

CHAPITRE 2

REVUE DE LA LITTÉRATURE

MCours.com

2.1 Introduction

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

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

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

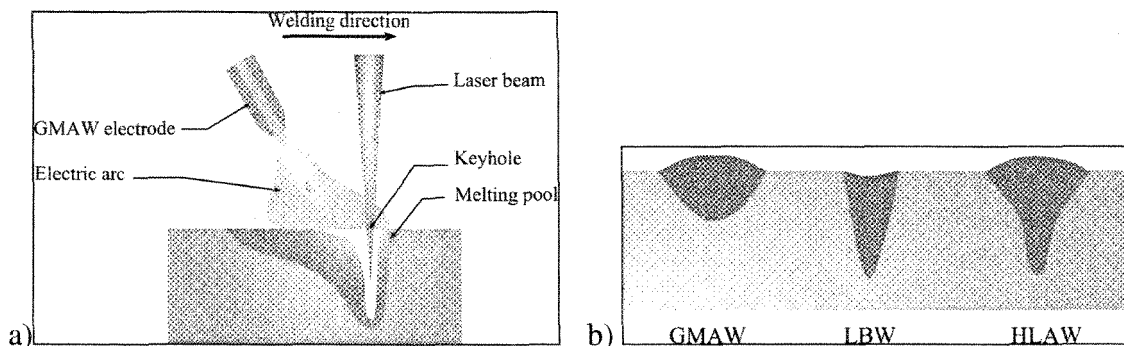


Figure 1: En a) le procédé hybride avec laser devant et en b) la différence de géométrie de la zone fondue des différents procédés de soudage [44]

2.2 Principes du procédé de soudage hybride laser-GMAW

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

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

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

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

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

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

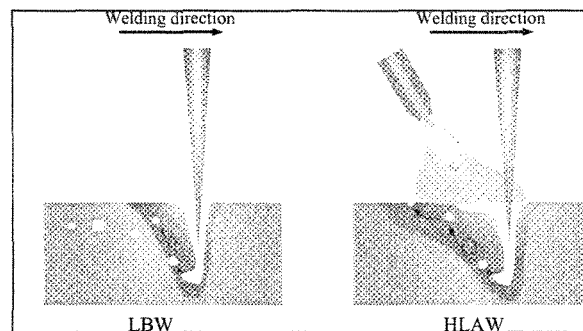


Figure 2: la différence de porosité entre le LBW et le HLAW [44]

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

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

2.3 Avantages et inconvénients

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

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

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

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

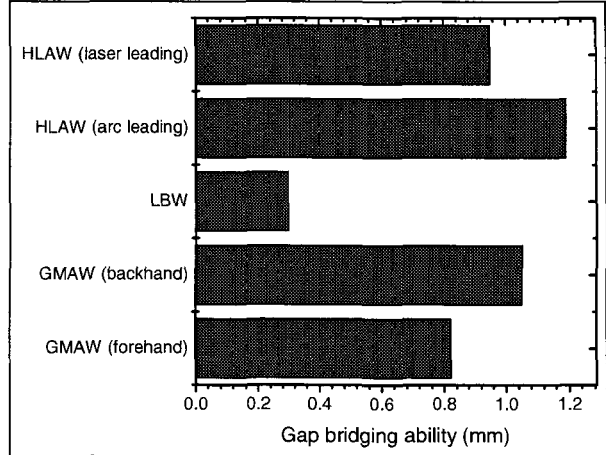


Figure 3: Espacement maximal entre les pièces pour différents procédés de soudage [30]

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

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

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

Tableau 1: Sommaire des avantages et inconvénients des trois procédés

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

2.4.1 Type de laser

Le type de laser utilisé peut grandement affecter le procédé hybride. Les deux principaux types de laser utilisés sont les lasers Nd :YAG (état solide) et les lasers CO₂ (état gazeux). D'autres types de laser sont aussi utilisés, les lasers fibre, les lasers disque et les diodes laser à grandes puissances HPDL (high power diode laser).

La grande différence entre le laser Nd :YAG et le laser CO₂, est la longueur d'onde des faisceaux, qui pour le CO₂ est de 10,6 µm, tandis qu'elle est de 1,06 µm pour le Nd :YAG [6]. L'absorption du faisceau par l'aluminium est d'environ 2 à 4 % pour une longueur d'onde de 10,6 µm et peut doubler pour une longueur d'onde de 1,06 µm [12]. Conséquemment, l'intensité de l'irradiation nécessaire pour souder est deux fois plus importante pour le laser CO₂ [16]. De plus, une portion non négligeable de l'énergie est absorbée par le plasma du capillaire pour une longueur d'onde de 10,6 µm, contrairement à celle du laser Nd :YAG [17, 23, 25]. Bien que le laser CO₂ donne lieu à une meilleur efficacité électrique ainsi qu'un coût d'opération moindre pour une même puissance, le laser Nd :YAG possède, pour sa part, une meilleure efficacité de procédé, particulièrement sur les métaux à haut coefficient de réflexion comme l'aluminium [16]. Le faisceau du laser Nd :YAG peut être propagé sur de grandes distances à l'aide d'une fibre optique tout en limitant la dégradation de celui-ci [16, 24, 58]. De son côté, le laser CO₂ requiert de dispendieux systèmes à commande numérique par ordinateur à bras rigides, qui guident le

faisceau laser à l'aide de miroirs optiques [24]. Bien que le laser CO₂ possède une puissance plus élevée (ex. 15 kW), tandis que le laser Nd :YAG est limité à environ 6 kW [29], le laser Nd :YAG est généralement préféré pour le soudage de l'aluminium, à l'aide du procédé hybride [13]. Ceci est causé par la meilleure efficacité de soudage, ainsi qu'à la facilité du transport du faisceau Nd :YAG par fibre optique, en raison de sa plus courte longueur d'onde. Les puissances citées plus haut sont à titres indicatifs des puissances rencontrées en industrie, tandis que les puissances en laboratoire peuvent être plus élevées.

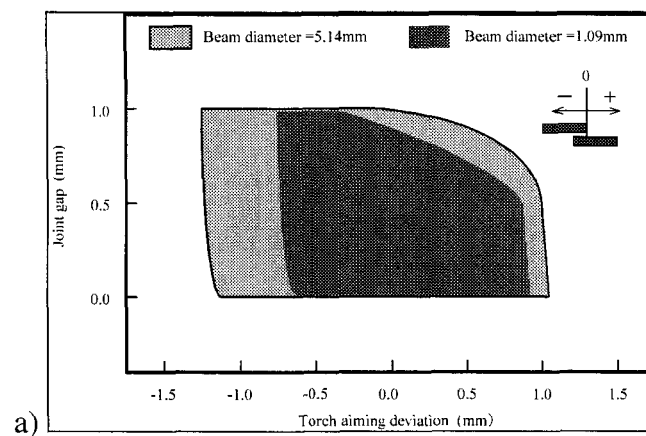
Il existe plusieurs manières de générer un faisceau à haute énergie à l'aide de cristaux solides. Ces faisceaux peuvent être produits par pompage par lampes flash très puissantes ou par pompage par diodes laser. Le procédé de pompage par diodes peut être utilisé sur des barres (diode pumped Nd :YAG),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

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

2.4.2 Diamètre du faisceau

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

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



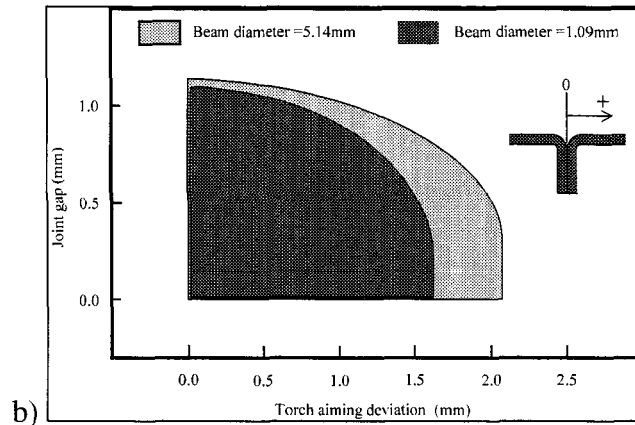


Figure 4: La déviation possible par rapport au diamètre du faisceau pour une configuration en a, par recouvrement et en b, par bords retombés [61]

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

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

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

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

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

2.6 La configuration du procédé HLAW

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

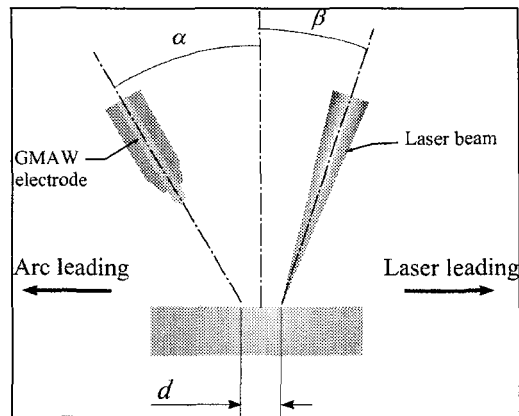


Figure 5: La configuration schématique du procédé HLAW [44]

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

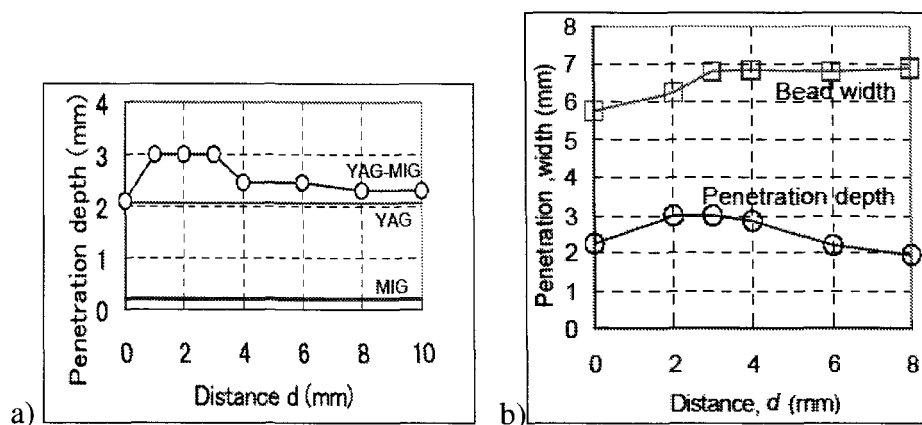


Figure 6: Influence de la distance d pour un alliage AA5052-AA5356 en configuration cordon sur plaque, vitesse de soudage $2,7 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ et laser Nd :YAG 3,1 kW en a) sur la pénétration (intensité de l'arc 120A) et en b) sur la pénétration et la largeur (intensité de l'arc 180A)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

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

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

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

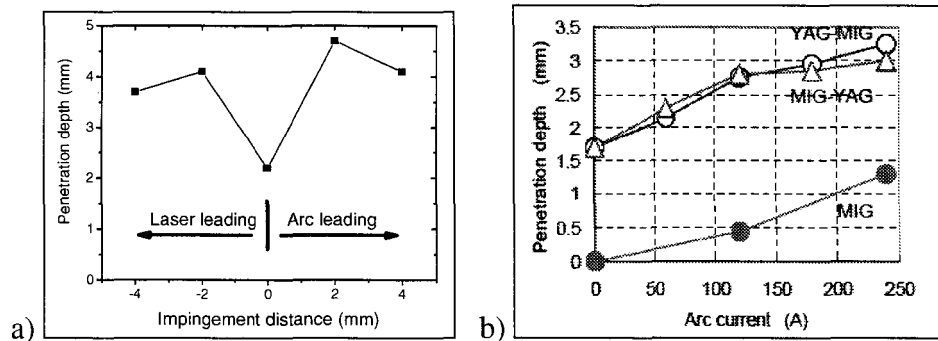


Figure 7 : Pénétration par rapport au procédé devant ainsi que, en a), la distance d à courant constant (140 A), un d positif implique un arc qui précède le laser [25] et en b), le courant à distance d constante [63]

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

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

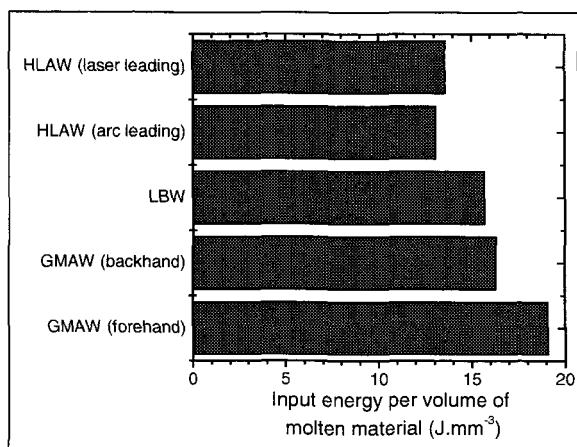


Figure 8: L'énergie utilisée par volume de métal fondu pour les différents procédés [30]

2.7 Problèmes reliés au soudage des alliages d'aluminium

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

2.7.1 Porosité

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

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

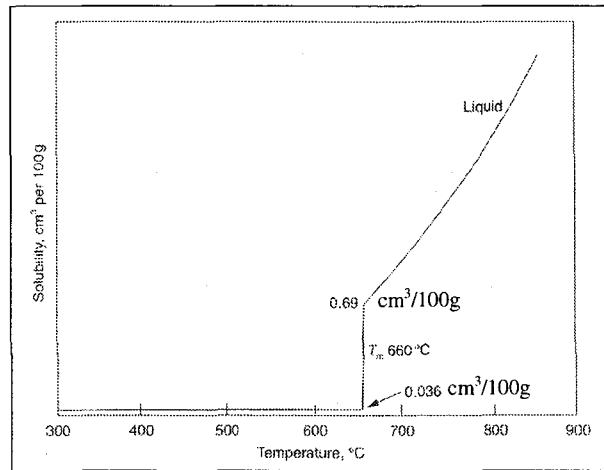


Figure 9: Solubilité de l'hydrogène dans l'aluminium [34]

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

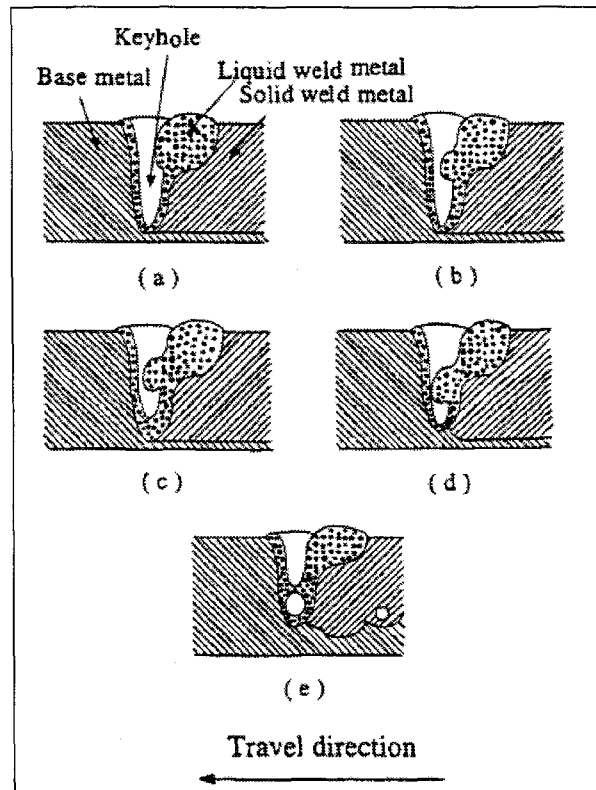


Figure 10: Mécanisme de fermeture sporadique du capillaire laissant une porosité à la racine [40]

2.7.2 Film d'oxyde

L'aluminium et ses alliages sont très réactifs à l'atmosphère, ce qui signifie qu'une mince couche d'oxyde se forme instantanément au contact de l'air. Cette couche de céramique (Al_2O_3) est à la fois isolante d'un point de vue thermique et d'un point de vue électrique. De plus, le point de fusion du métal pur est de 660°C , tandis que celui de l'oxyde est de 2060°C . L'introduction de particules de Al_2O_3 à l'intérieur du joint soudé peut grandement diminuer les propriétés mécaniques de ce dernier, car l'alumine est un composé fragile et très dur. Il est donc impératif d'éliminer la couche d'oxyde afin de produire un joint continu lors du soudage des alliages d'aluminium. Pour ce faire, un nettoyage de tous résidus graisseux est nécessaire, suivi d'un nettoyage mécanique effectué

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

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

2.7.3 Vaporisation d'éléments d'alliage

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

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

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

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

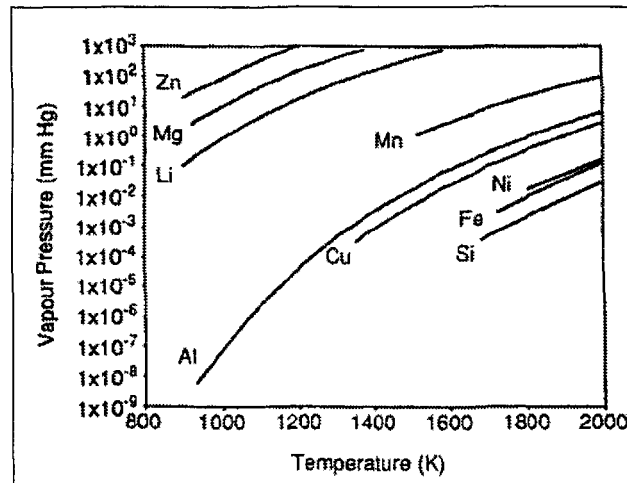


Figure 11: Pression de vapeur en fonction de la température de différents éléments chimiques [68]

2.7.4 Perte de propriétés mécaniques

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

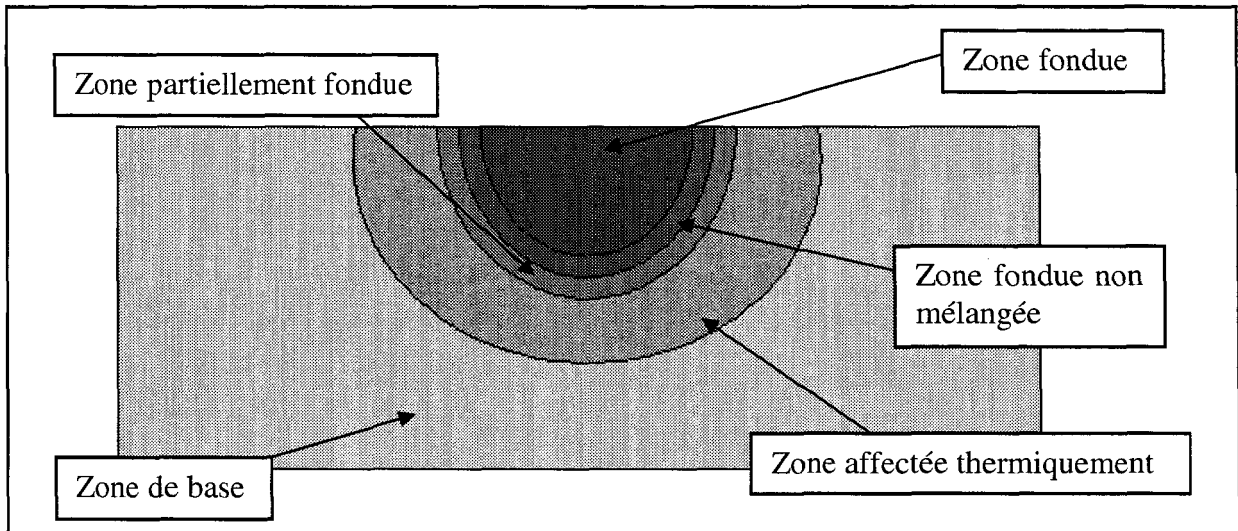


Figure 12: Illustration des zones présentes lors du soudage

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

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

2.7.5 Fissuration à chaud

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

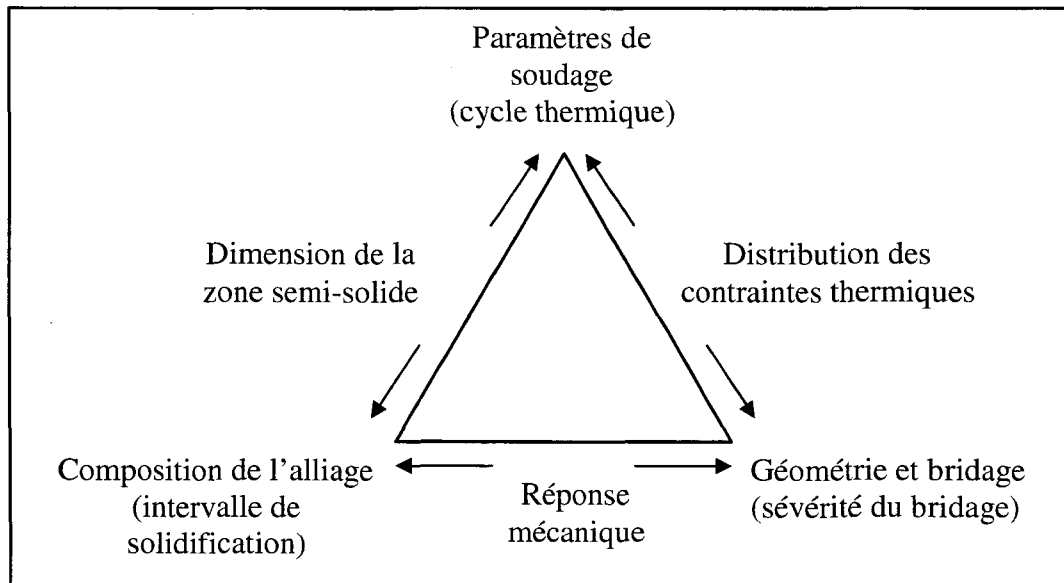


Figure 13: Diagramme illustrant la complexité des interactions des paramètres affectant la fissuration à chaud [7]

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

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

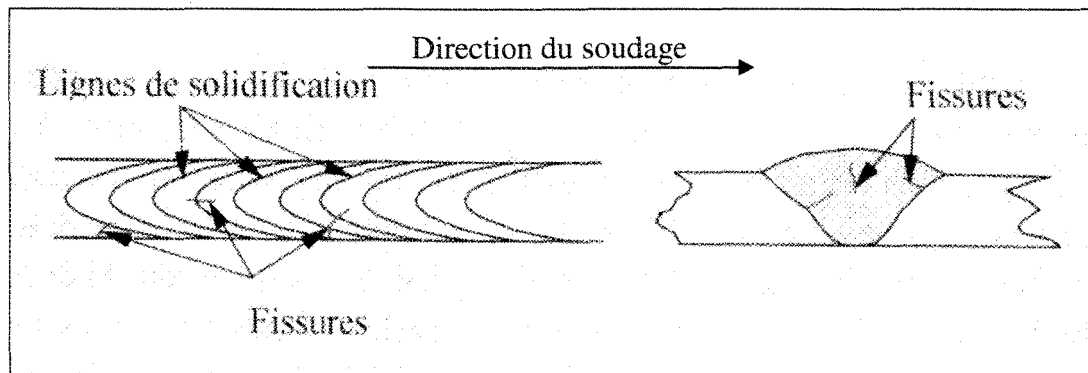


Figure 14: Exemple de localisation des fissures à chaud [5]

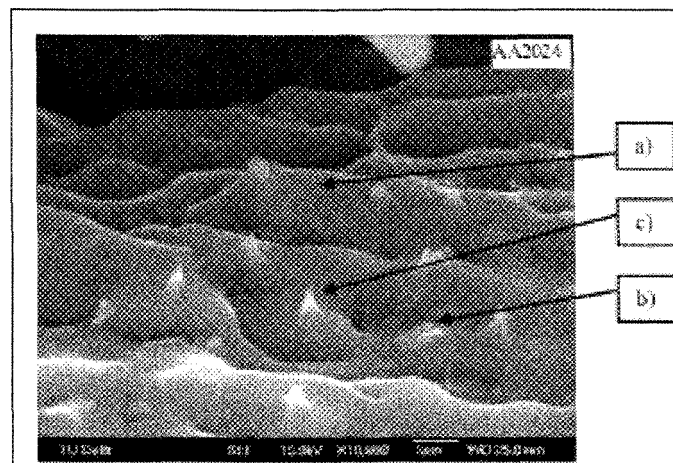


Figure 15: Surface d'une fissure d'alliage A2024 au MEB montrant en a) l'interface lisse de l'état liquide, en b) la fracture mode solide et en c) la fracture en mode liquide [22]

2.7.5.1 Effets de la composition chimique

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

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

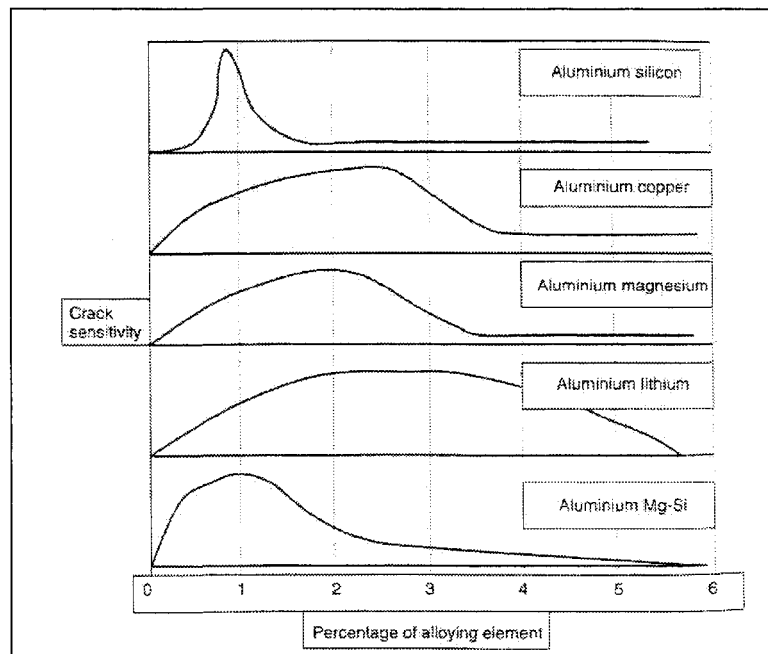


Figure 16: Sensibilité à la fissuration à chaud par rapport à la teneur en différents éléments d'alliage [34]

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

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

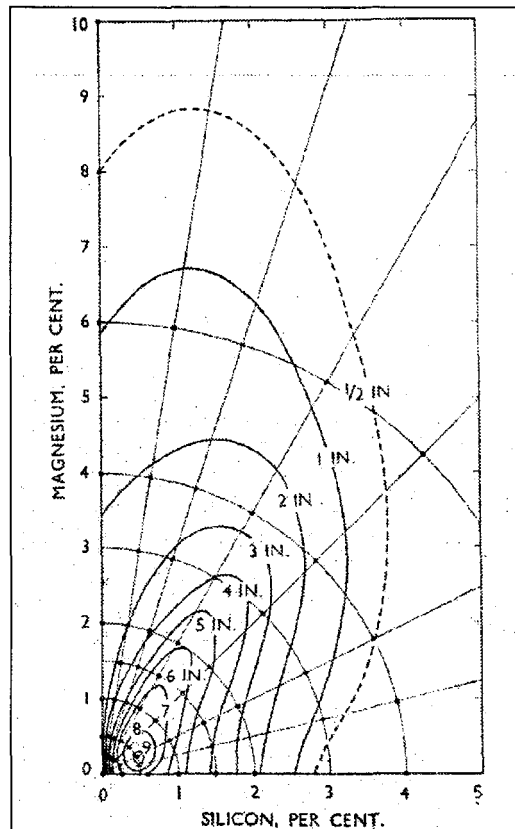


Figure 17 : Diagramme ternaire de sensibilité à la fissuration à chaud pour les alliages d'aluminium-magnésium-silicium les courbes représentent la longueur totale des fissures en pouce (IN) [26]

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

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

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

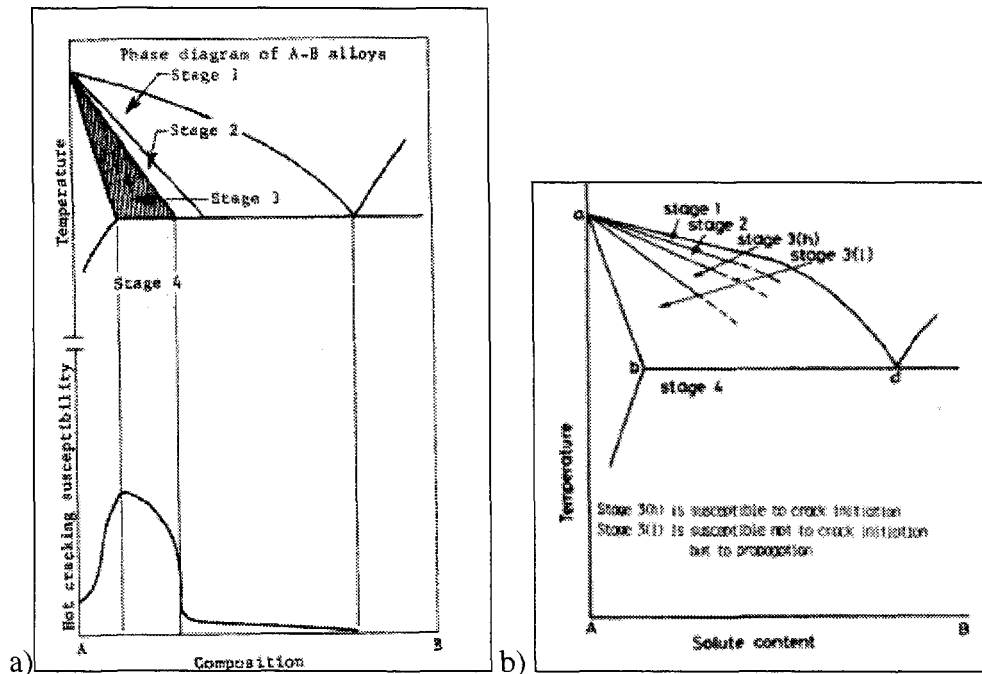


Figure 18: Les quatre stades de la solidification en a), selon Borland [67] et en b), selon Matsuda et al. [35]

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

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

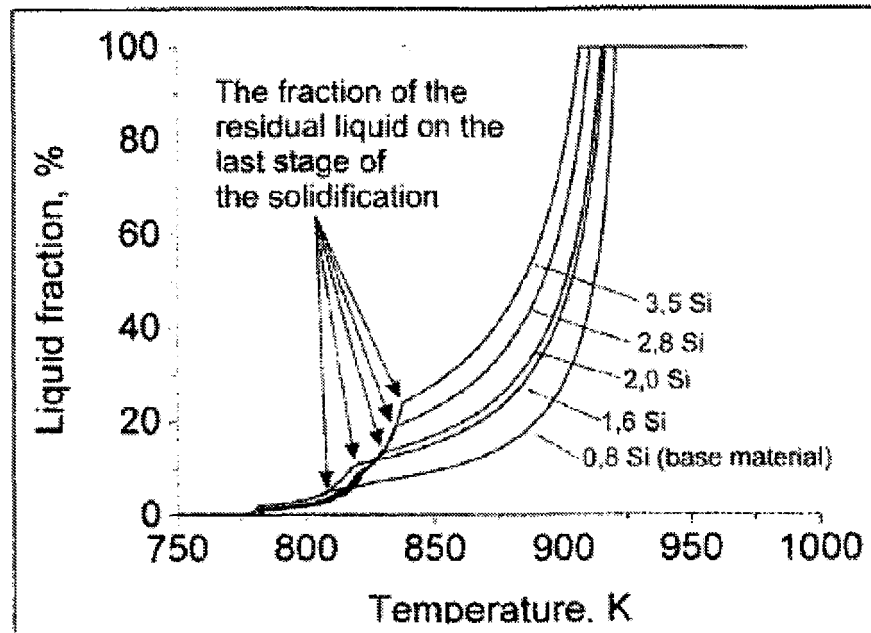


Figure 19 : L'influence de la composition en silicium (pourcentage massique) sur la fraction liquide d'un alliage d'aluminium en fonction de la température [43]

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

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

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

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

2.7.5.2 Effets de la vitesse de soudage

La vitesse de soudage peut avoir un effet direct sur les contraintes, à cause du délai de diffusion de la chaleur. En effet, lorsque la vitesse de soudage est grande, la source se déplace à grande vitesse, tandis que la diffusion de la chaleur dans la pièce est restreinte par le coefficient de transfert de chaleur par conduction. Les contraintes proviennent du fait que les régions plus froides voisines des régions plus chaudes empêchent l'expansion thermique de ces dernières [22]. Lors du déplacement de la source, la température dans la région chaude diminue rapidement en raison du fait que la source de chaleur s'éloigne (ΔT négatif). Par la suite, la température des régions froides environnantes augmente à cause de la conduction thermique de la chaleur provenant du bain de métal en fusion (ΔT positif). La conséquence de cette inversion du ΔT est que l'alliage proche de la ligne de fusion centrale commence à se contracter, tandis que les régions voisines tendent à prendre de l'expansion comme l'illustre la figure 20. Un tel comportement occasionne une contrainte en tension graduellement grandissante près du centre de la zone fondue. La force est donc appliquée directement dans l'intervalle de température semi-solide. Cette inversion du ΔT pourrait

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

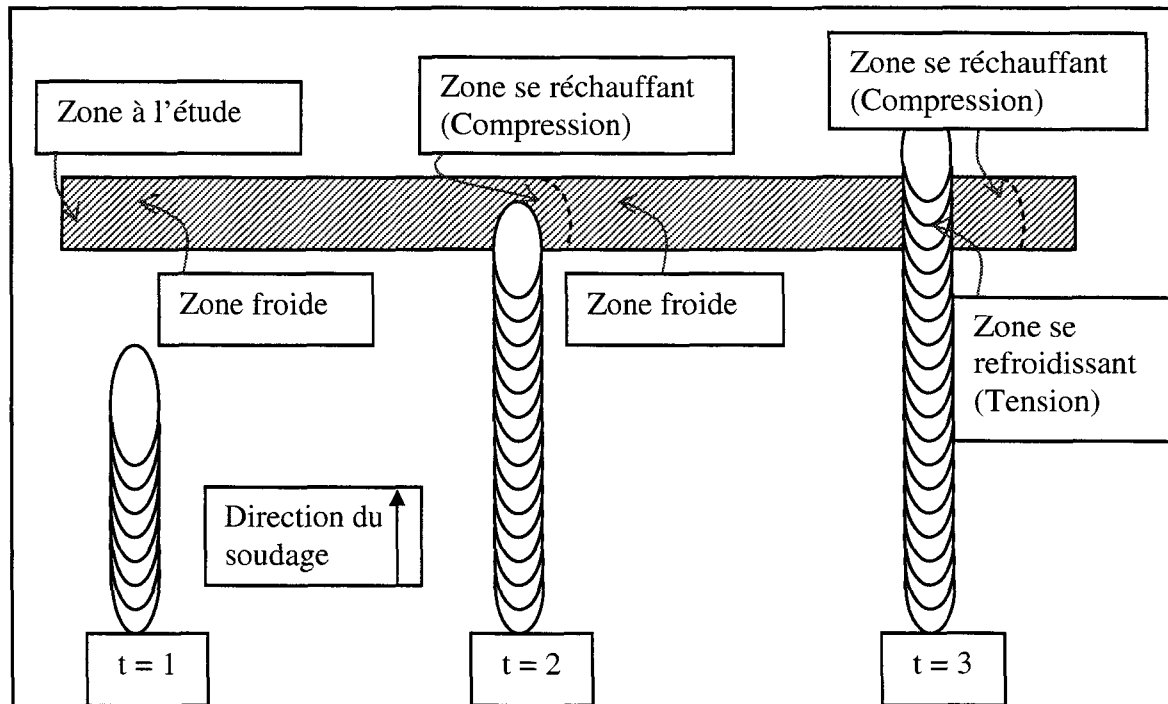


Figure 20: Représentation des contraintes lors du soudage à grande vitesse

L'ajout d'une nouvelle source de chaleur a été analysé numériquement par Hu et al. En tenant compte des trois points suivants : (i) la source doit suspendre l'inversion du ΔT , (ii) la source ne doit pas engendrer de fusion supplémentaire et finalement, (iii) la source doit être basée sur un arc électrique pour le côté pratique. Suite aux analyses numériques, une expérimentation a été effectuée. La source additionnelle était placée 2 mm à côté et 9 mm en arrière du laser avec une puissance de 800 W, pour le soudage autogène de l'alliage AA2024. Les figures 21 a) et b) illustrent la différence de contrainte lors du refroidissement entre le soudage sans source supplémentaire en a) et avec la source supplémentaire en b). Il

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

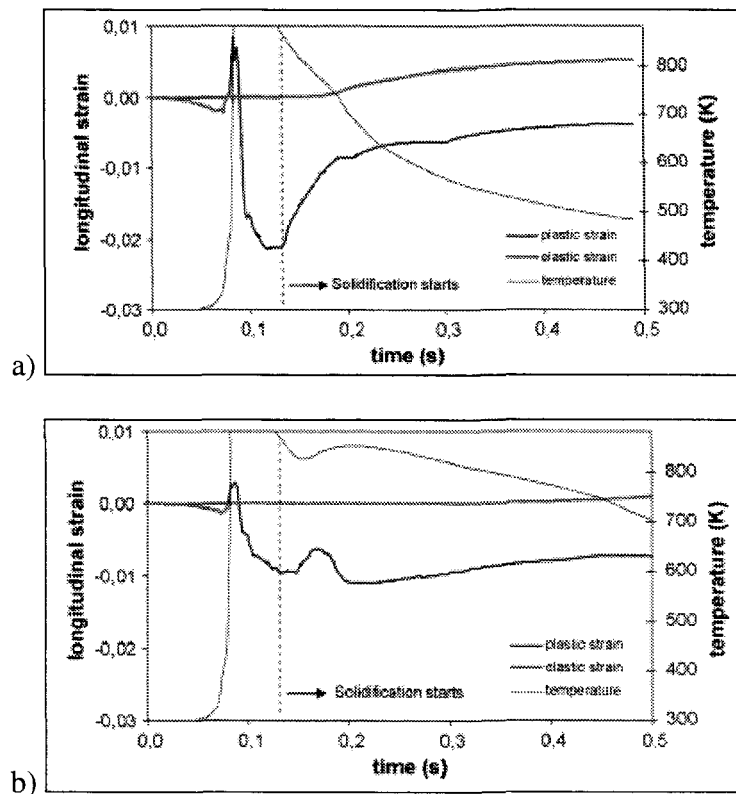


Figure 21: Contraintes longitudinales lors du refroidissement [22]

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

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

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

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

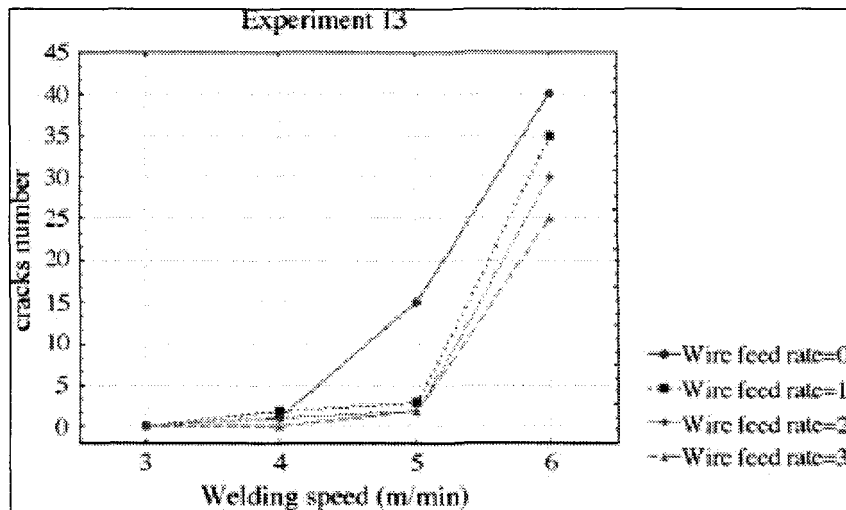
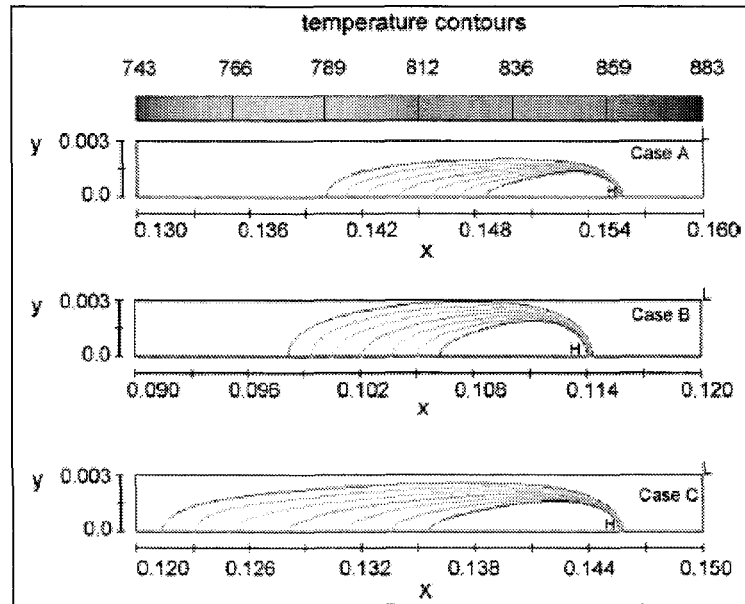


Figure 22 : L'influence de la vitesse de soudage sur le nombre de fissures (AA6056-AA4047, configuration bout à bout) [8]



AA7075	Number of cracks	Travel speed (mm/s)	Laser power (kW)	Arc power (kW)
Case A	1	100	3.0	1.0
Case B	0	40	2.0	1.0
Case C	12	100	3.0	1.7

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