

N° d'ordre : 4482

THÈSE

PRÉSENTÉE A

L'UNIVERSITÉ BORDEAUX 1

ÉCOLE DOCTORALE DES SCIENCES PHYSIQUES POUR L'INGENIEUR

Par Guillaume Tirand

POUR OBTENIR LE GRADE DE

DOCTEUR

SPÉCIALITÉ : Mécanique et Ingénierie

**ETUDE DES CONDITIONS DE SOUDAGE LASER D'ALLIAGES BASE
ALUMINIUM PAR VOIE EXPERIMENTALE ET A L'AIDE D'UNE
SIMULATION NUMERIQUE**

Soutenue le : 30 Janvier 2012

Devant la commission d'examen formée de :

M. GREVEY Dominique	Professeur, Université de Bourgogne	Président, Rapporteur
M. NELIAS Daniel	Professeur, INSA Lyon	Rapporteur
Mme ARVIEU Corinne	Maître de Conférences (HDR), Université Bordeaux 1	Examinatrice
M. COUDRAIS Michel	Responsable Recherche et Innovation, ASTF	Examineur
M. LACOSTE Eric	Professeur, Université Bordeaux 1	Examineur
M. QUENISSET Jean - Michel	Professeur, Université Bordeaux 1	Examineur
M. PUIGALLI Monique	Ingénieur CNRS, Université Bordeaux 1	Invitée
M. SAINTIER Nicolas	Maître de Conférences, Arts et Métiers Paris Tech	Invité

Remerciements

Je tiens à remercier dans un premier temps Mr Y. Dufau, Président Directeur Général de la société ASTF, qui a permis, dans le cadre d'une convention CIFRE, le déroulement de ce travail de recherche en relation avec le projet ADSAM, rassemblant des partenaires industriels et universitaires autour des thèmes assemblages par soudages laser et FSW, avec le soutien de l'Etat et du Conseil Régional d'Aquitaine.

Les aspects les plus fondamentaux de cette étude ont été traités essentiellement au LGM²B, au LMP et au LAMEFIP. Je remercie les Directeurs respectifs de ces Laboratoires, Mr les Professeurs Danis, Deschamps et Iordanoff, pour m'avoir accueilli.

Je remercie sincèrement Monsieur le Professeur Grevey qui a accepté de juger mon travail en tant que rapporteur et qui m'a fait l'honneur de présider mon jury de thèse. Je remercie de même Monsieur le Professeur Nelias qui a également accepté d'évaluer mon travail en tant que rapporteur.

Je tiens désormais à remercier plus chaleureusement toutes les personnes qui ont contribué à l'encadrement de la thèse dans les sujets disciplinaires variés.

En premier lieu, je tiens à remercier Corinne Arvieu et Jean-Michel Quenisset pour leur implication quotidienne, leur soutien et leurs conseils multiples tout au long de ces trois années. Je n'oublie pas non plus Eric Lacoste pour son aide précieuse sur la partie numérique de l'étude, et tout son temps passé à essayer de déceler les petites erreurs de programmation. Je remercie également Christophe Bois pour son aide dans la caractérisation mécanique et plus particulièrement pour la mise en place de la corrélation d'images.

Je voudrais aussi remercier Monique Puigalli et Marie Touzet de m'avoir soutenu pour la partie corrosion. Et enfin je remercie Nicolas Saintier et Thierry Palin Luc de m'avoir aidé dans la mise en place des essais de fatigue.

Je n'oublie pas non plus l'encadrement industriel et notamment Michel Coudrais, responsable Recherche et Innovation Technologique de ASTF pour l'ensemble des moyens qu'il a mis à ma disposition. Mathieu Valentin et Christophe Arnaud m'ont initié au soudage laser, aux joies des difficultés opératoires quotidiennes, et au plaisir de faire partie intégrante d'une équipe. Merci à tous les deux pour toutes ces heures difficiles, mais qui resteront un heureux souvenir.

Je remercie également toutes les personnes avec qui j'ai partagé mon bureau au cours de ces trois années: Marie Lise, Sandrine, Aurélie, Jean Charles et Dimitri. J'espère que nos routes se recroiseront ici où là, pour avoir de nouveau le plaisir de goûter à vos sourires et de me bercer de vos rires: ils furent le repère le plus sûr que j'ai eu tout au long de ces mois passés à vos côtés.

Je tiens à remercier mes parents et ma sœur sans qui rien de tout cela n'aurait été possible. Vos efforts, quotidiens, silencieux, bienveillants, presque invisibles, n'auront pas été vains. Merci pour tout.

Enfin je remercie ma compagne, qui a partagé une grande partie de mon quotidien durant ces trois années. Je te remercie pour ton soutien, ton aide et toutes tes petites attentions qui ont grandement allégé les efforts à fournir.

SOMMAIRE

Introduction.....	1
1 MISE EN EVIDENCE DES ENTRAVES AU SOUDAGE LASER DE L'ALLIAGE 6056, ETUDE CRITIQUE DES REMEDES ENVISAGEABLES ET PROPOSITION D'UNE APPROCHE DE LA PROBLEMATIQUE	3
1.1 Difficultés propres au soudage laser de l'alliage 6056	3
1.1.1 Présentation du procédé de soudage laser	3
1.1.2 Caractéristiques du soudage	4
1.1.3 Etude de l'alliage 6056.....	11
1.1.4 Spécificités des assemblages soudés	17
1.2 Contribution aux conditions de soudage	22
1.3 Vers une approche systémique des conditions de soudage	24
2 CHAPITRE 2 : CARACTERISATIONS PHYSICO-CHIMIQUE ET MECANIQUE DES ASSEMBLAGES EN ALLIAGE 6056 SOUDES PAR LASER.....	26
2.1 Caractérisation microstructurale des assemblages soudés	26
2.1.1 Méthodes expérimentales : Obtention des éprouvettes et caractérisation microstructurale.....	26
2.1.2 Observations et analyses des assemblages soudés	29
2.1.3 Influence du soudage sur la microstructure.....	38
2.2 Caractérisation des assemblages soudés	40
2.2.1 Méthodes expérimentales.....	40
2.2.2 Résultats de la caractérisation des assemblages soudés	47
3 CHAPITRE 3 : MODELISATION ET SIMULATION NUMERIQUE D'OPERATIONS DE SOUDAGE LASER EN MODES CONDUCTION ET KEYHOLE.....	61
3.1 Modélisation des conditions de soudage laser	61
3.1.1 Modèle thermique	61
3.1.2 Interaction entre le faisceau laser et l'alliage base aluminium.....	66
3.1.3 Description de la zone fondue	67
3.1.4 Dissipation énergétique par rayonnement, conduction, convection.....	68
3.2 Mise en œuvre numérique de la modélisation.....	69
3.2.1 Conditions de calcul thermique.....	69
3.2.2 Identification des paramètres inconnus	70
3.3 Simulation thermique : observations de tendances	78
3.3.1 Mise en évidence du régime transitoire.....	78
3.3.2 Evolutions thermiques au sein du cordon de soudure	80
3.3.3 Influence des paramètres opératoires	85
4 CHAPITRE 4 : AMELIORATION DES PERFORMANCES DES ASSEMBLAGES OBTENUS PAR SOUDAGE LASER D'ALLIAGES 6056	95
4.1 Influence des paramètres de soudage	95
4.1.1 Paramètres opératoires utilisés	95

Sommaire

4.1.2	Caractérisation des assemblages soudés en mode keyhole	96
4.1.3	Caractérisation des assemblages soudés en mode conduction	102
4.1.4	Comparaison des caractéristiques mécaniques des zones fondues obtenues en mode keyhole et conduction.....	106
4.1.5	Influence des paramètres de soudage sur la fissuration à chaud	111
4.2	Etude des vitesses de refroidissement	115
4.2.1	Mesure des vitesses de refroidissement.....	115
4.2.2	Traitement de mise en solution et trempe des échantillons soudés.....	116
CONCLUSION		125

Introduction

Au cours des dernières années l'utilisation du laser en tant que procédé de soudage s'est accélérée. Implanté dans un premier temps dans le secteur automobile grâce à son adaptabilité aux cadences élevées, son développement dans d'autres secteurs industriels n'a pas tardé. Les récentes évolutions structurelles dans le secteur aéronautique, poussant à une amélioration de la productivité ainsi qu'à un allègement des structures, ont ainsi conduit naturellement à l'introduction du soudage laser dans la production des aéronefs.

C'est ainsi que de nombreuses études sont consacrées à la compréhension et la maîtrise de ce procédé : ces études portent aussi bien sur le comportement du laser et de son interaction avec l'environnement, que sur la réponse du matériau vis à vis du champ thermique auquel il est soumis durant l'opération de soudage. L'ensemble de ces travaux résulte de la confrontation entre l'expérience et la proposition de modèles représentatifs permettant de développer une simulation numérique du procédé soudage laser. Dès lors l'outil numérique est devenu indispensable pour étudier les phénomènes physiques induits par le procédé et les influences des paramètres du soudage que ce soit à l'échelle microscopique ou macroscopique [Mackwood, 2005]:

- La modélisation des sources de chaleur sert de base à l'étude de l'évolution des champs thermiques dans les pièces soudées.

- La zone fondue est traitée selon différentes approches : elle est modélisée à partir d'un comportement purement conductif ou à l'aide d'un modèle convectif dans le cas d'une simulation physique. Le comportement métallurgique de la zone fondue lors de sa solidification est aussi étudié, du fait de la forte sensibilité des alliages à la fissuration à chaud.

- L'évolution de l'état thermique offre la possibilité de caractériser soit l'état de précipitation pour les alliages à durcissement structural, soit le type de microstructure en particulier en ce qui concerne les aciers.

Les modèles numériques étant de plus en plus performants, ils tendent d'ailleurs à passer d'outils de compréhension assistée par ordinateur, à des outils de prédiction et de contrôle des paramètres de soudage.

Alors que ces développements récents permettent de maîtriser et d'optimiser les conditions du soudage laser [Cicala, 2010], ils sont pour la plupart portés conjointement par des laboratoires et groupes industriels dont les moyens financiers et humains sont suffisants pour en tirer partie. On peut par contre s'interroger sur la répercussion de telles études au sein d'entreprises plus modestes. Effectivement, bien qu'elles évoluent dans un contexte difficile et de plus en plus concurrentiel, rares sont les PME capables de combiner des savoirs relatifs à l'interaction laser / matière, au soudage laser, à la métallurgie et à l'informatique. Pourtant, en tant que sous traitant, ces PME font face à des productions d'une grande diversité : soudage laser d'alliages de titane et d'aluminium, d'aciers inoxydables, pour des épaisseurs et des configurations très différentes.

C'est pour répondre à cette diversité que les études présentées dans ce mémoire ont été menées en complément des travaux déjà réalisés par ailleurs sur le soudage laser. A titre d'exemple, lorsque les éléments soudés sont de faible épaisseur, la comparaison entre les conditions conduisant au soudage laser en mode « keyhole » ou en mode « conduction », peut

induire différents choix de paramètres de soudage suivant les attendus et la configuration des assemblages soudés.

Le soudage laser est donc abordé ici de manière à consolider la maîtrise générale du procédé et à contribuer au développement des connaissances liant conditions de soudage et performances des alliages soudés. L'influence des paramètres de soudage sur différentes caractéristiques de l'assemblage soudé est précisée afin d'aider à choisir les conditions de soudage optimales pour une configuration donnée.

Dans un premier temps, une étude bibliographique présentera les résultats acquis par ailleurs concernant en particulier les rôles et influences des paramètres de soudage sur la tenue des assemblages.

Dans une seconde étape, les caractéristiques statiques, dynamiques et de tenue à la corrosion de deux joints soudés avec des jeux de paramètres différents seront comparées. Un des joints aura été soudé en mode « conduction » et l'autre en mode « keyhole ». Les conditions opératoires différentes conduiront à étudier l'impact de ces modes de soudage sur l'histoire thermique de la zone fondue.

Cette histoire thermique sera abordée dans le troisième chapitre par le biais d'une modélisation et simulation numérique du soudage. L'impact d'une modification des conditions de soudage sur l'évolution temporelle du champ thermique sera étudié et, à partir de la modélisation, les rôles de divers paramètres, tels que la puissance, la vitesse de soudage ou encore l'outillage de fixation des éléments soudés seront abordés.

Enfin dans une quatrième et dernière partie les tendances mises en évidence à partir de la simulation numérique et celles obtenues expérimentalement seront comparées. Le rôle d'un traitement thermique post soudage sera finalement évalué avant de synthétiser l'ensemble des résultats.

1 MISE EN EVIDENCE DES ENTRAVES AU SOUDAGE LASER DE L'ALLIAGE 6056, ETUDE CRITIQUE DES REMEDES ENVISAGEABLES ET PROPOSITION D'UNE APPROCHE DE LA PROBLEMATIQUE

Le soudage laser s'est développé au cours de ces dernières années dans le secteur aéronautique en offrant une alternative viable aux assemblages rivetés. Obtenue par ce procédé, une soudure résulte de la combinaison de multiples phénomènes physiques interagissant les uns avec les autres. La compréhension de ceux-ci est une étape primordiale pour espérer maîtriser ce procédé et réaliser des cordons de soudure pouvant en premier lieu répondre à des critères qualitatifs industriels. A la suite de cette étape, l'étude comportementale des joints soudés nous renseigne sur leur capacité à supporter divers cas de sollicitation. Dans le but d'optimiser les performances des assemblages soudés, les études actuelles se focalisent de plus en plus sur la recherche des relations qui existent entre le procédé, la microstructure des joints et les différentes caractéristiques des assemblages soudés. C'est dans cette optique que la présente étude a été menée, en soulignant les acquis des recherches antérieures mais en faisant aussi ressortir quelques résultats contradictoires obtenus par ces mêmes études. L'objectif est de jeter les bases d'une méthode susceptible de permettre aux industriels d'optimiser les paramètres de soudage afin d'atteindre les caractéristiques mécaniques souhaitées.

1.1 Difficultés propres au soudage laser de l'alliage 6056

1.1.1 Présentation du procédé de soudage laser

Pour une grande partie des procédés, le soudage consiste à assembler des tôles par fusion locale grâce à l'énergie apportée par une source de chaleur. Ces sources peuvent être de nature différente selon le procédé utilisé : on trouve ainsi des sources électriques dans le cas typique du soudage à l'arc, ou électroniques pour le soudage laser. Le choix de la source de chaleur dépend de l'application industrielle visée ; un laser sera ainsi préféré pour ses capacités à souder à grande vitesse et à réaliser des cordons de soudure de petite taille.

Si le principe du procédé reste simple, les phénomènes mis en jeu sont complexes. Comme l'illustre la figure 1.1 on constate qu'une partie de l'énergie de la source de chaleur est absorbée par le gaz environnant, gaz qui pourrait être un plasma. Puis lorsque le laser impacte la pièce ciblée, une autre partie de l'énergie est réfléchiée, du fait de la réflectivité de la tôle soudée vis-à-vis du laser.

Ce procédé engendre donc un nombre important de phénomènes relatifs à la physique des lasers, des gaz, des échanges thermiques et à la métallurgie, de sorte que sa complexité rend difficile sa maîtrise dans son ensemble.

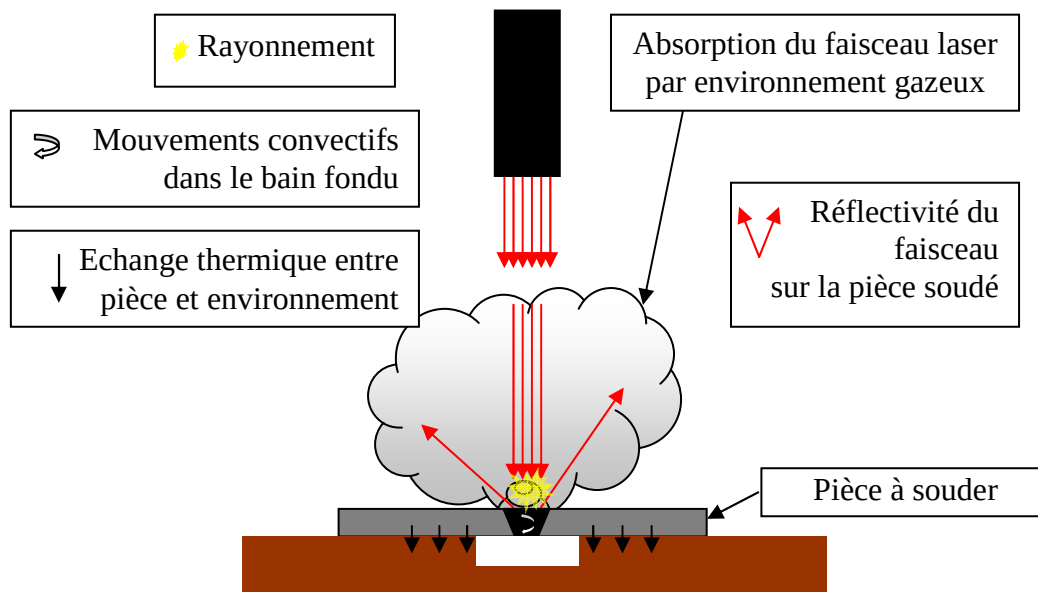


Figure 1.1 : Schématisation du procédé de soudage laser

1.1.2 Caractéristiques du soudage

Nous allons nous attacher dans un premier temps à évoquer les questions touchant à la source de chaleur et à ses interactions avec les éléments au cours du soudage.

1.1.2.1 Configuration de la source d'énergie : Densité d'énergie / Focalisation

Le soudage laser est caractérisé par sa source de chaleur intense, produite par exemple par un laser YAG (Yttrium Aluminium–Garnet) continu de longueur d'onde 1064 nm, appartenant au domaine des infrarouges. Dans notre étude, le laser utilisé possède une puissance maximale de 3000W ainsi qu'une tâche focale de diamètre égal à 0,45 mm.

Les variations simultanées ou non de taille de la tâche focale et de la puissance laser permettent de faire varier la densité d'énergie impactant le matériau soudé. Selon que celle-ci est plus ou moins élevée, les allures des isothermes dans les éléments soudés correspondent à des régimes de soudage différents. On peut de ce fait définir deux modes de soudage : le mode conduction et le mode keyhole schématisés à la figure 1.2.

Ainsi que la figure 1.2 l'illustre, la défocalisation du faisceau laser couplée à une puissance modérée conduit à des densités d'énergie modérées et à des isothermes faiblement désorientées par rapport à la surface de la cible. La focalisation du faisceau laser sur la surface ciblée et même dans l'épaisseur est susceptible de provoquer un cratère d'une profondeur telle qu'il puisse traverser la cible entraînant ainsi des isothermes orthogonales à la surface de la cible.

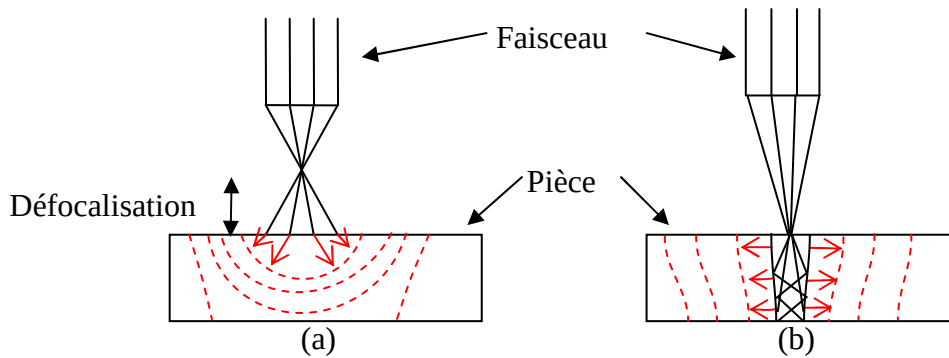


Figure 1.2 : Isothermes près de la surface ciblée a) mode conduction b) mode keyhole

Cette présentation sommaire de la source de chaleur nous permet d'appréhender la description du soudage en explorant et qualifiant les différentes interactions ayant lieu entre le laser et l'environnement.

1.1.2.2 Réfectivité des éléments soudés vis-à-vis du laser

L'une des caractéristiques principales du soudage laser est la forte dépendance du rendement vis-à-vis de l'interaction entre le faisceau laser et le matériau, et plus précisément de la réflectivité de la surface ciblée. Dans le cas de l'aluminium, celle-ci peut atteindre 90%, conduisant à un rendement de seulement 10%. Toutefois, cette valeur n'est qu'indicative puisque le rendement dépend aussi de paramètres tels que l'état de surface, la température de la pièce, mais aussi certainement des mouvements relatifs entre la pièce et le laser. Le graphique de la figure 1.3 [Pierron, 2007], relate l'évolution de l'absorptivité en fonction du temps et donc intrinsèquement de l'évolution de la température, lors d'un tir de laser. On observe deux phases : la première correspond à la fusion locale de la pièce et la seconde à la formation d'un capillaire gazeux. Tant que la pièce reste à l'état liquide, l'évacuation de la chaleur s'effectue par conduction, et engendre une absorptivité du faisceau d'environ 20%. Une fois le capillaire gazeux formé et la transition du mode conduction au mode keyhole effectuée, l'absorptivité du faisceau augmente très nettement jusqu'à atteindre une valeur d'environ 80%.

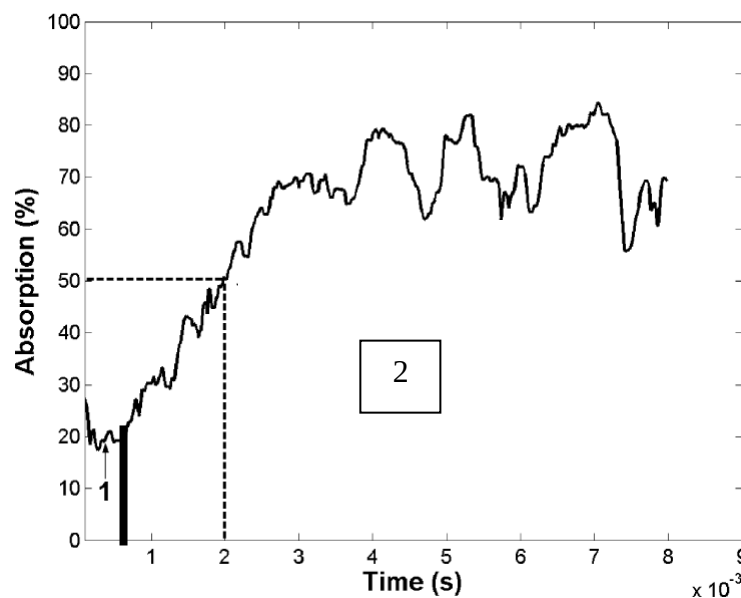


Figure 1.3 : Absorptivité du laser par l'aluminium [Pierron, 2007]

La variation de rendement perçue lorsque l'on passe d'un mode de soudage à l'autre, est due à une modification de « la réflectivité » de la cible vis-à-vis du faisceau. Tandis qu'en conduction le laser n'impacte la pièce qu'au niveau de la surface ciblée, en keyhole, la pièce est impactée à de nombreuses reprises par le faisceau au niveau des parois du capillaire gazeux.

La création du capillaire gazeux en mode keyhole permet donc d'augmenter le rendement, mais génère une interphase gazeuse entre le laser et le matériau. Cette interphase se superpose alors à celle présente aussi bien en keyhole qu'en conduction par la simple présence du gaz de protection.

1.1.2.3 Interaction laser / plasma-vapeur

Lors de l'opération de soudage, le bain de fusion est entouré par un environnement gazeux évolutif, que le faisceau laser est contraint de traverser. La caractérisation de cet ensemble fait l'objet de nombreuses études [Sibillano, 2005] [Sibillano, 2007] [Bogaerts, 2005] [Rozman, 2008] portant sur l'identification des phases en présence, notamment leurs natures et compositions, ainsi que leurs températures. Ces travaux sur la description de ce gaz apparent permettent d'affiner les hypothèses faites sur l'interaction laser/environnement gazeux lors du soudage.

La formation et l'entretien d'un plasma n'est possible qu'en présence d'un apport d'énergie suffisant pour provoquer l'ionisation. Dans le cas de l'aluminium, la valeur minimale est proche de $5 \cdot 10^7 \text{ W/cm}^2$ [Knudtson, 1987]. En deçà de cette valeur, l'environnement gazeux ne peut être considéré comme étant un plasma d'aluminium, il pourra donc s'agir d'un plasma de gaz de protection ou d'air. On peut donc supposer que l'environnement gazeux soit composé d'aluminium et de gaz de protection, dans notre cas, l'hélium.

Des études [Schneider, 2006] du comportement d'un faisceau laser traversant différents gaz montrent que dans le cas d'un laser YAG de longueur d'onde $1064 \mu\text{m}$, l'absorption de l'énergie par l'hélium est très faible sauf pour les très hautes températures (figure 1.4).

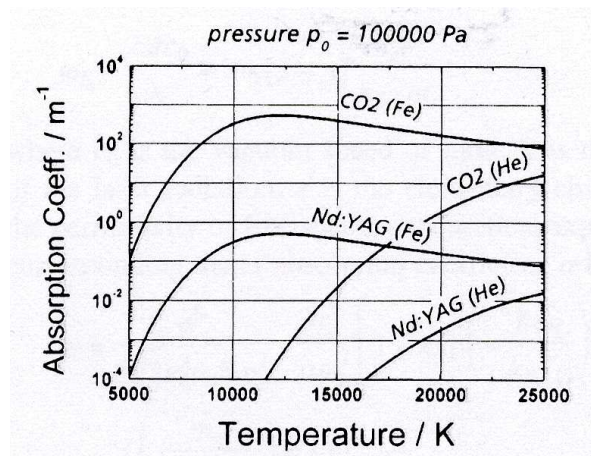


Figure 1.4 : Coefficient d'absorptivité de faisceaux laser dans des vapeurs [Schneider, 2006]

L'absorption d'un laser par une vapeur est d'autant plus grande que la longueur d'onde du faisceau est importante. Dès lors il est normal que les coefficients d'absorption pour les lasers CO₂ soient plus élevés, du fait de leur longueur d'onde 10 fois plus importante que les lasers YAG. Les gaz traversés peuvent être considérés transparents au laser YAG.

En résumé, il faut retenir que les conditions d'utilisation des lasers modifient à la fois le mode de dissipation de la chaleur et les différentes interactions mises en jeu. Le soudage est un procédé dynamique qui se traduit donc par des variations de paramètres, ponctuelles ou progressives dans le temps. Il est alors nécessaire de s'interroger sur le rôle joué par ces variations, notamment d'un point de vue de la stabilité du faisceau et des défauts induits.

1.1.2.4 Défauts dans les cordons soudés

1.1.2.4.1 Instabilités de soudage

La pratique du soudage laser est confrontée au problème d'instabilités du procédé. Celles ci, dont certaines sont détectables visuellement et de manière auditive lors de l'opération de soudage, sont génératrices de défauts, qui, selon leur répartition et leur taille, risquent d'engendrer des non conformités et de détériorer les caractéristiques mécaniques des joints [Tsushima, 2005]. Il convient d'ailleurs de rappeler que dans le cas du soudage laser l'utilisation de gaz dit de protection trouve son origine dans la recherche d'une stabilité du procédé. Effectivement, sans cet apport de gaz de protection, l'air environnant se trouverait ionisé et formerait un plasma dense absorbant une grande partie de l'énergie du faisceau laser. Les instabilités de soudage proviennent principalement de deux sources:

1) Une densité d'énergie mal adaptée et insuffisante pour entretenir un mode keyhole mais trop importante pour rester en mode conduction. Ce passage continu d'un mode à un autre entraîne la formation de porosités, telles celles illustrées à la figure 1.5.

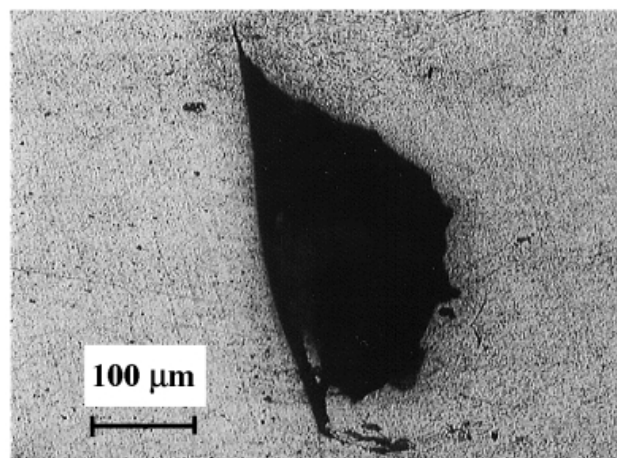


Figure 1.5 : Défaut représentatif du mode keyhole [Pastor, 1999]

2) Les mouvements fluides des parois du keyhole qui tendent à se refermer sur eux-mêmes lors du soudage et à créer des porosités, comme l'illustre la figure 1.6.

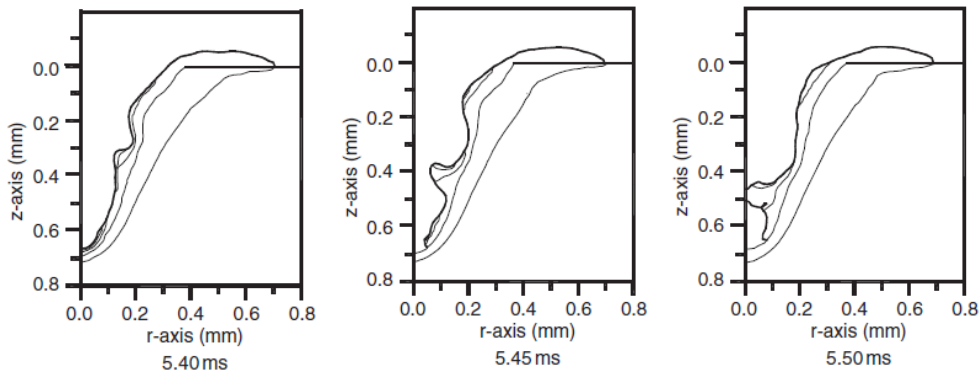


Figure 1.6 : Dynamique des parois du keyhole lors du soudage [Lee, 2002]

Ces défauts de procédé ne sont pas les seuls présents dans les zones fondues. On en retrouve d'autres, plus caractéristiques de l'alliage soudé.

1.1.2.4.2 Défauts métallurgiques

a) Solubilité de l'hydrogène dans l'aluminium

Comme il est indiqué sur la figure 1.7, la solubilité de l'hydrogène est dépendante de l'état dans lequel se trouve l'aluminium. Très importante et très variable à l'état liquide cette solubilité diminue très nettement lorsque l'aluminium se solidifie, emprisonnant l'hydrogène au sein de la matrice d'aluminium.

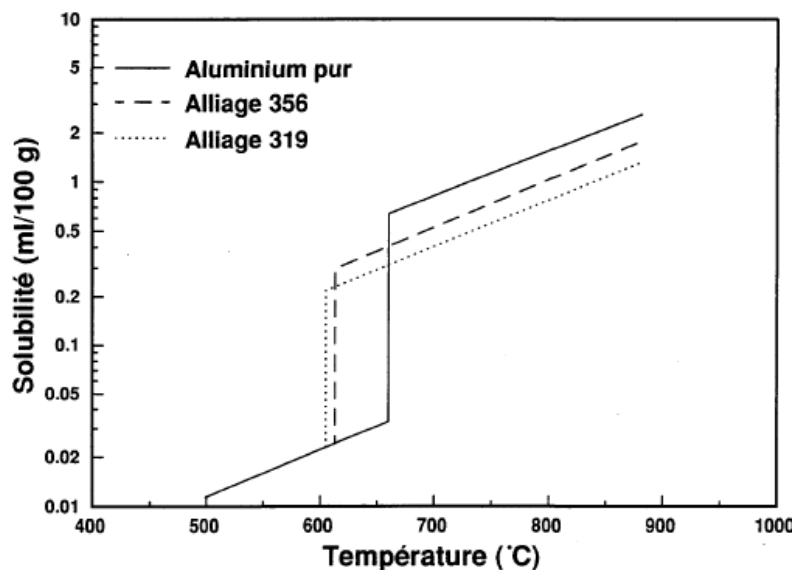


Figure 1.7 : Solubilité de l'hydrogène dans l'aluminium [Gruzleski, 1990]

Dans ce cas, les porosités, illustrées figure 1.8, ont des tailles généralement plus petites que les défauts dus au laser et ne dépassent que rarement la cinquantaine de microns [Pastor, 1999].

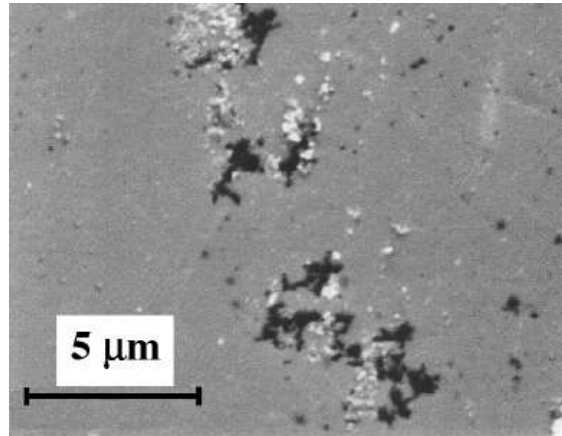


Figure 1.8 : Porosités liées à la variation de solubilité de l'hydrogène dans l'aluminium [Pastor, 1999]

b) Défauts de solidification : Fissuration à chaud

Une autre famille de défauts typiques du soudage de l'aluminium et certainement la plus critique est la fissuration à chaud. Les études s'intéressant à ce défaut sont nombreuses [Wei, 2007] [Rappaz, 1999] [Fabrègue, 2004] [Drezet, 2007], chacune essayant de comprendre et de qualifier ses conditions d'apparition afin d'en diminuer le risque. Liant intervalle de solidification et quantité d'eutectique, le problème de fissuration à chaud provient d'un manque d'approvisionnement de liquide dans les espaces interdendritiques de la zone fondue lors de la solidification, comme l'illustre la figure 1.9.

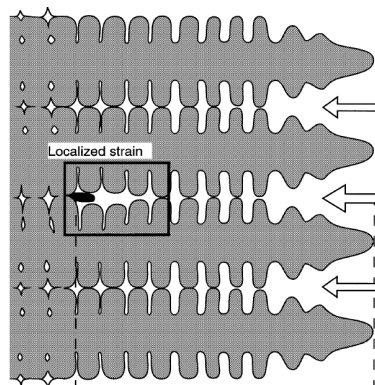


Figure 1.9 : Difficulté d'approvisionnement en liquide eutectique durant la solidification [Rappaz, 1999]

Pour éviter ces fissures il faut parvenir à combler ces manques d'approvisionnement. Deux méthodes peuvent être utilisées dans le cadre du soudage : augmenter la présence de liquide eutectique dans l'alliage ou diminuer les vitesses de solidification. En s'appuyant sur le diagramme binaire Al-Si et la méthode des segments inverses (figure 1.10) bien que celle-ci ne soit pas valable pour les grandes vitesses de solidification, on constate qu'il faut modifier la composition de l'alliage soudé pour augmenter la quantité d'eutectique.

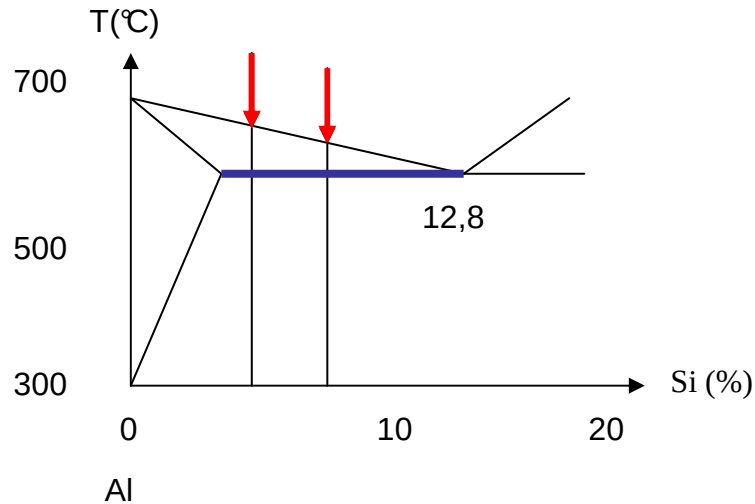


Figure 1.10 : Diagramme binaire Al-Si

Ce constat est confirmé par des observations expérimentales : l'augmentation du taux de silicium présent dans la zone fondue entraîne une diminution du taux de fissuration à chaud (figure 1.11).

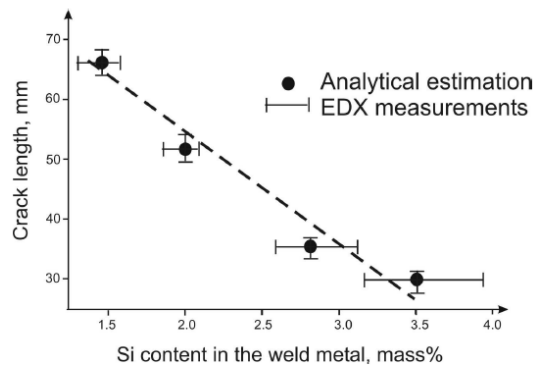


Figure 1.11 : Longueur de fissures en fonction du taux de silicium [Ploshikhin, 2006]

Pour enrichir en silicium le bain fondu, un fil d'apport riche en silicium est utilisé : le métal apporté est un alliage d'aluminium série 4XXX, le 4047, dont la composition est rappelée dans le tableau 1.1.

Aluminium	Composition (% massique)							
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Al
4047	11-13	0,8	0,3	0,15	0,1	-	0,2	reste

Tableau 1.1 : Composition massique de l'alliage 4047

Les instabilités et défauts rencontrés lors du soudage laser pouvant être très néfastes pour les performances des assemblages soudés, elles feront l'objet de toute notre attention, en particulier quand il s'agira d'établir une démarche d'optimisation du procédé.

1.1.3 Etude de l'alliage 6056

1.1.3.1 Présentation générale

L'aluminium 6056 fait partie des alliages de la série 6XXX, dont les principaux éléments d'addition sont le silicium et le magnésium. D'autres éléments tels que le cuivre, le manganèse et le fer peuvent être présents dans l'alliage (tableau 1.2).

Aluminium	Composition (% massique)							
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Al
6056	0,7-1,3	0,5	0,5-1,1	0,4-1	0,6-1,2	0,25	0,1-0,7	reste

Tableau 1.2 : Composition massique de l'alliage 6056

Les observations au microscope optique de l'alliage mettent en exergue sa structure granulaire allongée, provoquée par le laminage (figure 1.12a). Sa microstructure est clairsemée de phases réparties de manière homogène et de nature différente, comme le montre les observations en électrons diffusés : une phase sombre (Mg-Si) et une phase claire (Mn-Fe-Si) (figure 1.12b), qui sont des intermétalliques.

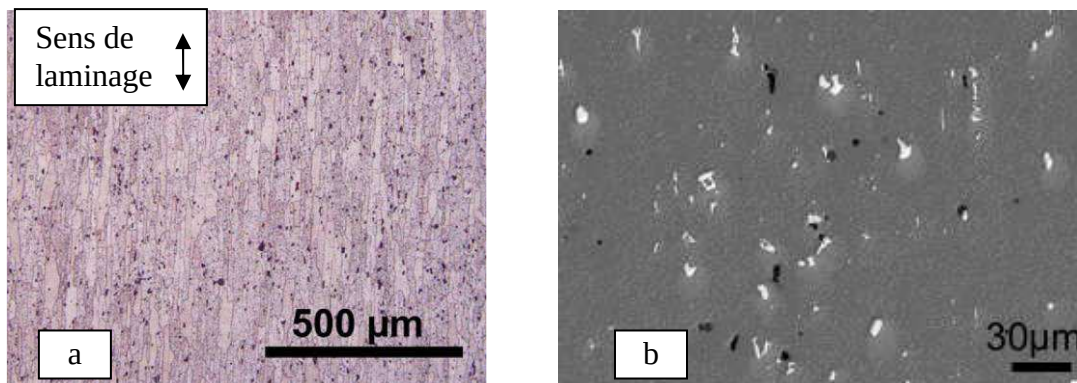


Figure 1.12 : Observations microscopique de l'alliage 6056 a) optique b) électronique [Fabrègue, 2004]

Les alliages de la série 6XXX, tout comme ceux des séries 2XXX et 7XXX, ont la particularité d'être des alliages à durcissement structural, donc dépendants de l'état thermique.

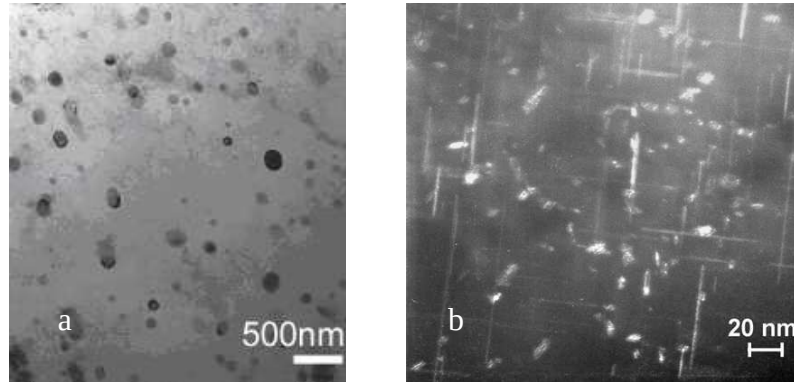


Figure 1.13 : Observation microscopique de dispersoïdes (a) et des précipités durcissant (b) de l'alliage 6056 [Fabrègue, 2004]

Les précipités, tels ceux illustrés sur la figure 1.13 suivent la séquence de précipitation spécifique aux alliages d'aluminium Al-Mg-Si-Cu.

Solution solide (SS) $\rightarrow$ GP Zone $\rightarrow \beta'' \rightarrow \beta' / Q' \rightarrow \beta / Q$ [Staron, 2009]

où β est une phase stable de nature Mg_2Si , et Q une phase stable contenant du cuivre.

La réponse de l'alliage à diverses sollicitations est donc régie par sa phase de précipitation, comme le montre la figure 1.14, qui illustre la tendance des caractéristiques mécaniques selon l'état de précipitation dans le cas d'un alliage Al-Mg-Si. On voit notamment que le pic de caractéristiques mécaniques est obtenu lorsque les précipités durcissant sont à la séquence β'' .

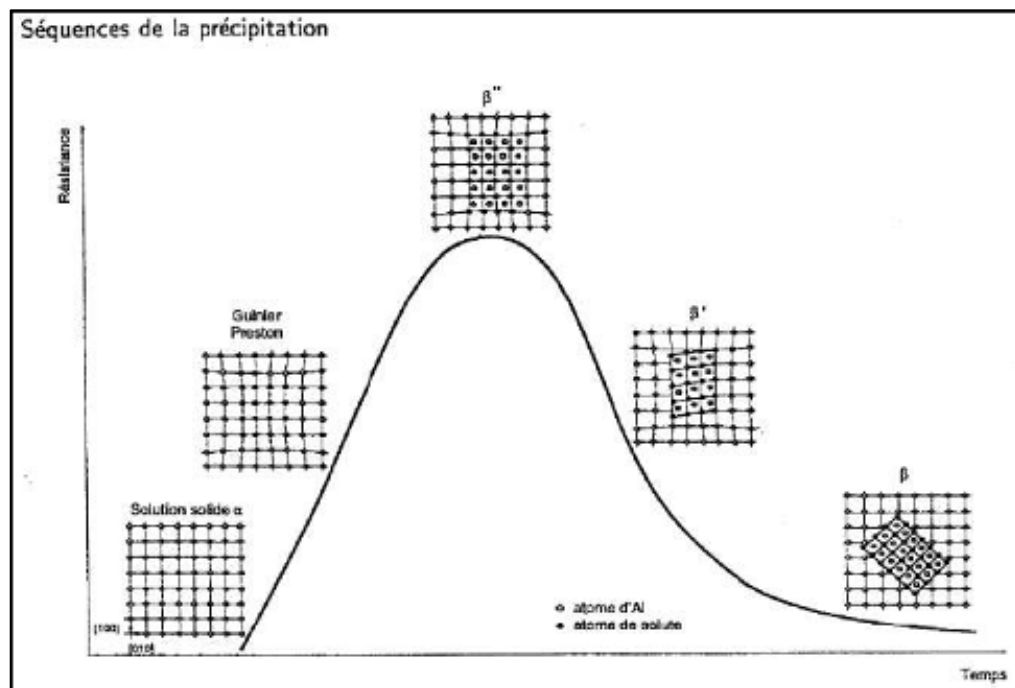


Figure 1.14 : Résistance en fonction de l'état de précipitation dans le cas d'un alliage Al-Mg-Si [Sarrazin, 1995]

L'état de précipitation désiré est obtenu grâce à un traitement thermique adapté dont les étapes principales sont illustrées sur la figure 1.15. Il est constitué d'une mise en solution permettant la dissolution des précipités de la matrice d'aluminium. Cette étape est suivie

d'une trempe à l'eau et d'un vieillissement naturel de 2 semaines à température ambiante entraînant une précipitation très fine. Enfin un revenu est effectué pour parvenir à l'état de précipitation souhaité.

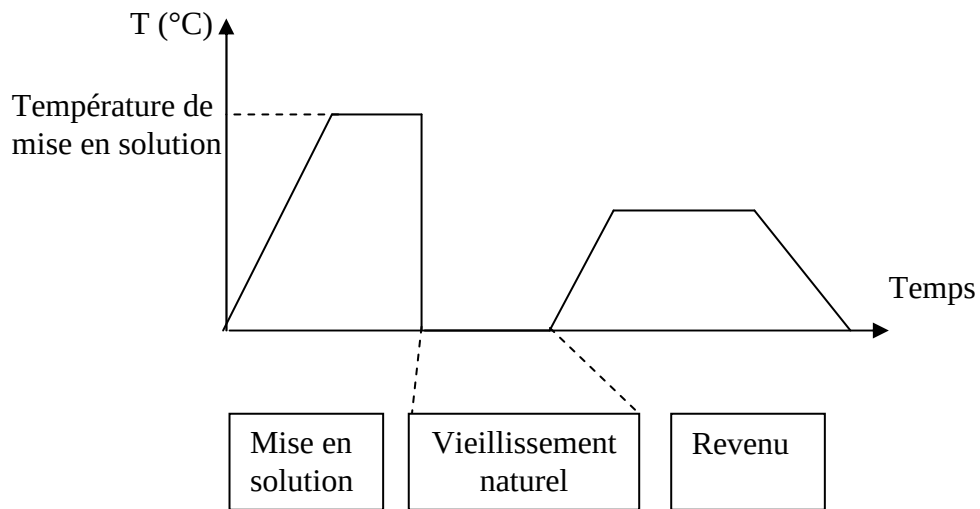


Figure 1.15 : Cycles de températures de traitement thermique de renforcement structural

Dans la suite de l'étude, nous allons nous concentrer principalement sur le traitement thermique T78, préconisé pour assurer une bonne résistance mécanique de l'alliage tout en diminuant la sensibilité de l'alliage à la corrosion ; il est constitué d'un double revenu à 175°C et 193°C respectivement de 6h et 13h.

Les assemblages soudés peuvent être définis comme étant des assemblages multimatériaux, formés par l'alliage 6056 à l'état initial, l'alliage 6056 thermiquement affecté par l'opération de soudage et la zone fondue, alliage dont la composition est modifiée par le métal d'apport de composition différente. Les caractéristiques de chacun de ces trois constituants vont, par leurs spécificités respectives, influencer le comportement de l'assemblage final, et nécessitent de ce fait, d'être précisées.

Nous allons donc présenter les caractéristiques de l'alliage de base à travers des résultats issus de travaux expérimentaux préliminaires, ainsi que celles des zones fondues relevées dans la bibliographie.

1.1.3.2 Caractérisation de l'aluminium 6056

1.1.3.2.1 Comportement statique

Le caractère durcissant du traitement thermique est révélé en comparant les microduretés de l'alliage à l'état T4 et T78, s'élevant respectivement à 95 et 125 HV.

Sous sollicitation quasi statique, la courbe de traction (figure 1.16), souligne l'aspect ductile de cet alliage, avec notamment une déformation à rupture d'environ 9% à l'état T78, les autres caractéristiques étant indiquées au tableau 1.3.

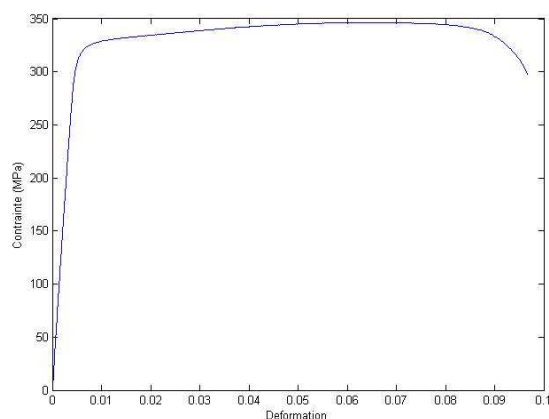


Figure 1.16 : Courbe de traction quasi statique de l'alliage 6056 à l'état T78

	Re (MPa)	Rp0.2 (MPa)	Rm (MPa)	Déformation à rupture (%)
6056 T78	295	325	350	9

Tableau 1.3 : Caractéristiques mécaniques de l'alliage 6056 à l'état T78

Le faciès de rupture de la figure 1.17 confirme l'aspect ductile du matériau avec un faciès en cupules au fond desquelles sont observés des précipités ; la décohésion et la croissance de micropores se sont effectuées autour des précipités.

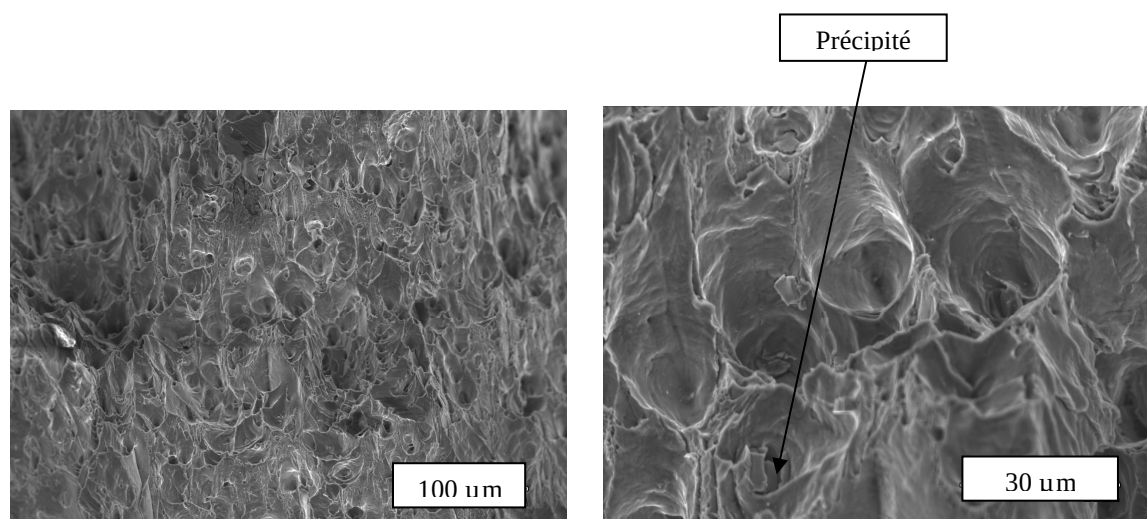


Figure 1.17 : Faciès de rupture en traction quasi statique de l'alliage 6056 à l'état T78

1.1.3.2.2 Tenue à la fatigue

Une série d'essais de tenue à la fatigue, réalisée en traction alternée avec un rapport de charge $R=0,1$, indique que l'aluminium 6056 à l'état T78 possède une limite d'endurance d'environ 165 MPa, déterminé par la méthode de l'escalier court.

Les faciès de rupture typiques, dont l'un est représenté à la figure 1.18, permettent d'observer une amorce de fissure sur des défauts proches de la surface.

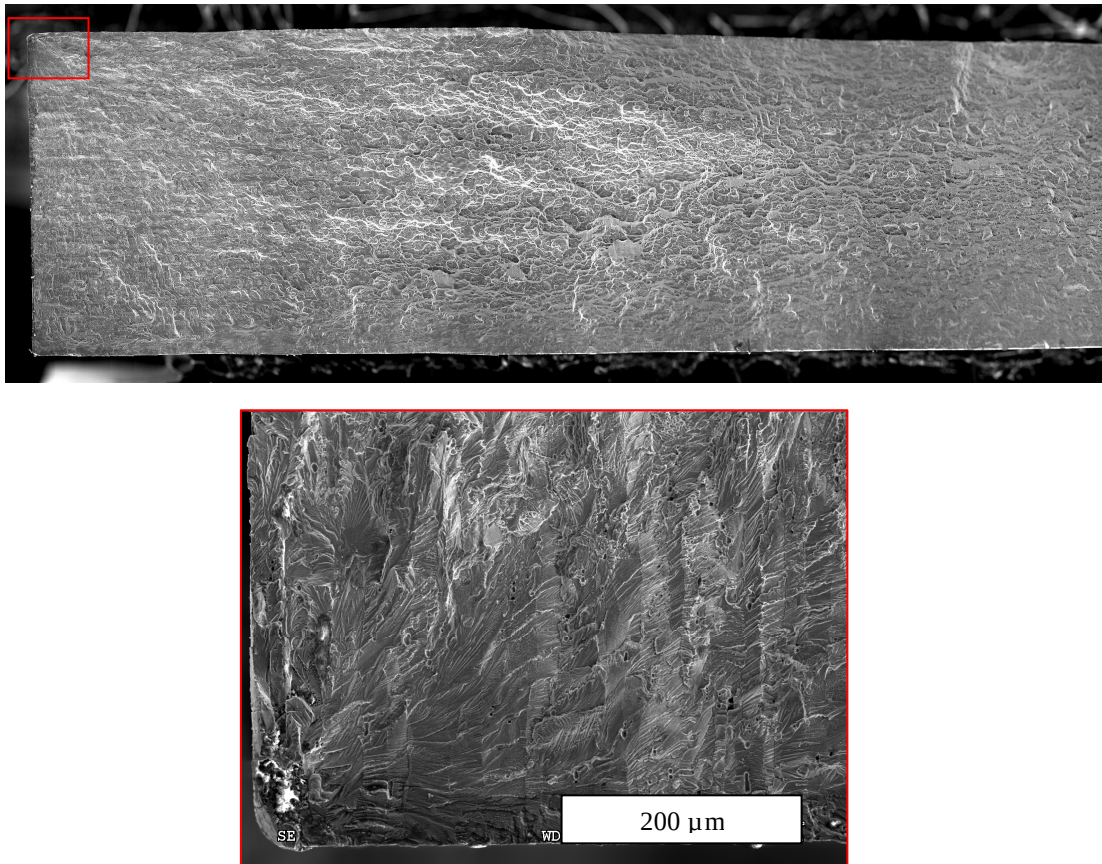


Figure 1.18 : Faciès de rupture en fatigue : 180MPa, 200 000 cycles

1.1.3.2.3 Tenue à la corrosion

De manière générale les alliages d'aluminium sont sensibles à la piqûration et selon l'état thermique dans lequel ils se trouvent, à la corrosion intergranulaire [Bhattamishra, 1997].

La piqûration est toujours présente dans les alliages d'aluminium, puisque celle-ci se développe par micro-couplage galvanique avec la matrice environnante, autour des composés intermétalliques, nombreux et indépendants de l'état thermique du matériau. A partir de ces piqûres de corrosion, différents types de corrosion peuvent se développer. Pour l'alliage 6056 à l'état T6 [Guillaumin, 2000] proche de la piqûre, seuls les joints de grains sont attaqués, permettant alors à la corrosion intergranulaire de se développer (figure 1.19).

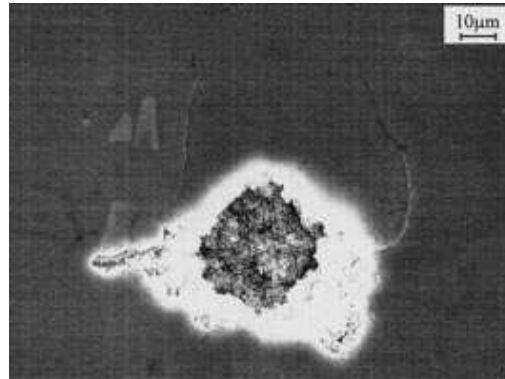


Figure 1.19 : Corrosion intergranulaire développée autour d'un piqûration amorcée sur un intermétallique [Guillaumin, 2000]

Mais de la piqûration plus profonde peut s'établir à partir de celle créée autour de l'intermétallique, comme le montre une étude globale sur le sujet [Svenningsen, 2006]. On constate effectivement qu'en fonction de l'état thermique du matériau, le mode de corrosion développé n'est pas le même : on a alors de la piqûration lorsque le matériau est sur-revenu, et de la corrosion intergranulaire lorsqu'il n'est pas assez vieilli (figure 1.20).

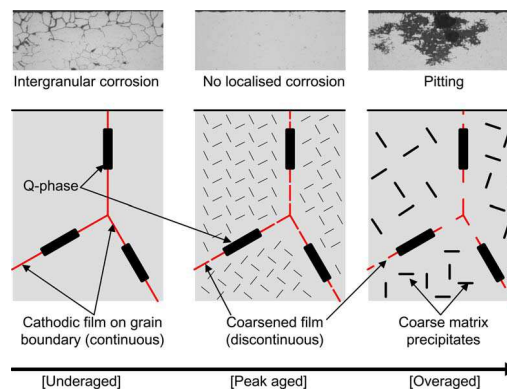


Figure 1.20 : Influence de l'état thermique sur le type de corrosion développée [Svenningsen, 2006]

Des tests similaires mais plus sévères (norme G110) que nous avons menés sur l'alliage 6056 à l'état T78, corroborent ces résultats bibliographiques précédents. En effet nous avons pu distinguer deux types de corrosion : de la piqûration et des zones de corrosion intergranulaire autour des intermétalliques (figure 1.21).

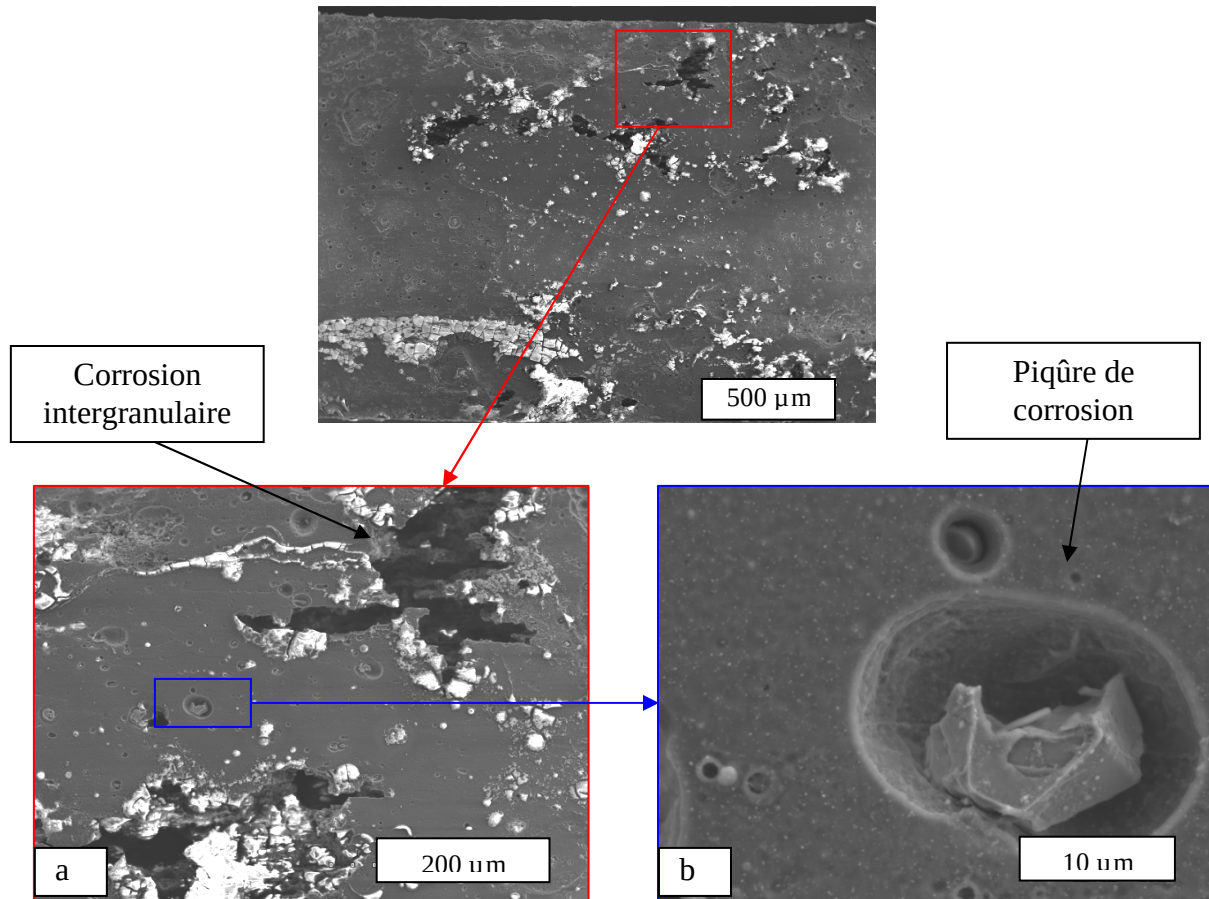


Figure 1.21 : Corrosion de l'alliage 6056 à l'état T78 a) Corrosion intergranulaire b) Piqûration autour d'un composé intermétallique

Cependant, le nombre et la taille des attaques de corrosion intergranulaire relevées sur l'alliage 6056 à l'état T78, nous permet à dire que notre alliage d'étude ne présente pas une sensibilité exacerbée à la corrosion intergranulaire.

1.1.4 Spécificités des assemblages soudés

1.1.4.1 Mécanique statique

Traduisant globalement le comportement mécanique, les mesures de microdureté sont couramment utilisées dans la caractérisation des assemblages soudés.

Les valeurs mesurées post soudage (figure 1.22) indiquent généralement une différence importante entre les microduretés de la zone fondue et celles du métal de base (MdB). Cet écart significatif ne se cantonne pas à la seule zone fondue, mais concerne aussi la zone affectée thermiquement (ZAT) : on observe ainsi une transition continue de la zone interfaciale (ZI) au métal de base (MdB).

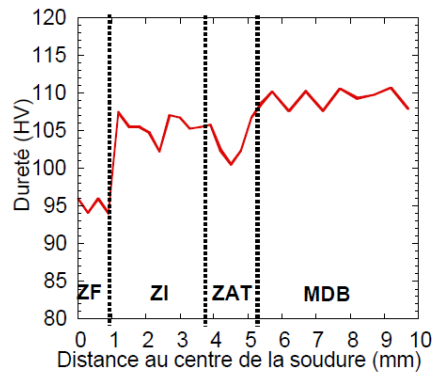


Figure 1.22 : Microdureté de l'assemblage soudé à l'état post soudage [Fabrègue, 2004]

Le traitement thermique post soudage T78 induit une augmentation de la dureté de la zone fondue, révélant la présence de précipités durcissant. La transition continue observée dans la zone affectée thermiquement tend à disparaître avec des temps de revenus longs, aboutissant de fait à une frontière nette entre deux zones distinctes, ainsi que l'illustre la figure 1.23.

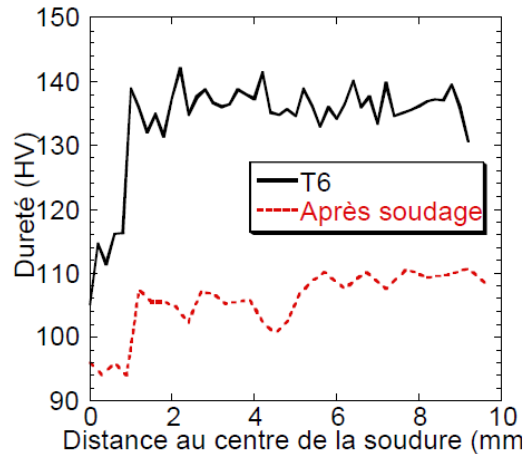


Figure 1.23 : Microdureté de l'assemblage à l'état T6 [Fabrègue, 2004]

L'évolution des performances mécaniques de la zone de soudage dépend de l'état métallurgique, induit par son histoire thermique. Ceci doit être couplé avec l'influence de la composition de la zone fondue, comme le souligne la relation taux de silicium / microdureté (figure 1.24)

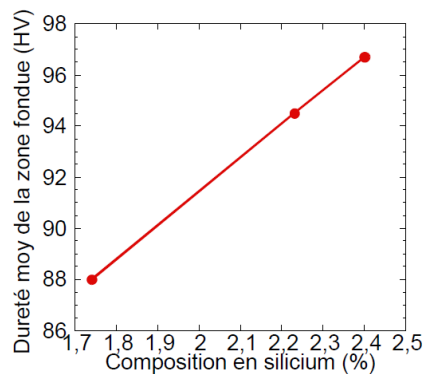


Figure 1.24 : Influence du taux de silicium sur la microdureté de la zone fondue [Fabrègue 2004]

Ces constatations concernant la microdureté sont confirmées logiquement en traction quasi statique, où une grande partie des assemblages soudés cèdent dans la zone fondue. La comparaison du comportement à la rupture des assemblages avec celui de l'alliage de base révèle des caractéristiques globalement plus faibles dans la zone fondue que dans l'alliage de base. Cette tendance peut être accentuée par la présence de défauts, comme l'illustre la figure 1.25, donnant à l'assemblage soudé un caractère fragile.

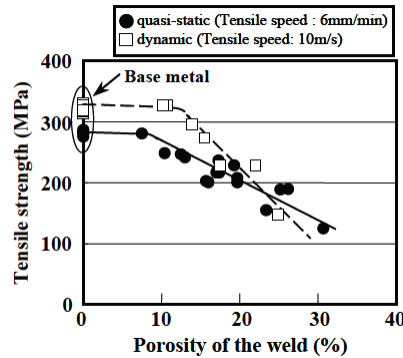


Figure 1.25 : Impact des défauts sur le comportement des assemblages soudés [Tsushima, 2005]

Pour améliorer les caractéristiques en traction quasi statique et la microdureté, on peut intervenir au niveau du traitement thermique post soudage [Sotirov, 2005] [Prinz, 2003] et/ou sur la composition de la zone fondue. Cette dernière est très aisément modifiable en jouant sur les paramètres de soudage (vitesse de soudage, vitesse de fil d'apport, puissance) ou la nature du fil d'apport. En soudant avec de la poudre de type Al-Mg-Si, plutôt qu'avec une poudre Al-Si, Braun [Braun, 2006] a montré une nette amélioration des caractéristiques des assemblages grâce à un accroissement des performances de la zone fondue. Fabrègue [Fabrègue, 2004] de son côté, confirme un lien entre taux de silicium et résistances mécanique mis en évidence par les mesures de microdureté.

Il est notable que les caractérisations mécaniques sous sollicitations statiques font émerger une grande influence de la composition de la zone fondue couplée à son histoire thermique. Nous allons maintenant nous intéresser à la tenue à la fatigue et la résistance à la corrosion des assemblages soudés.

1.1.4.2 Tenue à la fatigue des assemblages soudés

Soumis à une sollicitation dynamique, l'amorce de fissures peut se localiser au sein de la zone fondue [Eibl, 2003]. La propagation de la fissure qui s'ensuit ne s'étend pas à la zone affectée thermiquement, mais reste concentrée à la zone fondue, comme le montre la figure 1.26, issue du suivi d'un essai d'une éprouvette pré-fissurée [Vaidya, 2006]. De même, il est constaté que les déformations induites se localisent aussi dans la zone fondue.

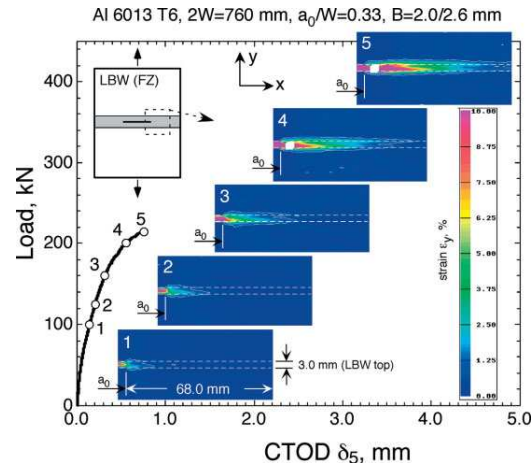


Figure 1.26 : Déformation engendrées par la propagation d'une fissure [Vaidya, 2006]

L'influence de la nature du fil d'apport, autrement dit de la composition de la zone fondue, sur la limite d'endurance est moins évidente qu'en mécanique statique [Eibl, 2003]. Lors du soudage d'un alliage d'aluminium Al-Mg-Si (figure 1.27) avec un fil d'apport contenant 5% de silicium (AlSi₅), la tenue en fatigue est meilleure qu'avec un fil d'apport contenant 12% de silicium (AlSi₁₂). L'influence semble donc inverse à celle que l'on a vue en mécanique quasi statique. Toutefois l'utilisation d'un fil d'apport sans silicium (AlMg_{4,5}Mn) fait chuter la limite d'endurance. Donc même si la présence de silicium semble jouer un rôle, quantifier l'influence du taux de silicium paraît plus difficile. Ceci est d'autant plus vrai, qu'en tenue à la fatigue, les défauts internes peuvent modifier quelque peu les résultats.

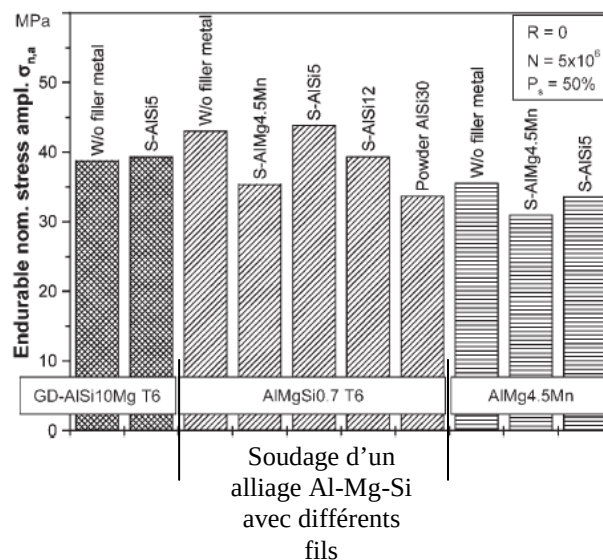


Figure 1.27 : Influence du fil d'apport sur la limite d'endurance [Eibl, 2003]

Par contre, le traitement thermique post soudage est comme en statique, très influent, notamment lorsque le revenu est précédé d'une mise en solution. Plusieurs études [Malarvizhi, 2008] font état de l'importance de l'influence de l'état métallurgique de la zone de soudage quel que soit le type de procédé de soudage utilisé.

1.1.4.3 Tenue à la corrosion

Les modifications microstructurales induites par le laser dans la zone fondue et la zone affectée thermiquement peuvent faire évoluer le comportement du matériau vis-à-vis de la corrosion. Dans le cas d'un alliage Al-Zn-Mg-Cu (figure 1.28), l'assemblage soudé est marqué par une attaque de corrosion localisée au niveau de la transition zone fondue / zone affectée thermiquement [Wloka, 2008].

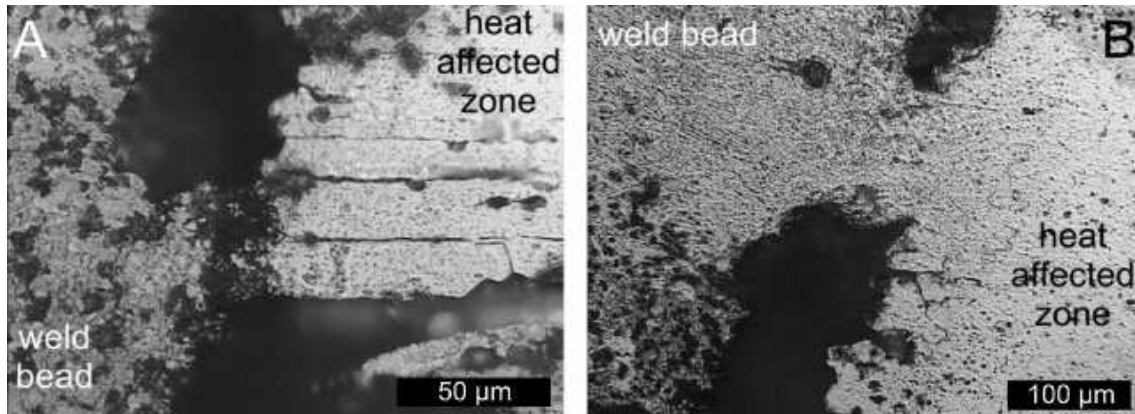


Figure 1.28 : Attaque de corrosion au niveau de la transition zone fondue alliage de base sur un alliage Al-Zn-Mg-Cu [Wloka, 2008]

Toutefois, des études similaires [Braun, 2006] portant sur le soudage d'un alliage Al-Mg-Si ne rapporte pas l'existence de telles zones, mais une sensibilité accrue au niveau de la ZAT soit à la piqûration soit à la corrosion intergranulaire (figure 1.29), selon l'état dans lequel le matériau est soudé.

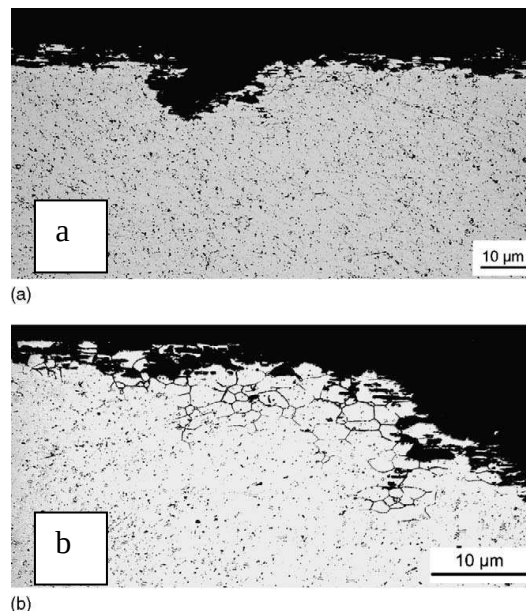


Figure 1.29 : Corrosion dans la ZAT a) T4 b) T6 [Braun, 2006]

La corrosion des assemblages est fortement dépendante de la nature de l'alliage soudé et de son état thermique. Selon les cas, le soudage peut accentuer la corrosion soit très localement ou plus globalement dans la zone affectée thermiquement. A la vue de ces résultats, il apparaît donc difficile de prévoir l'impact du soudage sur la tenue à la corrosion.

1.2 Contribution aux conditions de soudage

Généralement, les études liant les paramètres opératoires du procédé aux caractéristiques de l'assemblage concentrent leurs efforts sur un point précis. Une telle délimitation du champ d'investigation permet d'établir aisément l'influence d'un paramètre sur le comportement des soudures. Par exemple les travaux réalisés sur le fil d'apport [Eibl, 2003] [Braun, 2006] démontrent que celui ci influe sur le comportement quasi statique des assemblages soudés, mais que son rôle est plus flou en tenue à la fatigue.

Ces travaux ont toutefois l'inconvénient de faire perdre de vue qu'un procédé de soudage ne peut pas se restreindre à l'étude d'un seul paramètre. Ce type de procédé dépend en effet d'un ensemble de paramètres (figure 1.30), parmi lesquels on peut citer la puissance (P_a), la vitesse de fil V_{fa} , la vitesse d'avance V_{aa} ou encore la nature du fil Fil_a , et de leurs interactions mutuelles.

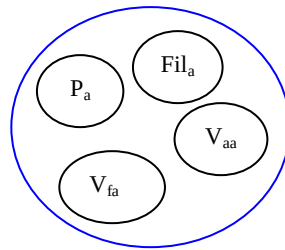


Figure 1.30 : Ensemble de paramètres utilisés dans le soudage laser

Pour mener ses travaux sur l'influence du fil d'apport, Braun [Braun, 2006] subdivise l'ensemble paramétrique en deux (figure 1.31). On retrouve d'une part le paramètre étudié, la nature du fil qui est variable, et d'autre part, le reste des paramètres dont on connaît des intervalles d'utilisation.

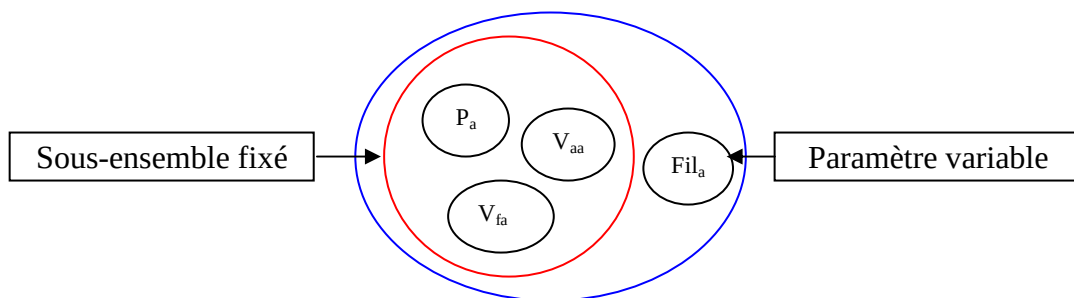


Figure 1.31 : Ensemble de paramètres constitué d'un sous ensemble

La mise en avant du paramètre variable couplé à l'effacement du sous-ensemble paramétrique est très discutable, puisqu'il constitue d'une certaine façon le cadre de l'étude d'influence, lui seul n'étant soumis à aucune variation.

Dès lors doit se poser la question du rôle joué par le sous ensemble sur les résultats. Autrement dit, est ce que les résultats obtenus avec un sous ensemble donné au départ seraient les mêmes avec un autre sous ensemble.

Cette interrogation prend tout son sens dans le cas où les paramètres non étudiés ont eux même une influence majeure sur le comportement des assemblages soudés.

Cependant il n'est pas aisé de définir le cadre d'une telle étude. Pour s'en convaincre il suffit de prendre l'exemple de l'étude de l'influence du taux de silicium de la zone fondue sur les caractéristiques mécaniques qui a été menée selon deux méthodes différentes pour l'alliage 6056.

- Une première méthode [Fabrègue, 2004] a consisté à faire varier l'ensemble des paramètres de soudage afin d'obtenir des cordons soudés avec différents taux de silicium. Cette méthode a l'inconvénient de ne fixer aucun cadre, et prend le risque d'impacter de manière aléatoire les caractéristiques (figure 1.32a)
- La seconde approche [Vollersten, 2007] est basée sur la modification du fil d'apport, ce qui nous rapproche du modèle décrit précédemment à travers l'étude de Braun [Braun, 2006] (figure 1.32b)

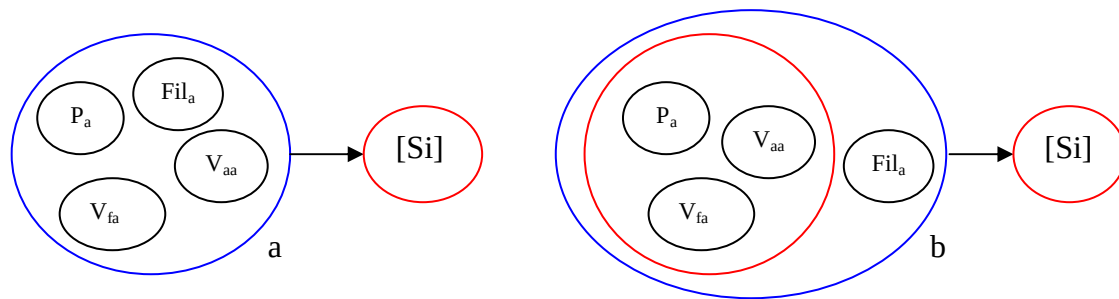


Figure 1.32 : Comparaison des méthodes utilisées pour évaluer l'influence du taux de silicium

Sans chercher à faire des comparaisons quantitatives, on constate que les conclusions obtenues par ces deux études sont contradictoires : dans un cas on observe une augmentation de la déformation à rupture avec le taux de silicium (figure 1.33a), tandis que dans l'autre on constate qu'un fil plus riche en silicium engendre une baisse de cette même déformation (figure 1.33b). Le même constat peut être fait pour la contrainte maximale. Dans un cas ce paramètre est très influencé par le taux de silicium et dans l'autre la contrainte reste quasi constante.

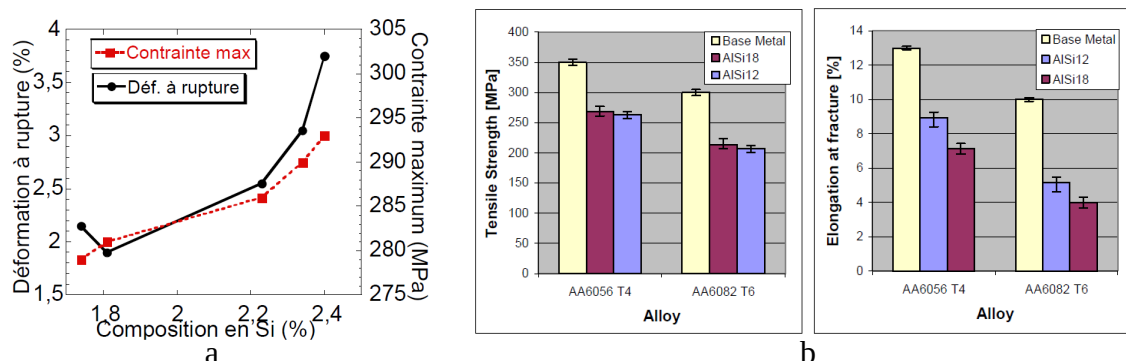


Figure 1.33 : Comparaison des méthodes utilisées pour évaluer l'influence du taux de silicium a) [Fabrègue, 2004] b) [Vollersten, 2007]

Ces tendances opposées sont révélatrices d'influences qui sont mal prises en compte, notamment au niveau de l'ensemble des paramètres opératoires, différents dans les deux cas. Cela confirme que l'étude du procédé de soudage nécessite de prendre en compte l'ensemble des paramètres opératoires.

Ceci est d'autant plus vrai, que dans les deux exemples précédents les essais étaient tous réalisés en mode keyhole. Les conclusions auraient-elles été identiques si les soudures avaient été réalisées en mode conduction ? Au-delà du simple changement de mode de soudage, on peut envisager des différences exacerbées entre les histoires thermiques des soudures, et donc, pour les alliages à durcissement structural, des différences entre les états métallurgiques post soudage.

En conclusion, ces exemples montrent l'extrême nécessité de mieux appréhender l'influence de l'ensemble des paramètres et leurs couplages durant l'opération de soudage.

1.3 Vers une approche systémique des conditions de soudage

Jusqu'à maintenant, l'amélioration des conditions de soudage et l'adaptation des paramètres opératoires sont étudiées à travers l'influence qu'un paramètre a sur les caractéristiques d'un assemblage soudé. Les contradictions qu'une telle démarche peut engendrer et que nous avons révélées dans la partie précédente nous poussent à développer une démarche plus complète, faisant référence à l'ensemble des paramètres et à leurs couplages. Cela nécessite donc d'estimer le rôle joué par chacun des paramètres durant l'opération de soudage. En étudiant l'histoire thermique lors du procédé, il est possible d'évaluer les influences des différents paramètres et de mettre en exergue les plus influents.

Dès lors, en ne se limitant pas uniquement à une caractérisation métallurgique du joint à travers sa composition, mais en la complétant avec une caractérisation thermique, l'assemblage soudé est défini par l'ensemble des paramètres du procédé.

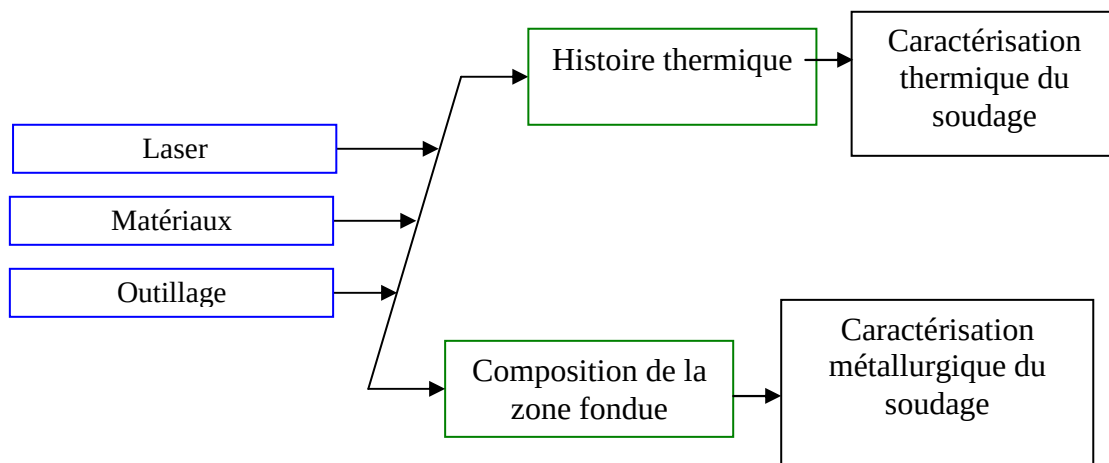


Figure 1.34 : Approche systémique des conditions de soudage

Toutefois devant le nombre important de facteurs entrant en jeu dans le soudage laser, nous avons développé une simulation numérique du procédé dans le but d'étudier l'influence des différents paramètres.

La diminution du risque de fissuration à chaud, du taux de porosité ou encore l'évaluation des caractéristiques mécaniques des assemblages soudés sont autant de critères pouvant guider le choix des paramètres de soudage. Dans la plupart des travaux menés sur le procédé de soudage laser, les auteurs se focalisent très souvent sur l'étude de l'influence d'un seul paramètre, sans se préoccuper des interactions possibles avec d'autres paramètres. Or nous avons montré que ce type de démarche n'était pas satisfaisant et ne permettait pas d'optimiser l'ensemble des paramètres du procédé. Il est donc nécessaire de porter notre attention sur les effets couplés induits par l'ensemble des paramètres pour tendre vers une démarche plus globale.

2 CHAPITRE 2 : CARACTERISATIONS PHYSICO-CHIMIQUE ET MECANIQUE DES ASSEMBLAGES EN ALLIAGE 6056 SOUDES PAR LASER

L'évaluation de l'impact de l'ensemble des paramètres de soudage sur la zone fondue nécessite une étude microstructurale et comportementale des joints soudés. L'établissement de liens entre la microstructure et la réponse des assemblages à différentes sollicitations permettrait d'exposer les aspects sensibles des cordons de soudure.

De ce fait la caractérisation de deux types de joints, soudés à différentes vitesses et densités de puissance, va nous permettre d'identifier les zones à risques dans différents cas de soudage. Cette caractérisation consiste en une étude microstructurale basée sur des observations optiques et électroniques, complétée par une analyse comportementale des joints en mécanique statique, en tenue à la fatigue et en corrosion.

2.1 Caractérisation microstructurale des assemblages soudés

2.1.1 Méthodes expérimentales : Obtention des éprouvettes et caractérisation microstructurale

2.1.1.1 Opérations de soudage laser

Le laser utilisé est un laser YAG continu de puissance maximale 3000 W avec une tâche focale de diamètre 0,45 mm. L'ensemble du laser est constitué d'une tête laser, d'un outillage et d'un support d'outillage (Figure 2.1)

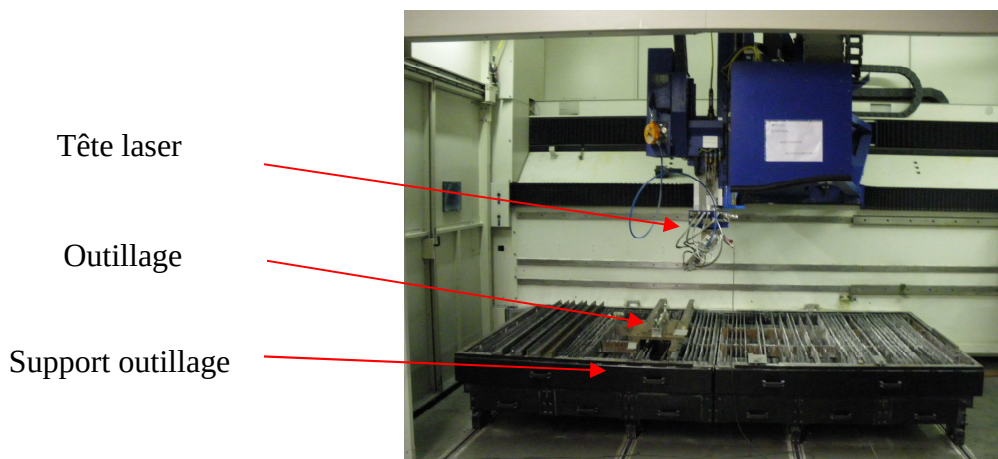


Figure 2.1 : Ensemble du laser

La tête laser (figure 2.2) est elle-même constituée d'une buse de fil d'apport, d'une buse de gaz de protection et de la lentille permettant la focalisation du faisceau, de longueur focale 150 mm.

Les deux buses sont fixées au laser et suivent donc son mouvement lors du soudage.

Confidentiel

Figure 2.2 : Tête laser constituée par la lentille et les buses de gaz et de fil d'apport

L'outillage fixé sur son support est un bloc d'acier, comportant une gorge qui permet de réaliser des soudures bout à bout débouchantes. L'outillage est percé au niveau de cette gorge afin de permettre la circulation d'un gaz de protection sur l'envers de l'éprouvette.

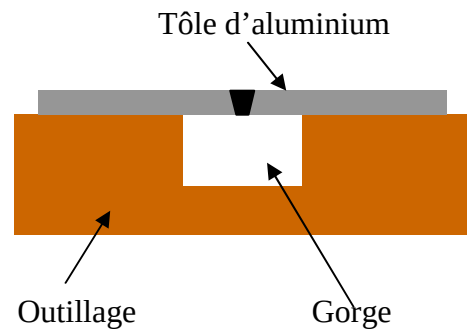
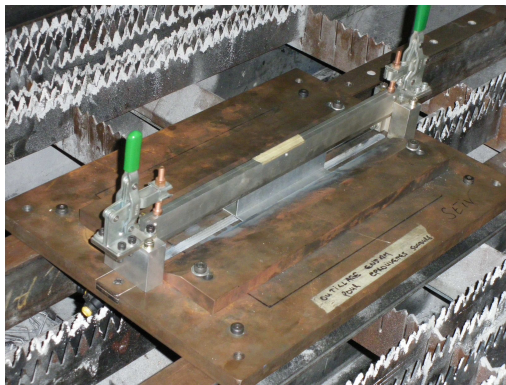


Figure 2.3 : Outillage du laser

Les éprouvettes sont réalisées à partir de deux tôles, préalablement dégraissées, et soudées selon des conditions spécifiques. Elles sont ensuite découpées par électroérosion ainsi que l'illustre la figure 2.4.

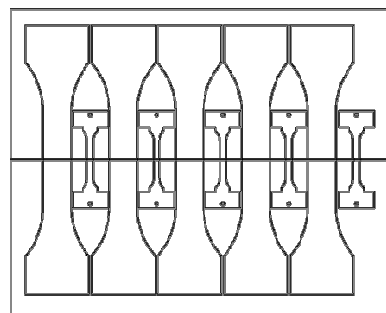


Figure 2.4 : Schéma des découpes des éprouvettes

Après découpe, les éprouvettes sont reprises mécaniquement afin d'éliminer tout effet néfaste de la zone brûlée par le procédé de découpe (figure 2.5).

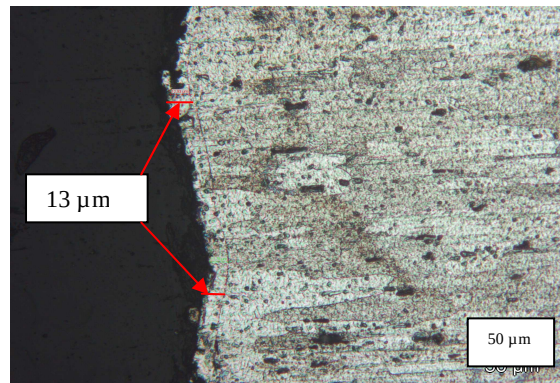


Figure 2.5 : Zone brûlée par électroérosion

Dans chaque assemblage de tôles on fabrique 5 éprouvettes. Pour un jeu de paramètres donné on peut être amené à tester plus de 5 éprouvettes, ce qui implique de réaliser plusieurs cordons de soudures. Au final les éprouvettes seront donc toutes réalisées avec les mêmes paramètres de soudage, à partir de différents cordons de soudures. Les éprouvettes sont référencées de la façon suivante :

C1/1/3 : Mode de soudage : C conduction, K keyhole

C1/1/3 : Jeu de paramètres 1/2/3

C1/1/3 : Numéro de tôle

C1/1/3 : Numéro d'éprouvette dans la tôle.

Les paramètres de soudage des éprouvettes sont caractéristiques des modes conduction et keyhole (tableau 2.1).

	Puissance (W)	Vitesse d'avance (m/min)	Vitesse de fil (m/min)	Focalisation (mm)	Débit gaz endroit (l/min)	Débit gaz envers (l/min)
C1	2100	1,2	4	+1,5	20	20
K1	3000	2,9	4,2	0	20	20

Tableau 2.1. : Paramètres de soudage des éprouvettes

Les éprouvettes sont ensuite mises à l'état thermique T78 grâce à un double revenu défini au premier chapitre.

2.1.1.2 Caractérisation microstructurale

2.1.1.2.1 Microscopie optique

Les observations au microscope optique sont réalisées sur des échantillons polis et attaqués chimiquement au réactif de Keller pendant 30 secondes. La composition du réactif est indiquée dans le tableau 2.2. Le protocole de polissage des échantillons, identique pour tous les types de microscopie, consiste en un polissage aux papiers SiC de grain 800, 1200, 4000, suivi de deux polissages aux pâtes diamantées 3µm et 0,25 µm.

H ₂ O	HCl	HNO ₃	HF	
95,5	1,5	2,5	0,5	% volumique

Tableau 2.2 : Composition du réactif de Keller

2.1.1.2.2 Microscopie électronique à balayage

La microscopie électronique à balayage est utilisée en complément de l'optique afin de visualiser des échelles plus fines et apporter des informations qualitatives relatives à la nature des matériaux grâce à l'utilisation de la microsonde X. Ces analyses sont par ailleurs complétées par l'utilisation de la sonde de Castaing qui permet d'accéder aux données quantitatives. La préparation des échantillons nécessite uniquement l'étape de polissage décrite dans la partie optique.

Des observations complémentaires sont réalisées en microscopie électronique à balayage à effet de champ, car elle permet, par sa meilleure résolution, d'observer à des grossissements plus importants. Ces échantillons subissent après le polissage miroir une attaque électrochimique à -50°C.

2.1.2 Observations et analyses des assemblages soudés

2.1.2.1 Observation macroscopique des joints soudés

L'assemblage de deux tôles par soudage avec fusion engendre la création d'une zone fondue, qui est dépendante du procédé utilisé et des paramètres opératoires. La figure 2.6 montre la géométrie des joints représentatifs du soudage laser en modes keyhole et conduction, soudés respectivement avec les paramètres K1 et C1, et très aisément identifiables par leurs tailles respectives.

En keyhole, mode de soudage où la densité d'énergie apportée au matériau est la plus importante, la zone fondue a une forme quasi rectangulaire et mesure environ 2 mm de large, tandis qu'en conduction, la largeur du joint trapézoïdal peut atteindre 4 mm.

Un assemblage soudé est, pour les deux modes de soudage, composé de trois zones distinctes : une zone fondue, une zone de transition et l'alliage de base.

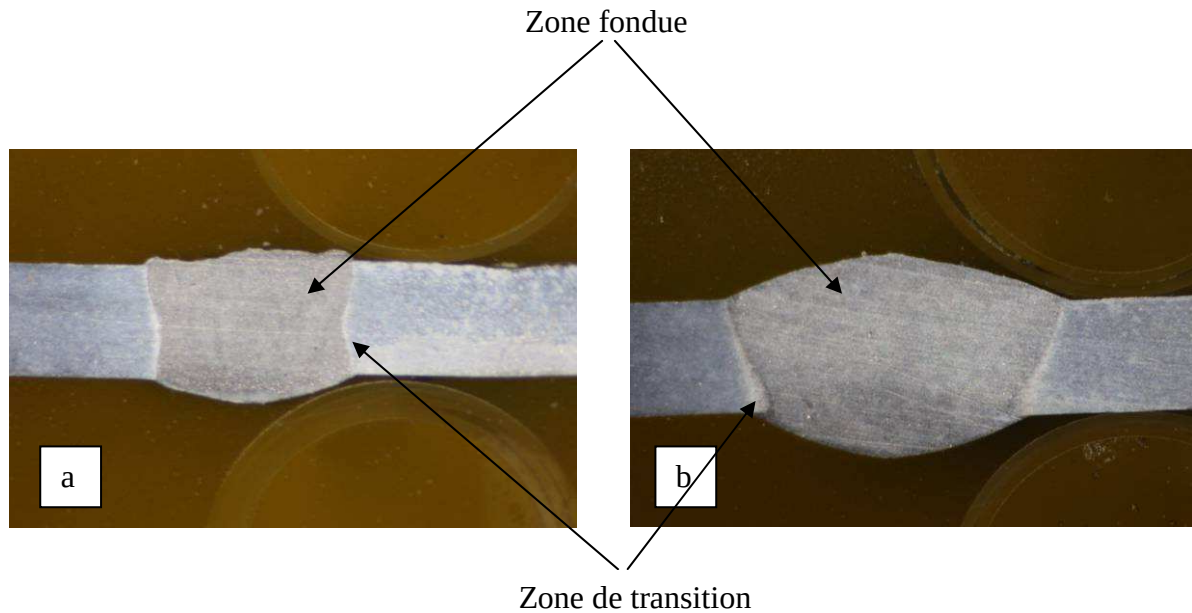


Figure 2.6 : Soudure obtenue en mode keyhole (a), mode conduction (b)

2.1.2.2 Caractérisation microstructurale de la zone fondue

2.1.2.2.1 Composition de zone fondue

La zone fondue est un mélange des deux alliages mis en jeu durant le soudage, l'aluminium 6056 et le fil d'apport 4047. La composition de l'alliage nouvellement formé est dépendante des proportions de ce mélange, et donc des conditions de soudage utilisées. Une méthode graphique simple, utilisée par Fabrègue [Fabrègue, 2008], permet d'approcher la composition du joint soudé sans se préoccuper des paramètres de soudage.

En considérant que les parties bombées d'un joint soudé représentent l'ajout de matière du fil on peut écrire:

$$\%X_{zf} = \frac{\%X_{6056} \times S_1 + \%X_{4047} \times S_2}{S_1 + S_2} \quad (2.1)$$

avec $\%X_{zf}$, la fraction massique en élément dans la zone fondue, $\%X_{6056}$, $\%X_{4047}$ les fractions massiques dans l'alliage de base et le fil d'apport. S_1 représente l'aire de la section d'alliage de base fondue et S_2 l'aire de la surface ajoutée correspondant au fil d'apport. Le tableau 2.3 rassemble les compositions évaluées pour les deux types de joints étudiés.

	Mg (pds%)	Si (pds%)	Cu (pds%)
Conduction	0,5	5,0	0,5
Keyhole	0,7	2,9	0,7

Tableau 2.3: Composition en éléments des zones fondues

En conduction, la zone fondue présente une teneur en silicium de 5%, plus élevée qu'en keyhole (2,9%). Ces valeurs représentent respectivement plus de 5 et 3 fois le taux de silicium

présent initialement dans l'alliage à souder. L'utilisation en conduction d'une vitesse d'avance plus lente couplée à une vitesse de déroulement du fil d'apport plus élevée qu'en mode keyhole explique cette différence entre les deux modes de soudage. Les teneurs en magnésium et cuivre varient aussi entre les deux modes mais dans une moindre mesure.

2.1.2.2.2 Observations microscopiques

Les observations au microscope optique dévoilent les microstructures des zones fondues, différentes de celle de l'alliage 6056 qui est constituée de grains laminés.

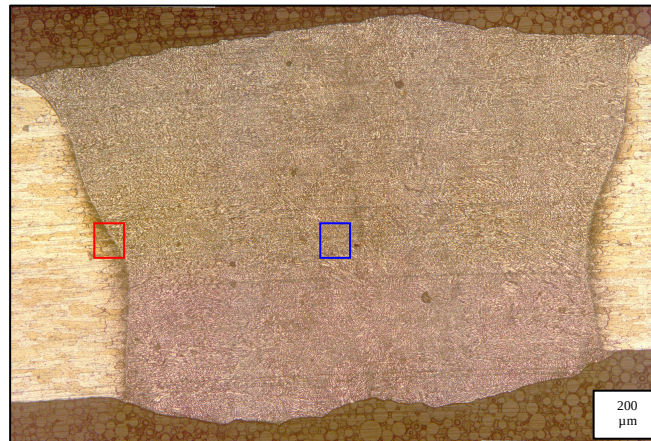


Figure 2.7 : Observation macroscopique d'un joint keyhole

La zone fondue obtenue en mode keyhole est formée de grains dendritiques équiaxes au centre (figure 2.8a) et basaltiques sur les bords, orientés selon le gradient thermique (figure 2.8b). On distingue le cœur des dendrites qui sont en clair et l'espace inter-dendritique en foncé.

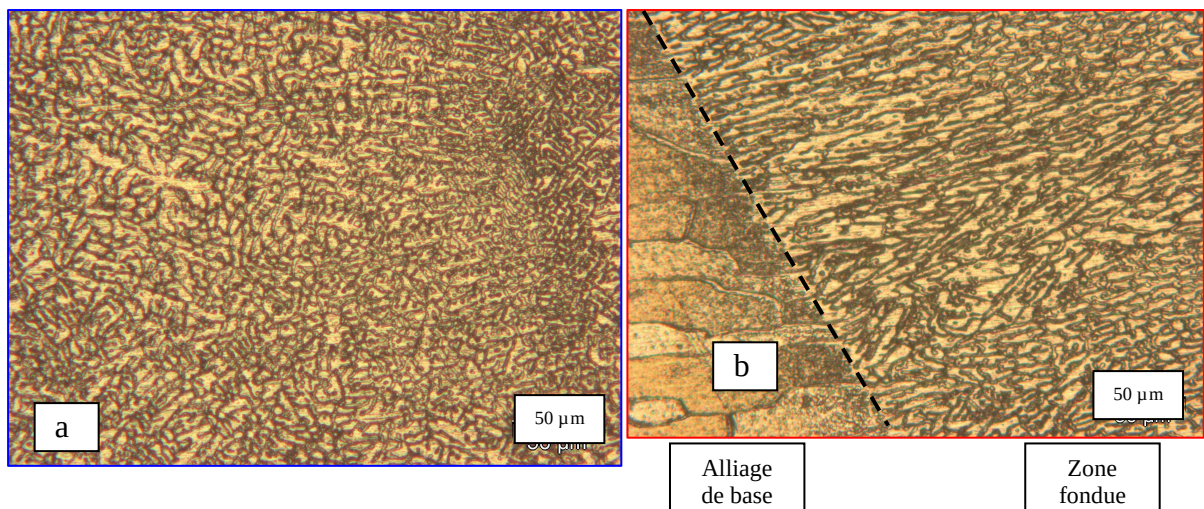


Figure 2.8 : Microstructure dendritique d'un joint obtenu en keyhole a) dans les grains équiaxes b) dans les grains basaltiques

En conduction les caractéristiques microstructurales sont identiques. On note toutefois une différence entre les deux modes de soudage au niveau de l'espace inter-dendritique

secondaire, définissant la distance entre les centres de deux dendrites adjacentes. Cet espace est plus grand en conduction qu'en keyhole, que ce soit au centre ou au bord de la zone fondue (figure 2.8-figure 2.9)

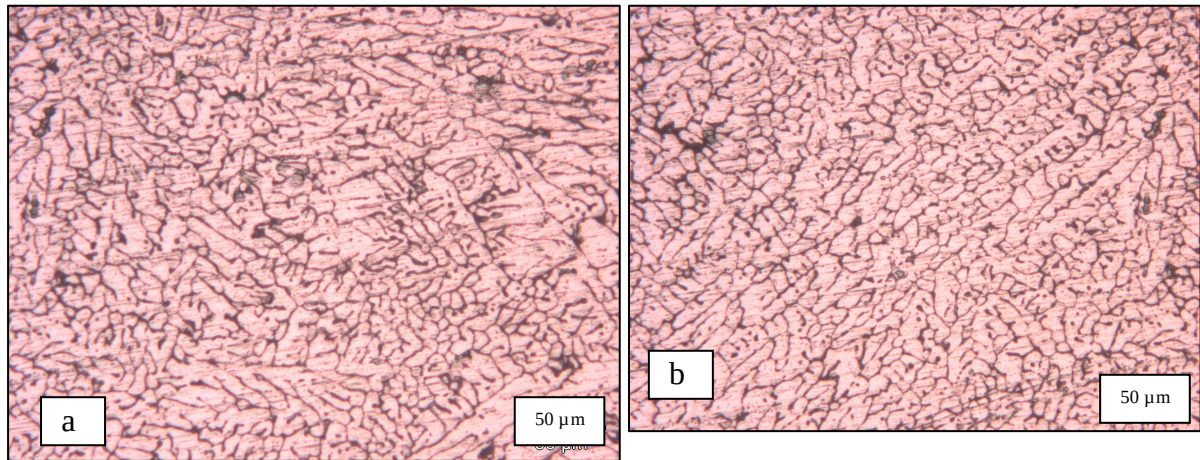


Figure 2.9 : Microstructure dendritique d'un joint obtenu en conduction a) dans les grains équiaxes b) dans les grains basaltiques

En mode électrons rétrodiffusés (figure 2.10), le contraste de phase de la microscopie électronique fait apparaître le cœur des dendrites en sombre et l'espace inter-dendritique en clair. Ce contraste indique que l'espace inter-dendritique est composé d'un matériau plus lourd que le cœur des dendrites.

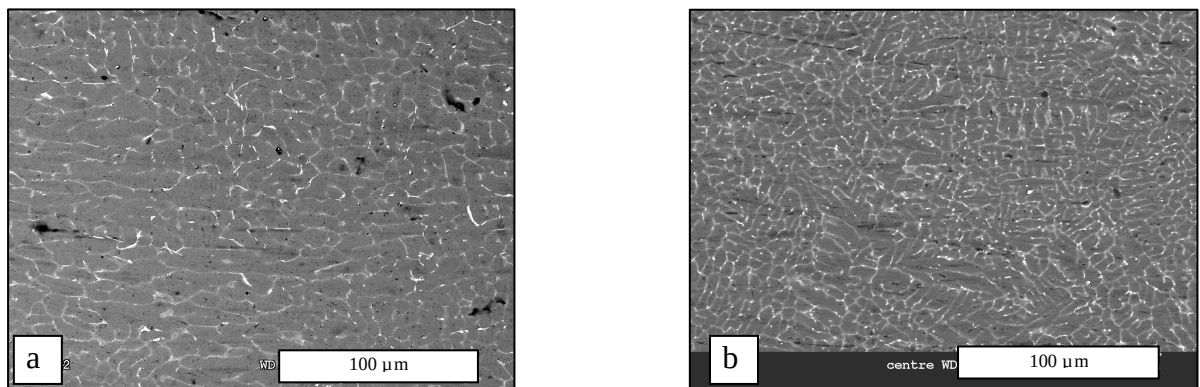


Figure 2.10 : Zone fondue en électrons rétrodiffusés a) conduction b) keyhole

Des analyses quantitatives (figure 2.11), réalisées avec une microsonde de Castaing sur une zone fondue obtenue en mode conduction, appuient ce constat. Elles montrent une concentration des éléments dans les zones inter-dendritiques en particulier le Si, Mg, Cu, ce qui permet la formation d'une phase Mg-Si-Cu. De plus des traces de fer et du manganèse sont décelées en plus petite quantité et généralement regroupées avec du silicium pour former des intermétalliques Mn-Fe-Si.

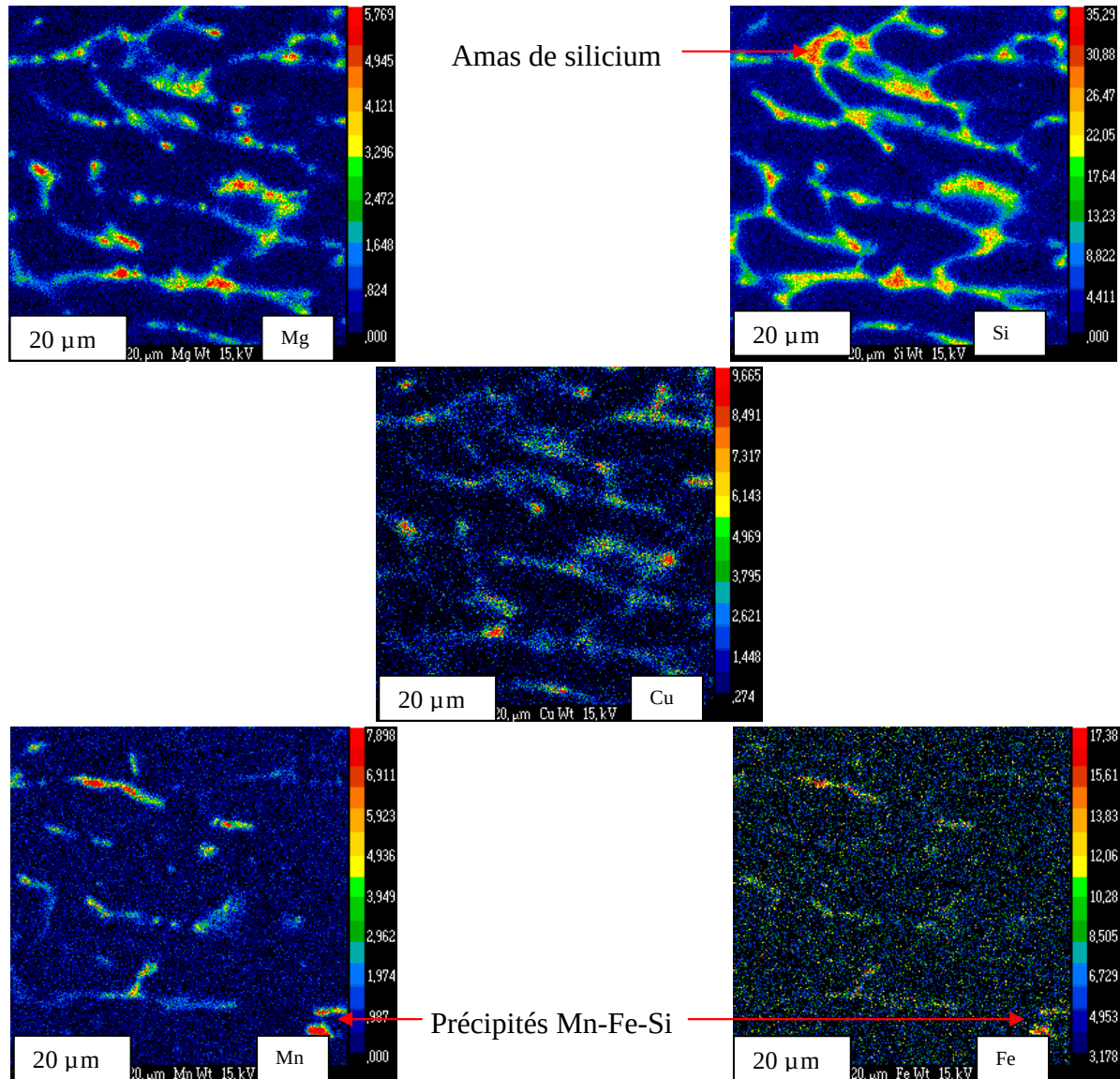


Figure 2.11 : Analyse quantitative des éléments présents dans la zone fondue conduction

On retrouve des caractéristiques similaires dans le cas de la zone fondue keyhole (figure 2.12) avec toutefois une petite nuance portant sur les quantités de silicium relevées dans l'espace inter-dendritique. Même si les pics atteignent une trentaine de pourcent dans les deux cas, un taux de 20% est globalement relevé pour les soudures obtenues en conduction tandis qu'en keyhole il est « seulement » de 13 %.

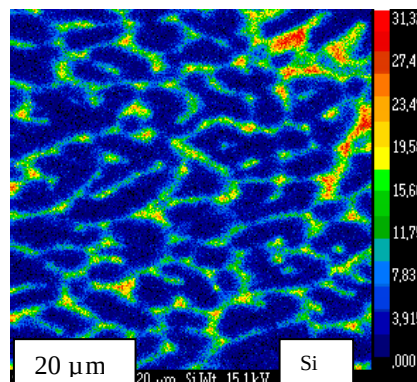


Figure 2.12 : Analyse quantitative des éléments présents dans la zone fondue keyhole

On distingue sur les analyses élémentaires quantitatives du joint obtenu en conduction de la figure 2.11, de petits amas de silicium relativement larges. Des observations en électrons rétrodiffusés avec un microscope électronique à effet de champ révèlent que ces amas de silicium se retrouvent sous forme d'aiguilles dans l'espace inter-dendritique. Cette singularité n'est pas observée dans les joints obtenus en keyhole.

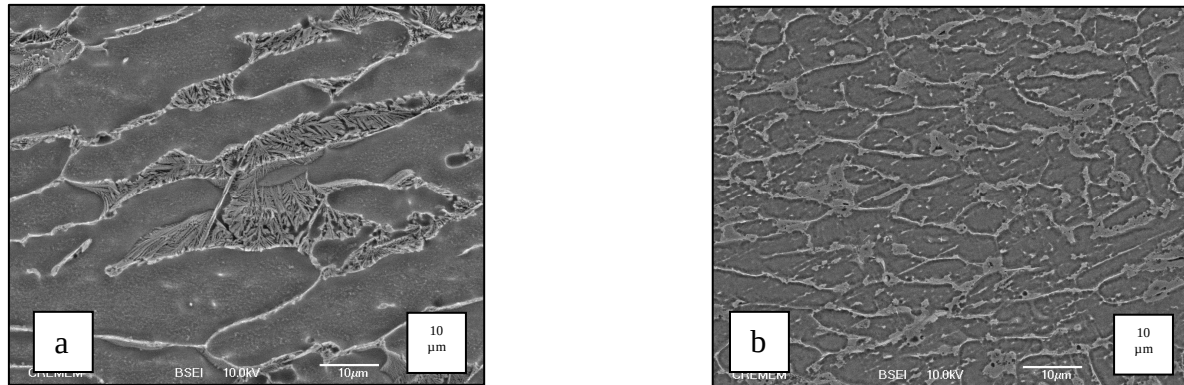


Figure 2.13 : Amas de silicium a) conduction b) keyhole

2.1.2.2.3 Nature des défauts présents dans la zone fondue

L'étude microstructurale de la zone fondue doit, pour être complète, s'intéresser aux défauts présents dans les cordons de soudure. Comme cela a été précisé dans la première partie, deux types de défaut sont généralement relevés dans les joints d'aluminium soudés laser : des fissurations à chaud et des porosités.

La figure 2.14 illustre des fissurations à chaud observées aussi bien en keyhole qu'en conduction. Elles ont une taille d'une trentaine de microns et sont clairsemées dans l'ensemble de la zone fondue. On note que les fissurations observées pour les deux jeux de paramètres sont loin d'être aussi importantes et critiques que celles présentées par Fabrègue [Fabrègue, 2008].

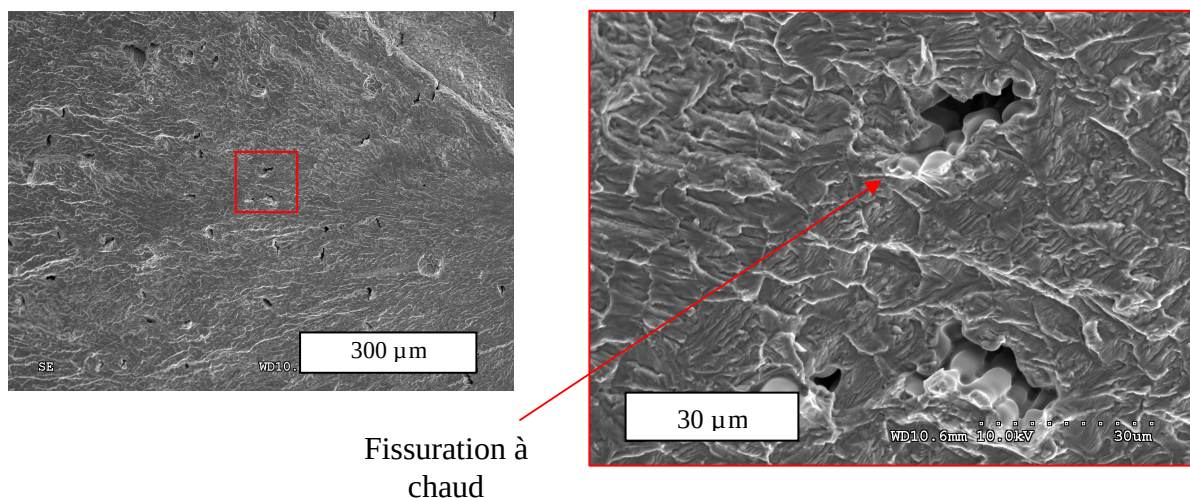


Figure 2.14 : Fissurations à chaud observées sur un faciès de rupture

De la même manière que ces défauts de solidification, les porosités ont une répartition homogène au sein du cordon de soudure. La plupart d'entre elles sont inférieures à la centaine de microns, et sont donc identifiées comme dues à la solubilité de l'hydrogène dans l'aluminium. Il semble qu'elles soient un peu plus nombreuses dans les soudures obtenues en mode keyhole (figure 2.15).

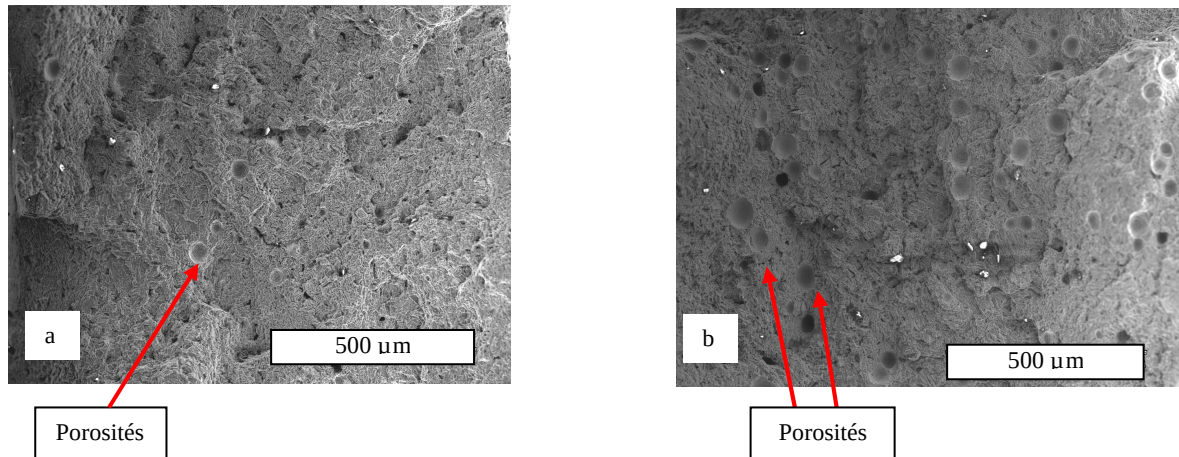


Figure 2.15 : Porosités observées sur des faciès de rupture a) conduction b) keyhole

De plus, dans les soudures obtenues en mode keyhole, certaines parties des cordons sont remplies de porosités (figure 2.16). De telles zones, certainement provoquées par les instabilités du procédé, peuvent affaiblir mécaniquement l'assemblage soudé.

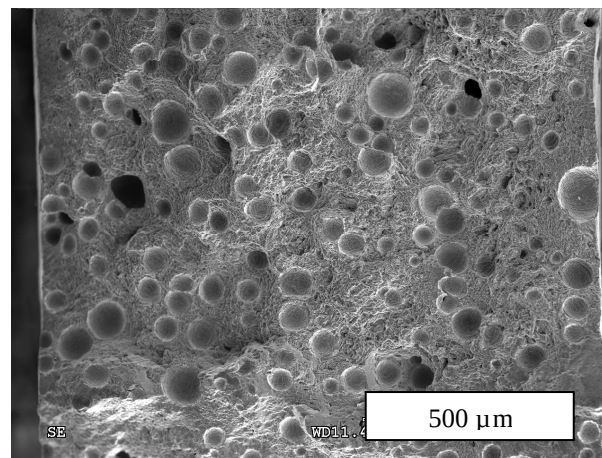


Figure 2.16 : Porosités dans une zone fondue obtenue en mode keyhole

Un autre type de défaut pourrait engendrer une diminution des caractéristiques mécaniques des assemblages soudés. Ceux-ci, qui sont peu nombreux mais observés dans les deux modes de soudage, ont une taille supérieure aux porosités précédentes et peuvent atteindre approximativement 500μm, ainsi que l'illustre la figure 2.17.

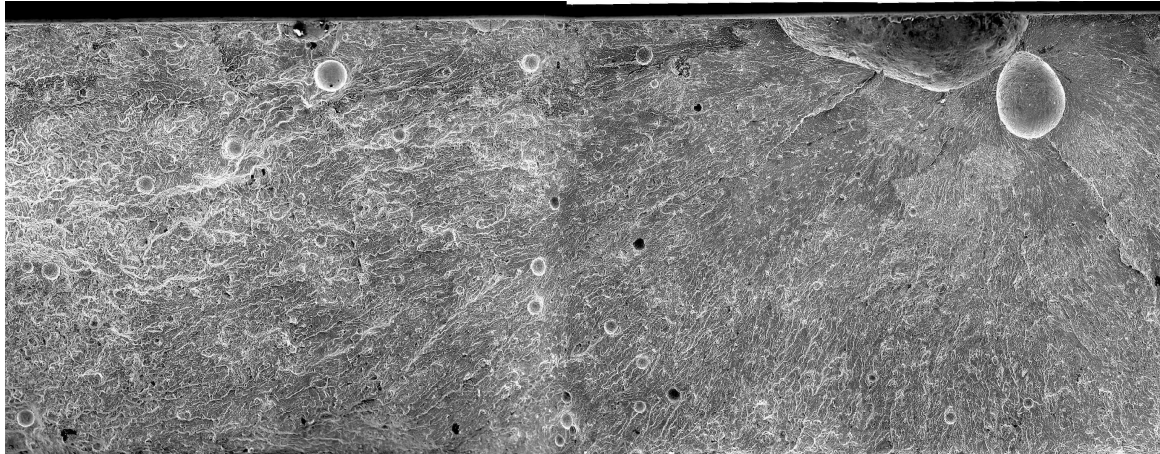


Figure 2.17 : Défauts de soudage

2.1.2.3 Caractérisation microstructurale de la zone de transition

L'interface zone fondue / alliage de base est marquée par une zone de transition se situant le long du joint soudé. Comme le montre la figure 2.18, représentant une soudure obtenue en mode conduction, cette zone qui paraît plus sombre, n'est pas de largeur constante dans l'épaisseur du joint. Le même phénomène est observé en mode keyhole (figure 2.7)

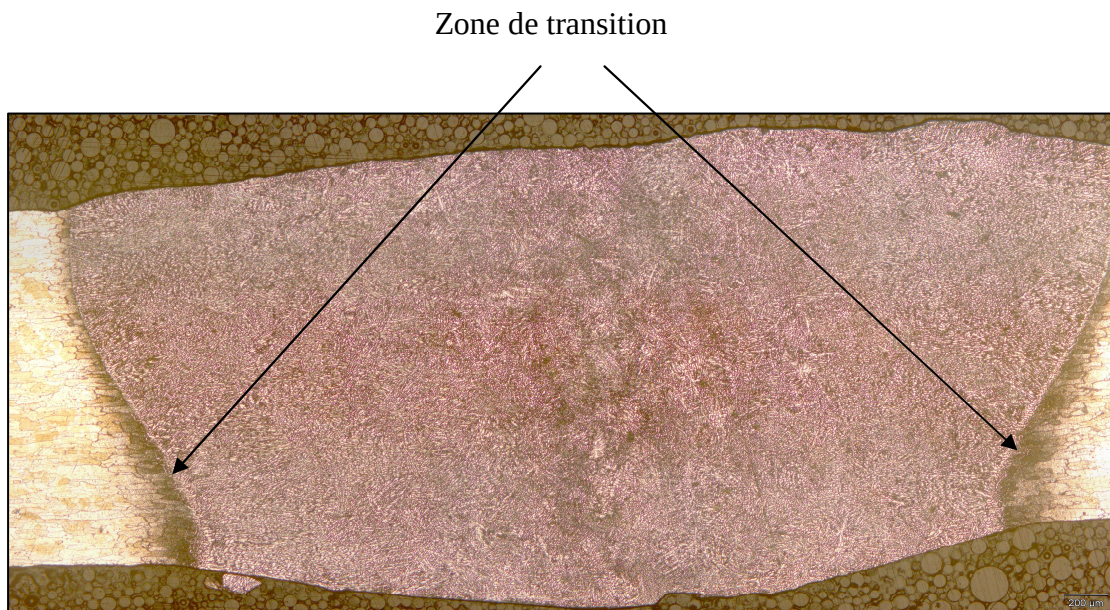


Figure 2.18 : Observation macroscopique d'un joint conduction

N'étant pas située dans la zone fondue, le métal de la zone interfaciale ne fond pas lors du soudage mais est amené à des températures très proches de la température de fusion. Cette zone interfaciale se compose de deux zones : l'une où la matrice d'aluminium contient peu de précipités, et une autre avec une précipitation beaucoup plus dense (figure 2.19).

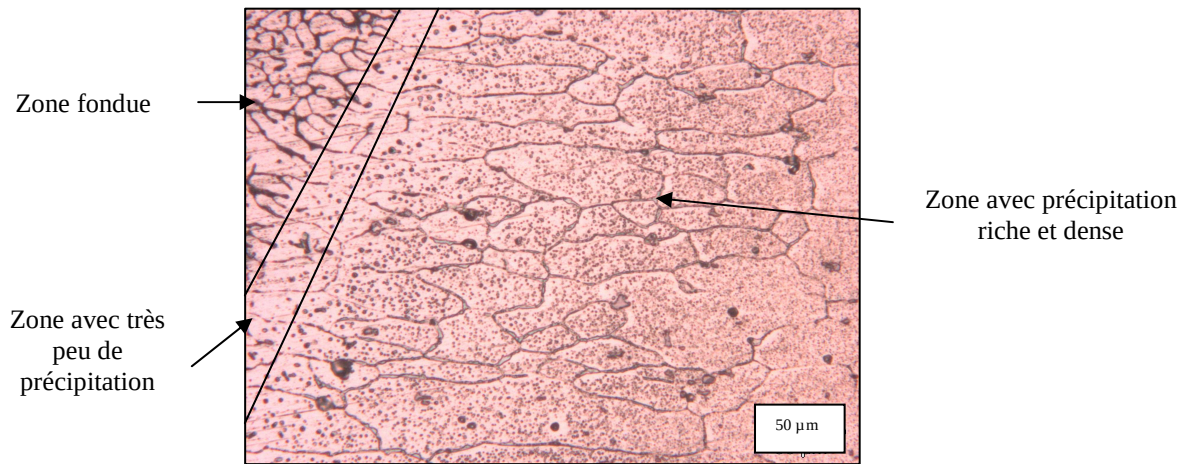


Figure 2.19 : zone de transition dans un joint conduction

La précipitation est à la fois intra et intergranulaire, comme le montre la figure 2.19, qui fait ressortir des joints de grains épais, au sein desquels se distingue une précipitation. La densité et la taille des précipités visibles évoluent simultanément en fonction de la distance avec la zone fondue. En s'éloignant de la ligne de fusion, la précipitation grossière et clairsemée dans la matrice d'aluminium devient une précipitation de plus en plus fine et dense.

Les précipités intra et intergranulaires apparaissent clairs en électrons rétrodiffusés (figure 2.20), ce qui indique une composition en éléments plus lourds que la matrice d'aluminium. Il en est de même pour les joints de grains, contrairement à l'alliage de base où ils sont difficilement discernables avec les mêmes moyens d'observation.

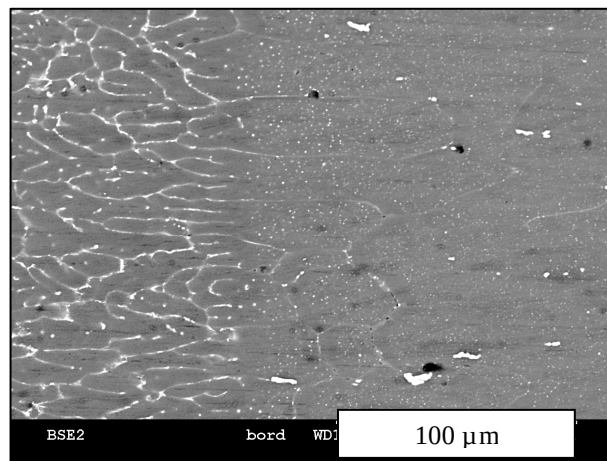


Figure 2.20 : Zone de transition pour un joint soudé en mode keyhole

Les analyses élémentaires dans cette zone montrent que les joints de grains sont riches en silicium, magnésium et cuivre. Ces éléments se retrouvent aussi au niveau de la précipitation intragranulaire sous forme de Mg-Si-Cu. Les éléments fer et manganèse sont quant à eux beaucoup moins présents et se situent principalement au sein de la précipitation intragranulaire.

Quantitativement (figure 2.21), le taux de silicium mesuré aux joints de grains est nettement supérieur à celui présent initialement dans l'alliage de base. Du fait de la liaison existante entre les joints de grains de la zone de transition et l'espace inter-dendritique riche en silicium

de la zone fondue, ce taux peut s'expliquer par un probable enrichissement en silicium lors du soudage.

Les natures communes de la précipitation intragranulaire présente dans la zone de transition, et celle de l'alliage de base 6056, nous conduisent à penser que cette dernière a évolué lors du soudage qui a provoqué sa coalescence.

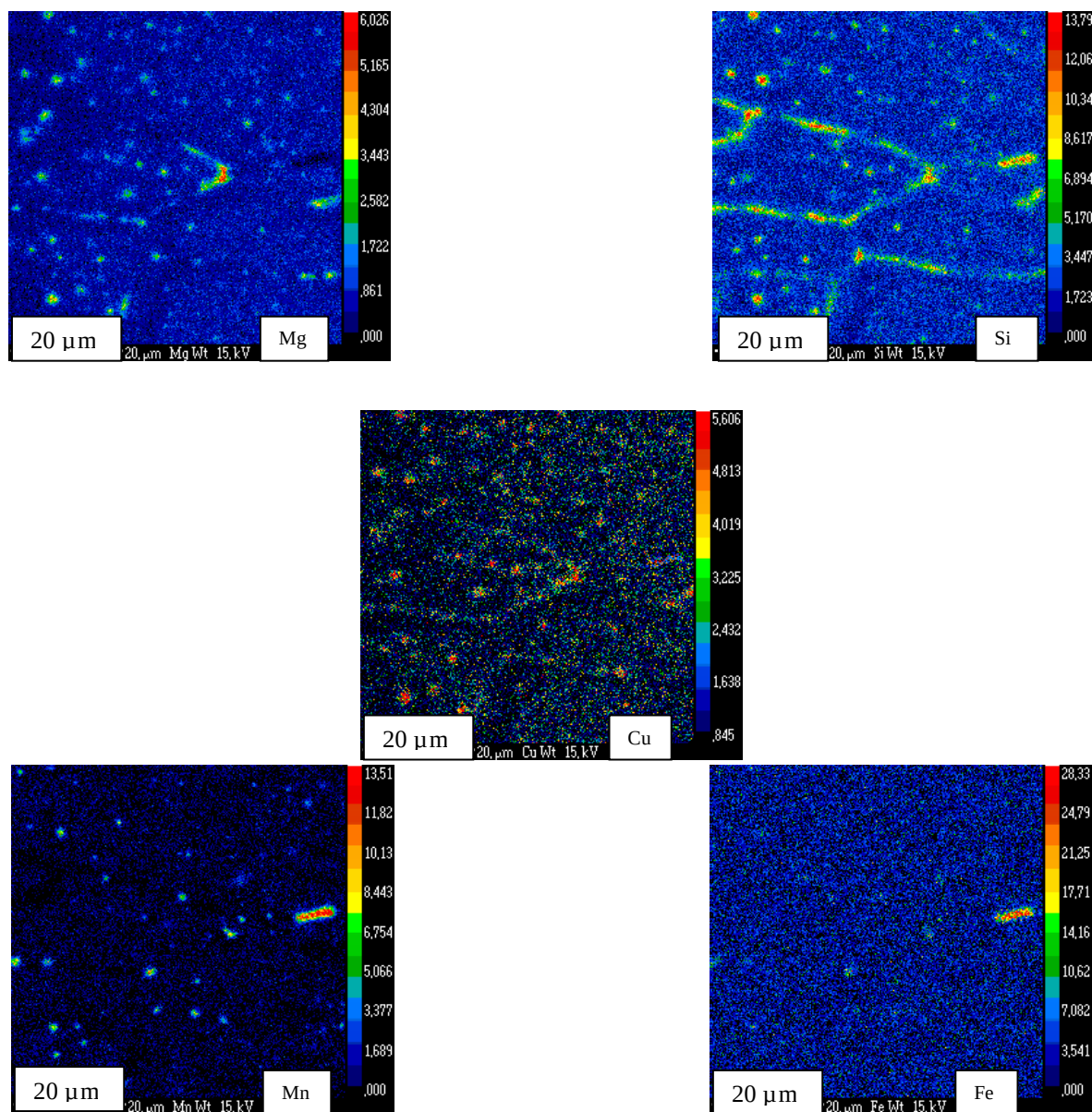


Figure 2.21 : Analyse quantitative à la zone de transition

2.1.3 Influence du soudage sur la microstructure

Lors du soudage chacune des zones voit son histoire thermique évoluer au cours du temps du fait de l'énergie apportée par le laser.

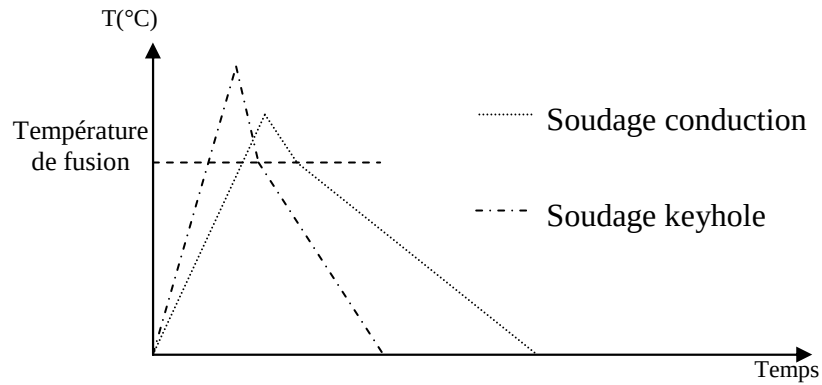


Figure 2.22: Cycle thermique subi par la zone fondue en keyhole et conduction

Une illustration du cycle thermique vécu par la zone fondue est représentée à la figure 2.22. D'après ce qui a été décrit au chapitre 1, la densité de puissance utilisée lors du soudage en mode conduction est plus faible qu'en mode keyhole ; elle nécessite de ce fait un temps plus long pour fondre une même épaisseur de pièce et impose une adaptation de la vitesse d'avance en fonction du mode de soudage choisi. En conduction, on optera pour des vitesses plutôt lentes (voir tableau 2.1) diminuant les cinétiques de chauffe, de solidification et de refroidissement.

Ces couplages densité d'énergie et vitesse d'avance, spécifiques à chacun des deux modes de soudage, induisent dans l'espace des gradients thermiques différents. Lors du soudage en mode keyhole, l'énergie concentrée en un point couplée à une vitesse d'avance élevée engendre un gradient thermique dans l'espace plus important qu'en conduction (figure 2.23).

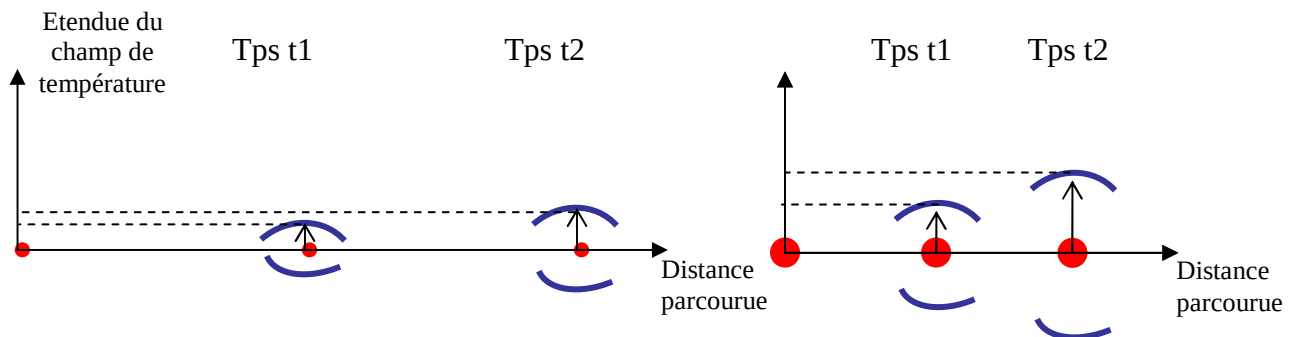


Figure 2.23 : Schématisation des gradients thermiques a) keyhole b) conduction

A un temps t_1 , la source en mode keyhole parcourt une plus grande distance que la source en mode conduction du fait de sa vitesse plus élevée. Ceci restreint fortement la propagation du champ de température dans l'espace et donc l'étendue de la zone fondue et de la zone de transition.

On peut ainsi schématiser qualitativement (figure 2.24) l'évolution dans le temps de l'étendue de la zone fondue pour les deux modes de soudage. On remarque la présence d'un régime transitoire, qui, du fait de la conductivité élevée de l'aluminium, pourrait être si long que le régime permanent ne serait pas atteint durant l'opération de soudage.

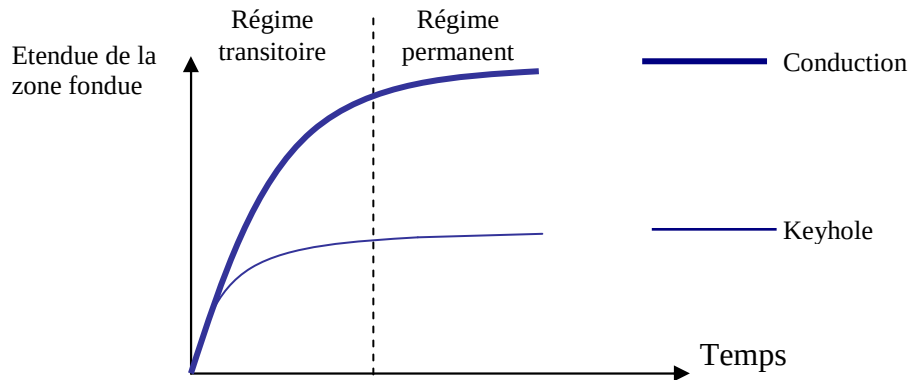


Figure 2.24 : Evolution qualitative de la taille de la zone fondue

D'un point de vue plus microscopique, les figures 2.8 et 2.9 ont mis en avant une différence de taille de l'espace interdendritique secondaire entre les deux modes. D'après la relation (2.2) une vitesse de solidification faible engendre un espace interdendritique plus large.

$$\lambda^2 v = cste \quad (2.2)$$

avec λ l'espace inter-dendritique secondaire et v la vitesse de solidification.

Dans notre cas cette vitesse de solidification est directement liée à la vitesse du soudage : il n'apparaît donc pas anormal que pour des vitesses de soudage faibles, donc des vitesses de solidification faibles, l'espace interdendritique soit plus large.

En résumé, les zones fondues obtenues sont dépendantes des paramètres opératoires et caractéristiques des modes de soudage. Un joint obtenu en conduction est caractérisé par une zone fondue large, contenant un taux de silicium élevé, contrairement au joint obtenu en keyhole. Il reste maintenant à déterminer s'il est possible de relier chaque mode de soudage à des caractéristiques comportementales spécifiques.

2.2 Caractérisation des assemblages soudés

2.2.1 Méthodes expérimentales

La caractérisation des assemblages soudés en mode conduction et keyhole est réalisée à travers une série de différents essais, évaluant chacun des caractéristiques différentes.

2.2.1.1 Microdureté

Les mesures de microdureté sont réalisées afin d'évaluer les caractéristiques de la zone fondue. Le caractère microscopique permet aux indications relevées de ne pas être influencées par les probables défauts de soudage définis dans la première partie de ce chapitre. Les mesures sont effectuées dans la section du joint soudé perpendiculaire à la direction de soudage. La répartition géométrique des indentations, faites avec une charge de 100g, est représentée sur la figure 2.25. Les échantillons de microdureté sont polis suivant la procédure décrite à la partie observation au microscope optique (paragraphe 2.1.1.2.1).

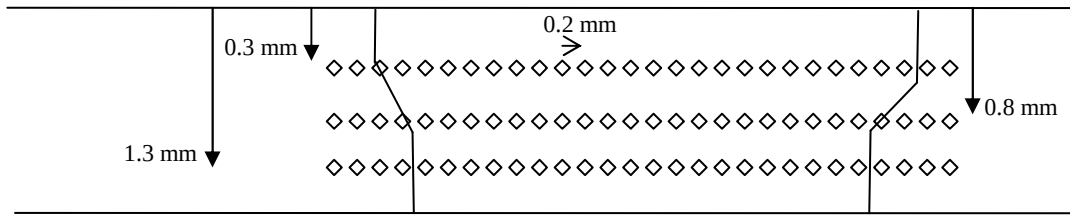


Figure 2.25 : Répartition géométrique des indentations de microdureté

Le relevé des mesures est fait sur un microduromètre BUEHLER couplé à une interface informatique « Omnimet HSM ».

2.2.1.2 Traction quasi statique

La traction quasi statique complète les mesures de microdureté, puisqu'elle traduit le comportement macroscopique de l'assemblage soudé, avec les défauts de soudage.

Les essais de traction quasi statique sont menés sur des éprouvettes (figure 2.26), où le joint soudé est perpendiculaire au sens de traction. Ces éprouvettes sont polies aux papiers SiC de grain 800, 1200 et 4000.

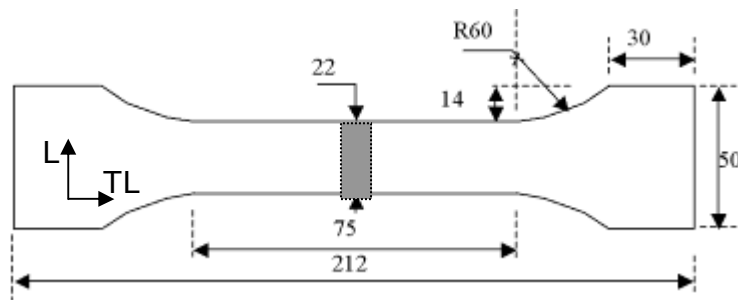


Figure 2.26 : Dimensions des éprouvettes de traction quasi statique

Les essais sont réalisés à une vitesse de déplacement de traverse de 0,2 mm/min, sur une machine MTS possédant un capteur de force de capacité maximale 100kN.

Les mesures de déformations sont réalisées à l'aide d'extensomètres à couteaux et par corrélation d'images, les deux moyens pouvant être utilisés parallèlement.

2.2.1.2.1 Corrélation d'images

La corrélation d'images, technique de mesure de champ de déformations locales, est utilisée afin de caractériser le comportement de la zone fondue. Son principe de base repose sur la comparaison d'images d'une éprouvette mouchetée (figure 2.27), prises successivement au cours d'un essai de traction. Ces images sont ensuite découpées en zones d'intérêts de quelques dizaines de pixels à partir desquelles seront déterminés les champs de déplacements et déformations locaux. Bien qu'en première approche cette méthode apparaisse simple à mettre en place, elle nécessite toutefois quelques précautions.



Figure 2.27 : Epreuve avec mouchetis et illustration des zones d'intérêts

L'une des difficultés principales de la corrélation d'images est de mesurer uniquement les déformations dues à la sollicitation de l'éprouvette, autrement dit, d'éliminer toute perturbation que pourrait induire la prise d'images. Ceci est particulièrement vrai dans le cas d'un décalage de l'éprouvette par rapport au plan focal du système de prise d'images. Ce décalage entraîne un champ de déplacement virtuel, se traduisant par une dilatation virtuelle de l'éprouvette (figure 2.28).

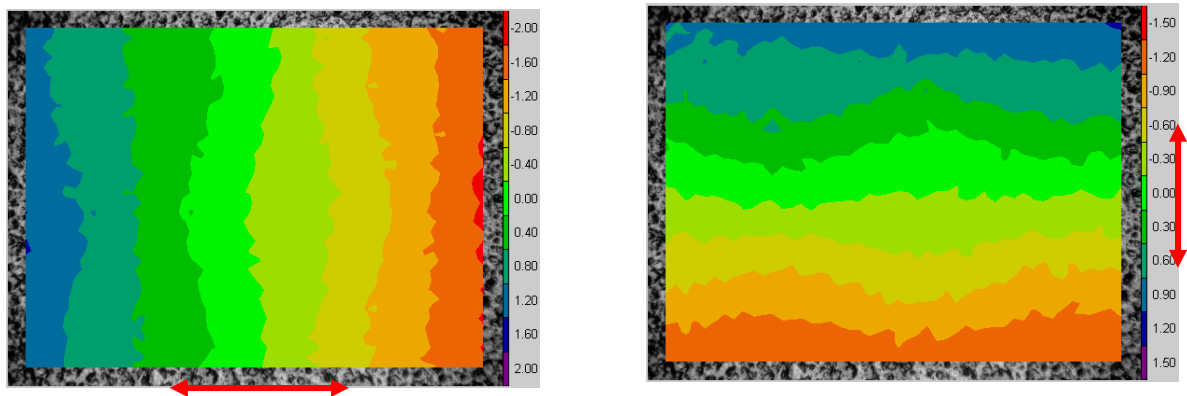


Figure 2.28 : Déplacements mesurés lors d'un décalage hors plan focal de l'éprouvette :
 Mise en avant de la dilatation a) déplacements mesurés en horizontal b) déplacements
 mesurés en vertical

Afin de déterminer l'intervalle de précision de la méthode de la corrélation d'images du à la prise d'images, nous évaluons les déformations virtuelles engendrées par un décalage hors plan focal du système de prise d'images.

La figure 2.29 montre que plus l'éprouvette se décale de part et d'autre du plan focal et plus la déformation virtuelle engendrée est grande. Ainsi un déplacement de 0,1 mm provoque une déformation virtuelle de 0,75%.

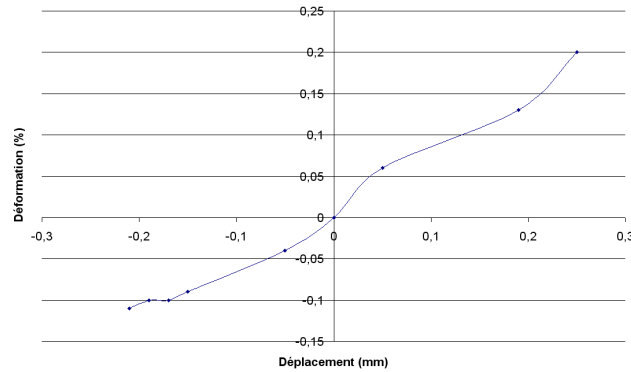


Figure 2.29 : Déformation engendrée par un déplacement hors plan focal du système de prise d'images

Lors d'un essai de traction, l'éprouvette testée tend toujours à se redresser du fait des contraintes imposées. Ce redressement entraîne un décalage de la surface visualisée par le système de prise d'image. Celui-ci a été mesuré en un point de l'éprouvette par le biais d'un capteur de position et est représenté sur la figure 2.30. On constate alors que le décalage peut atteindre près de 0,2 mm, soit une déformation virtuelle d'un peu plus de 0,1%. Ces données nous permettent d'avoir un intervalle de précision de la méthode de la corrélation d'images dans nos conditions d'utilisation.

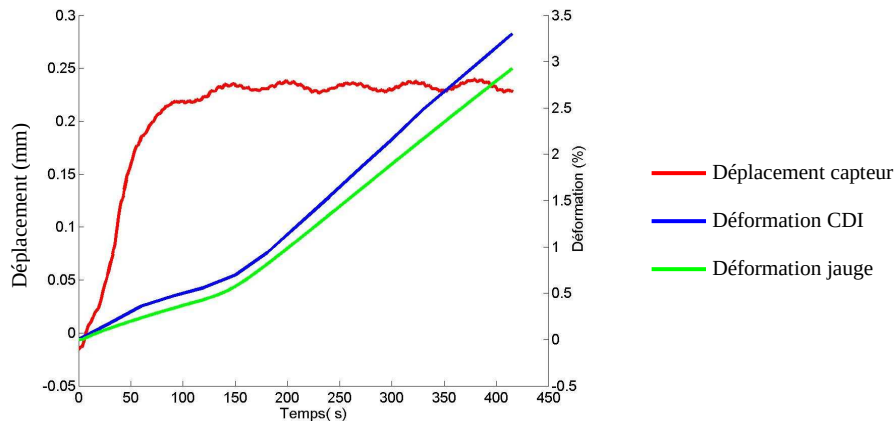


Figure 2.30 : Déplacement capteur de position et déformation en fonction du temps

Durant les essais de traction, les images ont été prises toutes les 5s avec un appareil photo Epson et une résolution de 4080 x 2720 pixels. Une résolution supérieure aurait pu être choisie, mais aurait imposé un post traitement rendu complexe par des fichiers images très lourds.

2.2.1.2.2 Extensomètre à couteaux

Les mesures de déformation ont été réalisées avec deux extensomètres à couteaux placés comme indiqué sur la figure 2.31, l'un sur le métal de base, l'autre de part et d'autre de la zone fondue.

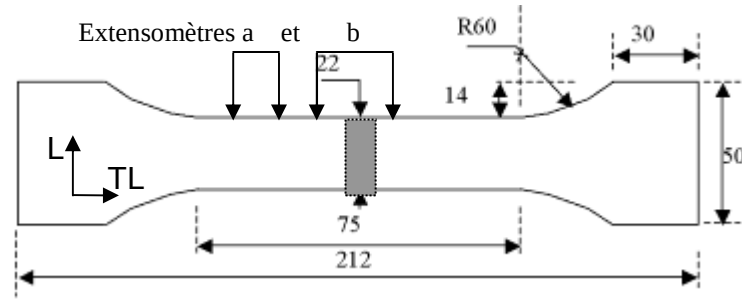


Figure 2.31 : Placement des extensomètres à couteaux

En faisant l'hypothèse qu'un assemblage soudé est constitué uniquement de 2 parties, la zone fondue et l'alliage de base, il est alors possible d'évaluer le comportement du cordon de soudure en s'appuyant sur les résultats des deux extensomètres.

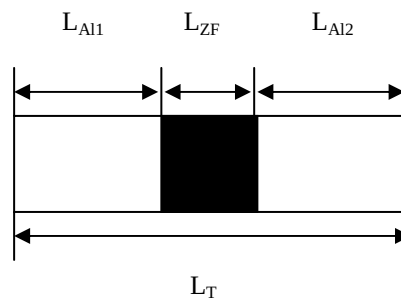


Figure 2.32 : Schématisation de la zone observée par l'extensomètre à couteaux b

L'extensomètre *b*, mesure la somme des allongements de la zone fondue et de l'alliage de base (figure 2.32). L'extensomètre *a* ne mesure que l'allongement de l'alliage de base, on peut alors déduire l'allongement et donc les déformations de la zone fondue à partir de la relation (2.3) :

$$\Delta L_T = \Delta L_{ZF} + \Delta L_{Ai} \quad (2.3)$$

où ΔL_T est l'allongement mesuré par l'extensomètre *b*, ΔL_{ZF} est l'allongement de la zone fondue et ΔL_{Ai} l'allongement de l'aluminium.

L'allongement est défini par le biais de la déformation et des longueurs :

$$\varepsilon = \frac{\Delta L}{L} \quad (2.4)$$

En incorporant la relation (2.4) dans l'égalité (2.3) on obtient:

$$\varepsilon_T L_T = \varepsilon_{ZF} L_{ZF} + \varepsilon_{Ai} (L_T - L_{ZF}) \quad (2.5)$$

avec L_T qui est la longueur de l'extensomètre *b*, L_{ZF} la longueur de la zone fondue.

La déformation de la zone fondue est donc donnée par :

$$\varepsilon_{ZF} = \frac{\varepsilon_T - \varepsilon_{Ai}(1-\eta)}{\eta} \quad (2.6)$$

avec $\eta = \frac{L_{ZF}}{L_T}$

La validité de cette méthode sera vérifiée par confrontation avec la corrélation d'images.

2.2.1.3 Tenue en fatigue

La tenue à la fatigue des assemblages soudés est étudiée dans le but de connaître leur réponse dans un cas de sollicitation dynamique. L'analyse des résultats couplée à l'observation des

faciès de rupture, va permettre de dégager une tendance générale quant à la criticité des défauts présents.

Ces essais de tenue à la fatigue sont réalisés sur une machine Zwick ayant un capteur de force de 250 kN. La sollicitation dynamique est de type traction-traction, avec un rapport de charge R qui est égal à 0,1. Le nombre de cycles visé est 2.10^6 cycles, et sont effectués à une fréquence d'environ 60 Hz.

La limite d'endurance, σ_D , est déterminée selon le nombre d'éprouvettes disponibles. Pour le mode conduction, celle-ci est évaluée à partir de la méthode de l'escalier, selon laquelle la formule classique de la limite d'endurance est :

$$\sigma_D = \sigma_0 + d \left(\frac{A}{N} \pm \frac{1}{2} \right) \quad (2.7)$$

où σ_0 est le niveau de contrainte le plus faible utilisé pendant l'essai, d l'échelonnement entre deux niveaux successifs et N le nombre d'éventualités la moins fréquente (rupture ou non rupture) et $A = \sum_{i=0}^{i=K} i.N_i$.

Dans le cas du keyhole, du fait du nombre limité d'éprouvettes viables, la limite d'endurance est estimée par la méthode de Brownlee-Hodge et Rosenblatt. Cette méthode propose de faire la moyenne des résultats à partir du premier changement de réponse, complétée par l'essai qui aurait dû être effectué si une éprouvette supplémentaire était disponible pour poursuivre les essais.

Les éprouvettes sont identiques à celles utilisées en traction quasi statique (figure 2.26) et nécessitent la même préparation, autrement un polissage aux papiers SiC de grains 800, 1200 et 4000.

2.2.1.4 Tenue à la corrosion

Du fait de la sensibilité des alliages d'aluminium à la corrosion, des tests sont entrepris afin d'observer si l'opération de soudage n'engendre pas une sensibilité singulière.

Deux séries de tests de corrosion sont effectuées : La première série de tests se concentre sur le relevé de données électrochimiques, notamment le potentiel de corrosion. La seconde série est relative à des tests accélérés de tenue des assemblages en environnement corrosif.

2.2.1.4.1 Potentiel de corrosion

Le potentiel de corrosion est le potentiel que prend un métal par rapport à un électrolyte donné. En déplaçant la cellule sur l'assemblage soudé (figure 2.33), on parvient à évaluer par couplage galvanique les potentiels des différentes zones et le risque de corrosion en décollant.

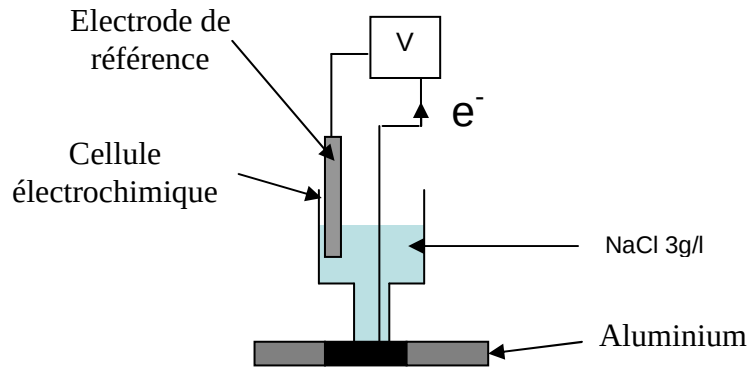


Figure 2.33 : Principe de la mesure du potentiel de corrosion

L'assemblage soudé est plongé dans une solution de NaCl de concentration 3g/L. L'électrode de référence est une électrode de platine.

Cette méthode a l'avantage d'être partiellement locale du fait des tailles des cellules, proche du mm. Toutefois devant les géométries des joints soudés, pouvant ne pas dépasser les 200 μm pour la zone de transition, le matériel utilisé s'est révélé insuffisant pour caractériser précisément le comportement de l'ensemble de l'assemblage soudé.

2.2.1.4.2 Essais accélérés de tenue en environnement corrosif

La tenue à la corrosion intergranulaire des assemblages soudés est évaluée à partir de la norme internationale ASTM G110 définissant précisément la procédure :

- Immersion 60s dans la solution mise à 90°C
 - 945 mL H₂O
 - 50 mL HNO₃ (70%)
 - 5 mL HF (48%)
- Immersion 60s dans HNO₃ (70%)
- Immersion 24h dans une solution saline
 - 57 g NaCl
 - 10 mL H₂O₂
 - 1 L H₂O

A la suite de cet essai, les échantillons subissent une attaque de 1 à 2 secondes dans l'acide phosphorique afin d'éliminer les produits de corrosion et de faciliter les observations.

2.2.2 Résultats de la caractérisation des assemblages soudés

2.2.2.1 Caractérisation statique

Les figures 2.34 et 2.35 représentent les allures générales de profils de microdureté dans la demi section d'un joint soudé après un sur-revenu post soudage de type T78.

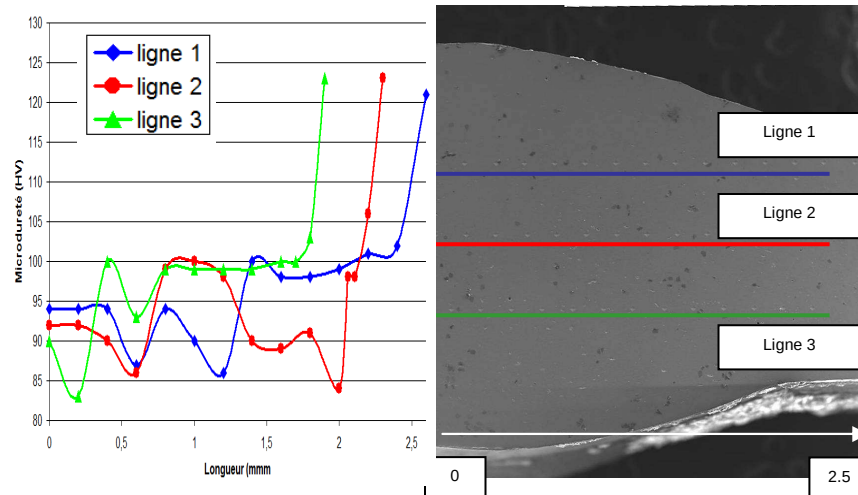


Figure 2.34 : Microdureté sur l'échantillon conduction après T78

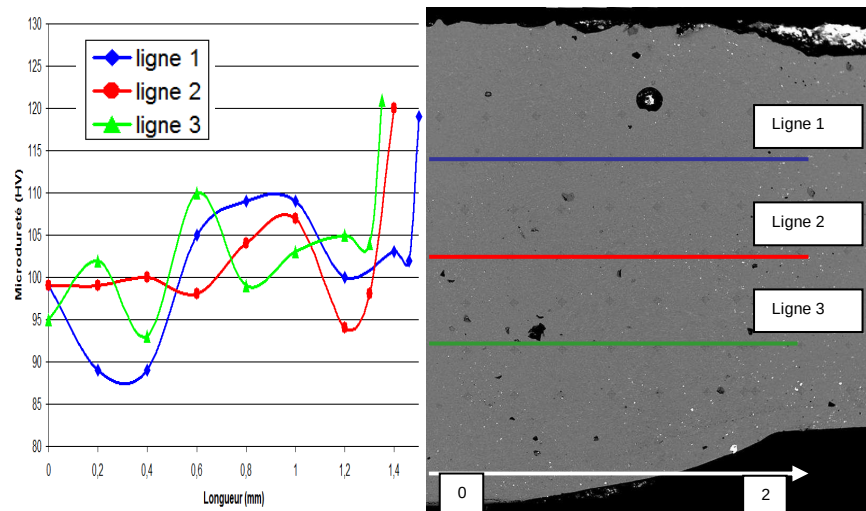


Figure 2.35 : Microdureté sur l'échantillon keyhole après T78

Les microduretés des assemblages soudés en mode keyhole et conduction mettent en avant une différence notable entre les caractéristiques des zones fondues et celles de l'alliage soudé. Tandis que la microdureté de l'alliage 6056 s'élève à environ 125 HV à l'état thermique T78, les valeurs moyennes relevées dans les zones fondues obtenues en keyhole et en conduction sont de 105 HV et 95 HV respectivement. De plus la zone de transition a une microdureté très proche de celle de l'alliage de base. Il n'y a donc pas de zone de transition au niveau des caractéristiques mécaniques à l'état thermique T78.

Le comportement en traction quasi statique des assemblages soudés en mode keyhole et conduction est présenté à la figure 2.36. Les courbes illustrent la réponse de l'extensomètre *b* (figure 2.31), située de part et d'autre de la zone fondue. On peut faire deux remarques :

- La déformation à rupture des assemblages est beaucoup plus faible (inférieur à 1,5%) que celle de l'alliage de base (9%) (chapitre 1). De ce fait, l'assemblage possède un caractère fragile.

- Comme le laissait présager les mesures de microdureté, la limite d'élasticité des assemblages est inférieure d'une centaine de MPa à celle de l'alliage 6056.

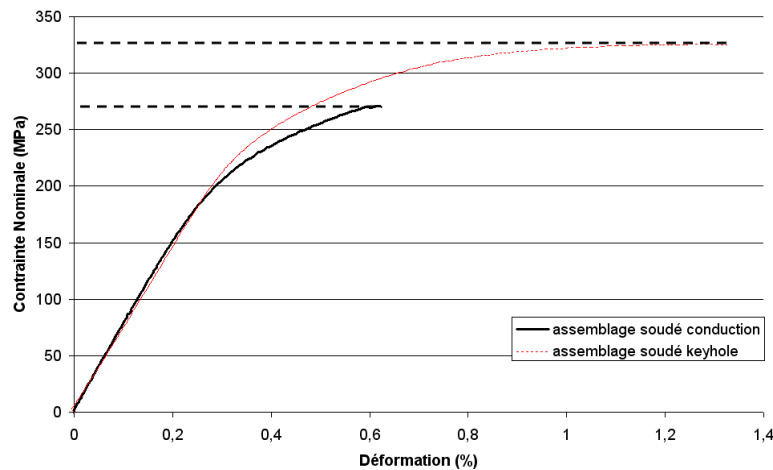


Figure 2.36 : Courbes de traction des assemblages obtenus en keyhole et conduction

Le comportement des assemblages soudés semble donc être dicté par celui des zones fondues. Qualitativement on a déduit des mesures de microdureté que ces zones possèdent une limite d'élasticité plus faible que celle de l'alliage de base. Les limites d'élasticité des assemblages correspondent donc à celles des zones fondues. Par ailleurs, nous constatons que toutes nos éprouvettes se sont rompues au niveau du joint soudé (figure 2.37). Par conséquent on peut affirmer que la contrainte maximale de la zone fondue est la contrainte maximale mesurée pour l'assemblage soudé.

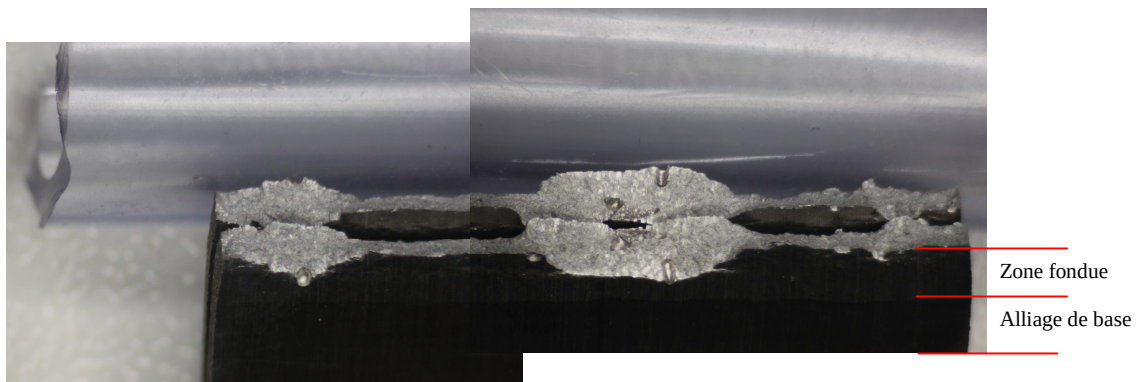


Figure 2.37 : Faciès de rupture des assemblages soudés : rupture dans la zone fondue

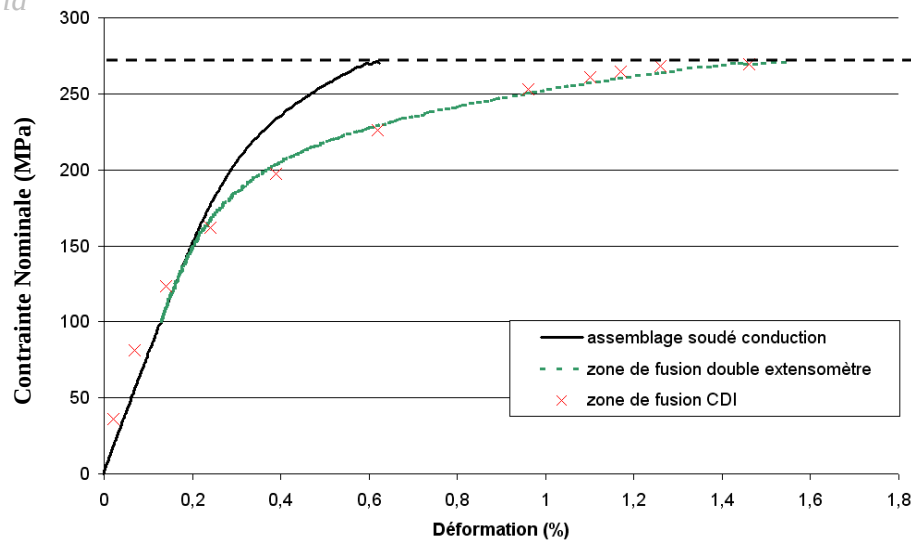


Figure 2.38 : Courbe de traction de l'assemblage soudé et de la zone fondue en conduction

Quel que soit le mode de soudage, les zones fondues ont des caractéristiques statiques beaucoup plus faibles que celles de l'alliage de base (tableau 2.4). Dans le cas de la conduction on observe (figure 2.38) que la contrainte maximale de la zone fondue est inférieure à la limite d'élasticité à 0,2% de l'alliage de base. Pour les éprouvettes soudées en mode keyhole, la contrainte maximale est du même niveau que le $R_{p0.2}$ de l'alliage de base. Ainsi lors de l'essai de traction quasi statique, les niveaux de contraintes atteints ne permettent pas à l'alliage 6056 de s'écouler, ce qui concentre les déformations au niveau de la zone fondue. L'apparente fragilité des assemblages soudés ne provient donc pas d'un caractère fragile de la zone fondue, mais de sa faible résistance à la déformation plastique puisqu'elle concentre toute la déformation de l'assemblage.

Cette localisation est particulièrement visible avec la méthode de la corrélation d'images (figure 2.39) qui de plus visualise les hétérogénéités de la déformation dans le cordon.

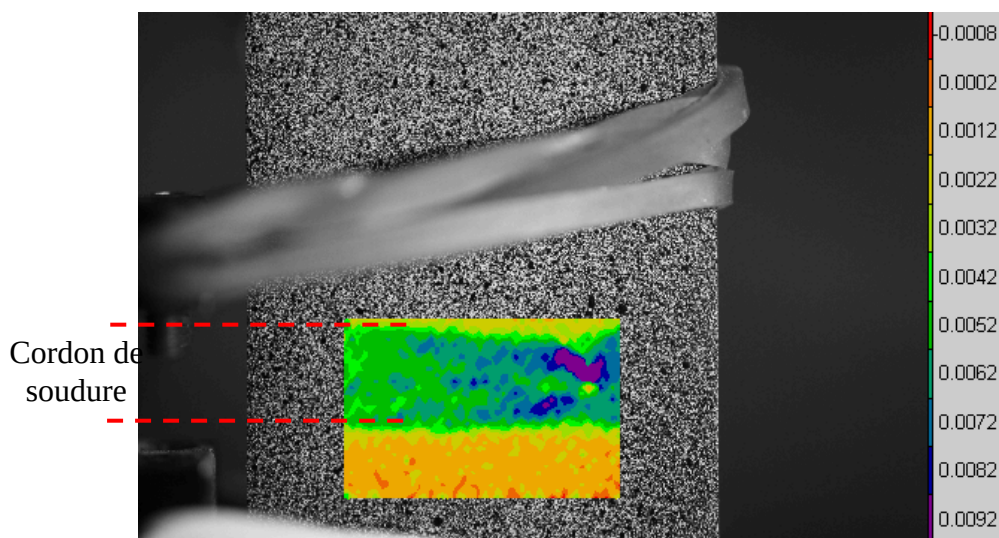


Figure 2.39 : Localisation des déformations dans un joint soudé (déformations dans le sens vertical en pixel)

		Re (MPa)	Rm (MPa)	Déformation à rupture (%)
Alliage 6056 T78		295	353	8.1
keyhole	Assemblage	180	324	1.3
	zone fondue	180	324	3.6
Conduction	Assemblage	120	270	0.6
	zone fondue	120	270	1.53

Tableau 2.4 : Récapitulatif des résultats de traction quasi statique

Par ailleurs on constate des performances plus élevées en mode keyhole qu'en mode conduction, même si dans les deux cas, les assemblages soudés ont des caractéristiques bien inférieures à celle de l'aluminium soudé.

La figure 2.40 représente une partie des faciès de rupture des éprouvettes soudées en conduction et keyhole.

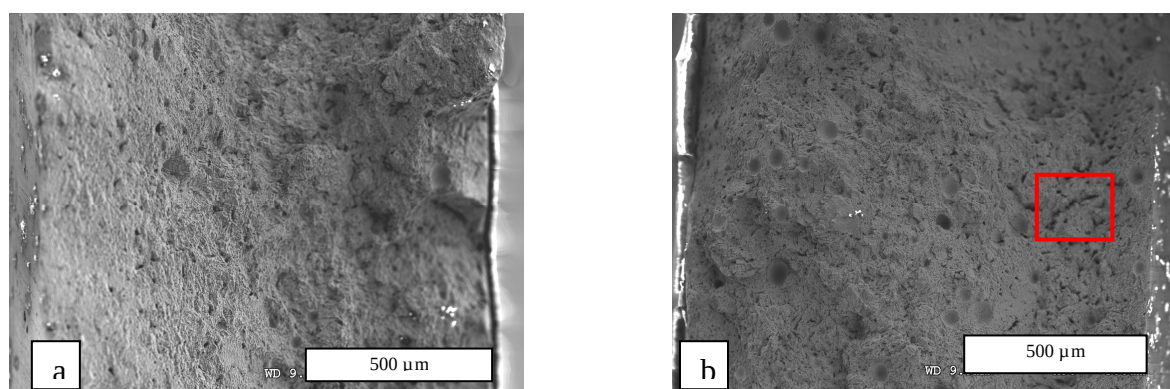


Figure 2.40 : Faciès de rupture en traction quasi statique: a) conduction b) keyhole
(La zone bordée de rouge est grossie sur la figure 2.41)

On remarque leurs aspects “chaotiques” prononcés, où se mêlent petites porosités et fissuration à chaud (figure 2.41).

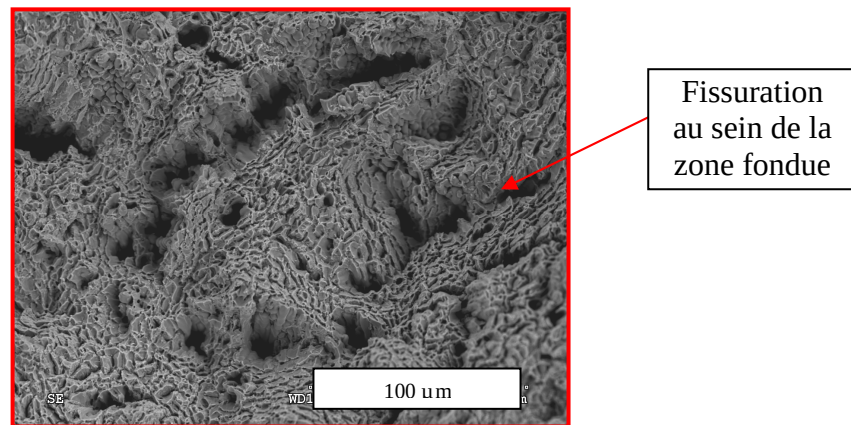


Figure 2.41 : Fissures visibles sur une éprouvette soudée en keyhole

A des échelles plus fines, on voit le réseau dendritique très fin de la zone fondue, dans lequel on remarque les cupules, synonyme de rupture ductile (figure 2.42).

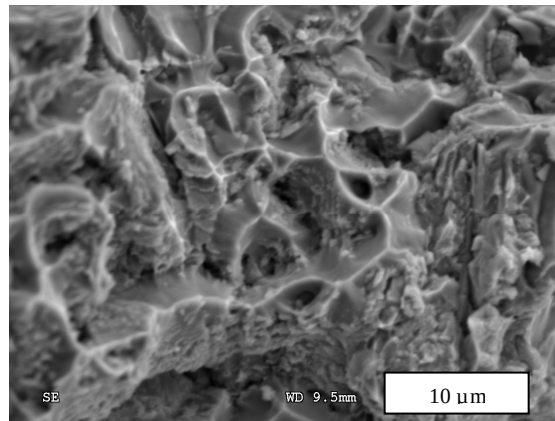


Figure 2.42 : Cupules présents sur le faciès de rupture d'une éprouvette soudée en keyhole

Le comportement en mécanique statique ou quasi statique des assemblages soudés est donc dicté par les performances de la zone fondue, qui sont, comme nous l'avons vu dans le premier chapitre, dépendantes de la composition métallurgique et la nature des défauts présents. Les études rapportées dans la littérature et brièvement rappelées au chapitre 1 mettent en avant une relation étroite entre le taux de silicium présent dans la zone fondue et les caractéristiques mécaniques de l'assemblage soudé : une augmentation du taux de silicium entraîne une amélioration des performances de l'assemblage. Or notre étude présente des résultats qui peuvent apparaître contradictoires. En effet nous avons observé que la microdureté des joints soudés en mode keyhole est globalement plus élevée que celle des joints soudés en mode conduction, alors que les soudures obtenues en keyhole contiennent moins de silicium que les zones fondues en conduction. On constate aussi que les caractéristiques macroscopiques issues des essais de traction quasi statique sont plus élevées pour les joints obtenus en keyhole que pour les soudures faites en conduction.

La première partie de ce chapitre a souligné les relations étroites qui existent entre les paramètres de soudage et la microstructure de la zone fondue. On peut dès lors s'interroger sur le rôle que jouent ces paramètres opératoires, en particulier l'histoire thermique, sur les

caractéristiques mécaniques, et l'influence réelle du taux de silicium sur les performances atteintes par les assemblages.

2.2.2.2 Tenue à la fatigue

Les résultats de fatigue pour les joints soudés en mode keyhole sont présentés dans le tableau 2.5, ainsi que sur la figure 2.43.

Eprouvettes		K1 11	K1 12	K1 13	K1 14	K1 21	K1 22	K1 23	K1 24	K1 25	K1 31	K1 32	K1 33	K1 34	K1 35
Contrainte Maximale (MPa)	120	X											X		O
	110		X			X		X		X		O		O	
	100			X		O	O		O		O				
	90				X	O									
	80					O									

Tableau 2.5 : Résultats de fatigue pour les éprouvettes soudées en mode keyhole (X=casse, O= ne casse pas)

On constate que les éprouvettes extraites du premier assemblage de tôles (K11X) se sont toutes fissurées, même à un niveau de contrainte maximale faible. D'autant des résultats, nous avons réajusté le niveau de contrainte pour les éprouvettes extraites du deuxième assemblage de tôles. On retrouve alors un comportement plus conforme à nos attentes.

On choisit de déterminer la limite d'endurance des éprouvettes soudées en mode keyhole, à partir des deuxième et troisième assemblages de tôles. Face au nombre restreint d'éprouvettes prises en compte, elle a été évaluée par la méthode de Brownlee Hodge et Rosenblat décrite précédemment. La limite d'endurance est évaluée à 110 MPa.

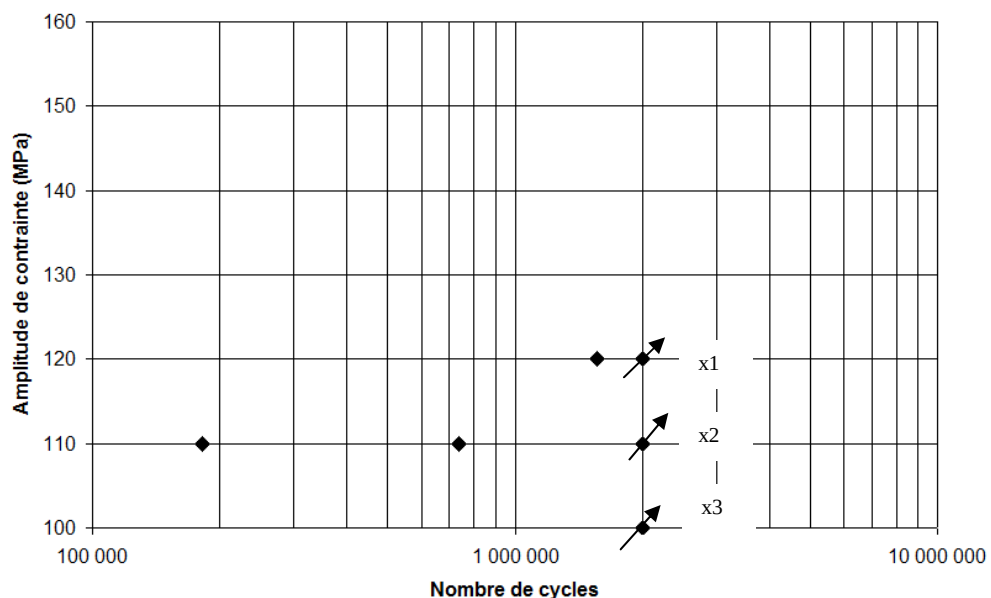


Figure 2.43 : Nombre de cycles tenus en fonction de la contrainte maximale pour les assemblages soudés en keyhole

Les résultats des éprouvettes soudées en mode conduction sont rassemblés dans le tableau 2.6 et la figure 2.44.

Eprouvettes		C1 11	C1 12	C1 13	C1 14	C1 15	C1 21	C1 22	C1 23	C1 24	C1 25	C1 31	C1 32	C1 33	C1 34	C1 35
Contrainte Maximale (MPa)	150							X								
	140						O		X		X		X			
	130					O				O		O		X		O
	120		X		O										O	
	110	O		O												

Tableau 2.6 : Résultats de fatigue pour les éprouvettes soudées en mode conduction

On n'observe pas de comportement singulier, tel que celui relaté en mode keyhole. Le nombre d'éprouvettes a été cette fois plus important et nous a permis de calculer la limite d'endurance par le biais de la méthode de l'escalier. La limite d'endurance moyenne est de 131 MPa.

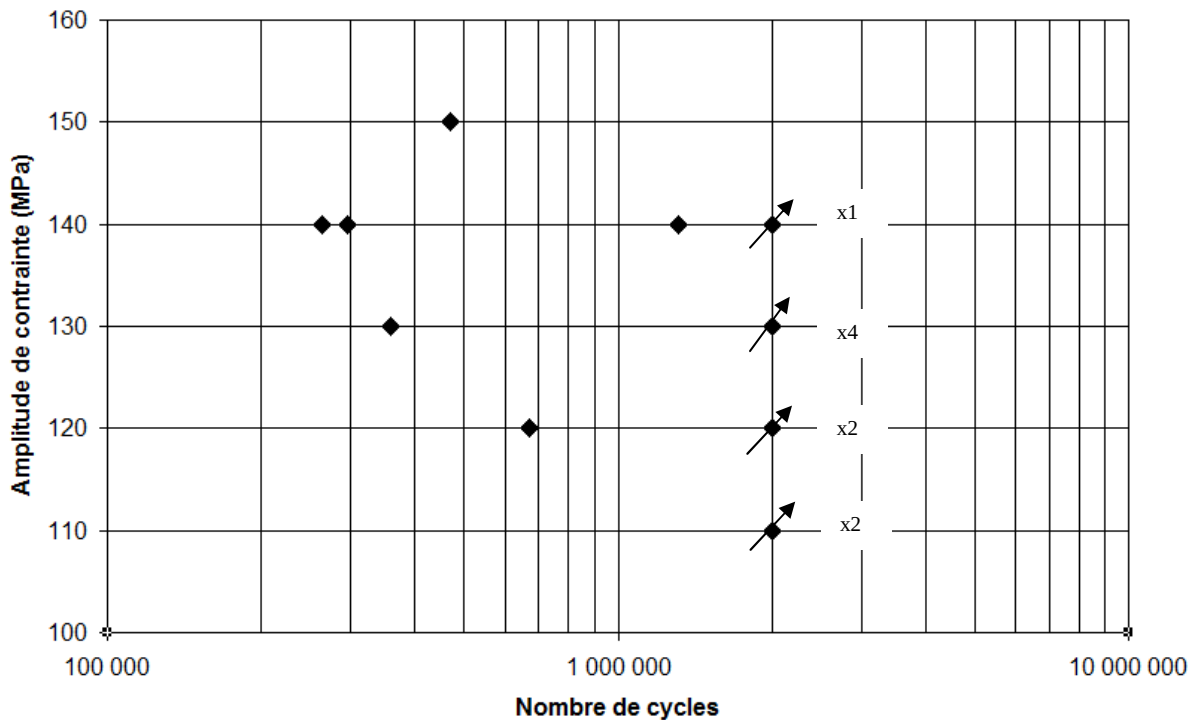


Figure 2.44 : Nombre de cycles tenus en fonction de la contrainte maximale pour les assemblages soudés en conduction

L'observation des faciès de rupture des éprouvettes soudées en mode keyhole révèlent que les éprouvettes du premier assemblage de tôles se sont fissurées à partir de défauts de soudage de taille minimum 150 μm , tel que celui illustré à la figure 2.45. On peut dès lors interpréter le comportement de ces éprouvettes par de multiples instabilités intervenues lors de l'opération de soudage.

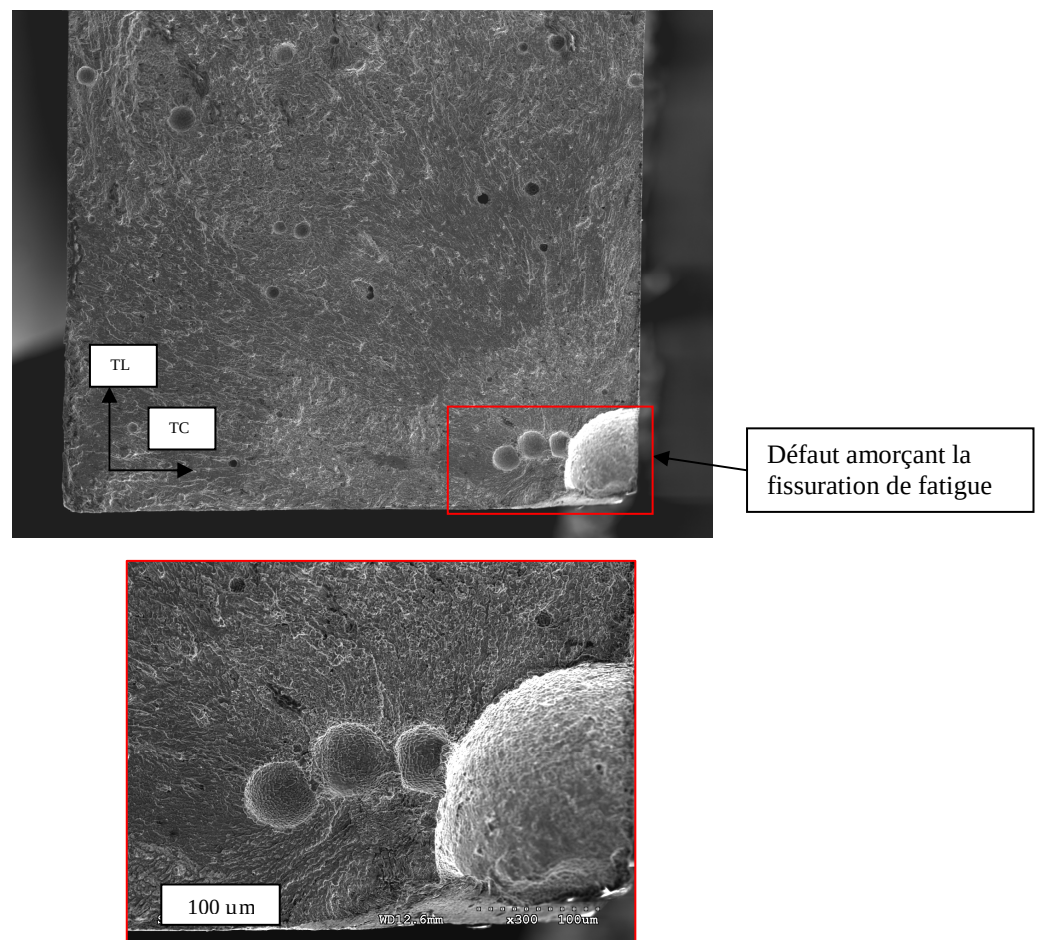


Figure 2.45 : Amorce de fissure sur un défaut de soudage sur l'éprouvette K112

Sur de tels faciès de rupture, de petites fissures (figure 2.46) sont fréquemment rencontrées dans les soudures des alliages d'aluminium de la série 6XXX.

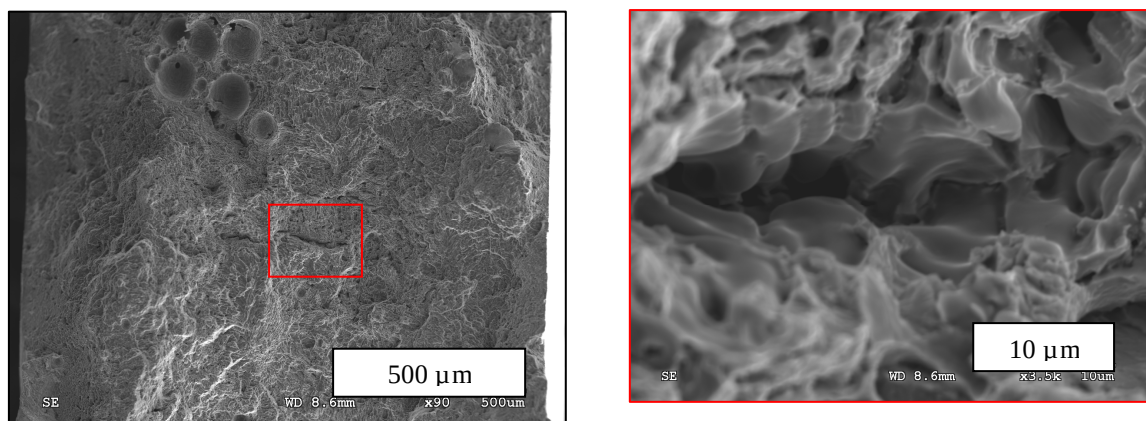


Figure 2.46 : Présence de petites fissurations à chaud sur l'éprouvette K112

Les fissures de fatigue ne s'amorçant pas sur ces fissures, il est possible de conclure qu'en deçà d'une certaine taille, celles-ci sont moins néfastes que les défauts de soudage.

Lorsque les éprouvettes ne contiennent pas de défauts de soudage, l'amorçage des fissures de fatigue se fait à proximité de la surface, dans une zone où se trouvent de nombreuses porosités (figure 2.47). Il convient d'insister sur le fait que les petites fissures observées, résultant de la fissuration à chaud, ne sont pas à l'origine de la fissuration en fatigue.

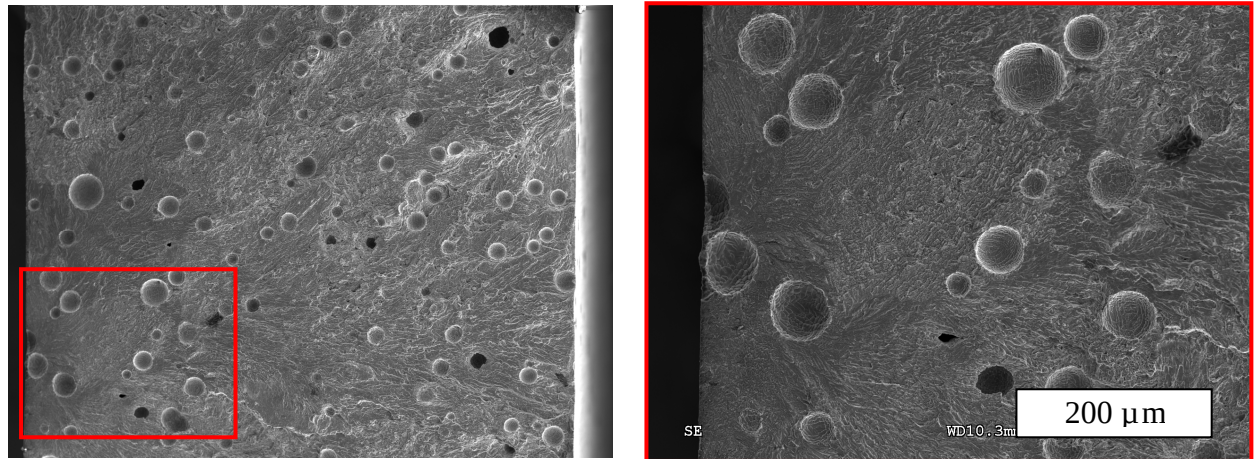


Figure 2.47 : Faciès de rupture de l'éprouvette K133

Des caractéristiques identiques sont constatées pour les éprouvettes soudées en mode conduction, où les défauts de soudage peuvent s'avérer déterminants sur la tenue à la fatigue, comme l'illustre le faciès de rupture de l'éprouvette C112, rompue en fatigue à 120 MPa (figure 2.48).

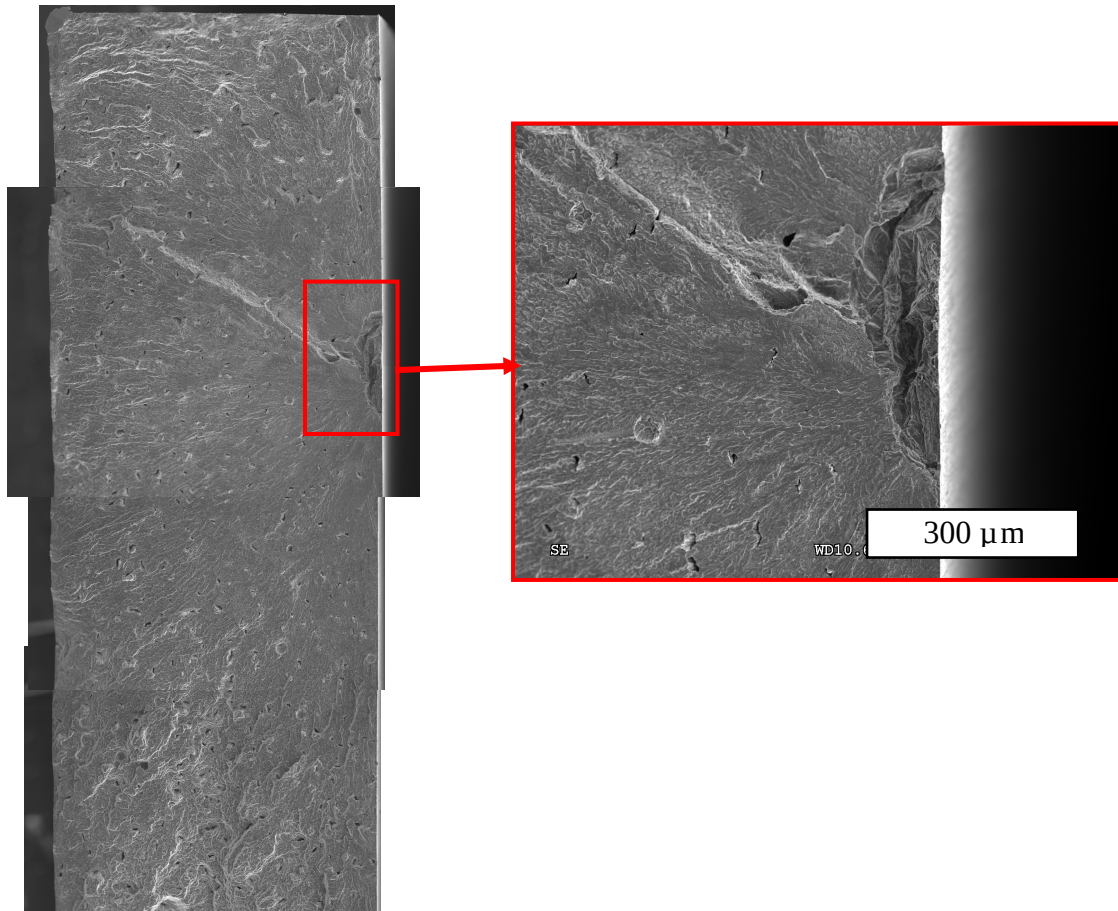


Figure 2.48 : Faciès de rupture de l'éprouvette C112

Sans défauts de soudage, les fissures de fatigue s'amorcent aussi sur les petites porosités proches de la surface pour les assemblages conduction (figure 2.49).

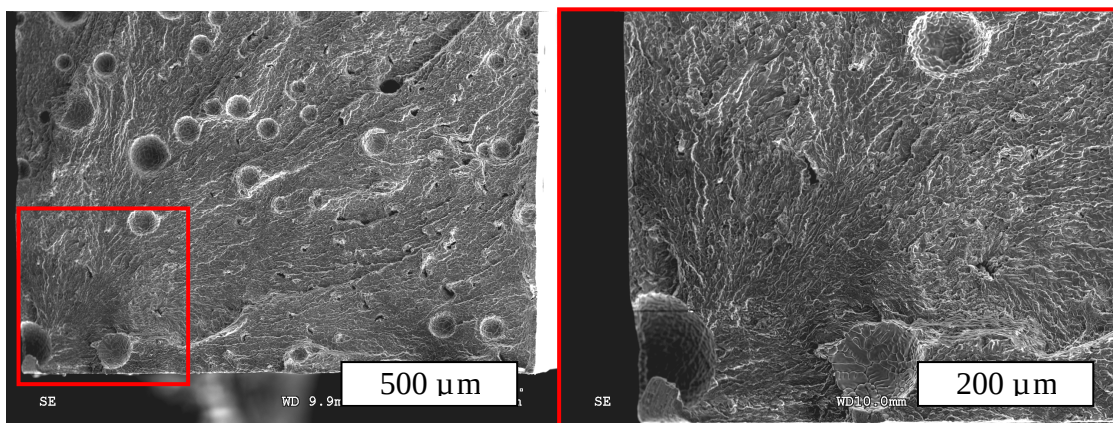


Figure 2.49 : Faciès de rupture de l'éprouvette C122

En couplant les observations des faciès de rupture à ce qui est connu désormais des deux modes de soudage, il est possible d'expliquer les valeurs plus élevées de la limite moyenne d'endurance des éprouvettes soudées en mode conduction par un nombre moins important de défauts internes comparativement au mode de soudage keyhole.

2.2.2.3 Tenue à la corrosion

2.2.2.3.1 Corrosion intergranulaire :

Bien que l'alliage 6056 ne manifeste pas de sensibilité particulière à la corrosion intergranulaire, des tests ont été néanmoins réalisés sur les assemblages soudés, pour étudier l'impact du soudage sur la tenue à la corrosion. Les résultats sont basés sur l'analyse des images.

Après essai, les observations au microscope électronique à balayage des joints soudés après essais ont fait ressortir une zone où la corrosion est plus importante (figure 2.50).

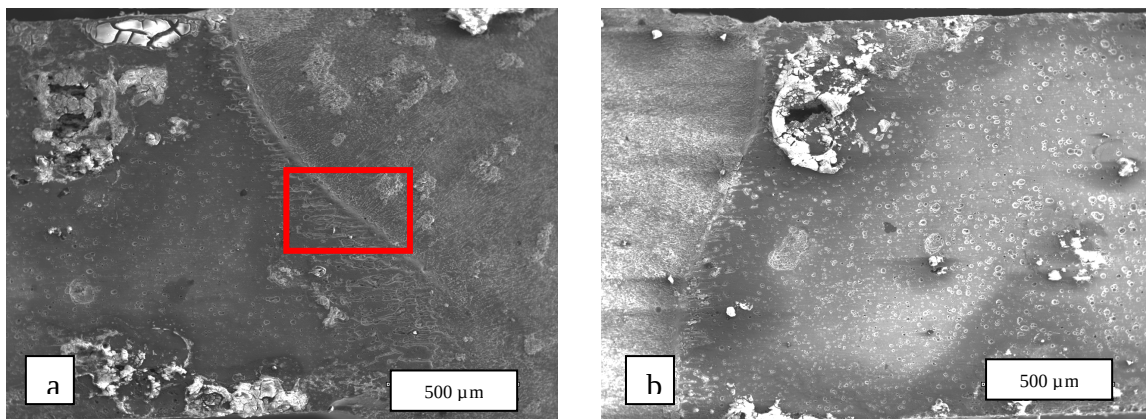


Figure 2.50 : Observation MEB de la zone de transition après essai a) conduction b) keyhole

Situées le long du cordon de soudure, ces attaques sont localisées à la transition zone fondue / zone affectée thermiquement. Les changements microstructuraux locaux induits par le soudage et décrits en première partie de ce chapitre, ont donc modifié la tenue à la corrosion intergranulaire d'une partie de l'assemblage.

L'ensemble de la zone de transition est marqué par une dissolution de la matrice d'aluminium autour des joints de grains, comme l'illustre la figure 2.51.

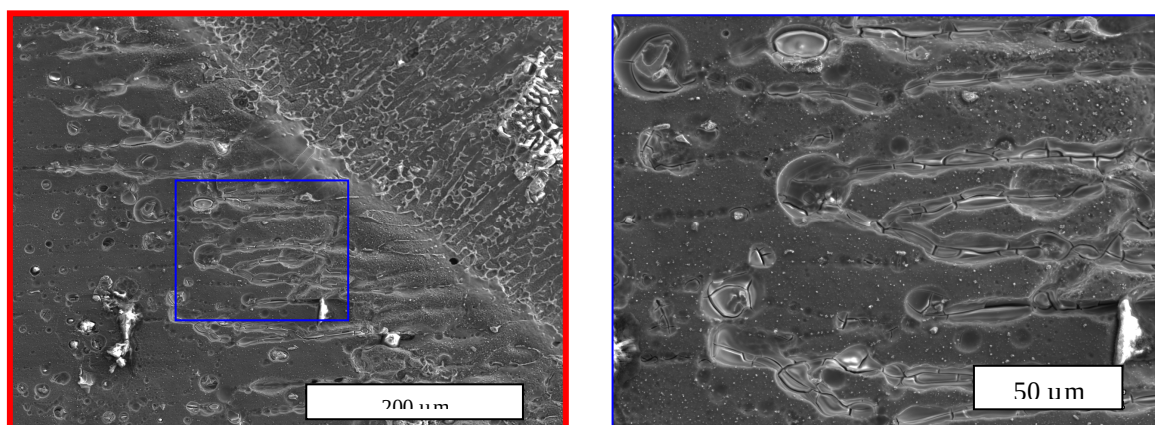


Figure 2.51 : Zone de transition après essai de corrosion intergranulaire

Cette dissolution est d'ailleurs plus prononcée autour des précipités intergranulaires plus ou moins grossiers, développés durant le soudage (figure 2.52).

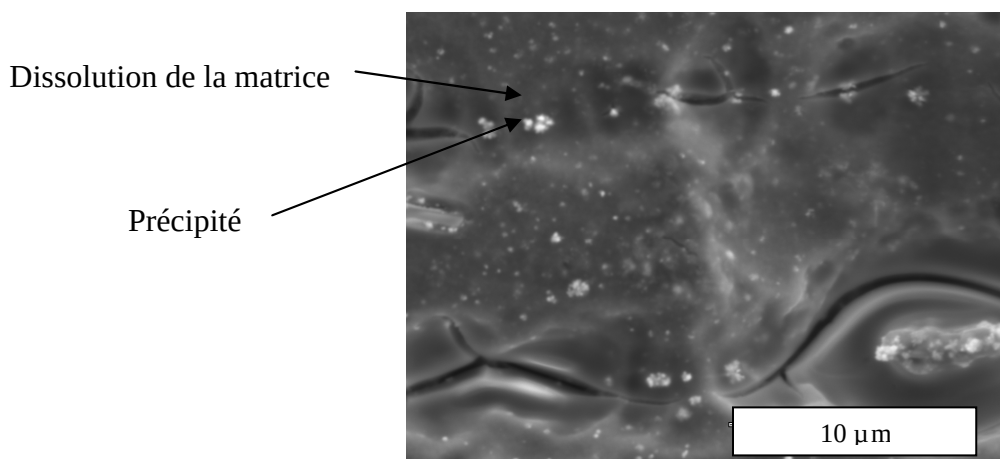


Figure 2.52 : Attaque de la matrice d'aluminium autour des joints de grains de la ZAT

Ces attaques locales ont été identifiées aussi bien après soudage en mode keyhole qu'en mode conduction, avec néanmoins une étendue de la zone attaquée moins large (figure 2.53).

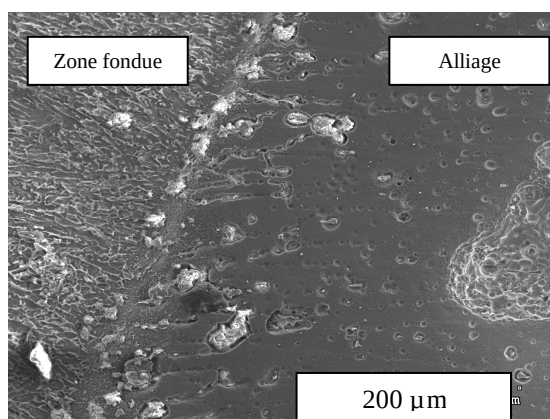


Figure 2.53 : Attaque de la zone de transition dans un joint soudé en mode keyhole

Dans la zone fondue, il n'y a aucune trace d'attaque corrosive et ce même au fond des porosités ou de possibles retraits créés lors de la solidification du métal (figure 2.54).

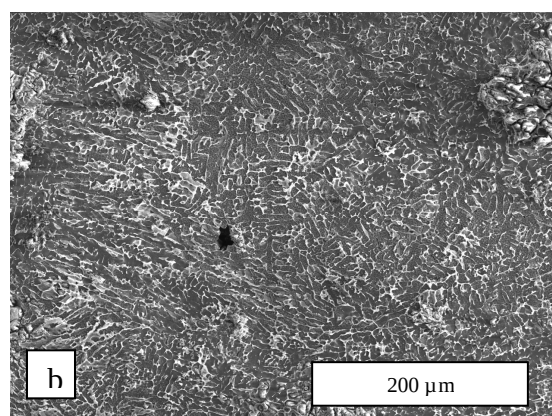
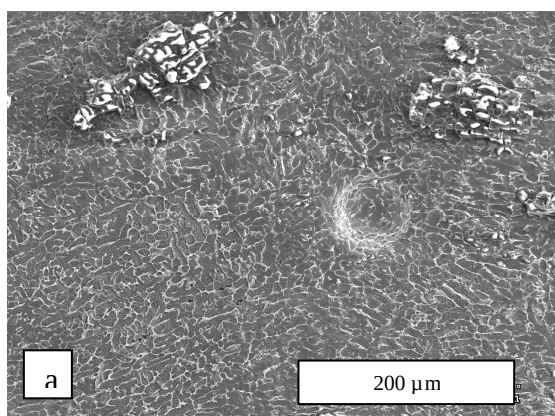


Figure 2.54 : Zone fondue après essai de corrosion intergranulaire a) conduction b) keyhole

2.2.2.3.2 Mesures électrochimiques

Une zone de sensibilité particulière a donc été mise en évidence par les tests précédents. Pour compléter ces résultats des mesures électrochimiques ont été réalisées dans chacune des zones.

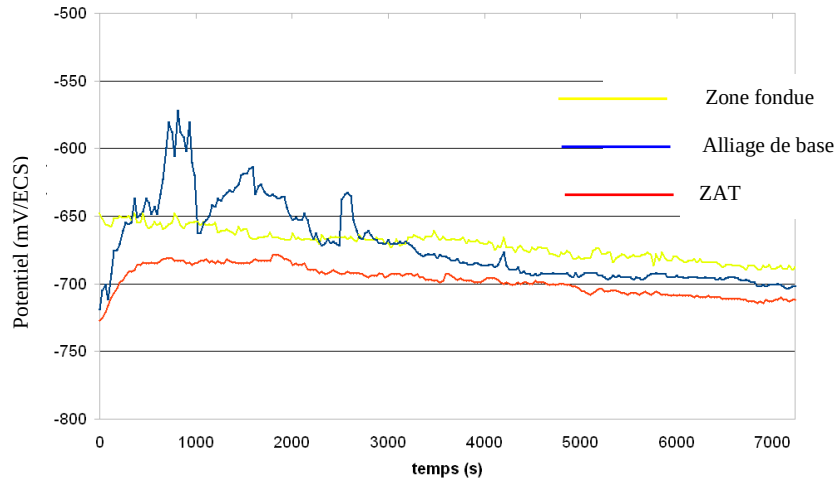


Figure 2.55 : Potentiel de corrosion dans les différentes zones d'un joint de conduction

Le potentiel de corrosion mesuré diminue progressivement au cours du temps dans chacune des trois zones, ce qui traduit une attaque de l'aluminium dans l'électrolyte (NaCl). Les valeurs mesurées sont très proches les unes des autres et regroupées autour de -700mV, ce qui diminue le risque de couplage galvanique entre les différentes zones. Ces mesures de potentiels ne représentent pas la sensibilité de la zone de transition révélée lors des essais de corrosion intergranulaire. La taille de la cellule, proche du mm, est certainement trop grande pour mesurer l'effet de la seule zone de transition, qui ne dépasse pas les 200 μm .

2.2.2.3.3 Phénomène de corrosion intergranulaire dans la zone de transition :

Spécifiques au procédé de soudage, les zones fondues et affectées thermiquement ont des propriétés métallurgiques différentes de celles de l'alliage 6056. L'une des particularités se situe dans la zone de transition où se déroulent conjointement la fusion des joints de grains et la coalescence des précipités de la matrice d'aluminium. Les compositions des joints déterminées à l'aide de la sonde de Castaing soulignent leur enrichissement en éléments tels que le cuivre, sous la forme de précipités Al-Mg-Si-Cu. La microstructure de la zone de transition peut ainsi être schématisée par la figure 2.56.

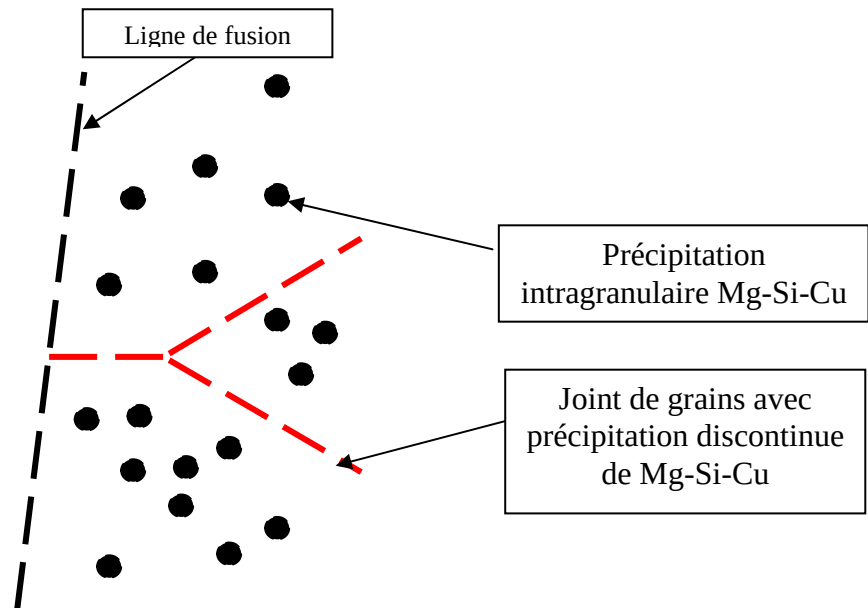


Figure 2.56 : Schématisation de la microstructure dans la zone de transition

Par conséquent une précipitation intragranulaire grossière et des précipités intergranulaires composés de cuivre et la matrice d'aluminium se côtoient dans la zone de transition. L'enrichissement en cuivre aux joints de grains offre la possibilité d'un microcouplage galvanique avec la matrice d'aluminium, dû à la différence de potentiel entre les deux éléments (-0,77 V pour l'aluminium et -0,18 V pour le cuivre).

Tout au long de cette partie des liens se sont fait jour entre les différentes caractéristiques des assemblages et les modes de soudage. Les histoires thermiques qu'ils induisent sont notamment à l'origine des différences microstructurales observées. Ainsi les cinétiques élevées de refroidissement en mode keyhole diminuent la taille des différentes zones et en particulier la zone de transition ZAT/ZF, sensible à la corrosion. Par contre ce mode keyhole engendre une quantité plus importante de défauts internes qui provoque un abaissement de la limite d'endurance à la fatigue.

Au regard des résultats obtenus en mécanique statique et contrairement à ceux rapportés dans la littérature concernant le taux de silicium, on peut se demander si l'histoire thermique vécue par le matériau lors du soudage ne mérite pas une plus grande attention quant à son influence sur les performances des assemblages soudés.

Nous allons donc nous intéresser au procédé de soudage et au rôle joué par les paramètres opératoires sur l'histoire thermique, ce qui nécessite de vérifier notre compréhension des mécanismes impliqués dans le soudage laser.

3 CHAPITRE 3 : MODELISATION ET SIMULATION NUMERIQUE D'OPERATIONS DE SOUDAGE LASER EN MODES CONDUCTION ET KEYHOLE

Les tendances manifestées par les performances mécaniques observées dans la partie précédente laissent présager une sensibilité de la zone fondue à son histoire thermique et à sa composition, toutes les deux régies par le paramétrage du procédé. Devant le nombre de paramètres, une approche uniquement expérimentale est trop lourde pour être raisonnablement envisageable. C'est pourquoi nous avons développé un modèle représentatif du procédé de manière à le simuler par voie numérique afin de décrire l'histoire thermique de la pièce et d'optimiser les paramètres opératoires du soudage (vitesse d'avance du laser, puissance du laser, outillages,...) aussi bien en mode conduction qu'en mode keyhole.

3.1 Modélisation des conditions de soudage laser

3.1.1 Modèle thermique

Les transferts de chaleur au cours du procédé de soudage sont décrits par l'équation de la chaleur :

$$(\rho C_p) \frac{\partial T}{\partial t} - \text{div} \lambda (\vec{\nabla} T) - q = 0 \quad (3.1)$$

Avec ρ la masse volumique, C_p la chaleur spécifique et q un terme source permettant de prendre en compte les changements de phase du métal.

Le procédé de soudage laser consiste à chauffer localement la pièce jusqu'à la fusion du métal de la pièce à souder et du métal d'apport. Pour notre simulation, développée à l'aide du code Abaqus, il convient donc de choisir une source de chaleur représentative du procédé ainsi qu'un modèle permettant de prendre en compte le métal d'apport (figure 3.1) et les différents couplages afin d'obtenir les évolutions thermiques et de composition de la zone fondue.

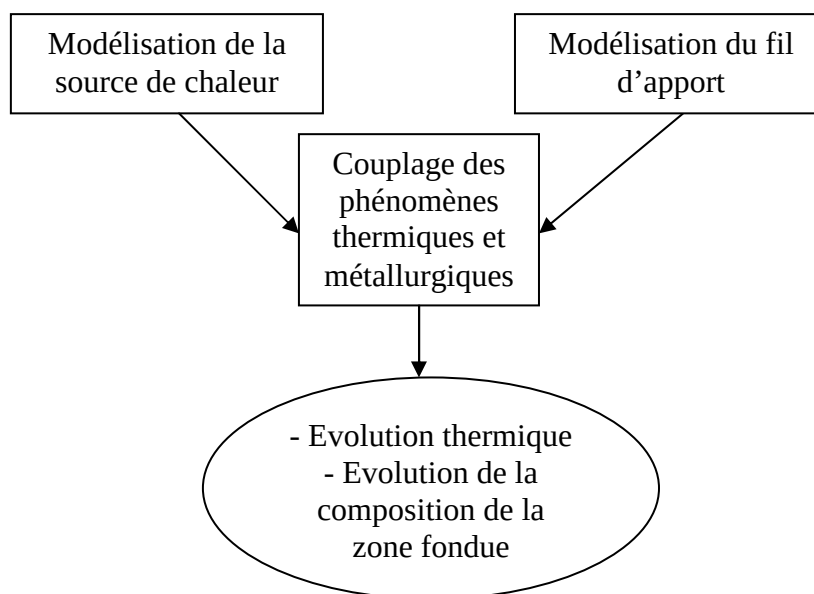


Figure 3.1 : Démarche de la simulation

3.1.1.1 Modélisation de la source de chaleur

Pour modéliser l'apport de chaleur, nous avons choisi d'assimiler le faisceau laser à une source définie analytiquement dont les paramètres dépendent de conditions opératoires telles que la puissance du laser ou la focalisation du faisceau. De plus, l'expression de la source dépend du mode de soudage, keyhole ou conduction.

En mode conduction, caractérisé par une puissance et une vitesse faibles, l'énergie s'évacue dans la pièce soudée à partir de la surface ciblée conférant à la source laser un caractère surfacique. En keyhole où la puissance et la vitesse sont plus élevées, la chaleur diffuse dans la pièce à partir des parois du capillaire gazeux qui se forme à l'intérieur de la pièce. Dans ce cas là, la source sera donc volumique.

Notre objectif étant de traiter qualitativement les différents modes du soudage laser, notre choix s'est porté de façon arbitraire sur deux sources, qui ont la particularité d'être relativement simples et décrites par un nombre de paramètres limités et couramment utilisées dans la littérature.

La quantité d'énergie calorifique apportée à la pièce en mode conduction, s'exprime en W/m² par la relation (3.2) [Zhao, 2001] :

$$Q = \frac{2\eta P}{\pi r_l^2} e^{(-2\frac{x^2+y^2}{\pi r_l^2})} \quad (3.2)$$

Le flux volumique (W/m³) relatif au mode keyhole s'exprime par la relation (3.3) [Cho, 2006]:

$$Q = \frac{3\eta P}{\pi r_l^2 h} e^{(-2\frac{x^2+y^2}{\pi r_l^2})} \quad (3.3)$$

Dans ces deux expressions P représente la puissance du laser (W), η le rendement du procédé, r_l le rayon de la tâche laser défocalisée (mm) ; le couple (x, y) représente les coordonnées dans le plan du point où est appliquée la source. Dans la seconde source h est la hauteur du capillaire gazeux.

Le rayon de la tâche du laser est déterminé à partir de la relation (3.4) [Okon, 2002] :

$$r_l = r_0 \left(1 + \frac{\lambda z M}{\pi r_0^2}\right) \quad (3.4)$$

où M est le facteur qualité du laser, λ la longueur d'onde du faisceau laser (mm), r_0 le rayon du faisceau lorsque celui-ci est focalisé (mm) et enfin z la hauteur de défocalisation (mm).

Le facteur qualité M définit la rectitude du faisceau et s'évalue à partir de l'égalité (3.5) [Okon, 2002] :

$$M^2 = \frac{\pi D r_0}{2 F \lambda} \quad (3.5)$$

où D est le diamètre non focalisé du faisceau à la lentille (mm) et F la longueur focale de la lentille (mm).

Certains paramètres de ces sources, tels que le rendement, restent encore à définir ; cette étape d'identification des paramètres de la source sera présentée dans un prochain paragraphe.

3.1.1.2 Modélisation du fil d'apport

Le soudage de l'aluminium 6056 nécessite l'apport d'un aluminium riche en silicium afin de diminuer le risque de fissuration à chaud. Cet ajout de matière est obtenu à l'aide d'un fil dont

on maîtrise la vitesse de déroulement. La quantité de fil apporté à la zone fondue semble jouer un rôle important sur les caractéristiques métallurgiques et mécaniques finales de l'assemblage ; il convient donc d'en tenir compte dans notre modèle.

Pour modéliser l'apport de matière, une méthode consiste à ajouter au maillage initial de la pièce à assembler des éléments non activés dans la zone où sera déposé le métal d'apport au cours du procédé [Zain-Ul-Abdein, 2010] [Danis, 2010] (figure 3.2).

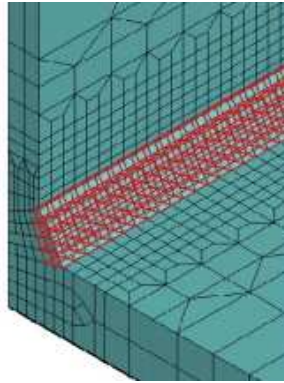


Figure 3.2 : Modélisation du fil d'apport par un volume de matière rajouté
[Zain-Ul- Abdein, 2010]

Les nœuds de ce volume rajouté et préalablement maillé sont activés dans le temps en fonction de la position de la source de chaleur. Si ce modèle a l'avantage d'être relativement simple à mettre en place, on peut toutefois s'interroger sur sa pertinence pour notre étude. En effet, ces modèles sont à l'origine mis en place dans le but d'évaluer les contraintes résiduelles dans les assemblages. Ils n'ont pas pour objectif de déterminer les compositions des zones fondues de manière prédictive et ne permettent pas de prendre en compte la vitesse de déroulement de fil d'apport et donc l'évolution du volume de métal d'apport déposé au cours du procédé. Dès lors, on se doit d'envisager un autre type de modèle pour accéder aux informations désirées.

La comparaison de deux cordons réalisés en mode conduction avec les paramètres décrits dans le tableau 3.1, met en relief le rôle du fil d'apport sur la forme de la zone fondue : sans tenir compte des bombés, on constate un élargissement important de la zone fondue dans la section du matériau soudé quand on utilise un fil d'apport (figure 3.3), ce qui est significatif d'une modification des conditions thermiques.

	Puissance (W)	Vitesse d'avance (m/min)	Focalisation (mm)	Vitesse de fil (m/min)
Avec fil	2100	1.2	+ 1.5	4,2
Sans fil	2100	1.2	+ 1.5	0

Tableau 3.1 : Paramètres de soudage en relation avec le fil d'apport

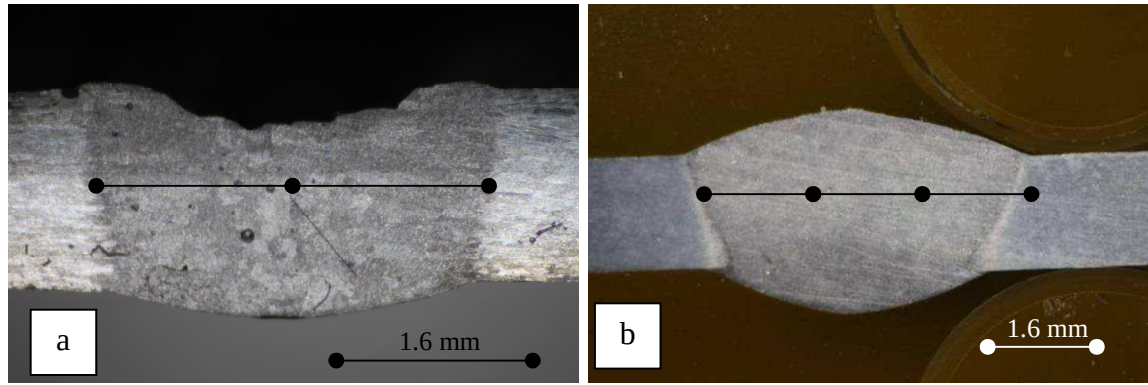


Figure 3.3 : Taille de la zone fondue en mode conduction
a) sans fil d'apport b) avec fil d'apport

Dans une grande partie des études, le fil d'apport n'est mentionné qu'à travers son caractère métallurgique ; son rôle sur le procédé à proprement parler n'est que très peu évoqué. Une étude récente [Salminen, 2010] porte toutefois son attention sur l'interaction existant entre le faisceau laser et le fil d'apport, dont le caractère réfléchissant est souligné. Ce phénomène est accentué lorsque sont couplées une puissance faible et une vitesse de fil élevée.

Dès lors il n'est pas absurde d'émettre l'hypothèse qu'en conduction, le fil d'apport provoque un agrandissement de la tâche focale du laser sur la pièce ciblée, soit par réflexion du faisceau, soit par défocalisation, comme l'illustre la figure 3.4.

De plus, la position du fil d'apport par rapport au laser étant indépendante de la vitesse de déroulement de fil, on peut penser que le paramètre vitesse n'a pas d'influence sur la géométrie de la tâche focale.

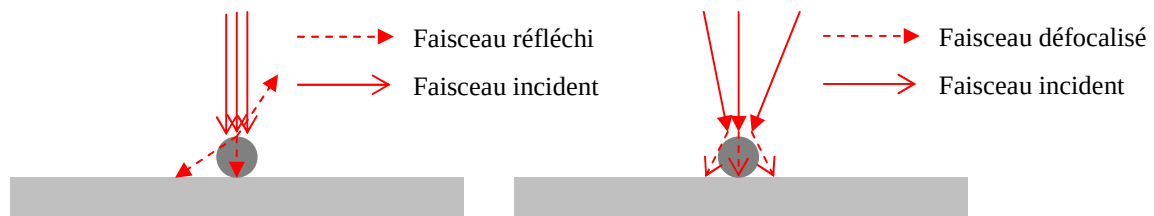


Figure 3.4 : Réflexion du faisceau laser

Si elle ne joue pas de rôle sur la tâche focale, l'influence de la vitesse de fil sur la forme de la zone fondue reste à déterminer.

Lors de l'opération de soudage, la fusion d'une quantité de fil de métal d'apport requiert une énergie qui est en fait récupérée au cours de la solidification de la même quantité de cordon au niveau du front de solidification. Globalement le bilan énergétique est donc quasi indépendant de la vitesse de défilement du fil de métal d'apport, si ce n'est que plus la vitesse du fil de métal d'apport est élevée, plus la section du cordon est importante et plus la puissance dissipée par conduction aux interfaces liquide/solide est élevée. De ce fait, on considère qu'il y a peu de variation de la largeur et de la longueur de la zone fondue avec la vitesse du fil de métal d'apport.

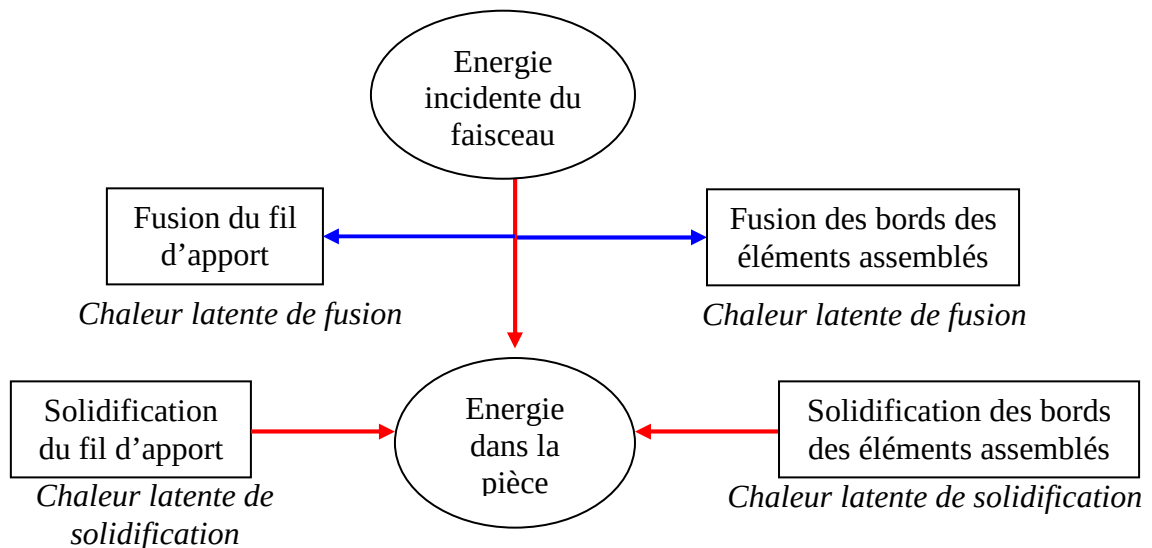


Figure 3.5 : Bilan énergétique de l'opération de soudage

Pour modéliser le fil d'apport, la méthode que nous avons adoptée consiste à adapter la source de chaleur en imposant un rayon du faisceau laser, qui est un des paramètres de la source, représentatif de la dimension de la tâche focale obtenue avec le métal d'apport.

Au niveau de la géométrie du cordon, nous faisons l'hypothèse pour les raisons évoquées précédemment, que la section soudée du matériau reste constante et n'est pas perturbée par la quantité de fil d'apport. Le volume de métal déposé ne dépendant que de la vitesse de déroulement du fil, nous pouvons en déduire l'évolution de la hauteur du cordon de soudure. Ainsi en faisant l'hypothèse que la composition du métal est homogène dans toute la zone fondue, le modèle permet d'estimer la composition moyenne du bain fondu (figure 3.6).

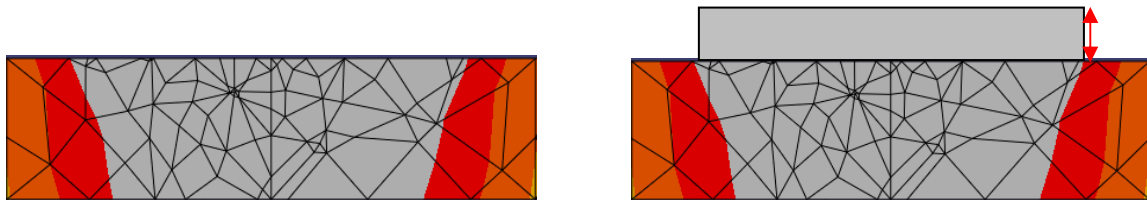


Figure 3.6 : Schématisation de la modélisation du fil d'apport

3.1.1.3 Modélisation du gaz de protection

Comme pour de nombreux procédés, une opération de soudage nécessite la présence d'un gaz d'appoint dont le rôle est d'une part de protéger la zone soudée de l'oxydation et d'autre part de prévenir le développement important d'un plasma en perturbant l'environnement gazeux au point d'impact du faisceau laser. Des courants de convection sont de ce fait introduits par le gaz, notamment au contact de la pièce soudée : des coefficients d'échanges thermiques entre la pièce et le gaz doivent être ainsi définis.

Comme nous l'avons vu au chapitre 2, la protection gazeuse possède deux composantes :

- une protection "envers", sur le dessous de l'éprouvette où le gaz est réparti de manière homogène sur toute la longueur de l'éprouvette ;
- une protection "endroit", sur le dessus de l'éprouvette où le gaz est concentré au niveau de l'impact du faisceau laser.

La modélisation de ces protections passe donc par l'application d'un coefficient d'échange sur l'envers de l'éprouvette (figure 3.7 a), et un second sur le dessus appliqué localement (figure 3.7 b).

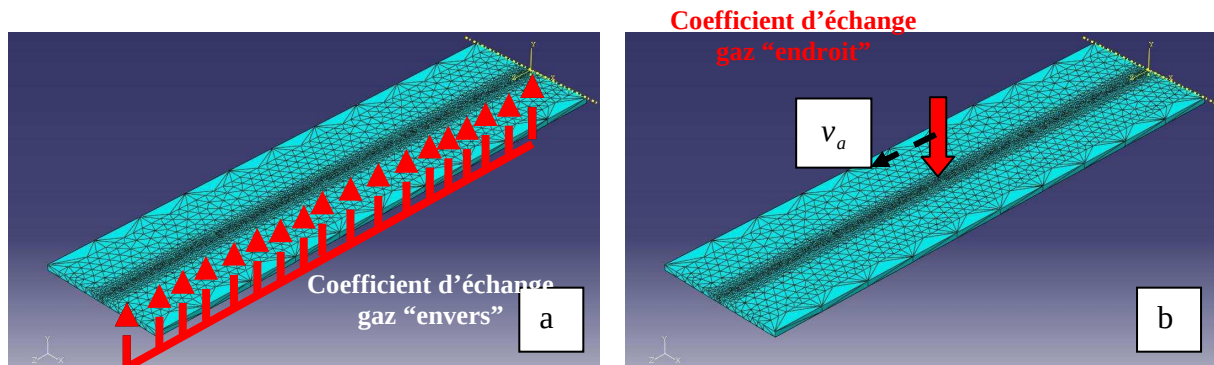


Figure 3.7 : Modélisation des gaz de protection a) coefficient d'échange appliqué sur l'envers de l'éprouvette b) coefficient d'échange appliqué localement sur "l'endroit" de l'éprouvette se déplaçant avec le laser

3.1.2 Interaction entre le faisceau laser et l'alliage base aluminium

3.1.2.1 Prise en compte de la réflectivité du faisceau sur l'aluminium

Lors de son impact sur la surface de l'aluminium, une grande partie du faisceau laser est réfléchi et n'est donc pas absorbée par la pièce soudée. Comme nous l'avons vu dans le chapitre 1, la réflectivité est dépendante de la température et de l'état de surface de la pièce ciblée. En mode conduction, mode où la zone d'impact du faisceau est à l'état liquide, la réflectivité atteint approximativement 70%. Celle-ci diminue jusqu'à environ 30% en mode keyhole, grâce à l'absorptivité du faisceau au niveau des parois du capillaire gazeux. Il est possible, à partir de ces coefficients, d'établir une loi simplifiée de l'absorptivité η_{abs} du faisceau par l'aluminium en fonction de la température (figure 3.8).

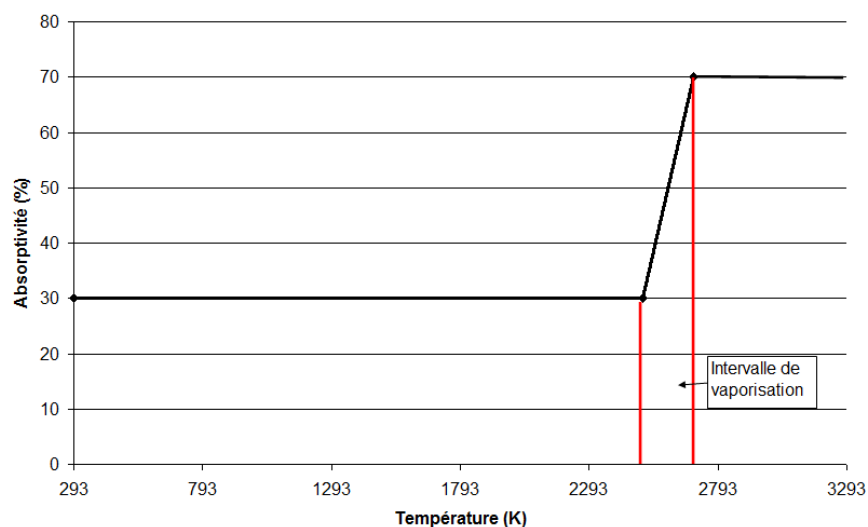


Figure 3.8 : Loi simplifiée de la réflectivité en fonction de la température

Tant que l'aluminium reste à l'état liquide, autrement dit, que l'énergie peut s'évacuer en surface, le rendement est de l'ordre de 30%. Une fois le capillaire gazeux créé, on considère un rendement constant de 70%. Dans l'intervalle de vaporisation, l'absorption passe de 30% à 70% linéairement.

La valeur numérique de l'absorptivité en conduction est indiquée en tant qu'ordre de grandeur, mais est très dépendante de l'état de surface du matériau. Cette valeur sera par la suite évaluée plus finement à partir de résultats expérimentaux.

3.1.2.2 Absorptivité du faisceau laser par l'environnement gazeux

Du fait de sa faible longueur d'onde, un laser YAG n'est que très peu absorbé par l'environnement gazeux (figure 1.4) : nous imposons donc un rendement à la traversée de l'environnement gazeux η_{plasma} de 100%.

Par contre, dans le cas d'un laser CO₂, cette absorptivité ne serait pas nulle et nécessiterait d'être prise en compte.

3.1.3 Description de la zone fondue

3.1.3.1 Définition des courants de Marangoni

Le bain fondu est le lieu de mouvements du métal liquide dus à la présence de courants de convection liés aux gradients de tension de surface sur le liquide (Tableau 3.2). Cette tension est la résultante des forces exercées par les molécules de gaz et les molécules du liquide sur les particules situées à l'interface liquide / vapeur. Les distances interatomiques dans un gaz étant plus importantes que dans un liquide, les forces exercées par les molécules de gaz sont moins élevées que celles des molécules liquides. La particule tendra donc à se diriger à l'intérieur du liquide grâce à cette force caractérisant la tension superficielle de liquide.

Pour que ces courants de convection se développent, il doit y avoir un gradient thermique et une hétérogénéité dans la distribution des impuretés au sein du liquide. Ces gradients de température existent dans le cas du soudage puisque les températures sont proches de la température de fusion sur les bords de la zone fondue, tandis qu'au centre, les températures sont limitées par la vaporisation.

Elément	Tf(°C)	$\gamma(\text{mNm}^{-1})$	$\partial\gamma/\partial T(\text{Nm}^{-1}\text{K}^{-1})$
Fer	1540	1806	0,39
Aluminium	660	865	0,16
Titane	1660	1650	0,26
Magnésium	650	569	0,35
Silicium	1410	720	0,13

Tableau 3.2 : Tension de surface et leur évolution avec la température [Perry, 2000]

3.1.3.2 Modélisation des courants de Marangoni dans la zone fondue

Pour prendre en compte numériquement les effets de ces courants de convection dans la zone fondue, une méthode consiste à attribuer une conductivité thermique au matériau plus élevée

que celle du liquide au repos [Danis, 2010]. Dans la zone fondue la conductivité thermique du matériau s'exprime par la relation (3.6) :

$$\lambda_{ZF} = a.\lambda_{liq} \quad (3.6)$$

où a est un coefficient supérieur à 1.

3.1.4 Dissipation énergétique par rayonnement, conduction, convection

Les surfaces de la pièce soudée sont en contact avec des éléments de natures diverses, tels que l'air ambiant, les gaz de protection ou encore l'outillage. La pièce est de ce fait soumise à plusieurs types d'échanges avec l'environnement extérieur : des échanges par convection naturelle ou forcée, des échanges thermiques par conduction fonction de la résistance de contact existant entre l'assemblage en aluminium et l'outillage ou encore des échanges par rayonnement.

Les échanges thermiques entre la pièce soudée et l'outillage sont localisés uniquement au niveau des contacts de fixation assemblage / outillage illustrés à la figure 3.9.

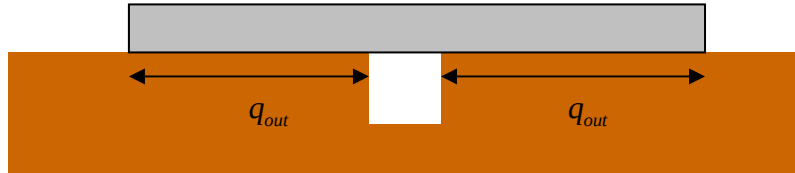


Figure 3.9 : Localisation des échanges thermiques entre l'outillage et la pièce soudée

Le flux thermique échangé entre l'outillage et les pièces s'exprime par la relation (3.7) :

$$q_{out} = h_{out}(T_s - T) \quad (3.7)$$

avec h_{out} représentant le coefficient d'échange thermique convectif équivalent au transfert thermique via la résistance de contact, T_s la température de la surface de l'outillage, et T la température de la pièce en aluminium.

Le rayonnement de la pièce existe sur l'ensemble des surfaces extérieures de la pièce sauf au contact de l'outillage (figure 3.10).

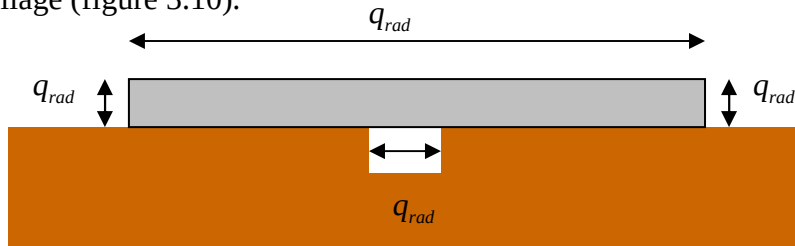


Figure 3.10 : Localisation des pertes thermiques par radiation

Les pertes par rayonnement sont alors exprimées par la relation (3.8) :

$$q_{rad} = \sigma \varepsilon (T^4 - T_0^4) \quad (3.8)$$

où σ est la constante de Stefan-Boltzmann, soit $5,67.10^{-8} \text{ W m}^{-2} \text{ K}^{-4}$, et ε l'émissivité du matériau dont la valeur sera précisée ultérieurement, T_0 la température ambiante et T la température de la pièce.

La localisation des échanges thermiques convectifs avec l'air ambiant (q_{air}) et les gaz de protection ($q_{endroit}$ et q_{envers}) est schématisée sur la figure 3.11.

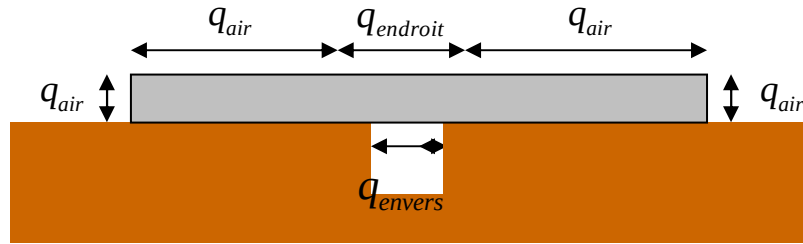


Figure 3.11 : Localisation des échanges thermiques par convection entre la pièce soudée et l'environnement gazeux

La modélisation des échanges convectifs est représentée par les relations 3.9, 3.10 et 3.11 :

$$q_{air} = h_{air}(T - T_0) \quad (3.9)$$

$$q_{endroit} = h_{endroit}(T - T_0) \quad (3.10)$$

$$q_{envers} = h_{envers}(T - T_0) \quad (3.11)$$

avec h_{air} , $h_{endroit}$, h_{envers} les coefficients de convection avec l'air, le gaz "endroit" et le gaz "envers", qui seront déterminés dans la partie suivante, T_0 la température ambiante et T la température de la pièce.

3.2 Mise en œuvre numérique de la modélisation

La simulation numérique est effectuée sous Abaqus version 6.9.2 et la source de chaleur est modélisée par le biais d'une subroutine programmée en langage Fortran.

3.2.1 Conditions de calcul thermique

Les paramètres géométriques du maillage des simulations sont choisis en fonction de la géométrie de la pièce et de son chargement énergétique. Le chargement thermique, représenté dans notre cas par la source laser, induit des gradients importants dans sa zone d'application et moins élevés dans les zones plus éloignées, c'est pourquoi nous avons optimisé le maillage en le densifiant dans les zones où les gradients sont les plus forts (figure 3.12).

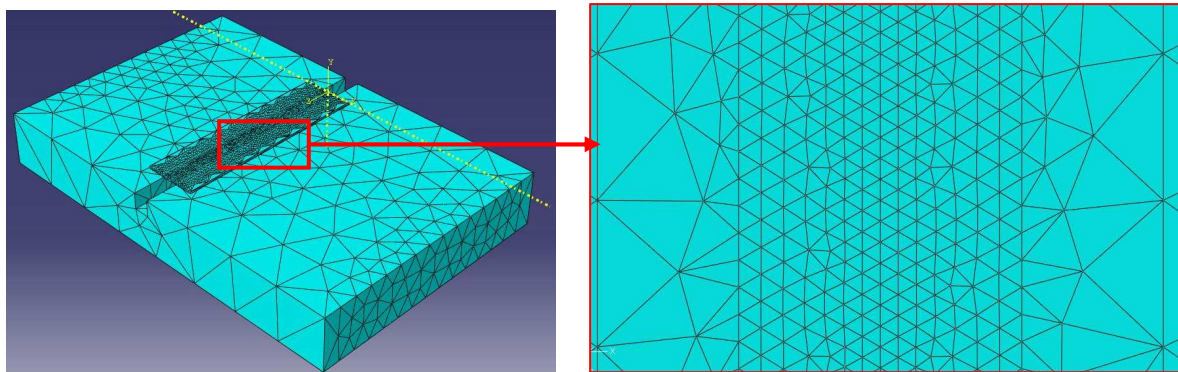


Figure 3.12 : Représentation du maillage

Pour nos essais, après avoir effectué des tests de convergence, le maillage a été réalisé avec 59700 éléments et 17436 nœuds. Les éléments finis sont de type tétraédriques non linéaires (éléments DC3D4).

Sous Abaqus, la gestion du pas de temps se fait de façon automatique, l'utilisateur devant simplement choisir au préalable un pas de temps maximum à ne jamais dépasser. Ce choix, est basé sur des tests de convergence, effectués avec différents pas de temps (figure 3.13) : le pas de temps optimal a été estimé à 10^{-3} s.

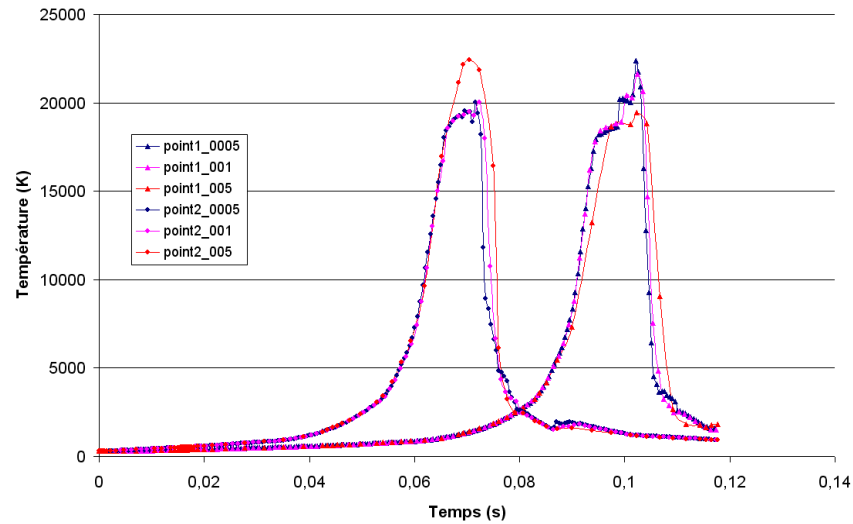


Figure 3.13 : Convergence des courbes de température en fonction du temps pour différents pas de temps (0,05s ; 0,01s ; 0,005s)

3.2.2 Identification des paramètres inconnus

3.2.2.1 Caractéristiques matériaux

Une partie des caractéristiques thermodynamiques de l'alliage d'aluminium 6056 est regroupée dans le tableau 3.3. Ces données sont issues des travaux de Fabrègue [Fabrègue, 2004] et Zain-UI-Abdein [Zain-UI-Abdein, 2010].

Intervalle de température de fusion (K)		823-913
Chaleur latente de fusion (kJ/kg)		393
Intervalle de température de vaporisation (K)		2500-2700
Chaleur latente de vaporisation (kJ/kg)		10000
Emissivité	Etat solide	0,08
	Etat liquide	0,09

Tableau 3.3 : Propriétés thermiques de l'aluminium 6056

Les caractéristiques restantes non indiquées dans la bibliographie sont définies comme étant égales à celle de l'aluminium pur (tableau 3.4).

Température (K)	298	823	913	2000
Conductivité thermique (W.m ⁻² .K ⁻¹)	237	208	90	114
Densité (kg.m ⁻³)	2698	2698	2368	2368
Chaleur spécifique (J.kg ⁻¹ .K ⁻¹)	900	900	1180	1180

Tableau 3.4 : Propriétés thermiques de l'aluminium

3.2.2.2 Evaluation des coefficients d'échanges thermiques

Les échanges thermiques entre la pièce soudée et son environnement proche sont régis par les spécificités du procédé. Celles-ci sont traduites dans les modèles numériques par les coefficients d'échanges. En se basant uniquement sur des données bibliographiques, les coefficients choisis risquent de ne pas refléter notre configuration. Seul un retour sur expérience, autrement dit une méthode d'identification inverse, peut assurer un choix représentatif pour notre procédé.

Plusieurs expérimentations ont ainsi été réalisées successivement dans différentes configurations basiques, afin d'en extraire des évolutions de champs de température en plusieurs points. Plusieurs séries d'essais ont donc été effectuées : une première où nous avons uniquement cherché à déterminer l'influence de l'outillage, puis 2 autres pour évaluer le rôle des gaz de protection "envers" et "endroit". Ces tirs ont été menés séparément afin de ne pas avoir d'interférences et de ne pas multiplier les incertitudes dans les manipulations. Les histoires thermiques enregistrées ont alors été comparées aux résultats de simulations thermiques, effectuées avec différents coefficients d'échanges thermiques. La valeur d'un coefficient a été retenue dès lors qu'une bonne corrélation était observée entre la simulation et la réalité.

Toutefois les expérimentations sont soumises à l'incertitude du rendement du procédé, du fait de la réflectivité de l'aluminium vis-à-vis du laser. L'évaluation des coefficients d'échange nécessite alors d'évaluer correctement ce rendement. Donc pour s'assurer que le couple rendement / coefficient d'échange choisi soit pertinent, il est indispensable de s'appuyer sur au moins deux points de mesures.

Les températures ont été relevées par le biais d'un système d'acquisition avec une fréquence de 4 Hz. Les thermocouples sont de type K, alumel-chromel, avec un champ d'utilisation de 23 K à 1645 K.

Les paramètres de la source de chaleur utilisés au cours des expérimentations ont été choisis de manière à engendrer le moins de perturbations possibles. On a opté ainsi pour une puissance de 500W et une défocalisation de 1,5 mm afin que la surface ciblée ne soit pas soumise à un changement d'état. De la même manière, la vitesse d'avance a été fixée à 0 m/min pour ne pas induire de phénomènes dynamiques (tableau 3.5).

Puissance laser (W)	Vitesse d'avance (m/min)	Focalisation (mm)
500	0	+1.5

Tableau 3.5 : Paramètres du laser utilisés pour la détermination des coefficients d'échanges thermiques

Les expérimentations ont été menées sur une plaque d'aluminium de dimension (80 mm x 40 mm) dont le centre est ciblé par le faisceau laser. Trois thermocouples ont été disposés arbitrairement sur cette tôle afin d'obtenir trois histoires thermiques différentes (figure 3.14). Des efforts de serrage différents ainsi que différentes configurations de protection gazeuse ont été appliqués à cette plaque.

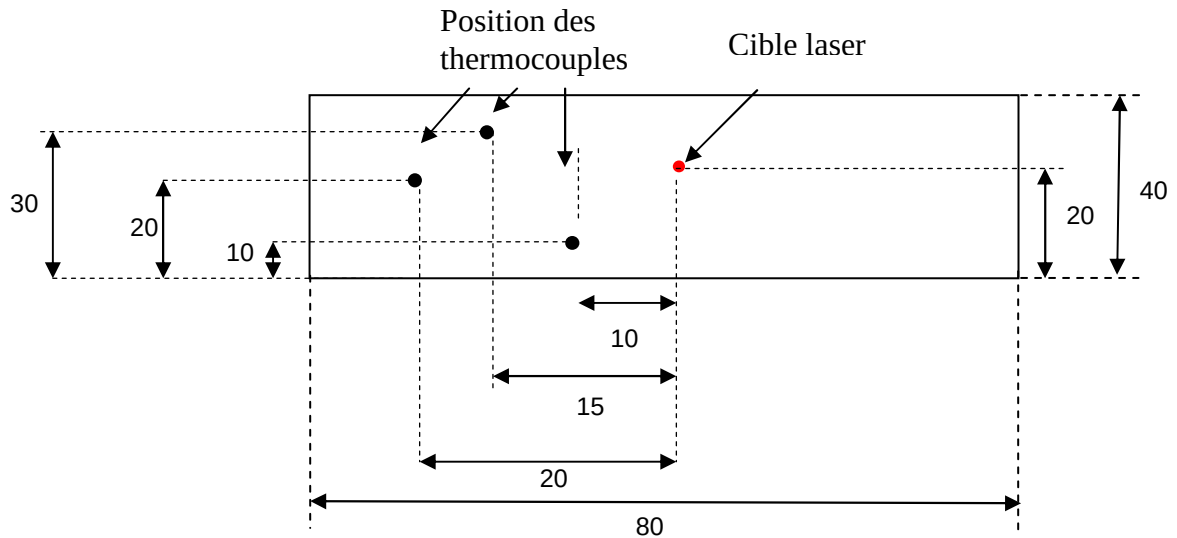


Figure 3.14 : Schématisation de l'expérience réalisée pour l'identification des coefficients d'échanges

L'expérience permettant d'obtenir le coefficient d'échange thermique entre la pièce et l'outillage a été menée avec les paramètres laser définis au tableau 3.5 et sans gaz de protection (tableau 3.6).

Serrage	Gaz endroit (l/min)	Gaz envers (l/min)
« normal »	0	0

Tableau 3.6 : Conditions expérimentales choisies pour déterminer le coefficient d'échange thermique entre la pièce et l'outillage

La figure 3.15 représente les histoires thermiques de deux points. Mis à part les tous premiers instants, on constate une corrélation correcte entre la simulation numérique et l'expérimentation, lorsque le coefficient d'échange entre l'aluminium et l'acier évalué à $290 \text{ W.m}^{-2}.\text{K}^{-1}$.

Ce coefficient d'échange est dépendant du serrage appliqué entre la plaque d'aluminium et l'outillage, puisqu'en serrant plus ou moins fort l'assemblage sur l'outillage, la capacité de l'ensemble du système à évacuer la chaleur est modifiée. En reliant le coefficient d'échange au serrage de la pièce, on s'aperçoit que celui-ci varie de près de 30%, comme l'illustre le tableau 3.7.

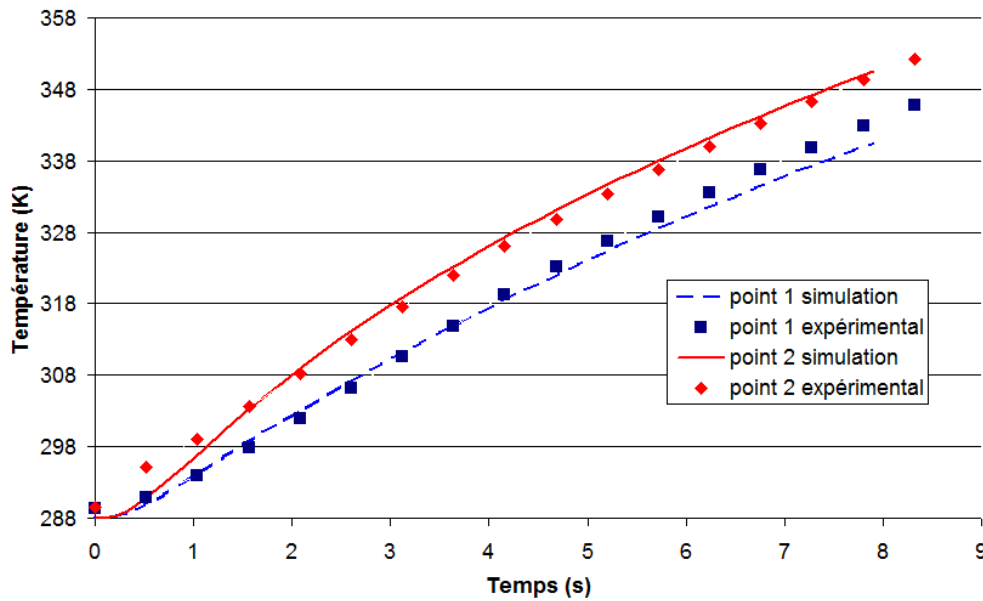


Figure 3.15 : Identification du coefficient d'échange thermique entre l'aluminium et l'acier

	Coefficient d'échange thermique ($\text{W.m}^{-2}.\text{K}^{-1}$)
Echantillon serré normalement	290
Echantillon peu serré	210

Tableau 3.7 : Coefficients d'échanges thermiques simulant le serrage de la pièce soudée sur l'outillage

En appliquant la même méthode pour les gaz de protection avec un serrage donné, il est possible de déterminer un coefficient traduisant la convection forcée due aux gaz de protection. Les influences des gaz "envers" et "endroit" sont traitées séparément. Dans le cas du gaz envers, les paramètres laser et outillage sont présentés dans les tableaux 3.5 et 3.8.

Serrage	Gaz endroit (l/min)	Gaz envers (l/min)
« normal »	0	20

Tableau 3.8 : Conditions expérimentales pour déterminer le coefficient d'échange thermique du gaz "envers"

Les histoires thermiques validant notre choix de coefficient pour le gaz envers sont représentées à la figure 3.16. On constate qu'aux premiers instants les courbes numériques relatives aux trois coefficients se superposent ; ce n'est qu'à partir de 4 secondes qu'elles se distinguent les unes des autres. Dans le temps, la courbe numérique réalisée avec un coefficient d'échange thermique de $50 \text{ W.m}^{-2}.\text{K}^{-1}$ correspond le mieux à la courbe expérimentale. On constate toutefois que la différence entre les trois courbes numériques est très minime.

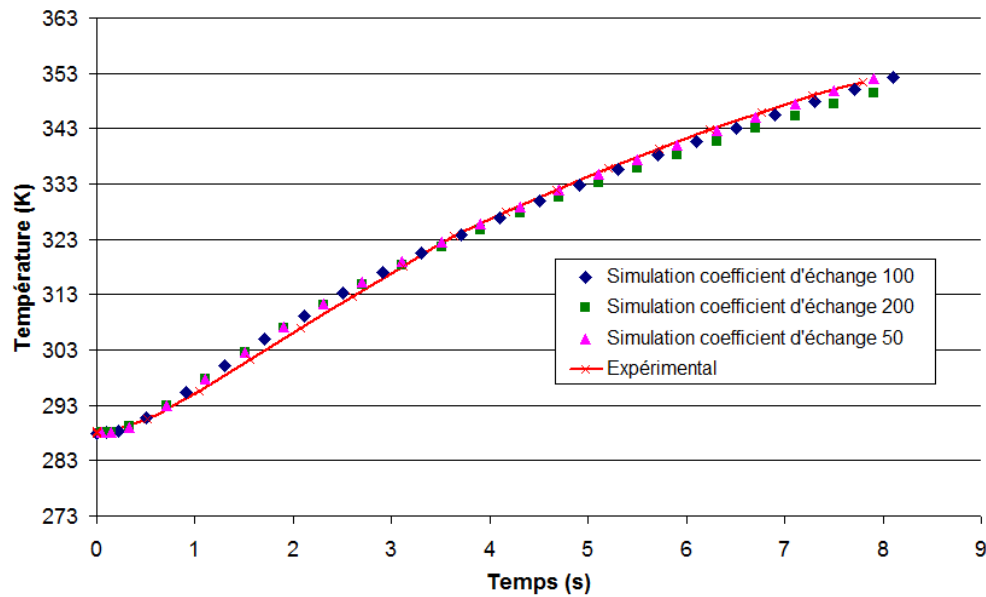


Figure 3.16 : Identification du coefficient d'échange thermique entre aluminium et gaz "envers"

En procédant de la même manière pour le gaz "endroit", nous définissons le coefficient d'échange thermique modélisant son influence. Les valeurs des deux coefficients sont indiquées dans le tableau 3.9.

	Coefficient d'échange thermique ($\text{W.m}^{-2}.\text{K}^{-1}$)
Gaz "endroit"	200
Gaz "envers"	100

Tableau 3.9 : Coefficient d'échange thermique simulant les gaz de protection

3.2.2.3 Evaluation des courants de convection durant le soudage

Les courants de convection de la zone fondue sont, comme nous l'avons vu précédemment, modélisés en corrigeant la conductivité du matériau liquide au repos par un terme représentatif de l'amplitude de la convection. L'évaluation de ce terme revient à évaluer un coefficient multiplicateur de la conductivité en opérant par méthode inverse, comme précédemment pour les coefficients d'échanges thermiques, mais en comparant cette fois ci le champ de températures et la taille de la zone fondue.

Afin d'être dans des conditions de convections similaires à celles obtenues en soudage, les paramètres du laser sont ceux utilisés lors d'une opération de soudage (tableau 3.10).

	P (W)	Vitesse d'avance (m/min)	focalisation (mm)
C1	2100	1,2	1,5

Tableau 3.10 : Paramètres laser utilisés pour évaluer le coefficient multiplicateur représentatif de la convection dans la zone fondue

L'évolution des champs de températures durant la réalisation d'une ligne de fusion est enregistrée par des thermocouples de types K par le biais du même système d'acquisition que précédemment. Les dimensions de la tôle ainsi que la position des thermocouples sont illustrées sur la figure 3.17.

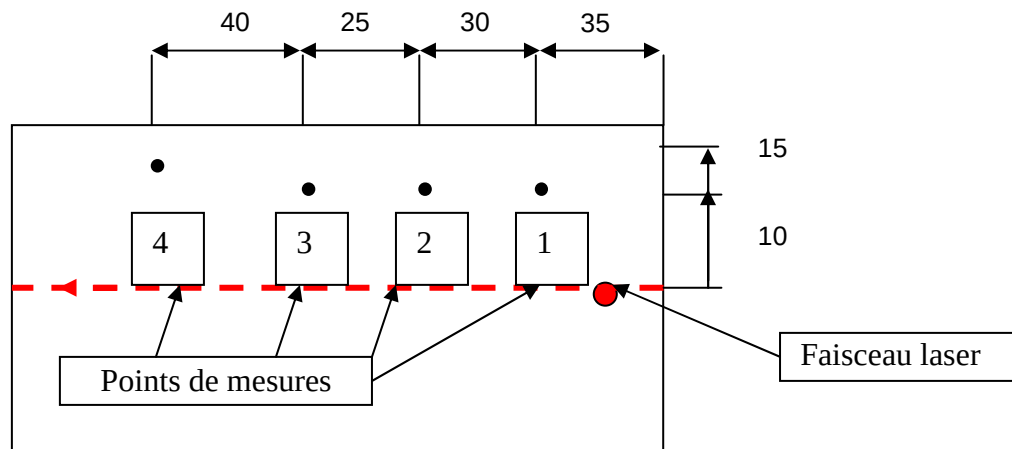


Figure 3.17 : Schématisation de l'expérience réalisée pour l'identification du facteur représentatif de la convection dans le bain liquide

Le tableau 3.11 indique le rendement et le coefficient multiplicateur utilisés pour la comparaison des évolutions de température représentées sur la figure 3.18.

Rendement (%)	Coefficient multiplicateur de la conductivité
36	2

Tableau 3.11 : Rendement et coefficient multiplicateur représentatif de la convection obtenus par comparaison entre simulation numérique et expérience

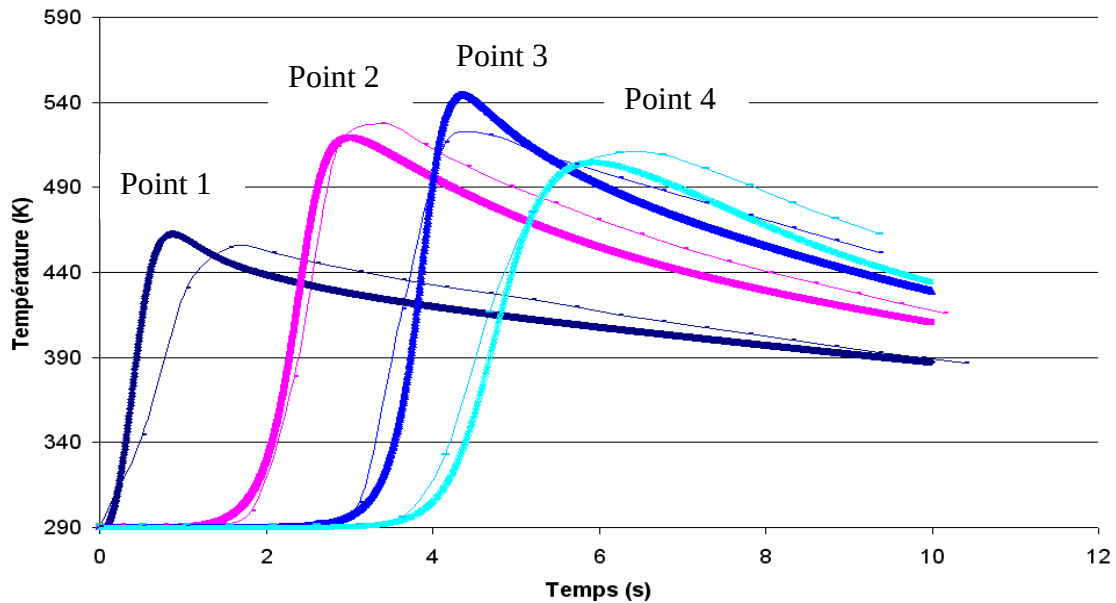


Figure 3.18 : Comparaison du champ de température simulation / expérimental pour déterminer le rendement du procédé et le coefficient multiplicateur représentatif de la convection

Les champs de température obtenus numériquement sont proches de ceux mesurés expérimentalement. Seule la montée en température du premier point, proche de l'amorçage de la soudure, présente une petite différence, qui peut être attribuée à une mauvaise appréhension de la mise en route du procédé de soudage. Une fois ce point passé, les évolutions sont très semblables.

Quant aux zones fondues, les résultats expérimentaux et numériques présentent de fortes similitudes, comme le laisse apparaître la comparaison purement géométrique, présentée à la figure 3.19.

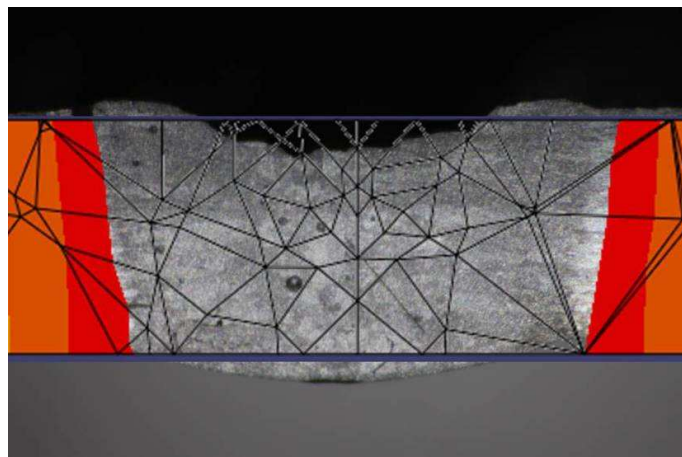


Figure 3.19 : Comparaison expérimental / numérique de la taille de la zone fondue lors de la détermination du rendement et du coefficient multiplicateur représentatif de la convection

On peut donc considérer que les coefficients choisis pour le rendement et le coefficient multiplicateur de la conductivité permettent de traduire tout à fait correctement l'évolution du champ de température au sein de la pièce soudée lorsqu'une simple ligne de fusion est réalisée.

3.2.2.4 Influence du fil d'apport

Les données représentatives des conditions de soudage qui étaient ignorées étant désormais identifiées, il ne reste qu'à entériner notre modèle de prise en compte du fil d'apport, en augmentant la tâche du laser pour simuler la défocalisation du faisceau par le fil. Ce modèle a été testé sur trois jeux de paramètres différents, regroupés dans le tableau 3.12, et validé par comparaison des tailles des zones fondues numériques et expérimentales.

	P (W)	Vitesse d'avance (m/min)	focalisation (mm)
C1	2100	1.2	1.5
C2	2300	2	1.5
C3	2300	1.6	1.5

Tableau 3.12 : Paramètres de soudage utilisés en conduction

En augmentant la taille de la tâche focale et en jouant sur le rendement, on parvient pour les trois configurations du tableau 3.12 à retrouver des tailles de zones fondues équivalentes comme le montrent les figures 3.20, 3.21 et 3.22.

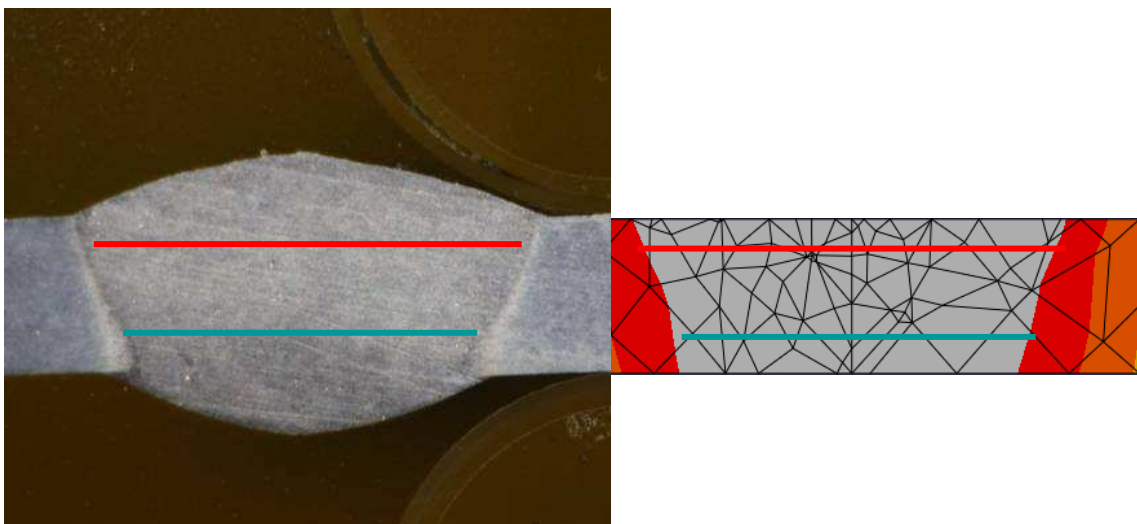


Figure 3.20 : Comparaison des zones fondues obtenues par simulation numérique et par analyse micrographique pour la condition de soudage C1

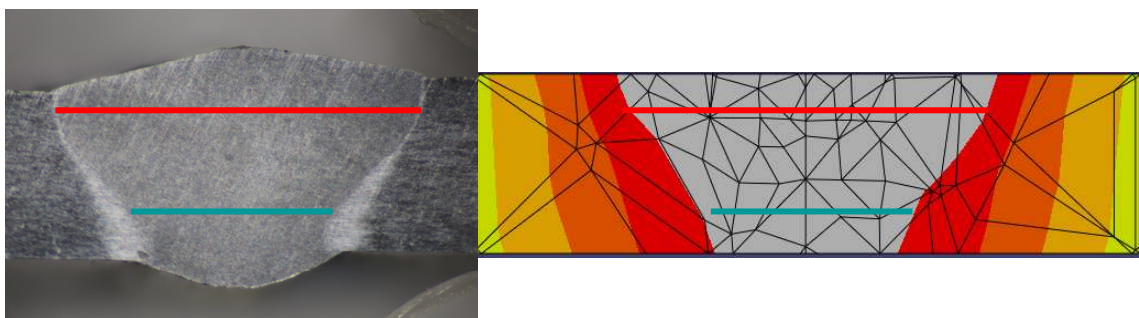


Figure 3.21 : Comparaison des zones fondues obtenues par simulation numérique et par analyse micrographique pour la condition de soudage C2

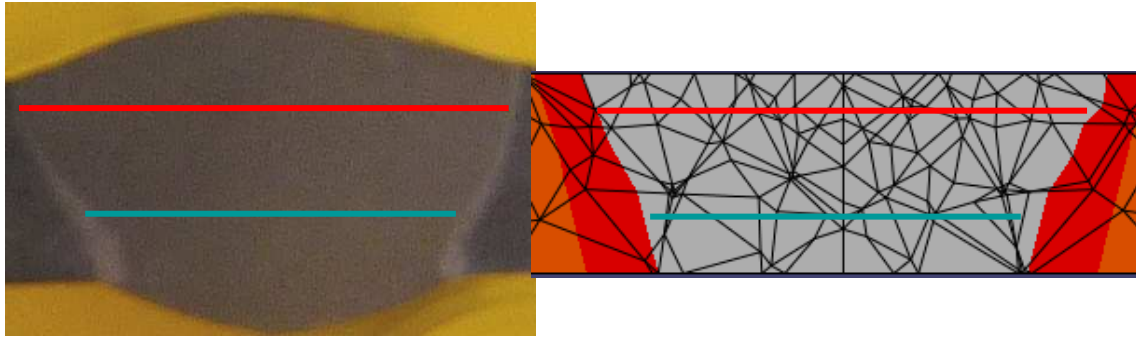


Figure 3.22 : Comparaison des zones fondues obtenues par simulation numérique et par analyse micrographique pour la condition de soudage C3

Ces corrélations ont été effectuées avec les paramètres de tâche focale et de rendement indiqués dans le tableau 3.13.

R_0 (mm)	2,5
Rendement (%)	36

Tableau 3.13 : Paramètres de tâche focale et de rendement utilisés dans la simulation

La validation de notre modèle numérique dans de multiples configurations, nous permet désormais d'étudier précisément l'évolution des champs de températures en tout point de la pièce soudée et dans des configurations de soudage différentes.

3.3 Simulation thermique : observations de tendances

La simulation est ici utilisée pour parfaire notre compréhension de l'impact des paramètres de soudage sur l'évolution thermique, avec l'idée que les résultats numériques puissent parvenir à guider notre choix de paramètres de soudage.

3.3.1 Mise en évidence du régime transitoire

Avant de chercher à caractériser précisément l'impact des conditions opératoires sur le vécu thermique de la pièce soudée, nous allons dans un premier temps porter un regard plus global sur le procédé, afin de mieux connaître le cadre dans lequel nous travaillons.

Comme nous l'avons vu lors du chapitre 2, le soudage laser s'établit en deux temps : un premier au cours duquel le régime de soudage est transitoire et un second pour lequel le régime permanent est établi. Le temps nécessaire à l'établissement du régime permanent est pour l'instant inconnu, tant et si bien que nous ignorons même s'il est atteint lors du soudage. Pour palier à ce manque, nous avons relevé les histoires thermiques de 4 points, situés sur une ligne parallèle à la ligne suivie par le faisceau laser, comme l'illustre la figure 3.23.

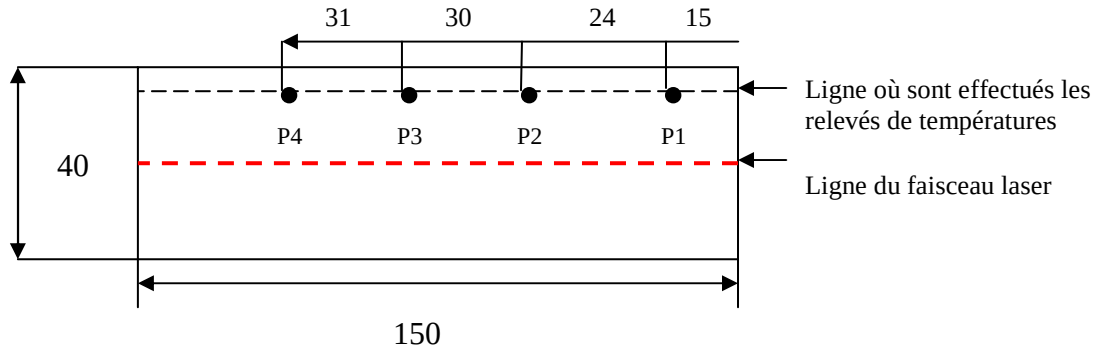


Figure 3.23 : Schématisation du lieu de relevé des températures

Le relevé de température a été réalisé pour trois jeux de paramètres, rappelés dans le tableau 3.14.

	P (W)	Vitesse d'avance (m/min)	focalisation (mm)
C1	2100	1.2	1.5
C2	2300	2	1.5
C3	2300	1.6	1.5

Tableau 3.14 : Paramètres de soudage

Les résultats obtenus pour les conditions de soudage C1 (figure 3.24) soulignent que plus le point de mesure est éloigné de la position d'origine du faisceau (Point P4), plus la température maximale qu'il perçoit est grande. Les températures relevées aux points 3 et 4, même si elles ne sont pas identiques, sont suffisamment proches pour pouvoir considérer qu'un régime pseudo permanent a été atteint au cours du soudage. Il faut donc approximativement 6s pour être régime permanent, soit 12 cm de cordon de soudure. La plaque de 15 cm de long est donc soudée presque entièrement en régime transitoire.

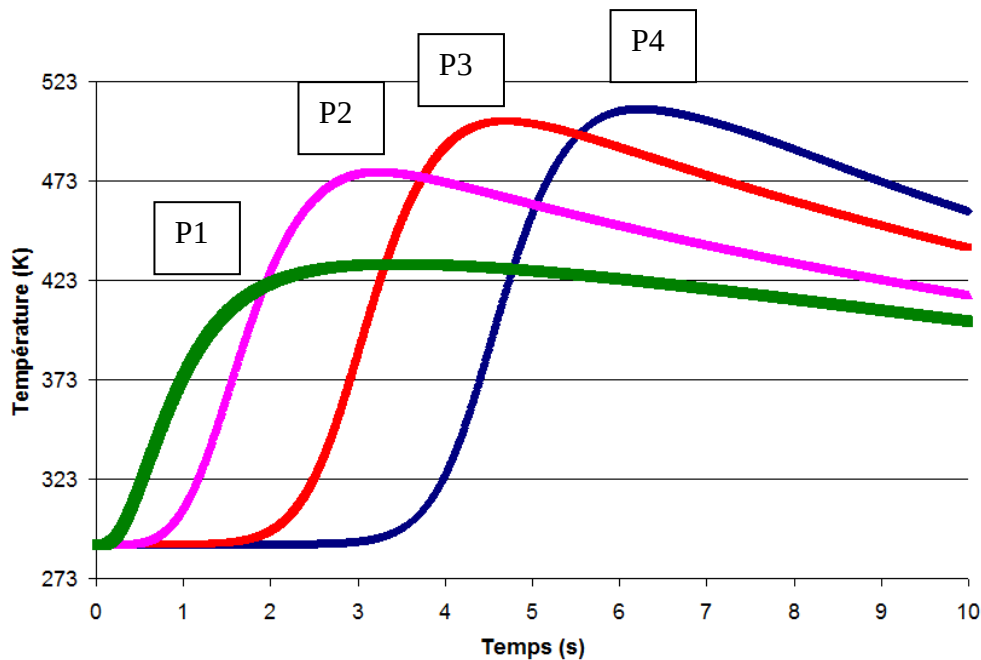


Figure 3.24 : Histoires thermiques mesurées en quatre points avec les conditions C1

Le même constat est tiré des relevés de températures effectués avec les conditions de soudage C2 et C3 (figure 3.25).

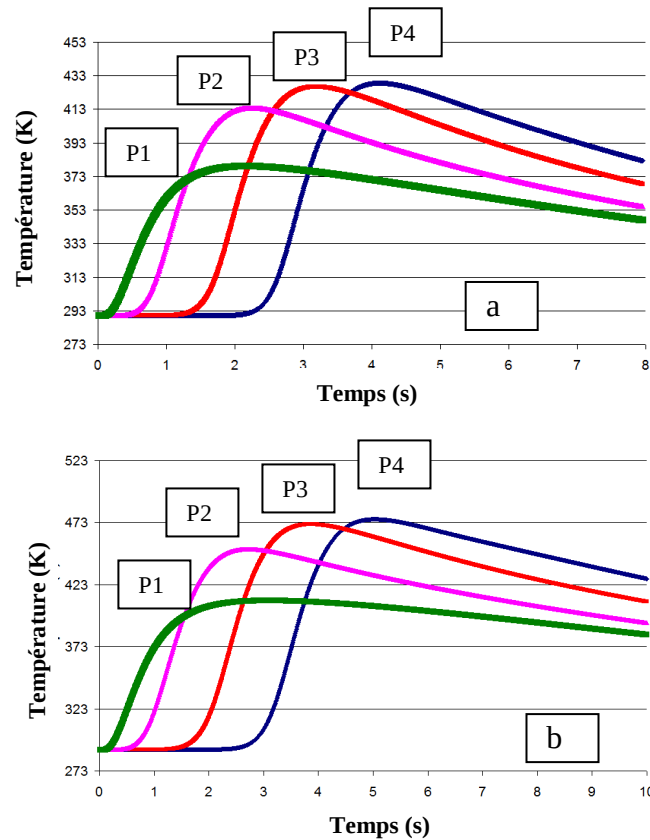


Figure 3.25 : Histoires thermiques mesurées en quatre points avec les conditions C2(a) et C3(b)

Ces températures observées en des points éloignés du laser et de la zone fondue permettent de mieux appréhender le cadre du soudage laser, et notamment l'étendue dans le temps de son caractère transitoire, où une dizaine de cm est nécessaire pour atteindre le régime permanent. Laissant désormais de côté les aspects transitoires de l'opération de soudage, il est nécessaire avant tout d'approcher l'histoire thermique du cordon de soudure, c'est-à-dire l'évolution des champs de températures dans la zone soumise à la fusion.

3.3.2 Evolutions thermiques au sein du cordon de soudure

Pour comparer les histoires thermiques induites par les paramètres de soudage, nous choisissons de les étudier en deux points identiques pour les trois expérimentations. L'un d'eux se trouve dans la zone fondue en régime transitoire, l'autre dans la zone fondue en régime quasi permanent. Sur la figure 3.26 sont représentées les évolutions thermiques du point de la zone fondue en régime transitoire pour les trois conditions de soudage. On constate dans un premier temps que la température augmente fortement et rapidement avant de décroître. Cette évolution correspond à l'approche puis à l'éloignement du faisceau laser sur le point étudié.

La vitesse de chauffe de la zone fondue étant régie par la vitesse d'avance du laser, il paraît normal que la vitesse de montée en température relative à la condition de soudage C2 soit la plus élevée (pente plus importante), puisque la vitesse de soudage est la plus élevée. De même

le refroidissement est le plus lent pour la condition de soudage C1, qui correspond à la condition où la vitesse d'avance est la plus lente. On retrouve les mêmes caractéristiques au point de la zone fondue en régime permanent (figure 3.27).

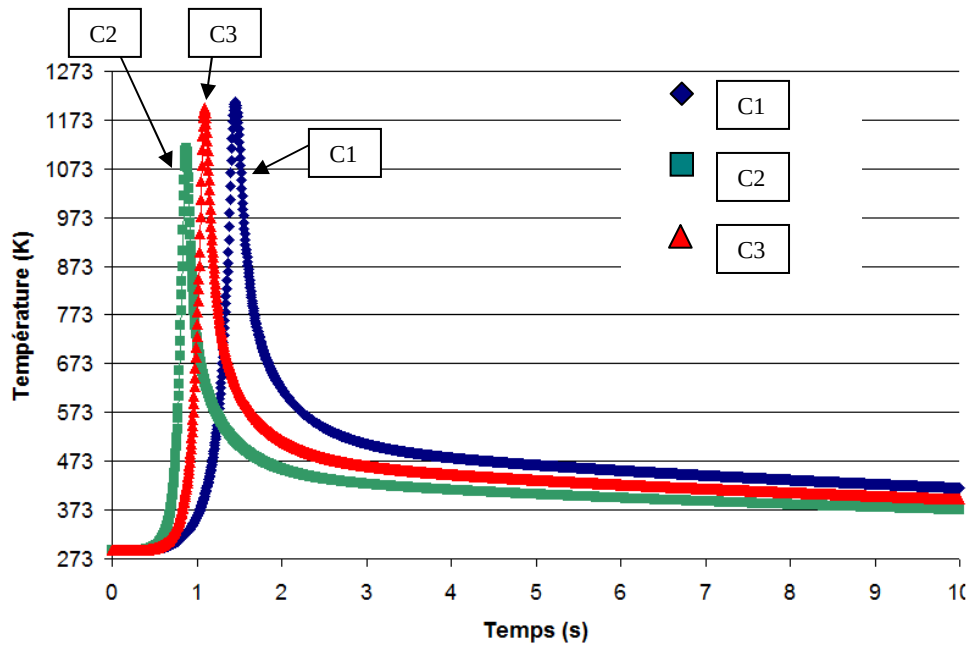


Figure 3.26 : Histoires thermiques relevées en un point de la zone fondue en régime transitoire pour les trois conditions de soudage (C1, C2, C3)

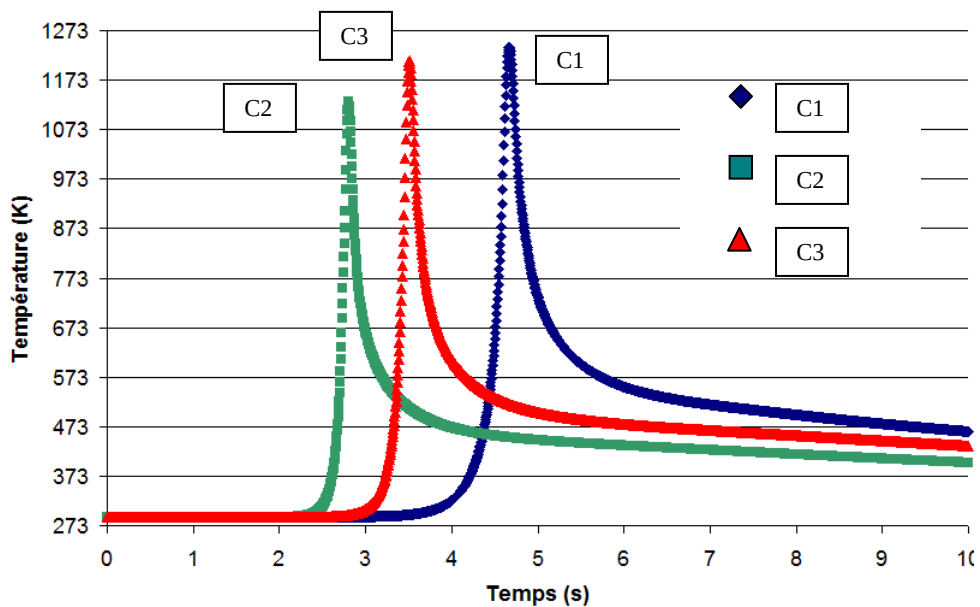


Figure 3.27 : Histoires thermiques relevées en un point de la zone fondue en régime quasi permanent pour les trois conditions de soudage (C1, C2, C3)

La figure 3.28 représente les vitesses de refroidissement en fonction de la température obtenues pour chacun des modes de soudage en un point de la zone fondue en régime transitoire.

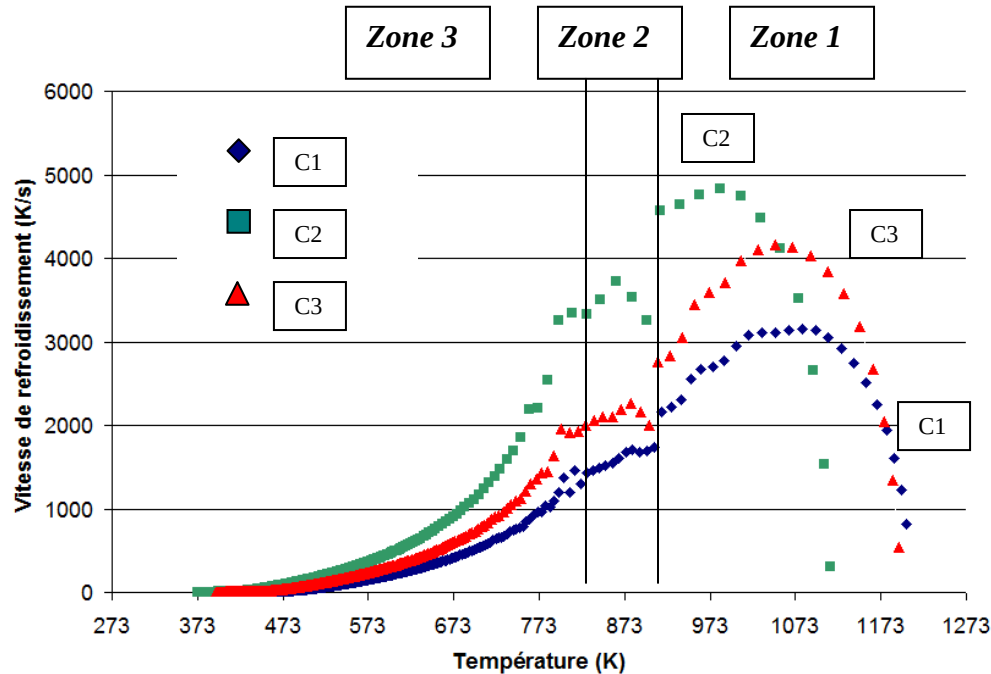


Figure 3.28 : Vitesses de refroidissement engendrées par les trois conditions de soudage (C1, C2, C3) en un point de la zone fondue en régime transitoire

On distingue trois zones qui correspondent aux trois états du matériau : dans la zone 1 le matériau est à l'état liquide, dans la seconde zone il est à l'état semi solide et enfin dans la dernière zone il est solidifié.

Zone 1 :

Le matériau se trouve à l'état liquide aux températures supérieures à 913 K. On constate dans ce domaine que les vitesses de refroidissement du liquide sont fortement liées aux vitesses d'avance du laser. On retrouve ainsi la vitesse de refroidissement la plus élevée pour la vitesse de soudage la plus importante, correspondant aux conditions C2. Nous ne porterons pas plus d'intérêt à cette zone, du fait des grandes incertitudes et inconnues qui régissent le comportement de la zone liquide.

Zone 2 :

Lorsque la température se situe entre 913 K et 823 K le matériau est à l'état semi solide. La transition avec l'état liquide est marquée par une chute de la vitesse de refroidissement, traduisant les effets de la source d'énergie relative à la chaleur latente de solidification (figure 3.29).

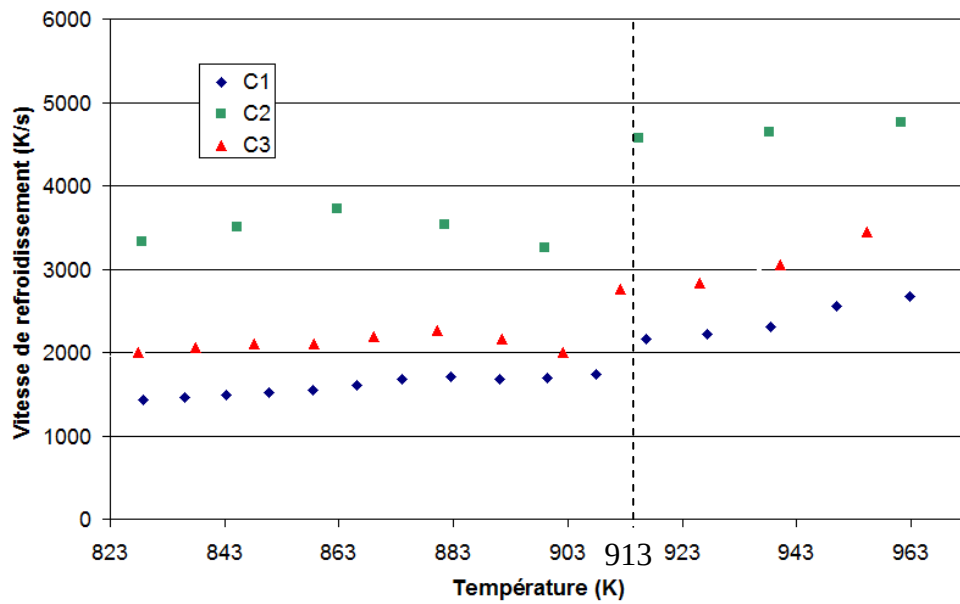


Figure 3.29 : Vitesse de refroidissement lors de la transition de l'état liquide à l'état solide pour les conditions C1, C2 et C3 en un point de la zone fondue en régime transitoire

Le passage à l'état semi solide correspond au début de la solidification de la zone fondue après passage du laser. La vitesse de refroidissement est reliée à la vitesse de solidification par la relation (3.12) :

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial T}{\partial x} \frac{\partial x}{\partial t} \quad (3.12)$$

où $\frac{\partial x}{\partial t}$ est la vitesse de soudage et $\frac{\partial T}{\partial x}$ le gradient thermique.

On peut donc approximer le gradient thermique dans l'intervalle de solidification en choisissant une valeur moyenne pour la vitesse de refroidissement. Comme l'indique le tableau 3.15, ces gradients se révèlent être plus élevés aux grandes vitesses de soudage.

	C1	C2	C3
Vitesse de refroidissement (K/s)	1500	3250	2000
Vitesse de soudage (mm/s)	20	33	26
Gradient thermique (K/mm)	75	98	77

Tableau 3.15 : Evaluation numérique des gradients thermiques

L'évaluation des gradients peut aussi se faire à partir des images des isothermes des températures définissant l'intervalle de solidification. La figure 3.30 représente une vue de dessus de la zone fondue. On constate ainsi que pour les conditions de soudage C1 et C3 les gradients à l'arrière du bain fondu sont plus faibles que pour les conditions C2, puisque les intervalles de solidification sont plus grands.

Les valeurs obtenues graphiquement à partir de la figure 3.30 sont résumées dans le tableau 3.16 et sont en adéquation avec celles obtenues par le calcul (tableau 3.15).

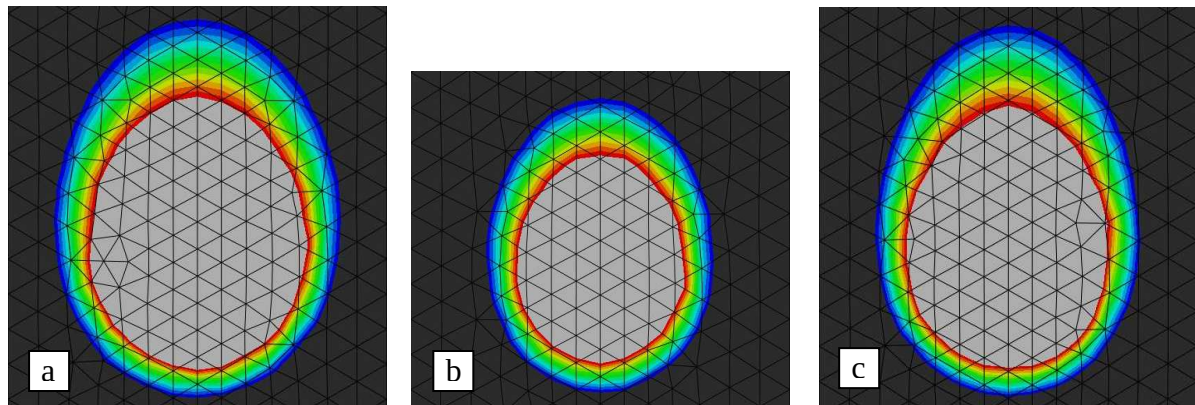


Figure 3.30 : Représentation graphique de l'intervalle de solidification en arrière du bain fondu
a) C1 b) C2 c) C3

	C1	C2	C3
Gradient thermique (K/mm)	75	103	75

Tableau 3.16: Evaluation des gradients thermiques par mesure graphique

La vue de dessus des trois zones fondues laisse aussi apparaître une différence de largeur du cordon, relative une nouvelle fois à la vitesse de soudage.

Zone 3 :

Une fois la solidification terminée, le matériau refroidit avec une certaine vitesse qui va influencer l'état de la précipitation au sein du cordon de soudure. Comme l'illustre la figure 3.31, cette vitesse de refroidissement diffère pour les trois conditions de soudage. Alors qu'elle s'élève à environ 150 K/s à 573 K pour la condition de soudage C1, celle-ci atteint environ 400 K/s pour la condition C2, soit plus du double. Ce n'est que vers 420 K que les vitesses de refroidissement deviennent presque semblables car quasi nulles.

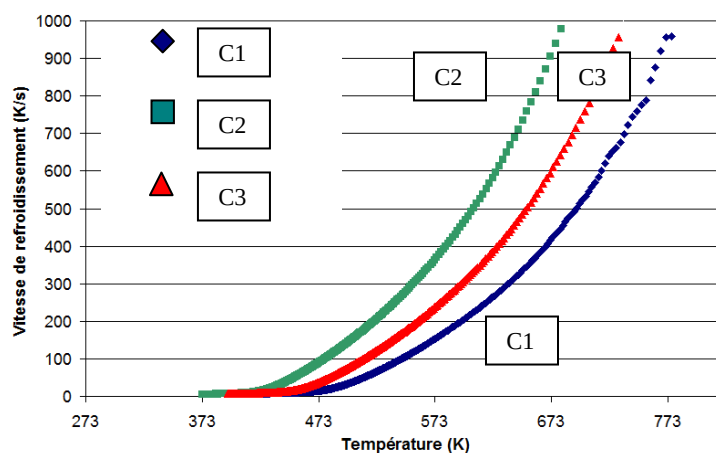


Figure 3.31 : Vitesse de refroidissement une fois la zone fondue solidifiée

Il est donc essentiel de noter que le couple (puissance, vitesse de soudage) risque d'affecter la précipitation durcissante au sein du cordon de soudure, et par conséquent influencer les caractéristiques mécaniques de l'assemblage soudé ainsi que sa tenue à la corrosion. Les mêmes constatations peuvent être faites pour un point de la zone fondue en régime permanent (3.32).

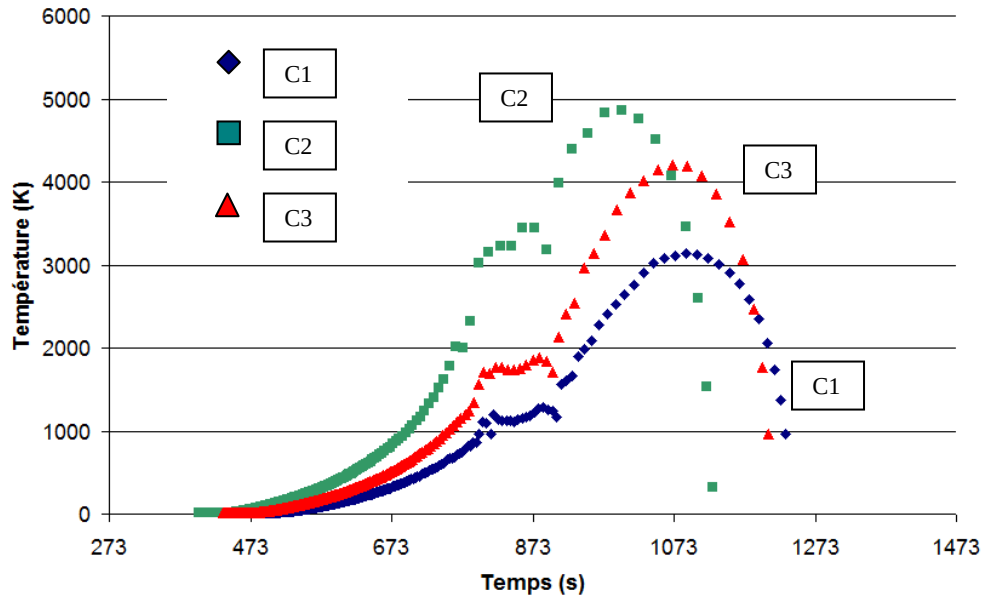


Figure 3.32 : Vitesses de refroidissement engendrées par les trois conditions de soudage (C1, C2, C3) en un point de la zone fondue en régime quasi permanent

L'ensemble des analyses a mis en avant le rôle effectif du couple (puissance, vitesse de soudage) sur l'évolution du champ thermique au sein de la pièce soudée. Il régit ainsi aussi bien la vitesse de solidification que la vitesse de refroidissement, dictant elle-même la précipitation au sein du matériau. Si un certain niveau de performance mécanique est requis pour les assemblages soudés, une attention certaine devra être portée sur ce couple paramétrique.

Il convient maintenant de considérer l'influence des conditions environnantes de l'opération de soudage.

3.3.3 Influence des paramètres opératoires

3.3.3.1 Influence des échanges thermiques entre l'outillage et la pièce

Lors de l'opération de soudage, la pièce à souder repose sur un outillage en acier, dans lequel une gorge est creusée au niveau de la cible du laser afin de pouvoir réaliser une soudure bout à bout débouchante (figure 3.33). La pièce ciblée n'est donc pas en contact direct avec l'outillage au niveau de la zone fondue.

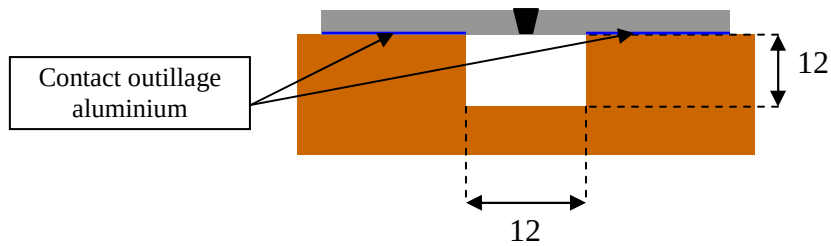


Figure 3.33 : Schématisation du contact entre l'aluminium et l'outillage

Afin de simuler des échanges plus ou moins marqués entre les deux éléments, nous comparons les histoires thermiques à partir de trois simulations numériques réalisées avec trois coefficients d'échanges différents, dont les valeurs sont indiquées dans le tableau 3.17.

	Essai 1	Essai 2	Essai 3
Coefficient d'échange thermique ($\text{W.m}^{-2}.\text{K}^{-1}$)	290	15	600

Tableau 3.17 : Coefficients d'échanges thermiques

L'essai 1 correspond à l'essai où l'échantillon est serré « normalement » à l'outillage. Un échange quasi nul (essai 2), autrement dit un serrage nul, et un échange deux fois plus important (essai 3) sont aussi simulés. Nous nous concentrons sur les évolutions de la température de la zone fondue lorsque le soudage est en régime transitoire et pseudo permanent pour les conditions C1 et C2.

L'évolution de la température en fonction du temps pour la condition de soudage C2 en régime transitoire est représentée à la figure 3.34. Au cours de la montée en température il n'y a pas d'influence du coefficient d'échange. Les phases de refroidissement ne se différencient qu'en dessous de 400 K : dans ce domaine de température, plus le coefficient est faible et plus la décroissance dans le temps est lente.

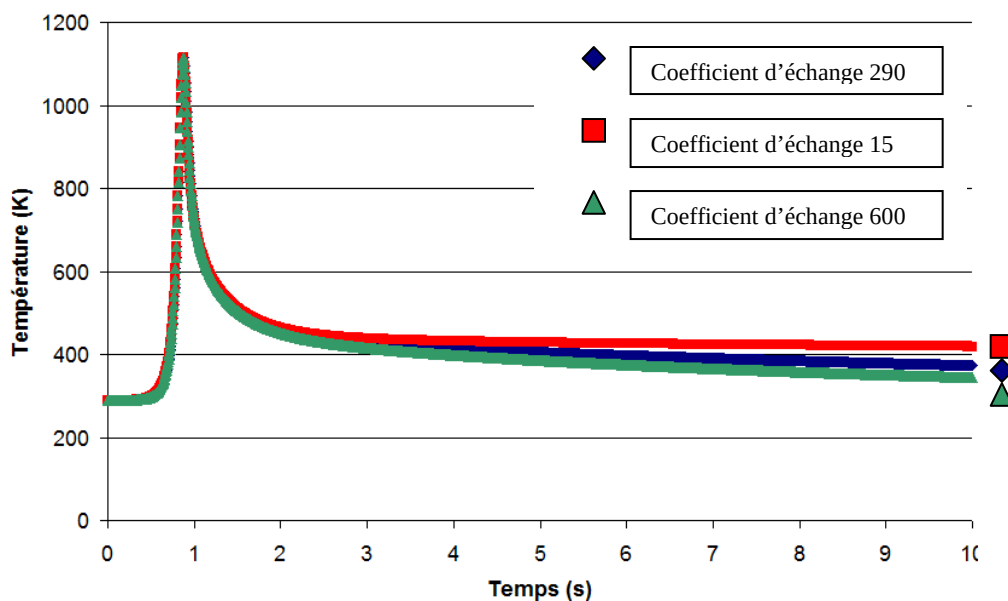


Figure 3.34 : Evolution de la température en un point donné de la zone fondue en régime transitoire pour trois coefficients d'échange différents avec la condition C2

La tendance observée se confirme lorsque nous examinons l'évolution de la vitesse de refroidissement en fonction de la température (figure 3.35). Ainsi lorsque le matériau est à l'état semi solide (entre 823 K et 913 K) les vitesses de refroidissement sont identiques pour les trois coefficients d'échange thermique entre l'aluminium et l'acier.

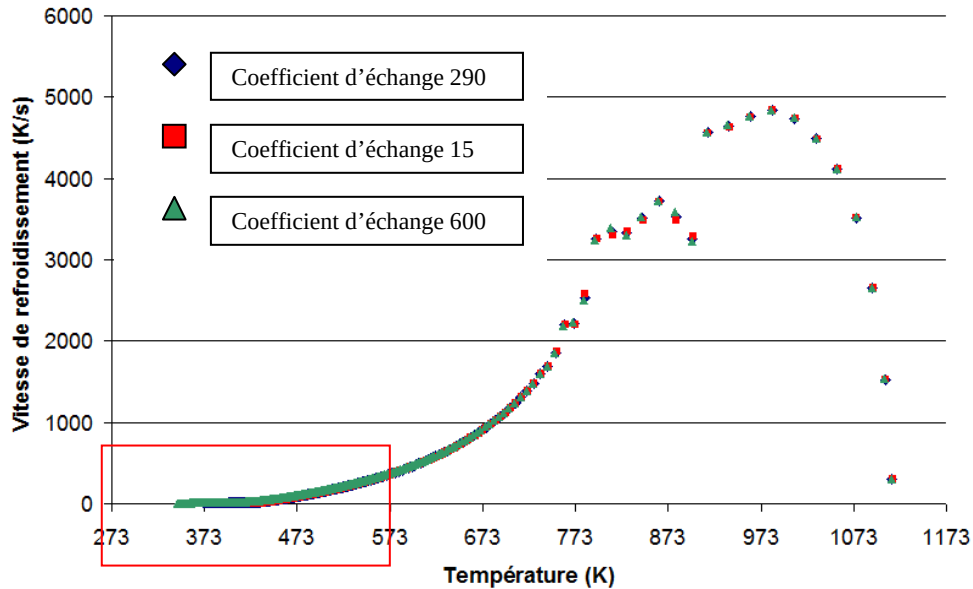


Figure 3.35 : Evolution de la vitesse de refroidissement en un point donné de la zone fondue en régime transitoire pour trois coefficients d'échange différents avec la condition C2

Une fois solidifié le matériau se refroidit à une vitesse, qui est comme précédemment, indépendante du coefficient d'échange thermique jusqu'à 400 K. Ces vitesses de refroidissement ne diffèrent les unes des autres qu'à partir de 400 K, mais avec des écarts qui restent très faibles (figure 3.36).

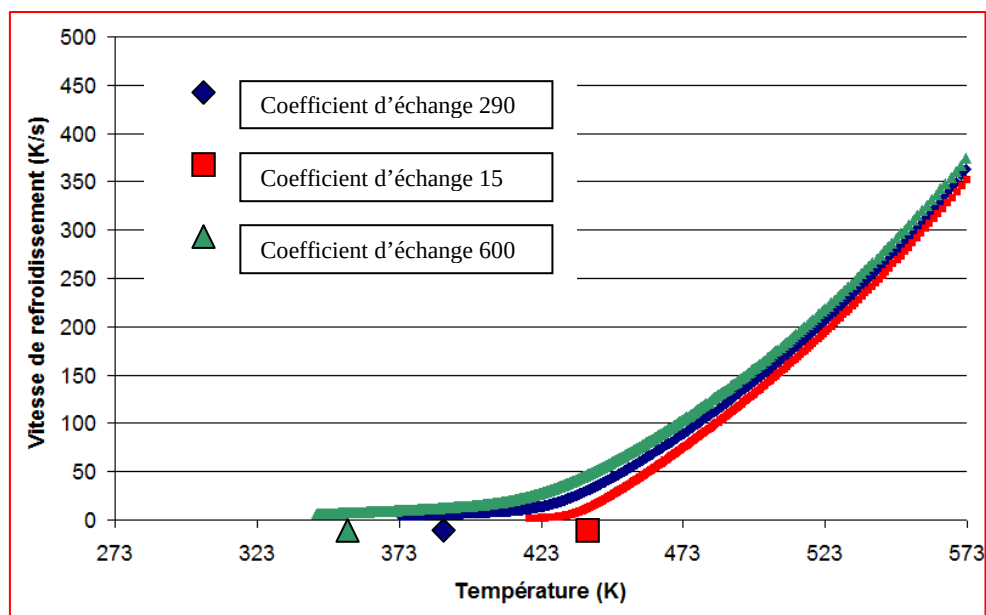


Figure 3.36 : Evolution de la vitesse de refroidissement en un point donné de la zone fondue en régime transitoire pour trois coefficients d'échange différents avec la condition C2

Ces phénomènes sont identiques lorsque le soudage est en régime pseudo permanent (figure 3.37), ou lorsque l'on utilise les conditions de soudage C1 (figure 3.38).

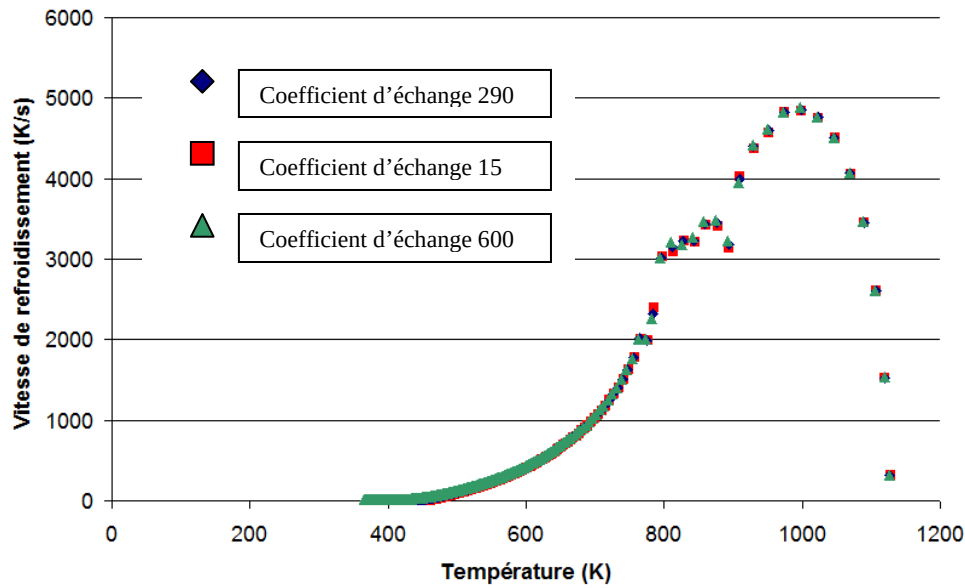


Figure 3.37 : Evolution de la vitesse de refroidissement en un point donné de la zone fondue en régime quasi permanent pour trois coefficients d'échange différents avec la condition C2

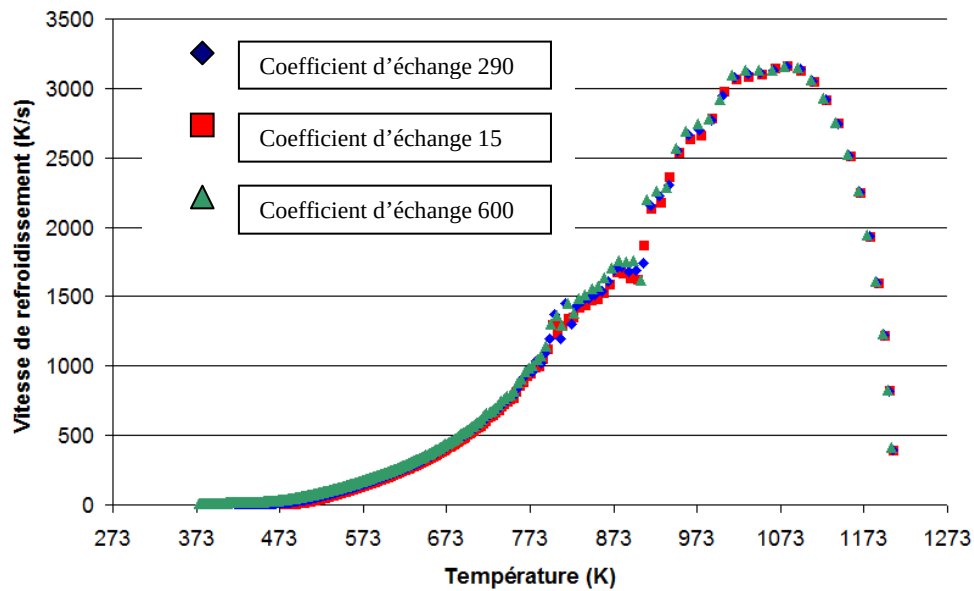


Figure 3.38 : Evolution de la vitesse de refroidissement en un point donné de la zone fondue en régime transitoire pour trois coefficients d'échange différents avec la condition C1

En conclusion, dans la configuration choisie, les échanges mis en jeu durant le soudage entre la plaque d'aluminium et notre outillage jouent donc un rôle mineur sur les évolutions thermiques temporelles de la zone fondue.

Nous décidons alors de modifier l'outillage : la largeur de la gorge creusée est diminuée et portée à 6 mm (figure 3.39), afin que l'outillage soit plus proche de la zone fondue pour faciliter les échanges thermiques entre l'outillage et la pièce.

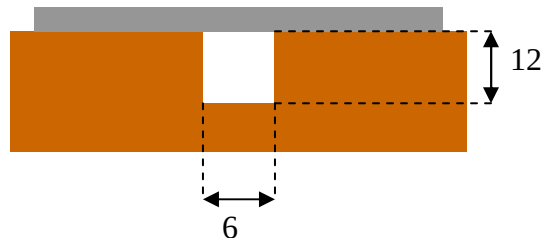


Figure 3.39 : Schématisation du contact entre l'aluminium et l'outillage

L'évolution du champ de température de la zone fondue avec la condition de soudage C2 est comme avec la configuration initiale insensible au coefficient d'échange thermique entre l'aluminium et l'acier (figure 3.40).

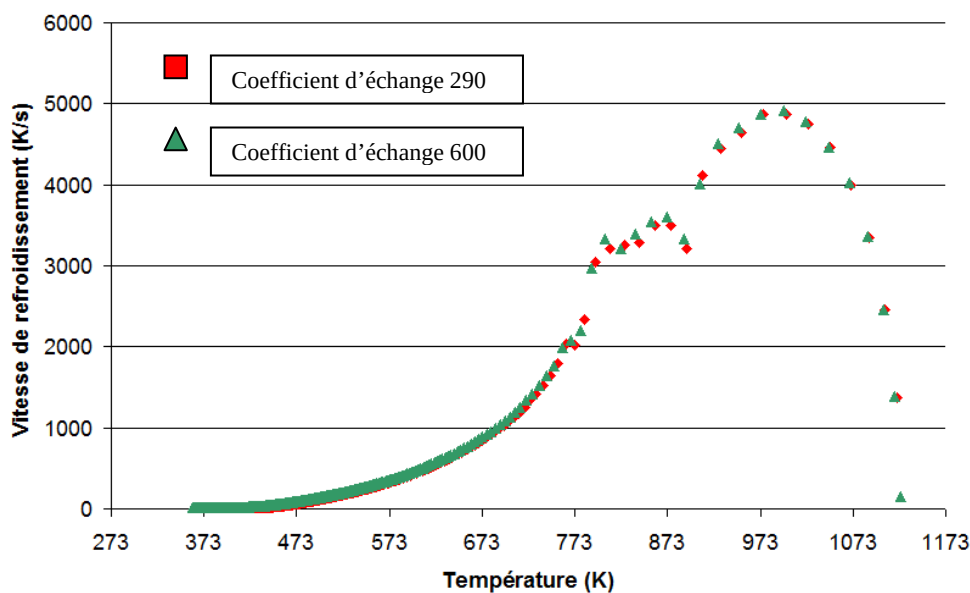


Figure 3.40 : Evolution de la vitesse de refroidissement en un point donné de la zone fondue en mode quasi permanent pour deux coefficients d'échange différents avec la condition C2

Par contre lorsque l'on soude avec la condition C1, on constate cette fois ci aussi bien en régime permanent que transitoire, une influence notable de l'outillage (figure 3.41) : une différence d'environ 250 K/s au niveau de la vitesse de refroidissement est observée entre un échange thermique faible et un échange thermique doublé par rapport à la normale.

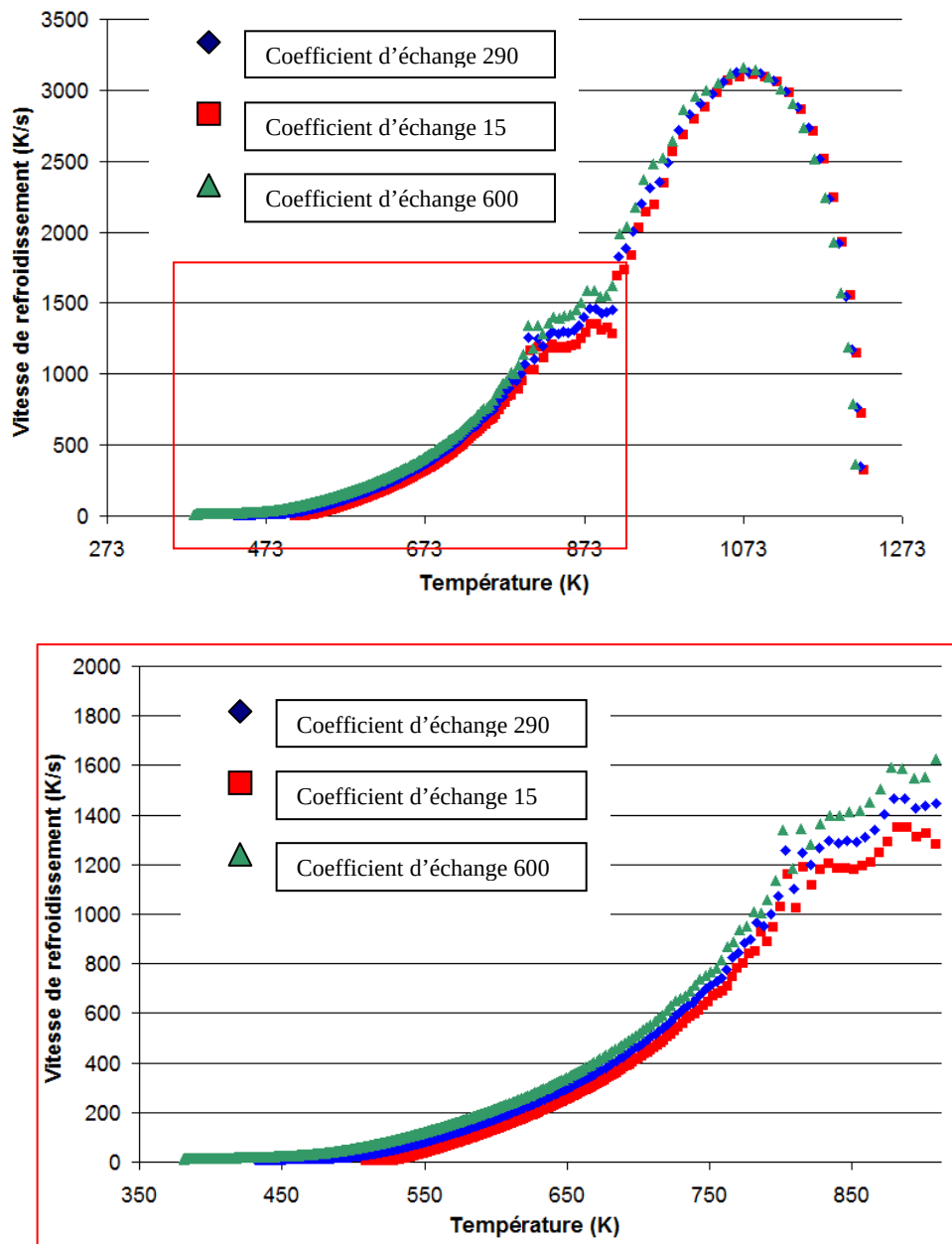


Figure 3.41 : Evolution de la vitesse de refroidissement en un point donné de la zone fondue en régime permanent pour trois coefficients d'échange différents avec la condition C1

Selon sa conception, l'outillage peut être considéré comme un simple support physique ou au contraire comme un élément participant activement aux échanges thermiques pendant le procédé de soudage en influençant les cinétiques de refroidissement et donc les cinétiques de précipitation de la zone fondue. Ainsi, en offrant la possibilité au système d'activer des échanges thermiques dans une zone proche de la zone fondue, on peut espérer optimiser les conditions de refroidissement au sein de celle-ci. La gorge nécessaire à la soudure bout à bout est alors un facteur majeur, comme l'ont montré les simulations précédentes ; de ce fait, en adaptant la largeur de celle-ci à la taille du joint, elle modifie l'évolution thermique lorsque la

zone fondue est suffisamment large (condition C1), et est inefficace lorsque la soudure est moins large (condition C2).

3.3.3.2 Influence des échanges thermiques entre le gaz de protection et la pièce

L'utilisation de gaz, rendue indispensable pour protéger la zone fondue d'un environnement pollué, soumet la pièce à des échanges convectifs forcés, localisés au niveau du faisceau laser pour la protection "endroit". Si son rôle n'est pas de refroidir thermiquement la pièce, il pourrait néanmoins y contribuer. Cependant, quand on applique la protection gazeuse sur l'ensemble du cordon soudé et non plus à proximité du laser, les résultats de la simulation numérique (figure 3.42) montrent que la pièce n'est pas refroidie plus rapidement. Un comportement légèrement différent se dessine toutefois dans le temps.

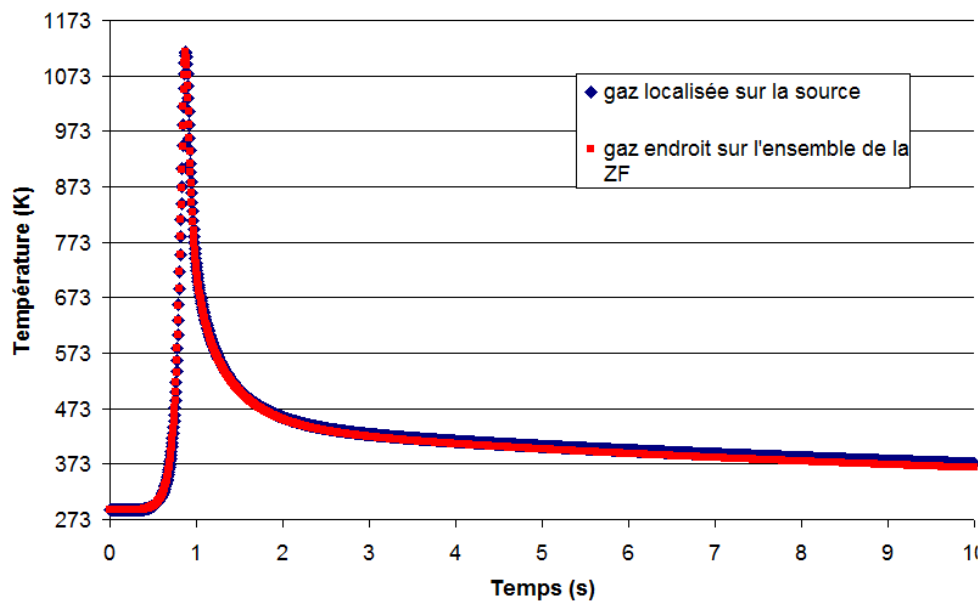


Figure 3.42 : Evolution de la température en un point donné du cordon de soudure pour un flux de gaz localisé au niveau de l'impact du laser sur l'assemblage ou sur l'ensemble de la zone fondue

Le gaz de protection n'a donc pas un rôle primordial sur l'évolution thermique et ne contribue pas à modifier l'état métallurgique de l'assemblage.

3.3.3.3 Influence d'une perturbation du faisceau laser

Comme nous l'avons vu dans le premier chapitre le soudage laser est soumis à de multiples perturbations pouvant avoir des origines diverses. Ces perturbations engendrent des modifications sur le flux d'énergie calorifique apportée à la pièce soudée et donc sur l'histoire thermique vécue par le matériau.

Une perturbation a ainsi été introduite en coupant totalement l'énergie apportée à la pièce par le laser pendant un intervalle de temps de 5 ms, durée choisie arbitrairement courte mais néanmoins supérieure aux périodes de laser pulsé.

Les évolutions de la taille de la zone fondue (figure 3.43) permettent de voir que la largeur du joint soudé diminue lorsque la perturbation a lieu (figure 3.43 b). Une fois la perturbation passée, le joint soudé se développe à nouveau « normalement » (figure 3.43 c).

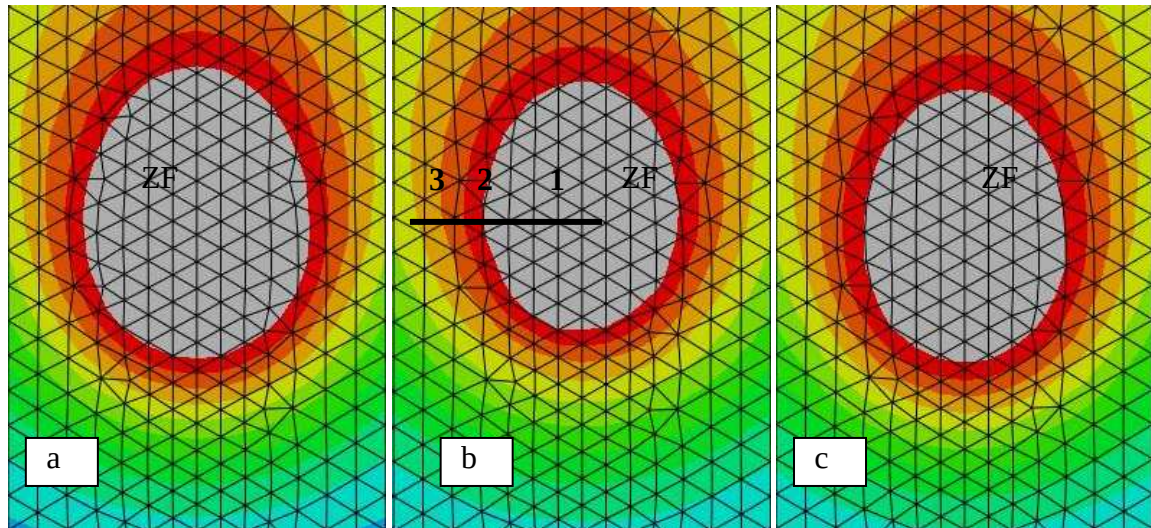


Figure 3.43 : Evolution de la taille de la zone fondue
a) avant la perturbation b) pendant la perturbation c) après la perturbation

Les histoires thermiques vécues en trois points différents appartenant au cordon de soudure ou à la zone affectée thermiquement (points 1-2-3 de la figure 3.43 b) sont représentées sur la figure 3.44. Lorsque la perturbation a lieu les températures en ces points chutent brusquement. Cette diminution est d'autant plus importante que le point est proche de la source ; on constate ainsi une chute de près de 150 K au centre de la zone fondue, tandis que sur les bords de celle-ci, la chute n'est que d'une trentaine de degrés.

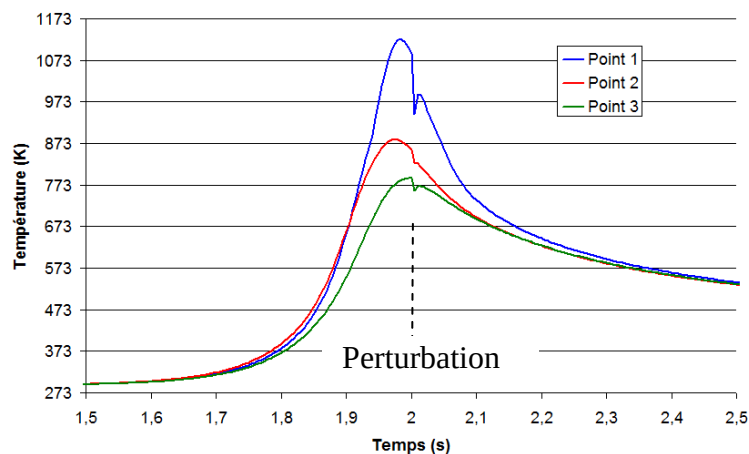


Figure 3.44 : Evolution de la température en trois points lors d'une perturbation

La chute de température induite par cette perturbation entraîne donc ponctuellement une forte augmentation de la vitesse de refroidissement.

Au point 1, proche du centre la zone fondue, la température passe de 1073 K à 950 K durant la perturbation. En ce point précis, la chute de température n'engendre donc pas de changement d'état. Par contre au bord de la zone fondue (point 2), la chute de température se produit alors que le matériau est à l'état pâteux, autrement dit, lorsque sa température se retrouve dans l'intervalle de solidification. Dès lors, la perte d'interaction du faisceau laser, diminue le temps nécessaire à la transition état pâteux / état solide par l'augmentation de la

vitesse de refroidissement. Cette augmentation de vitesse de refroidissement dans l'intervalle de solidification est illustrée sur la figure 3.45.

Cette solidification plus rapide due à la perte d'interaction du faisceau laser se retrouve sur la forme de la zone fondue, comme l'a montré la figure 4.43 b où la zone fondue pendant la perturbation était plus petite. Schématiquement la différence de largeur entre les zones fondues avant et après instabilité de soudage, Δr , est illustrée sur la figure 3.46.

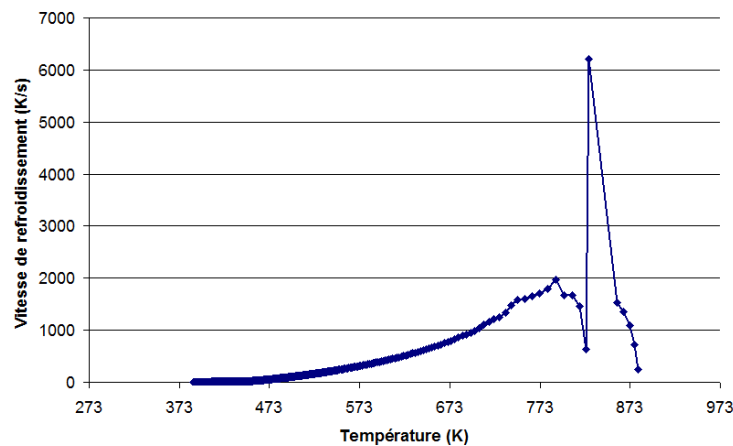


Figure 3.45 : Evolution de la vitesse de refroidissement lors de la perturbation

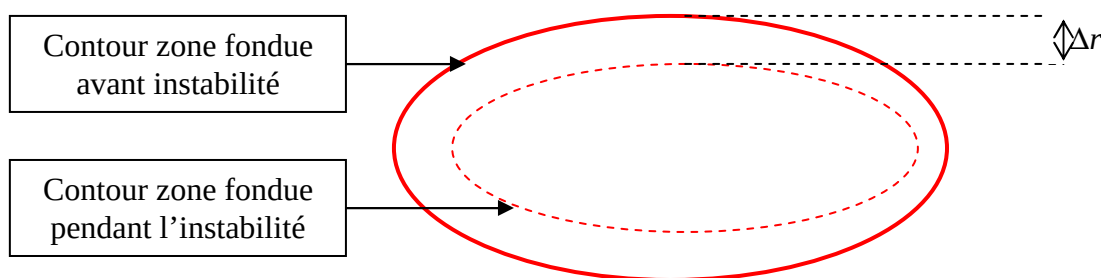


Figure 3.46 : Evolution de la vitesse de refroidissement lors de la perturbation

Dans l'intervalle Δr la zone fondue subit donc une solidification rapide durant la perturbation de soudage. La mesure graphique de cet intervalle à partir de la figure 3.46 nous permet de déterminer la vitesse de solidification en sachant que la perturbation ne dure que 5 ms. On obtient ainsi une vitesse de solidification de 2,8 m/min.

Sans perturbation le bord de la zone fondue se caractérise par un gradient thermique fort mais une vitesse de solidification faible. L'hétérogénéité de soudage, si elle ne modifie pas le gradient thermique, engendre malgré tout une vitesse de solidification élevée, puisque du même ordre de grandeur qu'au centre du cordon.

Il se peut donc que la solidification rapide induite par la perturbation augmente le risque de fissuration à chaud dans cette zone de bord de zone fondue.

Le développement d'un modèle numérique du procédé de soudage laser a nécessité une bonne compréhension des couplages existants entre les différents paramètres, notamment au niveau de l'interaction entre le fil d'apport et le faisceau laser.

La simulation numérique a montré dans un premier temps que l'opération de soudage se déroulait en grande partie en régime transitoire pour les conditions opératoires généralement utilisées.

Les paramètres de l'environnement extérieur, tels que l'outillage ou le gaz de protection, ne jouent pas un rôle majeur sur l'histoire thermique de la zone fondue, contrairement à la puissance et la vitesse de soudage. Celles-ci influent en effet à la fois sur les cinétiques de solidification, de refroidissement, et jouent donc un rôle majeur sur l'état de la précipitation induite dans la zone fondue.

Ces connaissances acquises sur le procédé de soudage par le biais de la simulation thermique, nous conduisent désormais à caractériser les assemblages soudés par la composition de leurs zones fondues, mais aussi par leur vécu thermique.

4 CHAPITRE 4 : AMELIORATION DES PERFORMANCES DES ASSEMBLAGES OBTENUS PAR SOUDAGE LASER D'ALLIAGES 6056

La caractérisation des assemblages soudés en modes conduction et keyhole souligne les spécificités induites par chacun de ces modes. On s'attend notamment au travers des observations microstructurales à une influence importante de l'histoire thermique de la zone soudée, régie par l'ensemble des paramètres opératoires. Les vitesses de refroidissement obtenues par le biais de la simulation thermique ont confirmé cette tendance, et ont mis en avant le rôle majeur de la vitesse d'avance dans chacun des modes.

Cette partie de l'étude s'est attachée à déterminer le rôle des cinétiques de refroidissement dans le comportement général d'un assemblage soudé.

Dans ce sens, les deux premières sections de ce chapitre ont trait à l'influence des vitesses de refroidissement sur les caractéristiques mécaniques quasi statiques et sur la sensibilité à la fissuration à chaud des assemblages soudés.

Dans un troisième temps, nous comparons les vitesses obtenues par le biais de la simulation avec celles d'une trempe et nous verrons l'intérêt d'une mise en solution post soudage des assemblages soudés.

4.1 Influence des paramètres de soudage

4.1.1 Paramètres opératoires utilisés

Le soudage induit des évolutions thermiques au sein de la pièce à assembler, qui sont dépendantes des conditions opératoires choisies. Si ces évolutions thermiques sont différentes entre les modes de soudage keyhole et conduction, elles peuvent l'être tout autant entre deux jeux de paramètres appartenant à un même mode. Pour évaluer le rôle de l'histoire thermique sur les assemblages soudés, des soudures ont été réalisées avec des paramètres de soudage conduisant à différentes cinétiques de refroidissement pour un même mode de soudage.

Les paramètres utilisés, c'est-à-dire la vitesse d'avance du laser (V_a), la vitesse de défilement du fil d'apport (V_{fil}), la puissance du laser et sa focalisation, sont regroupés dans le tableau 4.1. Ils sont choisis de telle sorte qu'ils assurent une soudure avec un aspect extérieur, sans s'occuper pour le moment des éventuels défauts internes.

Référence	Keyhole			Conduction		
	K1	K2	K3	C1	C2	C3
V_a (m/min)	2,9	2,9	3,5	1,2	2	1,6
V_{fil} (m/min)	4,2	2,5	4,2	4	2,5	4
Puissance (W)	3000	3000	3000	2100	2300	2300
Focalisation (mm)	0	0	0	1,5	1,5	1,5

Tableau 4.1: Tableau récapitulatif des paramètres de soudage

Les conditions de soudage K1 et C1 correspondent aux soudures présentées dans le chapitre 2.

4.1.2 Caractérisation des assemblages soudés en mode keyhole

4.1.2.1 Caractérisation microstructurale

Les zones fondues des éprouvettes soudées en mode keyhole avec les paramètres K2 et K3 se distinguent par leur taille respective, comme le montre les observations macroscopiques (figure 4.1). Avec une vitesse de soudage plus élevée et donc des gradients thermiques perpendiculaires à la direction de soudage plus importants, la largeur du joint K3 est inférieure à celles des joints K2 et K1.

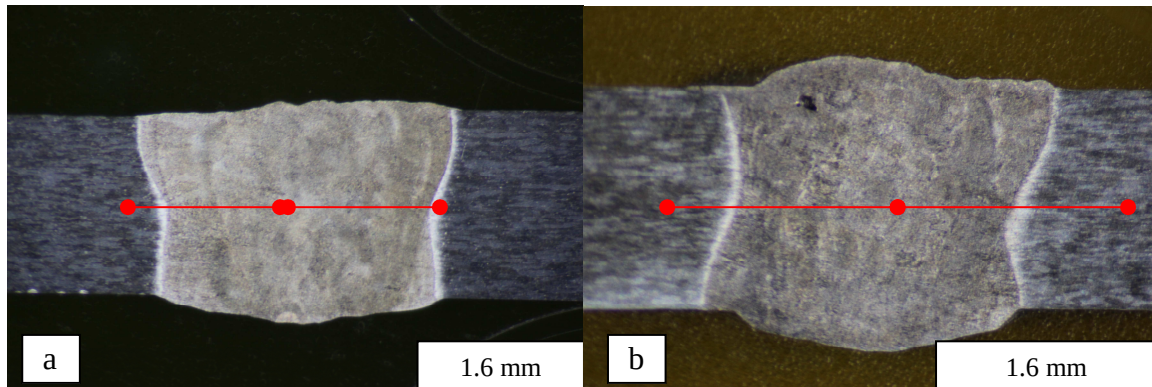


Figure 4.1 : Observation macroscopique des soudures obtenues avec les conditions K2 (a) et K3 (b)

Ainsi que présenté au chapitre 2, une loi des mélanges nous a permis d'évaluer les taux de silicium et de magnésium présents dans la zone fondue. Les résultats sont regroupés dans le tableau 4.2.

	K1	K2	K3
Si (%)	3,1	2,2	2,7
Mg (%)	0,68	0,77	0,74

Tableau 4.2 : Taux de silicium et de magnésium mesurés dans les 3 zones fondues obtenues en mode keyhole

On s'aperçoit que l'utilisation d'une vitesse de fil presque deux fois moins importante avec les conditions K2 comparativement aux conditions K1, réduit de près d'un tiers la quantité de silicium dans la zone fondue. De même une augmentation de la vitesse d'avance de près de 20% engendre une baisse de ce taux de Si d'environ 10%. La variation du taux de magnésium suivant les conditions de soudage est moins importante que celle du taux de silicium ; elle n'est en effet que d'environ 0,1 %, tandis que pour le silicium elle s'élève à environ 0,8 %.

Les observations microscopiques de la zone fondue mettent en avant une nouvelle fois son aspect dendritique et souligne l'étroite relation existant entre espace interdendritique secondaire et vitesse de solidification, c'est-à-dire la vitesse d'avance. On constate effectivement que cet espace interdendritique est le plus petit pour les éprouvettes K3, soudées avec la vitesse d'avance la plus élevée : 3,5 m/min.

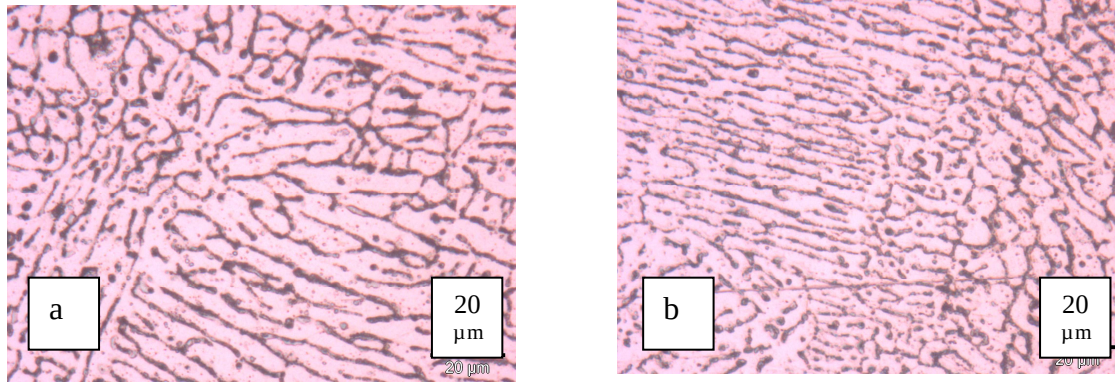


Figure 4.2 : Observations microscopiques des zones fondues des éprouvettes soudées avec les conditions K2(a) et K3 (b)

Les zones fondues des éprouvettes soudées avec la condition K3 montrent d'importantes fissures (figure 4.3). Celles-ci sont assimilées à des fissurations à chaud, symptomatique du soudage laser de l'aluminium.

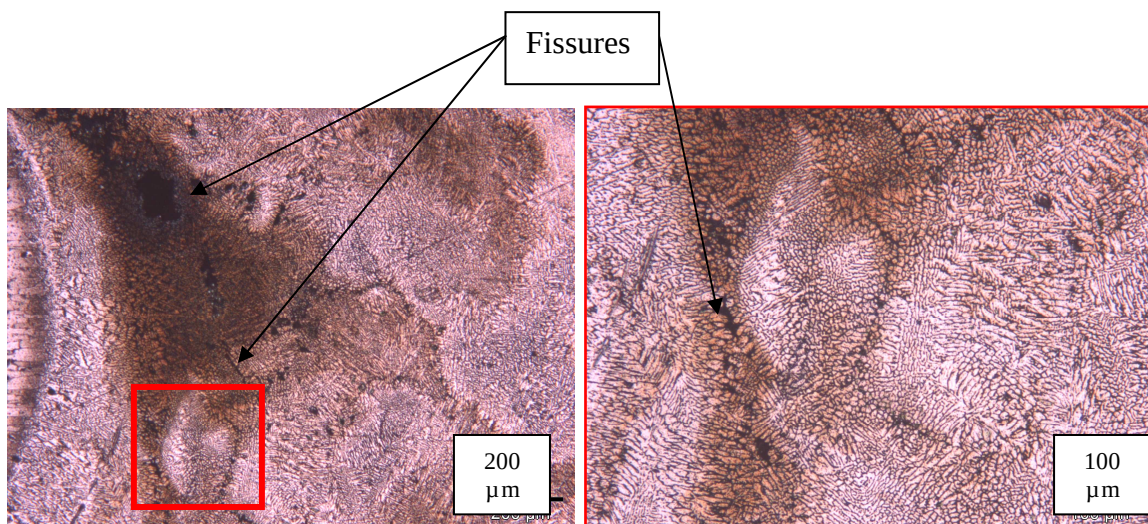


Figure 4.3 : Fissuration à chaud dans la zone fondue d'une éprouvette soudée avec la condition K3

Les paramètres utilisés pour la condition de soudage K3 sont donc critiques puisqu'ils engendrent des fissurations importantes dans la zone fondue. Ceci est à priori normal puisque le jeu de paramètres couple une vitesse de solidification élevée et un taux de silicium relativement faible, autrement dit, les conditions les plus propices à la fissuration à chaud.

On constate donc que des conditions de soudage relativement proches les unes des autres peuvent être à l'origine de microstructures bien différentes, en particulier au niveau de la nature des défauts présents dans le cordon.

Dès lors, on peut se demander si l'influence des paramètres opératoires sur la microstructure se retrouve au niveau des caractéristiques des assemblages soudés.

4.1.2.2 Caractérisation en mécanique statique

Ainsi que présentée au chapitre 2, la caractérisation des assemblages soudés est effectuée à partir de mesures de microdureté, qui permettent d'évaluer les performances d'une microstructure saine, et par des essais de traction quasi statique, traduisant le comportement macroscopique des assemblages, donc le couplage entre la microstructure et les défauts internes de la soudure.

Les profils de microdureté mesurés pour chacun des échantillons ont de fortes similitudes avec ceux des éprouvettes K1, présentés au chapitre 2. On retrouve ainsi pour les deux conditions de soudage une zone fondue ayant une microdureté plus faible que celle de l'alliage de base et une transition nette entre les deux.

Pour évaluer l'influence des paramètres opératoires sur la microdureté de la zone fondue, les moyennes des mesures réalisées sur chacun des trois cordons de soudure ont été comparées, et conduisent aux résultats représentés en fonction du taux de silicium à la figure 4.4.

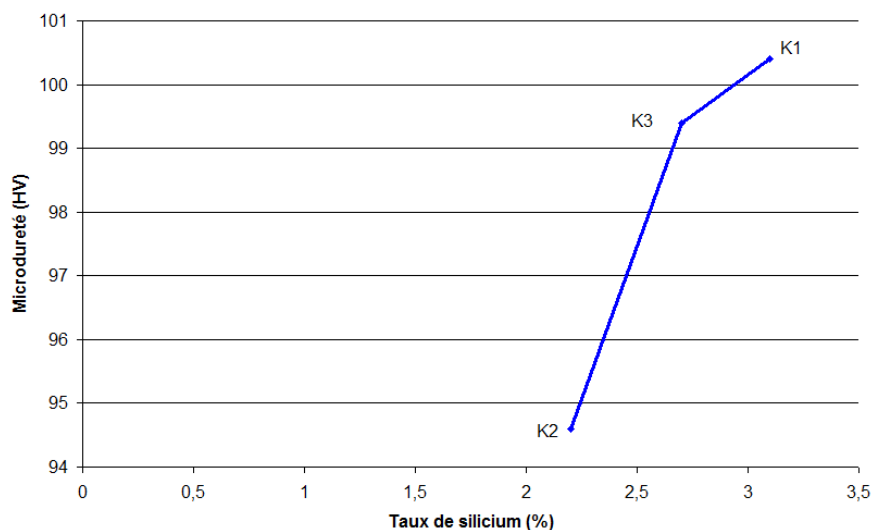


Figure 4.4 : Relation microdureté / taux de silicium pour des joints de soudure obtenus en mode keyhole

On constate une augmentation de la microdureté avec le taux de silicium, soit des résultats conformes à ceux de Fabrègue [Fabrègue, 2004]. Il est à noter que si la microdureté augmente avec le taux de silicium en mode keyhole, c'est par conséquent qu'elle diminue avec le taux de magnésium.

La condition de soudage K2, qui entraîne le taux de magnésium le plus élevé, est effectivement celle conduisant à la microdureté la moins élevée. Cette évolution peut paraître surprenante puisque le magnésium, dont la teneur est minoritaire par rapport au silicium, régit la précipitation durcissante Mg_2Si . Toutefois il convient de garder à l'esprit que les écarts de taux de Mg sont faibles et que la composition du cordon n'est pas le seul paramètre qui change en induisant des résultats différents. En particulier, la vitesse d'avance qui contrôle les vitesses de refroidissement est un paramètre primordial.

Néanmoins, au regard du procédé, la microdureté ne semble pas uniquement liée à la vitesse de soudage. Effectivement la vitesse de soudage la plus rapide, utilisée pour la condition K3, n'entraîne pas la microdureté la plus élevée (Figure 4.5). Il est un fait qu'il n'a pas été possible d'effectuer des opérations de soudage ne faisant évoluer qu'un seul paramètre.

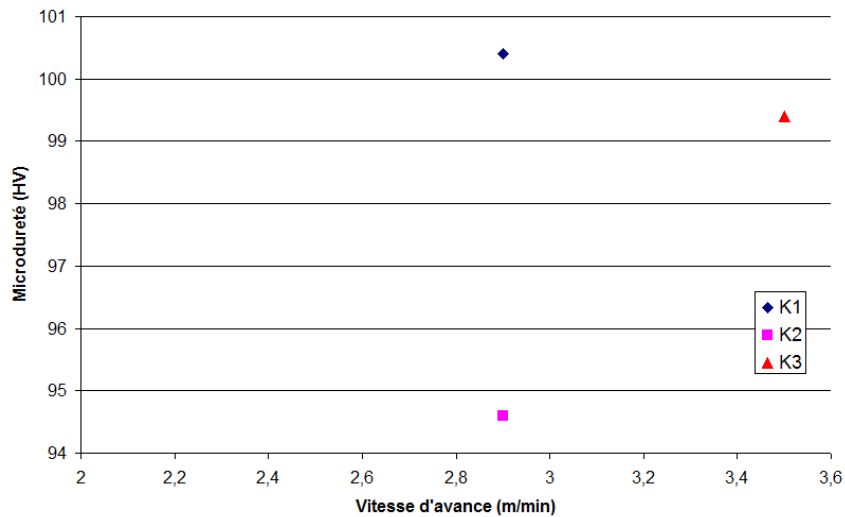


Figure 4.5 : Relation microdureté-vitesse d'avance pour des joints de soudure obtenus en mode keyhole

Il reste que les caractéristiques mécaniques microscopiques laissent apparaître une forte influence du taux de silicium présent dans la zone fondue pour les joints soudés en mode keyhole.

Les courbes de traction quasi statique des éprouvettes soudées avec les conditions K2 et K3 (figure 4.6) révèlent des différences comportementales importantes. Alors que les conditions de soudage K2 permettent à l'assemblage d'atteindre le domaine plastique des éléments soudés, les conditions K3, quant à elles, provoquent une rupture à la fin du domaine élastique. Toutefois à la vue des fissurations à chaud présentes dans la zone fondue, particulièrement pour les conditions K3, ce comportement macroscopique apparemment fragile n'est pas surprenant, l'essai étant en fait plus un essai de propagation de fissure qu'un essai de traction.

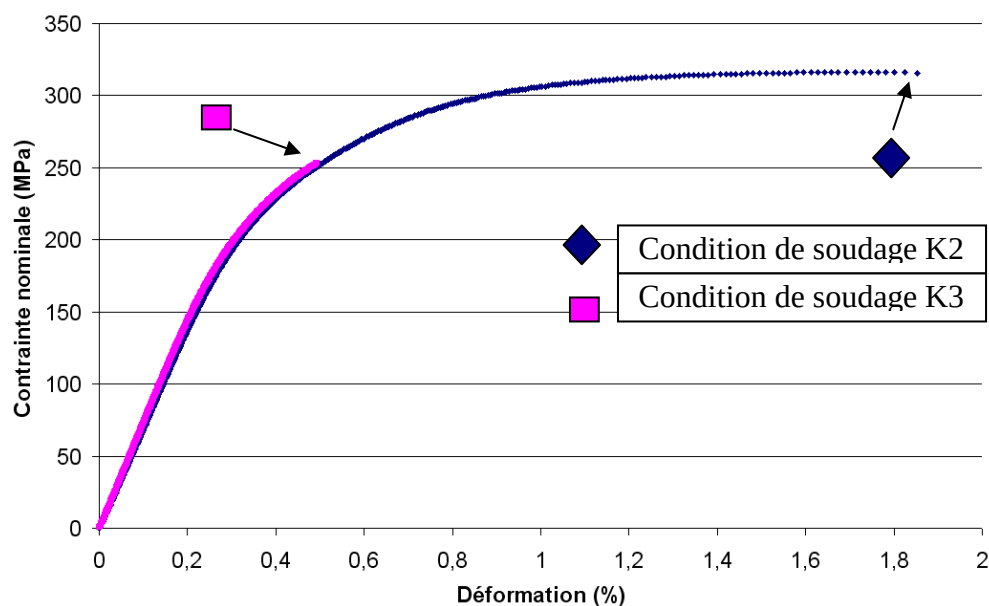


Figure 4.6 : Courbes de traction quasi statique des assemblages soudés en mode keyhole

Le comportement des zones fondues (figure 4.7) traduit globalement les mêmes tendances, ce qui montre bien que dans le cas relatif aux conditions K3, l'apparente fragilité de l'assemblage est due à l'apparente fragilité du cordon en raison de la présence de défauts, plutôt qu'à un manque de résistance à l'écoulement plastique qui est très significatif.

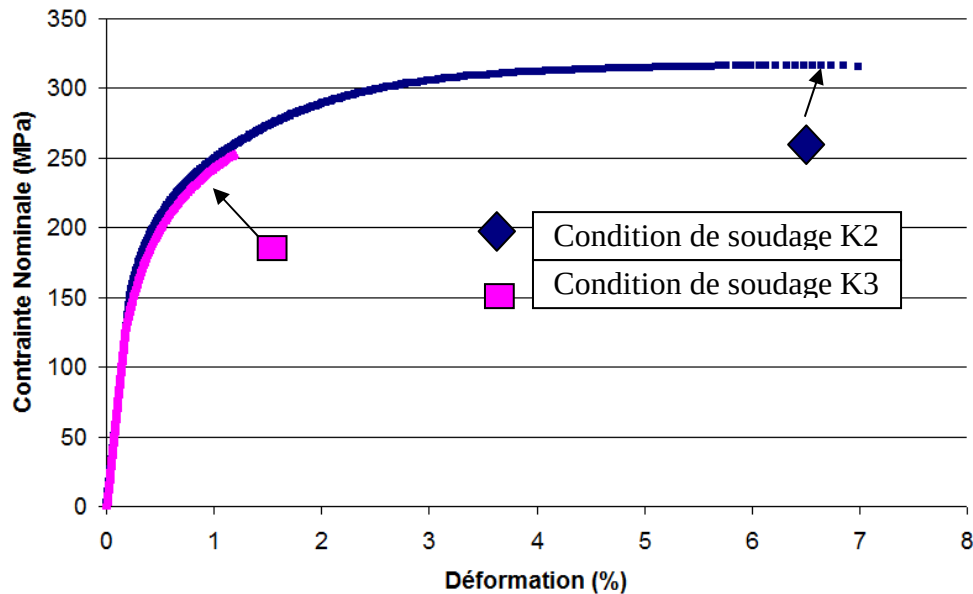


Figure 4.7 : Courbes de traction quasi statique des zones fondues soudées en mode keyhole

Ces différents comportements sont visibles sur les fractographies (figure 4.8 et 4.9). Ainsi la figure 4.8 présente un faciès de rupture en cupules, conforme aux résultats des essais de traction.

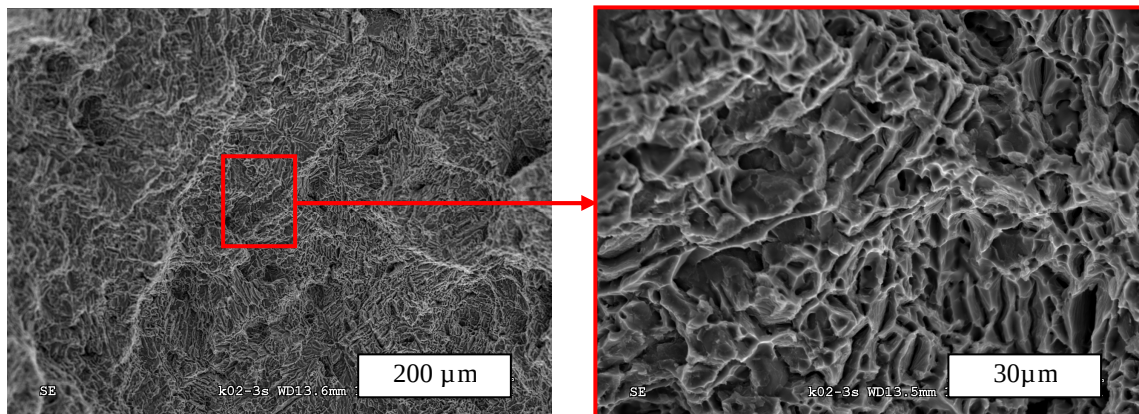


Figure 4.8 : Faciès de rupture cupulaire d'une éprouvette soudée dans la condition K2

Le faciès de rupture de l'éprouvette K3 (figure 4.9) révèle des zones de fissuration à chaud, aisément reconnaissable par leur aspect dendritique, et s'étalant sur un demi mm environ,

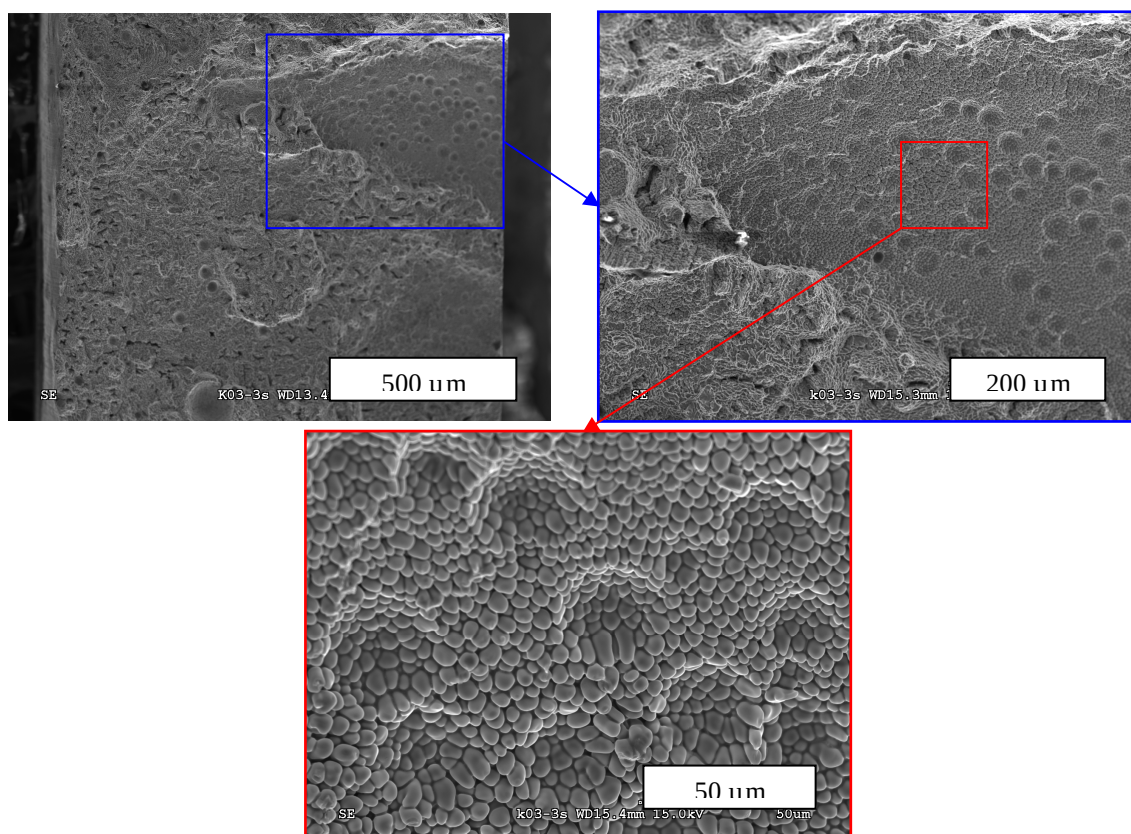


Figure 4.9 : Faciès de rupture d'une éprouvette soudée avec les conditions K3 et présentant de la fissuration à chaud

L'ensemble des caractéristiques (limite d'élasticité R_e , Résistance à la rupture R_m , et déformation à rupture) obtenues pour les trois assemblages et pour les trois zones fondues est regroupé dans le tableau 4.3. Les éprouvettes soudées avec la vitesse la plus élevée (condition de soudage K3), ont les caractéristiques mécaniques les plus faibles, du fait de la présence de défauts critiques.

		R_e (MPa)	R_m (MPa)	Déformation à rupture %	Taux de silicium(%)	Taux de magnésium (%)
Assemblage	K1	180	324	1,3	3,1	0,68
	K2	155	315	1,85	2,2	0,77
	K3	130	255	0,5	2,7	0,74
Zone fondue	K1	180	324	3,6	3,1	0,68
	K2	155	315	7	2,2	0,77
	K3	130	255	1,3	2,7	0,74

Tableau 4.3 : Caractéristiques en traction quasi statique des assemblages soudés et des zones fondues obtenues en mode keyhole

Les caractéristiques des éprouvettes soudées avec les paramètres K1 et K2 font apparaitre une légère amélioration des résistances mécaniques pour un accroissement du taux de silicium,

même si cette amélioration n'est que très modérée au niveau des contraintes maximales évaluées à 324 MPa et 315 MPa pour les conditions K1 et K2. Toutefois l'augmentation du taux de silicium engendre une perte de ductilité du cordon, puisque la déformation à rupture de 7% pour l'éprouvette obtenue avec les conditions K2 avec un taux de silicium de 2,2%, n'est plus que de 3,6% pour l'éprouvette obtenue avec les conditions K1 (même vitesse d'avance que K2) avec un taux de silicium de 3%.

Par conséquent, suite à une opération de soudage en mode keyhole, les influences des paramètres de soudage obtenues à partir d'études microstructurales semblent différer de celles qui émergent des études macroscopiques du comportement mécanique en raison du rôle prépondérant des défauts de soudage éventuellement présents, en particulier la fissuration à chaud. Il convient donc de superposer au comportement microscopique du cordon régi par sa composition et son histoire thermique, le comportement macroscopique contrôlé par la propagation de défauts. Il reste qu'en mode keyhole les performances mécaniques du cordon sont très directement liées au taux de Si compte tenu du fait que le taux de Mg et les vitesses de refroidissement sont suffisantes pour permettre le durcissement structural du cordon.

4.1.3 Caractérisation des assemblages soudés en mode conduction

4.1.3.1 Caractérisation microstructurale

Les géométries des joints soudés en mode conduction sont une nouvelle fois, grâce à leur forme trapézoïdale, bien distinctes des zones fondues obtenues en mode keyhole. On note avec l'augmentation de la vitesse de soudage une diminution de la largeur de la partie inférieure du cordon de soudure ainsi que l'illustre la figure 4.10.

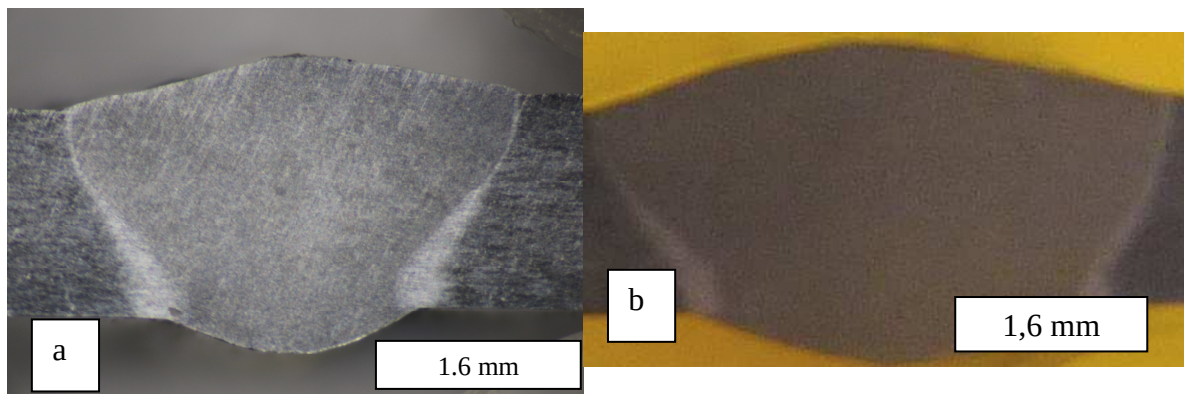


Figure 4.10 : Observation macroscopique des soudures réalisées avec les conditions C2 (a) et C3 (b)

Les taux de silicium et de magnésium évalués par la loi des mélanges présentée au chapitre 2 sont indiqués dans le tableau 4.4 pour chacune des soudures.

	C1	C2	C3
Si (%)	4,9	3	3,9
Mg (%)	0,55	0,7	0,65

Tableau 4.4 : Composition en silicium des joints de soudure obtenue en mode conduction

Les zones fondues dendritiques sont caractérisées, comme en mode keyhole, par l'influence de la vitesse de soudage sur les espaces interdendritiques secondaires. Cet espace est plus grand pour les soudures réalisées avec une vitesse d'avance de 1,6 m/min (figure 4.11 b) que pour les soudures faites à 2 m/min (figure 4.11 a).

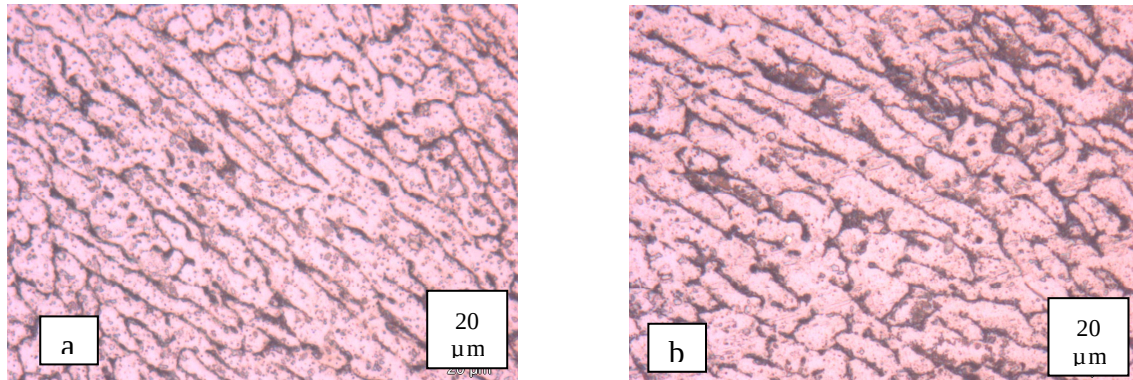


Figure 4.11 : Observations microscopiques des zones fondues des éprouvettes soudées avec les conditions C2 (a) et C3 (b)

4.1.3.2 Caractérisation en mécanique quasi statique

De la même manière que pour les éprouvettes soudées en mode keyhole, la caractérisation des éprouvettes a été faite à partir de mesures de microdureté et d'essais de traction quasi statique. Les moyennes des microduretés, mesurées selon le protocole indiqué au chapitre 2, ont permis d'évaluer le rôle du taux de silicium (Figure 4.12).

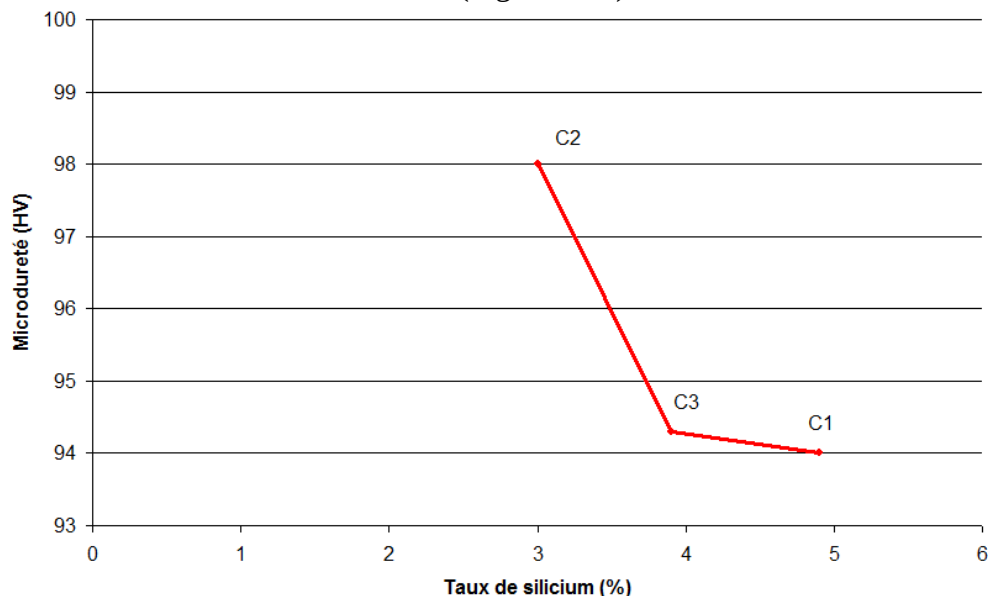


Figure 4.12 : Relation microdureté-taux de silicium pour des éprouvettes soudées en mode conduction

Contrairement à ce qui a été obtenu pour les joints soudés en mode keyhole, l'augmentation du taux de silicium engendre une diminution de la microdureté. Cette tendance à la baisse, singulière puisqu'elle s'oppose à ce qui est généralement écrit, peut toutefois se lire autrement. En liant de manière prépondérante la microdureté aux vitesses de soudage, il est manifeste qu'une vitesse d'avance élevée entraîne une microdureté élevée (figure 4.13). Cette dépendance vis-à-vis de la vitesse d'avance est rendue plausible par le fait que la zone fondue

est un alliage à durcissement structural, donc sensible aux cinétiques de refroidissement. Mais il est aussi manifeste que les écarts des taux de Mg sont plus élevés que pour les échantillons soudés en keyhole et que le taux de Mg pour l'échantillon C1 présentant les microduretés les plus faibles, est également faible (0,55%). Ainsi, en reliant les microduretés au taux de Mg, il est constaté que la microdureté supposée encore une fois comme représentative du niveau des performances mécaniques, est d'autant plus élevée que le taux de Mg est élevé.

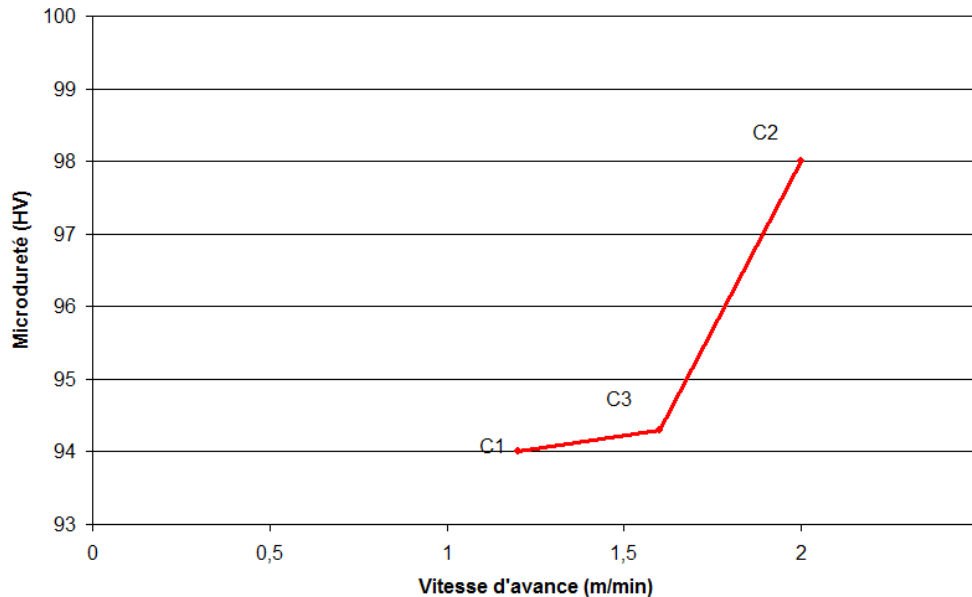


Figure 4.13 : Relation microdureté-vitesse de soudage des éprouvettes soudées en mode conduction

En traction quasi statique (figure 4.14) on observe des tendances identiques, en constatant que les performances mécaniques des éprouvettes soudées avec les conditions C1 sont les plus faibles. On note cependant que les éprouvettes soudées avec les conditions C2 et C3 ont un comportement très proche, ce qui n'est pas le cas au niveau des microduretés.

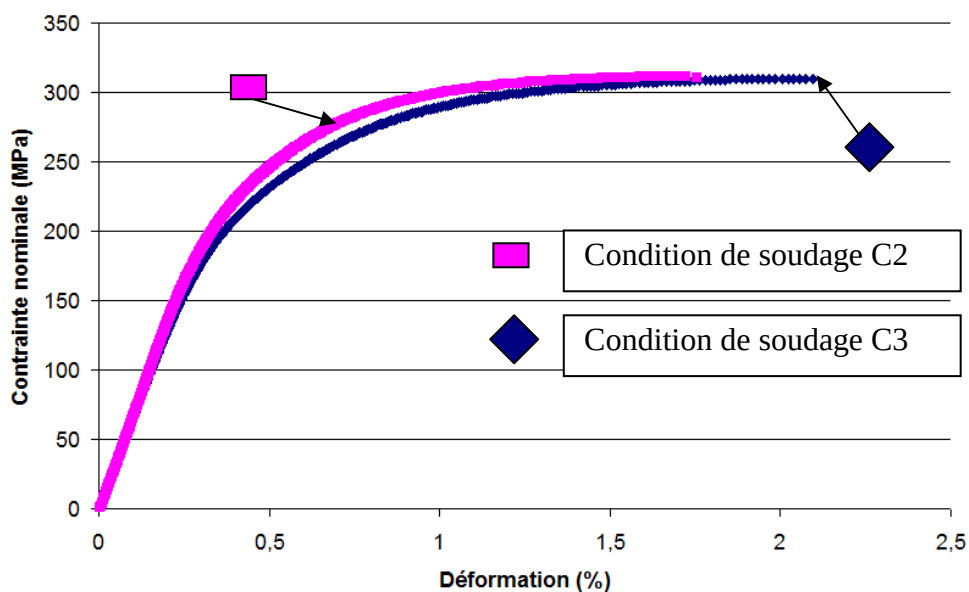


Figure 4.14 : Courbes de traction quasi statique des assemblages soudés en mode conduction

Les courbes de traction relatives aux zones fondues (figure 4.15) soulignent quant à elles une forte similitude entre les conditions de soudage C2 et C3, puisqu'elles atteignent une déformation plastique d'environ 7% pour une même contrainte maximale.

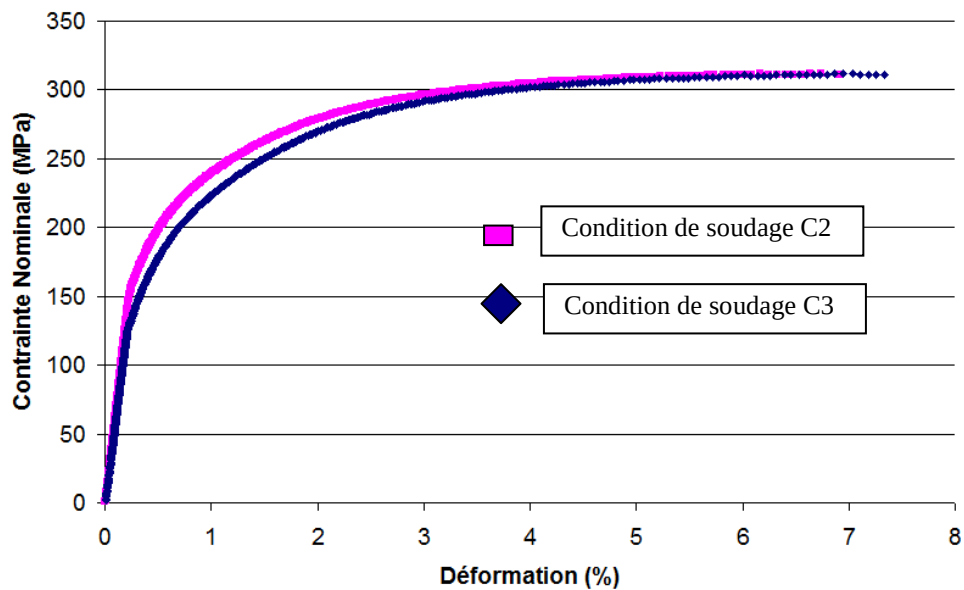


Figure 4.15 : Courbes de traction quasi statique des zones fondues obtenues en mode conduction

Observés au microscope électronique à balayage, les faciès de rupture sont une nouvelle fois marqués par leur caractère cupulaire (Figure 4.16), caractéristique d'un écoulement plastique important.

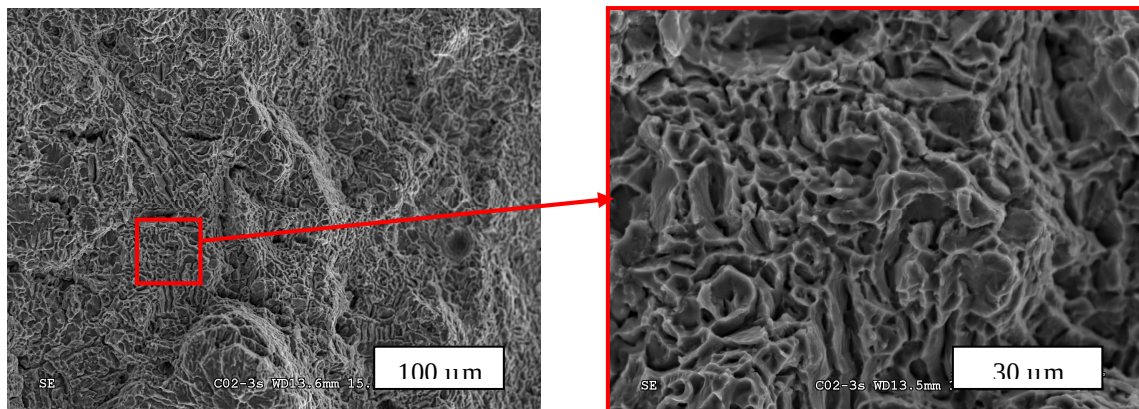


Figure 4.16 : Observation microscopique du faciès de rupture caractéristique d'une éprouvette soudée avec les conditions C2

Les éprouvettes soudées avec les conditions opératoires C2, jeu de paramètres pour lequel la vitesse de soudage est la plus élevée, se distinguent toutefois par la présence de porosités non décelées dans les autres conditions de soudage. Celles ci ont un diamètre pouvant atteindre les 500 μm comme l'illustre la figure 4.17. Il est envisageable que compte tenu des microduretés associées à ces conditions de soudage C2, la résistance du cordon serait plus élevée en l'absence de ces défauts dont la morphologie sphérique est néanmoins peu pénalisante.

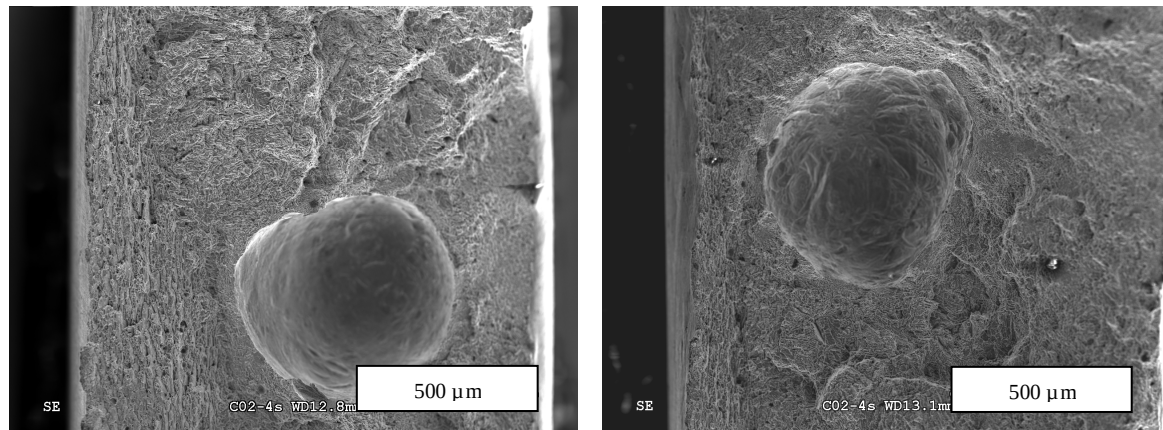


Figure 4.17 : Observation macroscopique des défauts présents dans les éprouvettes soudées avec les conditions C2

L'ensemble des caractéristiques est reporté dans les tableaux 4.5.

		Re (MPa)	Rm (MPa)	Déformation à rupture (%)	Taux de silicium (%)	Taux de magnésium (%)
Assemblage	C1	120	270	0,6	4,9	0,55
	C2	135	311	1,8	3	0,7
	C3	115	311	2	3,9	0,65
Zone fondue	C1	120	270	1,5	4,9	0,55
	C2	135	311	7,3	3	0,7
	C3	115	311	7	3,9	0,65

Tableau 4.5 : Caractéristiques en traction quasi statique des soudures obtenues en mode de soudage conduction

De fait, si les données microscopiques et macroscopiques indiquent que les éprouvettes soudées avec les conditions C1 ont les performances mécaniques les plus faibles, il y a toutefois des divergences pour les deux autres configurations. Les conditions de soudage C2 qui conduisent à des caractéristiques de microdureté très supérieures à celles correspondant aux conditions C1 et C3, se retrouvent engendrer un niveau de performance macroscopique équivalent à celui relatif aux conditions C3. Cette singularité pourrait donc s'expliquer par la présence de défauts de soudage de taille importante, révélés par les faciès de rupture (figure 4.17). On constate de plus, contrairement à ce qui a été obtenue pour les conditions de soudage en mode keyhole, qu'une augmentation du taux de silicium n'engendre pas obligatoirement une hausse de la contrainte à rupture, mais fragilise toujours un peu plus l'assemblage soudé.

4.1.4 Comparaison des caractéristiques mécaniques des zones fondues obtenues en mode keyhole et conduction

Les caractéristiques microscopiques des zones fondues traduisent l'influence des paramètres de soudage seuls, excluant tout rôle néfaste des défauts induits par le procédé de soudage. Les mesures relevées pour les deux modes de soudage sont regroupées sur la figure 4.18, qui met en évidence des tendances inverses pour les soudages en modes keyhole et conduction. Ainsi une augmentation du taux de silicium engendre une élévation de la microdureté pour les

échantillons soudés en mode keyhole, et une diminution pour les assemblages soudés en conduction.

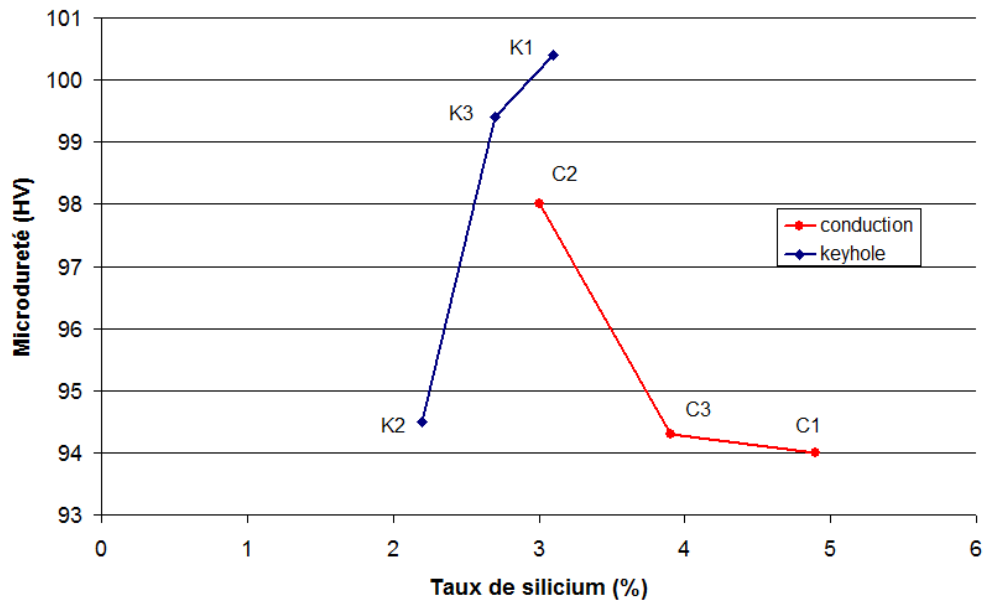


Figure 4.18 : Microduretés mesurées pour les éprouvettes soudées en mode conduction et keyhole en fonction du taux de silicium

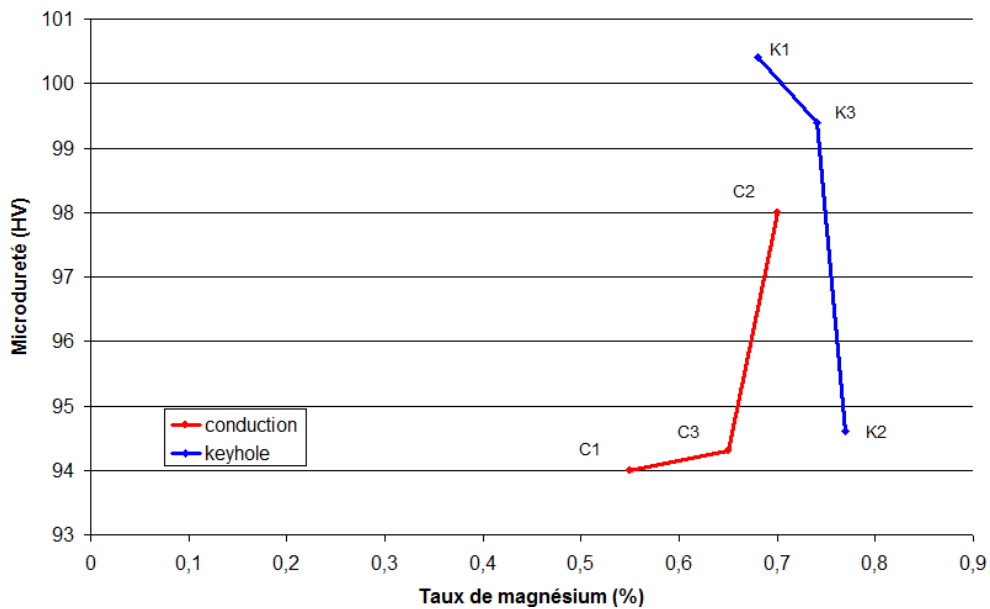


Figure 4.19 : Microduretés mesurées pour les éprouvettes soudées en mode conduction et keyhole en fonction du taux de magnésium

En fonction du taux de magnésium (figure 4.19) toutes les tendances sont inversées : pour le mode de soudage keyhole les microduretés diminuent lorsque le taux de magnésium augmente, tandis qu'en conduction les microduretés augmentent avec le taux de Mg.

Face à ces observations il convient de garder à l'esprit que du point de vue expérimental, il est impossible de ne modifier qu'un seul paramètre au niveau des conditions de soudage et tous ces paramètres sont interdépendants. Par exemple, rappelons que changer la vitesse d'avance ne modifie pas seulement les vitesses de refroidissement, mais aussi la composition du cordon de soudure.

Dans la suite, ne seront présentés que les résultats en fonction du taux de silicium, puisque le taux de silicium et de magnésium sont liés : quand la vitesse de fil de métal d'apport pauvre en Mg est faible, le taux de magnésium de cordon est faiblement diminué et sa concentration est donc plus importante. Au contraire lorsque la vitesse du fil de métal d'apport riche en silicium et pauvre en magnésium est grande, le magnésium est fortement dilué dans la zone fondue et sa concentration s'en trouve affaiblie.

Rappelons par ailleurs, que la microdureté est généralement le reflet d'autres caractéristiques mécaniques, telles que la limite d'élasticité et la contrainte maximale.

Mis à part les conditions de soudage K3 auxquelles correspondent des mécanismes de fissurations à chaud et conduisant à des performances mécaniques médiocres, les limites d'élasticité et les contraintes maximales (figure 4.20 et 4.21) suivent bien les tendances observées avec les microduretés, c'est-à-dire une amélioration générale avec le taux de silicium en mode keyhole, et pour les éprouvettes soudées en mode conduction, une baisse des caractéristiques avec l'augmentation du taux de silicium, comme l'illustre la figure 4.21.

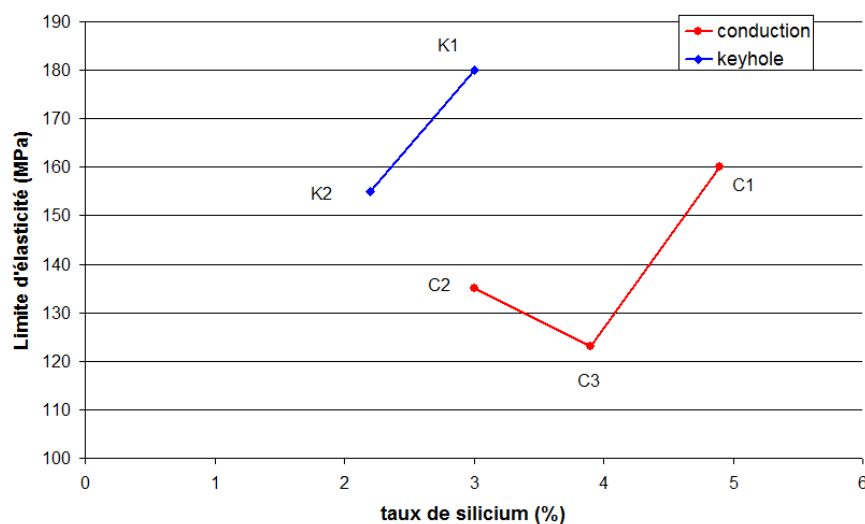


Figure 4.20 : Limite d'élasticité des éprouvettes soudées en mode conduction et keyhole

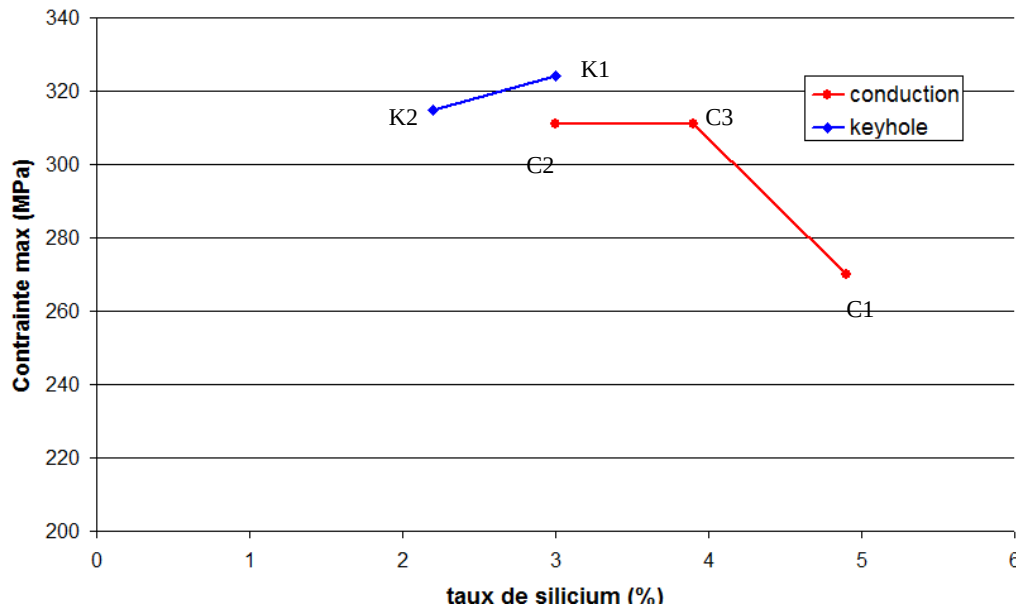


Figure 4.21 : Contraintes maximales des éprouvettes soudées en mode conduction et keyhole

Si le silicium permet une amélioration des performances des assemblages, il les fragilise toutefois, comme le montre la figure 4.22 sur laquelle sont illustrées les déformations à rupture des assemblages. On note aussi bien en mode keyhole qu'en mode conduction, une dégradation de la déformation à la rupture avec le taux de silicium.

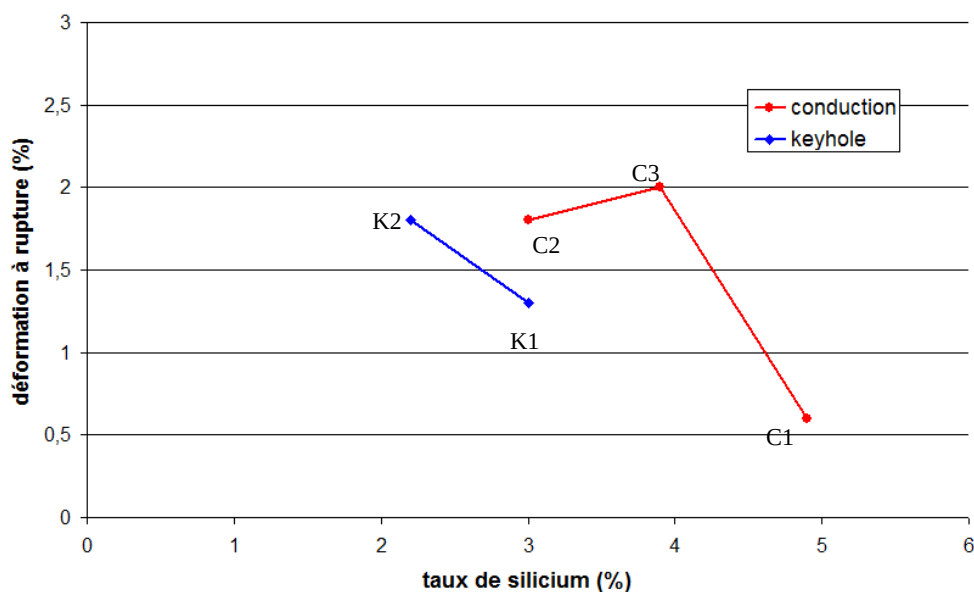


Figure 4.22 : Déformations à la rupture des assemblages soudés obtenus en mode conduction et keyhole

Il est difficile d'imaginer que l'élément silicium seul puisse avoir une influence aussi différente sur les performances des assemblages selon qu'ils soient soudés en mode keyhole ou conduction. Puisque les tendances observées en mode keyhole semblent en accord avec la bibliographie, il faut chercher un paramètre qui puisse influencer de façon majeure les performances des soudures obtenues en mode conduction.

Une possible relation entre la vitesse de soudage et les caractéristiques mécaniques des assemblages en mode conduction a d'ores et déjà été souligné à la figure 4.13. La zone fondue étant un alliage à durcissement structural, le rôle des vitesses de refroidissement ne peut qu'être envisageable et incite à considérer avec attention l'influence des vitesses de soudage. La figure 4.23, représentant les vitesses de refroidissement obtenues par le biais de la simulation numérique, met en avant l'influence importante du couple de paramètres Puissance / Vitesse de soudage utilisé sur les vitesses de refroidissement, et par conséquent sur les cinétiques de précipitation. On distingue deux domaines où prédomine chaque mode de soudage. Les vitesses de refroidissement les plus faibles sont obtenues pour le soudage en mode conduction et les plus rapides pour le soudage en mode keyhole. A l'intersection de ces deux domaines on retrouve les paramètres du mode conduction avec une vitesse d'avance rapide et les paramètres du mode keyhole avec une vitesse d'avance faible, représentés dans notre cas par les conditions C2 et K1.

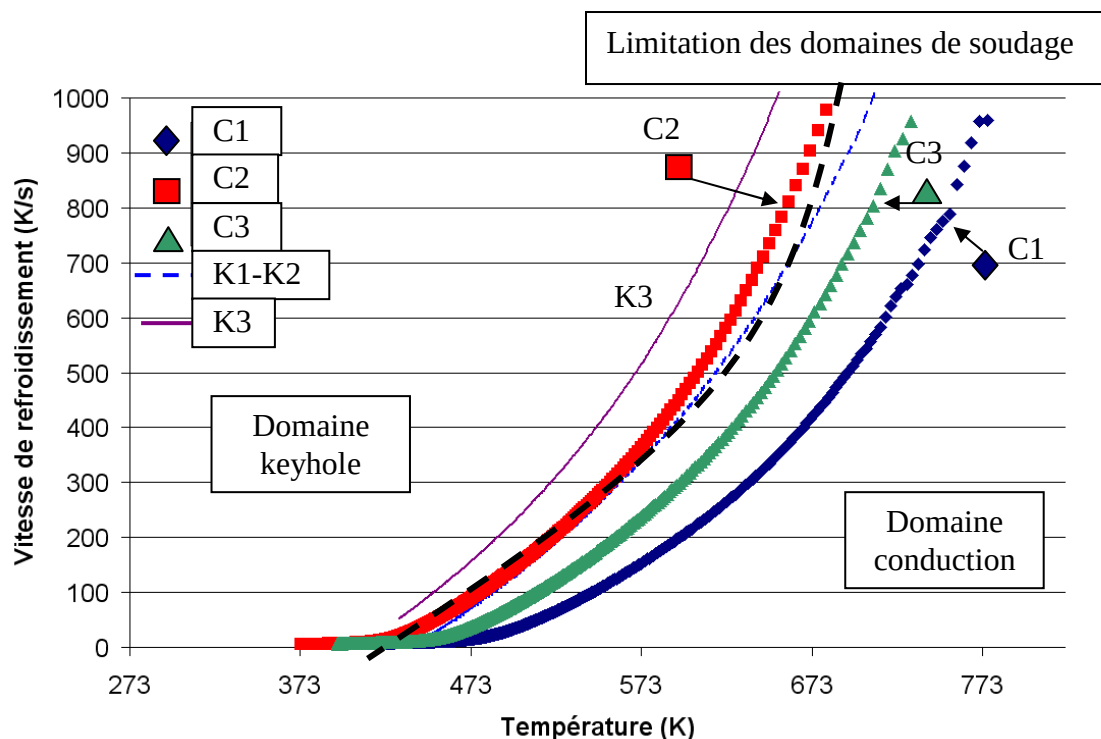


Figure 4.23 : Cinétiques de refroidissement pour 5 conditions de soudage

Les conditions de soudage C1 correspondant au plus grand taux de silicium sont celles qui engendrent les vitesses de refroidissement les plus lentes, suivies par les conditions C3 et C2. L'état thermique post soudage des conditions C1, susceptible d'engendrer une précipitation plus grossière, pourrait expliquer une plus grande fragilité du cordon de soudure.

Les performances mécaniques seraient par conséquent dépendantes de différents paramètres selon le mode de soudage, mais nécessiteraient dans tous les cas le contrôle à la fois de la composition chimique du cordon et de l'histoire thermique des zones de soudage.

En mode conduction, les cinétiques de refroidissement lentes engendrent des états thermiques qui empêchent la précipitation durcissante d'être optimale. Les performances mécaniques sont donc fortement dépendantes de l'état post soudage et ce quelle que soit la composition de la zone fondue.

En mode keyhole, les cinétiques de refroidissement sont suffisamment importantes pour engendrer des états métallurgiques assimilables à ceux résultant de trempes et assez voisins pour les différentes conditions opératoires expérimentées. Dès lors, le silicium est le facteur le plus influent sur les performances mécaniques générales des assemblages.

Le soudage nécessite donc d'optimiser les paramètres opératoires de manière différente suivant le mode de soudage. Il faut toutefois faire attention à ne pas entrer dans des domaines favorisant certains défauts critiques, comme la fissuration à chaud.

4.1.5 Influence des paramètres de soudage sur la fissuration à chaud

Comme les résultats de la partie précédente l'ont montré, la fissuration à chaud est néfaste pour les assemblages soudés. Le choix des paramètres opératoires doit donc être tel qu'il amenuise le risque de fissuration dans la zone fondue, et ce malgré les grandes vitesses de solidification mises en jeu durant le soudage. Plusieurs critères permettent d'évaluer ce risque sur différents systèmes. L'un des derniers développés [Hatami, 2008] s'exprime suivant l'expression 4.1 de la sensibilité à la fissuration à chaud (Hot cracking Sensitivity)

$$HCS = \frac{T_{0,99} - T_{cr}}{t_{0,99} - t_{cr}} \quad (4.1)$$

où $T_{0,99}$ et $t_{0,99}$ sont les température et temps atteints pour une fraction solide de 99%, tandis que T_{cr} et t_{cr} correspondent à une fraction solide critique dépendante du matériau, pour laquelle l'alimentation de l'espace interdendritique devient très difficile au cours de la solidification.

Souvent mis en œuvre dans le cadre de la fonderie, l'application de tels critères au procédé de soudage peut s'avérer peu justifiée. En effet, en reprenant l'équation 4.1, qui définit un rapport entre un intervalle de température et un intervalle de temps, on constate que le critère proposé se base sur la vitesse de refroidissement dans un intervalle critique. Dans le cas du soudage, lier le critère de fissuration à la vitesse de refroidissement est envisageable mais n'est pas une évidence. En effet, d'un point de vue purement procédé, si le risque de fissuration est considéré dépendant des longueurs de dendrites et du temps accordé à l'approvisionnement de l'espace interdendritique, le critère de fissuration doit être plus lié à la vitesse d'avance du front de solidification, autrement dit la vitesse de soudage, qu'à la vitesse de refroidissement.

Dans ce sens un critère de fissuration pourrait s'exprimer selon l'équation 4.2 :

$$HCS \approx L.Va \quad (4.2)$$

Où L est la longueur des dendrites et Va la vitesse d'avance, qui contrôle le temps accordé au système pour alimenter en liquide eutectique l'espace interdendritique.

Notons par ailleurs que le risque de fissuration à chaud est d'autant plus grand que la quantité de liquide eutectique disponible lors de la solidification est faible. Un schéma de la microstructure dendritique est représenté à la figure 4.24 :

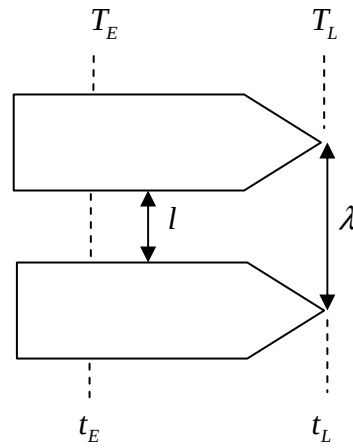


Figure 4.24 : Schématisation des dendrites et de l'espace interdendritique

T_E : Température de l'eutectique T_L : Température du liquide

Le liquide eutectique est représenté dans l'espace interdendritique, où l définit sa quantité entre deux dendrites et λ l'espace interdendritique dit secondaire : plus la largeur l est grande et plus la quantité d'eutectique disponible est importante.

Dès lors en couplant ces aspects métallurgiques aux aspects procédé, le critère de fissuration à chaud peut être exprimé plus complètement par l'équation suivante :

$$HCS = k_1 \frac{L}{l} \cdot Va \quad (4.3)$$

où k_1 est un coefficient de proportionnalité (s/m). Lors de l'opération de soudage, la longueur L des dendrites peut se définir en fonction du gradient thermique par l'égalité 4.4.

$$L = \frac{\Delta T}{G_T} \quad (4.4)$$

Où ΔT est l'intervalle de solidification de l'alliage.

$$T_L - T_E = \Delta T \quad (4.5)$$

En linéarisant le diagramme binaire (figure 4.25) l'intervalle de solidification de l'alliage peut être formulé en fonction des concentrations de l'eutectique et de l'alliage (équation 4.6).

$$\Delta T = \frac{T_A - T_E}{C_E} (C_E - C) \quad (4.6)$$

où T_A est la température de fusion du matériau pur, T_E la température de l'eutectique, C_E la concentration en élément d'alliage considéré de l'eutectique, par exemple le silicium, et C la concentration de l'alliage en élément d'addition considéré.

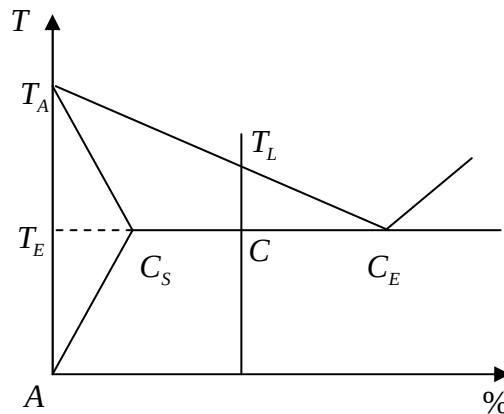


Figure 4.25 : Linéarisation du diagramme binaire Al-Si

Il résulte des équations 4.4 et 4.6 l'équation 4.7 :

$$L = \frac{T_A - T_E}{C_E G_T} (C_E - C) \quad (4.7)$$

Ainsi qu'abordé au chapitre 2, la vitesse de solidification et l'espace interdendritique secondaire sont reliés par la relation 4.8 :

$$\lambda^2 v = cst \quad (4.8)$$

soit

$$\lambda \approx \frac{1}{Va^{1/2}} \quad (4.9)$$

La quantité d'eutectique disponible dans l'alliage au moment de la solidification se déduit du diagramme de phase.

$$\%Liquide_{Eutectique} = \frac{C - C_S}{C_E - C_S} \quad (4.10)$$

Or cette grandeur est proportionnelle au rapport de la largeur de l'espace interdendritique l sur l'espace interdendritique secondaire λ .

$$\frac{l}{\lambda} = \frac{C - C_S}{C_E - C_S} \quad (4.11)$$

Il en résulte :

$$l = \frac{C - C_S}{Va^{1/2} (C_E - C_S)} \quad (4.12)$$

En reportant les grandeurs l et L dans la relation 4.3, le risque de fissuration à chaud peut être exprimé en fonction des paramètres métallurgiques de l'alliage et du procédé par l'expression :

$$HCS \approx \frac{T_A - T_E}{C_E} \frac{(C_E - C)}{G_T} \frac{Va^{1/2} (C_E - C_S)}{C - C_S} Va \quad (4.13)$$

Soit :

$$HCS \approx (T_A - T_E) \left(1 - \frac{C_E}{C_S}\right) \left(\frac{1 - C/C_E}{1 - C/C_S}\right) \frac{Va^{3/2}}{G_T} \quad (4.14)$$

Les gradients thermiques étant liés à la vitesse de soudage, la sensibilité à la fissuration à chaud peut être considérée uniquement dépendante de la vitesse de soudage et de la concentration en silicium ou d'un autre élément d'alliage présentant avec l'aluminium un eutectique.

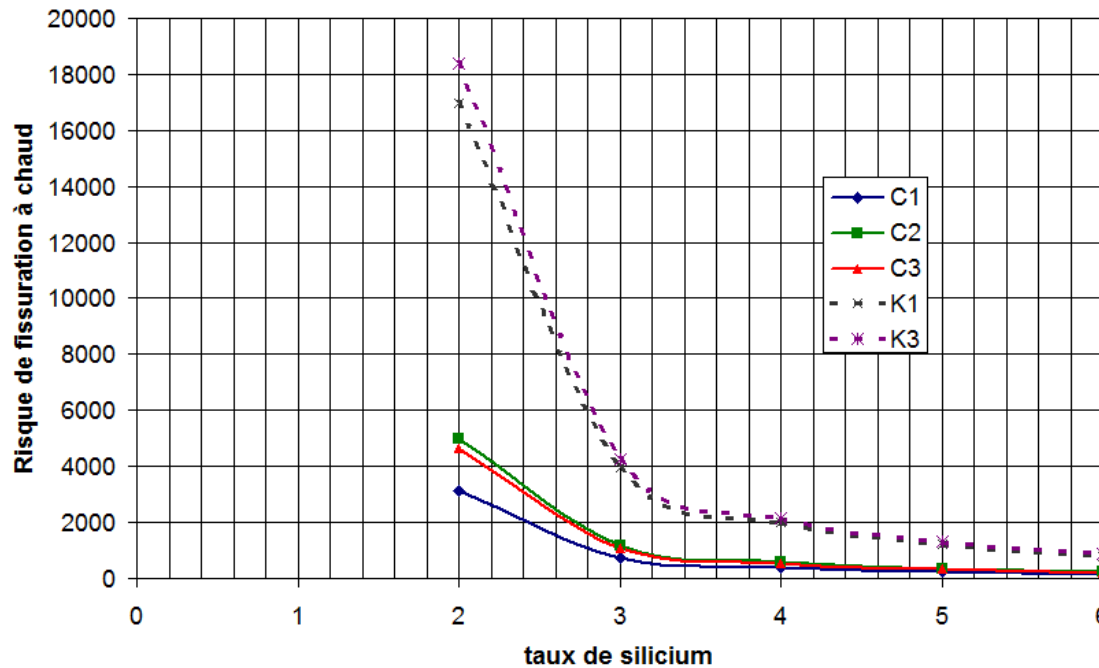


Figure 4.26 : Risque de fissuration à chaud en fonction du taux de silicium pour différentes conditions de soudage

En appliquant le critère proposé avec les données résultant de la simulation thermique, une sensibilité à la fissuration peut être définie en fonction des modes de soudage.

Deux domaines peuvent être mis en évidence : le domaine « keyhole » où le risque de fissuration à chaud est très élevé et le domaine « conduction » avec un risque moins important. Ainsi le risque de fissuration est nettement plus important en mode keyhole qu'en mode conduction, qui combine deux facteurs favorables : une vitesse de solidification lente et un taux de silicium élevé.

Toutefois ce critère est encore ajustable puisqu'il ne prévoit pas, comme constaté expérimentalement, de risque de fissures plus important pour les conditions K3 (vitesse d'avance 3,5 m/min et taux de silicium 2,7%) comparé aux conditions K2 (Vitesse d'avance 2,9 m/min et taux de silicium 2,2%). Il conviendrait peut être de réajuster la compétition intervenant dans le critère entre l'influence de la vitesse d'avance et le taux de silicium.

Le soudage nécessite donc d'être considéré au travers les interactions entre les différents paramètres pour permettre à la zone fondue d'avoir les meilleures caractéristiques métallurgiques possibles tout en évitant d'être dans un domaine opératoire où le risque d'apparition de défauts est important. Si le régime conduction offre, comme le montre la figure 4.26, la meilleure réponse quant au risque de fissuration à chaud, ces vitesses de refroidissement trop lentes l'empêchent d'atteindre des performances mécaniques très élevées, malgré une composition favorable. Il est donc intéressant de comparer les vitesses de refroidissement obtenues lors du soudage avec les vitesses de refroidissement optimaux.

4.2 Etude des vitesses de refroidissement

4.2.1 Mesure des vitesses de refroidissement

Après une opération de soudage, l'assemblage est soumis à un revenu pour lui conférer des caractéristiques mécaniques et de tenue à la corrosion améliorées. Pour être pleinement efficace, ces revenus doivent être appliqués à des matériaux se trouvant à l'état trempé. Si c'est effectivement le cas pour le matériau non affecté thermiquement par l'opération de soudage, il se peut qu'il en soit différemment pour l'état thermique post soudage de la zone fondue et de la ZAT. Des données relatives aux vitesses de trempes indiquent ainsi que la vitesse critique de trempes est évaluée à approximativement 400 K/s [Mackenzie, 2006]. Pour en avoir une idée plus précise, il est décidé de mesurer, par le biais d'un système d'acquisition, la température en fonction du temps lors de la trempes à l'eau d'un échantillon d'épaisseur 1,6 mm portée à une température de 800 K, qui est la température de mise en solution. Les vitesses de refroidissement en fonction de la température déduites de ces mesures sont illustrées à la figure 4.27. Les vitesses peuvent atteindre 1000 K/s.

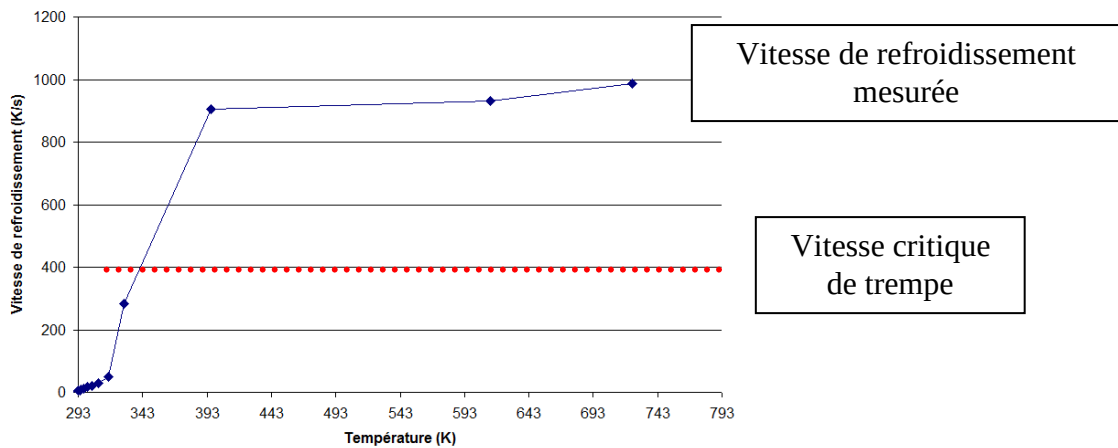


Figure 4.27 : Vitesse de refroidissement en fonction de la température en trempes à l'eau

Les vitesses de refroidissement au cours du soudage doivent donc être du même ordre de grandeur que les vitesses critiques de trempes pour conférer au matériau un état métallurgique adéquat avant le traitement de vieillissement.

Les vitesses de refroidissement induites par le soudage laser, déterminées au chapitre 3, et une trempes à l'eau sont représentées à la figure 4.28. Il est manifeste que la vitesse de trempes est globalement supérieure aux vitesses de refroidissement des conditions de soudage. Ainsi, tandis qu'à 600 K la vitesse de trempes s'élève à 900 K/s, la vitesse de refroidissement de la condition de soudage ayant la plus forte vitesse d'avance est seulement de 600K/s.

On constate que la vitesse critique de trempes indiquée dans la bibliographie est atteinte à 540K et 670K respectivement pour la vitesse de soudage la plus rapide (condition K3) et la plus lente (Condition C1). Donc les vitesses de refroidissement induites par le soudage étant inférieures à la vitesse critique de trempes, il est possible que les phases β'' et β' qui précipitent selon Gallais à 523 K et 593 K [Gallais, 2008] puissent commencer leur précipitation au cours de l'opération de soudage.

A la vue de ces mesures de vitesses de refroidissement, on peut conclure qu'il est fortement probable que la zone fondue ne soit pas dans un état thermique dit trempé après l'opération de soudage.

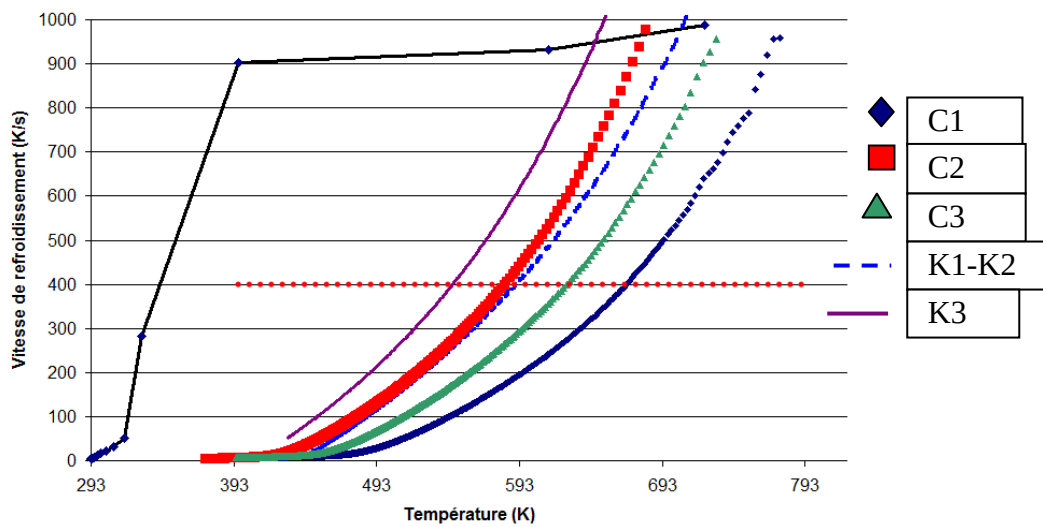


Figure 4.28 : Comparaison des vitesses de refroidissement induites par le soudage et celle enregistrée durant une trempe à l'eau en fonction de la température

Dès lors, on peut s'interroger quant à l'efficacité d'un traitement thermique post soudage. Industriellement, les soudures sont réalisées sur des structures entières, qui sont donc composées par des zones affectées thermiquement ou non par l'opération de soudage. Du fait des vitesses de refroidissement trop faibles lors de l'opération de soudage, les états métallurgiques de la zone fondue et de la zone affectée thermiquement sont sensiblement différents de celui des parties de la structure non touchées par la soudure. Le renforcement structural engendré par le revenu T78 ne permet alors pas à la zone fondue d'acquérir les caractéristiques voisines de celles de l'alliage de base. Les structures entières traitées thermiquement sont alors affaiblies mécaniquement par les caractéristiques des zones fondues.

Afin de palier ce handicap, une opération de mise en solution de l'assemblage soudé suivie d'une trempe pourrait être interposée entre le soudage et le double revenu T78, afin de mettre la structure entière dans un état trempé avant le traitement de durcissement.

4.2.2 Traitement de mise en solution et trempe des échantillons soudés

Le procédé de soudage est donc tel qu'il est impossible d'atteindre lors du refroidissement les vitesses de refroidissement nécessaires pour avoir une zone fondue véritablement trempée. L'interposition d'une phase de mise en solution dans le traitement thermique (schéma en figure 4.29) permet d'obtenir une microstructure trempée au sein de la zone fondue avant le revenu post soudage.

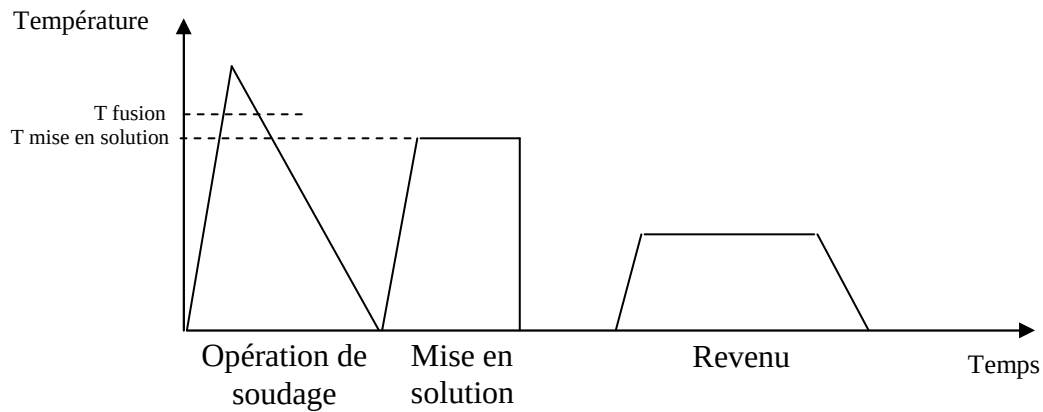


Figure 4.29 : Traitement thermique avec interposition d'une mise en solution

Cette étape supplémentaire consiste en une mise en température de la pièce à 803 K pendant 17 minutes. Cette étape permet de dissoudre la précipitation préalablement créée lors du soudage, et donc d'effacer le passé thermique de la zone fondue. Les conditions de soudage utilisées ne devraient alors pas avoir la moindre influence sur la précipitation au sein de la matrice d'aluminium, et de ce fait, les caractéristiques sont censées dépendre uniquement de la composition de la zone fondue et du revenu post soudage.

4.2.2.1 Caractérisation mécanique des assemblages soudés suite à l'interposition d'un traitement de mise en solution

Mesurées de la même manière que décrite chapitre 2, les valeurs de microdureté relevées au sein des zones fondues sont indiquées dans le tableau 4.6 :

	K1	K2	K3	C1	C2	C3
Microdureté	125,1	114,3	117,9	126,8	119,6	125,9
% Si	3,1	2,2	2,71	4,9	3	3,9
% Mg	0,68	0,77	0,74	0,55	0,7	0,65

Tableau 4.6: Microdureté des cordons de soudure après mise en solution, trempe et T78

Le premier constat tiré de ces mesures est une nette augmentation de la microdureté des zones fondues. La mise en solution post soudage a ainsi permis de passer approximativement de 95 HV à environ 120 HV.

De plus, les histoires thermiques induites par le soudage ayant été effacées, une forte corrélation entre microdureté et taux de silicium peut cette fois ci être mise en évidence, comme le montre la figure 4.30 : plus le taux de silicium dans la zone fondue est important et plus la microdureté est élevée.

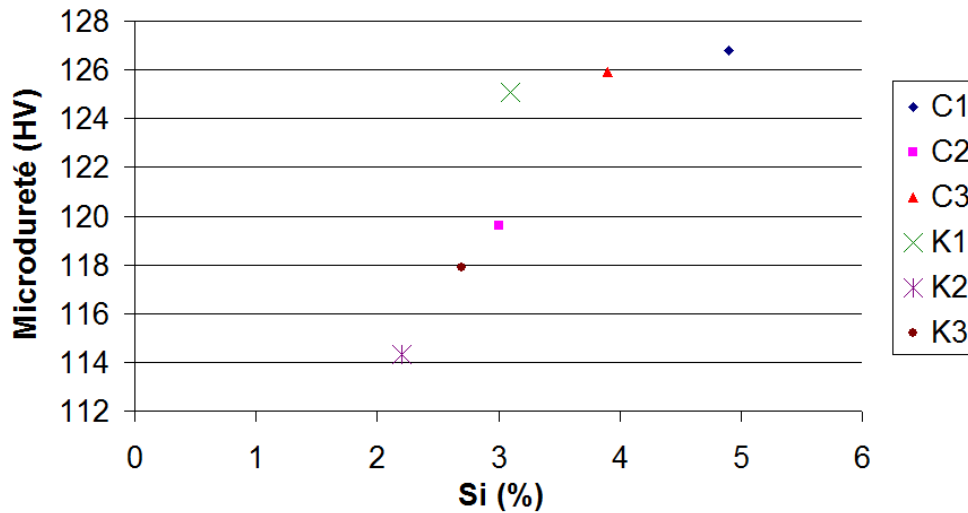


Figure 4.30 : Microdureté en fonction du taux de silicium des zones fondues à l'état 78 après traitement de mise en solution et trempe post soudage

Il est intéressant de noter que la relation inverse lie le taux de magnésium à la microdureté (figure 4.31).

Les caractéristiques mécaniques de la zone fondue sont donc plus influencées par le taux de silicium, et ce malgré le fait que le magnésium régit la précipitation durcissante puisqu'il s'agit de l'élément minoritaire. Il convient néanmoins de noter que les différentes conditions de soudage ont conduit à des variations beaucoup plus importantes du taux de Si (~3%) que du taux de Mg (~0,3%).

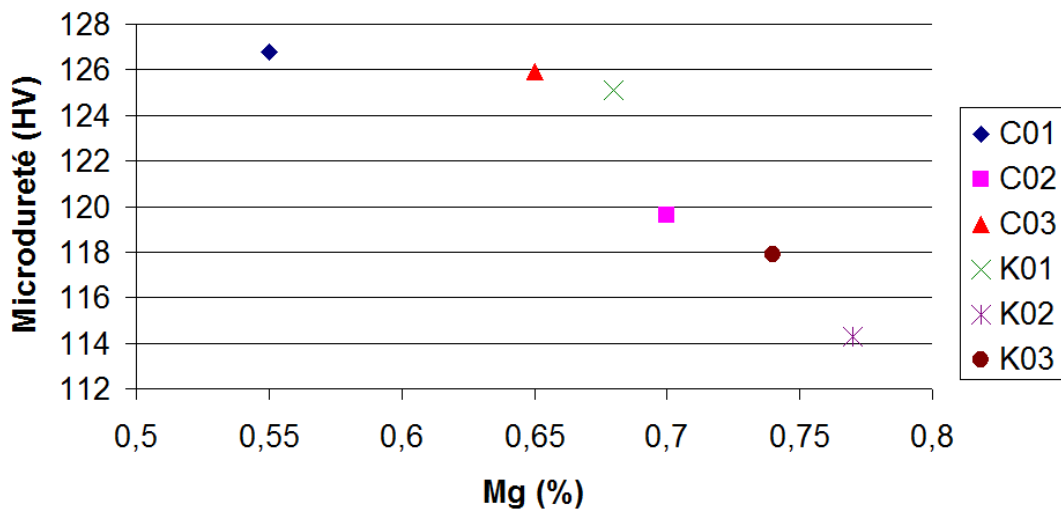


Figure 4.31 : Microdureté en fonction du taux de magnésium des zones fondues à l'état 78 ayant subi un traitement de mise en solution et trempe post soudage

Il reste que cette augmentation des caractéristiques liée à l'interposition d'un traitement de mise en solution et trempe corrobore le postulat que les vitesses de refroidissement lors du soudage ne sont pas assez importantes, ce qui entraîne un effet non optimal du revenu post soudage.

Cette modification des valeurs de microdureté traduit un changement général du comportement des assemblages soudés. Les figures 4.32 et 4.33 représentent les courbes de traction quasi statique des assemblages soudés en mode conduction et keyhole ayant subi un

traitement de mise en solution et trempe post soudage. On observe sur chacune de ces figures des comportements de zones fondues totalement différents de ceux présentés au chapitre 2.

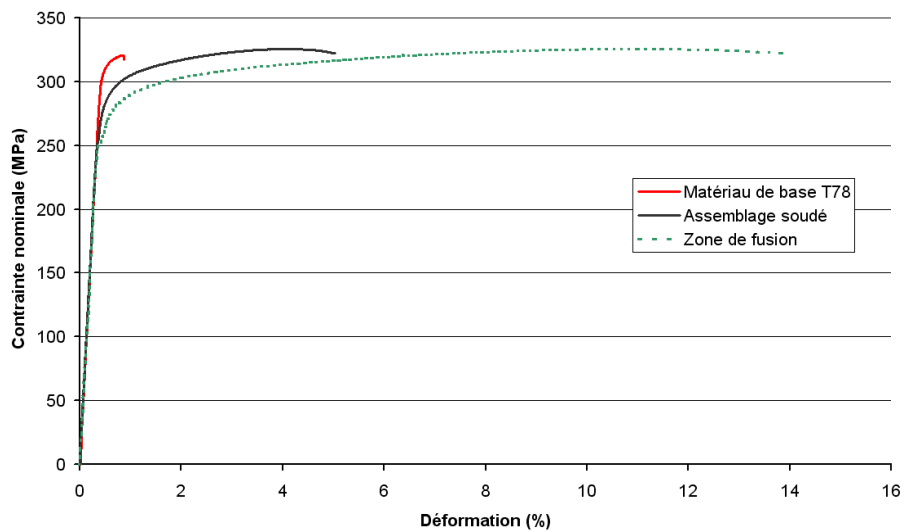


Figure 4.32 : Courbe de traction d'assemblage soudé en conduction et ayant subi l'interposition d'un traitement de mise en solution et trempe avant le double revenu T78

Effectivement, que ce soit en mode keyhole ou conduction, les zones fondues possèdent des performances mécaniques bien meilleures. Ceci est très bien illustré par les valeurs des contraintes maximum, mais surtout par les déformations à rupture, s'élevant pour la plupart des conditions de soudage à plus de 15% (tableau 4.7).

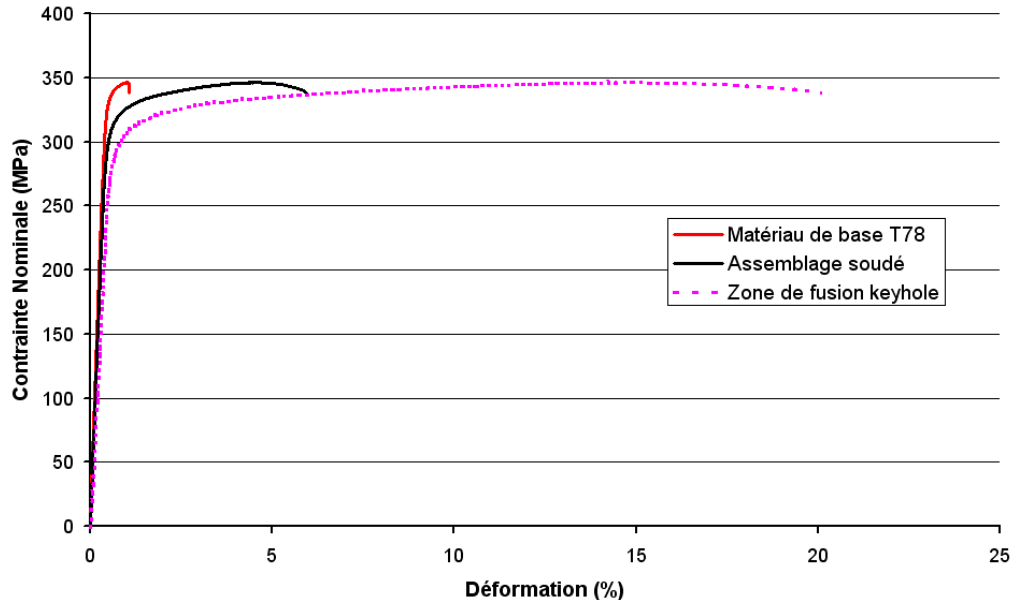


Figure 4.33 : Courbe de traction d'assemblage soudé en keyhole et ayant subi l'interposition d'un traitement de mise en solution et trempe avant le double revenu T78

Si les caractéristiques sont globalement meilleures avec une mise en solution interposée entre le soudage et le revenu, les défauts critiques dus à l'opération de soudage persistent. C'est pourquoi le niveau des caractéristiques des éprouvettes soudées avec les conditions K3 est peu élevé, du fait des fissures de solidification évoquées dans la première partie de ce chapitre. Par conséquent même si la mise en solution post soudage offre la possibilité d'optimiser l'état de

précipitation, il faut garder à l'esprit que ce traitement thermique complémentaire ne permet évidemment pas d'éliminer les défauts des cordons (porosités et fissuration à chaud).

Eprouvettes	K1	K2	K3	C1	C2	C3
R_e (MPa)	240	200	204	250	233	245
R_m (MPa)	350	315	295	325	340	327
Déformation à rupture (%)	20	27	7	14	40	25
Taux de silicium (%)	3,1	2,2	2,7	4,9	3	3,9

Tableau 4.7: Caractéristiques mécaniques des zones fondues ayant subi une mise en solution post soudage et un revenu T78

Les limites d'élasticité des assemblages soudés suivent la tendance des microduretés, c'est-à-dire qu'elles augmentent avec le taux de silicium présent dans le cordon de soudure (figure 4.34) La contrainte maximale quant à elle semble en porte à faux vis-à-vis de ces tendances, puisqu'elle diminue avec le taux de silicium pour les assemblages soudés en conduction (figure 4.35).

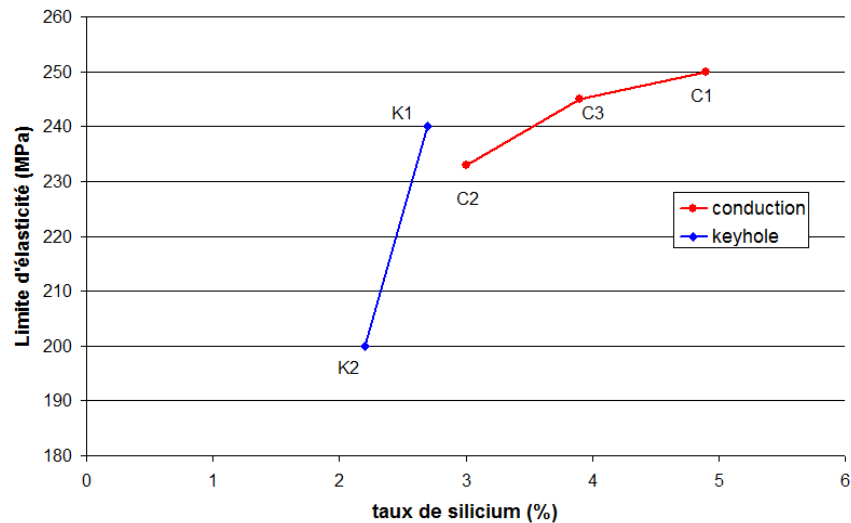


Figure 4.34 : Limites d'élasticité mesurées en fonction du taux de silicium pour les éprouvettes soudées en mode conduction et keyhole après mise en solution et traitement thermique T78

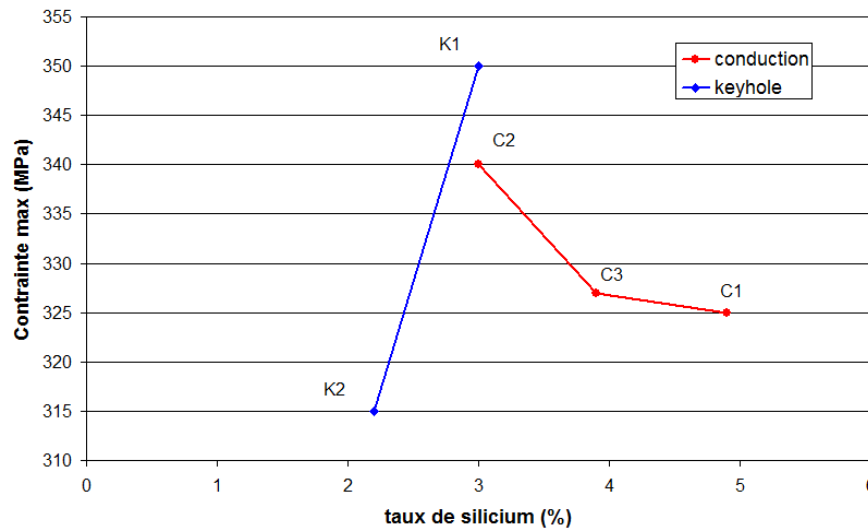


Figure 4.35 : Contraintes maximales mesurées en fonction du taux de silicium pour les éprouvettes soudées en mode conduction et keyhole après mise en solution et traitement thermique T78

Le rôle fragilisant du silicium est une nouvelle fois constaté par les déformations à rupture des zones fondues, ainsi que l'illustre la figure 4.36.

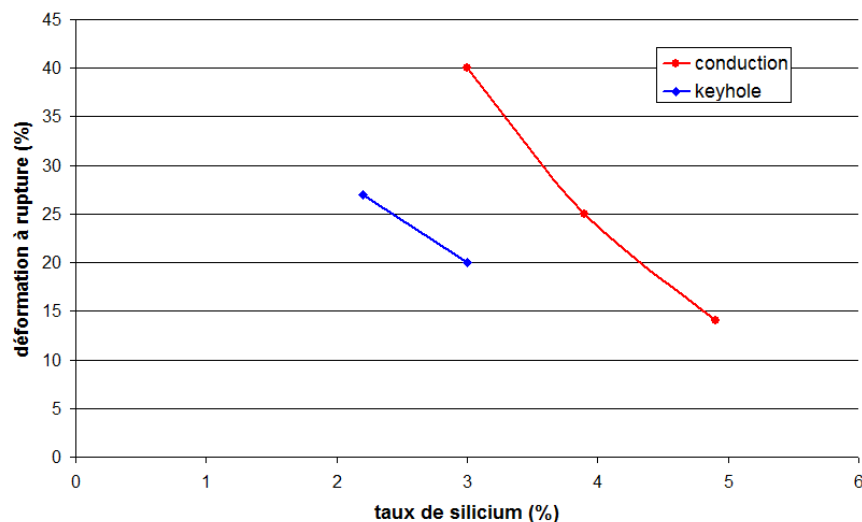


Figure 4.36 : Déformations à rupture en fonction du taux de silicium des assemblages soudés en mode conduction et keyhole et mise en solution post soudage et un traitement thermique T78

Le traitement de mise en solution et trempe post soudage permet donc d'améliorer nettement les caractéristiques des assemblages soudés. La composition du cordon de soudure devient alors le seul paramètre influençant les performances mécaniques, puisque l'histoire thermique induite par le soudage est effacée. Ceci permet d'avoir une meilleure lisibilité des performances que l'on peut atteindre en fonction de la composition du cordon de soudure.

4.2.2.2 Élimination des sites de corrosion

Comme nous l'avons vu, la mise en solution post soudage suivie d'une tempe à l'eau permet d'éliminer les effets thermiques du soudage et de mettre la zone fondue dans un état métallurgique optimal avant le revenu de vieillissement T78. Or cette mise en solution n'est

pas effectuée uniquement sur la zone fondue, mais sur l'ensemble de la structure soudée, et donc sur la zone affectée thermiquement.

Si cette dernière n'est pas un point sensible pour les assemblages soudés puisque les ruptures ont toujours lieu dans la zone fondue, la zone affectée thermiquement montre tout de même une sensibilité singulière à la corrosion intergranulaire plus particulièrement au niveau de l'interface zone fondue / zone affectée thermiquement. Dès lors il est intéressant de regarder comment réagit une éprouvette ayant subi une mise en solution ainsi qu'une trempe et traitée avec une sur-revenu T78 vis-à-vis de la corrosion intergranulaire, sachant qu'un des objectifs de ce traitement thermique est d'améliorer la résistance à la corrosion.

Les figures 4.37 a et b représentent la section d'un joint soudé en conduction après essai de corrosion intergranulaire. Contrairement aux échantillons n'ayant pas subi de mise en solution, aucune sensibilité ne se distingue dans la section, et ce même au niveau de la zone de transition.

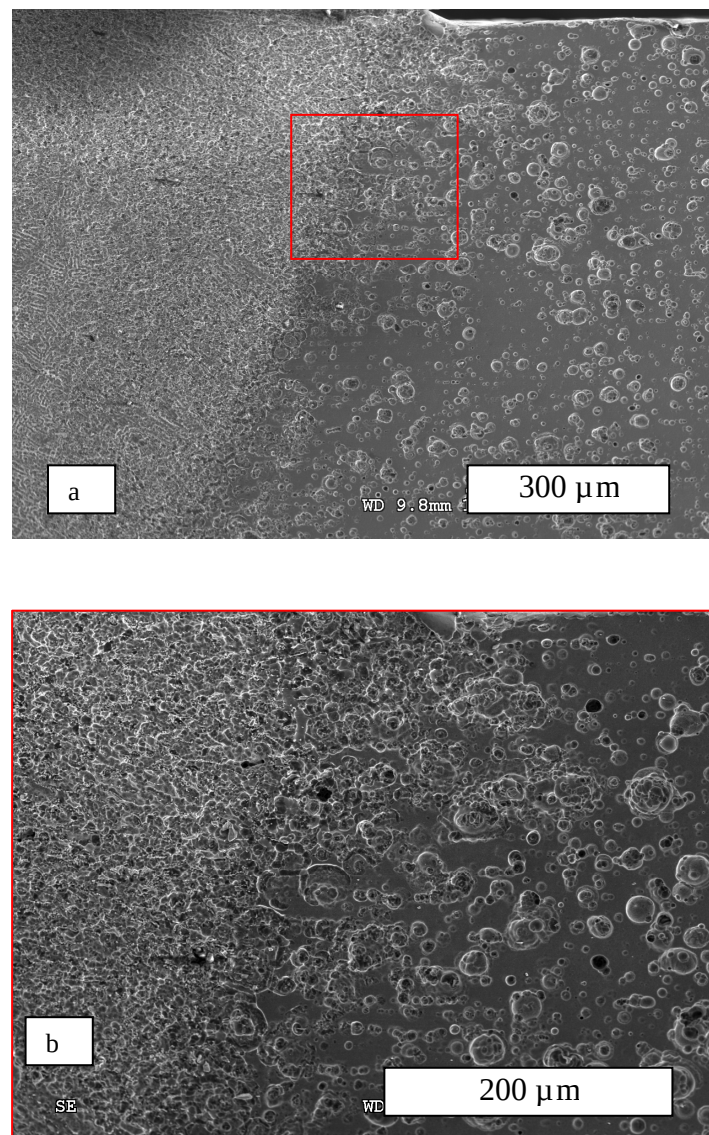


Figure 4.37 : Section après essai de corrosion intergranulaire sur un échantillon soudé en conduction et ayant subi un traitement de mise en solution et trempe post soudage

La suppression de la sensibilité à la corrosion de la zone de transition après une mise en solution est confirmée par la microscopie électrochimique. La haute résolution de la microscopie permet de caractériser le comportement électrochimique de la zone de transition, contrairement aux techniques utilisées au chapitre 2.

La cartographie de la figure 4.38 représente l'évolution de l'intensité mesurée par l'électrode dans une zone englobant une partie de la zone fondue et de la zone de transition. On constate une transition plus nette de l'intensité entre la zone fondue et la zone affectée thermiquement pour l'échantillon mis en solution.

Cette transition brutale est confirmée par la figure 4.39, qui représente l'évolution du courant le long des lignes noires reportées sur les cartographies de la figure 4.38. On constate ainsi que l'intensité varie sur une distance proche de 200 μm dans le cas de l'échantillon non mis en solution, et seulement sur une vingtaine de μm pour l'échantillon mis en solution.

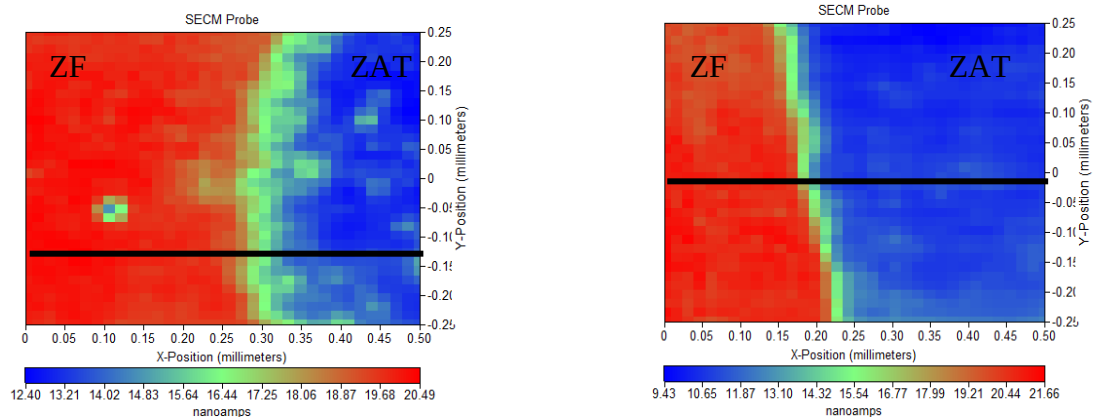


Figure 4.38 : Cartographies de l'intensité sur des échantillons soudés en mode keyhole a) sans traitement de mise en solution et trempe b) avec traitement de mise en solution

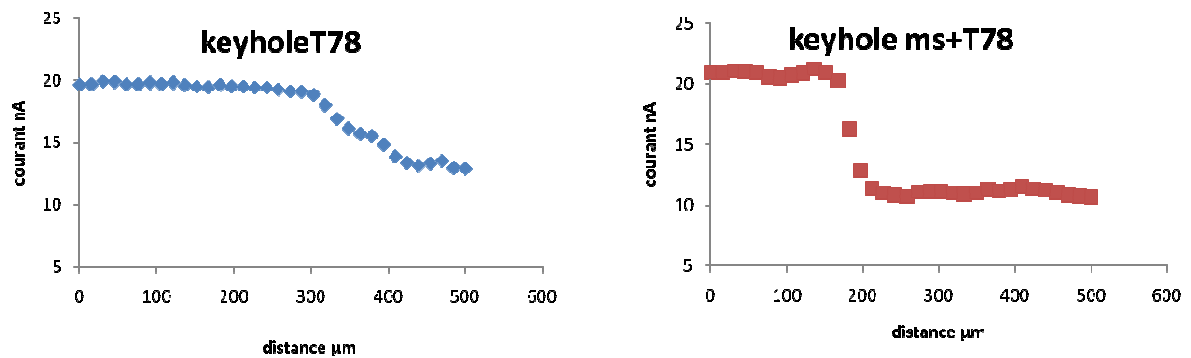


Figure 4.39 : Evolution du courant le long d'une ligne longeant passant de la zone fondue à la zone de transition d'un échantillon soudé en mode keyhole a) sans traitement de mise en solution et trempe b) avec traitement de mise en solution et trempe

Cette variation sur 200 μm correspond approximativement à l'étendue de la zone sensible à la corrosion intergranulaire, comme le montre la figure 4.40.

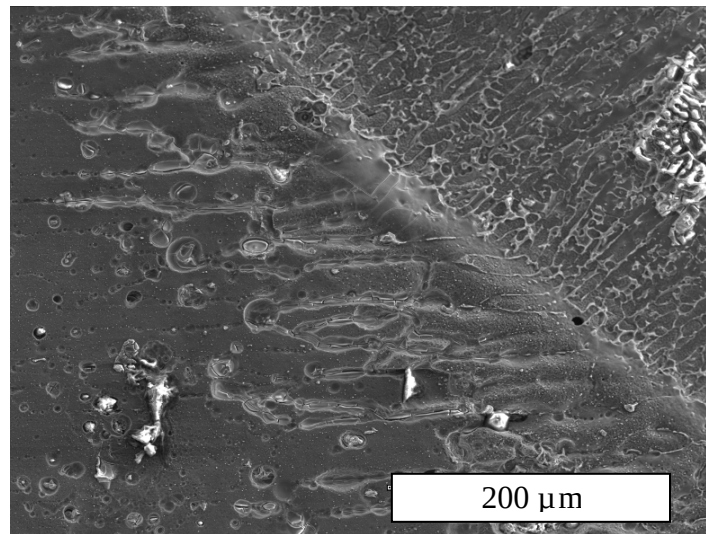


Figure 4.40 : Observation de la zone de transition sensible à la corrosion intergranulaire d'un échantillon non mis en solution

Globalement la mise en solution post soudage permet donc d'améliorer les caractéristiques mécaniques mais aussi d'effacer la sensibilité à la corrosion intergranulaire de la zone de transition. Ceci est principalement dû à la remise en solution des précipités présents après le soudage, et à des vitesses de trempe nettement supérieures aux vitesses de refroidissement induites par l'opération de soudage.

Les caractéristiques mécaniques des assemblages soudés sont fortement dépendantes des conditions de soudage. Ainsi, selon le mode utilisé et les champs thermiques induits dans la pièce soudée, les paramètres les plus influents évoluent.

En effet, on constate en mode de soudage « conduction » que les performances mécaniques des assemblages soudés sont plus élevées avec des vitesses de refroidissement importantes. En mode « keyhole », les caractéristiques mécaniques sont plus dépendantes de la composition de la zone fondue et notamment des taux de silicium et de magnésium.

La différence entre les deux modes provient des vitesses de refroidissement, plus faibles en mode de soudage « conduction », et qui peuvent conduire à un état thermique non optimal pour la précipitation durcissante.

Il est constaté que les vitesses de refroidissement obtenues en soudage sont nettement inférieures à celle d'une trempe. L'interposition d'un traitement de mise en solution suivi d'une trempe avant le double revenu post soudage permet, par son action sur la précipitation durcissante, d'améliorer l'ensemble des caractéristiques mécaniques des assemblages soudés et de diminuer la sensibilité à la corrosion de la zone de transition.

CONCLUSION

L'objectif principal de cette étude était d'identifier l'influence des conditions opératoires sur les caractéristiques des assemblages soudés, plus particulièrement dans le cas de l'assemblage de tôles minces en alliage d'aluminium 6056.

Dans un premier chapitre à caractère bibliographique, les caractéristiques de joints soudés en mode de soudage « keyhole » et « conduction » ont été décrites de manière à faire émerger les problématiques de l'étude et présenter les moyens de caractérisation utilisés. Dans un deuxième chapitre, les microstructures de la zone fondue et de la ZAT, les comportements statiques, ainsi que les tenues à la fatigue et à la corrosion des assemblages soudés ont été étudiées pour deux jeux de paramètres différents. Les différences observées ont orienté l'étude vers la mise en évidence de l'influence des différents paramètres sur l'évolution thermique au sein de la zone fondue. Cette partie a été traitée dans un troisième chapitre basée sur une simulation numérique du procédé de soudage laser. Une fois validée par les observations expérimentales, cette simulation a été exploitée dans une quatrième partie pour interpréter les résultats expérimentaux obtenus que ce soit en termes de performances mécaniques, de fissuration à chaud ou de corrosion. Finalement, l'intérêt d'un traitement thermique post soudage a été démontré.

Pour ce qui concerne le soudage de tôles de faibles épaisseurs, des conditions opératoires spécifiques à chacun des deux modes de soudage laser « keyhole » et « conduction » doivent être utilisées. Ces modes de soudage se distinguent l'un de l'autre par leur zone fondue, avec notamment une taille de joint plus importante pour le mode « conduction » où le joint peut atteindre 5 mm de large, la largeur ne dépassant que très rarement les 3 mm en mode de soudage « keyhole ».

Cette différence de taille macroscopique n'est pas la seule distinguant les deux modes de soudage, puisque par exemple des espaces interdendritiques secondaires plus importants ont été observés en mode « conduction » et que les compositions des zones fondues diffèrent. Dès lors l'influence des cinétiques de solidification sur la taille de l'espace interdendritique secondaire peut être évoquée. Le fait que les vitesses de soudage soient plus importantes en mode « keyhole » entraîne des vitesses de solidification plus élevées qui induisent tout naturellement un affinage microstructural se manifestant par des espaces interdendritiques secondaires plus faibles.

Les caractéristiques mécaniques des deux types de joints soudés sont également quelque peu différentes. Les microduretés relevées dans la zone fondue sont ainsi plus élevées pour le mode de soudage « keyhole ». Le même constat est fait à partir des caractéristiques en traction quasi statique. Il faut toutefois relativiser ces caractéristiques plus élevées obtenues au cours du soudage en mode « keyhole » en raison de la présence d'un plus grand nombre de petites porosités dans la zone fondue. En effet la présence de ces défauts de soudage entraîne une diminution drastique de la tenue à la fatigue des assemblages soudés en mode « keyhole », comparativement à ceux soudés en mode « conduction ».

Les travaux sur la tenue à la corrosion des assemblages soudés ont révélé une sensibilité accrue à la corrosion intergranulaire au niveau de la transition zone fondue / zone affectée thermiquement pour les deux modes de soudage. Dans le cas du soudage en mode « conduction », la zone de sensibilité à la corrosion est plus étendue ce qui va de pair avec les

analyses microscopiques qui ont permis d'observer une zone de transition plus large du fait de champs thermiques différents dans les tôles à assembler.

L'étude de l'influence des paramètres de soudage sur l'évolution du champ thermique a été réalisée grâce à une modélisation et une simulation numérique, mise en œuvre à l'aide du logiciel Abaqus. La simulation thermique du soudage s'appuie sur deux modèles de source de chaleur distincts représentatifs des deux modes de soudage « conduction » et « keyhole ». De plus pour le soudage en mode « conduction », il a été nécessaire de prendre en compte l'interaction entre le faisceau laser et le fil d'apport, qui induit un élargissement de la tâche focale. La mise en place d'un modèle transitoire a permis de montrer que nos études expérimentales étaient en grande partie réalisées en régime transitoire, le régime permanent n'étant atteint qu'en fin de soudage.

Une fois cette difficulté identifiée, nos travaux ont été centrés sur l'étude de l'influence des différents paramètres opératoires sur les mécanismes physiques induits par le procédé.

Si les paramètres puissance et vitesse ont, comme prévu, une influence majeure sur les cinétiques de refroidissement et par conséquent sur les performances des assemblages soudés, d'autres paramètres de mise en œuvre du soudage peuvent aussi agir de manière significative sur le champ thermique. Par exemple, la largeur de la gorge de l'outillage sur lequel sont fixés les éléments de l'assemblage pour être soudés a une influence importante sur l'histoire thermique. En effet une gorge relativement étroite permet l'obtention de gradients thermiques plus importants et donc, un meilleur contrôle des cinétiques de refroidissement dans la zone soudée et la ZAT. A l'inverse, il a été constaté que le gaz de protection n'a qu'un rôle limité voire négligeable, sur l'évolution du champ de température. Par ailleurs, nous avons mis en évidence que toute perturbation de l'interaction entre le laser et la matière augmente ponctuellement la vitesse de solidification sur les bords de la zone fondue, et tend ainsi à accroître le risque de fissuration à chaud.

Les résultats des simulations de l'histoire thermique des assemblages soudés dans diverses conditions ont été rapprochés des caractéristiques de la zone fondue afin de faire ressortir les paramètres de soudage les plus influents et les effets de leurs interactions puisqu'ils sont inévitablement couplés. Etudier l'influence du taux de silicium sur les caractéristiques mécaniques du joint soudé revient donc à étudier les rôles couplés du silicium et de la vitesse de refroidissement.

Il a ainsi été constaté qu'une augmentation du taux de silicium, couplée à une diminution de la vitesse de refroidissement conduit à une baisse des caractéristiques mécaniques telles que la microdureté et la limite d'élasticité. Au contraire, lorsqu'une augmentation du taux de silicium est couplée avec une augmentation de la vitesse de refroidissement, les caractéristiques des assemblages soudés sont améliorées.

D'autre part, les soudages réalisés en mode « conduction » sont beaucoup moins sensibles à la fissuration à chaud que ceux réalisés en mode « keyhole ». Cette différence de sensibilité est expliquée au travers du critère de fissuration que nous avons proposé par la combinaison d'une vitesse de soudage faible et d'un taux de silicium plus élevé dans le cas du mode de soudage « conduction ».

Enfin il a été possible de montrer à l'aide des simulations numériques que les vitesses de refroidissement obtenues aussi bien pour le mode « keyhole » que pour le mode « conduction » sont inférieures à celles obtenues lors d'une trempe.

Par conséquent un traitement post soudage consistant en une mise en solution suivie d'une trempe des échantillons soudés est susceptible de redonner aux assemblages des conditions optimales pour obtenir toute l'efficacité du traitement de durcissement par précipitation post soudage T78. En effet, une nette augmentation des caractéristiques mécaniques a été constatée pour la totalité des conditions de soudage lorsque l'on suit cette procédure post soudage. Ces essais ont de plus permis d'étudier l'influence seule de la composition de la zone fondue, puisque la vitesse de refroidissement par trempe est dans ce cas identique pour toutes les conditions de soudage. Nous avons ainsi constaté que lorsque le taux de silicium augmente la zone fondue et les assemblages soudés présentent respectivement une dureté et une limite d'élasticité plus élevées, ce qui tend à fragiliser les assemblages

Nous avons montré que l'ajout de ce traitement de mise en solution suivi d'une trempe avant le traitement T78 permettait aussi la suppression de la zone sensible à la corrosion intergranulaire.

Bien qu'un large panel d'études soit disponible sur le soudage laser, certains aspects demeurent insuffisamment étudiés, comme par exemple, les perturbations de l'interaction entre la pièce et le faisceau laser. Les origines de ces perturbations sont évoquées à partir de différents phénomènes (réflectivité très importante mais variable de la surface du liquide ou du fil d'apport, absorption partielle par l'environnement gazeux), mais ne sont jamais clairement expliquées. Connaître plus précisément les causes de ces pertes d'interaction pourrait aussi aider à choisir et contrôler les paramètres de soudage. Par ailleurs, sachant que les vitesses de refroidissement induites par le soudage ne sont pas du même ordre de grandeur que celles obtenues par trempe, il serait intéressant d'étudier le rôle d'un système de refroidissement localisé en arrière du cordon pour augmenter les cinétiques de refroidissement et approcher celles d'une trempe.

Références Bibliographiques

Bhattamishra A.K, Kishori Lal, “Microstructural studies on the effect of Si and Cr on the intergranular corrosion in Al-Mg-Si alloys”, material and Design, Vol 18, No 1, pp. 25-28, **1997**

Bogaerts A, Chen Z, “Effect of laser parameters on laser ablation and laser-induced plasma formation: A numerical modelling investigation”, Spectrochimica Acta Part B, 60, 1280-1307, **2005**

Braun R, “Nd:YAG laser butt welding of AA6013 using silicon and magnesium containing filler powders”, Materials science and Engineering A, 426, 250-262, **2006**

Cho J-H, Na S-J, “Implementation of real time multiple reflection and Fresnel absorption of laser beam in keyhole”, J.Phys. D:Appli.Phys.39, 5372-5378, **2006**

Cicala E, Duffet G, Andrzejewski H, Grevey D, “Continuous welding of Al-Mg-Si alloys with Nd:YAG laser irradiation: Tensile properties optimization of T-Joint seams”, Lasers in Engineering, 20 (3-4), pp.195-211, **2010**

Danis Y, Lacoste E, Arvieu C, “Numerical modeling of inconel 738LC deposition welding: Prediction of residual stress induced cracking”, Journal of Materials Processing Technology, 14, 2053-2061, **2010**

Drezet J.M, Allehaux D, “Application of the Rappaz-Drezet-Gremaud Hot Tearing Criterion to Welding of Aluminium Alloys”, 2nd International Workshop on Hot Cracking Phenomena in Welds, **2007**

Eibl M, Sonsino C.M, Kaufman H, Zhang G, “Fatigue assessment of laser welded thin sheet aluminium”, International journal of fatigue, 25, 719-731, **2003**

Fabrègue D, Microstructure et fissuration à chaud lors du soudage laser d’alliages d’aluminium 6000, PhD thesis, Institut national polytechnique de Grenoble, **2004**

Fabrègue D, Deschamps A, Suéry M, Proudhon H, “Two- and three- dimensional characterizations of hot tears in a Al-Mg-Si alloy laser weld”, Scripta Materialia, 59, 324-327, **2008**

Gallais C., Denquina A., Brechet Y., Lapasset G., « Precipitation microstructures in an AA6056 aluminium alloy after friction stir welding: Characterisation and modelling », Materials Science and Engineering A 496, 77–89, **2008**

Guillaumin V, Mankowski G “Localized corrosion of 6056 T6 aluminium alloy in chloride media”, Corrosion Science 42, 105-125, **2000**

Gruzleski J.E, Closset B, “the treatment of liquid aluminium-silicon alloys”, American Foundrymen’s Society, Desplaines, Illinois, 256p, **1990**

Hatami N, Babei R, Dadashzadh M, Davami P, “Modeling of hot tearing formation during solidification”, Journal of materials processing technology 205, 506-513, **2008**

Knudtson J.T, Green W.B, Sutton D.G “The UV-visible spectroscopy of laser-produced aluminium plasmas”, J. Appl. Phys., 61 (10), 4771-4780, **1987**

Lee J.Y, Ko S.H, Farson D.F, Yoo C.D “Mechanism of keyhole formation and stability in stationary laser welding”, J.Phys. D: Appl.Phys, 35, 1570-1576, **2002**

Mackenzie S, “Design of Quench Systems for Aluminium heat Treating Part 1- Quenchant Selection”, Industrial Heating, Houghton International, **2006**

Mackwood A.P, Crafer R.C, “Thermal modelling of laser welding and related processes: a literature review”, Optics and Laser Technology 37, 99-115, **2005**

Malarvizhi S, Raghukandan, Viswanathan N, “Investigations on the influence of post weld heat treatment on fatigue crack growth behaviour of electron beam welded AA2219 alloy, International journal of fatigue 30, 1543-1555, **2008**

Okon P, Dearden G, Watkins K, Sharp M, French P, “ Laser welding of aluminium 5083”, 21st international Congress on applications of lasers and Electro-Optics, Scottsdale, ISBN 0-912035-72-2, **2002**

Pastor M, Zhao H, Martukanitz R.P, Debroy T, “Porosity, Underfill and Magnesium Loss during Continuous Wave Nd:YAG Laser Welding of thin plates of Aluminium alloys 5182 and 5754”, Welding research supplement, 207-216, **1999**

Perry N, “Etude et développement des flux solides en vue d’application en soudage ATIG appliqué au titane et ses alliages ainsi qu’aux aciers inoxydables” PhD Thesis Ecole centrale Nantes, **2000**

Pierron N, Sallamand P, Matteï S “Study of magnesium and aluminium alloys absorption coefficient during Nd:YAG laser interaction”, Applied Surface Science, 253, 3208-3214, **2007**

Ploshikin V, Prikhodovshy A, Ilin A, Makhutin M, Heimerdinger C, Palm F, “Influence of the weld metal chemical composition on the solidification cracking susceptibility of AA6056-T4 alloy, IIW Doc.IX-2220-06, **2006**

Prinz C, Sotirov N, Kebler O, Hoffmann F, “Thermische Nachbehandlung der laserstrahlgeschweißten Al-Legierung AlSi1MgMn”, Haertere Technische Mitteilungen 59(1), 45-50, **2004**

Rappaz M, Drezet J.M, Gremaud M, “A new Hot-Tearing Criterion”, Metallurgical and materials transactions A, Volume 30A, 449-455, **1999**

Rozman R, Grabec I, Govekar E, “Influence of absorption mechanisms on laser-induced plasma plume”, Applied Surface Science, 254, 3295-3305, **2008**

Salminen A, “The filler wire- laser beam interaction during laser welding with low alloyed steel filler wire”, Mechanika, 84, 67-74, **2010**

Sarazin, E, Modélisation du soudage d'aluminium, PhD Thesis, Ecole Polytechnique, **1995**

Schneider M, Percage profond par laser : Analyse des processus physiques, PhD thesis Unniversité paris 6, **2006**

Sibillano T, Ancona A, Berardi V, "Correlation analysis in laser welding plasma", Optics Communications, 251, 139-148, **2005**

Sibillano T, Ancona A, Berardi V, Lugara P.M, "Real-time monitoring of laser welding by correlation analysis : The case of AA5083"Optics and Lasers Engineering", 45, 1005-1009, **2007**

Sotirov N, Keßler O, Hoffmann F, Mayr P, Zoch H.W, Thermische Nachbehandlung der laserstrahlgeschweißten Al-Legierungen AlSi1MgMn und AlCu4Mg1, Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, 36 1, 5-12, **2005**

Staron P, Vaidya W.V, Koçak M, "Precipitates in laser beam welded aluminium alloy AA6056 but joints studie by small- angle neutron scattering", Material Science and Engineering A, doi:10.1016/j.msea.2009.06.058, **2009**

Svenningsen G, Larsen M.H, Walmsley J.C, Nordlien J.H, Nisancioglu K, "Effect of artificial aging on intergranular corrosion of extruded ALMgSi alloy with small Cu content", Corrosion Science 48, 1528-1543, **2006**

Tsushima K, Shibata K., Sakamoto H., "Mechanical properties of aluminium die castings welded by ND : YAG laser beams", Welding International, 19 (3), 193-198, **2005**

Vaidya W.V, Horstmann M, Seib E, Toksoy K, Koçak M, "Assessment of fracture and fatigue crack propagation of laser beam and friction stir welded aluminium and magnesium alloys", Advanced Engineering Materials, 8, No 5, **2006**

Vollersten F, Buschenhenke F, Seefeld T, "Reduction of hot cracking in laser welding using hypereutectic AlSi filler wire", IIW, IV-936-07, **2007**

Wei H.Y, Dong Z.B, Liu R.P, Dong Z.J, "Three dimensional numerical simulation of weld solidification cracking", Modelling Simulation Materials Science Engineering, 13, 437-454, **2007**

Wloka J, Hack T, Virtanen S, "Local electrochemical properties of laser beam welded high strength Al-Zn-Mg-Cu alloys", Materials and Corrosion, 59, No 1, **2008**

Zain-ul-abdein M, Nelias D, Jullien J.F, Deloison D, "Experimental investigation and finite element simulation of laser beam welding induced residual stresses and distortions in thin sheets of AA 6056-T4", American Society of Mechanical Engineers, Pressure Vessels and Piping Division, 6 (PART A), 371-379, **2010**

Zhao H, Debroy T, "Weld Metal Composition Change during Conduction Mode Laser Welding of Aluminium Alloy 5182", Metallurgical and materials transactions B, 172-Volume 32 B, **2001**

ABSTRACT

The development of laser welding in various branches of industry particularly in the aeronautics during the last decade, required many studies still insufficient in number to understand and control the conditions of laser welding concerning laser / material interaction, as well as thermal transfers or metallurgical aspects. The approach followed in this study consists (1) to bring to light experimentally the problem of laser welding of aluminium based alloy, that is the coupling of the effects between the various welding parameters, (2) to describe the thermal history of an operation of laser welding from a modelling and from a numerical simulation and (3) to exploit the knowledge of the thermal evolution of an assembly all along welding operation to optimize the mechanical performance of the assembly in term of static resistance, resistance to hot cracking, fatigue and corrosion resistance. The deficit of performance for example in term of tensile resistance is mainly related to too low speeds of cooling during welding compared with quenching. It justifies the efficiency of a post welding solution heat treatment before a precipitation hardening treatment.

Laser welding, microstructure, conduction, keyhole, heat treatable aluminium, numerical simulation, mechanical characteristic

RESUME

Le développement du soudage laser dans divers secteurs industriels particulièrement dans l'aéronautique au cours de la dernière décennie, a nécessité bien des études encore insuffisantes en nombre pour bien comprendre et contrôler les conditions de soudage laser que ce soit au niveau interaction laser/matière, au niveau des transferts thermiques ou au niveau métallurgique. La démarche suivie dans cette étude consiste (1) à mettre en évidence expérimentalement la problématique du soudage laser d'alliage base aluminium, c'est-à-dire le couplage des effets entre les différents paramètres de soudage, (2) à décrire l'histoire thermique d'une opération de soudage laser à partir d'une modélisation et d'une simulation numérique et (3) à exploiter la connaissance de l'évolution thermique d'un assemblage en cours de soudage pour optimiser les performances mécaniques de l'assemblage en terme de résistance statique, de résistance à la fissuration à chaud, de tenue à la fatigue et de résistance à la corrosion. Les déficits de performance par exemple en terme de résistance sont principalement attribuable à des vitesses de refroidissement trop faibles au cours du soudage comparativement à des trempes ce qui justifie l'efficacité d'un traitement de mise en solution post soudage préalablement à un traitement de durcissement par précipitation.

Soudage laser, microstructure, conduction, keyhole, aluminium à durcissement structural, simulation numérique, caractéristiques mécaniques