une instabilité du capillaire [40, 46, 68]. Le processus de fermeture sporadique de ce dernier est illustré aux figures 10 a) à 10 e). Dans ce cas-ci, la porosité est causée par l'emprisonnement des gaz présents à l'intérieur du capillaire. Comme la pression à l'intérieur de la bulle gazeuse est constante dans toutes les directions, il y aura formation d'une porosité caractérisée par une forme sphérique à la racine de la soudure.

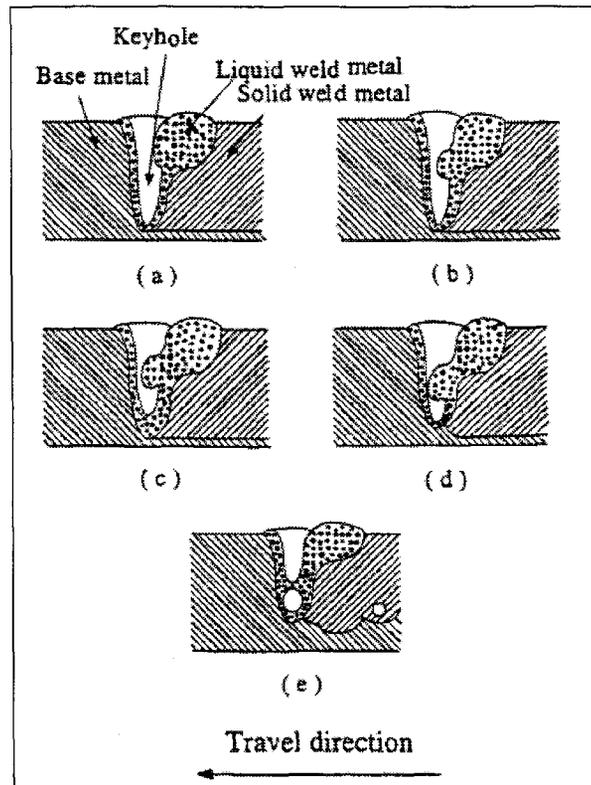


Figure 10: Mécanisme de fermeture sporadique du capillaire laissant une porosité à la racine [40]

## 2.7.2 Film d'oxyde

L'aluminium et ses alliages sont très réactifs à l'atmosphère, ce qui signifie qu'une mince couche d'oxyde se forme instantanément au contact de l'air. Cette couche de céramique ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) est à la fois isolante d'un point de vue thermique et d'un point de vue électrique. De plus, le point de fusion du métal pur est de  $660^\circ\text{C}$ , tandis que celui de l'oxyde est de  $2060^\circ\text{C}$ . L'introduction de particules de  $\text{Al}_2\text{O}_3$  à l'intérieur du joint soudé peut grandement diminuer les propriétés mécaniques de ce dernier, car l'alumine est un composé fragile et très dur. Il est donc impératif d'éliminer la couche d'oxyde afin de produire un joint continu lors du soudage des alliages d'aluminium. Pour ce faire, un nettoyage de tous résidus graisseux est nécessaire, suivi d'un nettoyage mécanique effectué

à l'aide d'une brosse en acier inoxydable. Il est important de ne pas inverser l'ordre, puisque le brossage avant le nettoyage de pièces grasses aura pour effet de faire pénétrer les graisses à l'intérieur du matériau et seront impossibles à déloger ultérieurement.

À la suite du brossage, une nouvelle couche d'oxyde est formée instantanément et augmente en épaisseur avec le temps. Pour cette raison, il est nécessaire d'effectuer le soudage peu de temps après ces opérations. Un temps de quatre heures est reconnu comme acceptable [34]. Bien qu'extrêmement mince, une couche de  $Al_2O_3$  est présente lors du soudage et doit être détruite au cours du processus. Pour le soudage par procédé à l'arc électrique ou au laser, deux principales méthodes sont possibles afin d'éliminer cette couche. Premièrement, les températures atteintes lors du soudage par faisceau laser sont très élevées, la couche de  $Al_2O_3$  est alors évaporée lors du passage de l'appareil de soudage. Dans le cas du soudage à l'arc, la couche d'oxyde peut être décapée lorsque l'appareil est employé en mode électrode positive, où le bombardement d'ions positifs aura pour effet de briser cette couche indésirable. Le décapage de la couche d'oxyde n'est pas possible en mode électrode négative car les électrons ne possèdent pas une masse suffisante pour briser cette couche.

### **2.7.3 Vaporisation d'éléments d'alliage**

La plupart des alliages d'aluminium utilisés en ingénierie sont composés de plusieurs éléments différents. De ces derniers, le magnésium, le zinc et le lithium sont des métaux utilisés qui permettent l'augmentation des propriétés mécaniques de l'alliage et qui

possèdent un point d'ébullition plus bas que celui de l'aluminium. Le tableau 2 indique les différentes températures de fusion et d'ébullition pour ces éléments. Une caractéristique importante du magnésium, du zinc et du lithium est qu'ils possèdent tous une pression de vapeur à l'équilibre beaucoup plus élevée que celle de l'aluminium à toutes températures [29, 68]. La figure 11 indique les différentes pressions de vapeur pour certains éléments, en fonction de la température. Ces deux propriétés (bas point de fusion et grande pression de vapeur) du zinc, magnésium et lithium ont pour effet de faciliter leur évaporation lors du soudage. La perte de ces éléments d'alliage entraîne une chute des propriétés mécaniques dans la zone fondue. Bien entendu, cette perte peut être compensée par le matériau d'apport. Cependant, puisque le taux de vaporisation n'est pas parfaitement contrôlé, il est très difficile d'obtenir un mélange précis. La fissuration à chaud est causée par une contrainte supérieure à la limite à la rupture de l'alliage à haute température. La diminution des propriétés mécaniques implique alors une augmentation de la sensibilité à la fissuration à chaud.

	Aluminium	Magnésium	Zinc	Lithium
Température de fusion (°C)	660	649	420	181
Température d'ébullition (°C)	2467	1107	907	1342

**Tableau 2 : Températures de fusion et d'ébullition pour différents éléments chimiques [2]**

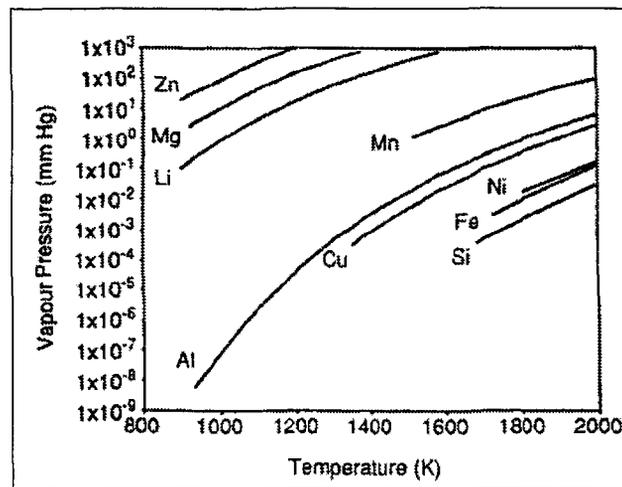
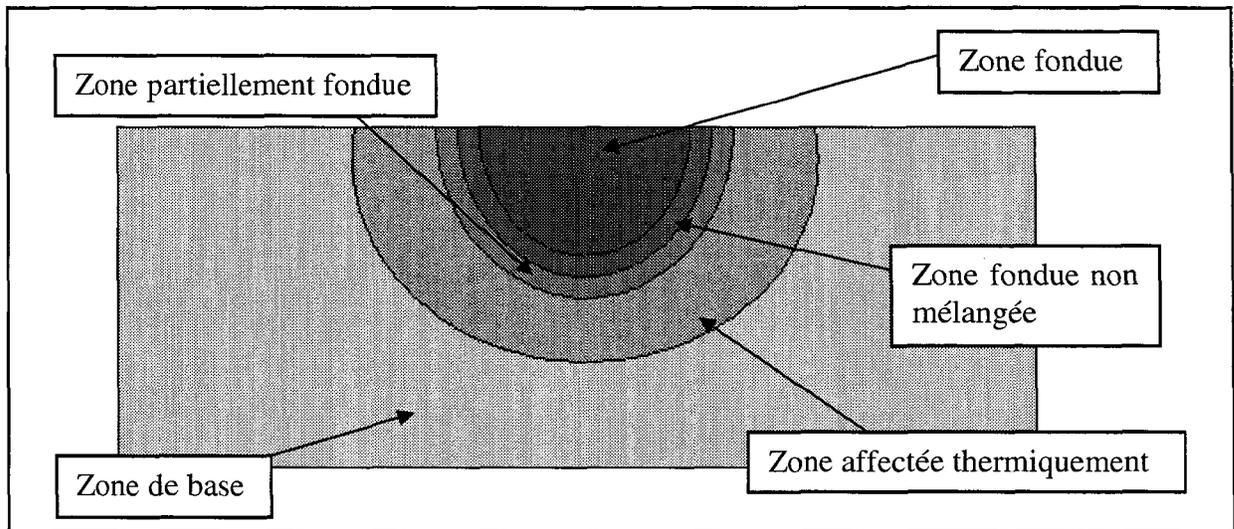


Figure 11: Pression de vapeur en fonction de la température de différents éléments chimiques [68]

## 2.7.4 Perte de propriétés mécaniques

La perte de propriétés mécaniques ne provient pas uniquement de l'évaporation des éléments d'alliage. En effet, plusieurs interactions métallurgiques ont lieu lors du cycle de chauffage et refroidissement auquel les pièces soudées sont soumises. La morphologie des grains du matériau change entre les trois zones principales : la zone de base, la zone affectée thermiquement et la zone fondue. Il est possible de voir le schéma de ces zones à la figure 12, en incluant les zones transitoires entre la zone fondue et la zone affectée thermiquement. La zone partiellement fondue contient une partie solide (les grains) ainsi qu'une certaine partie liquide (les joints de grains). La température atteinte dans cette zone implique alors la fusion des joints de grains possédant une composition différente de celle des grains.



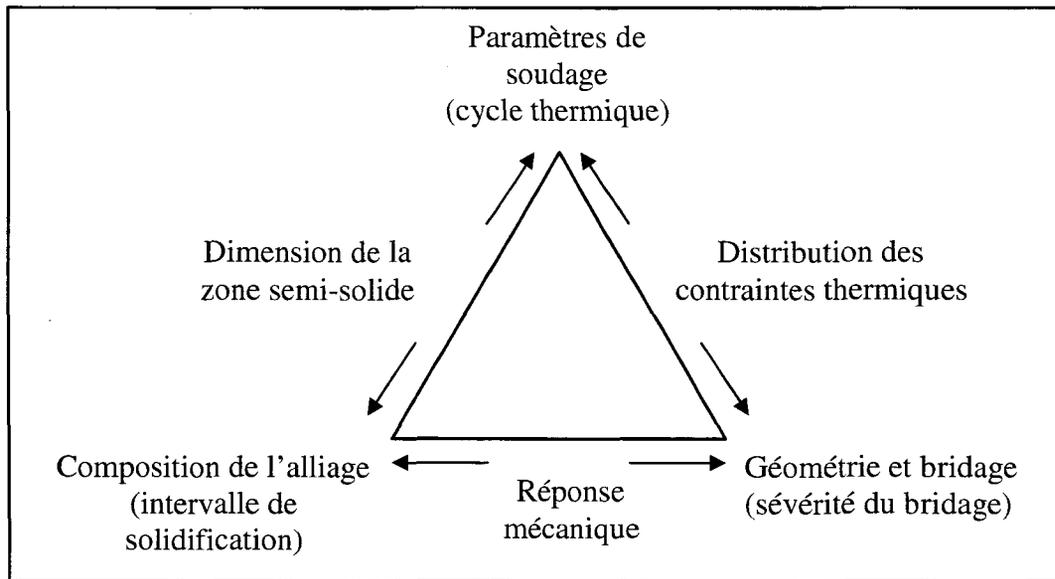
**Figure 12: Illustration des zones présentes lors du soudage**

Le métal de base, celui non-affecté par la chaleur du procédé de soudage, n'est pas altéré et possède la même microstructure et les mêmes propriétés mécaniques que précédant le soudage. Dans la zone affectée thermiquement, le matériau a subi une élévation de température inversement proportionnelle à la distance à la zone fondue. La température varie de la température du solidus (près de la zone fondue), jusqu'à la température de la zone de base (adjacente à cette dernière). Cette variation de température change à la fois la microstructure ainsi que les propriétés mécaniques, qui en découlent directement. Pour tous les alliages, l'augmentation de la chaleur amène la croissance des grains et des phases durcissantes pour les alliages à durcissement structural. Dans les deux cas, ce changement provoque une diminution des propriétés mécaniques. Cette diminution est d'autant plus marquée pour les alliages à durcissement structural, car le grossissement des précipités est plus rapide, en raison de la force motrice causée par l'état métastable de ces phases transitoires. Finalement, la zone fondue, celle qui a atteint le point de fusion de l'alliage soudé, possède une microstructure caractéristique de la vitesse de soudage et de l'énergie

introduite. Le taux de refroidissement quant à lui contrôle la grosseur et la géométrie des grains formés ainsi que la composition des phases présentes dans l'alliage. La composition du métal de base, du métal d'apport et du taux de dilution influencent aussi la formation des phases métallurgiques.

### **2.7.5 Fissuration à chaud**

Suite au soudage, le refroidissement puis la solidification de la zone fondue entraînent une diminution du volume. En effet, le métal se contracte avec la diminution de chaleur (coefficient de dilatation thermique), ainsi que lors du changement de phase entre l'état liquide et l'état solide (retrait de solidification). Si cette contraction ne s'effectue pas librement, à cause de la géométrie de la pièce ou du système de bridage, il en résulte des contraintes à l'intérieur du matériau [5, 29, 68]. Par conséquent, le matériau peut ou non supporter cette déformation selon l'ampleur des contraintes, en tenant compte de ses propriétés de ductilité, de résistance mécanique et de rigidité [5, 68]. La figure 13 illustre les interactions entre les différents paramètres à prendre en considération lors de l'étude de la fissuration à chaud. Ceci est vrai pour les alliages d'aluminium, pour tous les procédés de soudage nécessitant une fusion du matériau de base.



**Figure 13: Diagramme illustrant la complexité des interactions des paramètres affectant la fissuration à chaud [7]**

Les fissurations à chaud ont lieu au tout dernier moment de la solidification, lorsque le matériau est dans un état semi-solide [5, 9, 29, 31]. En effet, lorsque le matériau est à l'état liquide, la formation de fissures est impossible, tandis qu'à l'état solide, la force de cohésion entre les grains du matériau n'est plus négligeable par rapport à la force induite par les contractions thermiques. Les fissures à chaud se propagent donc dans le liquide interdendritique, présent aux joints de grains alors que le matériau est dans un état semi-solide. Comme les fissures se forment dans un intervalle de température assez limité, près du solidus, ces dernières se propagent perpendiculairement au front de solidification comme l'illustre la figure 14. L'observation des fissures à l'aide d'un microscope électronique à balayage permet d'observer le mode de fracture en détail. L'apparence d'une fissuration à chaud est caractérisée par une surface lisse et onduleuse, sans facette ni crevasse [8]. Cette analyse permet aussi de distinguer les trois interfaces possibles à

observer. Dans un premier temps, on observe une interface lisse occasionnée par la séparation du liquide interdendritique. Par la suite, il peut y avoir de petites fractures en mode solide provenant de la rupture de ponts déjà solidifiés. Finalement, la fracture en mode liquide, provient de la séparation de ponts presque solidifiés, donc très visqueux [22]. La figure 15 illustre ces trois interfaces lors de la fissuration à chaud d'une zone fondue d'un alliage AA2024 [22].

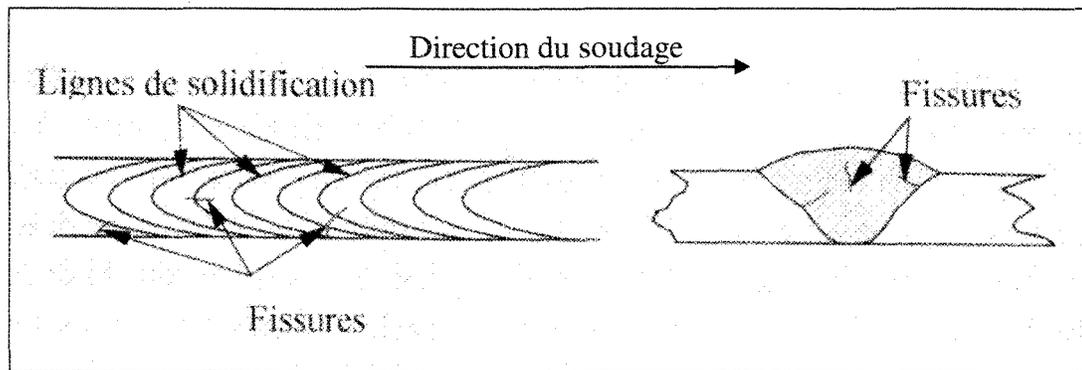


Figure 14: Exemple de localisation des fissures à chaud [5]

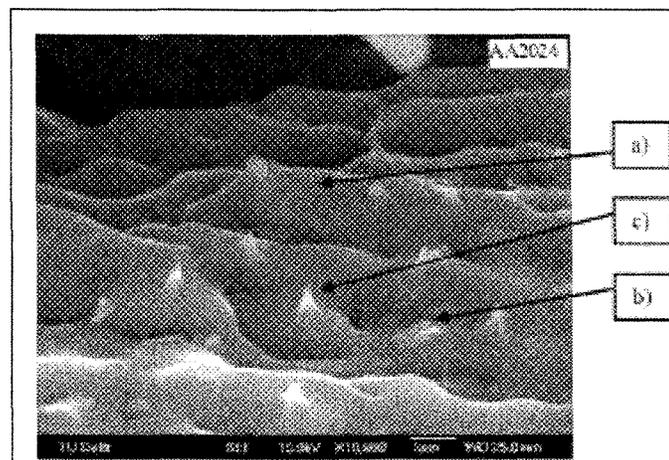
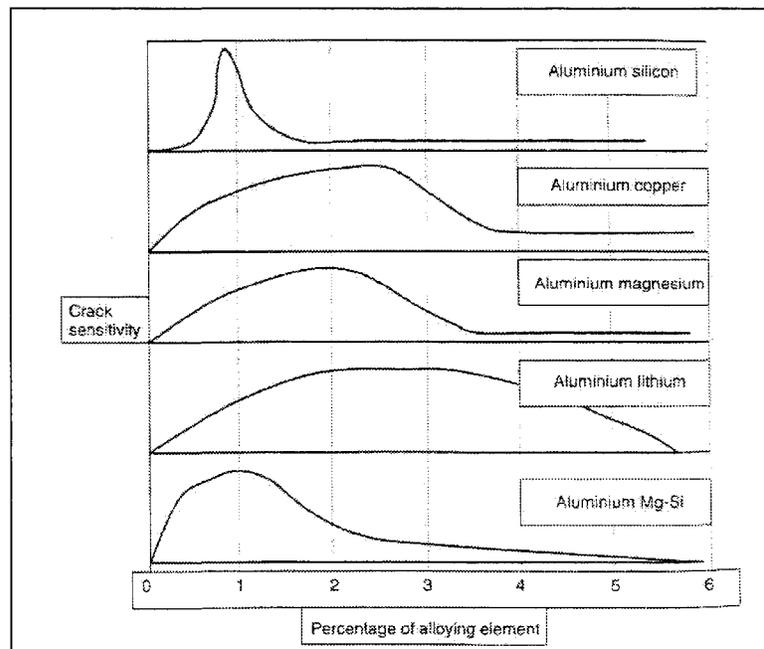


Figure 15: Surface d'une fissure d'alliage A2024 au MEB montrant en a) l'interface lisse de l'état liquide, en b) la fracture mode solide et en c) la fracture en mode liquide [22]

### *2.7.5.1 Effets de la composition chimique*

La composition chimique de l'alliage conduit à la formation des phases en fonction de la température. En effet, le pourcentage de liquide interdendritique, dernière partie de la zone fondue à se solidifier, devient critique pour ce type de fissures. Comme celles-ci apparaissent aux derniers instants de la solidification, l'aluminium pur ou très peu allié n'est pas susceptible à ce défaut car il ne présente pas de phase à bas point de fusion [29, 34]. Dans le cas contraire, pour des métaux fortement alliés, le liquide interdendritique est en proportion telle qu'il peut remplir tout début de fissure et donc, assurer une continuité dans le matériau [15, 29, 34]. Une zone critique de fissuration existe alors entre l'aluminium pur et ces alliages fortement alliés. À l'intérieur de cette zone, le liquide interdendritique forme un film continu entre les grains, mais n'est pas en quantité suffisante pour saturer les fissures lors du retrait du métal. Le matériau présente donc une susceptibilité à la fissuration à chaud [15, 29]. Certains alliages d'aluminium possèdent un intervalle propice à la fissuration à chaud selon leur teneur en éléments d'alliage comme l'illustre la figure 16. De plus, les impuretés présentes dans l'alliage sont rejetées dans le liquide interdendritique au cours du refroidissement. Ce qui implique un taux élevé d'impuretés dans ce liquide où la fissuration à chaud a lieu [5]. Cette dernière affirmation est vraie pour tous types d'alliages. Cependant, dans le cas des alliages d'aluminium de la série 6000, la fissuration est principalement associée aux éléments présents dans l'alliage plutôt qu'à la présence d'impuretés comme c'est le cas pour les alliages ferreux [68]. Afin d'obtenir une soudure saine, un métal d'apport à haute teneur en magnésium ou en silicium doit être utilisé. De plus, un taux de dilution du métal d'apport d'au moins 50 % serait

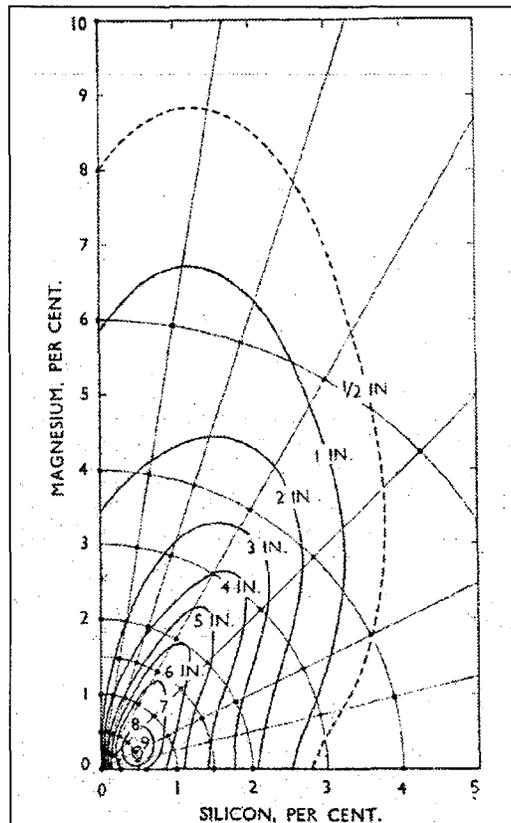
nécessaire [33]. L'utilisation d'un matériau d'apport riche en silicium produit une grande quantité de liquide eutectique (Al -12 wt.% Si) permettant ainsi le remplissage des fissures. Le contraire est obtenu dans le cas de l'utilisation d'un métal d'apport riche en magnésium. En effet, la résistance à la fissuration découle du fait que même en ayant un grand intervalle de solidification, le magnésium ne produit que très peu de liquide eutectique (Al – 34 wt.% Mg) [62].



**Figure 16: Sensibilité à la fissuration à chaud par rapport à la teneur en différents éléments d'alliage [34]**

La plupart des alliages ne sont pas binaires, mais résultent plutôt d'un mélange de plusieurs métaux différents. Dans le cas de la série 6000, les principaux éléments d'alliage sont le Mg et le Si. Comme le démontre la figure précédente, la sensibilité à la fissuration à chaud dépend de la composition en éléments d'alliage. Dans le cas du dernier graphique

(Al-Mg-Si) de la figure 16, il faut mentionner que ce n'est pas l'addition du magnésium et du silicium, mais bien le composé des deux : le siliciure de magnésium ( $Mg_2Si$ ) qui joue un rôle [26]. Il est important de mentionner que le calcul de ce composé a été effectué selon la stoechiométrie en admettant un maximum de  $Mg_2Si$  formé. Le graphique surestime donc la teneur de cette phase. L'addition de l'un des métaux d'alliage ne produit pas le même effet que l'addition de l'autre. En effet, comme l'illustre la figure 17, la sensibilité à la fissuration à chaud est fonction du mélange de matériaux. Les graphiques des figures 16 et 17 ont été obtenus à partir de tests de soudage bridé. Ce test consiste à souder (pleine pénétration) à l'aide d'une flamme à l'oxygène-acétylène un matériau d'une composition connue, ainsi qu'une tige de même composition, comme matériau d'apport. La longueur totale des fissures au dessus et en dessous du cordon est ensuite mesurée afin de caractériser la sensibilité à la fissuration [55]. Il faut mentionner que cet article ne prend pas en considération les variations locales comme l'évaporation des éléments et la micro-ségrégation, mais considère le matériau uniforme puisque le métal de base et celui d'apport sont identiques.



**Figure 17 : Diagramme ternaire de sensibilité à la fissuration à chaud pour les alliages d'aluminium-magnésium-silicium les courbes représentent la longueur totale des fissures en pouce (IN) [26]**

Les différents mélanges d'éléments modifient l'intervalle de solidification de l'alliage à souder et doivent être considérés. En effet, pendant le refroidissement de la zone semi-solide, il est possible d'observer une diminution du volume inégale entre le liquide qui se solidifie et le solide qui se refroidit. Le risque d'observer des fissurations à chaud est d'autant plus élevé que l'intervalle de solidification (température entre le liquidus et le solidus) est grand [5]. De plus, il faut prendre en considération le taux de refroidissement afin d'évaluer la zone semi-solide. En effet, un refroidissement très rapide, comme dans le cas du soudage, entraîne un abaissement de la température du solidus, qui a pour effet

d'augmenter la zone semi-solide. Certains auteurs ont divisé le processus de solidification en quatre stades comme l'illustrent les figures 18 a) et 18 b).

Le premier stade correspond au passage sous la température du liquidus, soit au début de la solidification, créant ainsi la formation des premières dendrites dans une solution liquide [67, 68]. Le deuxième stade correspond à l'instant où les dendrites s'imbriquent les unes aux autres [67, 68]. Dans le cas des deux premiers stades de solidification, le volume de liquide est suffisant pour remplir toute initiation de fissure. Ces stades ne sont donc pas critiques pour le phénomène de fissuration à chaud. Par contre, le troisième stade est celui critique pour l'initiation des fissures à chaud. À ce stade, les joints de grains se forment et le réseau de liquide devient semi-continu, ce qui implique que le liquide devient incapable de saturer toutes les initiations de fissures [67, 68]. Par la suite, au stade final de solidification (stade 4), aucune fissure n'est initiée en raison de la grande résistance de l'alliage à l'état solide [67, 68]. Matsuda et al. ont proposé certaines modifications aux stades de solidification introduit par Borland [67]. En effet, comme le présente la figure 18 b), Matsuda et al. proposent un amincissement des zones 1 et 2 pour les procédés à refroidissement rapide, comme le soudage. De plus, ils divisent le stade 3 en deux parties distinctes, la partie 3(h) à haute température et la partie 3(l) à basse température. Ils introduisent alors le concept d'initiation des fissures dans la zone 3(h) où le liquide est continu mais en faible quantité, tandis que la propagation aurait lieu au cours du stade 3(l), lorsque le liquide est discontinu [35].

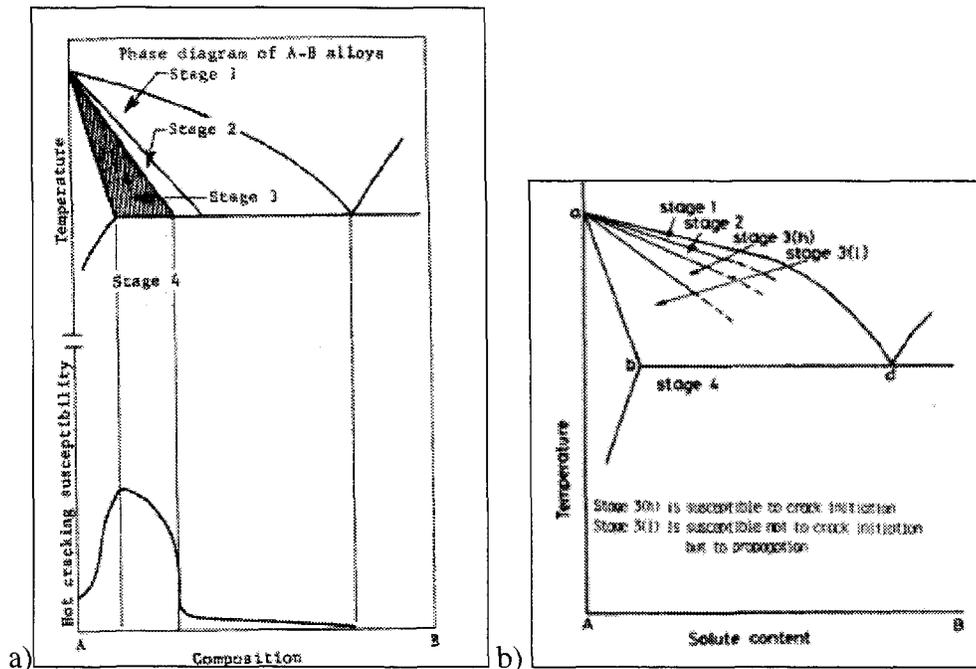


Figure 18: Les quatre stades de la solidification en a), selon Borland [67] et en b), selon Matsuda et al. [35]

Plusieurs éléments d'alliage sont utilisés afin d'augmenter les propriétés mécaniques ou physiques de l'aluminium. Parmi ceux-ci, figure le cuivre qui permet d'augmenter les propriétés mécaniques de résistance à la traction [49]. Il y a également le silicium qui abaisse le point de fusion et permet d'augmenter la fluidité du métal liquide [49]. En effet, de petites variations de la teneur en silicium (de 1,6 wt.% jusqu'à 3,5 wt.%) sont suffisantes pour augmenter la fraction liquide résiduelle de 10 à 25 % [43]. La figure 19 illustre ce phénomène. Le manganèse augmente modérément la résistance mécanique tout en procurant une excellente ductilité à l'alliage [49]. Le magnésium, quant à lui permet d'accroître la résistance mécanique tout en conservant de bonnes propriétés de résistance à la corrosion [49]. Le magnésium combiné au silicium forme une famille d'alliages traitables thermiquement qui possèdent de très bonnes résistances mécaniques, ainsi qu'une

bonne formabilité [49]. Finalement, le zinc combiné avec le magnésium et le cuivre forment des alliages traitables thermiquement possédant de grandes résistances mécaniques qui de plus peuvent dans certains cas vieillir naturellement [49].

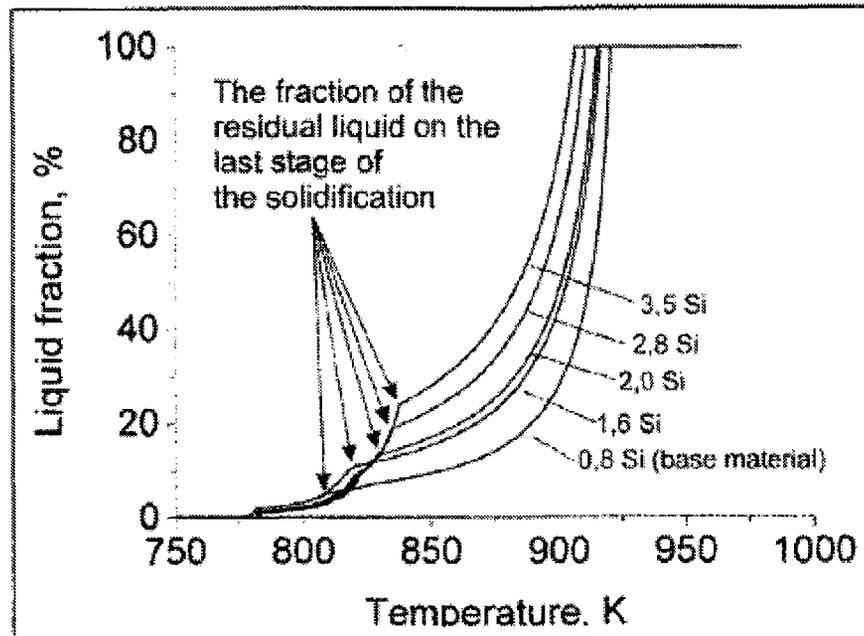


Figure 19 : L'influence de la composition en silicium (pourcentage massique) sur la fraction liquide d'un alliage d'aluminium en fonction de la température [43]

Les éléments d'alliage secondaires ne sont souvent pas considérés dans le choix des paramètres de soudage. Cependant, ces derniers peuvent influencer grandement la soudabilité des matériaux ainsi que la sensibilité à la fissuration à chaud [29, 49]. Les principaux éléments d'alliage secondaires sont le chrome, le fer, le zirconium, le vanadium, le bismuth, le nickel et le titane [49]. Ces éléments peuvent engendrer la formation d'intermétalliques [34, 36]. Ils peuvent également augmenter les propriétés mécaniques et/ou de résistance à la corrosion [49]. Les éléments comme le titane et le zirconium sont

utilisés en très petite quantité et contribuent significativement à la réduction de la taille des grains [68]. Pour ce faire, de petits composés de  $TiAl_3$  ou de  $ZrAl_3$  servent de germes à la formation de grains. En effet, ces composés possèdent une structure cristalline ainsi qu'un espacement atomique similaire à ceux de l'aluminium. Ces éléments secondaires sont ajoutés en très petite quantité (environ 0,15 wt.%). Par contre, certains éléments secondaires peuvent significativement affecter la susceptibilité à la fissuration à chaud, comme dans le cas du ratio Fe-Si pour les alliages Al-Mg [29]. Il a aussi été observé que le fer affecte la solidification des alliages d'aluminium, en réduisant l'écoulement du fluide interdendritique [62].

Les éléments d'alliage primaires et secondaires sont présents, à la fois dans le matériau de base et dans le métal d'apport. Le choix du fil d'apport est donc très important pour la sensibilité à la fissuration. Par exemple, pour des métaux de base de composition Al-Mg-Si, comme le 6061, 6063, 6070 ou 6071, il est important de souder avec un métal d'apport de composition différente. Ce dernier doit posséder un excès de silicium ou un excès de magnésium afin de contrer le phénomène de fissuration à chaud [15]. Ces métaux de base forment entre 1 et 2 wt.% de composé  $Mg_2Si$ , une composition dans l'intervalle élevé de la sensibilité à la fissuration à chaud [15]. En augmentant le mélange en magnésium ou en silicium, l'alliage devient plus riche en liquide interdendritique. Ceci permet le remplissage des fissurations occasionnées par le refroidissement et tend à diminuer la sensibilité à la fissuration à chaud. Le choix du fil d'apport n'est pas l'unique paramètre à prendre en considération, il faut aussi s'assurer que ce dernier soit en

proportion suffisante et que le procédé permette une dilution du métal de base. Afin de contrôler le problème de fissuration à chaud, Dudas et Collins proposent l'utilisation d'un procédé de soudage automatisé qui implique une source de chaleur réduite, ainsi qu'une grande vitesse d'avance et un bon système de bridage. De cette façon, les fissures à chaud auront tendance à apparaître au centre de la zone fondue où elles pourront être contrôlées par un métal d'apport opportun ainsi qu'une géométrie convexe de la zone fondue [15].

#### *2.7.5.2 Effets de la vitesse de soudage*

La vitesse de soudage peut avoir un effet direct sur les contraintes, à cause du délai de diffusion de la chaleur. En effet, lorsque la vitesse de soudage est grande, la source se déplace à grande vitesse, tandis que la diffusion de la chaleur dans la pièce est restreinte par le coefficient de transfert de chaleur par conduction. Les contraintes proviennent du fait que les régions plus froides voisines des régions plus chaudes empêchent l'expansion thermique de ces dernières [22]. Lors du déplacement de la source, la température dans la région chaude diminue rapidement en raison du fait que la source de chaleur s'éloigne ( $\Delta T$  négatif). Par la suite, la température des régions froides environnantes augmente à cause de la conduction thermique de la chaleur provenant du bain de métal en fusion ( $\Delta T$  positif). La conséquence de cette inversion du  $\Delta T$  est que l'alliage proche de la ligne de fusion centrale commence à se contracter, tandis que les régions voisines tendent à prendre de l'expansion comme l'illustre la figure 20. Un tel comportement occasionne une contrainte en tension graduellement grandissante près du centre de la zone fondue. La force est donc appliquée directement dans l'intervalle de température semi-solide. Cette inversion du  $\Delta T$  pourrait

être suspendue pendant la période à l'état semi-solide par l'ajout d'une source de chaleur ou de refroidissement localisée, ce qui pourrait réduire les contraintes [22].

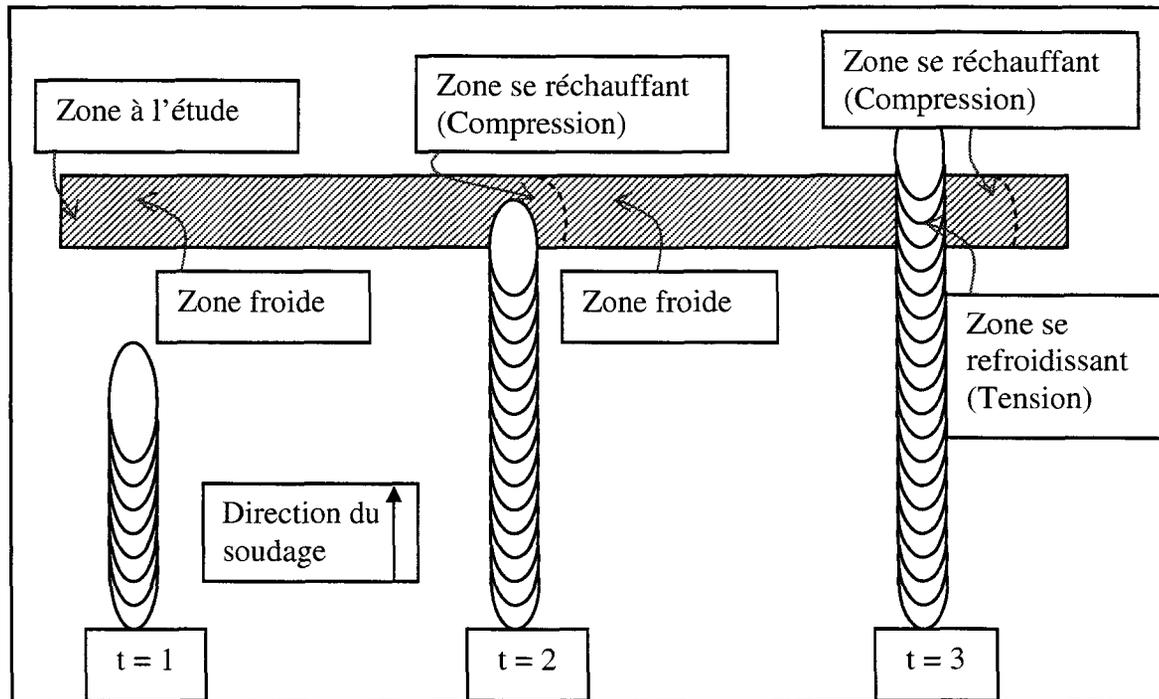


Figure 20: Représentation des contraintes lors du soudage à grande vitesse

L'ajout d'une nouvelle source de chaleur a été analysé numériquement par Hu et al. En tenant compte des trois points suivants : (i) la source doit suspendre l'inversion du  $\Delta T$ , (ii) la source ne doit pas engendrer de fusion supplémentaire et finalement, (iii) la source doit être basée sur un arc électrique pour le côté pratique. Suite aux analyses numériques, une expérimentation a été effectuée. La source additionnelle était placée 2 mm à côté et 9 mm en arrière du laser avec une puissance de 800 W, pour le soudage autogène de l'alliage AA2024. Les figures 21 a) et b) illustrent la différence de contrainte lors du refroidissement entre le soudage sans source supplémentaire en a) et avec la source supplémentaire en b). Il

faut prendre en considération que le niveau de contrainte ne revient pas à zéro au début de la solidification. Il en résulte donc que les déformations plastiques sont en tension en a) et faiblement en tension ou compression en b). L'inspection visuelle a dénombré 40 fissures lors du soudage laser d'un cordon de 140 mm, tandis qu'aucune fissure n'a été dénombrée lorsque la source supplémentaire a été ajoutée.

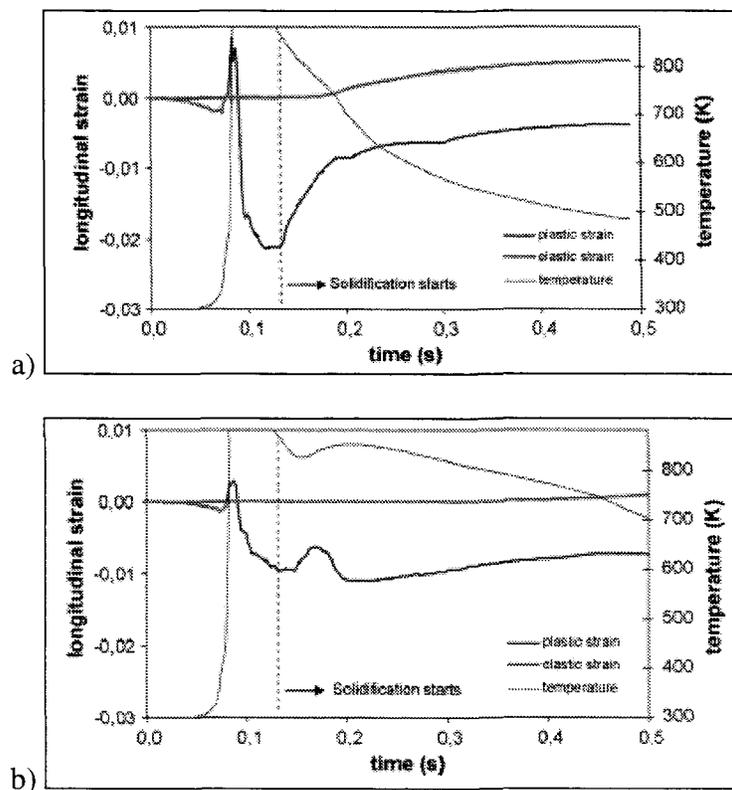


Figure 21: Contraintes longitudinales lors du refroidissement [22]

La géométrie des grains est aussi affectée par la vitesse de soudage. En effet, plus la vitesse de soudage est élevée et plus les grains sont petits. Ce phénomène est directement relié à une plus grande vitesse de solidification dans la zone fondue. Comme dans le cas d'une addition de titane ou de zirconium, un matériau possédant de petits grains est moins

susceptible à la fissuration à chaud. Il faut cependant mentionner que les petits grains sont préférables contre l'initiation des fissures tandis que de gros grains sont supérieurs contre la propagation de celles-ci [62]. L'initiation de la fissure s'effectue lorsque les contraintes occasionnées par le refroidissement dépassent la limite à la rupture de la zone intergranulaire. Lorsqu'une zone fondue possède de petits grains, une plus grande quantité de joints de grains sont présents afin de distribuer cette contrainte. Il en résulte donc un rapport de la contrainte thermique sur la surface des joints de grains plus faible. L'inverse est cependant vrai lorsqu'arrive la propagation des fissures. Comme une fissure est déjà présente et qu'elle cherche à se propager perpendiculairement au front de solidification, le contournement de gros grains demande un surplus d'énergie par rapport au chemin plus direct offert par de petits grains.

La vitesse de soudage ne modifie pas seulement la géométrie des grains, mais aussi la géométrie de la zone fondue. Lorsque tous les autres paramètres demeurent constants, l'apport de chaleur à la pièce augmente, si la vitesse de soudage diminue. Ainsi, le volume de la zone fondue augmente, ce qui implique un accroissement de la température globale de la pièce, qui résulte en une augmentation des distorsions induites par la chaleur. Cependant, comme illustré à la figure 20, lorsque la vitesse augmente, le taux de refroidissement augmente et le délai de conduction peut créer de sérieux problèmes de fissuration. Certaines études ont trouvé une corrélation directe entre la fissuration à chaud et la vitesse de soudage [8]. La figure 22 illustre ce phénomène pour le soudage laser d'un alliage d'aluminium AA6056-T4 soudé par laser avec fil d'apport froid de nuance AA4047. Ces essais ont été

réalisés en configuration bout à bout de plaques de 1,6 mm d'épaisseur. La figure 23 quant à elle, illustre les différentes signatures thermiques lors de changement de vitesse ou de puissance du système, tout en quantifiant la quantité de fissures. Il est possible de voir que les isothermes possèdent une géométrie plus allongée pour les cas A et C que pour le cas B. Cette différence est causée par une vitesse de soudage plus élevée (100 mm/s) pour les cas A et C, comparativement à une vitesse de soudage de 40 mm/s pour le cas B. L'augmentation de la vitesse induit un plus grand gradient thermique, ce qui implique un degré de contrainte plus élevée. Il est aussi possible de remarquer qu'entre le cas A et C, il y a une différence de la puissance de l'arc électrique de 0,7 kW. Cette différence induit aussi un agrandissement des isothermes ainsi qu'une augmentation du nombre de fissures mesurées. Le degré de fissuration est donc affecté par les paramètres opératoires qui influencent directement le développement des contraintes à la pièce.

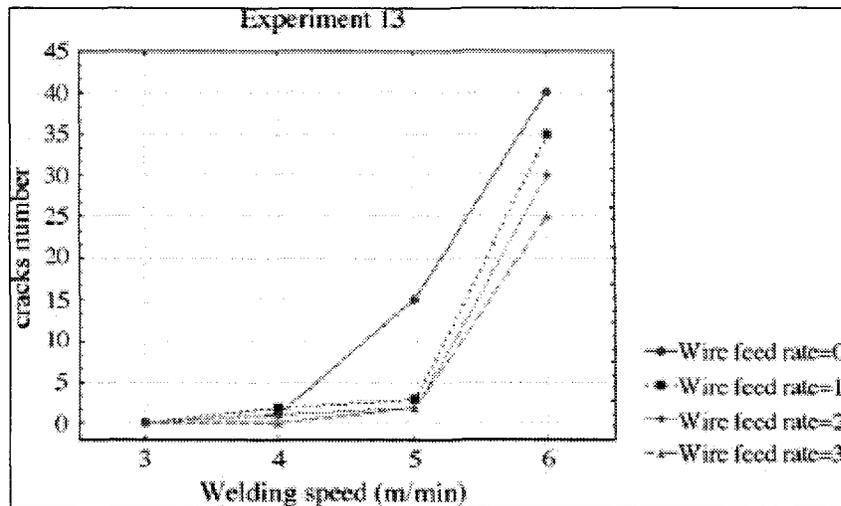


Figure 22 : L'influence de la vitesse de soudage sur le nombre de fissures (AA6056-AA4047, configuration bout à bout) [8]

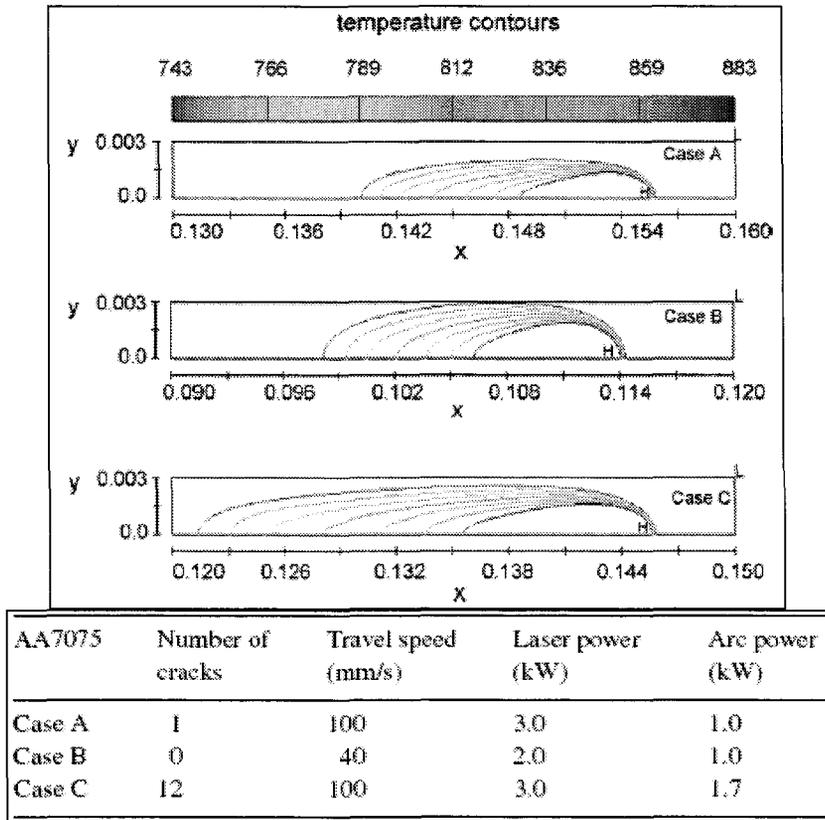


Figure 23 : Signature thermique pour différents paramètres de soudage [22]

## **CHAPITRE 3**

### **PROCÉDURE EXPÉRIMENTALE**

#### ***3.1 Les alliages***

Dans le cadre de cette étude, deux nuances d'aluminium ont été employées. Le métal de base utilisé est un alliage d'aluminium de la série 6000 (AA6061), à base d'aluminium, de magnésium et de silicium. Cet alliage a subi un traitement thermique de vieillissement artificiel de type T651. Les alliages de la série 6000 ne peuvent être soudés de façon autogène ou avec l'emploi d'un métal d'apport de même nuance, sans rencontrer le problème de fissuration à chaud. L'utilisation d'un deuxième alliage, le métal d'apport, devient alors essentielle. Pour ce projet, le métal d'apport est ajouté sous forme de fil solide comme électrode pour l'arc électrique lors du soudage laser-GMAW. Dans le cadre de la présente étude, le matériau d'apport choisi est un alliage de la série 4000 (AA4043), à base d'aluminium et de silicium. Le tableau 3 indique les barèmes de composition standard de chacun de ces alliages.

	Al	Mg	Si	Fe	Cu	Cr	Mn	Ti	Zn	Pb
6061	95,8- 98,6	0,8- 1,2	0,4- 0,8	Max 0,7	0,15- 0,4	0,04- 0,35	Max 0,15	Max 0,15	Max 0,25	Max 0,003
4043	92,3- 95,5	Max 0,2	4,5- 6,0	Max 0,6	Max 0,3		Max 0,15	Max 0,15	Max 0,1	

**Tableau 3: Barèmes de composition des alliages 6061 et 4043 en pourcentage massique [2]**

La composition d'un alliage est un mélange de plusieurs éléments, qui doivent chacun respecter un intervalle défini. Pour l'étude métallurgique, il est alors important de connaître la composition exacte de chaque matériau utilisé. Pour ce faire, les différents lots de plaques de AA6061 ont été analysés à l'aide d'un appareil de spectroscopie par émission optique au CTA. Dans le cas du fil d'alliage AA4043, l'analyse a été effectuée à l'aide du procédé ICP (inductively couple plasma) après dissolution. Cette dernière analyse a été effectuée dans les laboratoires de la compagnie Alcan. La totalité des expérimentations a nécessité des plaques provenant de trois lots différents d'alliage de AA6061 (identifiés par les indices P1, P2 et P4) et une seule bobine de métal d'apport de AA4043 sous forme de fil. Le tableau 4 expose les résultats obtenus lors des analyses de ces matériaux en pourcentage massique. Tous les matériaux utilisés lors de cette étude sont donc conformes aux standards. L'incertitude sur ces mesures est très faible. Il est possible de voir qu'une différence non négligeable est présente entre la composition des alliages de base 6061-P2 et 6061-P4 en ce qui a trait aux concentrations en silicium et en fer.

	Al	Mg	Si	Fe	Cu	Cr	Mn	Ti	Zn	Pb
6061-P1	Balance	1,02	0,68	0,43	0,26	0,18	0,082	0,018	0,004	0,001
6061-P2	Balance	1,01	0,68	0,46	0,25	0,18	0,085	0,0195	0,003	0,001
6061-P4	Balance	1,03	0,58	0,59	0,19	0,07	0,067	0,0134	0,005	0,001
4043	Balance	0,003	4,846	0,149	0,021	0,005	0,005	0,006	0,012	

**Tableau 4: Composition (pourcentage massique) des différents métaux utilisés lors de l'étude**

### ***3.2 Description du montage expérimental***

Le montage expérimental est constitué d'un robot de marque Motoman de type HP-50 comportant sept axes, en incluant le rail de translation externe. Il est équipé d'une tête de soudage hybride laser-GMAW de la compagnie Fronius International. La figure 24 illustre le robot ainsi que la tête de soudage hybride. Un laser de type Nd :YAG ( $\lambda = 1,064 \mu\text{m}$ ) est utilisé ce qui offre l'avantage du transport de l'énergie via une fibre optique. Le laser provient de la compagnie Trumpf et permet de délivrer une puissance maximale de 4 kW en sortie de fibre optique. Le transport du faisceau est par la suite effectué à l'aide d'une fibre optique de 0,6 mm de diamètre, jusqu'au système optique. Ce dernier, par un jeu de lentilles de 220 mm et 200 mm de longueur focale, permet de faire converger le faisceau en un point d'environ 0,66 mm de diamètre. Pour sa part, la source électrique est une source de marque Fronius de type TransPuls Synergic 5000. Cette source de GMAW permet d'établir un arc électrique jusqu'à 500 A pour un rapport de cycle d'utilisation de 40 % et un arc de 360 A pour un rapport de cycle d'utilisation de 100 %. La buse est quant à elle refroidie au glycol au cours du procédé de soudage.

La configuration pour le soudage est de type cordon sur plaque. Ce qui signifie que le cordon de soudure est effectué directement à la surface de la plaque, sans assemblage. Deux plaques de 6,3 mm d'épaisseur (la plaque d'essai et une plaque de protection) sont superposées afin de s'assurer que la zone fondue n'atteigne pas la table. Des guides vissés dans la table assurent le placement des plaques par rapport au robot, qui effectue le même programme de déplacement pour chaque soudure. Les plaques sont maintenues en place par un système de bridage sous forme de serres, comme l'illustre la figure 25. Une peinture noire est appliquée sur une partie de la plaque d'essai lorsque la caméra thermique est utilisée.

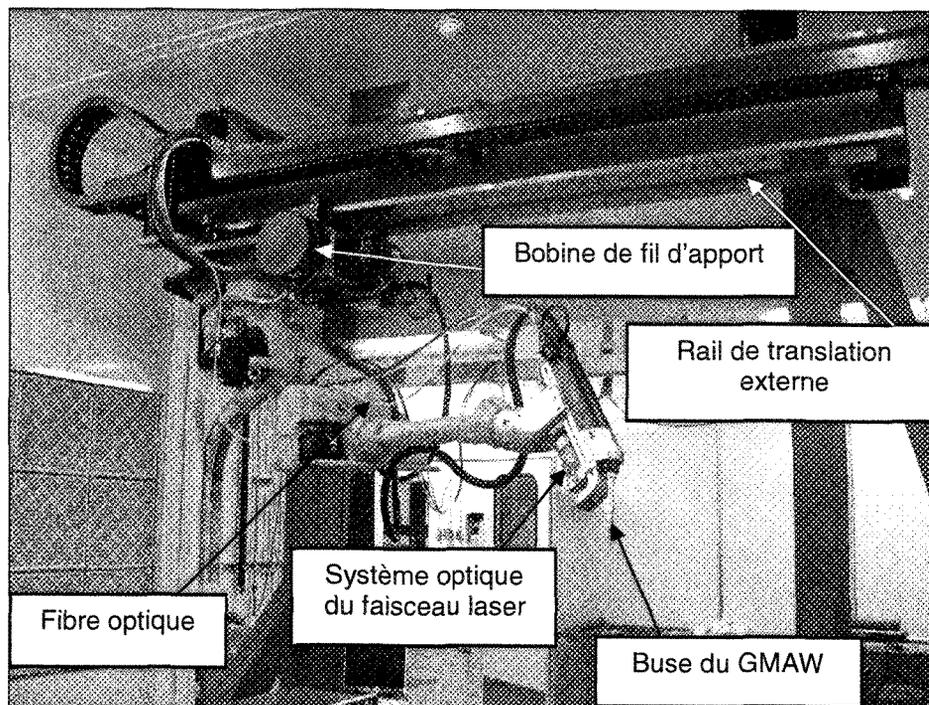


Figure 24 : Robot et tête de soudage utilisé lors des expérimentations

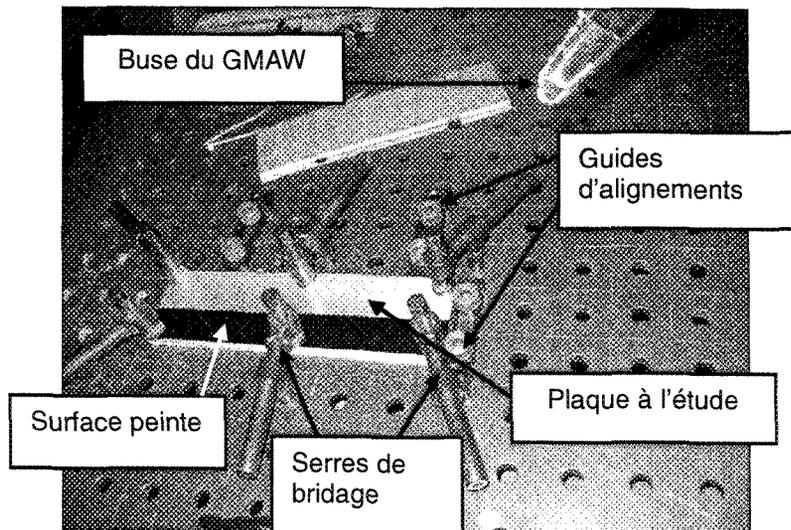


Figure 25: Montage pour le soudage

### ***3.3 Procédures expérimentales***

Le problème de fissuration à chaud est un problème nécessitant l'analyse de plusieurs aspects. En effet, la fissuration provient de la contraction du métal lors du refroidissement, ainsi que lors du changement de phase liquide à solide. Cependant, la contraction seule n'est pas en mesure d'engendrer la fissuration dans une pièce, il doit aussi y avoir une forme de bridage. Ce dernier peut être externe (afin de maintenir la pièce en place) ou interne (géométrie empêchant la pièce de se contracter naturellement). La figure 26 illustre les aspects et phénomènes intervenant lors de la fissuration à chaud. Cependant, seulement les aspects métallurgiques sont à l'étude dans ce projet, la géométrie ainsi que le bridage sont alors maintenus constants.

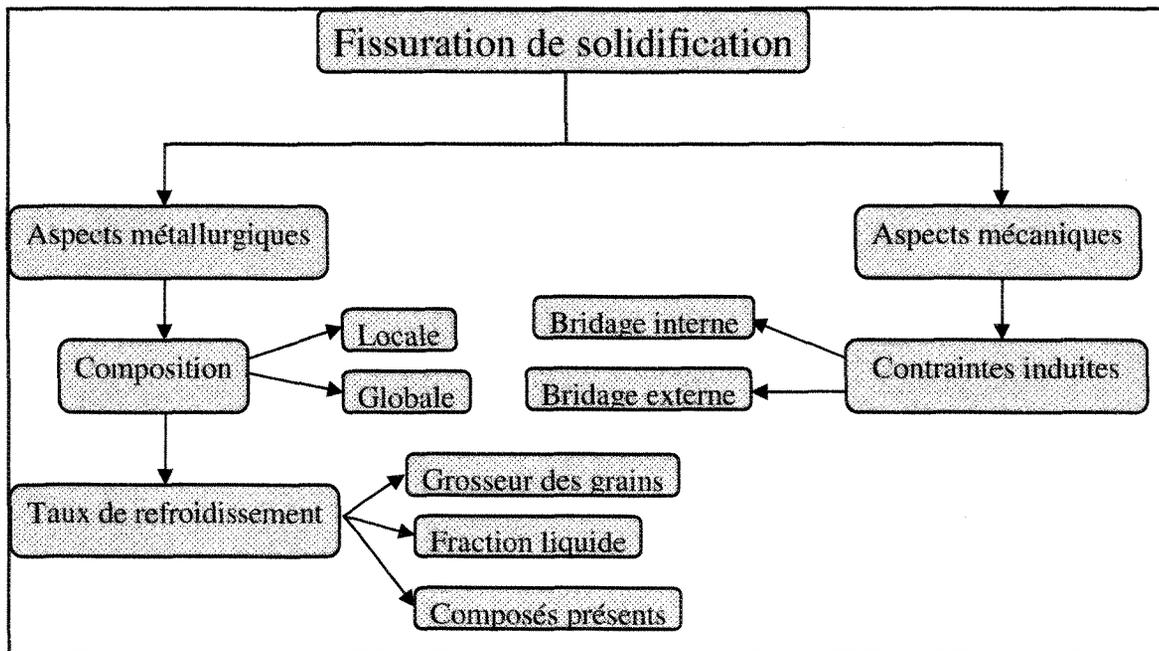


Figure 26: Aspects de la fissuration à chaud

Certains paramètres demeurent constants au cours de l'étude. Premièrement, l'épaisseur de la plaque d'essais est toujours de 6,3 mm. Deuxièmement, la distance entre les points d'impact du laser et du GMAW est de 3 mm (centre à centre). Troisièmement, le point focal se trouve à environ 0,4 mm à l'intérieur de la pièce. Quatrièmement, la puissance du laser est toujours de 4000 W. Finalement, le diamètre du fil d'apport est de 1,6 mm. Ces paramètres peuvent être visualisés sous forme de tableau à la fin de l'annexe A.

La première étape à l'analyse des aspects métallurgiques provoqués par le soudage est la caractérisation des matériaux utilisés lors du procédé (métal de base et métal d'apport). Les différents échantillons de soudage (pièces pour le soudage de cordon sur plaque) proviennent de plaques de dimension 1,22 m par 2,44 m (4' par 8'). Ces plaques

sont coupées aux dimensions désirées à l'aide d'une cisaille. Chaque plaque est par la suite nettoyée à l'acétone afin d'éliminer tout dépôt de graisse, puis brossée à l'aide d'une brosse en acier inoxydable afin de briser la couche d'oxyde à la surface de la pièce. Les opérations de nettoyage et brossage sont effectuées au plus une heure avant le soudage, afin de limiter la formation d'oxyde en surface.

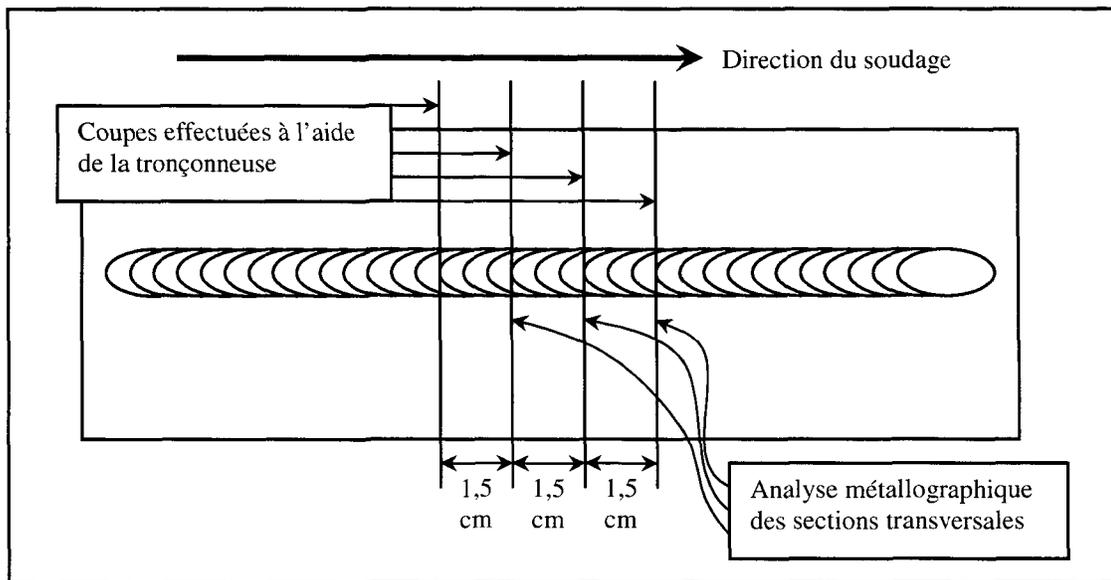
Au début de l'étude, il a été nécessaire d'effectuer différentes combinaisons de paramètres de soudage afin d'obtenir grossièrement l'influence de ces derniers sur la fissuration. Dans un premier temps, un plan d'expérimentation grossier a été produit (série préliminaire), faisant varier trois paramètres de soudage soit : la vitesse de soudage, la vitesse du fil d'apport et la longueur de l'arc électrique. Un intervalle de variation très large des paramètres à l'intérieur du plan préliminaire a été utilisé afin d'obtenir une bonne idée de la plage de travail du procédé. À partir de la tendance à la fissuration de chaque échantillon selon les paramètres utilisés, il a été possible d'isoler les paramètres n'ayant pas, ou très peu d'effet. Il faut mentionner que les plans d'expériences utilisés sont des plans complets, bien que pour la série préliminaire, aucune répétition n'a été effectuée. Les plans d'expérimentations pour les séries subséquentes sont alors élaborés à partir des résultats trouvés lors des plans d'expériences préalables et seules la vitesse de soudage et la vitesse de fil sont modifiées. Ces plans sont toujours complets et chaque série de paramètres est répétée deux à trois fois, de façon aléatoire. En tout, six séries d'essais ont été nécessaires au cours de l'étude. Il est possible de visualiser les paramètres utilisés pour toutes les séries à l'annexe A.

Toutes les soudures de la série préliminaire ont été produites en configuration cordon sur plaque, deux soudures par plaque. Pour ce faire, des plaques de dimensions 300 mm par 150 mm ont été employées. Chaque cordon de soudure mesure 250 mm et est espacé de 75 mm de l'autre (centre à centre). Dans le cas des séries suivantes, une seule soudure a été effectuée par plaque de dimension 300 mm par 80 mm pour un cordon de soudure de longueur identique à ceux de la série préliminaire. La première analyse du cordon de soudure vise à caractériser s'il y a fissuration ou non sur ce dernier. Pour ce faire, chaque cordon est examiné sur 200 mm de longueur, à l'aide d'un stéréoscope à bas grossissement (25 X). Les essais sont ensuite répertoriés en deux catégories, soit fissuré ou non-fissuré pour la série préliminaire. Pour les séries subséquentes, les essais sont répertoriés en plusieurs catégories selon le nombre de fissures trouvées. Pour la deuxième série d'expérimentation, les fissures ont été répertoriées selon trois catégories soit : fissuré, moins de cinq fissures et cinq fissures et plus. La quantité exacte de fissures à chaud en surface a par la suite été comptabilisée pour toutes les séries d'expérimentations subséquentes à l'aide de l'observation avec le même appareil stéréoscopique. Pour des fins de comparaisons, le nombre de fissures de la deuxième série d'expérimentation a été extrapolé à celui qu'on aurait pu mesurer pour des cordons de 200 mm. En effet, les parties restantes des essais (parties non enrobées dans la résine) ont été analysées à l'aide du microscope stéréoscopique. Une extrapolation du nombre de fissures sur 200 mm a alors été produite.

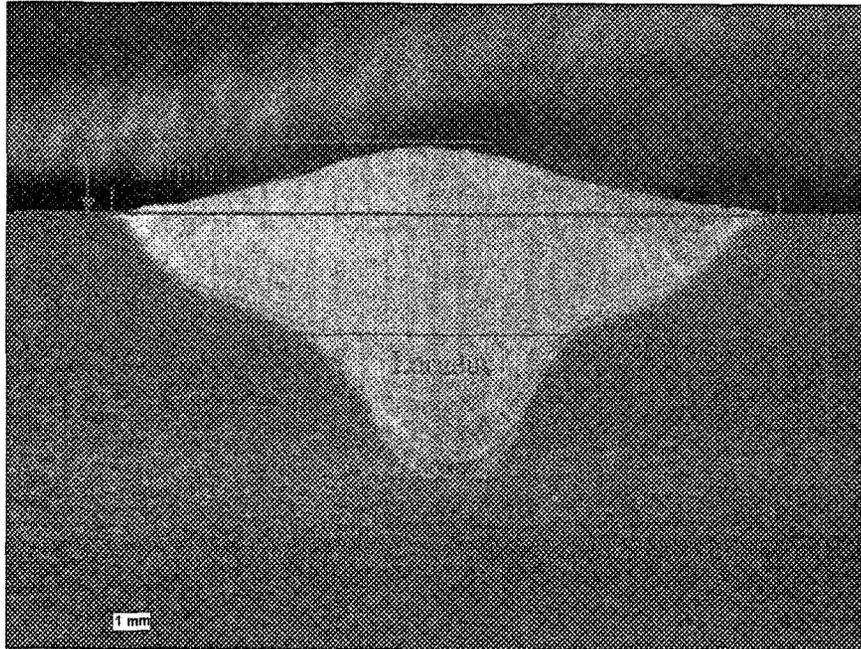
### **3.4 Procédures métallographiques**

L'analyse métallographique est ensuite effectuée sur les échantillons soudés. La géométrie du bain fondu est par la suite étudiée à l'aide d'une coupe transversale du cordon. Pour ce faire, trois échantillons (environ 15 mm chaque) sont coupés perpendiculairement au cordon de soudure. Cette étape est effectuée à l'aide d'une tronçonneuse automatique de marque Struers avec liquide de refroidissement afin de préserver la microstructure. La figure 27 illustre les coupes nécessaires à l'analyse métallographique. Chaque segment est ensuite enrobé dans un composé d'époxy à froid pour la même raison. La coupe transversale du cordon est alors polie à l'aide d'une polisseuse automatique de marque Struers. Par la suite, les échantillons sont attaqués chimiquement par une solution diluée d'acide fluorhydrique (1 % HF), pour une période de 40 secondes, afin de différencier la zone fondue du métal de base. La préparation des échantillons comprend une étape de pré-polissage au papier abrasif, suivi de trois étapes de solution diamantée sur tissus de polissage, afin d'obtenir une surface au fini miroir. Lorsque les étapes de préparation sont terminées, les mesures sont prises à l'aide d'un système d'analyse d'images. Ce système comprend un stéréoscope muni d'une camera, couplé à un ordinateur auquel est installé le logiciel d'analyse d'images Clemex. La géométrie de chaque cordon est analysée à trois endroits différents dans la partie centrale du cordon, afin de minimiser l'influence des accélérations et décélérations du robot, comme présenté à la figure 27. La moyenne des trois analyses est ensuite calculée. Les mesures permettant de définir la géométrie sont : la pénétration, la largeur du cordon ainsi que l'épaisseur du surplus comme en témoigne la figure 28. De plus, afin de calculer la

composition du bain de métal fondu, il est nécessaire de mesurer l'aire de la zone fondue, constituée de l'aire du matériau de base fondu ainsi que de l'aire du surplus. Les mesures d'aire sont effectuées à l'aide du même système d'analyse d'image. Le contour de chaque zone de métal fondu est défini par l'utilisateur à l'aide d'un crayon sur un écran tactile. L'aire de chaque section est par la suite calculée par le logiciel d'analyse d'images en comptabilisant le nombre de pixels inclus à l'intérieur de chaque zone.



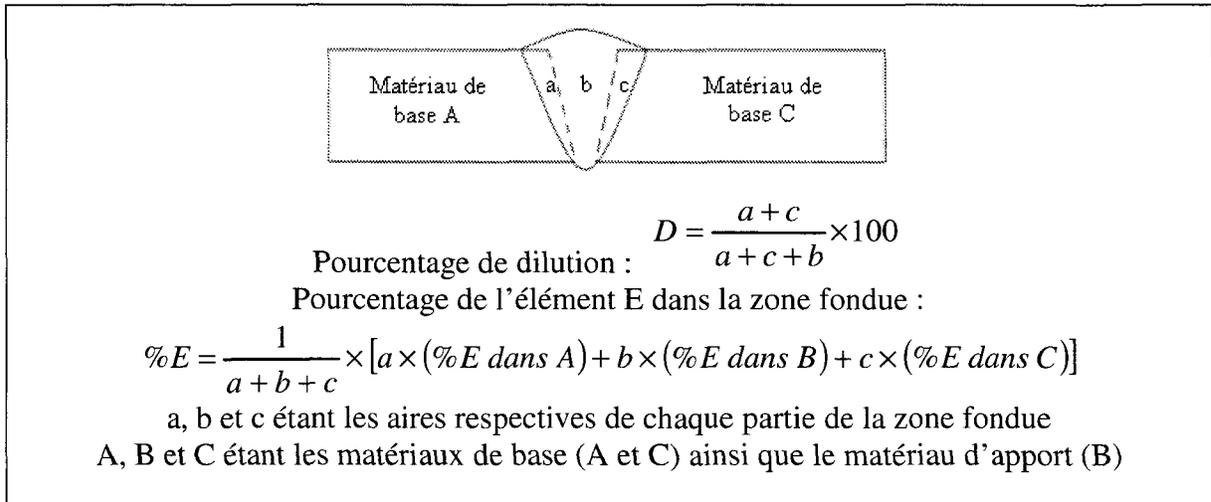
**Figure 27 : Coupes nécessaires à l'analyse métallographique**



**Figure 28: Exemple d'une géométrie de soudure hybride laser-GMAW**

La composition générale de la zone fondue est un mélange composé du métal de base et du métal d'apport. Puisque les soudures sont effectuées en configuration cordon sur plaque, l'hypothèse est faite ici que le volume du métal de base fondu peut être approximé par celui de la zone fondue sous la surface de la plaque. Le volume de métal d'apport est quant à lui approximé par celui de la zone fondue au-dessus de la surface de la plaque (le surplus). Ici la composition de la zone fondue est approximée par la moyenne de trois coupes transversales par cordon de soudure. Chacune de ces trois coupes est analysée comme le présente la figure 29. Cette technique néglige le phénomène d'évaporation préférentielle et suppose une aire transversale constante. La figure 29 présente le cas le plus complexe où deux matériaux de base différents sont soudés avec une préparation des surfaces (chanfrein). Dans le cas présent, le matériau de base est continu (aucune préparation de chanfrein) et possède une composition uniforme grâce à la géométrie cordon

sur plaque (Matériau de base A = Matériau de base C). L'équation est alors simplifiée à deux zones, une zone sous la surface de la plaque et une autre au dessus de la surface (le surplus).



**Figure 29: Équations générales pour le calcul de la dilution et de la composition de la zone fondue [29]**

L'analyse plus détaillée de la microstructure est par la suite effectuée à l'aide d'un microscope optique permettant un grossissement jusqu'à 1000 fois, toujours couplé à un système d'analyse d'images. Deux attaques chimiques ont été utilisées pour l'observation au microscope optique. La première étant une solution diluée d'acide fluorhydrique (1 %) qui permet de distinguer la phase interdendritique ainsi que les gros composés secondaires. La seconde est une attaque électrolytique qui allie le pouvoir de dissolution d'une solution chimique (solution de  $\text{HBF}_4$  à 5 %) à un potentiel électrique (30 VDC); ici la durée de l'attaque est de 2 min. Cette attaque permet de différencier les grains lorsque observés sous éclairage avec analyse de la polarisation. À l'aide de ces deux attaques, il est alors possible de caractériser précisément le métal de base ainsi que la zone fondue.

L'analyse de la composition des phases présentes peut par la suite être obtenue à l'aide d'un microscope électronique à balayage avec une sonde EDS. Cette dernière méthode permet d'effectuer des mesures de composition chimique directes en un point, ou en cartographie. L'analyse en un point permet de déterminer la composition d'une phase en particulier (phase des dendrites, phase interdendritique, constituants, etc.). L'analyse par cartographie quant à elle permet de distinguer la présence plus ou moins uniforme de chaque élément dans une région déterminée. Cette dernière analyse permet de repérer la microségrégation dans une certaine zone, comme par exemple l'augmentation du fer au pourtour d'une fissure. Encore une fois, ces analyses sont effectuées ici afin de chercher des corrélations entre la sensibilité à la fissuration (nombre de fissures) et les différents résultats qu'apportent ces analyses.

### ***3.5 Procédures pour l'analyse thermique***

L'analyse thermique permet de d'analyser l'historique thermique de chaque pièce par rapport aux paramètres utilisés. Cette signature permet de connaître la température maximale atteinte lors du soudage en plusieurs endroits dans la pièce, ce qui permet aussi d'obtenir le gradient thermique. Pour ce faire, deux méthodes ont été essayées afin de caractériser la signature thermique des différents essais de soudage. La première méthode consiste à insérer deux thermocouples très près l'un de l'autre, à proximité de la zone fondue. Ces derniers enregistrent la température à chaque instant lors du procédé. La seconde méthode consiste à analyser le rayonnement infrarouge (IR) de la surface de

chaque plaque à l'aide d'une caméra thermique. Cette dernière enregistre la température instantanément pour tous points à l'intérieur de son champ de vision.

### **3.5.1 Procédure pour l'analyse par thermocouples**

L'analyse de la signature thermique par thermocouples a été effectuée à l'aide de thermocouples de type K. Des trous de 1 mm de diamètre et 1 mm de profondeur ont été percés à 7,0 mm et 8,5 mm du centre de la plaque (centre du cordon de soudure). Les thermocouples sont reliés à un système d'acquisition de données de marque Dataq qui permet une fréquence d'acquisition maximale de 14400 Hz. Puisque deux thermocouples sont utilisés sur le même système d'acquisition de données, la fréquence maximale d'acquisition de la température devient alors 7200 Hz pour chaque thermocouple. Des essais préalables ont été effectués au CTA démontrant qu'il n'est pas nécessaire d'utiliser une pâte thermique afin d'obtenir de bons résultats. Suite aux essais effectués à l'aide de cette méthode, une trop grande dispersion des résultats qui a été attribuée à la faible profondeur des trous. En effet, afin de déterminer la température en surface (à des fins de comparaison avec la caméra thermique) les thermocouples étaient insérés à 1 mm de la surface. Il a alors eu un manque de soutien qui a favorisé le déplacement de ces derniers et donc de mauvaises lectures ont été enregistrées. Cette technique n'a donc pas été retenue pour le présent projet, car elle demandait trop de développement.

### 3.5.2 Procédure pour l'analyse par caméra thermique

Une caméra thermique permet l'analyse de la température à la surface de la pièce pendant le soudage et le refroidissement de celle-ci. La caméra thermique ThermaCam Sc3000 de FLIR permet l'analyse de 60 images par seconde, pour la résolution utilisée lors du projet. Il est cependant très difficile d'analyser avec précision la température à la surface de l'aluminium à cause de l'émissivité très basse de ce matériau. Afin de palier à cette contrainte, une peinture à haute émissivité est préalablement appliquée à la surface de la plaque et à proximité de l'endroit où se trouve le cordon de soudure. En effet, des essais antérieurs au CTA ont prouvé que le cordon de soudure est grandement affecté par la peinture. Cette dernière est donc appliquée sous forme d'aérosol, uniquement sur une partie de la plaque, le plus près possible de la zone qui sera fondue mais sans y toucher (figure 25). Des études préalables effectuées à Boucherville (Institut des matériaux industriels) ont permis d'approximer la valeur de l'émissivité de cette peinture à 0,92 et c'est cette valeur qui sera retenue ici. Les fichiers créés par la caméra sont par la suite analysés à l'aide du logiciel ThermaCam Researcher Pro 2.8 SR-1. L'analyse de la température en temps "réel" est alors possible n'importe où sur la partie peinte de la plaque, ce qui ne permet pas l'analyse directement dans la zone fondue comme mentionné précédemment.

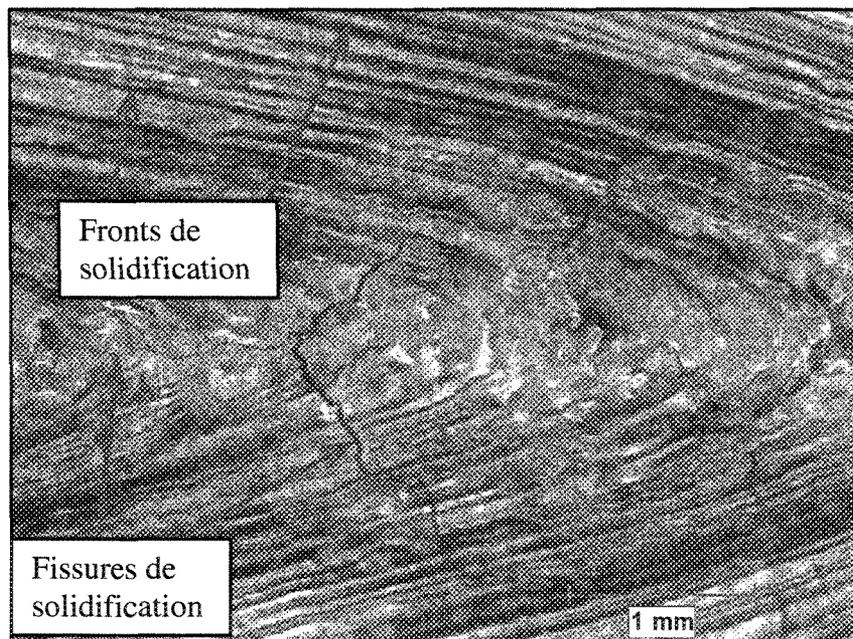
## CHAPITRE 4

# RÉSULTATS ET DISCUSSIONS

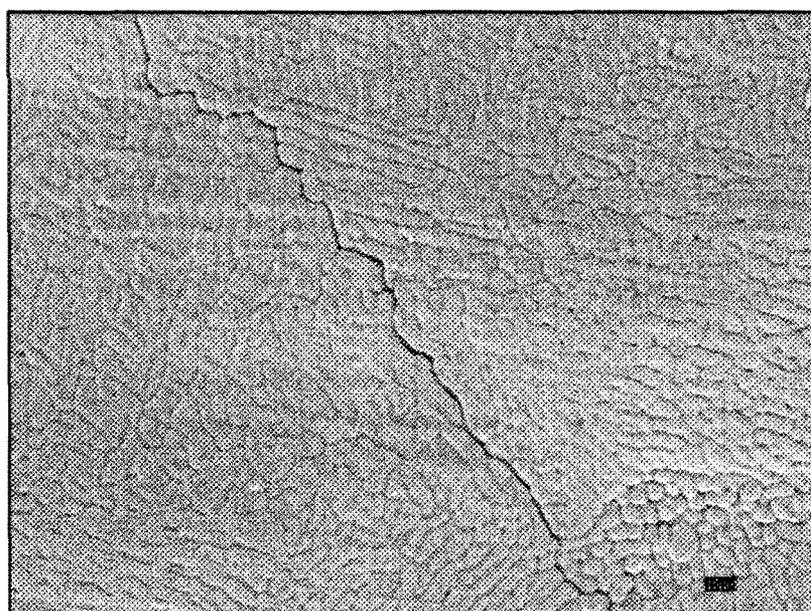
### ***4.1 Description des fissures***

Le phénomène de fissuration à chaud apparaît à la toute fin de la solidification dans le liquide interdendritique. Les fissures peuvent être internes ou déboucher en surface [5]. Elles suivent les directions de solidification, c'est-à-dire qu'elles sont perpendiculaires aux fronts de solidification. En effet, puisque les fissures se propagent à une température près du solidus, ces dernières suivent la direction du refroidissement. Il est possible d'observer à la figure 30, que les fissures à chaud se propagent toujours à peu près perpendiculairement aux lignes de fronts de solidification. Les fissures apparaissent et se propagent à une température où les grains sont déjà formés. La fracture est alors provoquée entre ces grains, à l'intérieur du liquide interdendritique. La figure 31 illustre une micro fissure en surface, tandis que la figure 32 révèle la fissuration intergranulaire. La figure 33, quant à elle, illustre les trois surfaces internes présentes lors du phénomène de fissuration à chaud. Ces trois surfaces sont typiques d'une fracture dans un milieu semi-solide. Notons que les

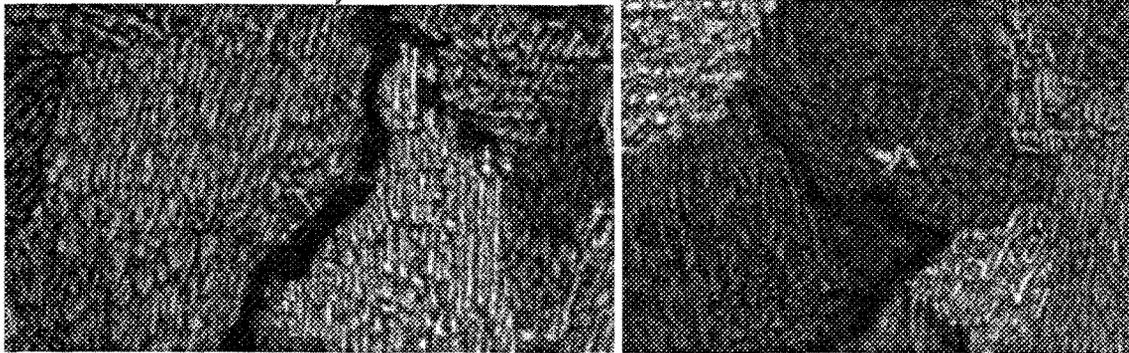
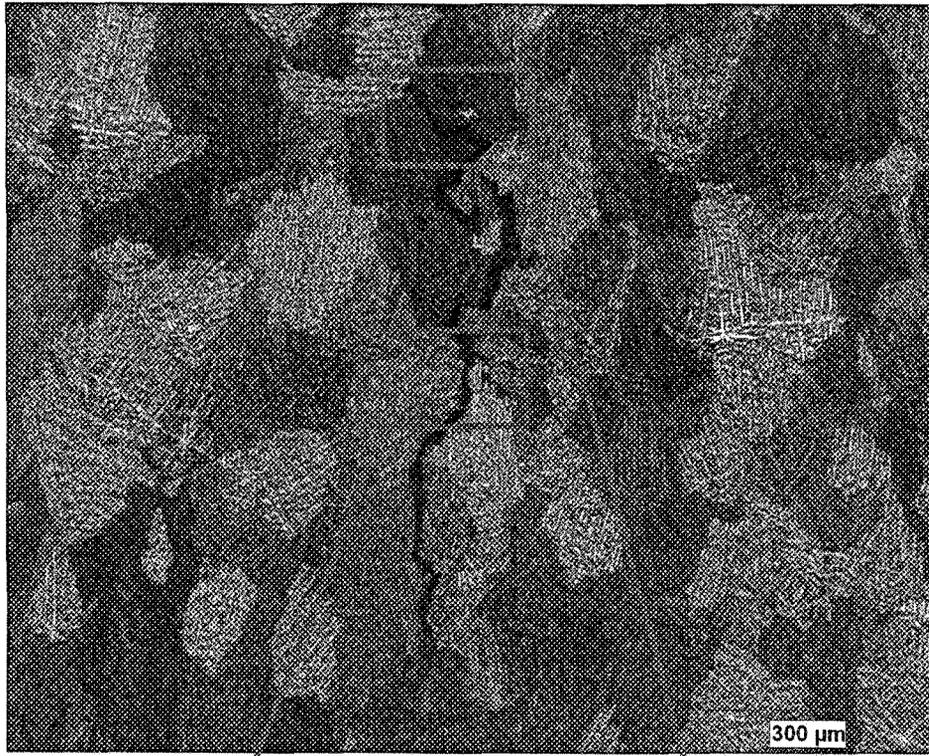
figures 30 à 33 correspondent à des fissures obtenues pour un cordon sur plaque par procédé hybride laser-GMAW.



**Figure 30: Exemple de fissures à chaud débouchant en surface**



**Figure 31: Microfissure en surface**



**Figure 32 : Exemple du mode de fissuration intergranulaire**

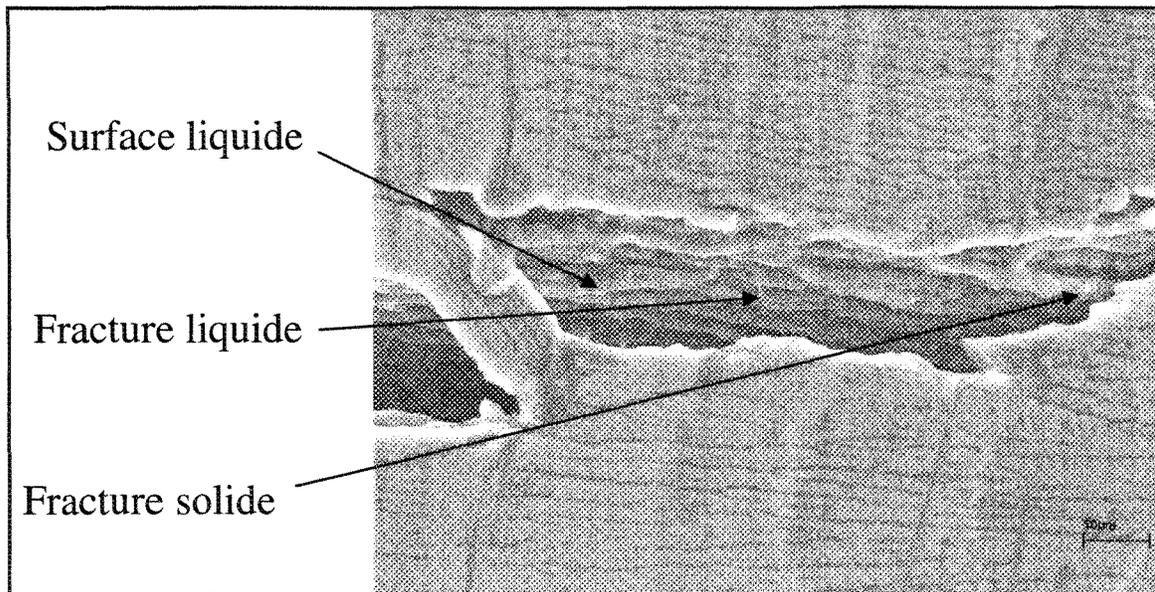


Figure 33 : Vue interne d'une fissure à chaud

## 4.2 Aspects thermiques

Les contraintes qui occasionnent les fissures à chaud proviennent essentiellement de la chaleur introduite et du fait que la plaque d'essai est bridée. Le présent projet de maîtrise ne se concentre que sur la métallurgie ainsi que sur l'influence des paramètres du procédé. Par conséquent, les forces occasionnées par les coefficients de dilatation, ainsi que par le système de bridage ne sont pas étudiées. Par contre, les fluctuations de l'arc du procédé GMAW, qui amènent des fluctuations à l'énergie absorbée par la pièce, sont étudiées. De plus, le taux de refroidissement est analysé à l'aide de deux méthodes. En effet, le taux de refroidissement au centre du cordon peut être approximé à partir de données théoriques. Une deuxième approximation de ce taux peut aussi être calculée à partir de données expérimentales. Il faut mentionner que le calcul expérimental du taux de refroidissement ne peut être effectué que dans la zone très près du bain de métal en fusion, mais toujours sur le

métal à l'état solide. Le taux de chauffage et le gradient thermique ne sont quant à eux étudiés qu'à l'aide de la deuxième méthode.

Les mesures de température en temps réel, nécessaires à l'obtention du taux de refroidissement, du taux de chauffage et du gradient thermique sont extrêmement difficiles à obtenir. En effet, plusieurs difficultés majeures à l'obtention de la température à l'intérieur de la zone fondue sont présentes lors du soudage de l'aluminium par procédé laser-GMAW. Il est particulièrement difficile, voire impossible de mesurer des températures dans un bain de fusion en utilisant des thermocouples. De plus, les réflexions de l'irradiation du soudage laser-GMAW sur l'aluminium, ainsi que la faible émissivité de ce métal ne permettent pas une analyse directe fiable avec une caméra infrarouge (8-9  $\mu\text{m}$ ).

#### **4.2.1 Taux de variation de température**

Les taux de variation de température (taux de chauffage et taux de refroidissement), ainsi que les gradients thermiques lors du soudage affectent directement le matériau. En effet, plus les taux de chauffage et de refroidissement sont rapides, plus le volume de la zone fondue sera limité par la diffusion de la chaleur. La valeur de la conduction thermique du matériau agit comme une résistance à la propagation de la chaleur à l'intérieur de la plaque à souder. Une vitesse de soudage très rapide peut entraîner une contrainte en tension dans la zone fondue comme illustré à la figure 20. De plus, le volume de métal fondu ainsi que le volume de métal affecté par la chaleur influencent les contraintes induites au cordon de soudure. Bien entendu, les contraintes se forment à partir de la chaleur absorbée par la

plaque, seulement si un système de bridage est présent. Les contraintes induites à la pièce sont alors intimement liées à la signature thermique lors du passage des sources de chaleur. Afin de vérifier la corrélation entre la fissuration à chaud et les différents taux de variations de température, deux méthodes ont été employées.

#### *4.2.1.1 Taux de refroidissement théorique*

Afin de déterminer la corrélation entre le taux de refroidissement du cordon de soudure et la fissuration à chaud, les valeurs de ce taux doivent être connues pour chaque cordon soudé. Les équations physiques permettant l'obtention du taux de refroidissement au centre du cordon, nécessitent le calcul d'une épaisseur relative du matériau de base (équations présentées à la fin de ce paragraphe). Cette épaisseur est fonction de l'épaisseur réelle du matériau de base ainsi que de l'énergie absorbée par la pièce. Cette épaisseur relative permet de déterminer l'utilisation d'une équation d'écoulement de chaleur en deux dimensions pour une plaque mince, ou trois dimensions pour une plaque épaisse. L'équation de la plaque épaisse peut s'appliquer aussi bien avec un matériau de base très épais, nécessitant plusieurs passes de soudage qu'avec un petit cordon de soudure en configuration cordon sur plaque. Celle de la plaque mince, quant à elle, est qualifiée par un écoulement de la chaleur essentiellement latéral. Cette plaque présentera alors une faible différence entre la température de surface et celle de dessous. Pour déterminer quelle équation employer, si l'épaisseur relative est plus basse que 0,6, l'équation pour les plaques minces est utilisée, alors que si l'épaisseur relative dépasse 0,9, l'équation pour les plaques épaisses doit être employée. Lorsque l'épaisseur relative se situe entre 0,6 et 0,9,

les deux équations peuvent servir. En effet, l'équation pour les plaques minces sert de borne inférieure, tandis que l'équation pour les plaques épaisses sert de borne supérieure au taux de refroidissement réel. Voici les équations de l'épaisseur relative ainsi que celles du taux de refroidissement pour les plaques minces et épaisses [10] :

Équation de l'épaisseur relative :

$$\tau = h \sqrt{\frac{\rho C (T_c - T_o)}{H_{net}}} \quad \text{éq.1}$$

Équation pour la chaleur nette introduite dans le système :

$$H_{net} = \frac{(P_{laser} \times \eta_{laser} + P_{GAMW} \times \eta_{GMAW})}{V_{soud} \times \frac{100}{60}} \times 0,239 \quad \text{éq.2}$$

Équation pour les plaques minces :

$$R_c = -2\pi k \rho C \left( \frac{h}{H_{net}} \right)^2 (T_c - T_o)^3 \quad \text{éq.3}$$

Et celle pour les plaques épaisses :

$$R_c = -\frac{2\pi k (T_c - T_o)^2}{H_{net}} \quad \text{éq.4}$$

Où  $\tau$  = Épaisseur relative de la plaque

$h$  = Épaisseur du métal de base (cm)

$\rho$  = Densité du métal de base (g/cm<sup>3</sup>)

$C$  = Chaleur spécifique du métal de base (cal/[g °C])

$T_c$  = Température à laquelle le taux de refroidissement est calculé (°C)

$T_o$  = Température initiale de la plaque ( $^{\circ}\text{C}$ )

$H_{\text{net}}$  = Chaleur nette introduite dans le système par unité de longueur (cal/cm)

$R_c$  = Taux de refroidissement au centre de la zone fondue ( $^{\circ}\text{C/s}$ )

$P_{\text{laser}}$  = Puissance totale du laser (W)

$\eta_{\text{laser}}$  = Coefficient de transfert énergétique du faisceau laser

$P_{\text{GMAW}}$  = Puissance totale du GMAW (W)

$\eta_{\text{GMAW}}$  = Coefficient de transfert énergétique pour le GMAW

$k$  = Conductivité thermique du métal (cal/[cm s  $^{\circ}\text{C}$ ])

$V_{\text{soud}}$  = Vitesse de soudage (m/min)

Les valeurs constantes employées au cours de l'étude sont les suivantes [2] :

$h = 0,63$  cm

$\rho = 2,7$  g/cm<sup>3</sup>

$C = 0,21415$  cal/[g  $^{\circ}\text{C}$ ]

$T_c = 617$   $^{\circ}\text{C}$  (moyenne de la température du solidus et du liquidus à l'équilibre)

$T_o = 20$   $^{\circ}\text{C}$

$k = 0,4311$  cal/[cm s  $^{\circ}\text{C}$ ]

$\eta_{\text{laser}} = 0,55$  [22]

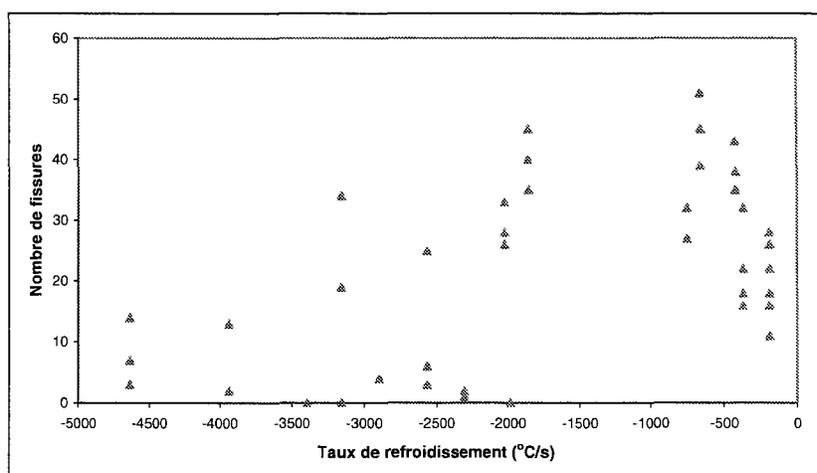
$\eta_{\text{GMAW}} = 0,7$  [22]

Le taux de refroidissement calculé est proportionnel à l'énergie nette introduite dans le système. En effet, comme le démontre le tableau 5, si la vitesse de soudage augmente, le

taux de refroidissement augmente, tandis que si la vitesse de fil augmente, le taux de refroidissement diminue. Plus l'énergie introduite à la pièce lors du soudage est élevée (vitesse de soudage réduite ou vitesse de fil augmentée), plus le taux de refroidissement est bas. Les conditions de soudage du tableau 5 ont été utilisées sur le matériau de base P4. De plus, pour ces trois essais, le taux de refroidissement calculé est le taux pour les plaques minces. Cependant, si l'on considère tous les taux de refroidissement calculés il est impossible d'effectuer une corrélation entre le taux de refroidissement et le phénomène de fissuration à chaud, comme le démontre la figure 34. Dans le cas où l'épaisseur relative est entre 0,6 et 0,9, la moyenne des résultats des deux équations a été employée. Il est important de mentionner que le taux de refroidissement calculé à l'aide de l'équation pour plaque mince (2-D), sous-estime le taux de refroidissement réel. En effet, comme une seconde plaque d'aluminium est insérée sous celle d'essai, le taux de refroidissement est nécessairement supérieur. Ceci découle directement du fait que l'aluminium est un excellent conducteur de chaleur.

Échantillon	Vitesse de soudage (m/min)	Vitesse de fil (m/min)	Épaisseur relative	Taux de refroidissement (°C/s)
E5-01	1,5	5	0,54	- 585
E5-13	1,5	6	0,49	- 414
E5-16	2,0	6	0,57	- 720

**Tableau 5: Taux de refroidissement théorique pour certains paramètres**



**Figure 34 : Variation du nombre de fissures qui débouchent avec le taux de refroidissement pour les essais effectués sur le matériau de base P4**

#### 4.2.1.2 Variations de température expérimentales

La validation des résultats théoriques est essentielle afin de vérifier que les estimations mathématiques sont adéquates à l'expérimentation. Afin de déterminer s'il y a, ou non une corrélation entre les variations de température et la fissuration à chaud, une approximation de ces variations a été mesurée aux abords du cordon de soudure. La zone de métal fondu est la source de chaleur pour la propagation de cette dernière par conduction dans le métal affecté thermiquement, mais non fondu. Il est donc raisonnable de penser que si le taux de refroidissement du métal fondu augmente, le taux de refroidissement du métal dans la zone affectée thermiquement devrait aussi augmenter. Bien que l'ordre de grandeur des taux de refroidissement ne soient pas les mêmes puisque la force motrice du transfert de chaleur (gradient de température) est différente, les deux taux de refroidissement devraient varier dans le même sens. Afin de calculer les variations de température, le présent projet a utilisé une caméra thermique (infrarouge 8-9  $\mu\text{m}$ ). La figure 35 illustre une image prise par cette dernière. Il est possible de voir les points analysés au centre des croix (SP01 et SP02).

Le logiciel d'analyse permet d'évaluer la température à chaque instant lors du soudage pour chaque point déterminé par l'utilisateur. La partie brillante dans l'image est due au plasma créé par le procédé GMAW et par le laser. La figure 35 est une image à un instant donné du fichier vidéo de l'essai de soudage. La tête de soudage laser-GMAW se déplace de droite à gauche et la température est analysée par le système d'analyse caméra-logiciel, ce qui permet de créer un fichier de sortie comprenant la température et le temps. Les points d'analyses sont disposés de façon cartésienne (en pixels) pour chaque essai. Au cours des essais, le robot effectue toujours le même programme et la caméra n'a pas été déplacée. Il est alors possible d'analyser la température à une distance constante du centre de la soudure, pour chaque cordon soudé, en programmant les mêmes coordonnées des points à analyser à chaque essai.

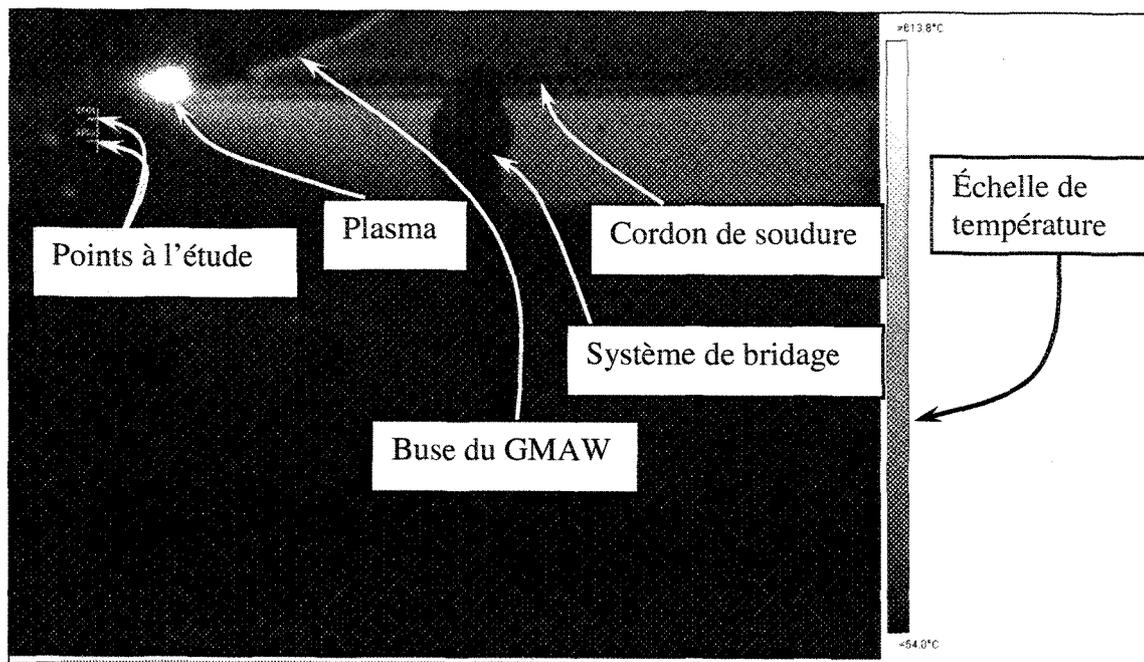


Figure 35 : Image prise par la caméra thermique lors du soudage d'un cordon

À partir de ces données, il est possible de produire une courbe des variations de température pour deux points, comme l'indique la figure 36. Le point 1 est le point le plus rapproché du cordon de soudure, tandis que le point 2 est le plus éloigné. Puisque l'enregistrement d'images thermiques par la caméra débute avant le départ du procédé de soudage, le temps  $t = 0$  sec. ne concorde pas exactement avec le début du soudage à l'extrémité droite de la plaque. Les deux points sont cependant analysés à l'aide du même enregistrement, ce qui signifie que le temps est le même pour les deux points d'analyse. Les petits pics de température avant la montée réelle (dans le cas de la figure 36, au temps  $t \approx 9$  sec.) sont des artefacts causés par le passage de projections de métal fondu au dessus du point SP01 et/ou du point SP02. Avec ces données, il est possible de déterminer à chaque instant le taux de refroidissement, le taux de chauffage, ainsi que la différence de température entre les deux points. Puisque la distance entre les deux points d'analyse est constante pour tous les essais, la différence de température entre ces derniers peut donc être une indication sur l'influence du gradient thermique. En effet, le gradient est calculé par  $\Delta T/\Delta X$ , la différence de température divisée par la distance entre ces deux températures ( $^{\circ}\text{C}/\text{mm}$ ). Ici seule la différence de température est analysée puisque la distance entre les points est constante. Par conséquent, si la tendance à la fissuration augmente avec le gradient, cette dernière augmentera aussi avec la différence de température entre les deux points sélectionnés. Les figures 37 a) et b) représentent respectivement les courbes des dérivées de la signature thermique des deux points étudiés, ainsi que celle de la différence de température entre ces deux mêmes points. À partir de ces nouvelles courbes, il est possible d'obtenir les valeurs recherchées. En effet, le taux de chauffage maximum de la

pièce est obtenu avec la valeur maximale de la dérivée, tandis que le taux de refroidissement maximal est obtenu avec la valeur maximale de la dérivée négative. Des artefacts liés aux projections de métal en fusion sont aussi présents sur ces graphiques, mais ne doivent pas être pris en considération.

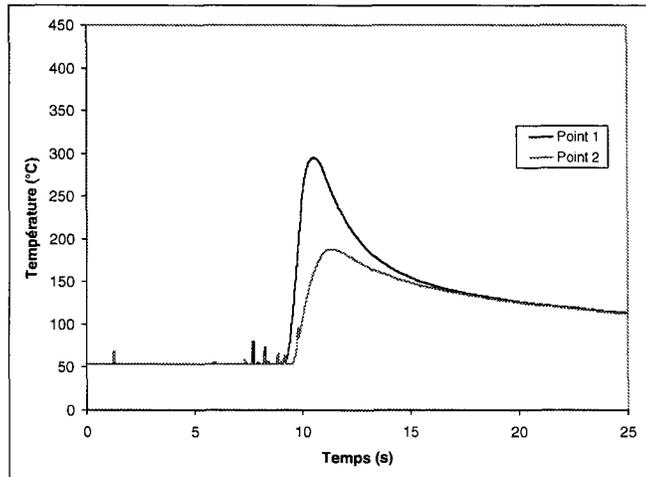
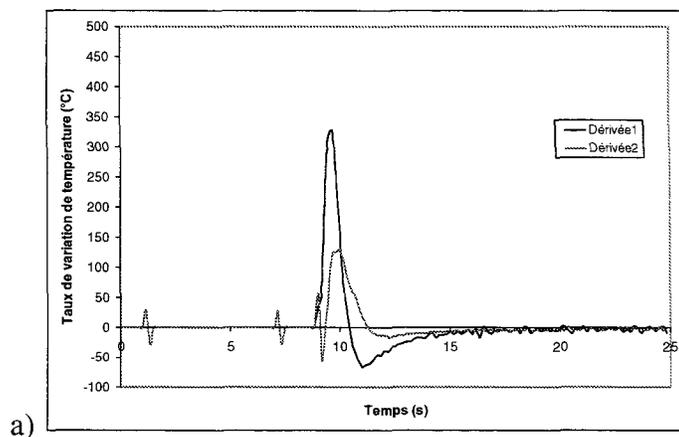
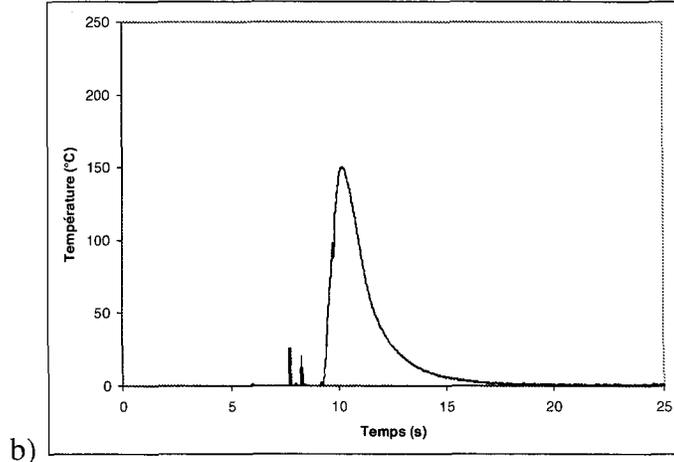


Figure 36 : Exemple de signature thermique (ici, l'échantillon E6-06)

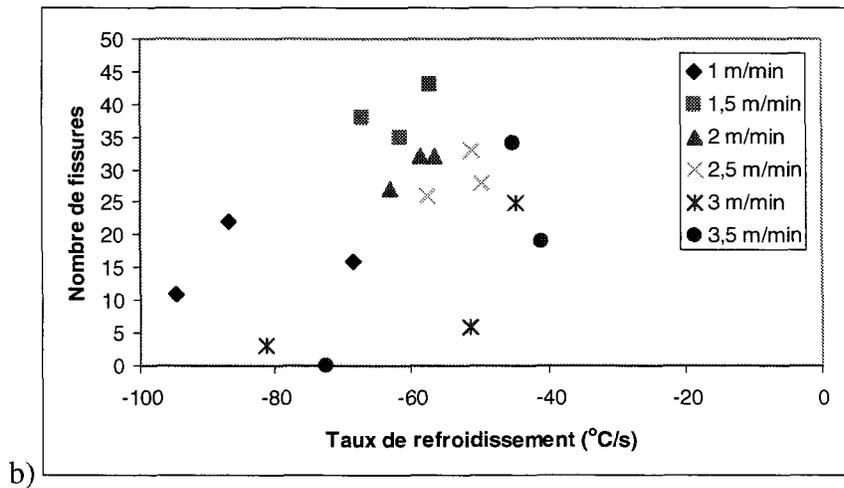
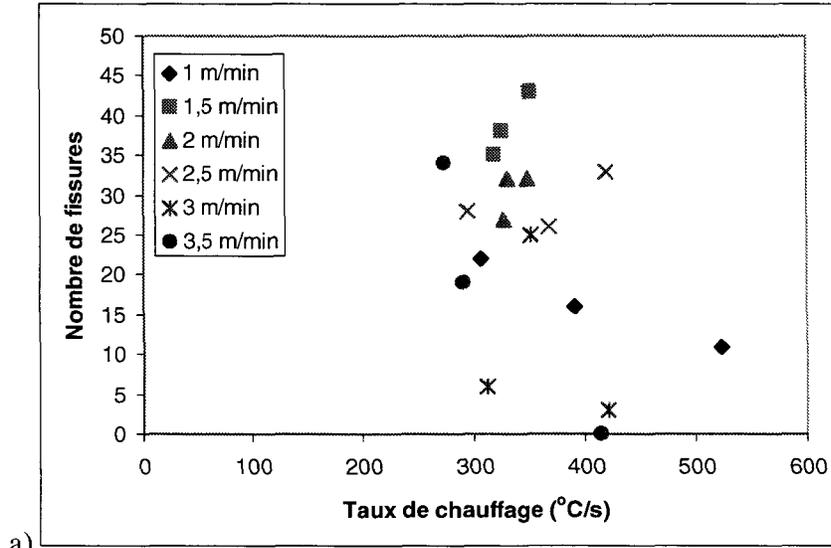


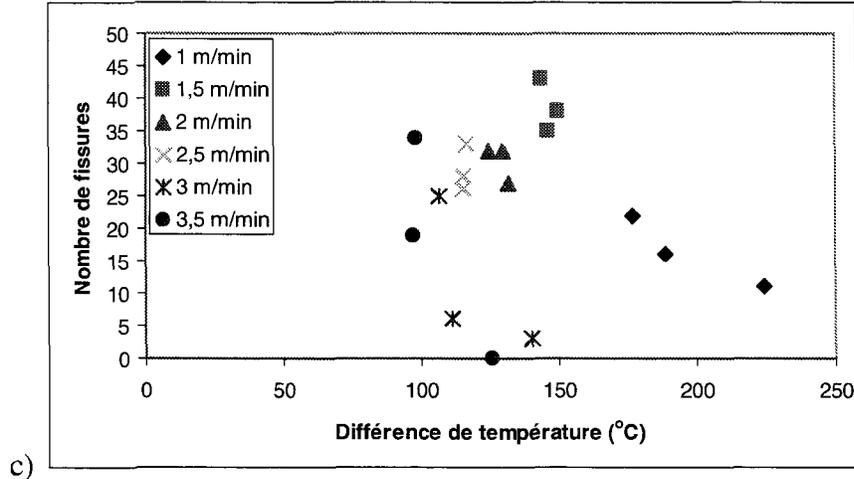


**Figure 37 : En a, courbes des dérivées et en b, la courbe de différence de température ( $\Delta T$ ), toutes deux calculées à partir de la signature thermique de la figure 36**

Pour des fins de comparaison entre les différentes soudures, certaines précautions ont dû être prises en considération. Tous les essais de la sixième série d'expérimentation (E6-XX) ont été analysés par la caméra thermique. Une vitesse de fil constante de  $5,7 \text{ m.min}^{-1}$  a été employée. La vitesse de soudage quant à elle, a été variée de  $1 \text{ m.min}^{-1}$  à  $3,5 \text{ m.min}^{-1}$ , par incrément de  $0,5 \text{ m.min}^{-1}$ . De plus, chaque combinaison de paramètres a été répétée trois fois, ce qui fait 18 essais en tout. Les paramètres exactes de chaque essai peuvent être visualisés à l'annexe A. Un gabarit a été produit afin de produire une zone peinte uniforme pour chacune des plaques de métal de base. Pour la totalité du plan d'expériences de cette série, la caméra, ainsi que le système de bridage sont restés fixes et le robot a exécuté le même programme. Le champ de vision de la caméra est donc exactement le même pour chaque cordon de soudure. Afin de ne pas analyser la température dans la zone fondue, les coordonnées des points 1 et 2 d'analyse ont été trouvées à partir de la vidéo du cordon de soudure le plus large. La distance entre le centre de la soudure et les points 1 et 2 est alors constante pour tous les essais produits. Les

figures 38 a), b) et c) illustrent la tendance à la fissuration à chaud, respectivement par rapport au taux de chauffage, au taux de refroidissement et au gradient maximal atteint lors du soudage.





**Figure 38 : Sensibilité à la fissuration à chaud (nombre de fissures qui débouchent) par rapport en a, au taux de chauffage, en b, au taux de refroidissement et en c, à la différence maximale de température**

Comme pour l'analyse du taux de refroidissement calculé à la section précédente, aucune corrélation simple ne peut être faite entre le taux de refroidissement et le phénomène de fissuration à chaud. De même, aucune corrélation n'a été obtenue entre le phénomène de fissuration et le taux de chauffage ou le gradient thermique. Ces différentes valeurs peuvent intervenir dans le phénomène de fissuration à chaud, cependant aucune ne peut être définie comme étant la cause principale du phénomène. En effet, les taux de chauffage et de refroidissement, ainsi que le gradient thermique atteint lors du soudage peuvent affecter les contraintes à l'intérieur du matériau, mais cette variation ne semble pas être la cause première du problème. D'un côté métallurgique, seule la variation du taux de refroidissement pourrait avoir un impact sur la microstructure finale de la zone fondue. Cependant, comme le prouve le graphique 38 b), une très faible tendance semble vouloir indiquer une diminution de la fissuration avec l'augmentation du taux de refroidissement. Par contre, comme l'indique cette même figure, il y a une très grande dispersion des

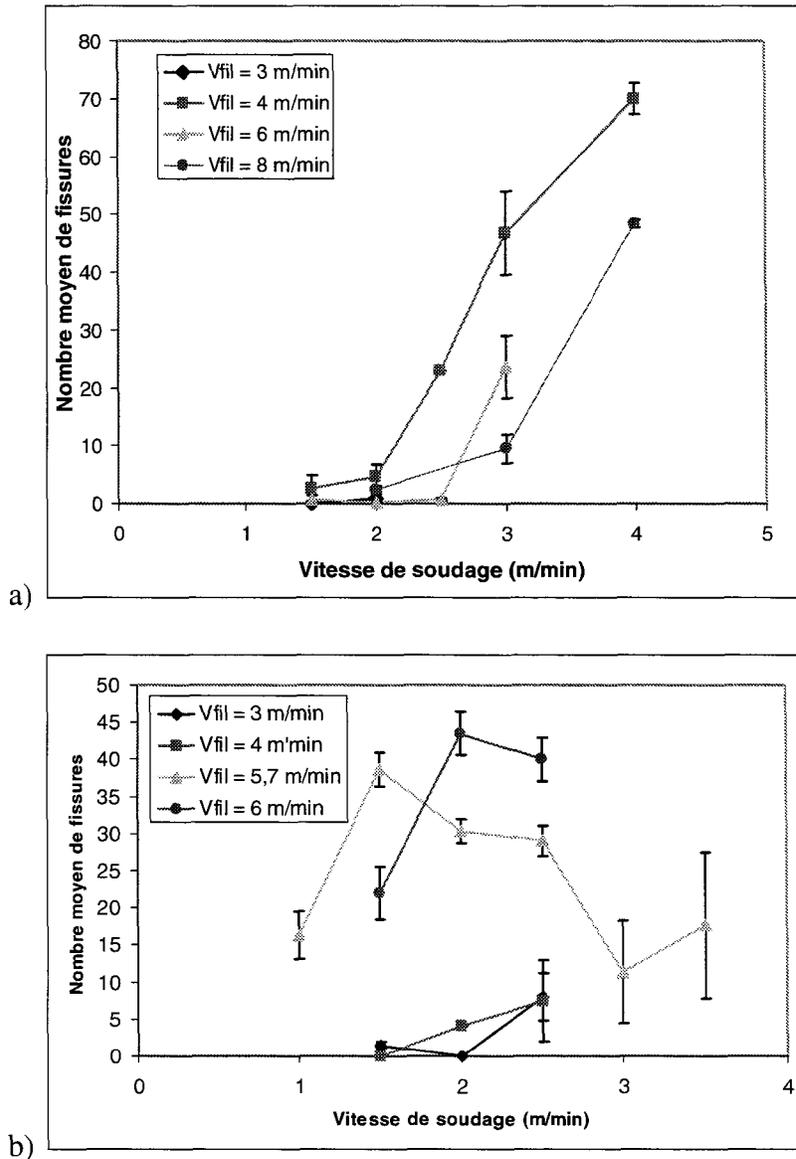
résultats. En effet, chacun des trois essais à vitesse constante est une répétition d'un paramètre de soudage. Malgré cela, aux vitesses de soudage de 3 et 3,5 m/min, les taux de refroidissement atteints doublent quasiment entre le taux le plus bas et celui le plus haut. Ceci pourrait être expliqué soit par le fait que la méthodologie employée ne permet pas une bonne reproductibilité, ou soit par le fait que les appareils utilisés ne sont pas assez précis pour l'analyse. De plus, il faut aussi considérer qu'il y a une différence entre la comparaison des différents taux et gradient dans la zone affectée thermiquement et ceux directement dans la zone fondue. Une étude plus poussée devrait être entreprise. En effet, l'analyse des variations de température directement à l'intérieur de la zone fondue pourrait permettre une meilleure interprétation.

#### **4.2.2 Influence de la vitesse de soudage**

La vitesse de soudage peut avoir une influence sur le phénomène de fissuration à chaud, comme mentionné au chapitre 2. La modification de la vitesse de soudage entraîne des variations tant au niveau des taux de chauffage et de refroidissement, qu'au niveau de l'énergie fournie à la plaque, ce qui influence grandement les contraintes lors de la solidification. Afin d'étudier l'influence possible de la vitesse de soudage sur la fissuration à chaud, une compilation des essais pour chaque lot de matériau de base a été produite. En effet l'influence de la composition chimique de base ne doit pas, dans un premier temps, être incluse dans l'analyse de l'influence de la vitesse. Sur quatre séries d'expériences, deux matériaux de base différents ont été utilisés et le nombre d'essais sur chaque matériau de base est différent. Les deux matériaux de base ont une composition chimique différente

mais, qui reste à l'intérieur des fourchettes pour l'alliage 6061. Certains plans d'expériences ont donc été produits en variant les métaux de base. Bien que dans certains cas, les cordons de soudures aient été produits sur les matériaux de base de façon aléatoire, ces derniers étaient toujours identifiés afin de conserver une trace de cette variation.

Pour chaque essai de soudage effectué, les paramètres répertoriés sont les suivants : vitesse de fil d'apport, vitesse de soudage, ainsi que le lot de métal de base. Une compilation a ensuite été produite pour chaque combinaison de paramètres. En d'autres termes, tous les cordons soudés ont été classés selon leurs paramètres de soudage. Pour chaque combinaison de paramètres, avec un matériau de base donné, il y a eu de une à six répétitions. Une inspection stéréoscopique à bas grossissement (25 X) a été effectuée systématiquement pour chaque essai, afin de déterminer le nombre de fissures. Une extrapolation du nombre de fissures a été effectuée uniquement pour la deuxième série d'expériences, comme mentionné au chapitre 3. Une moyenne du nombre de fissures a par la suite été calculée pour chaque couple de vitesse de soudage et vitesse de fil. Les graphiques 39 a) et b) illustrent les résultats respectifs pour les lots P2 et P4. Les barres d'incertitudes correspondent à l'erreur-type calculée par : l'écart type des résultats divisé par la racine carré du nombre d'échantillons. Lorsque aucune barre d'incertitude n'est tracée, cela signifie qu'un seul essai a été effectué.



**Figure 39 : Fissuration moyenne en fonction des paramètres de soudage en a), pour le lot P2 et en b), pour le lot P4**

Il est possible de voir que pour le lot de métal de base P2, la vitesse de soudage semble avoir une influence semblable à celle décrite au chapitre 2. En effet, l'augmentation de la vitesse de soudage aurait pour conséquence d'accroître le nombre de fissures. De plus, lorsque la vitesse de fil est augmentée, comme mentionné dans la revue de la littérature,

une diminution du nombre de fissures est observée, à vitesse de soudage constante. Par contre, les résultats obtenus sur les soudures effectuées sur le lot de métal P4, ne donnent pas des résultats concordants. En effet, comme le démontre la figure 39 b), il est impossible de conclure sur l'effet de la vitesse de soudage ou la vitesse de fil d'apport. On observe cependant que les incertitudes de mesure sur les essais effectués sur le matériau P4 sont souvent plus grandes que celles pour le matériau P2. Bien que les paramètres de soudage utilisés pour les deux lots de plaques ne soient pas identiques, il semble que le matériau de base P4 soit plus instable à la fissuration à chaud que le matériau P2.

À la lumière de ces essais, il semble que la vitesse de soudage a une influence sur le phénomène de fissuration à chaud de l'alliage d'aluminium AA6061-T651 soudé par procédé hybride laser-GMAW. Cependant, la composition du matériau de base semble aussi avoir une influence. En effet, tout dépendant de la composition exacte de l'alliage de base (à l'intérieur des normes de l'alliage AA6061), la variation de la vitesse de soudage et/ou de la vitesse de fil n'a pas les mêmes conséquences, sur la fissuration à chaud.

#### **4.2.3 Stabilité du procédé GMAW**

Une certaine dispersion des résultats a été obtenue lors de l'analyse des cordons de soudure. En effet, comme mentionné précédemment, chaque cordon est analysé à trois endroits différents. Ces analyses indiquent une variation de la géométrie du bain fondu, le long du cordon. La puissance du faisceau laser absorbée par la pièce est beaucoup plus stable que celle du procédé GMAW. Ceci découle du fait que cette dernière est fonction de

la conductivité du matériau, qui est fonction de la température du métal. En effet, l'appareil GMAW est programmé en faisant varier l'intensité de l'arc, pour ajuster les variations de conductivité, afin de conserver la vitesse de fil constante. La puissance de l'arc électrique n'est donc pas constante au cours du soudage, tandis que la puissance du laser demeure assez constante. Ces fluctuations du GMAW peuvent alors entraîner une variation de la géométrie de la zone fondue. Les coupes transversales qui permettent d'observer la géométrie de la zone fondue servent aussi à calculer la proportion de chaque élément d'alliage dans la zone fondue. Ceci est vrai en supposant une zone fondue uniforme en terme de composition chimique. L'incertitude de cette mesure est alors une indication de la stabilité du procédé, selon les paramètres employés. La méthode employée afin de déterminer l'incertitude de mesure sur la composition de la zone fondue est décrite au paragraphe suivant.

Chaque mesure d'aire de la base et d'aire du surplus est mesurée trois fois pour chaque cordon de soudure. L'incertitude de ces mesures est  $\delta X$  pour l'aire de la base et  $\delta Y$  pour l'aire du surplus. Ces incertitudes se calculent de la même manière pour  $\delta X$  et  $\delta Y$ . Pour chaque condition, l'incertitude de mesure est approximée par l'erreur-type, soit l'écart type des trois mesures effectuées, divisé par la racine carré de 3 (le nombre d'échantillons) [60].

$$\delta(X \text{ ou } Y) = \frac{\text{écart type}}{\sqrt{\text{échantillonnage}}} \quad \text{éq.5}$$

Il est facile de démontrer que l'incertitude sur la mesure de concentration au spectromètre est très faible devant celle faite sur les aires  $\delta X$  et  $\delta Y$ . Comme la mesure de l'aire inclut l'erreur humaine (œil), elle est prépondérante devant l'incertitude de la mesure sur la composition analysée au spectromètre. En effet, l'ajout de l'incertitude de mesure du spectromètre modifie l'incertitude totale seulement à partir de la cinquième ou sixième décimale, comme le présente l'annexe B. L'incertitude sur l'analyse de la concentration en éléments d'alliage est donc uniquement propagée dans les mesures des aires.

L'incertitude se propageant uniquement dans les mesures d'aire est donnée selon les équations suivantes :

$$q = \frac{AX + BY}{X + Y} \quad \text{éq.6}$$

A = Pourcentage massique de l'élément q dans le matériau de base

B = Pourcentage massique de l'élément q dans matériau d'apport

X = Aire de la section de base

Y = Aire de la section du surplus

q = Pourcentage massique d'un élément déterminé dans la zone fondue

L'incertitude  $\delta q$  peut alors être trouvée comme le présente les équations 7, 8 et 9 [60]. L'addition en quadrature des erreurs sur l'aire de la section de base et sur la section du surplus est utilisée afin de réduire la surestimation de l'erreur. Lorsque l'on additionne de façon standard les erreurs, il y a de fortes chances que l'erreur totale soit surestimée. En

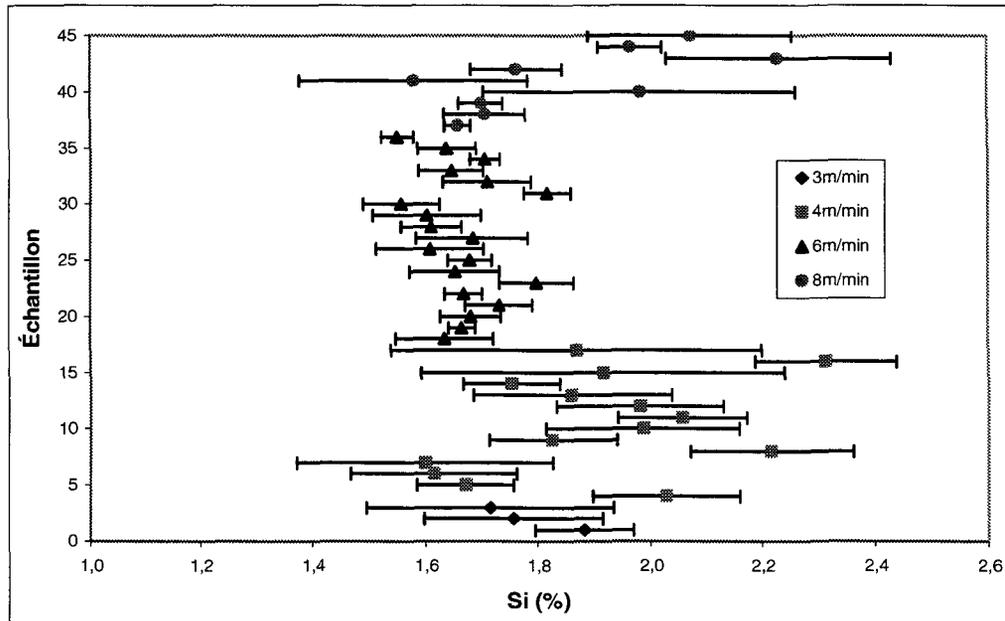
effet, la probabilité que l'erreur sur la mesure de base soit à son extrême (négatif ou positif) en même temps que l'erreur sur la mesure du surplus soit à son extrême (dans le même sens) est extrêmement faible. L'utilisation de l'addition en quadrature permet donc de réduire l'erreur, puisque les erreurs sur la mesure de la base et sur celle du surplus sont aléatoires et indépendantes l'une de l'autre [60].

$$\delta q = \sqrt{\left(\frac{\partial q}{\partial X} \delta X\right)^2 + \left(\frac{\partial q}{\partial Y} \delta Y\right)^2} \quad \text{éq.7}$$

$$\text{Où} \quad \frac{\partial q}{\partial X} = \frac{A}{X+Y} - \frac{AX+BY}{(X+Y)^2} \quad \text{éq.8}$$

$$\text{Et} \quad \frac{\partial q}{\partial Y} = \frac{B}{X+Y} - \frac{AX+BY}{(X+Y)^2} \quad \text{éq.9}$$

La figure 40 illustre l'incertitude sur la mesure du taux de silicium dans la zone fondue, pour chaque cordon soudé. Les 45 échantillons à l'étude proviennent d'essais soudés sur les plaques P2 ou P4, pour des vitesses de soudage variables. Quatre catégories de vitesses de fil d'apport ont été employées comme le présente la légende à droite du graphique. Chaque échantillon est séparé (sur l'ordonnée) pour fin de clarté. La stabilité du procédé est exprimée ici par la variation des éléments chimiques, afin d'illustrer l'influence de la variation de la géométrie du bain fondu sur la composition générale du cordon de soudure.



**Figure 40 : Incertitude sur la composition en silicium pour chaque échantillon selon 4 vitesses de fil différentes**

Il est possible de constater que l'incertitude sur les mesures semble plus faible pour une vitesse de fil de 6 m/min, comparativement aux autres vitesses de fil à l'essai. Ceci pourrait être causé par la synergie entre les deux sources de chaleur. En effet, la distance entre les points d'impact laser et arc électrique est conservée pour tous les essais. L'interaction entre les deux sources n'est donc pas optimale pour toutes les puissances d'arc électrique utilisées. D'après Uchiumi et al., il y a une distance optimale pour chaque puissance de GMAW (à puissance laser constante) et donc une puissance de GMAW optimale pour une distance donnée [63]. Afin de déterminer la vitesse de fil optimale pour les paramètres invariants (distance laser-GMAW, puissance laser, etc.) utilisés lors des essais, la signature de la puissance électrique du GMAW a été analysée. Pour ce faire, les principaux paramètres du procédé GMAW ont été mesurés avec une fréquence

d'acquisition de 8 Hz. La source électrique règle la vitesse de sortie du fil d'apport, en variant l'intensité afin de fondre la quantité nécessaire de métal d'apport. La signature du courant d'arc GMAW pour chaque échantillon, peut présenter une montée et une descente en température lors de l'initiation et l'extinction de l'arc électrique. Cependant, ces dernières données ne sont pas présentes sur tous les échantillons en raison de la vitesse limitée d'acquisition des données. En fait, ce n'est qu'une valeur d'intensité électrique beaucoup plus faible que le reste de la signature électrique. Comme l'analyse de la stabilité de l'arc électrique pourrait être affectée par ce phénomène, par précaution 10 % (en terme de temps) ont été retirés au début et à la fin de l'analyse. La figure 41 présente un exemple de ce phénomène, ainsi que les valeurs retenues pour l'analyse comparative des signatures électriques. En effet, les valeurs retenues sont celles à l'intérieur des barres rouges. Ces essais ont été effectués à vitesse de soudage de 1,5 m/min.

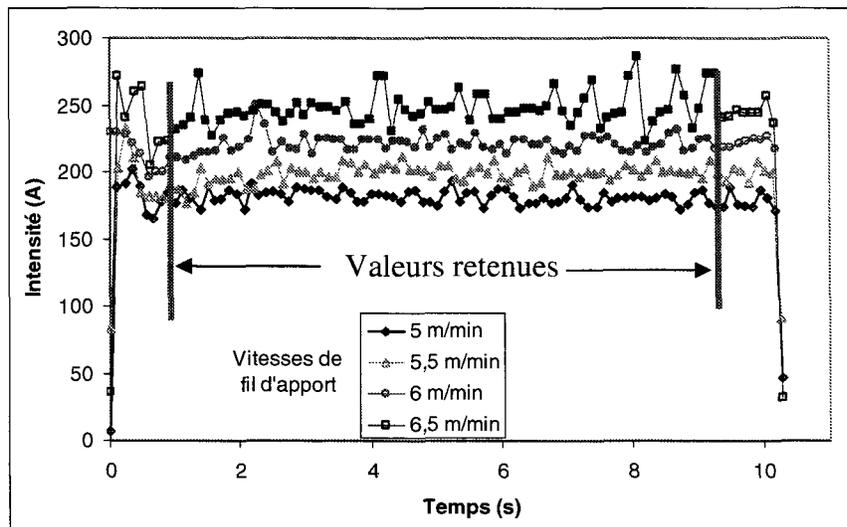


Figure 41: Exemple de signature électrique pour 4 essais à vitesse de fil différentes pour une vitesse de soudage de 1,5 m/min

Les données sont analysées afin de déterminer la vitesse optimale du fil d'apport. Pour ce faire, 24 échantillons ont été produits en variant la vitesse de fil d'apport de 5,0 à 6,5 m.min<sup>-1</sup> et la vitesse de soudage de 1,5 à 2,5 m.min<sup>-1</sup>, tous deux par incréments de 0,5 m.min<sup>-1</sup>. Une répétition (deux essais en tout) par couple de paramètres a été effectuée. Afin de caractériser la stabilité de l'appareil GMAW, l'écart type sur les résultats a été calculée. Pour chaque vitesse de fil, six échantillons ont été produits avec trois vitesses de soudage différentes. Bien que le temps de soudage soit différent lorsque la vitesse de soudage varie, puisque la vitesse de fil est constante, l'intensité de l'arc électrique devrait aussi demeurer constante. L'analyse de l'écart type de la valeur de l'intensité a donc été produite sur la totalité des données pour chaque groupe d'échantillons à vitesse de fil constante.

Puisque l'intensité de l'arc électrique augmente avec l'accroissement de la vitesse de fil d'apport, un écart type relatif a donc été calculé. En effet, l'écart type est la dispersion des mesures autour de la valeur moyenne, tandis que l'écart type relatif est adimensionnel et permet de comparer la dispersion de variables aléatoires qui ne sont pas exprimées dans les mêmes unités, ou autour de moyennes différentes. Dans le cas ci-présent, les unités sont les mêmes, c'est l'ordre de grandeur qui est différent. Un écart type de 10 A est excellent pour des intensités d'arc de l'ordre de 200 ou 300 A, cependant c'est différent lorsque le même écart type est observé à des intensités d'arc de l'ordre de 20 ou 30 A. L'écart type relatif est calculé selon l'équation suivante :

$$\text{Écart type relatif} = \sigma' = \frac{\sigma}{\mu} \quad \text{éq.10}$$

Où  $\mu$  est la moyenne de la population

Le tableau 6 démontre les résultats obtenus lors de cette analyse, tandis que la figure 42 illustre les résultats de l'écart type relatif sous forme graphique. Il en résulte que l'écart type relatif minimal se trouve à la vitesse de fil de 5,5 m/min. Ces résultats concordent avec l'analyse de l'incertitude de mesure de la composition chimique effectuée par la méthode des aires. Pour ces essais antérieurs, sur les 4 vitesses de fil à l'essai (3, 4, 6 et 8 m/min), l'incertitude minimale semblait provenir des essais accomplis à une vitesse de fil de 6 m/min. Le calcul de l'écart type relatif des échantillons effectués aux vitesses de fil entre 5,0 et 6,5 m/min, indique une relation semblable. En effet, l'écart type relatif minimal se trouve à vitesse de fil de 5,5 m/min. Selon les résultats obtenus, le maximum de stabilité pour les essais effectués dans le cadre du présent projet, est obtenu autour d'une vitesse de fil de 5,5 m/min.

Vitesse de fil (m/min)	Moyenne (A)	Écart type ( $\sigma$ ) (A)	Écart type relatif ( $\sigma'$ )
5,0	181	6,28	0,0346
5,5	203	6,22	0,0307
6,0	228	7,22	0,0317
6,5	248	9,32	0,0376

**Tableau 6 : Résultats de la stabilité de l'ampérage (A) en fonction de la vitesse de fil pour des vitesses de soudage variant de 1,5 m/min, à 2,0 m/min, à 2,5 m/min**

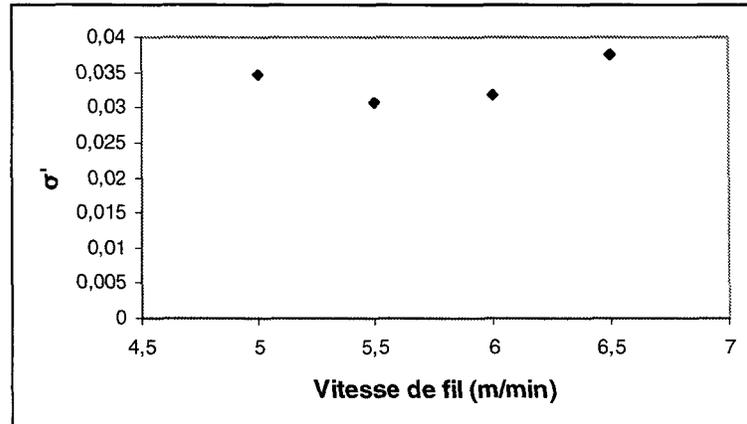


Figure 42 : La variation de l'écart type relatif de l'intensité électrique par rapport à la vitesse de fil

### ***4.3 Aspects géométriques de la soudure et de la microstructure***

Ce sont les paramètres de soudage qui affectent l'énergie absorbée par la pièce, ainsi que la manière dont celle-ci est introduite. En effet, l'énergie provient soit de l'arc électrique, soit du faisceau laser. La quantité d'énergie absorbée lors du soudage laser-GMAW varie alors en fonction de la puissance du faisceau laser, de la puissance du GMAW ainsi qu'en fonction de la vitesse de soudage. En effet, à puissances constantes, si la vitesse du robot de soudage augmente, l'énergie absorbée pour une longueur de joint donné diminue. La géométrie de la soudure est non seulement affectée par la quantité d'énergie absorbée par la pièce, mais aussi par la densité de cette dernière. Pour une même quantité d'énergie, une source à faible densité d'énergie formera une zone fondue large et peu profonde, tandis qu'une source à haute densité formera une zone fondue mince et profonde comme l'illustre la figure 43. Puisque les contraintes naissent avec les changements dimensionnels du métal lors du refroidissement, elles seront automatiquement affectées par le volume de la zone fondue. De plus, la géométrie de cette dernière, ainsi que

le volume de métal affecté thermiquement, auront aussi un effet sur les contraintes, qui sont à la base de la fissuration à chaud. À plus petite échelle, la géométrie des grains peut aussi avoir une influence sur le phénomène de fissuration à chaud. Cette dernière est contrôlée par les éléments présents dans l'alliage, ainsi que par le taux de refroidissement. Ce dernier est quant à lui le résultat de plusieurs paramètres tel que l'énergie absorbée, le matériau utilisé, l'épaisseur de ce dernier, etc. La géométrie et grosseur des grains peuvent, comme mentionné au chapitre 2, influencer le phénomène de fissuration à chaud. En effet, des petits grains équiaxes sont favorables afin de contrer l'initiation de la fissuration à chaud. Les grains allongés, ou basaltiques, sont quant à eux propices à minimiser la propagation de fissures déjà initiées.

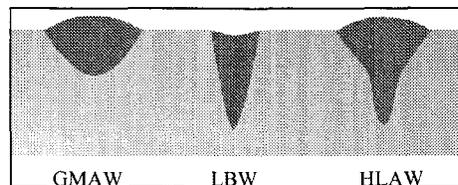


Figure 43 : Exemple de différentes géométries de zones fondues selon le procédé utilisé [44]

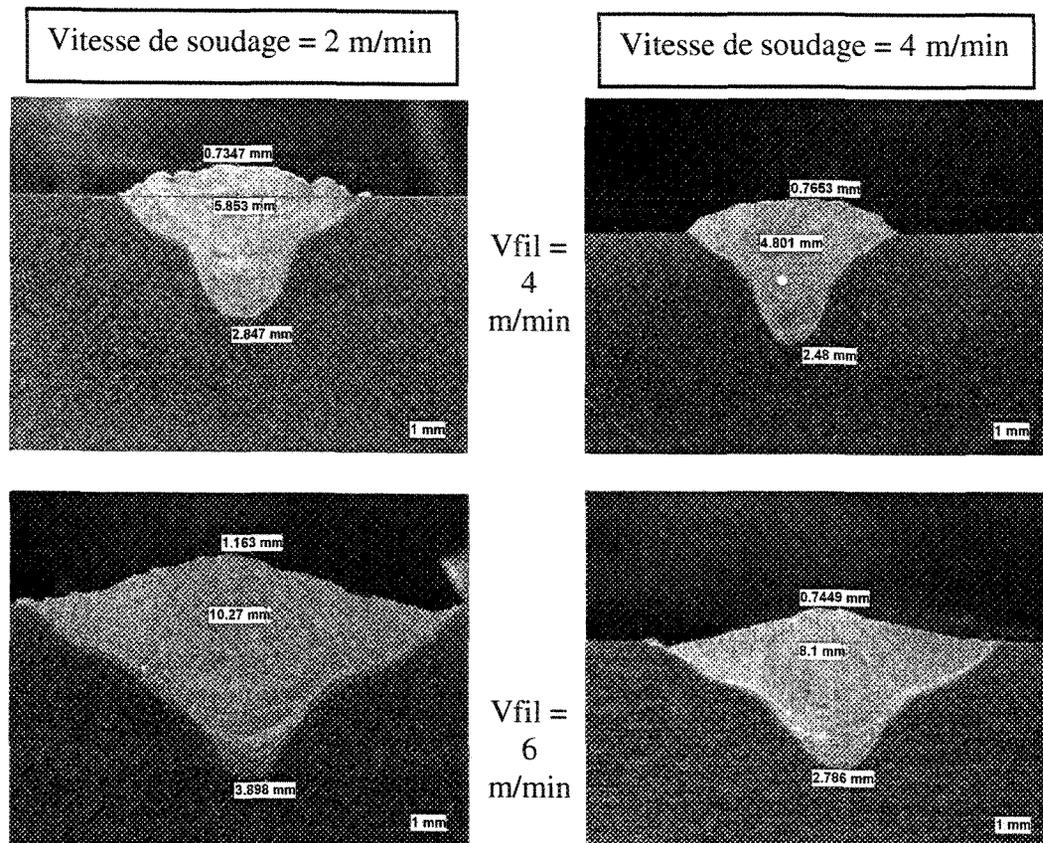
### 4.3.1 Géométrie et volume de la zone fondue

Les contraintes imposées lors de l'élaboration de ce projet, ainsi que les résultats de la série préliminaire ont permis de déterminer deux paramètres importants qui sont modifiables. Ces deux paramètres sont la vitesse de soudage, ainsi que la vitesse de fil (puissance du GMAW). Par conséquent, les variations du volume ainsi que de la géométrie de la zone fondue résultent de ces paramètres. La variation de ces deux paramètres produit des fluctuations au niveau de la géométrie de la zone fondue. La géométrie peut être

déterminée efficacement par le calcul du ratio de la largeur sur la pénétration, mesurée sur les coupes transversales du cordon de soudure. Cette analyse a démontré des variations non constantes du ratio largeur/pénétration, avec les variations de la vitesse de fil et celle de soudage. Par exemple, pour une vitesse de soudage donnée, l'augmentation de la vitesse de fil d'apport peut engendrer une augmentation du ratio largeur sur pénétration. Cependant, la même augmentation de la vitesse du métal d'apport peut conduire à une diminution de ce ratio, pour une vitesse de soudage différente. Le tableau 7 illustre ces résultats. Cette dernière présente la moyenne de tous les essais de la deuxième série d'expérimentation. Chaque couple de paramètres a servi à souder trois échantillons et chaque échantillon a été analysé à trois endroits. Le ratio largeur sur pénétration du tableau 7 représente la moyenne de ces 9 valeurs. On observe que pour les vitesses de soudage de 2 et 3 m/min, le ratio augmente lorsque la vitesse de fil passe de 4 m/min à 6 m/min. Cependant, lorsque la vitesse de fil est de nouveau augmentée à 8 m/min, cette fois le ratio diminue. Dans le cas d'une vitesse de soudage de 4 m/min, le ratio a tendance à augmenter pour toute augmentation de la vitesse de fil. La figure 44 illustre ce phénomène à l'aide de photos de la zone fondue. Ces fluctuations pourraient être expliquées par une différence de synergie entre les deux procédés de soudage. En effet, la synergie maximale est atteinte lorsque les deux procédés ont des interactions constructives maximales. Dans ce sens, la distance entre le laser et le GMAW est très importante afin que les zones d'interaction de chaque procédé soient distinctes, mais qu'il n'y ait qu'un seul et unique bain de métal en fusion, comme le présente la figure 45. Puisque la puissance du GMAW évolue avec les essais, mais la distance entre le laser et le GMAW demeure constante, la synergie varie fort probablement.

Vitesse de fil (m/min)	Vitesse de soudage (m/min)	Ratio L/P
4	2	2,07
6	2	2,72
8	2	2,44
4	3	1,80
6	3	2,92
8	3	2,80
4	4	2,16
6	4	3,08
8	4	3,82

Tableau 7 : Moyenne des ratios L/P de la deuxième série d'expérimentation



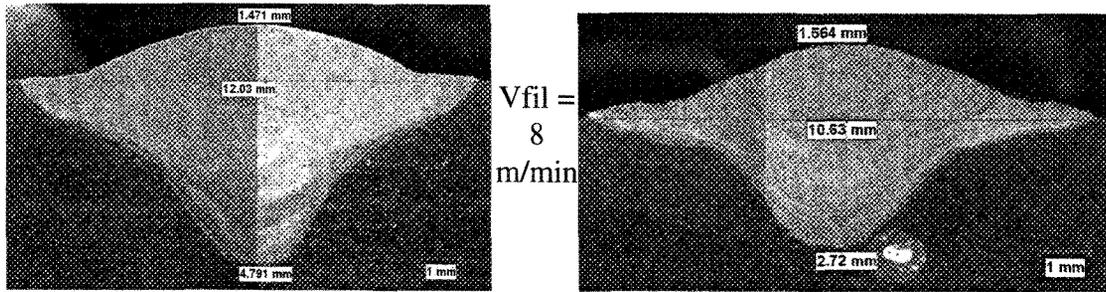


Figure 44 : Exemples de zones fondues aux vitesses de soudage de 2 et 4 m/min, pour les vitesses de fil de 4 à 6 m/min

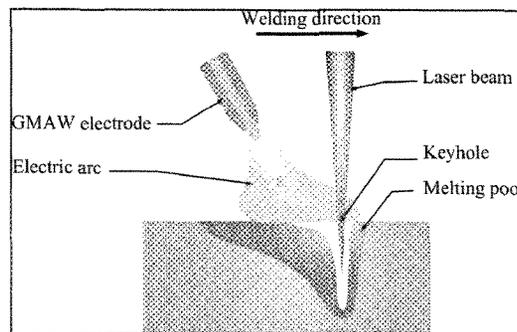


Figure 45 : Procédé hybride laser-GMAW

La caractérisation de l'influence de la géométrie de la zone fondue sur le phénomène de fissuration a été étudiée sous deux aspects. Dans un premier temps, en analysant l'influence du volume de la zone fondue puis, par la suite en analysant l'influence de la géométrie (ratio largeur/pénétration). Le graphique de la figure 46 a) indique qu'il n'y a pas de corrélation directe entre le phénomène de fissuration à chaud et le volume de la zone fondue. Ces essais ont été produits pour différents paramètres de soudage, mais toujours sur le métal de base P4. Le volume de métal fondu est supposé ici suivre la même évolution que l'aire mesurée. L'incertitude de mesure sur la moyenne des trois coupes est obtenue de la même façon qu'à la section 4.2.3. Dans le cas de la figure 46 b), elle représente l'influence de la géométrie de la zone fondue (ratio largeur sur pénétration) sur la

fissuration à chaud. Il est une fois de plus, impossible d'affirmer que la géométrie a un effet. Tous les essais nécessaires à l'élaboration de ce graphique ont été effectués sur le matériau de base P2.

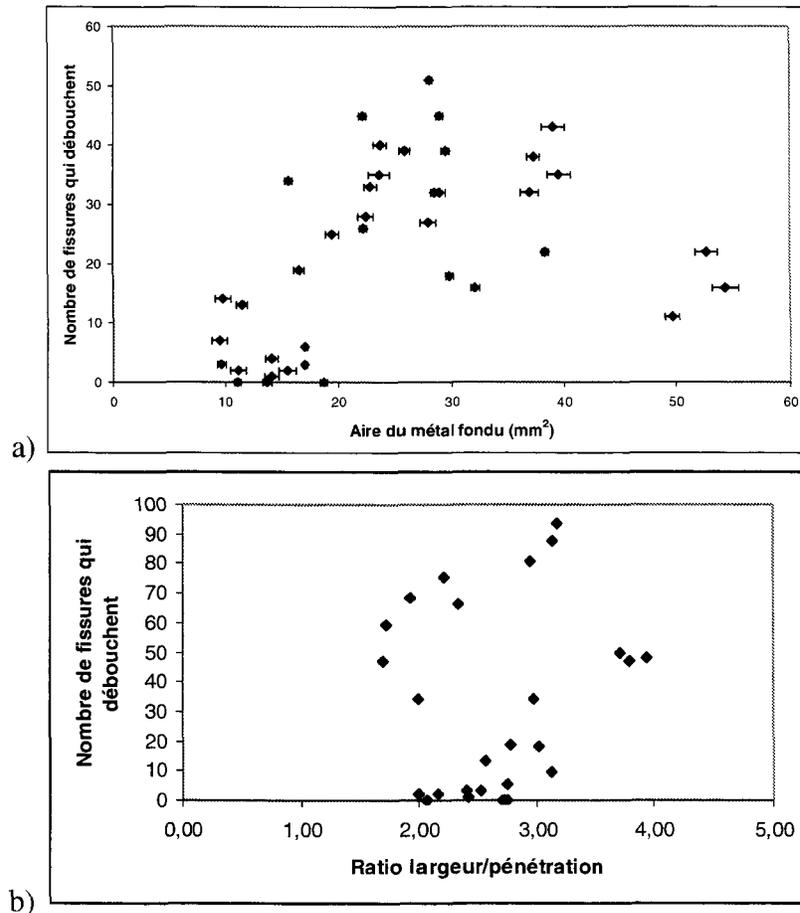


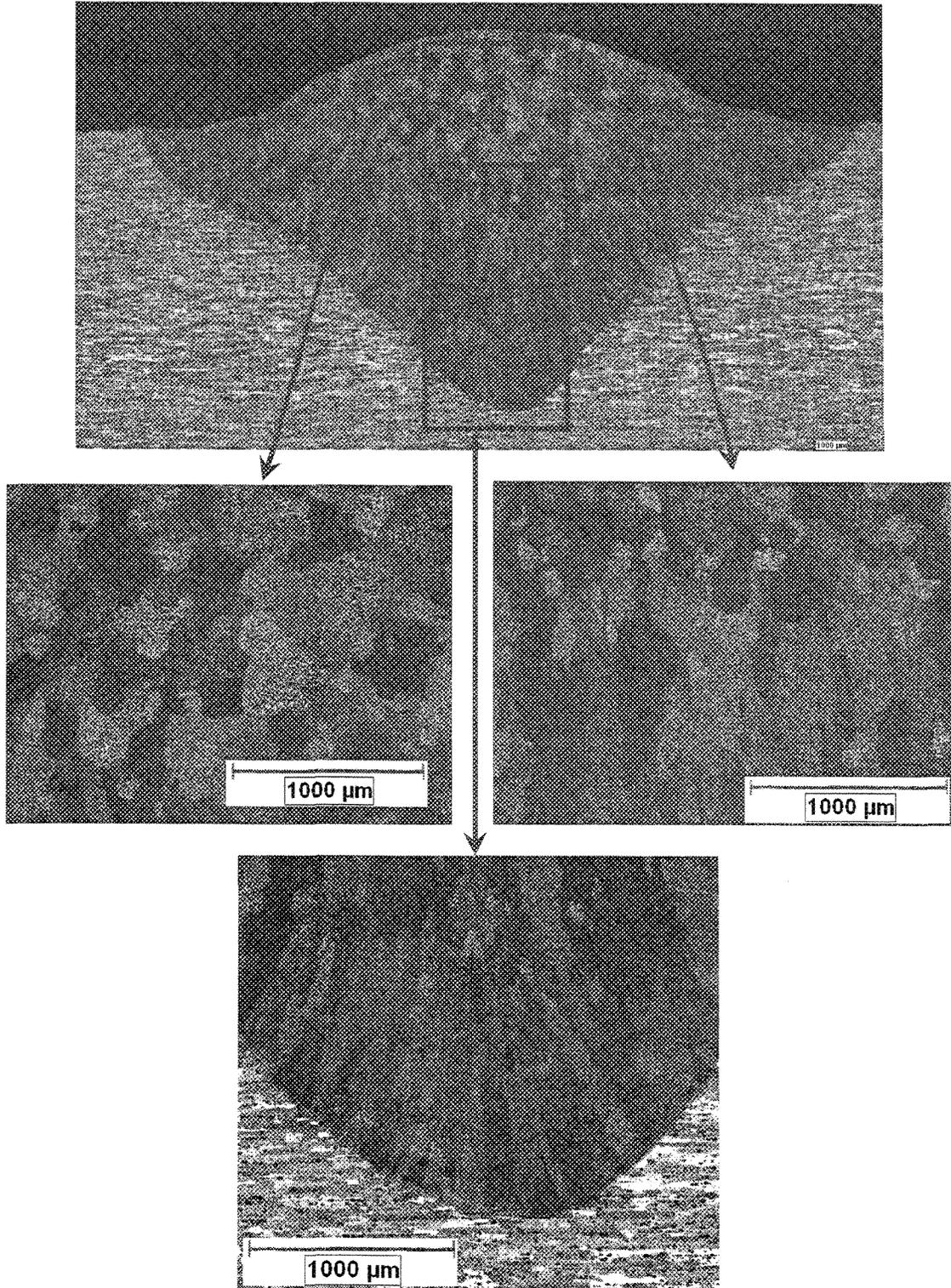
Figure 46 : En a), l'influence du volume de métal fondu sur le phénomène de fissuration à chaud (matériau de base P4) et en b), l'influence de la géométrie (matériau de base P2)

### 4.3.2 Géométrie des grains

La géométrie des grains inclut, à la fois la forme ainsi que la grosseur de ces derniers. Lors de la solidification, la zone fondue forme une grande quantité de petits cristaux, qui forment chacun un grain dans le matériau solide. La géométrie des grains

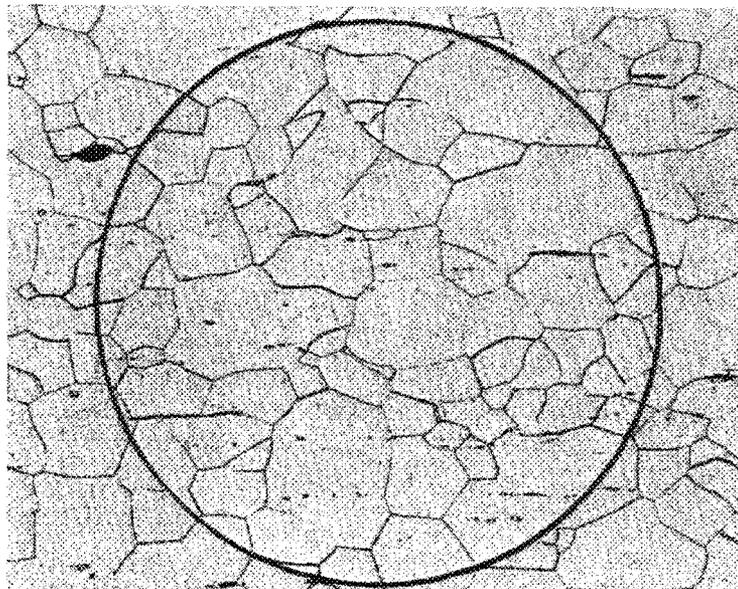
métallurgiques est donc contrôlée par le taux de refroidissement ainsi que par la composition chimique de la zone fondue. La grosseur ainsi que la forme des grains sont imposées par le nombre de sites de nucléation qui servent à la germination des grains. Plus le nombre de sites de nucléation est élevé, plus le nombre de grains dans le matériau solidifié est important, ce qui implique une taille réduite de ces derniers. Les sites de nucléation peuvent provenir d'impuretés dans le matériau, d'éléments propices à ce phénomène (éléments affineurs de grains) ou encore de la paroi au pourtour de la zone fondue. De plus, l'augmentation du taux de refroidissement a pour effet d'accroître le nombre de germes.

Dans le cas des essais effectués lors de cette étude, toutes les sections transversales observées par microscopie optique avec filtres polarisant, ont démontré un patron identique. On y observe une zone de grains équiaxes au centre du cordon ainsi que des grains basaltiques sur les parois, près du métal de base non fondu. L'étendue de ces zones diffère selon les paramètres de soudage utilisés. La forme des grains n'est donc pas la cause principale du phénomène de fissuration à chaud. La figure 47 illustre une coupe transversale d'un échantillon, après attaque électrolytique et sous lumière polarisée. Les grains équiaxes au centre permettent de limiter l'apparition des fissures à chaud. Par contre, de nombreuses fissures ont été dénombrées au centre du cordon lors des différents essais.



**Figure 47 : Coupe transversale d'une soudure effectuée par procédé hybride, vitesse de fil = 8 m/min, vitesse de soudage = 2 m/min et puissance du laser = 4000 W**

Il n'y a pas que la géométrie des grains qui entre en ligne de compte afin de limiter le phénomène de fissuration à chaud dans les pièces soudées. En effet, la grosseur de ces derniers peut affecter la sensibilité à la fissuration. L'analyse de la grosseur des grains est donc nécessaire afin de vérifier l'influence de cette mesure sur la fissuration à chaud. En effet, puisque la sensibilité à ce problème semble varier d'un lot de plaque à l'autre, il faut étudier l'influence que la grosseur des grains du matériau de base pourrait avoir. Pour ce faire, l'analyse par la méthode des intersections a été utilisée (Heyn intercept method) [65]. Un cercle de diamètre connu est tracé sur une image de microstructure où le grossissement permet de contenir au minimum 50 grains à l'intérieur du cercle comme le présente la figure 48.



**Figure 48 : Exemple de la méthode des intersections [65]**

Sur le contour de ce cercle, chaque intersection est comptabilisée (1 pour une intersection entre deux grains et 1,5 pour une intersection entre trois grains). Le nombre

d'intersections par unité de longueur  $N_L$  est directement relié à la surface des joints de grains par unité de volume  $S_V$  comme l'indique l'équation suivante :

$$S_V = 2N_L \quad \text{éq.11}$$

L'indice conventionnel de la grosseur des grains  $G$ , ASTM est ensuite trouvé à partir des équations suivantes :

$$P_L = \frac{P}{\frac{L_T}{M}} \quad \text{éq.12}$$

$$\bar{L}_3 = \frac{1}{P_L} \quad \text{éq.13}$$

$$G = [-6,6457 \log \bar{L}_3] - 3,298 \quad \text{éq.14}$$

$$m = 8 \times 2^G \quad \text{éq.15}$$

Où :

$P$  = Nombre d'intersections sur la ligne

$P_L$  = Nombre d'intersections par unité de longueur

$L_T$  = Longueur totale de la ligne

$M$  = Grossissement

$\bar{L}_3$  = Moyenne du nombre d'intersections par longueur

$G$  = Indice conventionnel de la grosseur des grains

$m$  = Nombre de grains dénombrables sur  $1 \text{ mm}^2$

Afin de déterminer l'influence de la grosseur des grains sur le phénomène de fissuration à chaud, six cordons de soudure ont été analysés. Trois cordons de chaque matériau (P2 et P4) ont été choisis. Trois combinaisons de paramètres ont été employées pour le soudage des pièces, ce qui veut dire que pour chaque combinaison de paramètres,

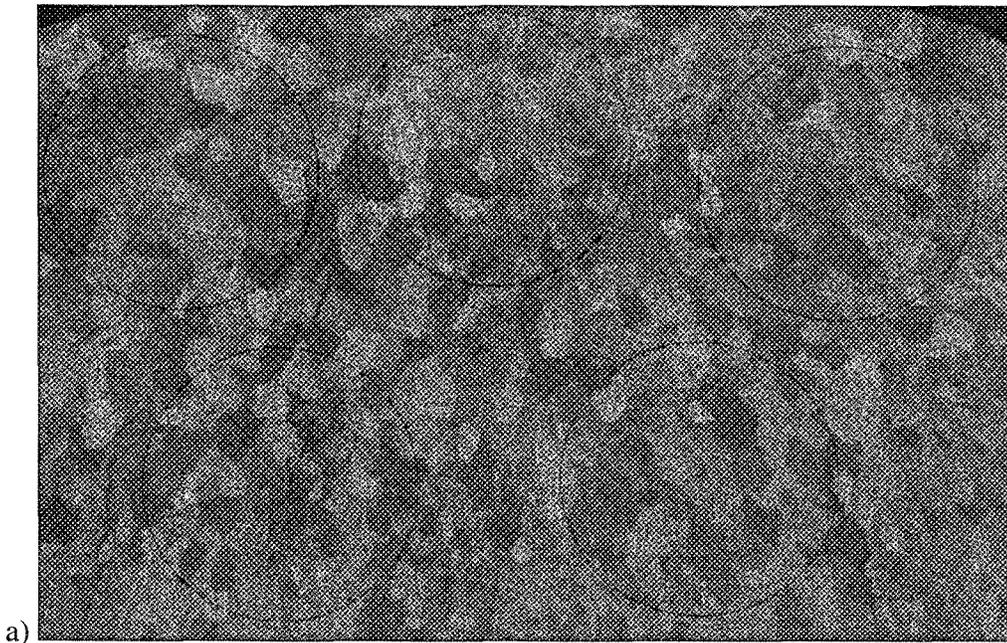
les deux matériaux de base ont été analysés. Les cordons de soudures effectués sur le métal de base P4 fissurent beaucoup plus que ceux réalisés sur le métal de base P2 et ce, systématiquement pour toutes les combinaisons de paramètres. Le tableau 8 illustre le phénomène entre les deux matériaux de base. Il est important de mentionner que les essais ont eu lieu en même temps pour la série entière (12 cordons soudés). Une alternance entre les matériaux de base a été effectuée pour les combinaisons de paramètres constants. Les six autres essais (répétition des combinaisons de paramètres et métal de base) donnent des résultats très similaires à ceux du tableau 8. La différence de sensibilité à la fissuration à chaud ne peut donc pas provenir de facteurs externes (perte de puissance du laser, ajustements des appareils, etc.).

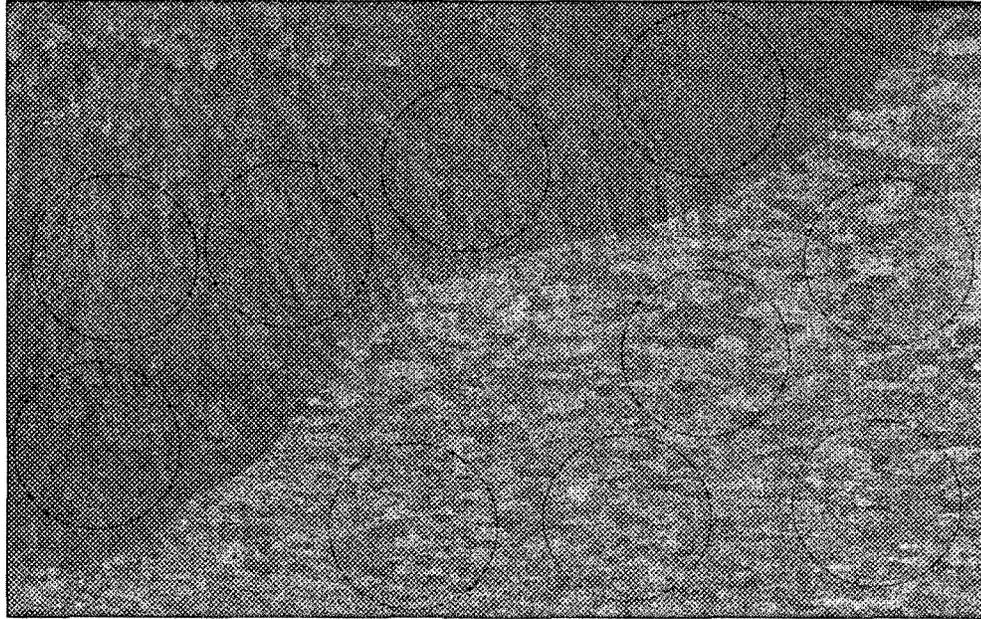
Échantillon	Matériau de base	Vitesse du fil d'apport (m/min)	Vitesse de soudage (m/min)	Nombre de fissures
E4-02	P4	6,0	1,5	22
E4-03	P2	6,0	1,5	0
E4-05	P4	6,0	2,0	30
E4-07	P2	6,0	2,0	0
E4-09	P4	6,0	2,5	35
E4-12	P2	6,0	2,5	1

**Tableau 8 : Paramètres des essais effectués pour l'analyse de la grosseur des grains**

Puisque la composition de chaque matériau de base est différente, la grosseur des grains fins peut être différente. Afin de déterminer si cette distinction de géométrie des grains affecte la sensibilité à la fissuration, chaque cordon du tableau 8 a été analysé. Pour ce faire, cinq analyses ont été effectuées pour chaque zone métallurgique et ceci pour chaque échantillon. Les trois zones métallurgiques présentes lors du soudage sont : la zone

de grains équiaxes, la zone de grains basaltiques et la zone de métal de base. Les figures 49 a) et b) illustrent les différentes zones ainsi que la disposition des cercles d'analyses nécessaires à la méthode des intersections. Les cercles possèdent tous une dimension de 1 mm de diamètre à l'échelle de la pièce. À noter que même si cette méthode est conçue pour des grains de toutes formes, elle n'est pas très précise pour les grains basaltiques dans le cadre de cette étude. Cela est causé par le fait que ces grains sont très gros et qu'il y a de très petits grains entre les grains allongés. De plus, pour les alliages d'aluminium, l'analyse des grains implique une attaque électrolytique. Cette attaque permet de différencier les grains par des couleurs distinctes. Il est parfois très difficile de différencier des grains adjacents de couleurs similaires. Les résultats de cette analyse ne sont donc pas exacts, cependant ils peuvent être comparés entre eux. En effet, toutes les analyses de taille de grains ont été obtenues au cours de la même journée par le même opérateur.





**Figure 49 : Zones métallurgiques des soudures en a, la zone équiaxe et en b, les zones basaltique et métal de base**

Le graphique de la figure 50 illustre les résultats obtenus lors de l'analyse de la taille des grains. Tous les essais ont été effectués avec une vitesse de fil d'apport de  $6 \text{ m.min}^{-1}$  et une vitesse de soudage variant de  $1,5 \text{ m.min}^{-1}$  à  $2,5 \text{ m.min}^{-1}$ . Tous les résultats des cordons de soudure obtenus sur le métal de base P2 sont illustrés par des astérisques, tandis que ceux obtenus sur le métal de base P4 sont illustrés par des losanges. Les deux matériaux de base, du point de vue de la grosseur des grains sont extrêmement similaires et détiennent un indice G d'environ 5,5. Plus l'indice G est élevé, plus le nombre de grains par millimètre carré est élevé, donc plus les grains sont petits. Par la suite, lorsque l'on analyse les grains basaltiques et équiaxes, on observe que les indices G sont similaires pour les deux zones. Ceci est vrai pour les deux matériaux de base, ainsi que pour toutes les vitesses de soudage explorées. La valeur de l'indice G pour les cordons de soudure effectués sur le matériau de

base P4, pour toutes vitesses de soudage, se situe entre 3,75 et 4,25. Dans le cas des soudures exécutées sur le matériau de base P2, la valeur de l'indice G se trouve entre 2,75 et 3,25. Par la suite, il est plus facile d'illustrer la différence en transférant l'indice G, en grains dénombrables par millimètre carré. Le nombre de grains par millimètre carré pour la zone fondue du matériau P4 est approximativement entre 100 et 150, tandis que pour le matériau P2, ce nombre varie entre 50 et 75. Les grains dans la zone fondue des cordons soudés sur le matériau de base P4 sont donc sensiblement plus petits que ceux soudés sur le matériau de base P2.

Le tableau 8 indique que les cordons de soudures effectués sur le matériau P4 possèdent beaucoup plus de fissuration à chaud que ceux effectués sur le métal P2. Ceci est contradictoire à ce qui a été présenté au chapitre 2, car théoriquement, la résistance à l'apparition de fissures augmente avec la diminution de la grosseur des grains. Il est alors possible d'affirmer qu'il y a un phénomène dans les cordons effectués sur le matériau P4 qui serait tel que, non seulement il occasionnerait davantage de fissures que dans le matériau P2 et ce, même pour des grains plus petits.

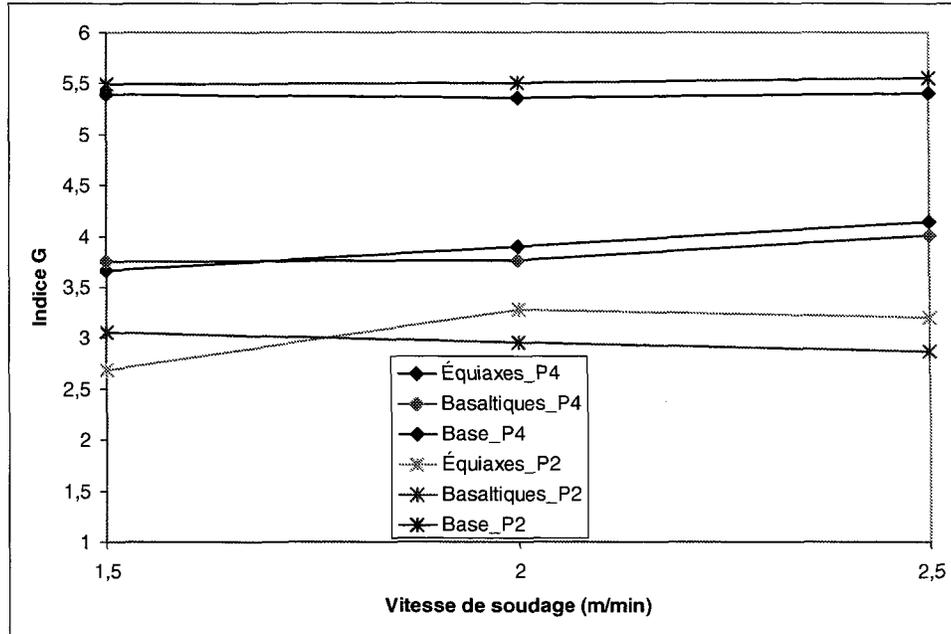


Figure 50 : Analyse de la taille des grains pour les deux matériaux de base P2 et P4

De plus, le matériau de base P2 possède une plus grande quantité de titane (un affineur de grains), 0,020 wt%, comparativement à 0,013 pour le matériau P4. Le matériau P2 devrait donc, théoriquement posséder un indice G plus élevé, ce qui n'est pas le cas en pratique. Puisque les deux matériaux possèdent une grosseur de grain très similaire à l'intérieur du matériau de base, un élément autre que le titane se doit d'être présent dans le matériau P4 afin de produire un plus grand nombre de sites de nucléations. En effet, comme il sera présenté dans la section suivante, le matériau P4 semble former une plus grande concentration d'intermétalliques à base de fer. Ces intermétalliques pourraient alors agir comme sites de nucléation hétérogène, afin d'aider la formation d'un nombre supérieur de grains et donc réduire la taille de ces derniers.

## **4.4 Aspects métallurgiques**

### **4.4.1 Composition générale**

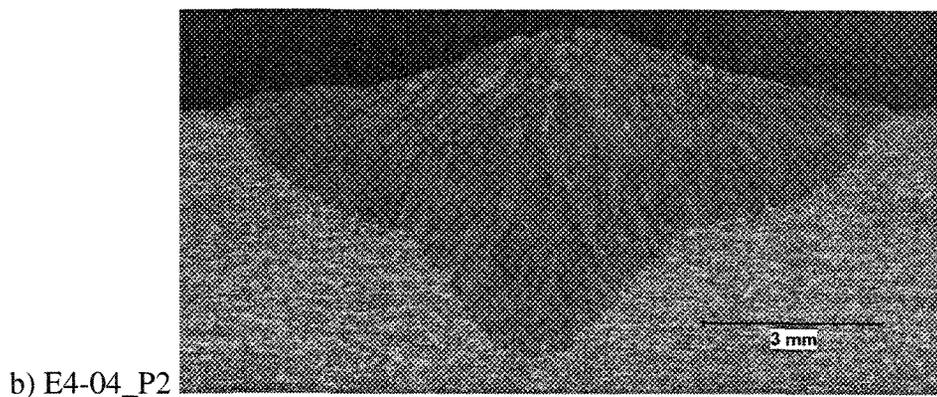
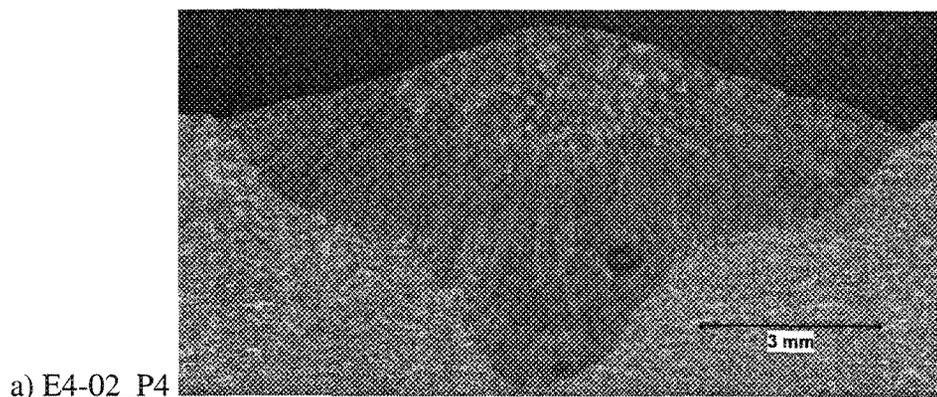
Au cours de cette étude, deux matériaux de base ont été utilisés afin de produire des soudures en configuration cordon sur plaque (en excluant la première série d'essais où deux cordons par plaque étaient soudés). Comme les sections précédentes l'ont démontré, le phénomène de fissuration à chaud est influencé par la vitesse de soudage ainsi que par la vitesse de fil d'apport, à un certain degré. Cependant, comme l'indique le tableau 9 (plan d'expériences réalisé afin de comparer les deux matériaux de base), le phénomène de fissuration est très différent pour ces deux lots de métaux de base. Ce plan d'expérience a été produit à vitesse de fil d'apport constante de  $6 \text{ m.min}^{-1}$  et ce à vitesse de soudage variant de  $1,5 \text{ m.min}^{-1}$  à  $2,5 \text{ m.min}^{-1}$  pour tous les autres paramètres constants. Chaque combinaison de paramètres a été répétée deux fois pour chaque matériau de base utilisé. Pour toutes les combinaisons de paramètres étudiées, une alternance entre les deux métaux a été respectée comme suit : soudage sur P4, suivi de P2, et P4 pour terminer sur P2. Il ne peut donc pas y avoir d'influence cachée de paramètres mal contrôlés comme le déplacement du robot de soudage, la position du point focal du laser, la dégradation des optiques du laser etc. Le tableau 9 illustre très bien le problème de fissuration à chaud des essais effectués sur le matériau P4 en jaune et ceux réalisés sur le métal P2 en blanc.

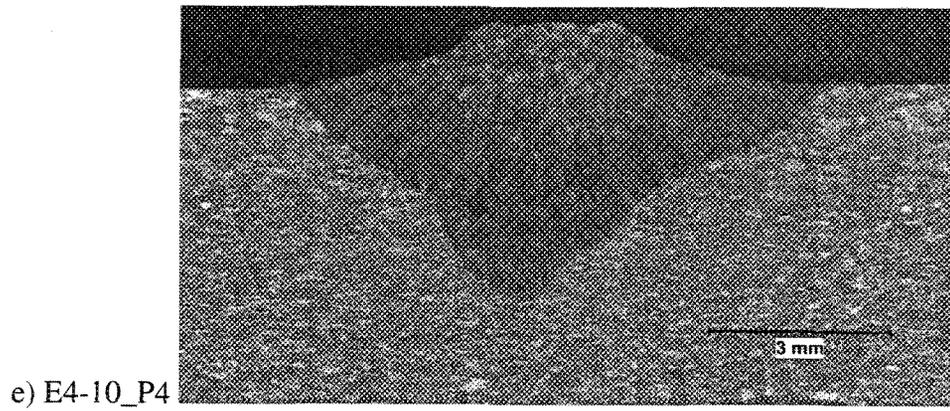
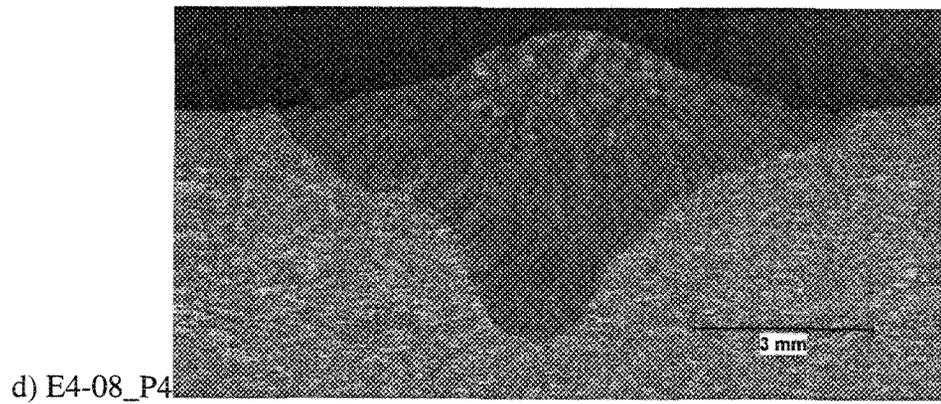
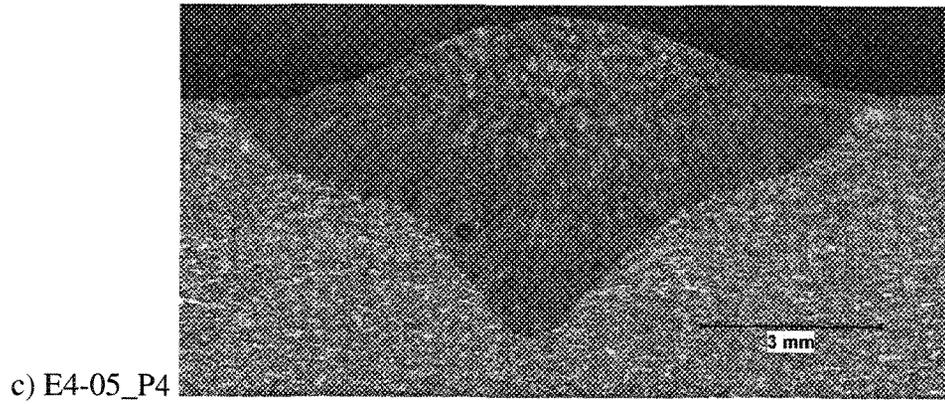
Ordre de soudage	Échantillon	Plaque P2/P4	diamètre du fil (mm)	Vit fil (m/min)	Vit soudage (m/min)	Puissance (W)	Nombre de fissures
1	E4-01	P4	1,6	6	1,5	4000	18
3	E4-02	P4	1,6	6	1,5	4000	22
2	E4-03	P2	1,6	6	1,5	4000	0
4	E4-04	P2	1,6	6	1,5	4000	2
5	E4-05	P4	1,6	6	2	4000	39
7	E4-06	P4	1,6	6	2	4000	51
6	E4-07	P2	1,6	6	2	4000	0
8	E4-08	P2	1,6	6	2	4000	1
9	E4-09	P4	1,6	6	2,5	4000	35
11	E4-10	P4	1,6	6	2,5	4000	45
10	E4-11	P2	1,6	6	2,5	4000	1
12	E4-12	P2	1,6	6	2,5	4000	1

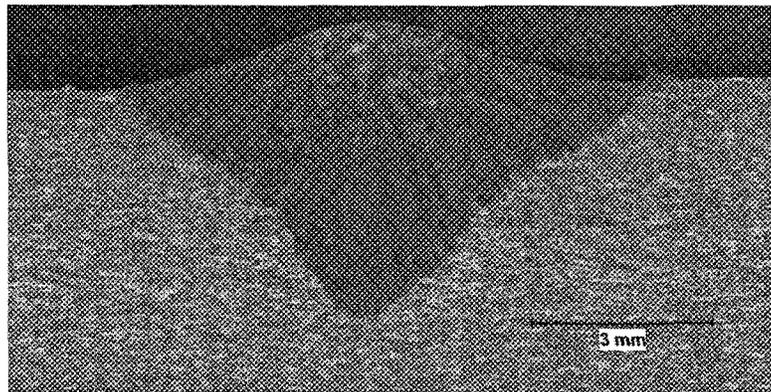
**Tableau 9 : Paramètres et nombre de fissures pour la quatrième série d'expériences**

Une différence majeure est donc présente dans le matériau de base qui affecte le phénomène de fissuration à chaud. En effet, puisque les deux matériaux ont une composition chimique à l'intérieur des normes de l'alliage AA6061, le coefficient de transfert de chaleur est à toute fin pratique, identique pour les deux métaux. À paramètres de soudage analogues, les aspects thermiques ainsi que la géométrie de la zone fondue peuvent être évalués comme identiques. Ils ne peuvent donc pas affecter la fissuration à chaud. Les figures 51 a) à f) présentent les images d'un exemple pour chaque matériau de base, pour chaque paramètre utilisé. Le patron de la géométrie des grains ainsi que la géométrie de la zone fondue est très similaire pour les essais effectués à paramètres identiques. Dans le cas de la grosseur des grains, la section précédente a démontré que le matériau P4 est avantageux, ce qui est contraire aux résultats du tableau 9. En effet, l'unique différence entre ces images est la grosseur des grains. Les essais effectués sur P4 ont des

grains plus petits, ils sont donc en nombre supérieur, comme le démontre le graphique de la figure 50. La différence entre ces deux métaux est la composition chimique comme l'indique le tableau 10. Le tableau 11 quant à lui, expose la composition du fil d'apport (la même bobine pour tous les essais du projet). La mention "<LDM" désigne une quantité plus faible que la limite détectable par la méthode employée. Il est clair que des différences de compositions existent sont pour les éléments suivants : silicium, fer et chrome.







f) E4-12\_P2

**Figure 51 : Exemples de géométries des soudures pour plusieurs paramètres différents, pour les plaques P2 et P4**

Plaque	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	Zr
P2	97,3	0,68	0,46	0,25	0,085	1,01	0,18	0,003	0,003	0,0195	0,0012
P4	97,4	0,58	0,59	0,19	0,067	1,03	0,07	0,006	0,005	0,0134	0,0014

**Tableau 10 : Composition chimique des métaux de base P2 et P4 en pourcentage massique**

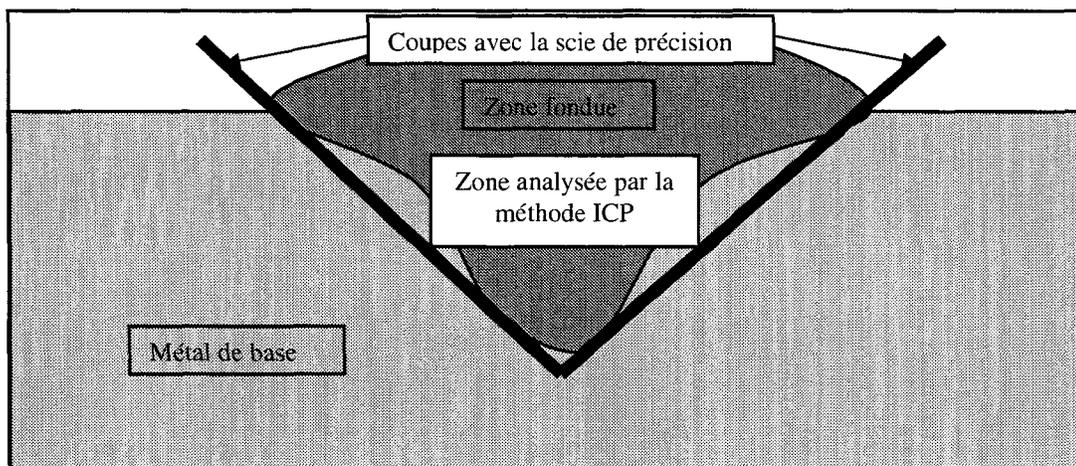
	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti
Fil d'apport	95,0	4,846	0,149	0,021	0,005	0,003	0,005	<LDM	0,012	0,006

**Tableau 11 : Composition chimique du métal d'apport en pourcentage massique**

La composition chimique semble donc être au cœur de la différence de sensibilité à la fissuration à chaud, entre les deux matériaux de base utilisés. Les compositions du tableau 10 ont été obtenues par spectroscopie d'émission optique, tandis que ceux du tableau 11, par méthode ICP (inductively couple plasma), après dissolution. La méthode d'analyse de la composition chimique des zones fondues (mélange du métal de base avec le métal d'apport) a été discutée à la section 3.4. Cette méthode est grandement utilisée dans le domaine du soudage, cependant une deuxième méthode a été employée, afin de la

valider. Pour ce faire, une comparaison a été effectuée entre la méthode des aires et la méthode ICP après dissolution. La méthode d'analyse par ICP, permet une analyse avec beaucoup de précision d'une partie dissoute de la zone fondue. Ce procédé est beaucoup plus dispendieux (en temps et en argent) que la méthode de l'analyse des aires. Pour cette raison, seulement trois essais ont été analysés par ICP afin de comparer les résultats obtenus par les aires.

La difficulté de l'analyse par la méthode ICP réside dans l'obtention de la zone fondue en soi. En effet, puisque cette dernière peut posséder des microségrégations, il est important de prendre une tranche complète de la zone fondue. Les échantillons analysés par la méthode ICP ont été obtenus de la façon suivante. Une section d'environ 20 mm pour chaque cordon à l'étude a été échantillonnée à l'aide d'une tronçonneuse avec liquide de refroidissement. Par la suite afin de séparer la zone fondue du métal de base, une scie de précision avec une lame aux diamants et liquide de refroidissement a été utilisée. La figure 52 illustre les coupes nécessaires à la séparation de la zone fondue du métal de base.



**Figure 52 : Préparation des échantillons pour l'analyse par la méthode ICP**

Il est possible de voir sur le schéma que même avec une scie de précision, la coupe ne peut séparer adéquatement la zone fondue. En effet, une petite partie de la zone fondue est coupée, tandis qu'une partie du métal de base non fondu est emportée avec la zone fondue. L'erreur est encore plus grande lorsque l'on ajoute la troisième dimension, puisque la section du cordon de soudure n'est pas parfaitement constante sur les 20 mm échantillonnés. L'erreur commise par ce procédé est extrêmement difficile à quantifier. Cependant, il est possible d'affirmer que l'analyse ICP de la zone coupée est influencée par l'introduction d'une partie de la zone de base dans celle-ci. Les tableaux 12 et 13 représentent les paramètres de soudage ainsi que les résultats obtenus par les deux méthodes différentes, suivi d'une représentation graphique de l'analyse du silicium, du magnésium et du fer aux figures 53 a), b) et c).

Échantillon	GMAW			Mesure				
	diamètre du fil	vit fil	vit soudage	théorique		réelle		fissuration
	mm	m/min	m/min	A	V	A	V	Oui/Non
E2-01	1.6	4	2	128	15.3	92	15.7	N
E2-15	1.6	6	3	253	23	220	23	O
E2-24	1.6	6	4	253	23	217	22.9	O

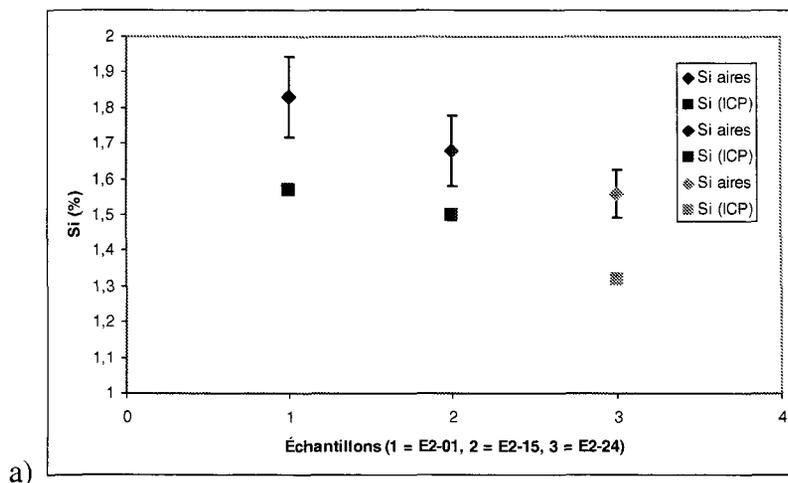
Tableau 12 : Paramètres de soudage des échantillons analysés par ICP

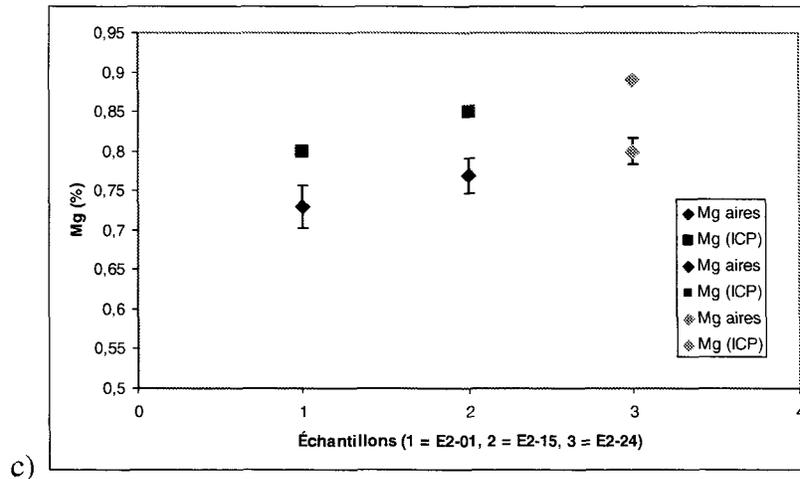
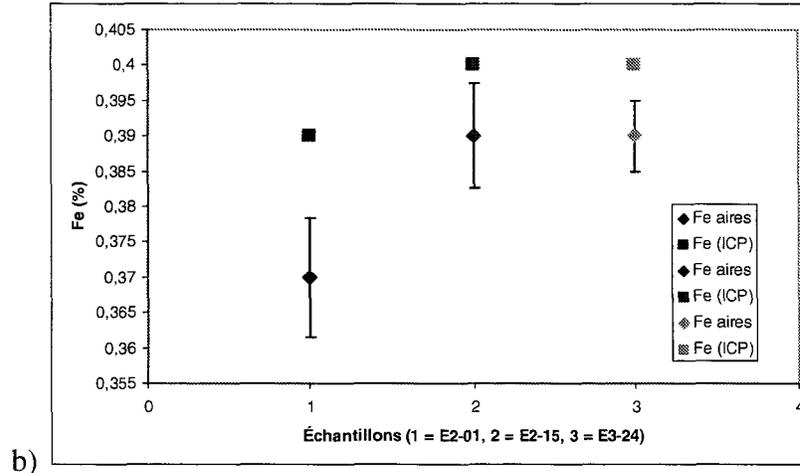
Échantillon E2-01	Si	+/-	Mg	+/-	Fe	+/-	Mn	+/-
Analyse par dissolution (ICP)	1.57		0.8		0.39		0.063	
Méthode des aires	1.83	0.11	0.73	0.03	0.37	0.01	0.063	0.002
Différence (%)	16.6		8.8		5.1		0.0	

Échantillon E2-15	Si	+/-	Mg	+/-	Fe	+/-	Mn	+/-
Analyse par dissolution (ICP)	1.5		0.85		0.4		0.065	
Méthode des aires	1.68	0.10	0.77	0.02	0.39	0.007	0.066	0.002
Différence (%)	12.0		9.4		2.5		1.5	

Échantillon E2-24	Si	+/-	Mg	+/-	Fe	+/-	Mn	+/-
Analyse par dissolution (ICP)	1.32		0.89		0.4		0.068	
Méthode des aires	1.56	0.07	0.8	0.02	0.39	0.005	0.068	0.001
Différence (%)	18.2		10.1		2.5		0.0	

Tableau 13 : Résultats des analyses par ICP et par la méthode des aires pour le matériau de base P2





**Figure 53 : Représentation graphique des résultats d'analyse par ICP et par la méthode des aires, en a, le taux de silicium, en b, le taux de magnésium et en c, le taux de fer**

Les graphiques illustrent bien les variations entre les différents échantillons. En effet, lorsque l'on analyse la variation d'un élément par rapport aux paramètres de soudage (un échantillon par rapport aux autres), les deux méthodes de quantification varient de la même manière. La différence entre la composition calculée par la méthode des aires et la composition analysée par la méthode ICP peut être directement reliée à la coupe de l'échantillon ICP. En effet, la composition en silicium est supérieure pour l'analyse par la

méthode des aires, tandis que les compositions en fer et magnésium sont inférieures comparativement aux analyses ICP. Ces différences de compositions peuvent être reliées au fait qu'une partie du métal de base (faible en Si et forte en Mg et en Fe) est incluse dans l'analyse ICP, tandis qu'une partie de la zone fondue (faible en Fe et Mg mais très forte en Si) est retranchée. La variation des éléments entre les échantillons est quasi identique et la coupe induit une erreur de composition dans le même sens que les résultats obtenus. Les deux méthodes sont comparables, cependant la méthode des aires est plus pratique pour les besoins de l'étude.

La corrélation entre la fissuration à chaud et les éléments présents dans les cordons de soudure a donc été analysée. Pour ce faire, la méthode des aires de la zone fondue a été employée. Le taux de chaque élément analysé est exprimé en pourcentage massique. Les figures 54 a), b) et c), indiquent la sensibilité à la fissuration à chaud, respectivement, en fonction du pourcentage de silicium, de magnésium et de fer. Ces essais compilent tous les résultats obtenus lors des séries d'expérimentations E3, E4 et E6. Ces graphiques proviennent donc d'une multitude de paramètres ainsi que de deux lots de matériaux de base (P2 et P4). Il est possible de voir que pour le cas du magnésium, la majorité des essais se trouvent dans un intervalle restreint entre 0,7 et 0,8 wt.%, pour tous les nombres de fissures observés. Il est donc impossible d'affirmer qu'une corrélation est présente entre le taux de magnésium et le phénomène de fissuration à chaud. Il en va de même pour la teneur en silicium, bien que l'intervalle du taux de silicium soit plus grand, aucune tendance ne peut être définie. Seule une probabilité légèrement plus élevée à la fissuration pourrait être

observée à bas taux de silicium. Par contre, dans le cas du fer, deux intervalles distincts sont présents. En effet, un intervalle entre 0,35 wt.% et 0,4 wt.% de fer qui semble obtenir un nombre de fissures généralement plus faible que pour l'intervalle de concentration plus élevé, soit entre 0,45 wt.% et 0,5 wt.% de fer. Les deux intervalles distincts sont directement reliés au matériau de base utilisé. Le premier intervalle à basse concentration en fer correspond aux essais effectués sur le matériau de base P2, tandis que le deuxième, à haute teneur en fer correspond aux essais réalisés sur le métal P4. Par conséquent, la concentration en fer dans la zone fondue semble avoir un effet non négligeable sur le phénomène de fissuration à chaud. Le graphique ne présente pas une corrélation directe, cependant, lorsque le taux de fer augmente, il y a une probabilité plus élevée d'obtenir un grand nombre de fissurations et ce, pour tous autres paramètres confondus. La figure 55 quant à elle, présente l'influence du ratio de la concentration en silicium sur la concentration en fer. Ce graphique démontre une probabilité plus élevée à l'augmentation du nombre de fissures avec la diminution du ratio Si/Fe. Comme le démontrent ces graphiques, la teneur en élément d'alliage n'est pas l'unique cause du problème. En effet, il y a plusieurs degrés de fissuration (nombre de fissures) pour chaque composition en fer, ou ratio de composition fer/silicium. Une interaction entre les différents paramètres de soudage est aussi présente.

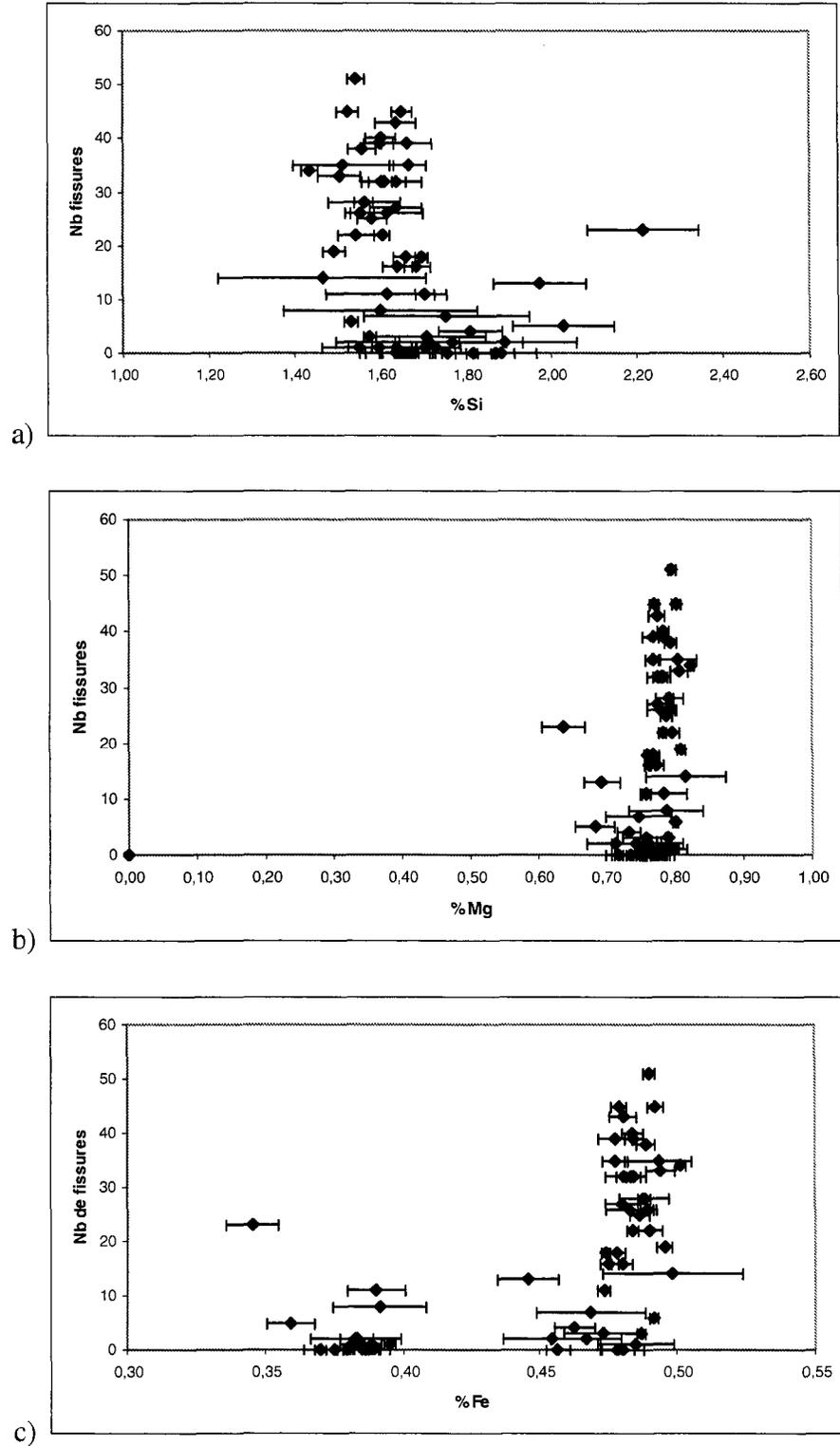
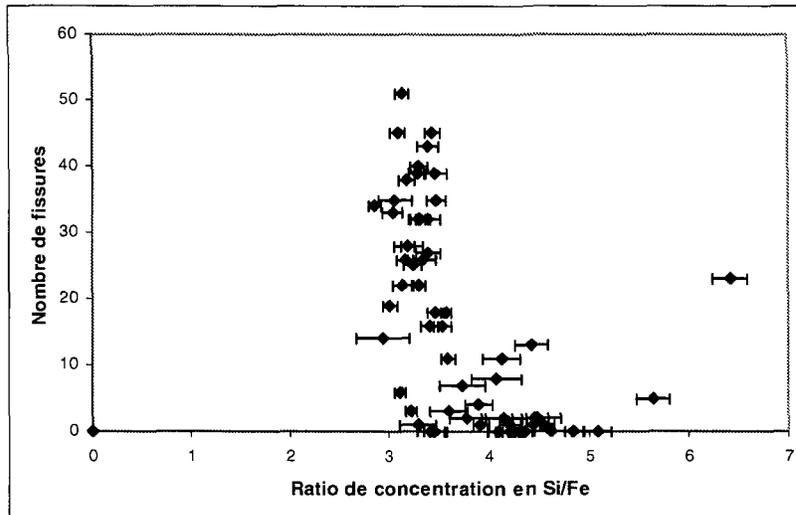
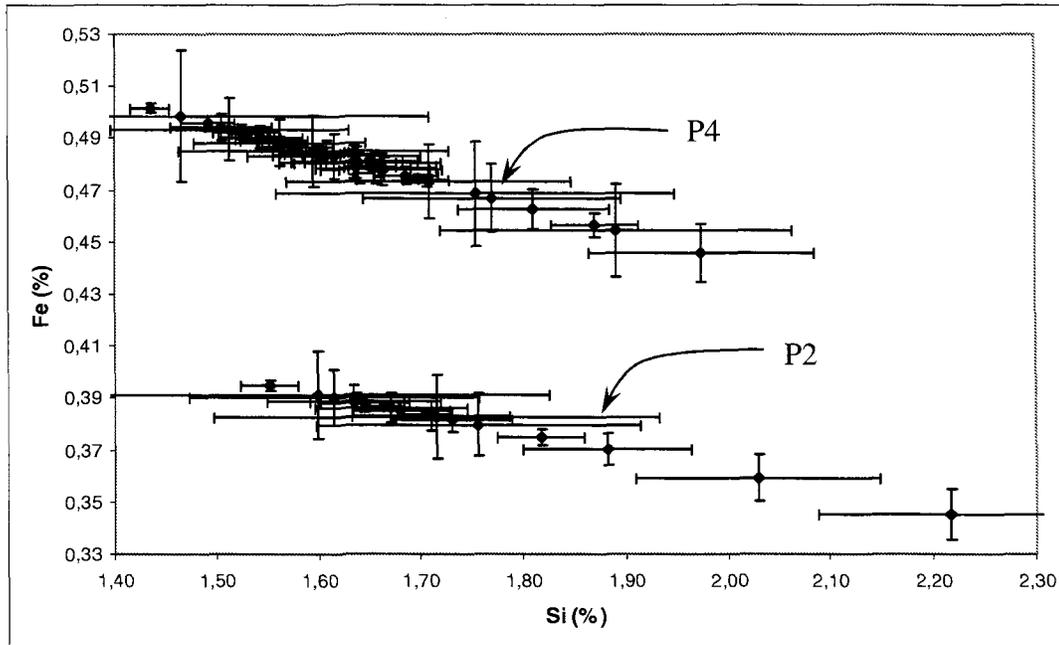


Figure 54 : Le nombre de fissurations en fonction de la teneur en élément d'alliage dans la zone fondue, en a, le silicium, en b, le magnésium et en c, le fer



**Figure 55 : Le degré de fissuration en fonction du ratio de composition Si/Fe**

Dans le cadre de la présente étude, puisque seulement deux matériaux de base de compositions différentes ont été utilisés, il a été impossible de faire varier les compositions chimiques indépendamment. En effet, comme le présente la figure 56, pour chaque métal de base utilisé, la variation des paramètres implique une modification de tous les éléments présents. Avec cette méthodologie, il est alors impossible de faire varier le taux de fer, sans pour autant modifier celui du silicium. Cette dernière figure indique clairement la dépendance linéaire entre les deux éléments chimiques. Ceci est causé par le fait que le fer se trouve essentiellement à l'intérieur du matériau de base, tandis que le matériau d'apport est composé principalement d'aluminium et de silicium. Pour les deux matériaux de base, une diminution du silicium entraîne automatiquement une augmentation du fer. Cependant, les figures 54 a) ainsi que 54 c) illustrent la tendance prédominante de l'influence du fer par rapport à l'influence du silicium sur la fissuration à chaud.



**Figure 56 : Variation de concentration en fer et silicium**

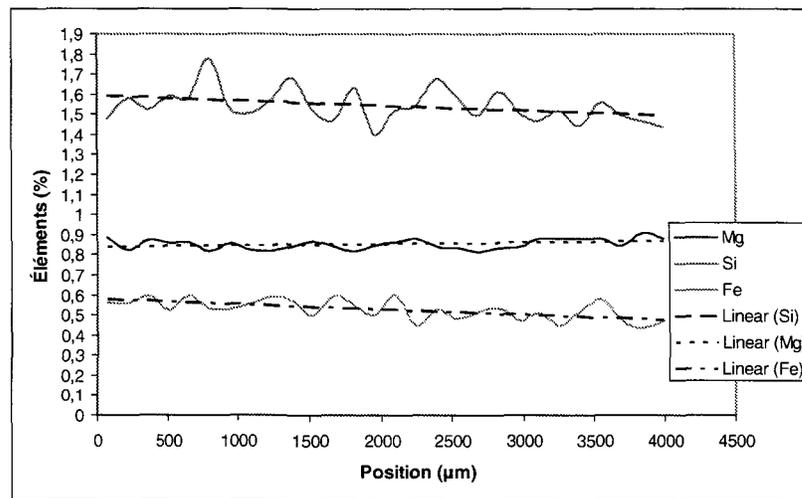
Suite à la différence de sensibilité à la fissuration à chaud remarquée sur les deux matériaux de base, une série d'expériences a été produite afin de confirmer cette différence. Le tableau 9 illustre les paramètres ainsi que le nombre de fissures pour les essais de cette série. Pour ce faire, comme mentionné précédemment, seule la vitesse de soudage ainsi que le matériau de base ont été variés. L'analyse métallurgique a donc été produite en profondeur afin de déterminer l'influence de ces petites variations de composition. En effet, une analyse au microscope électronique à balayage a été effectuée afin de déterminer l'homogénéité des deux matériaux de base. Par la suite, des analyses de composition de la zone fondue par la méthode des aires ont été produites. Finalement, des simulations thermodynamiques sur la composition des phases secondaires ont été réalisées, ainsi que l'observation de ces dernières à l'aide de la microscopie électronique à balayage.

#### 4.4.2 Homogénéité de la zone fondue

Afin de déterminer si la composition du métal de base a ou non, une influence sur l'homogénéité de la zone fondue, une analyse à l'aide de la microscopie électronique à balayage a été produite. Pour ce faire, la sonde d'analyse EDS (spectroscopie par diffraction des énergies) a été utilisée afin de déterminer les compositions à différents endroits de la zone fondue. Les teneurs en silicium, magnésium et fer ont été évaluées, de la racine du cordon de soudure jusqu'à la surface. L'évaluation de la composition a été effectuée en analysant la composition sur une aire constante. La composition moyenne sur une fenêtre de 250  $\mu\text{m}$  par 140  $\mu\text{m}$  était analysée à la racine de la soudure. Par la suite, la fenêtre était déplacée de 140  $\mu\text{m}$  vers la surface de la soudure, des analyses étaient ainsi produites jusqu'à atteindre la surface. Pour chaque cordon de soudure, cette analyse a été répétée à trois reprises, et une moyenne a été calculée. Les figures 57 a) et b) illustrent les résultats obtenus à l'aide de ces essais. Ces deux cordons de soudure ont été effectués l'un à la suite de l'autre à l'aide des mêmes paramètres. L'unique différence étant le matériau de base utilisé, soit le métal P4 pour l'échantillon E4-06-P4 et le métal P2 pour l'échantillon E4-07-P2. Pour les deux matériaux de base, il est possible de voir que la zone fondue n'est pas parfaitement uniforme et qu'elle possède de petites variations de composition aléatoires. Les graphiques ne présentent aucune forme de ségrégation importante à l'intérieur de la zone fondue. Cependant, il est possible de distinguer une certaine tendance quant à l'évolution des éléments chimiques de la racine à la surface de la soudure. En effet, comme l'indique les droites de régression linéaires, pour les deux essais, il y a une légère tendance à la baisse dans le cas du silicium et du fer, tandis que le magnésium demeure

plutôt constant. La comparaison des deux graphiques indique une variation du silicium semblable (entre 1,8 wt.% et 1,4 wt.%), en incluant les variations aléatoires et la tendance. Dans le cas du magnésium, encore un fois, les deux graphiques illustrent des résultats très similaires, c'est-à-dire, entre 0,9 wt.% et 0,8 wt.%. Cependant, une faible différence peut être remarquée au niveau de la concentration en fer. En effet, dans le cas de la soudure effectuée sur le métal de base P4, le taux de fer se situe entre 0,6 wt.% et 0,4 wt.%, toujours en incluant les variations aléatoires ainsi que la tendance. Tandis que pour le cordon effectué sur le métal de base P2, l'intervalle de concentration en fer se situe entre 0,5 wt.% et 0,3 wt.%. Il y a donc une différence relative d'environ 20 % de concentration en fer entre les matériaux de base qui résulte une variation d'environ 0,1 % (pourcentage massique) dans la zone fondue. Cette analyse illustre bien la différence de composition générale rencontrée à la section précédente. La question est donc de déterminer si cette faible variation de concentration en fer peut engendrer une telle évolution au niveau de la sensibilité à la fissuration à chaud.

Racine du cordon  $\longrightarrow$  Surface du cordon



a)

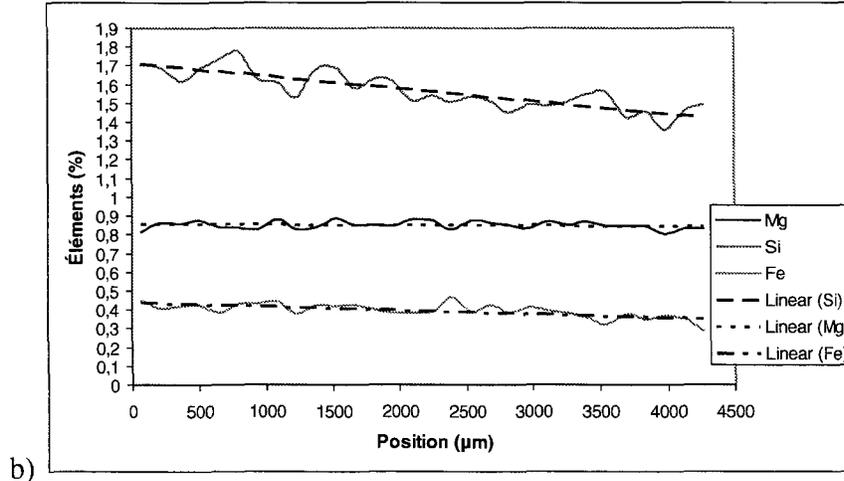


Figure 57 : Concentration d'un élément donné en fonction de la distance à partir de la racine, en a), pour l'essai E4-06-P4 et en b), pour l'essai E4-07-P2

#### 4.4.3 Composition de la zone fondue par la méthode des aires

La quatrième série d'expériences a été choisie afin de comparer l'influence des deux matériaux de base à l'étude. Cela est possible car deux métaux ont été utilisés au cours de la même série et ce, en alternance avec tous les autres paramètres constants pour chaque groupe de quatre essais (deux essais sur P2 et deux sur P4). Les figures 58 a) et b) présentent l'évolution de la sensibilité à la fissuration à chaud pour cette série d'essais. Comme présenté à la figure 58 a), il est difficile d'effectuer une corrélation avec la concentration en silicium. Cependant, dans le cas du fer, encore une fois, deux sensibilités sont présentes, une pour chaque matériau de base utilisé. Dans le cas de la composition en silicium, bien qu'aucune tendance directe ne puisse être observée, une faible teneur de cet élément semble néfaste au phénomène de fissuration à chaud. En effet, bien qu'un nombre de fissures réduit (moins de 5) est observé sur toute l'intervalle (de 1,55 wt.% à 1,85 wt.% de silicium), les nombres de fissures élevés semblent se propager vers la gauche du

graphique, c'est-à-dire, lorsque la teneur en silicium diminue. Dans le cas du fer, une basse teneur semble limiter la sensibilité à la fissuration à chaud, tandis qu'une teneur plus élevée, semble introduire une tendance exponentielle.

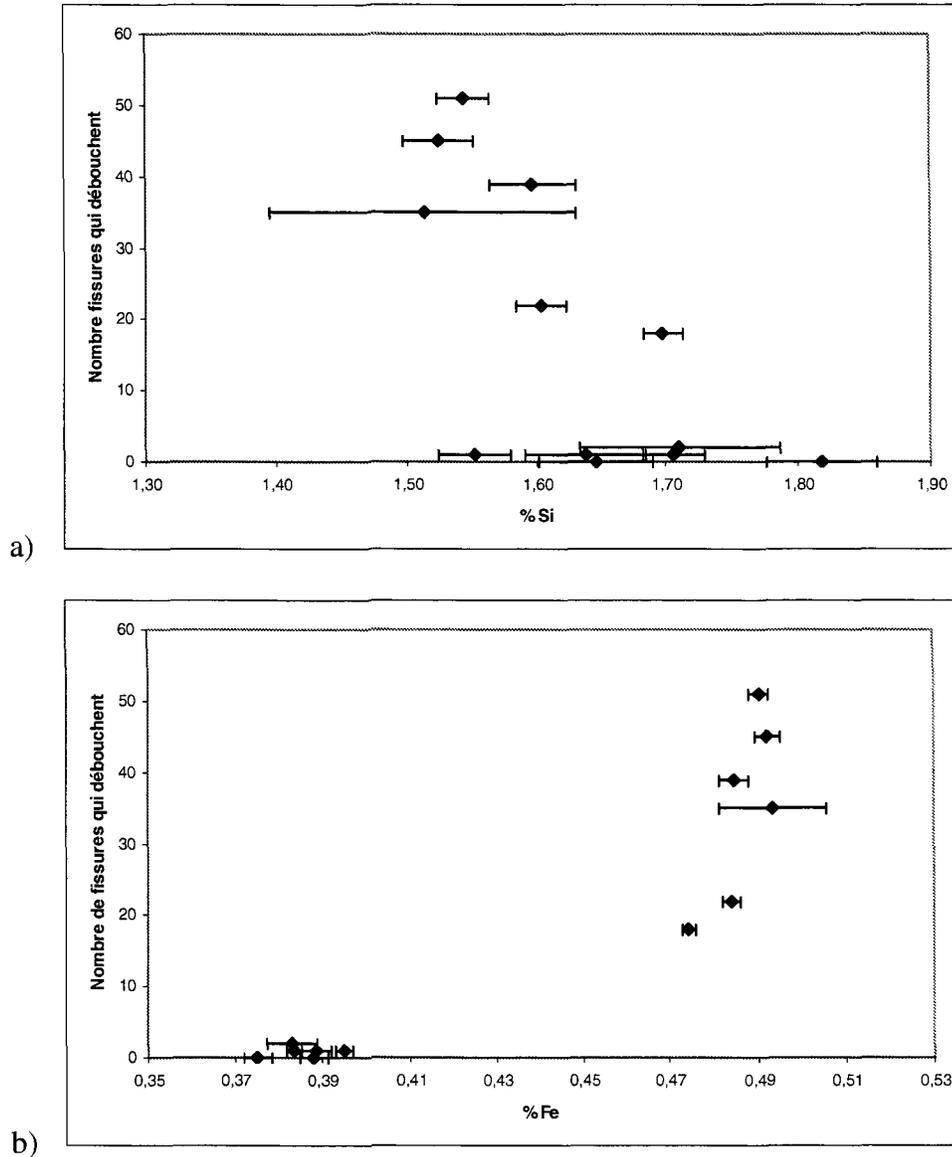


Figure 58 : Résultats de la fissuration en fonction de la composition, en a), en silicium et en b), en fer

Les deux éléments ont alors un certain effet sur la sensibilité à la fissuration à chaud, pour tous les autres paramètres étant constants par ailleurs. Puisque deux éléments ont une certaine influence sur la sensibilité à la fissuration à chaud, l'étude du ratio de ces derniers pourrait s'avérer intéressante. Le ratio de la concentration en silicium divisé par celle en fer est présenté à la figure 59. De ce graphique, il est possible de déduire que le phénomène de fissuration à chaud est minimisé lorsque le ratio Si/Fe est plus élevé que quatre, tandis qu'une croissance exponentielle du nombre de fissures apparaît lorsque ce taux diminue en dessous de quatre. Du point de vue de la métallurgie, il est essentiel que la microstructure possède une variation entre les cordons soudés sur la plaque P2, par rapport à ceux soudés sur le métal P4. Puisque les paramètres de soudage sont identiques, sauf pour le métal de base et que la sensibilité à la fissuration à chaud est très différente, les microstructures ne doivent pas être identiques. La microstructure des soudures effectuées sur le matériau de base P4 doit posséder des sites propices à la fissuration puisque les contraintes mécaniques et thermiques doivent être identiques pour les deux métaux de base. Comme mentionné au chapitre 2, une addition de silicium engendre une augmentation de la fluidité, tandis que le contraire est vrai dans le cas d'un accroissement de fer. L'augmentation du fer simultanée à la diminution du silicium devrait donc engendrer une diminution marquée de la fluidité. Cette dernière est très importante afin de combler les initiations de fissures dans le milieu semi-solide. L'étude en profondeur de la microstructure de ces soudures doit alors être entreprise.

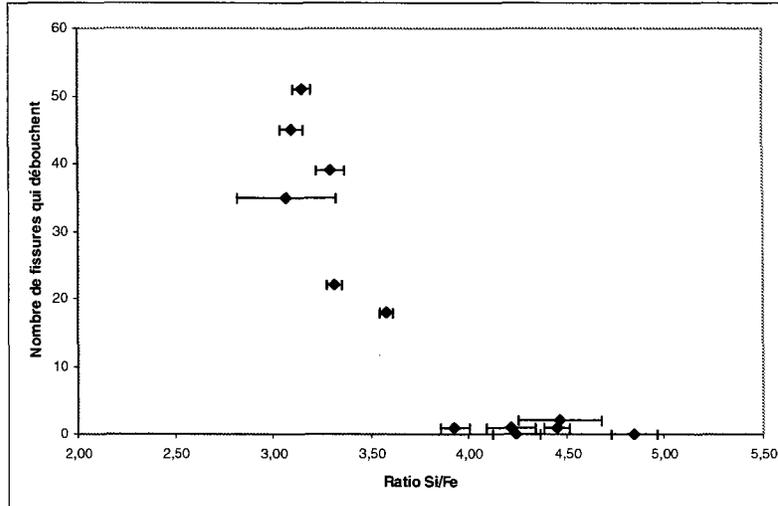


Figure 59 : Fissuration en fonction du ratio des taux de silicium sur fer

#### 4.4.4 Liquide interdendritique

Lors du refroidissement d'un alliage à l'état liquide, les différentes phases et constituants se forment à partir des éléments présents à l'intérieur du matériau. La phase qui, selon la littérature, a la plus grande influence sur le phénomène de fissuration à chaud, est la phase interdendritique. Cette phase est la dernière à se solidifier et sa quantité permet ou non, le remplissage d'initiations de fissures. Le présent projet a estimé la quantité de liquide interdendritique afin de déterminer l'influence de cette phase sur la fissuration à chaud. Afin de limiter les interactions des éléments présents, cette analyse a été produite à l'aide de la deuxième série d'expériences, où seul le matériau de base P2 est utilisé. Par contre cette série possède les plus grandes variations des paramètres de soudage. Pour ce faire, chaque cordon de soudure du deuxième plan d'expérimentation a été coupé à trois endroits différents et chaque plan de coupe a été analysé à cinq endroits différents comme l'illustre la figure 60. La proportion de liquide interdendritique pour chaque essai, est alors

la moyenne des 15 analyses effectuées. Pour déterminer la quantité de liquide présent à la fin de la solidification, l'utilisation d'un logiciel d'analyse d'images a été nécessaire. Grâce à l'attaque chimique sur les coupes transversales, il est possible de distinguer le liquide qui s'est solidifié en dernier, entre les bras des dendrites. Le calcul du nombre de pixels à l'intérieur de chaque phase est par la suite effectué, afin de déterminer la quantité de phase interdendritique pour chaque zone d'analyse. La figure 61 présente les résultats obtenus de l'analyse du liquide interdendritique, pour les cordons de la deuxième série d'expériences, vitesse de fil variant de 4 m.min<sup>-1</sup> à 8 m.min<sup>-1</sup>, vitesse de soudage variant de 2 m.min<sup>-1</sup> à 4 m.min<sup>-1</sup>. Ce graphique démontre que la quantité de liquide en fin de solidification n'est pas la principale cause en ce qui a trait au phénomène de fissuration à chaud de l'alliage AA6061, soudé par procédé hybride.

En effet, pour les paramètres utilisés, le taux de liquide interdendritique varie entre 17 % et 24 % volumique, pour les trois catégories de fissuration. La quantité de liquide lors de la solidification finale pour chaque échantillon est donc dans le même intervalle peu importe le degré de fissuration. Il est alors impossible d'effectuer une corrélation entre le nombre de fissures observé et le pourcentage de liquide interdendritique. Par contre, cette différence de sensibilité à la fissuration pourrait être causée par la facilité que la phase interdendritique a pour se déplacer, plutôt que par la quantité. Par conséquent, il faudrait que la variation de ces éléments entraîne la formation de composés secondaires bloquant l'accès du liquide aux sites d'initiations de fissures.

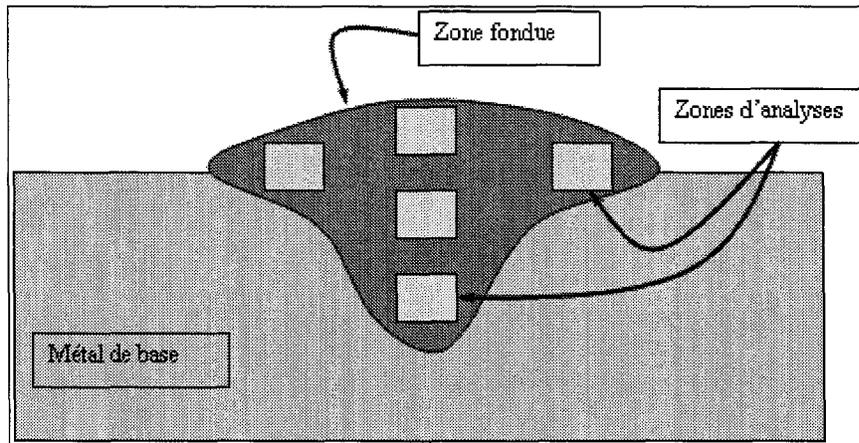


Figure 60 : Exemple de zones d'analyses d'une coupe transversale du cordon de soudure

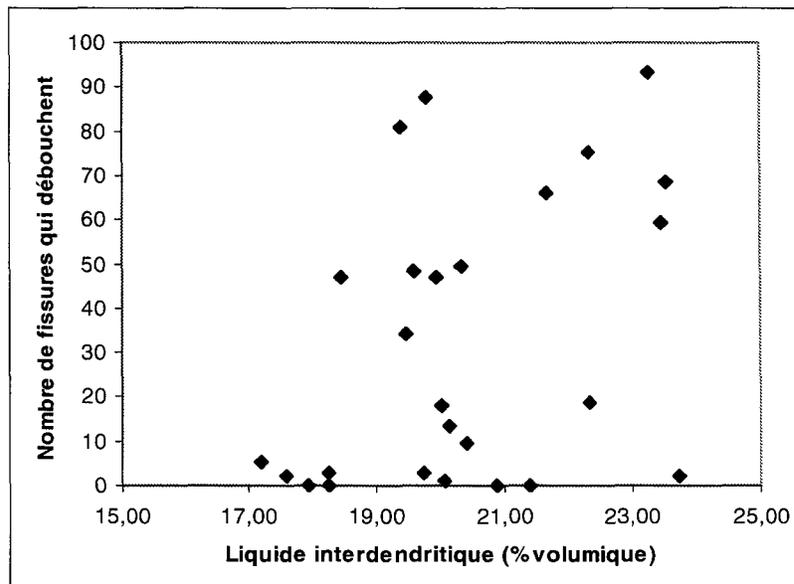


Figure 61 : Influence de la quantité de liquide interdendritique sur la fissuration à chaud

#### 4.4.5 Phases secondaires théoriques

Outre les phases principales, la composition des matériaux utilisés lors du soudage influence autant les précipités que les phases secondaires. Pour l'alliage d'aluminium AA6061, les phases primaires sont la phase  $\alpha$ -Al et la phase interdendritique. Les précipités nécessaires à l'augmentation des propriétés mécaniques lors des traitements thermiques

sont de composition  $Mg_2Si$ . Pour le cas des phases secondaires, selon la composition présente dans l'alliage, plusieurs composés peuvent être formés. Le tableau 14 démontre les phases secondaires susceptibles d'être formées pour les alliages de la série 6000. Il faut mentionner que les conditions nécessaires à la formation des phases secondaires sont déterminées à l'équilibre, sauf pour  $FeAl_6$  qui nécessite un refroidissement rapide [36, 45]. Le refroidissement rapide associé à la solidification d'une soudure, ainsi que la non uniformité de la zone fondue peut occasionner des différences avec ce tableau. Le logiciel de simulation thermodynamique Thermo-Calc a donc été employé afin de déterminer les phases secondaires.

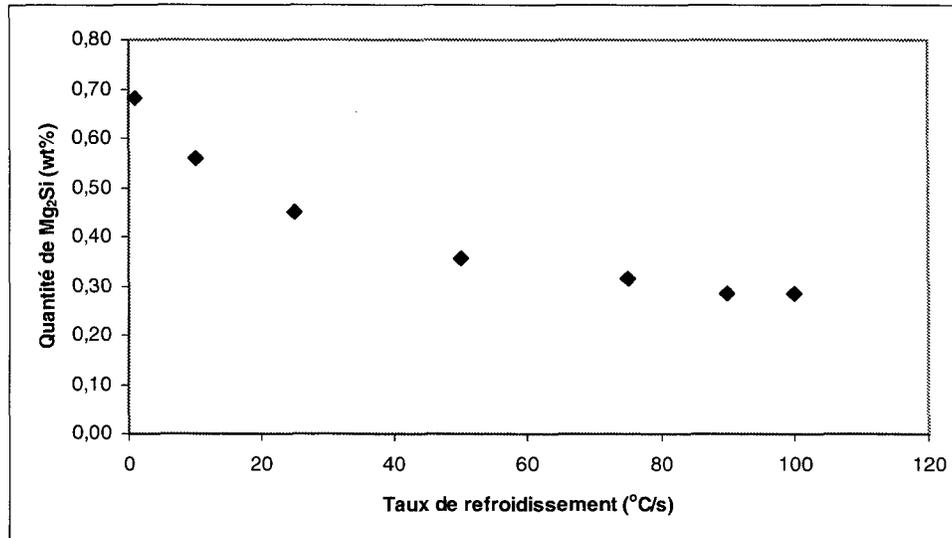
Phases	Conditions nécessaires	Phases	Conditions nécessaires
$Fe_2SiAl_8$	Mg < 2 Si Fe > 1/2 Si	$FeSiAl_5$	Mg < 2 Si 2 Fe < Si
$Cu_2Mg_8Si_6Al_5$	Cu > 0,1 % Si > Mg	$FeMg_3Si_6Al_8$	Fe > 0,5 % Si > Mg
$(FeMn)_3Si_2Al_{15}$ ou $(CrFe)_4Si_4Al_{13}$	Mn > 0,1 % ou Cr > 0,1 %	$FeAl_3$ ou $FeAl_6$	Mg >> 2 Si + refroidissement rapide

**Tableau 14 : Phases possibles selon les conditions nécessaires en pourcentage massique [36]**

Les simulations numériques les plus représentatives des essais effectués lors de ce projet peuvent être faites à l'aide de l'extension DICTRA du logiciel Thermo-Calc. Cependant, le présent projet ne dispose pas d'une base de données suffisante pour effectuer les simulations aux taux de refroidissement calculés à la section 4.2.1.1. La figure 62 démontre l'influence du taux de refroidissement sur la formation d'un composé secondaire. Dans ce cas-ci, l'influence du taux de refroidissement jusqu'à 100 °C/s a été calculée à l'aide de l'extension DICTRA, sur la formation de la phase  $Mg_2Si$ . Ces calculs ont été

effectués avec une composition près du métal de base P2 (Al -1,03 wt.% Mg -0,68 wt.% Si), sans inclure les autres éléments, afin d'alléger le calcul. Dans le cadre du projet, pour approximer la formation de la microstructure, le plus près de la réalité que possible, le modèle de Scheil-Guilliver (du logiciel Thermo-Calc) a été employé. Ce modèle implique plusieurs aspects limites qui sont présents lors d'une solidification très rapide, comme dans le cas du soudage. Le logiciel de calcul thermodynamique permet de calculer les phases formées, ainsi que leur quantité, lors du refroidissement d'un liquide de composition connue. Lorsque des vitesses de refroidissement très rapides sont employées (solidification hors-équilibre), il y a abaissement du solidus de l'alliage. Ceci est provoqué par la limite de la diffusion des atomes, qui implique que ces derniers n'ont pas le temps nécessaire à la formation de cristaux, avant la descente en température. L'alliage se trouve donc à l'état liquide dans la zone où théoriquement, selon les essais à l'équilibre, il devrait être solide. Dans le même sens, le modèle de Scheil-Guilliver prévoit un solidus le plus bas possible. Ce modèle prévoit aussi une diffusion parfaite dans le liquide tandis qu'une diffusion nulle est employée dans le solide. La diffusion évolue dans le même sens que lors du refroidissement rapide occasionné par le soudage laser-GMAW. En pratique, dans le bain de métal en fusion la diffusion est très importante, puisque la liberté des atomes dans un milieu liquide à haute température est élevée. De plus, le taux de refroidissement est très élevé, ce qui implique une diffusion très restreinte dans le solide. Ceci découle directement du fait que la diffusion dans le solide est importante si la température de ce dernier est près du solidus. Cependant, dans le cas des soudures, la température tombe très rapidement à des températures sous les 100 °C. Il y a donc un minimum de diffusion à l'intérieur du solide,

soit, tout juste à l'arrière de la zone fondue puis, la microstructure possède déjà sa forme finale. Il est alors possible d'affirmer que le modèle est une bonne approximation de la réalité lors du soudage à vitesse élevée.



**Figure 62 : Formation de la phase Mg<sub>2</sub>Si par rapport au taux de refroidissement**

Plusieurs essais ont été réalisés afin de déterminer la tendance de formation des phases secondaires, par rapport aux taux de silicium et de fer. L'analyse des expérimentations par la méthode des aires a permis de déterminer une moyenne approximative de la concentration en éléments d'alliage, pour tous les paramètres de soudage confondus. Dans le cas des essais accomplis sur le matériau de base P2, le taux de silicium est d'environ 1,65 wt.%, le taux de fer, d'environ 0,4 wt.% et celui du magnésium, de 0,78 wt.%. Les valeurs moyennes pour les essais exécutés sur les plaques P4 sont les suivantes : 1,50 wt.% Si, 0,5 wt.% Fe et 0,78 wt.% Mg. Puisque la concentration en magnésium est stable pour les deux matériaux de base, seuls les taux de fer et de silicium

ont été modifiés. Les figures 63 à 67 représentent les différentes simulations thermodynamiques effectuées. Pour tous ces graphiques, la partie ombragée indique la zone potentielle de composition pour la majorité des essais lors de l'étude. Les figures 63 a) et b) représentent la prédiction du taux de  $\text{Al}_3\text{Fe}$  avec la variation du silicium en a) et du fer en b). Pour les deux figures, la concentration constante est représentée à deux niveaux soit, pour les deux matériaux de base. L'apparition de cette phase n'intervient pas dans l'intervalle des compositions analysées lors des expériences. Afin d'obtenir cette phase, la zone fondue devrait contenir soit, moins de silicium ou soit, plus de fer. En effet, pour les deux teneurs en silicium différentes, un minimum de 0,6 wt.% fer est nécessaire à la formation de la phase  $\text{FeAl}_3$ . Lorsque le fer est constant, à une concentration de 0,4 wt.%, un maximum d'environ 1,0 wt.% en silicium peut être présent tandis que pour un taux de fer de 0,5 wt.%, le maximum de silicium est d'environ 1,3 wt.% pour l'apparition de la phase  $\text{Al}_3\text{Fe}$ . Cette dernière phase ne devrait donc pas être présente dans les zones fondues des soudures. Cette dernière affirmation est valable pour une zone fondue complètement homogène. Il devrait donc être possible d'observer cette phase, mais uniquement à certains endroits précis, où les conditions sont propices (microségrégation), haute teneur en fer et basse concentration en silicium.

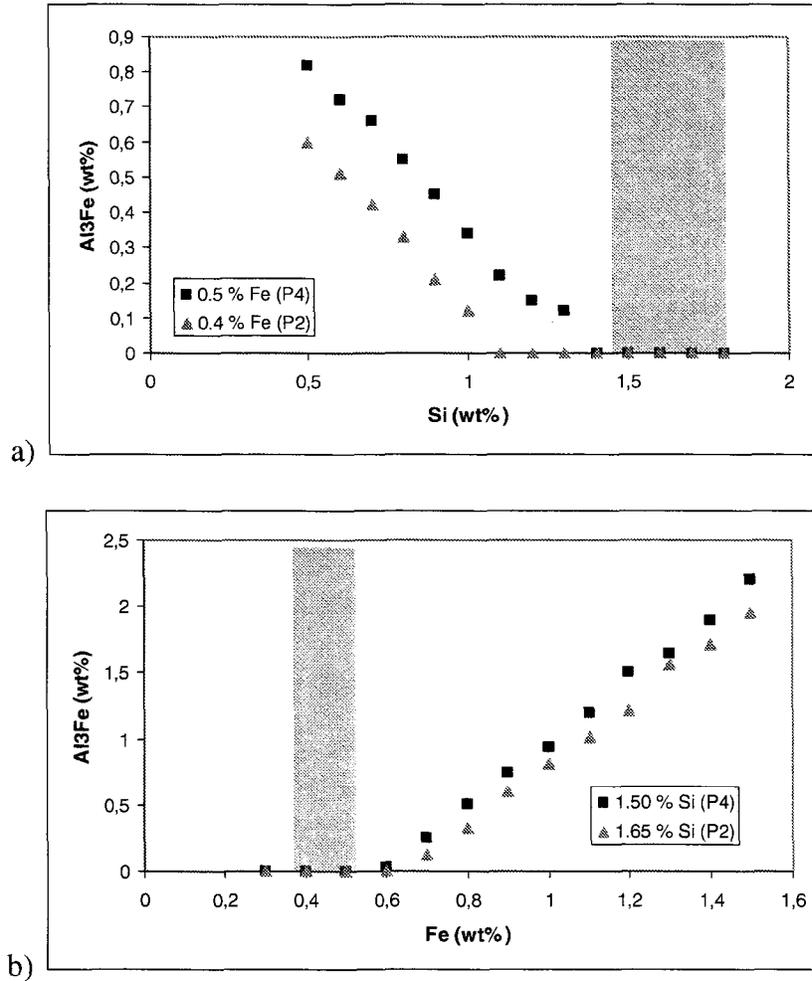


Figure 63 : Simulation de formation du composé secondaire Al<sub>3</sub>Fe

Les figures 64 a) et b), représentent les conditions pour la formation de la phase  $\alpha$ -Al<sub>8</sub>Fe<sub>2</sub>Si. Cette phase devrait être présente dans la microstructure de la zone fondue pour les deux matériaux de base. En effet, comme l'indique le graphique 64 a), la concentration de cette dernière phase devrait être plus élevée dans le cas des soudures effectuées sur le métal de base P4, plus élevé en fer. Ce graphique indique une augmentation de la phase, avec l'augmentation du silicium, atteignant un maximum qui dépend de la concentration en fer, puis, une diminution de la phase avec l'accroissement subséquent de silicium. La

concentration maximale possible de la phase  $\alpha$ - $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$  est d'autant plus élevée que le taux de fer est haut. Le graphique 64 b), pour sa part indique que pour une concentration en silicium constante, l'augmentation du taux de fer accroît la formation de la phase  $\alpha$ - $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ , puis plafonne à une certaine valeur qui dépend de la teneur en silicium. Le maximum de phase  $\alpha$ - $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$  pouvant être formé s'accroît avec la concentration en silicium.

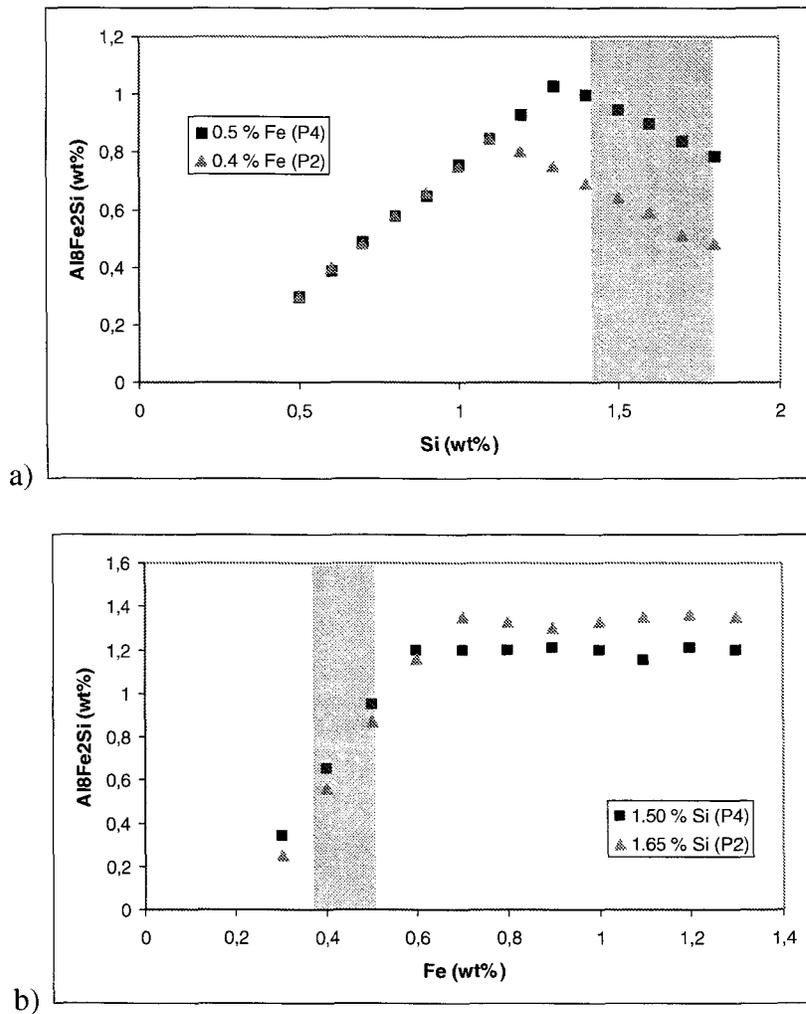


Figure 64 : Simulation de formation du composé secondaire  $\alpha$ - $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$

Dans le cas des graphiques 65 a) et b), la formation de la phase  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi, augmente avec la teneur en silicium et demeure constante avec l'accroissement de la concentration en fer. En effet, il est possible d'observer sur le graphique 65 a), que pour les deux pourcentages de fer, à teneur égale en silicium, la concentration de la phase  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi est identique. Le graphique 65 b) indique pour sa part, une très faible diminution de la formation de cette phase avec l'augmentation du taux de fer. Cette variation est cependant identique pour les deux concentrations en silicium.

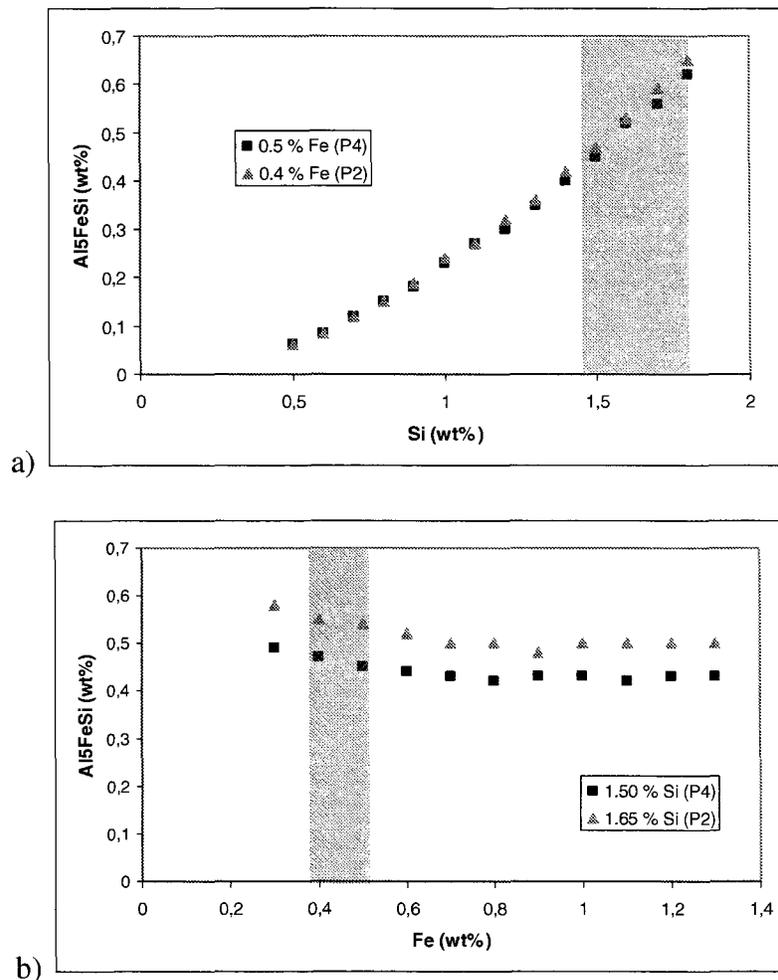


Figure 65 : Simulation de la formation du composé secondaire  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi

Les graphiques 66 a) et b), représentent la formation de la phase  $\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$ . La concentration de cette dernière phase augmente avec le taux de silicium comme le présente le graphique 66 a). La figure 66 b), pour sa part indique une concentration de la phase relativement stable dans l'intervalle de composition de fer analysée.

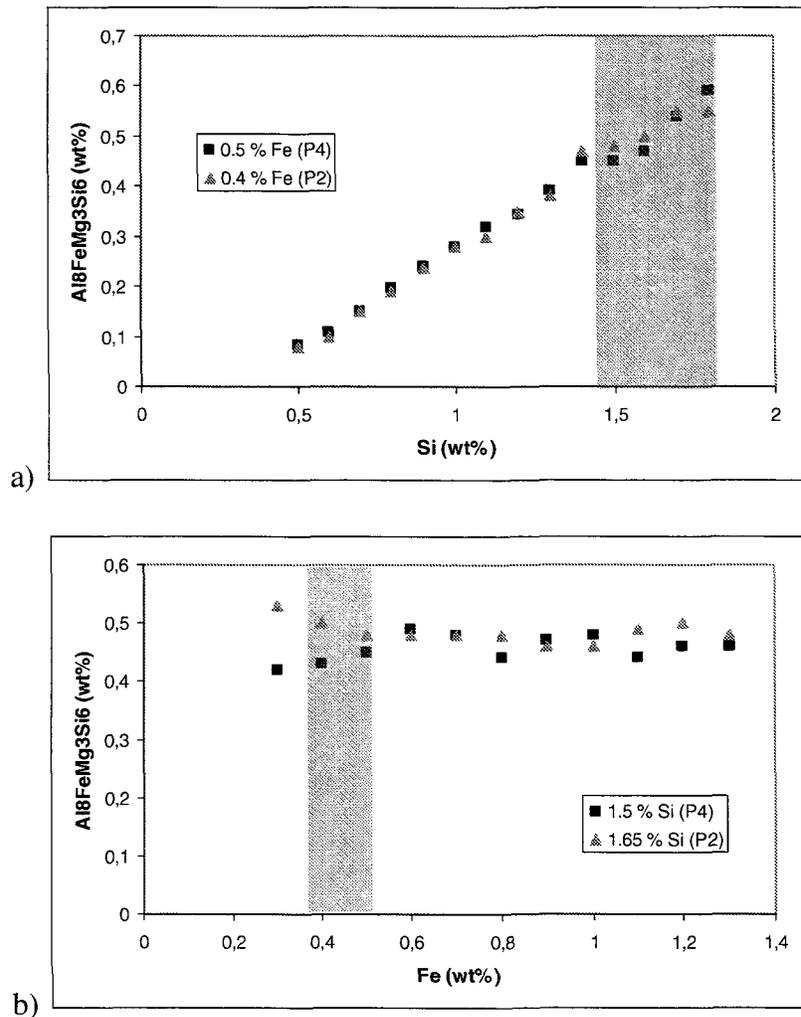
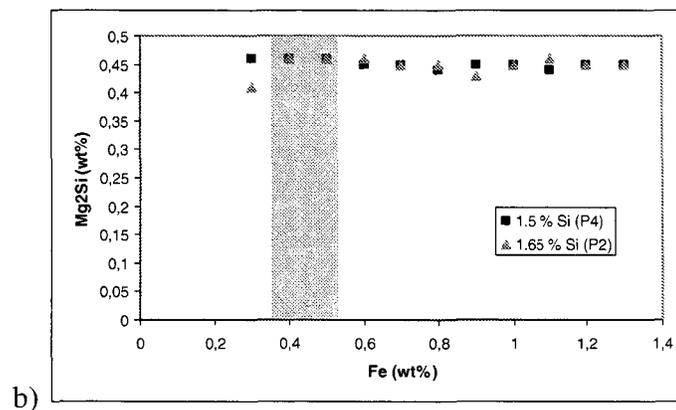
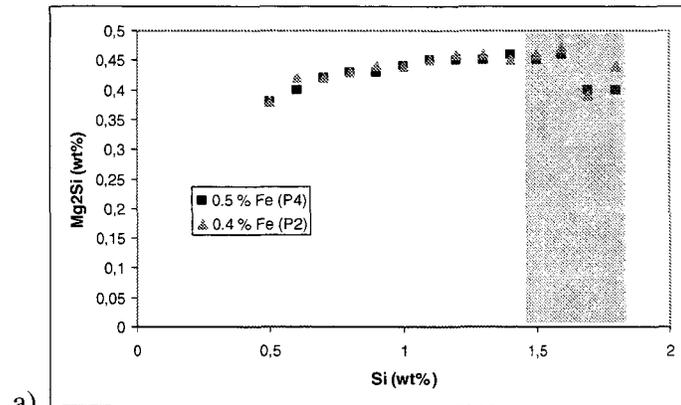
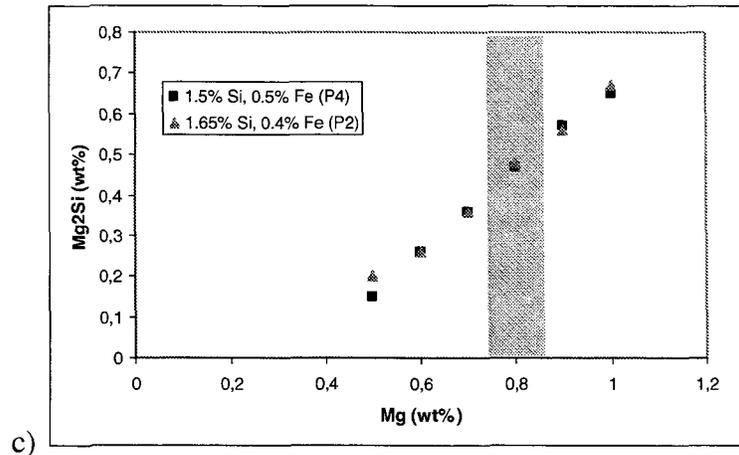


Figure 66 : Simulation de formation du composé secondaire  $\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$  (pourcentage massique)

Les graphiques 67 a), b) et c), représentent la variation du taux de  $\text{Mg}_2\text{Si}$  par rapport à la variation respective de silicium, de fer et de magnésium. Il est possible d'observer une

très faible tendance à l'augmentation de la formation de cette phase avec l'accroissement du silicium au graphique 67 a). Cependant, dans l'intervalle analysé, une diminution, ou une oscillation est observée pour les teneurs les plus élevées en silicium. La figure 67 b) démontre que la concentration en fer n'a aucune influence sur la formation de la phase  $Mg_2Si$  et ce, pour les deux concentrations en silicium étudiées. La figure 67 c), quant à elle, démontre clairement la tendance à l'augmentation de cette dernière phase, proportionnellement à la teneur en magnésium. La concentration en  $Mg_2Si$  est alors identique pour les deux couples de concentration en fer et silicium en raison de leurs teneurs en magnésium identiques.





**Figure 67 : Simulations de formation de la phase secondaire Mg<sub>2</sub>Si (pourcentage massique)**

À l'intérieur de l'intervalle de composition des différentes soudures effectuées, sur les deux métaux de base, plusieurs phases secondaires devraient être présentes. Comme mentionné précédemment, la phase AlFe<sub>3</sub> ne devrait pas être présente, tandis que la phase Mg<sub>2</sub>Si devrait être difficilement observable. En effet le soudage à haute vitesse utilisé lors de cette étude implique un taux de refroidissement élevée, semblable à une trempe. Comme la température dans la zone fondue est extrêmement élevée, à cause du laser, et que le refroidissement est très rapide, il en résulte une mise en solution des éléments d'alliages. Selon le taux de refroidissement, qui détermine la diffusion, les atomes pourront s'agencer afin de former les précipités de Mg<sub>2</sub>Si qui causent l'augmentation des propriétés mécaniques de l'alliage. Il faut mentionner que cette phase est formée à température très près du solidus de l'alliage. Une partie des particules de cette phase pourront croître afin de former des particules de Mg<sub>2</sub>Si à l'équilibre (observable au microscope optique). Cependant, puisque la diffusion est limitée, plusieurs particules de Mg et Si resteront en solution solide, tandis que certaines zones de Guinier-Preston, β'', et β' pourront être

formées. La microstructure résultante est donc semblable à celle d'un traitement thermique de type T4. Dans le cas des phases secondaires contenant du fer, ces phases se forment à températures plus élevées, ce qui implique que ces phases ont plus de chance d'être formées lors de la solidification de la zone en fusion. Suivant les compositions des zones fondues, la teneur des différentes phases secondaires peut varier. Le tableau 15 résume l'effet des différentes variations sur la formation des phases secondaires. À partir de ces données, il est possible de prédire une plus grande concentration de la phase  $\alpha$ - $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$  pour les soudures réalisées sur le métal P4, tandis que les soudures effectuées sur le matériau P2 devraient posséder un plus grand taux de phases  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  et  $\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$ . Dans le cas de la phase  $\text{Mg}_2\text{Si}$ , la concentration devrait être similaire pour les soudures effectuées sur P2 et P4, puisque qu'elles ont une teneur en magnésium très semblable au départ et que le même matériau d'apport est employé.

Élément	Variation	Phase	Variation
Fer	↗	$\text{Al}_3\text{Fe}$	↗
Silicium	↘	$\text{Al}_3\text{Fe}$	↗
Fer	↗	$\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$	↗ puis plafonne
Silicium	↘	$\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$	↗ ou ↘ (atteint un max)
Fer	↗	$\text{Al}_5\text{FeSi}$	↘ (très faible)
Silicium	↘	$\text{Al}_5\text{FeSi}$	↘
Fer	↗	$\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$	↘
Silicium	↘	$\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$	Stable
Fer	↗	$\text{Mg}_2\text{Si}$	Stable
Silicium	↘	$\text{Mg}_2\text{Si}$	Stable
Magnésium	↗	$\text{Mg}_2\text{Si}$	↗

**Tableau 15 : Effets des variations de composition sur les phases secondaires**

Le tableau 16 représente des essais possédant des teneurs en éléments d'alliages similaires aux concentrations utilisées pour les simulations. Le tableau 17 représente quant à elle les simulations thermodynamiques de ces essais. Comme tous les autres résultats de concentration, ces derniers sont exprimés en pourcentages massiques. De ces résultats, la seule différence significative se trouve au niveau de la phase  $\alpha\text{-Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ . Comme l'indique le tableau 17, le cordon de soudure effectué sur le métal de base P4 possède près de 72 % plus de phase  $\alpha\text{-Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$  que le cordon réalisé sur le matériau de base P2. La différence de concentration des autres phases est négligeable, l'influence de ces dernières sur la fissuration à chaud devrait être similaire pour les deux matériaux de base. Ces deux essais ont été produits l'un à la suite de l'autre, avec les mêmes paramètres de soudage. La soudure effectuée sur le matériau de base P2, possédant un peu plus de silicium et un peu moins de fer, contiendrait selon les simulations, 0,53 % massique de phase  $\alpha\text{-Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$  et le nombre de fissures observé s'élève à une seule. Dans le cas de la soudure réalisé sur le métal de base P4, cette dernière contiendrait 0,91 % massique de phase  $\alpha\text{-Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$  et le nombre de fissures observé s'élève à 41. Il est désormais important de comparer ces résultats simulés avec l'observation, afin de déterminer si une différence de 0,38 wt.% de phase  $\alpha\text{-Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$  peut être à l'origine d'une telle dispersion des résultats de fissuration à chaud pour les deux matériaux de base.

	Si (wt.%)	Fe (wt.%)	Mg (wt.%)
E4-10-P4	1,52	0,49	0,80
E4-11-P2	1,64	0,39	0,78

**Tableau 16 : Éléments d'alliages pour les essais E4-10 et E4-11 trouvés par la méthode des aires**

Phases	1,5 Si – 0,5 Fe – 0,78 Mg (wt.%)	1,65 Si – 0,4 Fe – 0,78 Mg (wt.%)
$\alpha$ -Al <sub>8</sub> Fe <sub>2</sub> Si	0,91	0,53
$\beta$ -Al <sub>5</sub> FeSi	0,46	0,53
Al <sub>8</sub> FeMg <sub>3</sub> Si <sub>6</sub>	0,46	0,50
Mg <sub>2</sub> Si	0,48	0,44

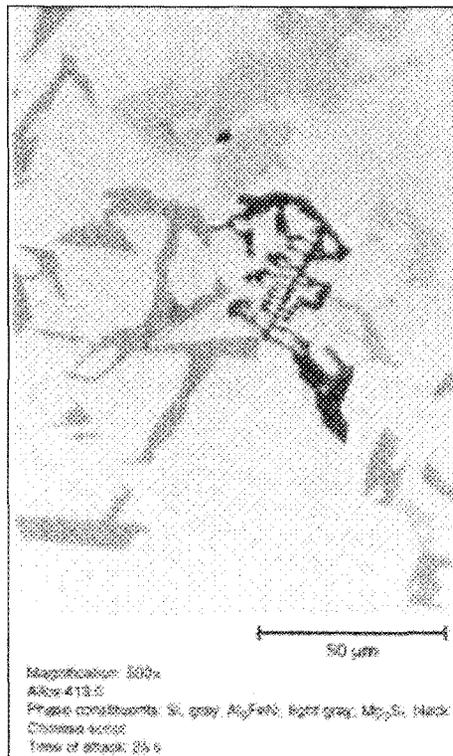
Tableau 17 : Exemple de résultats obtenus à l'aide du logiciel Thermo-Calc

#### 4.4.6 Phases secondaires expérimentales

Dans le cas de la présente étude, afin de comparer la simulation à l'expérience, la microscopie électronique à balayage (MEB) a été employée. Cette technique a été préférée à la microscopie optique puisque les phases secondaires sont très petites et ne sont que très rarement aperçues avec cette technique. De plus, l'analyse de la surface du cordon de soudure sans préparation est impossible au microscope optique à cause de la profondeur de champ réduite. La microscopie électronique à balayage permet aussi l'analyse semi-quantitative des éléments chimiques grâce à un système de spectroscopie par diffraction des énergies (EDS). Ce système permet de comparer la composition des phases d'un même échantillon, mais ne permet pas de déterminer la composition réelle avec une grande précision. Mise à part la composition chimique des phases, la forme de ces dernières permet, dans certains cas de les distinguer.

D'après les simulations numériques, quatre phases devraient être présentes dans la zone fondue des soudures effectuées sur les différents matériaux de base : les phases  $\alpha$ -Al<sub>8</sub>Fe<sub>2</sub>Si,  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi, Al<sub>8</sub>FeMg<sub>3</sub>Si<sub>6</sub> et Mg<sub>2</sub>Si. Bien que les phases possèdent des formules stoechiométriques propres, il peut y avoir certaines variations. Toutes les informations

suivantes sur la composition et forme des phases proviennent de la même référence et sont exprimées en pourcentage massique [36]. Selon cette source, la phase  $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$  (31,6 wt.% Fe, 7,8 wt.% Si et la balance Al) pourrait aussi se trouver sous la forme  $\text{Al}_{12}\text{Fe}_3\text{Si}_2$ . Cette phase aurait un intervalle d'existence probable comme suit : 30 à 33 wt.% Fe et 6 à 12 wt.% Si et serait souvent représentée par une forme de style script chinois. Cette forme est illustrée à la figure 68. Pour sa part, la phase  $\text{Al}_5\text{FeSi}$  aurait un intervalle d'existence probable de 25 à 30 wt.% Fe et 12 à 15 wt.% Si. Cette phase a tendance à former des feuillets très minces qui, lorsque observées au microscope, prend la forme d'aiguilles allongées. Cependant, il n'est pas impossible, selon les éléments présents et le taux de refroidissement, que cette dernière phase se présente aussi sous la forme de scripts chinois. La phase  $\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$  qui, selon la stoechiométrie devrait avoir une composition de 10,9 wt.% Fe, 14,1 wt.% Mg et 32,9 wt.% Si, a déjà été rencontrée avec les compositions suivantes : 12 à 12,1 wt.% Fe, 15 wt.% Mg et 33,8 wt.% Si ou 12 wt.% Fe, 23 wt.% Mg et 12,5 wt.% Si. Dans le cas de la phase  $\text{Mg}_2\text{Si}$ , cette dernière tend à s'agencer sous forme de grappes afin de former de grosses molécules plutôt circulaires. Cependant, comme mentionné précédemment, le taux de refroidissement très élevé influence grandement cette phase puisqu'elle se forme à basse température, près du solidus.



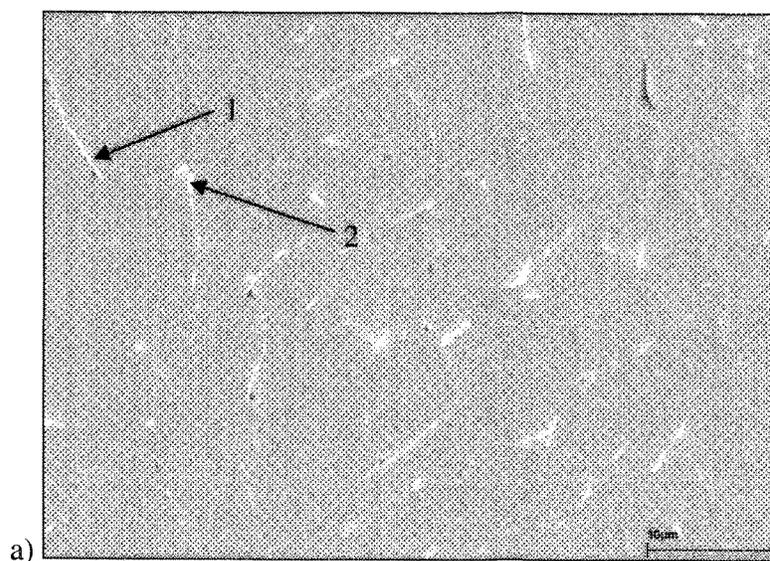
**Figure 68 : Exemple de phase en forme de script chinois (la phase  $Mg_2Si$  en noir) pour l'alliage de fonderie AA413 [1]**

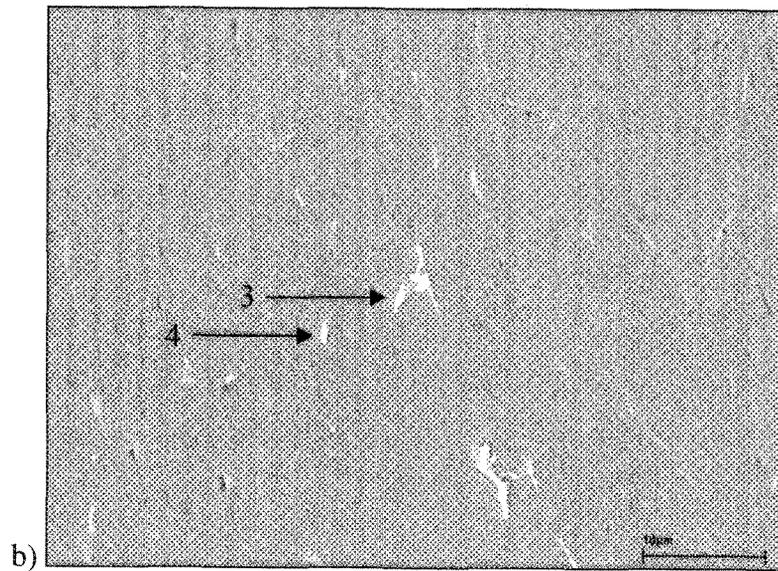
La première analyse vise à étudier les coupes transversales de différentes soudures. Les coupes transversales utilisées sont identiques à celles employées lors de l'analyse par la méthode des aires. Puisque l'analyse s'effectue par bombardement d'électrons, aucune attaque chimique n'est employée, afin de conserver la surface d'analyse intacte. Cependant, afin d'assurer une bonne conduction électrique de l'échantillon enrobé, ce dernier est enduit d'une couche extrêmement mince de platine. Cette manipulation induit une possibilité d'erreur lors de l'analyse chimique des éléments. Il est cependant possible de limiter cette dernière en soustrayant le spectre du platine. De la même façon, les spectres du carbone ainsi que de l'oxygène ont été systématiquement annulés puisque ces éléments ne se retrouvent pas dans les matériaux utilisés. Le carbone provient des manipulations avec les

maines ou de la résine d'enrobage, tandis que l'oxygène provient de l'oxydation de l'échantillon après la préparation.

L'analyse en coupe des échantillons soudés à l'aide des deux matériaux de base est semblable pour les deux vitesses de soudage utilisées. Les figures 69 a) et b) présentent les échantillons E4-02-P4 et E4-03-P2 (voir annexe A pour les paramètres expérimentaux). Comme l'illustrent ces figures, la microstructure est tout à fait similaire dans les deux cas. Les mêmes analyses ont été effectuées sur les échantillons E4-10 et E3-11 et ces derniers sont tout à fait semblables. Dans tous les cas, la vitesse de fil d'apport est de  $6 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ , une vitesse de soudage de  $1,5 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$  a été employée pour les essais 02 et 03, tandis que pour les essais 10 et 11, cette vitesse était de  $2,5 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ . Les images obtenues à l'aide du MEB démontrent une matrice en gris, ainsi que des phases secondaires (intermétalliques) en gris plus pâle et de forme principalement allongée. Aucune phase découverte ne présente une forme de type scripte chinois. Il est aussi important de mentionner que les phases secondaires possèdent une dimension trop petite pour contenir entièrement le diamètre de la "poire" d'interaction de l'analyse par la sonde EDS. La majorité de l'analyse est concentrée sur la particule visée, cependant une partie des électrons analysés par le détecteur proviennent de la surface à côté de la particule, ou de l'intérieur de la pièce, sous la surface. Puisque la matrice est composée essentiellement d'aluminium, l'analyse chimique des constituants peut être surestimée en aluminium. L'analyse chimique de la particule 1 sur l'image 69 a) indique une composition de 18,28 wt.% en fer, de 10,6 wt.% en silicium et de 71,12 wt.% en aluminium. La particule 2, quant à elle, a une teneur en fer de 21,75 wt.%,

en silicium de 7,34 wt.% et en aluminium de 69,54 wt.%. Il est à noter que pour cette dernière particule, une concentration de 1,37 wt.% en magnésium a été analysée. Dans le cas de l'image 69 b), l'analyse de la particule 3 a donné 25,14 wt.% fer, 6,28 wt.% silicium, 11,56 wt.% chrome et 57,02 wt.% aluminium. Quant à la quatrième particule observée, la composition de cette dernière est de 26,41 wt.% fer, 9,11 wt.% silicium, 1,14 wt.% cuivre et 63,34 wt.% aluminium. De ces analyses, il est possible de confirmer que les particules secondaires présentes sont des intermétalliques de type  $Al_xFe_ySi$ . Cependant, à cause de l'incertitude de la technique, ainsi que la taille des particules, il est impossible d'affirmer avec précision le type de phase ( $\alpha$ - $Al_8Fe_2Si$ ) ou ( $\beta$ - $Al_5FeSi$ ). Dans le cas des phases analysées sur les soudures effectuées avec le matériau de base P2, puisque cette dernière possède les conditions propices à l'apparition de la phase  $(CrFe)_4Si_4Al_{13}$  et que l'analyse détecte occasionnellement, une quantité assez élevée de chrome, cette phase est probablement présente.





**Figure 69 : Microstructure typique des échantillons soudés à une vitesse de fil de 6 m/min et une vitesse d'avance de 1,5 m/min, en a) E4-02-P4 et en b) E4-03-P2**

De la quatrième série d'expérimentation, les deux vitesses de soudage extrêmes ont été choisies, soit,  $1,5 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$  et  $2,5 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ . Les microstructures de ces essais sont très similaires pour toutes conditions ainsi que pour l'analyse chimique. En effet, pour les essais aux deux vitesses, les intermétalliques sont de proportions et grosseurs similaires (interprétation visuelle aux mêmes grossissements). De plus les analyses chimiques des phases secondaires indiquent que ces dernières sont de type  $\text{Al}_x\text{Fe}_y\text{Si}$ . Pour les essais effectués sur le métal de base P2, l'étude de la microstructure présente certains intermétalliques comprenant du chrome. Il n'y a donc pas de différence marquante à la microstructure qui permet de distinguer les essais effectués sur les matériaux de base différents, mis à part la présence de composés contenant du chrome. Cependant, les phases

secondaires contenant du chrome ont uniquement été observées dans une minorité des pointés EDS.

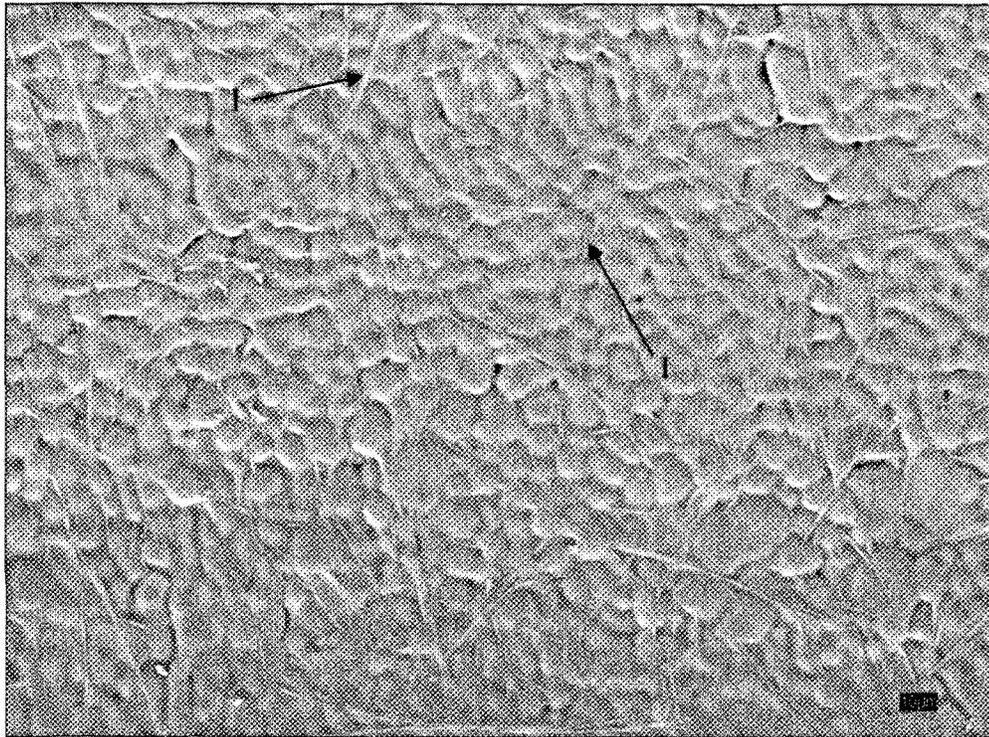
Un examen plus approfondi de la surface a donc été réalisé afin de comparer les différents échantillons. L'analyse de la surface de la soudure est effectuée sans préparation afin de visualiser la microstructure à la surface suite au soudage. Trois échantillons ont alors été étudiés à l'aide du MEB, un échantillon fissuré, soudé sur le matériau de base P4 et un autre possédant une seule fissure, soudé avec les mêmes paramètres mais sur le métal de base P2. Par la suite, un dernier échantillon a été analysé, ce dernier provenant de la deuxième série d'expérimentation et a été soudé sur le matériau de base P2 à vitesse de soudage plus élevée tout en possédant de nombreuses fissures. Le tableau 18 illustre les paramètres de soudage ainsi que le nombre de fissures pour les échantillons à l'étude.

Échantillon	Matériau de base	Vitesse de soudage (m/min)	Vitesse de fil d'apport (m/min)	Fissuration ou nombre de fissures
E4-10	P4	2,5	6	45
E4-11	P2	2,5	6	1
E2-24	P2	4	6	88 (extrapolé)

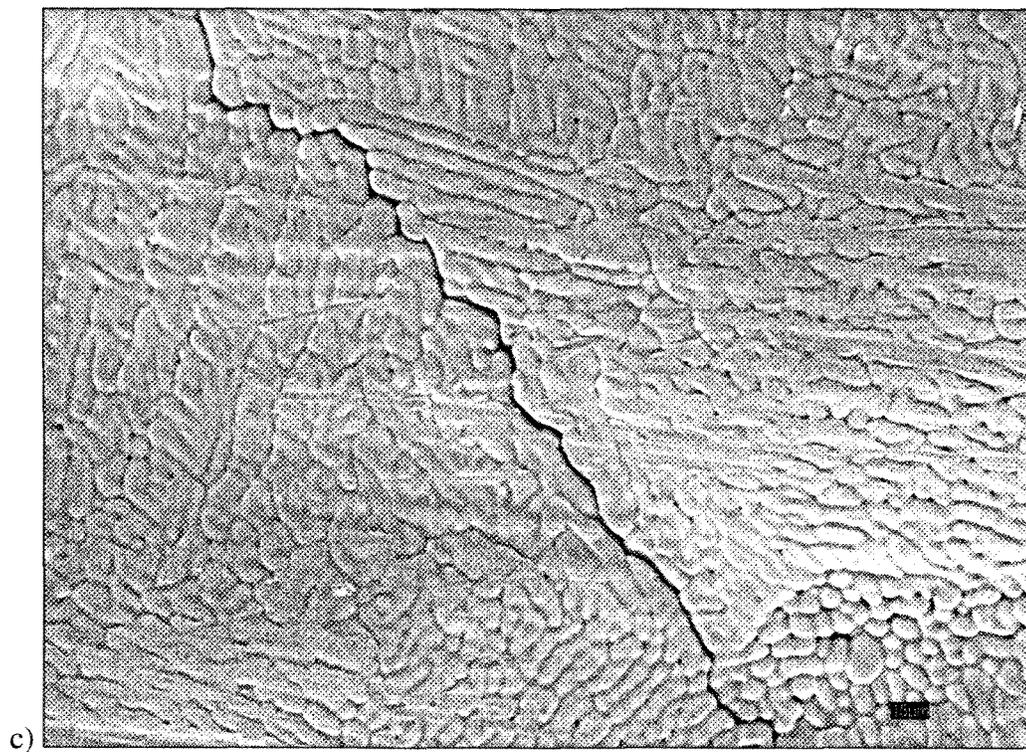
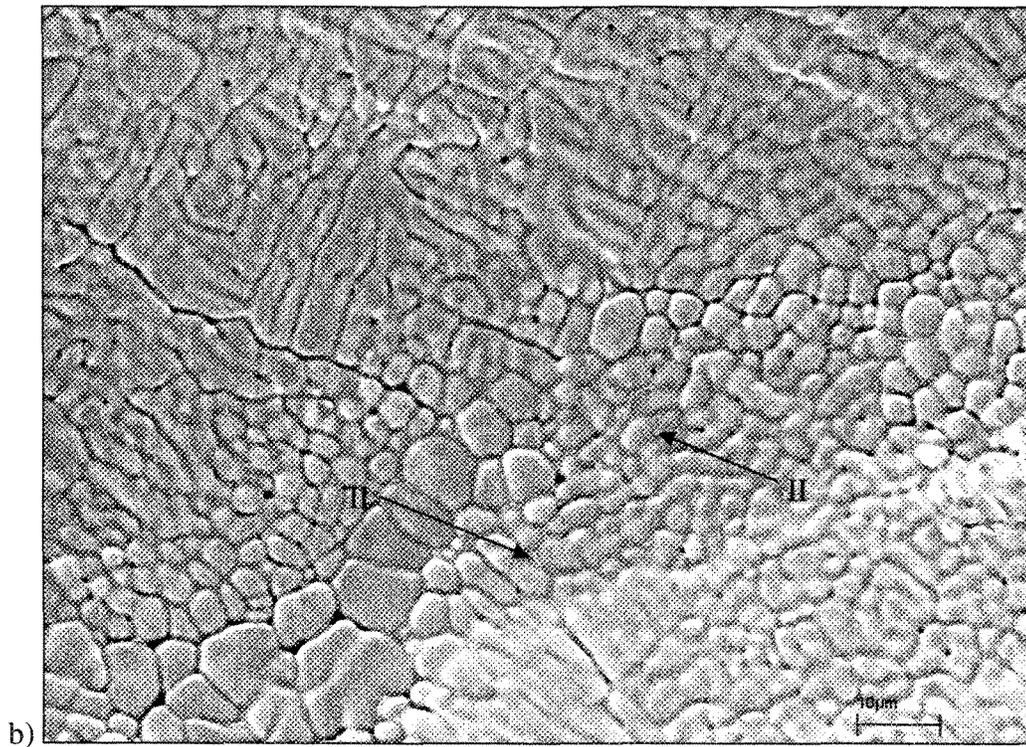
**Tableau 18 : Paramètres de soudages des échantillons étudiés au MEB en surface**

Lorsque l'on observe le tableau 18, il est évident que le matériau de base a une influence marquée sur la fissuration à chaud. Il est aussi possible de voir que lorsque la vitesse de soudage augmente, le nombre de fissures émerge dans le même sens, pour tous les autres paramètres constants. Les figures 70 a) à c) représentent des exemples de surfaces

de ces différentes soudures. Lors de l'analyse des surfaces de soudures, deux principaux types de phases secondaires ont été aperçus. Des phases se formant en surface sous forme d'aiguilles droites, ainsi que d'autres se formant dans les espaces interdendritiques. La figure 70 a) illustre le premier type (I) tandis que la figure 70 b) illustre le second type (II).



a)



**Figure 70 : Surface non préparée des échantillons a) E4-10-P4, b) E4-11-P2 et c) E2-24-P2**

Toutes les surfaces analysées par EDS au MEB possèdent généralement les deux types de phases secondaires. L'analyse EDS de ces deux types de phases a donné des résultats très similaires aux analyses produites sur les échantillons coupés. En effet, il est possible d'affirmer que les deux types d'intermétalliques sont constitués d'aluminium, de fer et de silicium. Il est cependant toujours impossible de déterminer s'il s'agit de  $\alpha$ - $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ , ou de  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$ , en raison de l'incertitude de mesure ainsi que de la taille de ces constituants. Il est cependant possible d'affirmer qualitativement que les échantillons ayant été soudés sur le matériau de base P4 possèdent une plus grande quantité de phases en forme d'aiguilles comme le prouvent les figures 70 a) et b). Ces phases sont quasi absentes sur les échantillons ayant été soudés sur le matériau P2. Il faut mentionner que les photos sont des très petites parties de la surface de chaque cordon de soudure. Une partie d'environ deux centimètres a été analysée pour chaque cordon à l'aide du MEB. Les photos présentées dans le présent document sont représentatives de chaque partie d'échantillon analysée. En effet, l'unique différence entre ces deux essais est le matériau de base. On ne distingue pas de phases secondaires en forme d'aiguilles à la figure 70 c), correspondant au soudage sur le matériau P2.

Une différence de microstructure entraîne généralement une différence dans la microdureté des échantillons. L'analyse de microdureté des zones fondues des échantillons E4-12\_P2 et E4-09\_P4 a donc été produite. L'unique différence entre ces échantillons est la plaque de matériau de base. La différence entre les microstructures n'est pas assez importante pour faire varier la microdureté de la zone fondue comme l'indique la figure 71.

Ce graphique présente les valeurs de microdureté sur l'ordonnée et la distance par rapport au centre de la soudure sur l'abscisse. Pour les deux échantillons à l'étude, le point 0  $\mu\text{m}$  représente le point 200  $\mu\text{m}$  sous la surface de la plaque, et au centre de la zone fondue. Il est donc possible d'affirmer qu'il n'y a pas de différence significative entre les microduretés des échantillons produits sur les matériaux de base différents.

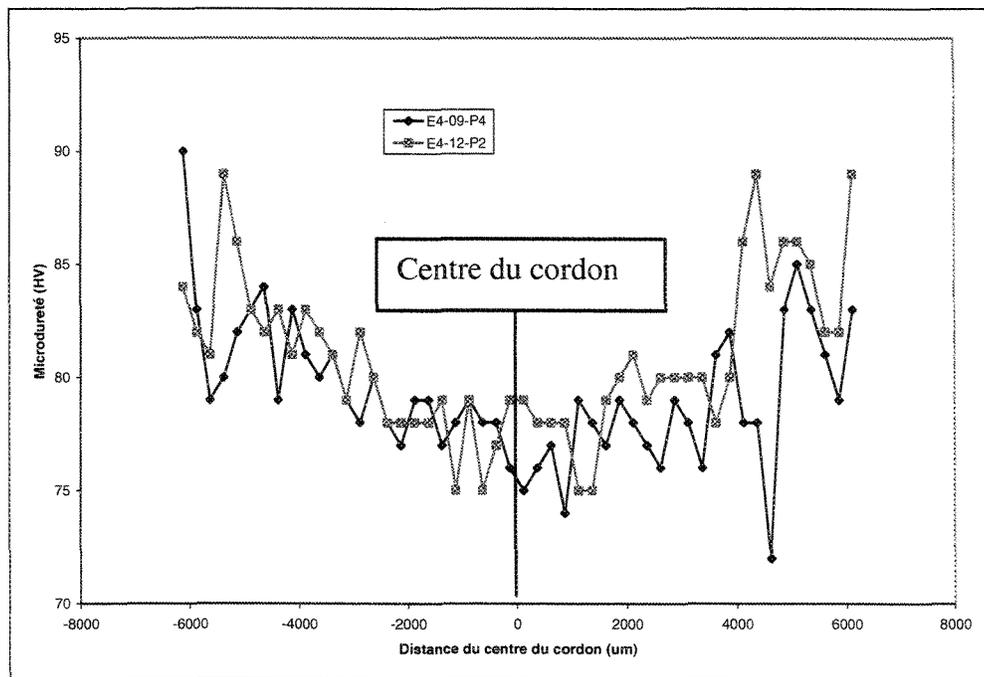
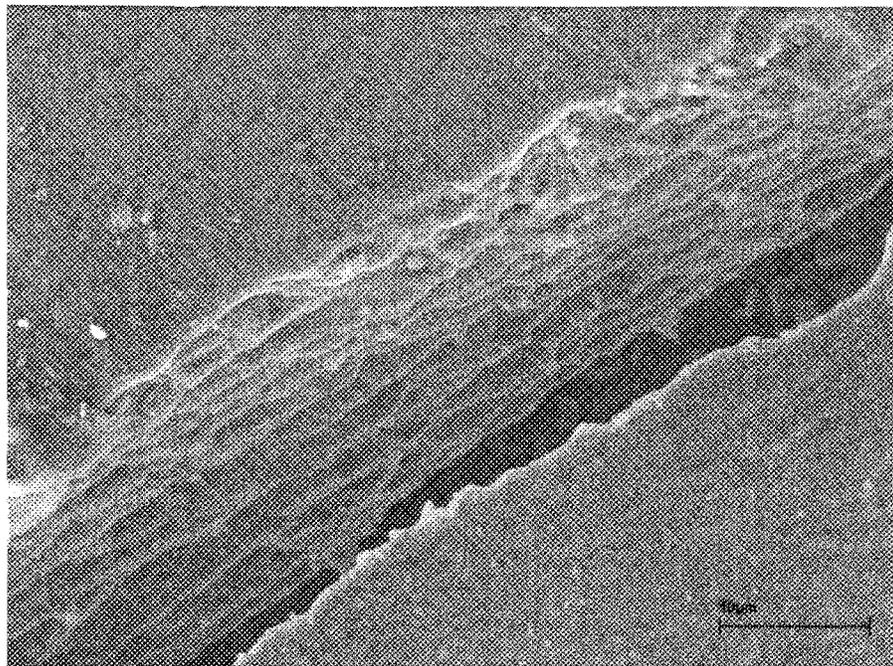


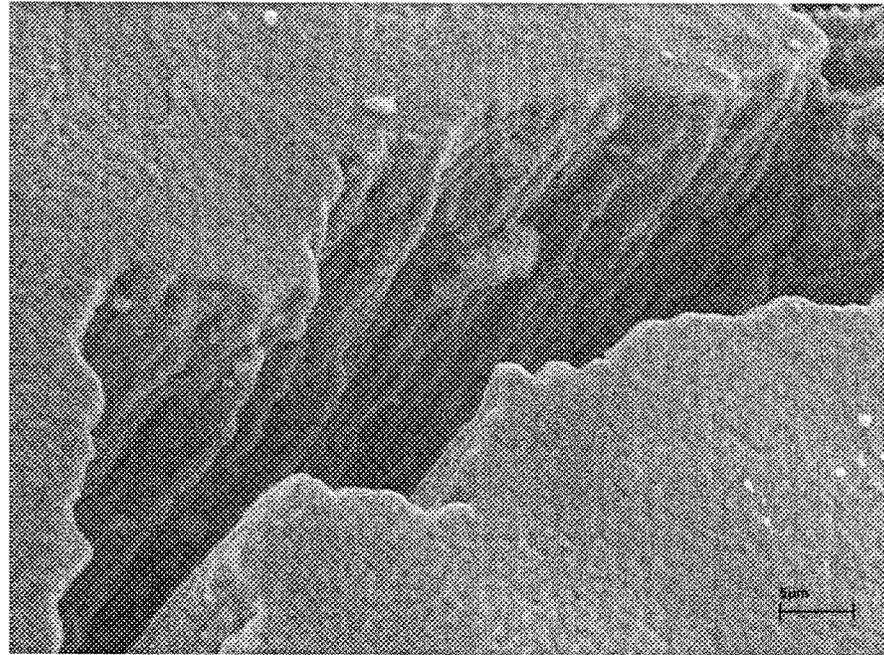
Figure 71 : Test de microdureté sur la zone fondue

Plusieurs fissures ont aussi été analysées à l'aide de la microscopie électronique à balayage comme le présentent les figures 72 a) à g). Les échantillons E2-24-P2 et E3-14-P2 ont été effectués sur le matériau de base P2 (figures 72 a) à d)), tandis que les échantillons E4-02-P4 et E4-10-P4, sur le métal P4 (figures 72 e) à g)). Il est possible de remarquer que les faciès de rupture des échantillons provenant des essais sur P2 sont généralement plus

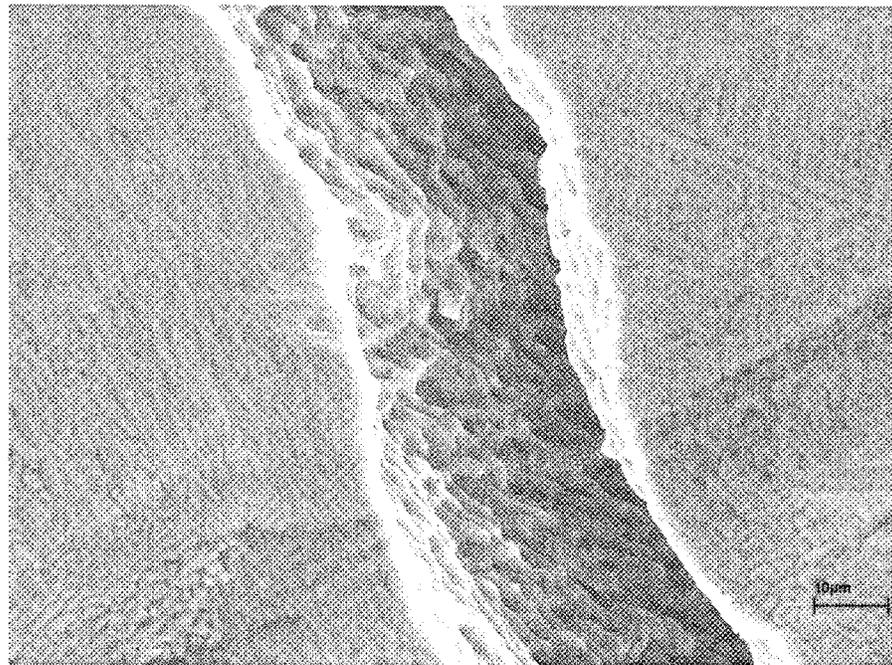
lisses. En effet, les figures 72 a) à d) possèdent souvent des pointes d'éirement de métal visqueux, ainsi que des parties lisses et d'autres, de type de rupture cristalline. Ce type de faciès est celui attendu lors de la fissuration à chaud en milieu semi-solide. Cependant, lorsque les faciès des essais effectués sur le métal P4 sont analysés, il est possible de remarquer que certains intermétalliques se trouvent directement sur le faciès. Les flèches 1 sur la figure 72 f) illustrent ce phénomène. Il faut aussi noter que sur la surface des échantillons, près des fissures, les intermétalliques de fer sont présents principalement sur les échantillons soudés à l'aide du matériau P4 comme l'indique les flèches 2. De plus, il est possible de voir des agrandissements aux figures 72 f) et g), ainsi que les résultats de l'analyse EDS de certains intermétalliques en pourcentage massique.



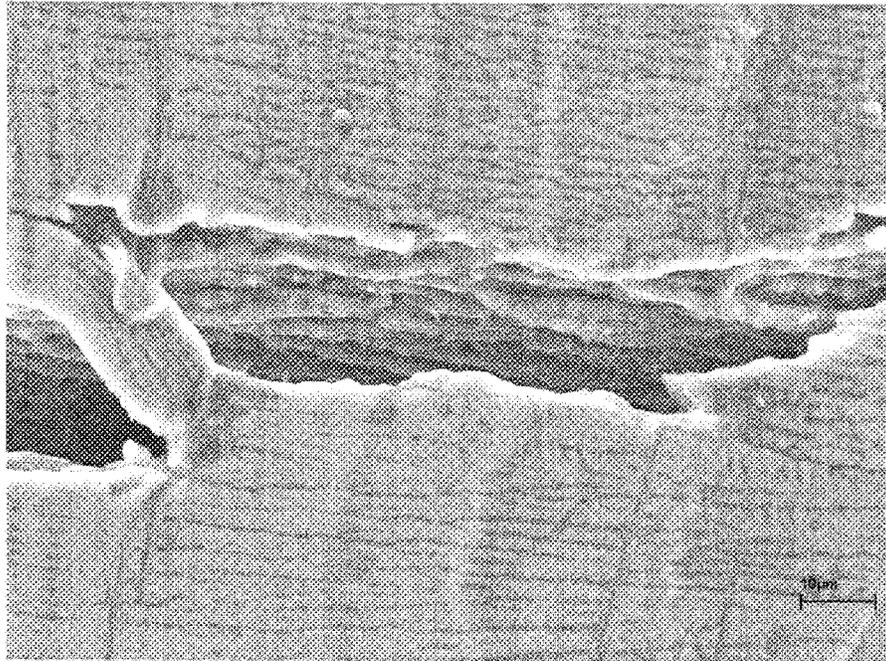
a) E3-14-P2



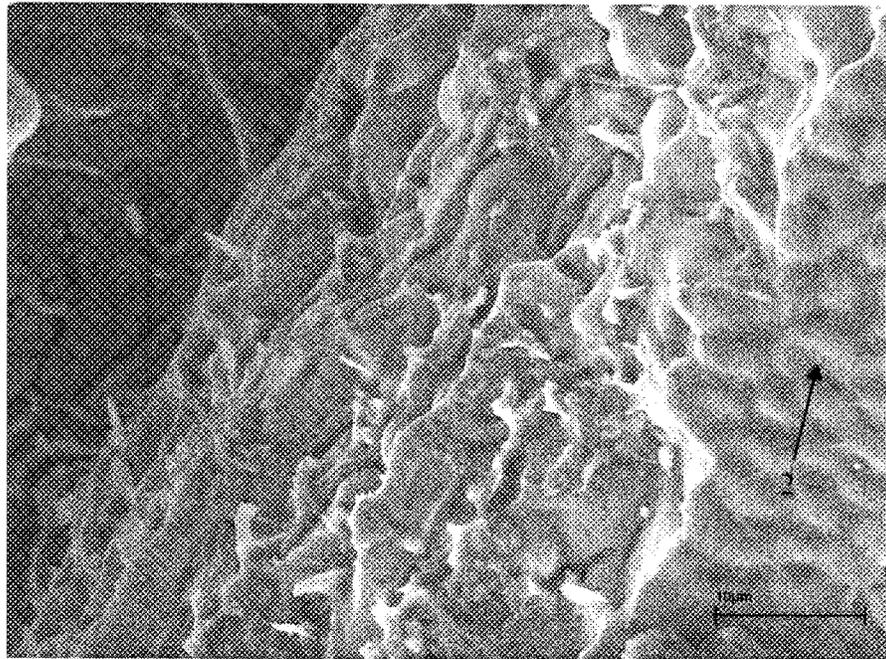
b) E3-14-P2



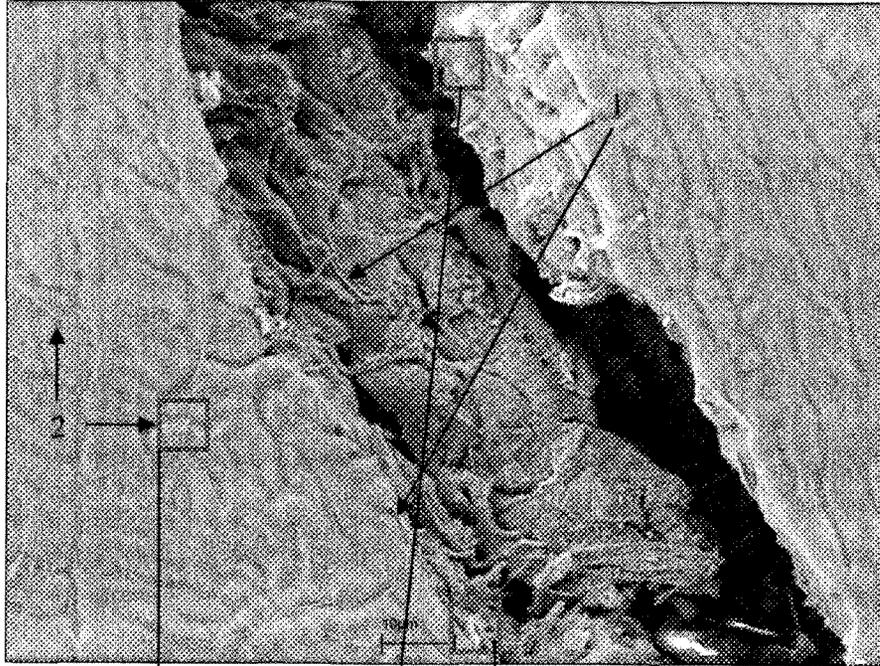
c) E2-24-P2



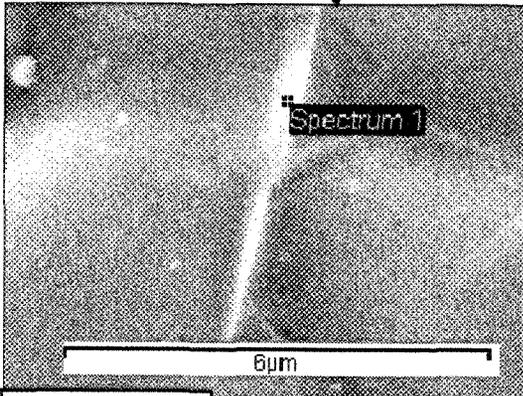
d) E2-24-P2



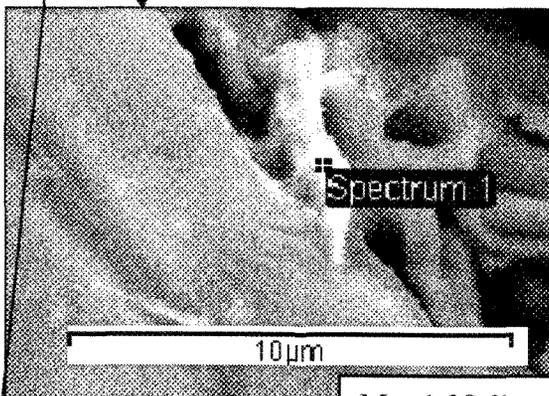
e) E4-02-P4



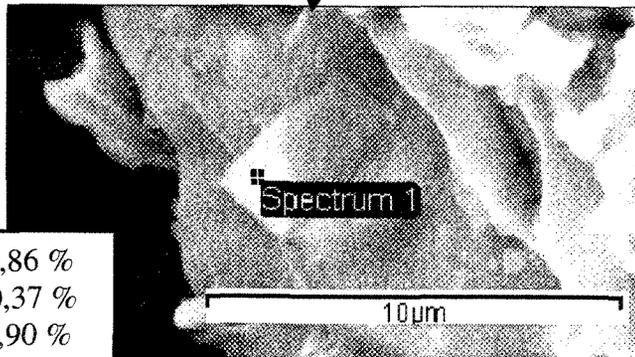
f) E4-02-P4



Al: 66,77 %  
Si: 9,57 %  
Fe: 23,66 %



Mg: 1,28 %  
Al: 80,05 %  
Si: 6,53 %  
Fe: 12,14 %



Mg: 0,86 %  
Al: 60,37 %  
Si: 11,90 %  
Fe: 26,87 %

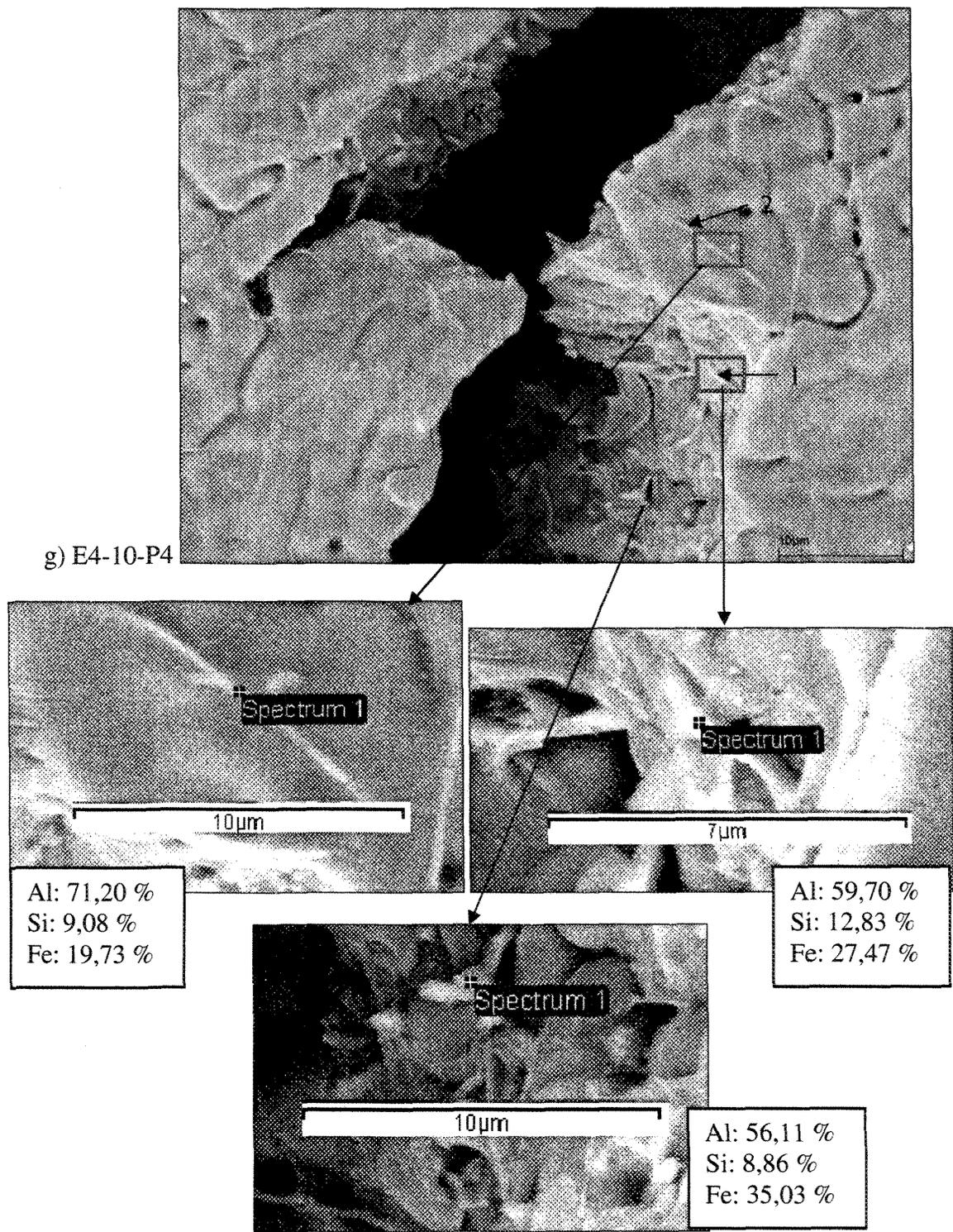
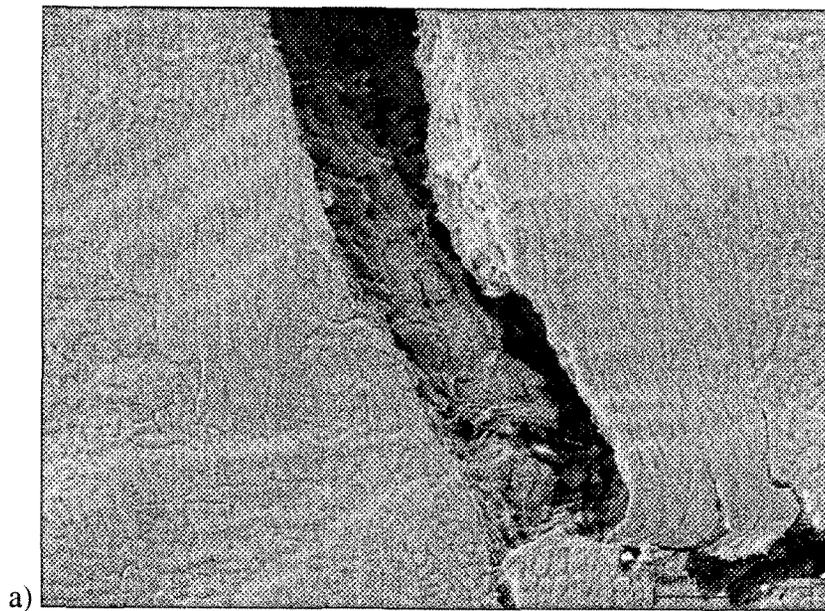
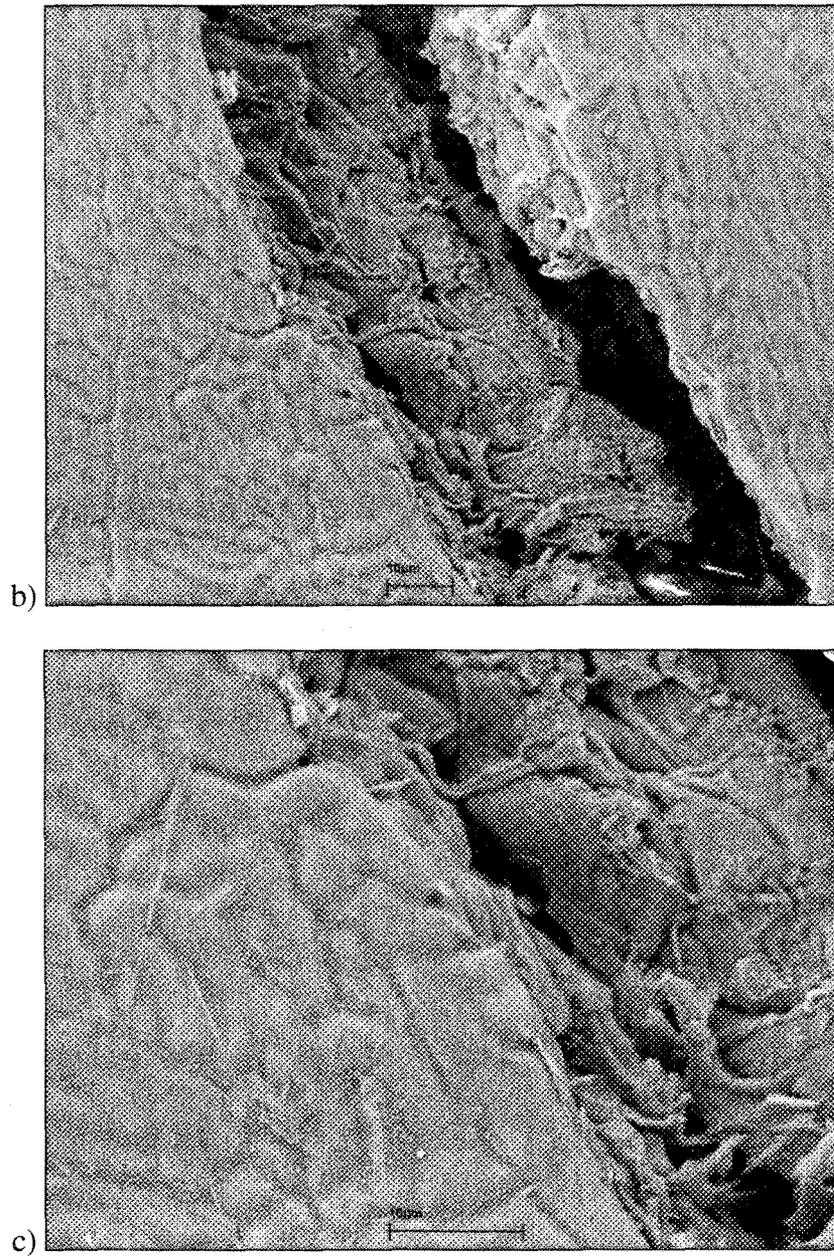


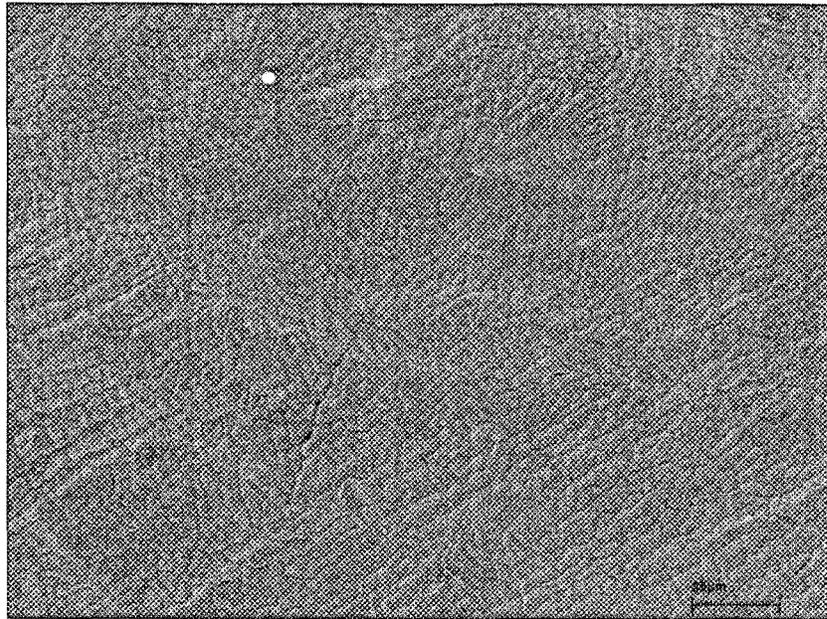
Figure 72 : Images de fissures au MEB pour des échantillons soudés sur le matériau P2 en a, b, c et d, ainsi que ceux soudés sur le matériau P4 en e, f et g

La comparaison de la microstructure entre les essais effectués avec les mêmes paramètres, sur des matériaux de bases différents a aussi été faite. Quatre surfaces ont été analysées à l'aide du MEB, deux à 1,5 m/min et deux à 2,5 m/min. Les essais E4-02-P4 et E4-10-P4 ont été comparés aux essais E4-03-P2 et E4-11-P2. Les figures 73 a) à c) représentent respectivement des images de l'essai E4-02-P4 à grossissement de 500, 1000 et 2000 X, tandis que les figures 74 a) à c) représentent les images de l'essai E4-03-P2 à grossissement de 500, 1000 et 2000 X. On peut remarquer que les aiguilles d'intermétalliques à base de  $Al_xFe_ySi$  sont plus présentes sur les échantillons soudés sur le matériau P4, pour les mêmes paramètres de soudage. La même constatation a aussi été faite lors de la comparaison des essais E4-10-P4 et E4-11-P2.

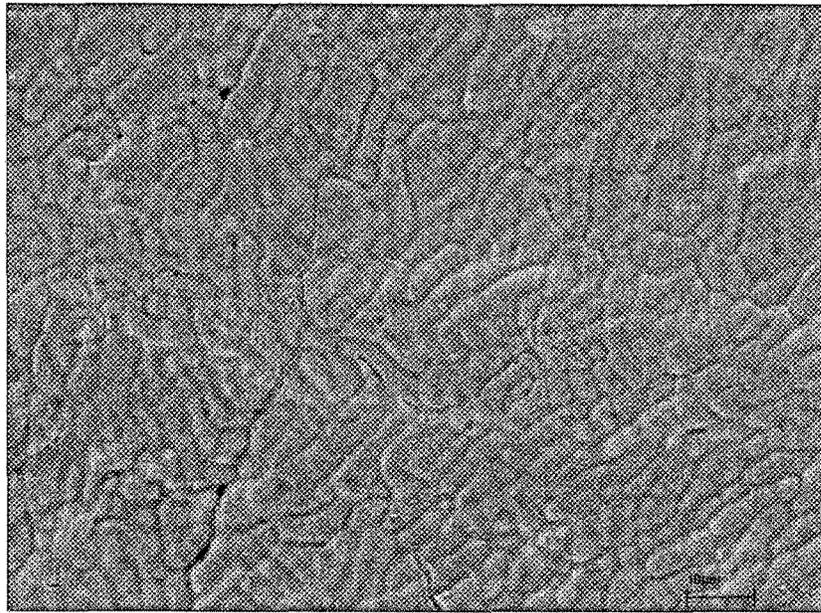




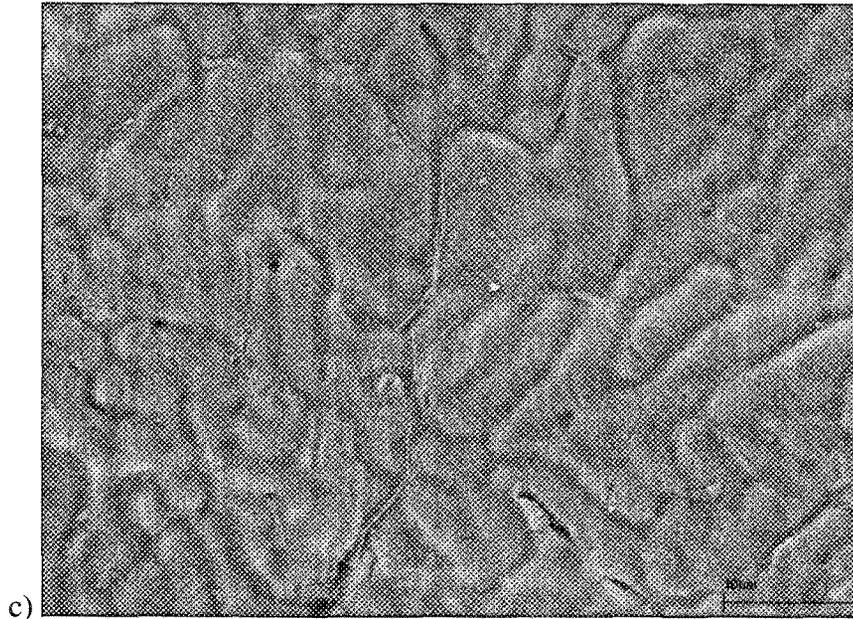
**Figure 73 : Microstructure de l'essai E4-02-P4 à plusieurs grossissements (500, 1000 et 2000X)**



a)



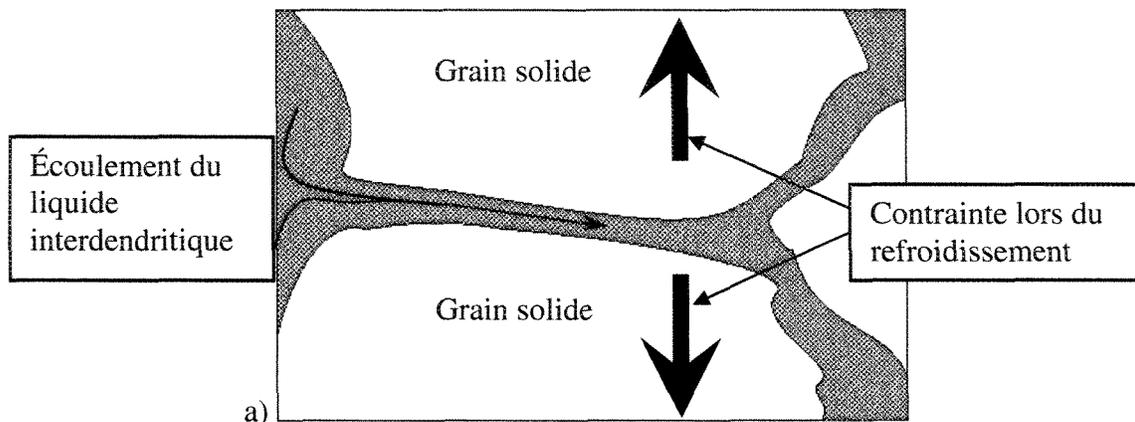
b)



c) **Figure 74 : Microstructure de l'essai E4-03-P2 à plusieurs grossissements (500, 1000 et 2000X)**

Comme l'indiquent les dernières figures, la sensibilité à la fissuration à chaud pourrait être grandement affectée par les intermétalliques, principalement constitués de fer, silicium et d'aluminium. En effet, le phénomène de fissuration à chaud est beaucoup plus important sur les essais effectués sur P4 et ces derniers présentent une plus grande proportion de ces intermétalliques en surface. De plus, les intermétalliques sont aussi présents sur le faciès de rupture. Il serait alors important de déterminer l'influence de ces derniers sur l'initiation et la propagation des fissures. Certaines hypothèses peuvent alors être émises. La figure 75 a) présente un exemple de contrainte possible entre certains grains d'aluminium déjà formés, ainsi que le déplacement du réseau de liquide interdendritique. Les fissures pourraient se propager aux abords de ces constituants secondaires, le matériau pourrait être affaibli par un manque de cohésion entre la matrice et ces intermétalliques, comme le présente la figure 75 b). De plus, cette sensibilité pourrait être expliquée par les

intermétalliques réduisant l'écoulement du liquide interdendritique. Puisque ces phases se forment à température assez élevée, ils peuvent limiter l'écoulement du liquide dans les zones en manque de celui-ci. En effet, les intermétalliques en forme de feuillet (aiguilles en 2-D) peuvent agir comme une barrière à l'écoulement du liquide interdendritique en bouchant le réseau continu. La figure 75 c) illustre ce phénomène. La figure 75 d), quant à elle illustre le phénomène de concentration des contraintes lorsqu'un intermétallique expose un rayon de courbure très faible dans le liquide interdendritique. Il faudrait maintenant entreprendre des recherches plus poussées afin de déterminer si cette sensibilité à la fissuration à chaud est causée par les intermétalliques de type  $\alpha\text{-Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$  ou  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ . Il faudrait aussi déterminer quelle quantité de ces phases est nocive pour la sensibilité à la fissuration à chaud. De plus, il faudrait déterminer l'influence de cette, ou ces phase(s) sur la résistance à l'initiation des fissures ainsi qu'à la propagation de ces dernières.



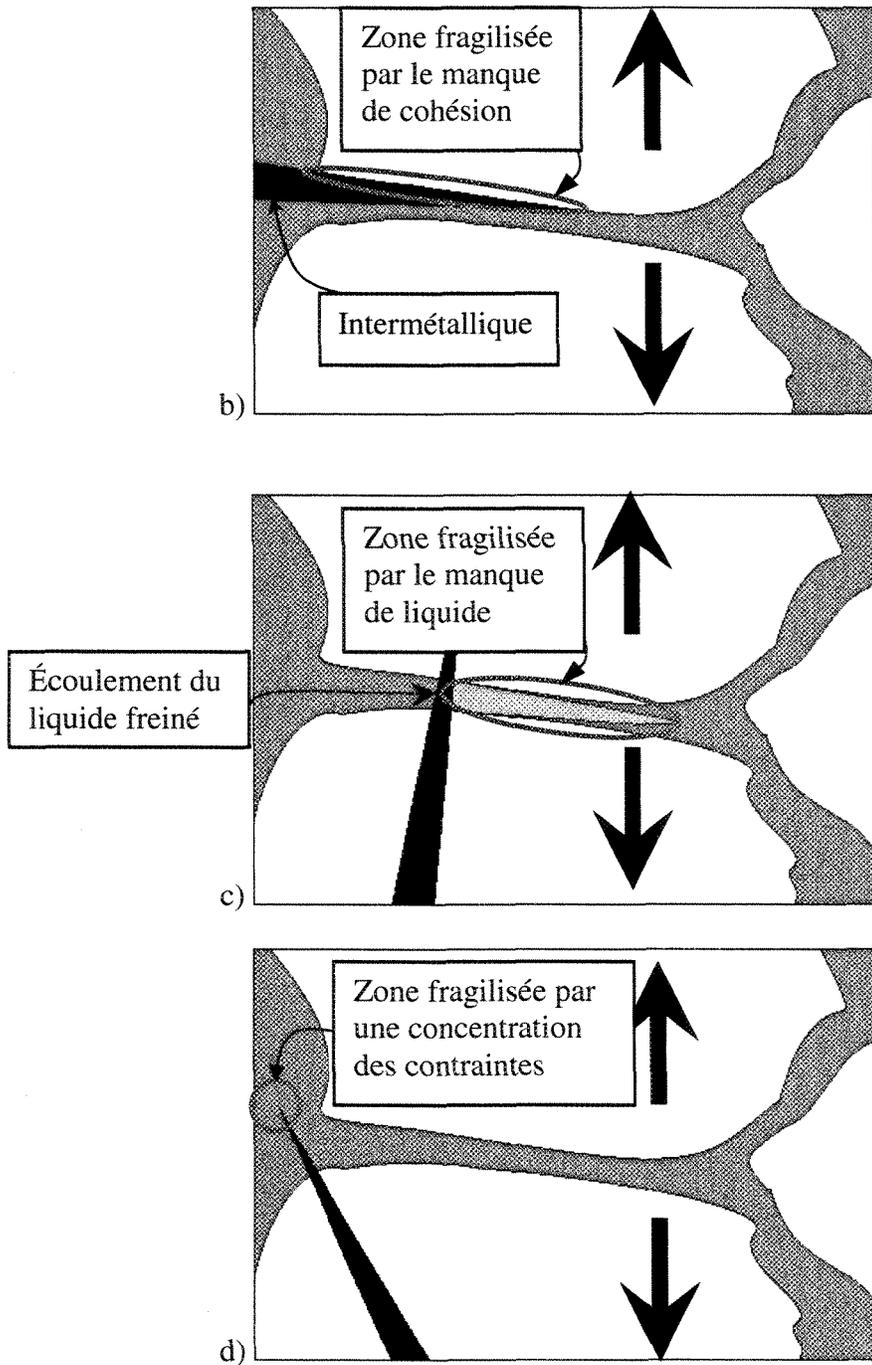


Figure 75 : Hypothèses de l'influence des intermétalliques sur la fissuration à chaud

# CHAPITRE 5

## CONCLUSION

### ***5.1 Conclusions***

La fissuration à chaud est un phénomène très complexe et sensible à plusieurs causes. En particulier sur les alliages d'aluminium de la série 6000, en raison de leurs propriétés physiques et mécaniques, ces derniers possèdent une grande susceptibilité à la fissuration à chaud. De plus, lorsqu'un procédé à densité d'énergie élevée comme le soudage hybride laser-GMAW est employé, la vitesse de soudage peut être très rapide.

Plusieurs aspects métallurgiques ont été analysés au cours de cette étude. Aucune corrélation n'a pu être obtenue entre le phénomène de fissuration à chaud et les différents aspects thermiques autres que la vitesse de soudage. En effet, le taux de chauffage, le taux de refroidissement ainsi que le gradient maximal atteint n'ont pas permis de cerner le problème. Par contre, la vitesse de soudage semble avoir une certaine influence sur le phénomène de fissuration à chaud. En effet, lorsque la vitesse de soudage augmente, le

nombre de fissures varie dans le même sens. De plus, les aspects géométriques, tels que la géométrie de la zone fondue et la géométrie des grains à l'intérieur de celle-ci ont aussi été analysés. Ces analyses n'ont pas donné de résultats concluants, afin de déterminer la ou les cause(s) principale(s) du problème de fissuration. Des analyses ont par la suite démontré que la zone fondue des essais est relativement homogène. Cependant, une analyse plus poussée a prouvé que l'influence de la composition chimique (même relativement homogène) est extrêmement importante.

Le problème de fissuration est complètement différent lorsque l'on soude à paramètres identiques, des échantillons d'un même alliage provenant de deux lots différents. De ces essais, il est possible d'affirmer que le matériau possédant la sensibilité à la fissuration la plus élevée, possède aussi le plus grand taux de fer, ainsi que le plus faible taux de silicium des deux matériaux de base. De plus ce matériau possède une structure granulaire plus fine (petits grains), ce qui implique en théorie et contrairement à l'observation, une meilleure résistance à la fissuration à chaud. La différence de composition chimique est telle qu'elle affecte grandement la fissuration et ce, même avec une plus fine grosseur de grains. La composition chimique est alors au cœur du phénomène de fissuration à chaud, plus précisément la teneur en fer et en silicium. Le ratio de ces deux éléments est très important pour la formation de phases secondaires de type  $Al_xFe_ySi$ . L'analyse des microstructures a permis de déterminer que des phases allongées de ce type sont beaucoup plus présentes à la surface des pièces soudées, possédant une plus grande sensibilité à la fissuration (les soudures effectuées sur le matériau de base P4). De

plus, des modélisations thermodynamiques à l'aide du logiciel Thermo-Calc ont donné une augmentation de plus de 70 % de la phase  $\alpha$ -Al<sub>8</sub>Fe<sub>2</sub>Si entre les compositions de zones fondues des deux matériaux de base.

Le projet n'a pas été en mesure de déterminer la fenêtre opératoire permettant l'obtention de cordons de soudure uniformes et sans fissure à vitesse plus grande que celle utilisée avec le procédé GMAW pour l'alliage AA6061-T651. Ceci découle directement du fait que cette fenêtre diffère pour chaque lot de matériau de base différent. En effet, la plus grande influence de la fissuration à chaud provient de la composition chimique, qui est modifiée par la composition de chaque matériau utilisé. La composition finale de la zone fondue est alors intimement liée au matériau de base ainsi qu'à la dilution avec le métal d'apport et la composition de celui-ci. Le matériau de base AA6061 semble être trop sensible aux fluctuations des éléments (à l'intérieur de l'intervalle admissible de l'alliage), pour être soudé avec succès à haute vitesse d'avance par le procédé hybride laser-GMAW, avec un fil d'apport de nuance AA4043 et une configuration cordon sur plaque. En effet, entre les deux matériaux de base, une différence d'environ 0,1 wt.% en fer et en silicium semble entraîner une énorme différence dans la sensibilité à la fissuration à chaud, pour tous les autres paramètres constants. À la lumière de cette recherche métallurgique, une géométrie de soudage permettant une plus grande dilution du matériau de base avec le matériau d'apport, à forte concentration en silicium, pourrait vraisemblablement améliorer la résistance à la fissuration.

## **5.2 Recommandations**

Il serait intéressant de pouvoir quantifier expérimentalement les températures atteintes dans la zone fondue lors du soudage. Le taux de refroidissement réel pourrait alors être comparé au taux de refroidissement calculé. Par la suite, l'analyse en détail des phases secondaires devrait être entreprise. En effet, la quantification des éléments à l'aide d'une technique plus précise que la sonde EDS du microscope électronique à balayage amènerait une meilleure définition des phases secondaires. Par exemple, une microsonde EDX pourrait être employée afin de déterminer la composition exacte de ces phases, afin de déterminer le type d'intermétallique  $Al_xFe_ySi$  présent. De plus cette technique permettrait d'obtenir une cartographie plus précise des éléments trouvés aux abords des fissures.

Le présent projet a déterminé que l'influence majeure de la fissuration à chaud provient de la composition chimique des alliages en causes. Afin de caractériser cette influence, il serait important d'effectuer d'autres essais. Par exemple utiliser plusieurs lots de plaques et de bobines de fil d'apports différents afin de varier les compositions aléatoirement. De plus, il serait intéressant de comparer la quantité de liquide interdendritique à la fin de la solidification (par analyse microscopique) entre des lots de plaques différentes, mais pour des paramètres de soudage constants. En effet, la différence en fer et silicium pourrait, non seulement avoir un effet au niveau de l'écoulement de ce liquide, mais aussi au niveau de la quantité de celui-ci.

De plus, il pourrait être utile de déterminer le taux de dilution nécessaire au soudage de pièces comprenant une composition risquée en terme de fissuration à chaud. En effet, le présent projet a déterminé que le ratio Si/Fe est très important afin de contrôler le phénomène. Lorsque ce ratio diminue, la sensibilité à la fissuration semble augmenter, et ce de façon exponentielle. Il serait alors intéressant de préparer une plaque d'alliage AA6061 à la limite de l'intervalle acceptable, possédant le ratio Si/Fe le plus faible possible. Cet alliage posséderait alors un taux de silicium de 0,4 wt.% et un taux de fer de 0,7 wt.%. Ces plaques pourraient par la suite être préparées en usinant des chanfreins, afin de varier le taux de dilution du métal d'apport. De cette façon il serait possible de déterminer la limite inférieure du taux de dilution nécessaire au soudage de l'alliage AA6061 à l'aide du procédé hybride laser-GMAW.

## RÉFÉRENCES :

- [1] ASM Handbook, Metallography and microstructure, ASM International, 2004, 2733 p.
- [2] [www.matweb.com](http://www.matweb.com), 2007
- [3] Aichele G., New developments in welding technology for light metals, Part II, Aluminium, vol. 77, (7-8), (2001) pp. 575-584.
- [4] Andersen M. M. et Jensen T. A., *Hybrid Nd:YAG laser + MIG welding in aluminium*, in: Proceedings of the 8th Nordic Conference, Laser Materials Processing, Copenhagen, Denmark, 13-15 Aug., 2001.
- [5] Blondeau R., Bonnet C., et al., *Métallurgie et mécanique du soudage*, Hermes Science, Paris, 2001, 304 p.
- [6] Boisselier D., Fréneaux O., et al., *Le soudage laser*, Centre d'expertise en procédés et applications, Saint-Ouen-l'Aumône France, 1998.
- [7] Böllinghaus T. et Herold H., *Hot cracking phenomena in welds*, Springer, Berlin, 2005, 394 p.
- [8] Cicală E., Duffet G., et al., Hot cracking in Al-Mg-Si alloy laser welding - operating parameters and their effects, *Materials science and engineering A*, vol. 395, (1-2), (2005) pp. 1-9.
- [9] Cicală E., Duffet G., et al., *Laser welding process parameter effects on hot tearing of an aerospace aluminum alloy*, in: Proceedings of International Congress on Applications of Lasers and Electro-Optics, San-Francisco, CA, USA, Vol. LMP, Laser Institute of America, Orlando, FL 32826, USA, 2004.
- [10] Committee, *Welding Handbook*, AWS, Miami, 2001.
- [11] Committee, *Welding processes*, part 1, 2004, 720 p.
- [12] Diebold T. P. et Albright C. E., 'Laser-GTA' welding of aluminum alloy 5052, *Welding Journal*, vol. 63, (6), (1984) pp. 18-24.
- [13] Dilthey U., Luder F., et al., Expanded capabilities in the welding of aluminium alloys with the laser-MIG hybrid process, *Aluminium*, vol. 75, (1-2), (1999) pp. 64-75.
- [14] Dilthey U., Lueder F., et al., Technical and economical advantages by synergies in laser arc hybrid welding, *Welding in the world*, vol. 43, (Supp. Issue), (1999) pp. 141-152.

- [15] Dudas J. H. et Collins F. R., Preventing weld cracks in high-strength aluminum alloys, *Welding journal*, vol. 45, (6), (1966) pp. 241-s to 249-s.
- [16] Duley W. W., *Laser welding*, John Wiley & Sons, inc., 1999, 256 p.
- [17] Eboo M., Steen W. M., et al., *Arc-augmented laser welding*, in: Proceedings of Fourth International Conference of Advances in welding processes, Harrogate, Yorks, England, Vol. 1, 9-11 May 1978, Abington, 1978.
- [18] Ema M. et Sasabe S., Joint strength of Al-Mg-Si alloys for automobiles by advanced welding technologies, *Welding International*, vol. 18, (1), (2004) pp. 11-15.
- [19] Fujiwara A. et Sasabe S., Welded joint strength of thin aluminium structures, *Welding International*, vol. 16, (11), (2002) pp. 851-859.
- [20] Graf T. et Stauer H., *LaserHybrid process at Volkswagen*, (2003).
- [21] Hu B., *Nd:YAG laser-assisted arc welding*, Thesis (Ph.D.), Delft University of Technology, 2600 AA Delft, Netherlands, 2002, 149 p.
- [22] Hu B. et Tichardson I. M., Mechanism and possible solution for transverse solidification cracking in laser welding of high strength aluminium alloys, *Materials Science and Engineering A*, vol. 429, (1-2), (2006) pp. 287-294.
- [23] Ishide T., Nayama M., et al., Coaxial TIG-YAG and MIG-YAG welding methods, *Welding International*, vol. 15, (12), (2001) pp. 940-945.
- [24] Ishide T., Tsubota S., et al., *Latest MIG, TIG Arc - YAG laser hybrid welding systems for various welding products*, in: Proceedings of First International Symposium on High Power laser Macroprocessing, Osaka, Japan, Vol. 4831, pp. 347-352, 27-31 May, The International Society for Optical Engineering, 2002.
- [25] Ishide T., Tsubota S., et al., *Development of YAG laser and arc hybrid welding method - development of various TIG-YAG and MIG-YAG welding methods*, in: Meetings of commission XII during International Institute of Welding Annual Assembly, Copenhagen, Denmark, 13 p. , 26-28 June, International Institute of Welding, F-95942 Roissy CDG Cedex, France, 2002.
- [26] Jennings P. H., Singer A. R. E., et al., Hot-shortness of some high purity alloys in the systems aluminum-copper-silicon and aluminum-magnesium-silicon, *Jnl. Inst. Metals*, vol. 74, (1948) pp. 227-248.
- [27] Jokinen T., Jernstrom P., et al., *Optimisation of parameters in hybrid welding of aluminium alloy*, in: Proceedings of first international symposium on high power laser macroprocessing, Osaka, Japan, Vol. 4831, pp. 307-312, 27-31 May, International Society for Optical Engineering, 2002.
- [28] Kaierle S., Bongard K., et al., *Innovative hybrid welding process in an industrial application*, in: Proceedings of International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics, Dearborn, MI; USA, Vol. LMP, pp. C91-C98, 2-5 Oct. 2000, Laser Institute of America, Orlando, FL 32826, USA, 2000.
- [29] Kou S., *Welding metallurgy*, John Wiley & Sons Inc, New York NY 10158, USA, 2002, 473 p.
- [30] Lee K.-D. et Park K.-Y., *A study on the process robustness of Nd:YAG laser-MIG hybrid welding of aluminum Alloy 6061-T6*, in: Proceedings of International Congress on Applications of Lasers & Electro-

Optics, Jacksonville, FL, USA, Vol. LMP, 4-9 Oct., Laser Institute of America, Orlando, FL 32826, USA, 2003.

[31] Liu R.-P., Dong Z.-J., et al., Solidification crack susceptibility of aluminum alloy weld metals, Transactions of Nonferrous Metals Society of China, vol. 16, (2006) pp. 110-116.

[32] Makino Y., Shiihara K., et al., Combination welding between CO<sub>2</sub> laser beam and MIG [metal inert gas] arc, Welding International, vol. 16, (2), (2002) pp. 99-103.

[33] Mandal N. R., Aluminum welding, Narosa Publishing House, 2002, 148p.

[34] Mathers G., The welding of aluminium and its alloys, Woodhead Publishing Ltd, Abington, Cambridge, UK, 2002, 242 p.

[35] Matsuda F., Nakagawa H., et al., Dynamic observation of solidification and solidification cracking during welding with optical microscope, Transactions of JWRI, vol. 11, (2), (1982) pp. 67-77.

[36] Mondolfo L. F., Aluminum alloys: structure and properties, Butter Worths, England, 1976.

[37] Naito Y., Mizutani m., et al., *Effect of ambient atmosphere on penetration geometry in laser and hybrid welding*, in: Proceedings of the 23rd international congress on applications of lasers and electro-optics 2004, San Francisco, California USA, October 4-7 2004, 2004.

[38] Nielsen S. E., Andersen M. M., et al., *Hybrid welding of thick section C/Mn steel and aluminium*, in: Meetings of IIW Commission XII during International Institute of Welding Annual Assembly, Copenhagen, Denmark, 15 p., 26-28 June 2002, International Institute of Welding, F-95942 Roissy CDG Cedex, France, 2002.

[39] Page C. J., Devermann T., et al., Plasma augmented laser welding and its applications, Science and Technology of Welding and Joining, vol. 7, (1), (2002) pp. 1-10.

[40] Pastor M. E., *Pore formation and determination of parameters for laser welding aluminum alloys 5182 and 5754*, Thesis (Master), Department of Materials Science and Engineering, The Pennsylvania State University, 1998,

[41] Petring D., Hybrid laser welding, Industrial Laser Solutions, vol. 16, (12), (2001) pp. 12-16.

[42] Petring D., Fuhrmann C., et al., *Investigations and applications of laser-arc hybrid welding from thin sheets up to heavy section components*, in: Proceedings of International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics, Jacksonville, FL, USA, Vol. LMP, Laser Institute of America, Orlando, FL 32826, USA, 2003.

[43] Ploshikhin V., Prikhodovsky A., et al., Influence of the weld metal chemical composition on the solidification cracking susceptibility of AA6056-T4 alloy, Welding in the world, vol. 50, (11-12), (2006) pp. 46-50.

[44] Rasmussen D., Dubourg L., et al., *Hybrid laser-GMAW welding of aluminum alloys: A review*, in: Proceedings of the 45th International conference of metallurgist, Montreal, Quebec, Canada, October 1-4, 2006.

[45] Richmond J. J., Lebeau S. E., et al., Rapid solidification processing: principles and technologies III, 1982.

- [46] Robert W. Messler J., Principles of welding; processes, physics, chemistry, and metallurgy, John Wiley & Sons, New York /Toronto, 1999, 662 p.
- [47] Roland F., Reinert T., et al., Laser welding in shipbuilding - an overview of the activities at Meyer Werft, *Welding in the World*, vol. 46, (**Special Issue. July**), (2002) pp.103-115.
- [48] Sasabe S., Welding properties of aluminum alloys for automotive structures, *Welding in the World*, vol. 48, (**Spec. July**), (2004) pp. 53-64.
- [49] Saunders H. L., *Welding aluminum: theory and practice*, The Aluminum Association, 2002.
- [50] Schubert E., *Process stability of automated gas metal arc welding of aluminium*, in: *Robotic welding, intelligence and automation*, Berlin, 2004.
- [51] Seyffarth P. et Krivtsun I. V., *Laser-arc processes and their applications in welding and material treatment*, Taylor & Francis Inc, 29 West 35th Street, New York NY 10001, USA, 2002, 184 p.
- [52] Shi G., Hilton P., et al., Enhancements to power beam welding processes for land transport, *Welding in the World*, vol. 48, (**Spec. July**), (2004) pp. 43-52.
- [53] Shibata K., Sakamoto H., et al., *Laser-MIG hybrid welding of aluminum alloys*, in: *First International WLT Conference on Lasers in Manufacturing*, Munich, Germany, 2001.
- [54] Shida T., Hirokawa M., et al., *Welding of aluminium alloys by using high power CO2 laser in combination with MIG arc*, in: *Proceedings of the 6th International conference of welding and melting by electron and laser beams (CISFFEL)*, Toulon, France, Volume 1, 15-19 June, International Institute of Welding, F-95942 Roissy CDG Cedex, 1998.
- [55] Singer A. R. E. et Jennings P. H., Hot shortness of the aluminum-silicon alloys of commercial purity, *Jnl. Inst. Metals*, vol. 73, (1947) pp. 197-212.
- [56] Stauffer H., Combination laser-MIG welding method reaches maturity for industrial use, *Aluminium.*, vol. 78, (**1-2**), (2002) pp. 94-96.
- [57] Stauffer H., Ruhrnoss I. M., et al., Hybrid [laser-arc] welding for the automotive industry, *Industrial Laser Solutions*, vol. 18, (**2**), (2003) pp. 7-10.
- [58] Stauffer H., Ruhrnoss I. M., et al., Laser-Mig for the Automotive, *Alluminio e Leghe*, (2003) pp. 103-105.
- [59] Stefanini S., Battle of the welds [in the automotive body shop], *Automotive Manufacturing Solutions*, (2002) pp. 40-43.
- [60] Taylor J. R., *An introduction to error analysis, the study of uncertainties in physical measurements*, University science books Sausalito, California, 1997, 327 p.
- [61] Tong H., Ueyama T., et al., High speed welding of aluminium alloy sheets using laser assisted alternating current pulsed metal inert gas process, *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 8, (**3**), (2003) pp. 229-234.
- [62] Totten G. E. et Mackenzie D. S., *Handbook of aluminium*, Marcel Dekker, Inc., New York ; Base, 2003, 503 p.

- [63] Uchiumi S., Wang J.-b., et al., *Penetration and Welding Phenomena in YAG Laser-MIG Hybrid Welding of Aluminum Alloy*, in: Proceedings of International Congress on Applications of Lasers and Electro-Optics, San Francisco, California USA, Vol. LMP, October 4-7, 2004.
- [64] Ueyama T., Tong H., et al., Aluminium alloy sheet welding by the laser AC pulsed MIG hybrid process, *Welding International*, vol. 18, (5), (2004) pp. 345-350.
- [65] Vander Voort G. F., *Metallography principles and practice*, ASM International, New York, 1999.
- [66] Vollertsen F., Schumacher J., et al., Innovative welding strategies for the manufacture of large aircraft, *Welding in the World*, vol. 48, (Spec. July), (2004) pp. 231-247.
- [67] Wells R. L., A study of cracking during welding of aluminum alloys, *Journal of basic engineering, transaction of the ASME*, vol. 89, (1), (1967) pp. 40-48.
- [68] Zhao H., White D. R., et al., Current issues and problems in laser welding of automotive aluminium alloys, *International Materials Reviews*, vol. 44, (6), (1999) pp. 238-266.
- [69] Zhou J., Tsai H.-L., et al., *Investigation of mixing phenomena in hybrid laser-MIG keyhole welding*, in: Proceedings of the 23rd International congress on applications of lasers & electro-optics, San Francisco, California, USA, Vol. LMP, 4-7 October 2004, Laser Institute of America, Orlando, FL 32826, USA, 2004.

## ANNEXE A

Série d'essai 1 (E1)						
Ordre de Soudage	Échantillon	Vitesse de fil (m/min)	Vitesse soudage (m/min)	Plaque Base	Fissures (oui/non)	Longueur d'arc (%)
1	E1-01	0	1	P1	N	
2	E1-02	0	3	P1	N	
3	E1-03	0	5	P1	N	
4	E1-04	4	3	P1	O	-10
5	E1-05	4	3	P1	O	0
6	E1-06	4	3	P1	O	10
7	E1-07	4	1	P1	N	-10
8	E1-08	4	1	P1	N	0
9	E1-09	4	1	P1	N	10
10	E1-10	4	5	P1	O	-10
11	E1-11	4	5	P1	O	0
12	E1-12	4	5	P1	O	10
13	E1-13	6	1	P1	N	-10
14	E1-14	6	1	P1	N	0
15	E1-15	6	1	P1	N	10
16	E1-16	6	3	P1	O	-10
17	E1-17	6	3	P1	N	0
18	E1-18	6	3	P1	O	10
19	E1-19	6	5	P1	O	-10
20	E1-20	6	5	P1	O	0
21	E1-21	6	5	P1	O	10
22	E1-22	8	1	P1	N	-10
23	E1-23	8	1	P1	N	0
24	E1-24	8	1	P1	N	10
25	E1-25	8	3	P1	N	-10
26	E1-26	8	3	P1	N	0
27	E1-27	8	3	P1	N	10
28	E1-28	8	5	P1	O	-10
29	E1-29	8	5	P1	O	0
30	E1-30	8	5	P1	O	10
31	E1-31	6	3	P1	N	10
32	E1-32	6	3	P1	N	10
33	E1-33	6	3	P1	N	10

Série d'essai 2 (E2)						
Ordre de Soudage	Échantillon	Vitesse de fil (m/min)	Vitesse soudage (m/min)	Plaque Base	Fissures (oui/non/peu)	Nb fissures Extrapolé
1	E2-01	4	2	P2	N	0
2	E2-02	4	2	P2	P	2
3	E2-03	4	2	P2	P	2
4	E2-04	6	2	P2	N	0
5	E2-05	6	2	P2	N	0
6	E2-06	6	2	P2	N	0
7	E2-07	8	2	P2	P	1
8	E2-08	8	2	P2	N	3
9	E2-09	8	2	P2	P	3
10	E2-10	4	3	P2	O	47
11	E2-11	4	3	P2	O	59
12	E2-12	4	3	P2	O	34
13	E2-13	6	3	P2	O	18
14	E2-14	6	3	P2	O	19
15	E2-15	6	3	P2	O	34
16	E2-16	8	3	P2	O	10
17	E2-17	8	3	P2	O	14
18	E2-18	8	3	P2	O	5
19	E2-19	4	4	P2	O	66
20	E2-20	4	4	P2	O	75
21	E2-21	4	4	P2	O	69
22	E2-22	6	4	P2	O	88
23	E2-23	6	4	P2	O	93
24	E2-24	6	4	P2	O	81
25	E2-25	8	4	P2	O	47
26	E2-26	8	4	P2	O	50
27	E2-27	8	4	P2	O	48

Série d'essai 3 (E3)					
Ordre de Soudage	Échantillon	Vitesse de fil (m/min)	Vitesse soudage (m/min)	Plaque Base	Nombre de Fissures
13	E3-01	3	1,5	P4	2
26	E3-02	3	1,5	P4	1
6	E3-03	3	1,5	P2	0
3	E3-04	4	1,5	P4	0
27	E3-05	4	1,5	P2	5
20	E3-06	4	1,5	P2	0
8	E3-07	6	1,5	P4	16
24	E3-08	6	1,5	P2	0

25	E3-09	6	1,5	P4	32
11	E3-10	3	2	P2	0
1	E3-11	3	2	P4	0
21	E3-12	3	2	P2	2
17	E3-13	4	2	P4	4
9	E3-14	4	2	P2	11
19	E3-15	4	2	P2	8
14	E3-16	6	2	P4	45
10	E3-17	6	2	P2	0
12	E3-18	6	2	P4	39
18	E3-19	3	2,5	P4	3
2	E3-20	3	2,5	P4	7
16	E3-21	3	2,5	P4	14
7	E3-22	4	2,5	P4	2
15	E3-23	4	2,5	P4	13
4	E3-24	4	2,5	P2	23
22	E3-25	6	2,5	P4	40
5	E3-26	6	2,5	P2	0
23	E3-27	6	2,5	P2	1

Série d'essai 4 (E4)					
Ordre de Soudage	Échantillon	Vitesse de fil (m/min)	Vitesse soudage (m/min)	Plaque Base	Nombre de Fissures
1	E4-01	6	1,5	P4	18
3	E4-02	6	1,5	P4	22
2	E4-03	6	1,5	P2	0
4	E4-04	6	1,5	P2	2
5	E4-05	6	2	P4	39
7	E4-06	6	2	P4	51
6	E4-07	6	2	P2	0
8	E4-08	6	2	P2	1
9	E4-09	6	2,5	P4	35
11	E4-10	6	2,5	P4	45
10	E4-11	6	2,5	P2	1
12	E4-12	6	2,5	P2	1

Série d'essai 5 (E5)				
Ordre de Soudage	Échantillon	Vitesse de fil (m/min)	Vitesse soudage (m/min)	Plaque Base
23	E5-01	5	1,5	P4
6	E5-02	5	1,5	P4
14	E5-03	5	2	P4
20	E5-04	5	2	P4
22	E5-05	5	2,5	P4
15	E5-06	5	2,5	P4
21	E5-07	5,5	1,5	P4
3	E5-08	5,5	1,5	P4
16	E5-09	5,5	2	P4
18	E5-10	5,5	2	P4
5	E5-11	5,5	2,5	P4
17	E5-12	5,5	2,5	P4
19	E5-13	6	1,5	P4
4	E5-14	6	1,5	P4
11	E5-15	6	2	P4
7	E5-16	6	2	P4
1	E5-17	6	2,5	P4
12	E5-18	6	2,5	P4
10	E5-19	6,5	1,5	P4
13	E5-20	6,5	1,5	P4
8	E5-21	6,5	2	P4
2	E5-22	6,5	2	P4
9	E5-23	6,5	2,5	P4
24	E5-24	6,5	2,5	P4

Série d'essai 6 (E6)					
Ordre de Soudage	Échantillon	Vitesse de fil (m/min)	Vitesse soudage (m/min)	Plaque Base	Nombre de Fissures
4	1	5,7	1	P4	16
8	2	5,7	1	P4	22
5	3	5,7	1	P4	11
16	4	5,7	1,5	P4	43
12	5	5,7	1,5	P4	35
10	6	5,7	1,5	P4	38
15	7	5,7	2	P4	27
14	8	5,7	2	P4	32
20	9	5,7	2	P4	32
13	10	5,7	2,5	P4	28
11	11	5,7	2,5	P4	33
18	12	5,7	2,5	P4	26
6	13	5,7	3	P4	6
2	14	5,7	3	P4	25
3	15	5,7	3	P4	3
9	16	5,7	3,5	P4	19
1	17	5,7	3,5	P4	0
7	18	5,7	3,5	P4	34

Paramètres constants pour toutes les séries				
Épaisseur plaque (mm)	Distance d (mm)	Point focale (mm)	Puissance laser (W)	Diamètre fil d'apport (mm)
6,3	3	0,4	4000	1,6

## ANNEXE B

Voici la différence d'incertitude lorsque l'on ajoute l'incertitude de la mesure au spectromètre :

wt.% Si	Incertitudes (+/-)		différence
	aires seulement	aires et mesure spectro	
1.88	0.086800842	0.086813871	0.000013
1.76	0.158874734	0.158882185	0.000007
1.71	0.219250783	0.219256268	0.000005
2.03	0.131380446	0.131388657	0.000008
1.67	0.085468488	0.0854828	0.000014
1.62	0.147101296	0.147109799	0.000009
1.60	0.227265239	0.227270778	0.000006
2.22	0.145464501	0.145471551	0.000007
1.83	0.113719049	0.113729194	0.000010
1.99	0.172612085	0.172618415	0.000006
2.06	0.115974223	0.115983446	0.000009
1.98	0.148668642	0.148676003	0.000007
1.86	0.177388133	0.177394558	0.000006
1.75	0.086647952	0.086661632	0.000014
1.92	0.323722044	0.323725497	0.000003
2.31	0.124943702	0.124951739	0.000008
1.87	0.329861199	0.329864642	0.000003
1.63	0.085063161	0.085077748	0.000015
1.66	0.022934138	0.022987554	0.000053
1.68	0.053782608	0.053805265	0.000023
1.73	0.060358252	0.060378047	0.000020
1.67	0.033029395	0.033066462	0.000037
1.80	0.066745687	0.066763146	0.000017
1.65	0.079608344	0.079623823	0.000015
1.68	0.039123815	0.039154982	0.000031
1.61	0.094530951	0.094544219	0.000013
1.68	0.099392609	0.099404853	0.000012
1.61	0.052406901	0.052430804	0.000024



