



MINISTÈRE DE L'ENSEIGNEMENT SUPÉRIEUR ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE

**Ecole Nationale Polytechnique d'Alger**

**Département de Métallurgie**

**PROJET DE FIN D'ETUDES**

Pour l'obtention du diplôme d'ingénieur  
d'état en Métallurgie

Présenté par

**BENALIA Louggani & TABBECH Abdelhadi**

**Thème**

Caractérisation des soudures laser Yb-YAG de  
l'alliage d'aluminium 2024T3

Dirigé par :

M. DJEGHLAL  
S.OUALLAM

Professeur, ENP Alger  
Chercheur CSC

Encadreur ENP  
Encadreur CSC

ENP 2015

Ecole Nationale Polytechnique 10, Avenue Hassan Badi, El Harrach, Alger.

## ملخص

إن المثابرة من أجل تحسين مردود القطع المستعملة في مجال صناعة الطيران (نسبة المقاومة العالية إلى الكثافة) وكذا السعي إلى تخفيض وزنها وأسعارها قادتنا إلى دراسة مختلف تقنيات الإلحام المطبقة على خلائط الألمنيوم. إن الشغل الأساسي خلال عملية تلحيم خلائط الألمنيوم بالانصهار يتمثل في اجتناب العيوب التي قد تنجم عن هذه العملية (المسامية؛ التشققات....) وكذا السعي إلى تحسين مختلف الخصائص والتي لها علاقة بالبنية المجهرية. في هذا العمل استعملنا قطعا من خليط الألمنيوم 2024T3 ألحمت باستعمال حزمة ليزر عالية الطاقة من نوع Yb-YAG في إطار دراسة تهدف إلى تحديد تأثير مختلف الشروط التطبيقية لعملة الإلحام على التطور الحاصل لخصائص الشريط الملحم؛ وبالتحديد دراسة التطور الحاصل للبنية الهندسية لهذا الشريط وكذا بنيته المجهرية وخصائصه الميكانيكية بدلالة شروط العمل وهذا يشمل شكل الحزمة؛ وضعية المحرق وكذا سرعة التلحيم.

## كلمات مفتاحية

خليط الألمنيوم 2024T3؛ تلحيم بالليزر Yb-YAG؛ بنية مجهرية؛ خصائص ميكانيكية.

## Résumé

Pour la fabrication aérospatiale, la persévérance pour améliorer le rendement (haute résistance au rapport de densité) et la réduction du poids et des coûts a motivé l'étude des techniques de soudage applicables aux alliages d'aluminium. Pendant le soudage par fusion de des alliages d'aluminium, l'évitement de défauts (porosité, fissure,...) et l'optimisation des caractéristiques microstructure-propriétés sont une occupation fondamentale. Dans ce travail, le 2024T3 a été soudé par faisceau laser à haute densité d'énergie, dans le cadre d'une étude visant à déterminer l'influence des conditions paramétriques sur les caractéristiques de la soudure. Plus précisément, l'évolution de la géométrie de cordon, de leur microstructure et des propriétés mécaniques a été étudiée en fonction des conditions du procédé, y compris la configuration du faisceau, position focale et la vitesse de soudage.

## Mots-clés

Aluminium 2024T3, soudage laser Yb-YAG, microstructure, propriétés mécaniques.

## Abstract

In aerospace manufacturing, the perseverance to improve the performance (high resistance to density ratio) and reduce the weight and the cost motivated the study of welding techniques applicable in aluminum alloys. During the fusion welding of aluminum alloy 2024T3, avoidance of defects (pores, cracks...) and optimization of microstructure-properties are fundamental features occupation. In this work, the 2024T3 was been welded by high energy density laser beam, as part of a study to determine the influence of parametric conditions on the characteristics of the weld. More specifically, changes in the cord geometry, their microstructure and mechanical properties has been studied as a function of process conditions, including the laser beam, focal position and the welding speed.

## Keywords

2024T3 aluminum, Yb-YAG laser welding, microstructure, mechanical properties.

## ***Dédicace***

*Je dédie ce modeste travail à :  
Mes très chers parents pour leur amour, courage  
Et volonté qu'ils m'ont inculqués.  
Que dieu les gardent et les protègent.*

*Mes sœurs Soad et Imane ainsi qu'à mes adorables  
frères :  
Mohamed, Rachid, Nouredine et Oussama qui mon  
aidé durant le  
Parcours de ma formation.*

*Tous mes amis et tous mes camarades en  
Particulier Rachid et Kouider.*

*Tous ceux qui m'aiment et tous ceux que j'aime.*

*Abdelhadi*

## *Dédicace*

*Je profite de cette occasion pour dédier ce modeste travail :  
À celle qui m'est chère et qui m'a appris beaucoup.... **Ma mère ;**  
À celui qui m'a appris comment affronter la vie en souriant ....  
**Mon père ;***

*À Mes sœurs **Fatiha, Djamila, Zahra, et Safia. ;***

*A Mes frères **Mahjoub, Mostapha, Abderazzak et Hassan ;***

*À Mes cousins et cousines Mes oncles et tantes et toute la famille  
**BENALIA ;***

*À tous mes chers Amis chacun par son nom en particulier :  
**Lazhar & Hocine ;***

*Mes Amis de la cité universitaire Cifosse d'annaba ;*

*Mes Amis de la cité universitaire Bouraoui Amar d'alger ;*

*Tous ceux qui m'aiment et tous ceux que j'aime.*

*B.Loggani*

# *Remerciements*

Avant tout, nous remercions ALLAH tout puissant de nous avoir donné la volonté et le courage de mener à bien ce travail.

Nous tenons à remercier en premier lieu nos deux promoteurs Mr. Med Lamine DJEGHLAL et Mr.Seddik OUALLAM pour la confiance qu'ils ont placée en nous, pour leur permanente disponibilité, leur investissement et leurs précieux conseils qui nous ont guidés dans l'élaboration de ce travail.

Nous adressons également nos remerciements à tous les membres du jury Dr. K. Abadli, Dr. I. Belhadef et Dr. S. Mermoul respectivement président de jury et examinateurs qui ont pris le soin de consulter notre travail et de le juger. C'est vraiment un grand honneur pour nous. Merci

Nos grands remerciements, vont aux laboratoires ENSAM-ParisTech MSMP d'Aix en Provence à leur tête Pr.L. BARRALLIER et Dr. J.Eric.MASSE et le laboratoire PIMM du centre de Paris à leur tête Pr.F. PEYRE et Mme C.DUPUY pour leur collaboration à réaliser les soudures laser.

Nos vifs remerciements s'adressent également à toutes les personnes qui ont nous aidé pour la réalisation de ce travail. En particulier :

- Mr. YAHY Mostapha le directeur général du CSC.
- Mr. BOUTAGHANE Amar le chef de division de soudage et techniques connexes.
- Tous les personnes du CSC travailleurs et chercheurs et notamment L'ingénieur de laboratoire de métallurgie et mécanique Amine et le chercheur Lamine KABA.
- Tous nos amis et notamment les étudiants du département de métallurgie.

Nous adressons également nos remerciements à tous les enseignants qui ont participé à notre formation et l'aide qu'ils nous ont fournie pendant notre cursus.

## Sommaire

Introduction Générale .....	1
-----------------------------	---

### **Chapitre I : Généralités sur l'aluminium et ses alliages**

I.1. Introduction .....	2
I.2. Aluminium .....	2
I.2.1. Propriétés de l'aluminium pur .....	2
I.2.2. Influence des éléments d'addition .....	3
I.2.2. Etat métallurgique .....	4
I.3. Présentation des alliages .....	5
I.3.1. Les alliages de fonderie .....	5
I.3.1.1. Définition .....	5
I.3.1.2. Désignation .....	5
I.3.1.3. Caractéristiques des alliages de fonderie .....	6
I.3.2. Les alliages de corroyage .....	6
I.3.2.1. Définition .....	6
I.3.2.2. Désignation .....	6
I.4. L'alliage 2024T3 .....	7
I.4.1. Présentation générale .....	7
I.4.2. Le durcissement structural .....	9
I.4.2.1. Introduction .....	9
I.4.2.2. Principe du durcissement structural .....	9
I.5. Soudabilité des alliages d'aluminium .....	15
I.6. Domaines d'application de l'aluminium .....	15

### **Chapitre II : Généralités sur le soudage laser d'alliages d'aluminium**

II.1. Introduction .....	16
II.2. Le procédé de soudage laser .....	16
II.2.1. Le rayonnement laser .....	16
II.2.2. Principe de procédés de soudage laser : .....	17
II.2.2.1. Le soudage laser par conduction .....	17
II.2.2.2. Le soudage laser par Keyhole .....	18
II.2.3. Avantages et inconvénients du soudage laser .....	19
II.3. Types de soudage laser.....	20

II.3.1. Laser CO <sub>2</sub> .....	20
II.3.2. Laser à semi-conducteur (diode laser) .....	21
II.3.3. Laser Nd-YAG .....	21
II.3.4. Laser Yb-YAG .....	22
II.4. Influence des paramètres de soudage .....	23
II.4.1. La puissance du laser .....	23
II.4.2. Positionnement et nombre de faisceaux .....	24
II.4.3. La vitesse de soudage .....	25
II.4.3. Le gaz de protection .....	25
II.4.4. Le matériau à assembler .....	27
II.5. Les défauts de soudage.....	27
II.5.1. Les défauts géométriques .....	28
II.5.2. Les défauts métallurgiques.....	28
II.6. Structures de solidification induites par l'opération de soudage laser .....	30

### **Chapitre III: Matériaux et techniques expérimentales**

III.1. Introduction.....	32
III.2. Présentation du matériau étudié .....	32
III.3. Préparation métallographique .....	32
III.3.1.Enrobage .....	32
III.3.2. Polissage mécanique .....	33
III.3.3.Attaque chimique .....	34
III.4.Méthodes d'observation.....	34
III.5. Essai de microdureté.....	35
III.6. Essai de traction .....	37
III.7. Procédés de soudage Yb-YAG .....	38

### **Chapitre IV: Résultats et interprétations**

IV.1. Introduction .....	44
IV.2. Contrôle de soudure laser .....	44
IV.2.1. Contrôle visuel des soudures obtenues en configuration monospot.....	44
IV.2.2. Contrôle visuel des soudures obtenues en configuration bispot.....	45
IV.3. Analyse de la géométrie des cordons obtenus en configuration monospot et bispot .....	46
IV.4. Morphologie de solidification des cordons .....	47
IV.5. Caractérisation macroscopique.....	48

IV.5.1. Effet de l'énergie .....	48
IV.5.2.Effet de la position focale dans la configuration bispot .....	55
IV.5.3. Effet de l'épaisseur de la tôle .....	55
IV.6. Caractérisation microscopique .....	58
IV.6.1. Métal de base (MB) .....	58
IV.6.2. Zone fondue (ZF).....	59
IV.6.3. Zone affectée thermiquement (ZAT).....	60
IV.7.Caractérisation mécanique.....	60
IV.7.1. Résultats de l'essai de microdureté .....	60
IV.7.1.1. Cordons réalisés en monospot .....	61
IV.7.1.2. Cordons réalisés en bispot .....	63
IV.7.2. Résultats de l'essai de traction.....	68
IV.7.2.1. Influence de la vitesse de soudage sur les propriétés mécaniques du matériau	68
IV.7.2.2. Influence de la configuration sur les propriétés mécanique .....	71
<b>Conclusion générale</b> .....	72
<b>Bibliographies</b> .....	73



## Liste des figures

### Chapitre I

Figure I. 1: Diagramme de phase binaire a)Al-Cu ;b) Al-Mg. ....	3
Figure I. 2: Microstructure du métal de base .....	8
Figure I. 3: Diagramme d'équilibre Al-Cu .....	9
Figure I. 4: Microstructures obtenues à l'ambiante dans un alliage Al-4% Cu .....	10
Figure I. 5: Microstructure obtenue à l'ambiante dans un alliage Al-4%Cu.....	10
Figure I. 6: Diagramme d'équilibre Al-Cu .....	11
Figure I. 7: Les zones de Guignier-Preston .....	11
Figure I. 8: Formation de la précipités $\theta''$ .....	12
Figure I. 9: Formation de la précipités $\theta'$ .....	12
Figure I. 10: Formation de la phase d'équilibre $\theta$ .....	13
Figure I. 11: Diagramme d'équilibre Al-Cu-Mg .....	14

### Chapitre II

Figure II. 1: Schéma de principe de fonctionnement d'un laser .....	17
Figure II. 2: Soudage laser par conduction. ....	18
Figure II. 3: Soudage laser par Keyhole .....	18
Figure II. 4: Schéma explicatif de la formation du capillaire .....	19
Figure II. 5: Schéma représentatif de laser Nd-YAG. ....	22
Figure II. 6: Schéma représentatif de Laser à disque (Yb-YAG) .....	22
Figure II. 7: Variation de la pénétration de soudage en fonction de la puissance du laser dans l'alliages d'aluminium 5052 .....	24
Figure II. 8: Influence de la position du point focale sur la morphologie du cordon de soudure .....	24
Figure II. 9: Variation de la pénétration en fonction de la vitesse de soudage pour des de différentes puissances de laser dans un acier. ....	25
Figure II. 10: Gaz de protection. ....	26
Figure II. 11: Influence du débit du gaz de protection .....	26
Figure II. 12: Réduction du taux de porosité grâce à la préparation de surface pour un alliage A356(a) et AA5083(b) .....	27
Figure II. 13: Evolution de la solubilité de l'hydrogène dans l'aluminium selon la température [29]. ....	29
Figure II. 14: Porosité lors du soudage par laser CO <sub>2</sub> de tôles d'Al-Mg .....	29
Figure II. 15: Orientation des grains pendant la solidification .....	30
Figure II. 16: Structures de solidification rencontrées dans les différentes zones du cordon de soudure .....	31

### Chapitre III

Figure III. 1: Les produits d'enrobage. ....	33
Figure III. 2: Polisseuse Struers utilisée pour l'opération de polissage. ....	33
Figure III. 3: Microscope optique à faible grossissement. ....	34
Figure III. 4: Microscope optique à grand grossissement. ....	35
Figure III. 5: Méthodes de calcul de la dureté Vickers .....	36

Figure III. 6: Microduromètre.....	36
Figure III. 7: Eprouvettes de traction (a) Dimensions des éprouvettes, (b) Sens de prélèvement des éprouvettes.....	37
Figure III. 8: Courbe de traction.....	37
Figure III. 9: Injection du faisceau laser dans une fibre.....	38
Figure III. 10: Focalisation du faisceau laser.....	38
Figure III. 11: Constitution schématique d'une optique de focalisation.....	39
Figure III. 12: Schéma de principe de soudage laser en configuration monospot.....	40
Figure III. 13: Schéma de principe de soudage laser en configuration bispot.....	40
Figure III. 14: Orientation des spots par rapport à l'axe de soudage dans le cas d'une configuration bispot.....	41

## Chapitre IV

Figure IV. 1: Aspect de ligne de fusion en configuration monospot.....	45
Figure IV. 2: Aspect de ligne de fusion en configuration bispot.....	45
Figure IV. 3: Caractérisation de l'état de surface des cordons de soudure (G 6.7).....	46
Figure IV. 4: Evolution des distances inter-chevron dans les stries de solidification dans le cordon de soudure en fonction de la vitesse de soudage avec une puissance constante P=4KW: (a)V=2m/min (b) V=5m/min.....	46
Figure IV. 5: Les formes de cordons de soudure.....	47
Figure IV. 6 : Macrographies des sections transversales des cordons de soudures (G20) : (a) P=4kw, V=4m/min ; (b) P=4kw, V=5m/min.....	47
Figure IV. 7: Coupes transversales des cordons G30 :(a) V= 4 m/min ; (b) V=3,5 m/min.....	48
Figure IV. 8: Macrographies des coupes transversales des cordons de soudure (Cas monospot).....	49
Figure IV. 9: Influence de l'énergie linéique sur la largeur du cordon (Cas monospot).....	50
Figure IV. 10: Influence de l'énergie linéique sur la profondeur du cordon (Cas monospot).....	50
Figure IV. 11: Influence de l'énergie linéique sur la surface fondue (Cas monospot).....	51
Figure IV. 12: Macrographies de coupes transversales des cordons de soudure (Cas bispot).....	53
Figure IV. 13: Influence de l'énergie linéique sur la largeur du cordon (Cas bispot).....	54
Figure IV. 14: Influence de l'énergie linéique sur la profondeur du cordon (Cas bispot).....	54
Figure IV. 15: Influence de l'énergie linéique sur la surface fondue (Cas bispot).....	54
Figure IV. 16: Macrographie des cordons pour un soudage à position focale -2mm(G6.7).....	55
Figure IV. 17: Macrographies des cordons de soudures des pièces de différentes épaisseurs.....	56
Figure IV. 18: Influence de l'épaisseur de la pièce a soudée sur : (a) la largeur du cordon ; (b) la profondeur du cordon.....	57
Figure IV. 19: Représentation schématique des différentes zones d'un joint soudée.....	58
Figure IV. 20: Microstructure du métal de base (a) G100 ; (b) G200 ; (c) G500.....	59
Figure IV. 21: Microstructure de la zone fondue (grain allongé).....	59
Figure IV. 22: Microstructure de la zone fondue (grains équiaxes).....	59
Figure IV. 23: Microstructure de la zone affectée thermiquement (ZAT) : (a) G200, (b) G500.....	60
Figure IV. 24 : Filiations de microdureté en configuration monospot à V=8m/min.....	61
Figure IV. 25 : Filiations de microdureté en configuration monospot à V=9m/min.....	62

Figure IV. 26 : Filiations de microdureté en configuration bispot à V=2m/min. ....	64
Figure IV. 27: Filiations de microdureté en configuration bispot à V=5m/min. ....	65
Figure IV. 28 : Filiations de microdureté en configuration bispot à V=3m/min. ....	66
Figure IV. 29 : Filiations de microdureté en configuration bispot à V=2,5m/min. ....	67
Figure IV. 30: Courbes de traction en configuration monospot. ....	68
Figure IV. 31: Courbes de traction en configuration bispot (position focale -1mm). ....	69
Figure IV. 32: Courbes de traction des soudures laser en configuration bispot (position focale -2mm). Cas P=4KW. ....	70
Figure IV. 33: Valeurs de $R_{p0,2}$ , $R_m$ et A% en configuration monospot et bispot. ....	71

## Liste des tableaux

### Chapitre I

Tableau I. 1 : Propriétés physico-chimiques de l'aluminium pur .	2
Tableau I. 2 : Propriétés mécaniques de l'aluminium pur à température ambiante .	2
Tableau I. 3: Influence des éléments d'addition sur les propriétés des alliages d'aluminium .	3
Tableau I. 4 : Normalisation des états métallurgiques .	4
Tableau I. 5: Le classement en série des alliages d'aluminium .	6
Tableau I. 6: Composition chimique (% massique) de l'alliage 2024.	8
Tableau I. 7: Propriétés physiques et mécaniques de l'alliage 2024 .	8

### Chapitre II

Tableau II. 1: Avantages et inconvénients du soudage laser CO <sub>2</sub> .	21
--	----

### Chapitre III

Tableau III. 1: Composition chimique de l'alliage 2024T3 (%massique).	32
Tableau III. 2: Les paramètres des lignes de fusion en configuration monospot.	41
Tableau III. 3: Les paramètres des lignes de fusion en configuration bispot.	42
Tableau III. 4: Les paramètres des lignes de fusion en configuration bispot avec une focale (-1mm) et (-2mm).	42
Tableau III. 5: Les paramètres de soudage des soudures bout à bout.	43

### Chapitre IV

Tableau IV. 1: Les mesures des cordons de soudure (Cas monospot).	49
Tableau IV. 2: Les mesures des cordons de soudure (Cas bispot).	53
Tableau IV. 3 : Résultats des de essais de microdureté ( Cas monospot, P=4KW ;V=8m/min).	61
Tableau IV. 4 : Résultats des essais de microdureté (Cas monospot ; P=4KW ; V=9m/min).	61
Tableau IV. 5: Résultats des essais de microdureté (Cas bispot ; P=4KW ; V=2m/min).	63
Tableau IV. 6: Résultats des essais de microdureté (Cas bispot P=4KW ; V=5m/min).	64
Tableau IV. 7 : Résultats des essais de microdureté (Cas bispot P=5KW ; V=3m/min).	65
Tableau IV. 8: Résultats des essais de microdureté (Cas bispot P=5KW ; V=2,5m/min).	66
Tableau IV. 9: Résultats de l'essai de traction pour le matériau de base [10].	68
Tableau IV. 10: Résultats des essais de traction des soudures réalisées en configuration monospot.	69
Tableau IV. 11: Résultats des essais de traction pour des sodures réalisées en configuration bispot.	70
Tableau IV. 12: Résultats des essais de traction pour les deux configurations monospot et bispot.	71

## **Introduction Générale**

Ce travail rentre dans le cadre des travaux de recherche dans le domaine de soudage des alliages légers initié par le Centre de Recherche Scientifique et Technique en Soudage et Contrôle (C.S.C).

Au cours des dernières années, il y a un intérêt d'innover les composants aéronautiques et automobiles produit par usinage des pièces forgées et moulées ou fixés mécaniquement (par exemple : le rivetage) par des joints soudés. En particulier, l'industrie aérospatiale cherche continuellement d'améliorer la performance tout en augmentant la résistance au rapport de poids ainsi et de réduire les coûts de fabrication. Par conséquent, l'utilisation des procédés de soudage sans augmentation excessive de l'épaisseur de la pièce, présente des avantages considérables dans le processus de fabrication des composants aérospatiaux, à la fois en termes de réduction de poids et des coûts.

À l'heure actuelle, la soudabilité des alliages d'aluminium, y compris 2024T3 souffre par différentes difficultés comme l'apparition d'une large zone de fusion, des fissures pendant le soudage et de la porosité dans la zone fondue. Bien que le procédé de soudage à l'arc (TIG) est généralement choisi pour souder les alliages d'aluminium ; le procédé de soudage à haute densité d'énergie comme le soudage par laser offre un grand potentiel en terme de qualité pour souder les alliages d'aluminium en raison de la distribution de l'énergie dans la matière qui est différente à celle du cas d'un procédé classique (MIG, MAG et TIG par exemple). En fait ; lors du procédé (TIG) l'énergie est déposée à la surface de la tôle métallique puis transférée par conduction dans la matière, ce qui n'est pas le cas lors du procédé de soudage laser où l'énergie est distribuée en profondeur de la pièce à souder le long de paroi d'un capillaire. C'est le déplacement de cette colonne de vapeur dans la matière qui est à l'origine des cordons de soudures étroits et profonds, caractéristique du soudage laser.

Dans ce travail nous avons manipulé des tôles d'aluminium 2024T3 soudées par le procédé de laser Yb-YAG en variant les différents paramètres de l'opération de soudage afin de comprendre l'effet de ces paramètres sur le comportement métallurgique et mécaniques de l'assemblage.

Ainsi ce travail comprend les chapitres suivants :

- Le chapitre I : Une recherche bibliographique sur les alliages d'aluminium et leurs soudabilités.
- Le chapitre II : Une recherche bibliographique propose de rappeler quelques notions de soudage laser dans le cadre des alliages d'aluminium.
- Le chapitre III : Matériaux et technique expérimentales.
- Le chapitre IV : Les résultats et les interprétations.

# **Chapitre I :**

## **Généralités sur l'aluminium et ses alliages.**

## Chapitre I : Généralités sur l'aluminium et ses alliages

### I.1. Introduction

L'aluminium est le deuxième élément métallique abondant sur terre, est devenu un concurrent économique dans des applications de technologie aussi récemment que la fin du 19<sup>ème</sup> siècle. Il devait devenir un métal pendant son temps. L'apparition de trois développements industriels importants, en exigeant des caractéristiques matérielles conformées aux qualités uniques de l'aluminium et de ses alliages, pour bénéficier considérablement de la croissance de la production et de l'utilisation du nouveau métal.

### I.2. Aluminium

L'aluminium pur ne présente que peu d'intérêt, car ses propriétés physico-chimiques sont médiocres. Ses alliages, eux sont des matériaux de choix dans des secteurs comme l'aéronautique et l'automobile.

#### I.2.1. Propriétés de l'aluminium pur

L'aluminium pur possède une structure cristalline cubique à face centrée (CFC). Ils font donc preuve d'une excellente ductilité à toute température. Les valeurs de ses propriétés sont données dans les deux tableaux ci-dessous.

Tableau I. 1 : Propriétés physico-chimiques de l'aluminium pur [2].

<b>Point de fusion (°C)</b>	660
<b>Structure cristalline</b>	CFC
<b>Masse volumique (Kg /m<sup>3</sup>)</b>	2700
<b>Conductivité thermique (w.m<sup>-1</sup>.K<sup>-1</sup>)</b>	237
<b>Coefficient de dilatation thermique (K<sup>-1</sup>) a 20°C</b>	23.1
<b>Résistivité électrique (μΩ.m)</b>	0.0265

Comme il est indiqué dans le tableau au-dessus on conclut que l'aluminium a plusieurs avantages. En fait, c'est un métal léger (2.7g/cm<sup>3</sup>), a une faible température de fusion (660°C) qui présente un avantage certain pour les opérations de fonderie et qu'il a une bonne conductivité spécifique thermique et électrique.

Tableau I. 2 : Propriétés mécaniques de l'aluminium pur à température ambiante [3].

Module d'élasticité(MPa)	68000
Charge de rupture (MPa)	80 à 100
Limite d'élasticité à 0.2% (MPa)	30 à 40
A <sub>R</sub> (%)	25 à 30

## Chapitre I : Généralités sur l'aluminium et ses alliages

On constate que les propriétés mécaniques de l'aluminium pur sont faibles. On peut toutes fois améliorer considérablement ces propriétés par l'écroutissage ; l'addition des éléments d'alliage ou par des traitements thermiques.

En plus, l'aluminium est naturellement recouvert d'une couche d'oxyde ( $Al_2O_3$ ), uniforme, protectrice, résistante dont la structure peut emprisonner des polluants (huile, eau,...) ou même des poussières [4].

### I.2.2. Influence des éléments d'addition

La plupart des propriétés physiques (densité, température de fusion, coefficient de dilatation thermique, et conductivités électriques et thermiques) sont changées par l'addition d'un ou plusieurs éléments d'alliage. Les taux de changement de ces propriétés avec chaque addition par accroissement sont spécifiques pour chaque élément et dépendent, dans beaucoup de cas, soit directement des effets de solution solide ou soit après un traitement thermique contrôlée de précipitation dit traitement de durcissement structural. Dans ces cas ,où les éléments peuvent être dissous ou précipité par le traitement thermique, certain de ces propriétés, en particulier la densité et la conductivité, peuvent être changés sensiblement par traitement thermique [1].

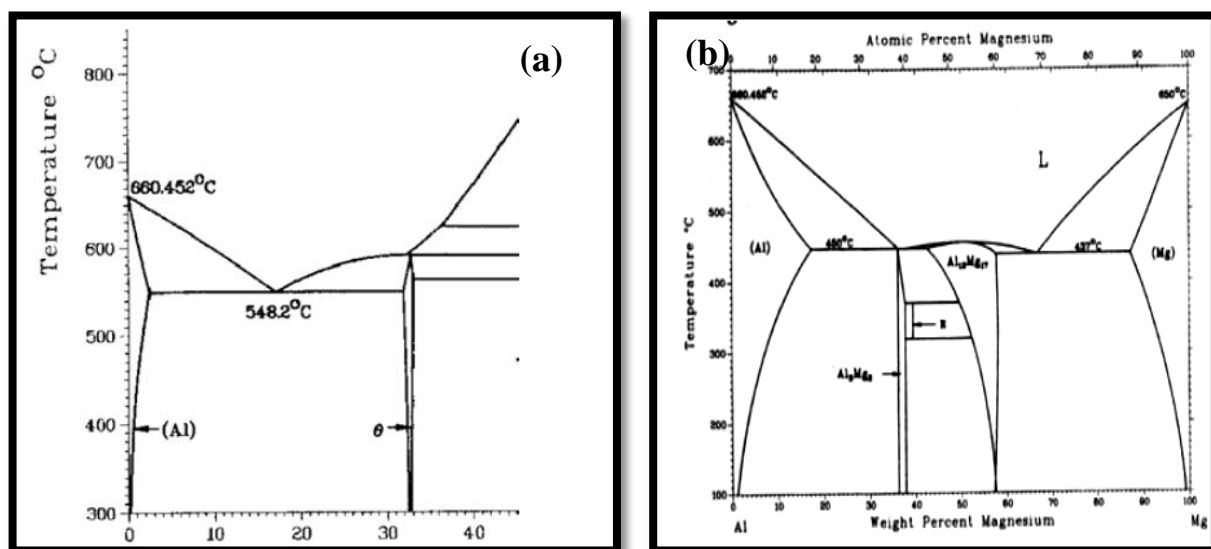


Figure I. 1: Diagramme de phase binaire a)Al-Cu ;b) Al-Mg.

Dans le tableau suivant on cite les différents effets des éléments d'addition sur les propriétés d'alliage d'aluminium.

Tableau I. 3: Influence des éléments d'addition sur les propriétés des alliages d'aluminium [2].

Elément d'addition	Influence
Fer (impureté naturelle de l'aluminium)	- Il fragilise la pièce produite par formation de composé intermétallique dur et fragile qui peuvent faciliter l'amorçage d'une fissure par décohésion lors d'une sollicitation mécanique.



## Chapitre I : Généralités sur l'aluminium et ses alliages

Cuivre	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Améliorer les caractéristiques mécaniques.</li> <li>- Facilité d'usinage.</li> <li>- Diminue la résistance à la corrosion.</li> <li>- Rend le soudage très difficile.</li> </ul>
Manganèse	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Propriétés mécaniques améliorées grâce à des</li> <li>- Précipités de phase <math>Al_6Mn</math>.</li> <li>- Bonne aptitude à la mise en forme.</li> <li>- Bonne résistance à la corrosion.</li> <li>- Soudables.</li> </ul>
Magnésium	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Propriétés mécaniques améliorées grâce à la mise en solution solide du magnésium.</li> <li>- Bonne aptitude à la mise en forme.</li> <li>- Excellente soudabilité.</li> <li>- Bonne résistance à la corrosion.</li> <li>- Aptitude à l'anodisation.</li> </ul>
Silicium	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Propriétés mécaniques médiocres.</li> <li>- Faible ductilité.</li> <li>- Excellente coulabilité.</li> <li>- Bonne résistance à la corrosion.</li> <li>- Diminuer l'usinabilité (car le Si est un élément dur est abrasif).</li> </ul>
Zinc	<ul style="list-style-type: none"> <li>- très bonnes propriétés mécaniques.</li> <li>- résistance à la corrosion médiocre.</li> <li>- soudabilité moyennes.</li> </ul>
Magnésium + silicium	<ul style="list-style-type: none"> <li>- bonne aptitude à la mise en forme à chaud et à froid.</li> <li>- bonne résistance à la corrosion.</li> <li>- soudables.</li> </ul>

### I.2.2. Etat métallurgique

On peut obtenir des alliages d'aluminium en divers états : recuits, écrouis ou trempes et vieillis. On désigne le plus souvent ces différents états par des symboles. Ces désignations s'appliquent aussi bien aux alliages corroyés qu'aux alliages de fonderie [5]. On distingue 5 états fondamentaux :

Tableau I. 4 : Normalisation des états métallurgiques [5].

Symbole	Etats de base
F	Brut de fabrication
O	Recuit
H	Ecroui
T	Traite thermiquement
W	Trempé et non stabilisé

## Chapitre I : Généralités sur l'aluminium et ses alliages

Les états F et O n'ont pas des subdivisions au contraire des états H et T.

**Subdivisions de l'état T** : elles sont décrites par au moins d'un chiffre tel que :

T1 : refroidi après transformation à chaud et mûri.

T3 : mise en solution réparée, écroui et mûri.

T6 : mise en solution et revenu.

T10 : refroidi après transformation à chaud ; revenu et écroui.

T11 : refroidi après transformation à chaud ; écroui et mûri.

T12 : refroidi après transformation à chaud écroui revenu.

T452 : mise en solution, trempe, compression pour relaxer des contraintes maturation.

T6511 : mise en solution ; trempe ; allongement par traction pour relaxation des contraintes, après un éventuel dressage après traction, et revenu [6].

### **I.3. Présentation des alliages**

Les alliages d'aluminium sont répartis en deux grandes familles, les alliages de fonderie et les alliages de corroyage.

#### **I.3.1. Les alliages de fonderie**

##### **I.3.1.1. Définition**

Les alliages de moulage sont utilisés en fonderie pour la fabrication des pièces obtenues par la coulée du métal liquide dans des moules en sable, c'est la coulée en sable, ou des moules en acier ou en fonte, c'est la coulée en coquille. Par ce procédé, on élabore des pièces aux formes plus ou moins complexes : poignées de portes, bloc moteurs, ...etc. [6].

##### **I.3.1.2. Désignation**

Les alliages de moulage continuent d'être désignés sous formes alphanumériques suivant la norme AFNOR NF A02-1004 dans lesquelles les lettres qui suivent le A correspondent aux éléments d'addition :

<b>Lettres</b>	<b>Élément d'addition</b>
U	Cuivre
M	Manganèse
S	Silicium
G	Magnésium
Z	Zinc
T	Titane

## Chapitre I : Généralités sur l'aluminium et ses alliages

Ces lettres sont suivies de l'indication numérique de la teneur de l'élément d'addition si celle-ci dépasse 1% [6]. Exemple : AS7G : alliage à 7% de silicium et à moins de 1% de magnésium.

### **I.3.1.3. Caractéristiques des alliages de fonderie**

- Une bonne fluidité pour bien remplir toutes les parties du moule.
- Un point de fusion relativement bas.
- Un transfert de chaleur rapide de l'aluminium liquide vers le moule ; ce qui assure un cycle de mise en forme rapide.
- une bonne stabilité chimique.
- l'hydrogène qui est le seul gaz avec lequel l'aluminium et ses alliages sont solubles peut être contrôlé efficacement.
- Un bon état de surface lustré et peu ou pas de défauts [7].

### **I.3.2. Les alliages de corroyage**

#### **I.3.2.1. Définition**

Les alliages de corroyage qui sont coulés en fonderie sous forme de plaques ou de billettes et en suite transformés en demi-produits : tôle, profilés,.... Par laminage ou par tréfilage, les demi-produits ainsi obtenus sont ensuite utilisés dans la construction mécanique ou ils sont assemblés par soudage ; rivetage, vissages ..., dans le bâtiment, dans l'électricité, etc.... [6].

#### **I.3.2.2. Désignation**

Depuis le 1<sup>er</sup> janvier 1976, les alliages d'aluminium de corroyage sont désignés sous forme numérique par un nombre de 4 chiffres [6]. Dont laquelle le premier chiffre indique le groupe auquel appartient l'aluminium ou l'alliage ; ce chiffre va de 1 à 9.

Pour le deuxième chiffre il permet d'identifier des variations où certaines parties ont des teneurs contrôlées pour le groupe 1 (Aluminium non allié) et pour les groupes de 2 à 9, il sert aux modifications successives de l'alliage [6].

Les deux derniers chiffres, ils servent seulement à identifier l'alliage.

Tableau I. 5: Le classement en série des alliages d'aluminium [6].

<b>Groupe</b>	<b>Alliage</b>	<b>Système</b>	<b>Durcissement structural</b>	<b>Teneur de l'élément d'additions principales</b>
1xxx	1000	Aluminium non allié	Non	

## Chapitre I : Généralités sur l'aluminium et ses alliages

2xxx	2000	Aluminium-Cuivre	Oui	Cu : 2 à 6%
3xxx	3000	Aluminium-Manganèse	Non	Mn : 0.5 à 1.5% pour les alliages de corroyage 4% pour les alliages de moulage
4xxx	4000	Aluminium-Silicium	Oui selon l'alliage	Si : 3 à 22%
5xxx	5000	Aluminium-Magnésium	Non	Mg : 0.5 à 7%
6xxx	6000	Aluminium-Silicium-Magnésium	Oui	Mg : 0.5 à 1.5% Si : 0.5 à 1.5%
7xxx	7000	Aluminium-Zinc	Oui	Zn : 1 à 8% S'il y a addition de Cu 0.5 à 2.5%
8xxx	8000	Aluminium+ Autre éléments (Li, Fe,...)	Non	

On remarque que les huit familles d'alliages d'aluminium se divisent en deux groupes bien distincts en relation avec leur mode de durcissement.

Le premier groupe est constitué des alliages à durcissement par écrouissage. Ce sont les familles 1000, 3000, 5000, 8000. Les propriétés mécaniques de ces alliages sont déterminées par le durcissement plastique qui correspond à une modification structurale de métal [8].

Le second groupe est constitué des alliages à durcissement structural. Ce sont les familles 2000, 4000, 6000, 7000. Les propriétés mécaniques de ces alliages sont déterminées par le traitement thermique, généralement effectuée à la fin de la gamme de transformation en trois étapes : Mise en solution, trempe et revenu (ou maturation) [8].

Le phénomène de durcissement résulte de la précipitation provoquée et contrôlée de certaines phases à l'intérieur de la matrice de l'aluminium qui vont produire une augmentation des propriétés mécaniques.

Dans la partie suivante ; nous traiterons l'alliage 2024 appartenant à la famille 2000 (Aluminium-Cuivre).

### **I.4. L'alliage 2024T3**

#### **I.4.1. Présentation générale**

L'alliage d'aluminium 2024 fait partie des alliages de la série 2XXX, dont les principaux éléments d'addition sont le cuivre et le magnésium. D'autres éléments tels que le fer, le manganèse et le silicium peuvent être présents dans l'alliage (Tableau I.6).

## Chapitre I : Généralités sur l'aluminium et ses alliages

Tableau I. 6 : Composition chimique (% massique) de l'alliage 2024 [9].

Aluminium	Composition chimique (%massique)								
	Cu	Mg	Mn	Fe	Si	Zn	Ti	Cr	Autre
2024	3,8-4,9	1,2-1,8	0,3-0,9	<0,5	<0,5	<0,25	<0,5	<0,1	<0,15

Les propriétés physiques et mécaniques sont illustrées dans le tableau suivant :

Tableau I. 7 : Propriétés physiques et mécaniques de l'alliage 2024 [10].

Alliage	$R_e$ (0.2%) (MPa)	$R_r$ (MPa)	A % $L_0=50\text{mm}$	Résistance au cisaillement (MPa)	HB (P=5D <sup>2</sup> )	Contrainte de la fatigue (MPa) 500MHz
2024 T3	345	485	18	285	120	140

Les observations au microscope optique de l'alliage étudié mettent en évidence que sa structure granulaire allongée, provoquée par le laminage (Figure I.2.a). Ce dernier, est entouré par de petites particules plus ou moins espacées représentative de la précipitation au joint de grain (Figure I.2.b).

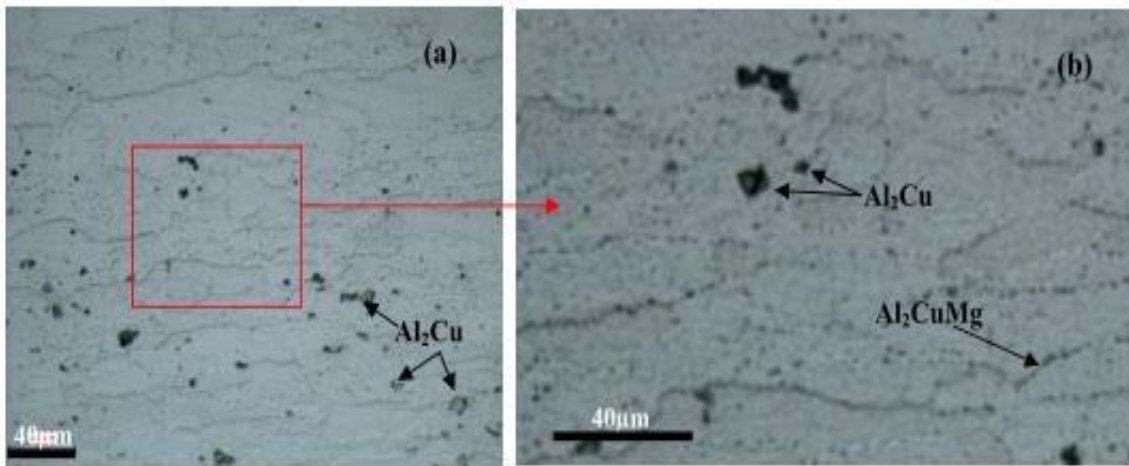


Figure I.2 : Microstructure du métal de base [16].

Enfin la composition de l'alliage seule n'est pas suffisante pour conférer au matériau les propriétés mécaniques requises pour les applications industrielles ; c'est pourquoi on a recours à des traitements thermiques, qui, selon les cas, produisent un adoucissement ou un durcissement, ainsi que des changements de comportement vis-à-vis de la résistance à la corrosion, à la fatigue, au fluage, de l'allongement ...etc. [3].

### I.4.2. Le durcissement structural

**I.4.2.1. Introduction**

Le durcissement par précipitation ou durcissement structural a été découvert par WILM en 1906 dans un alliage Al-Cu-Mg-Mn, qu'il appela « duralumin ». La première caractérisation par diffraction RX du regroupement nanoscopique d'atome de soluté a été réalisée par GUINIER en France et PRESTON aux Etats-Unis en 1937-1939. GUINIER a ensuite mis en évidence toute la séquence de précipitation au Conservatoire des Arts et Métiers durant et après la Guerre [11].

**I.4.2.2. Principe du durcissement structural**

Un diagramme de phases peut avoir une solubilité des éléments d'addition qui décroît appréciablement quand la température chute. Il est susceptible alors de durcissement par précipitation en vieillissement.

**I.4.2.2.1. Diagramme d'équilibre Al-Cu**

Le diagramme de phases Al-Cu est donné Figure I.3. Il nous indique qu'entre 723 et 800°C, l'alliage Al-4%Cu est monophasé : le cuivre fait dans l'aluminium une solution solide désordonnée de substitution. En dessous de 723 K l'alliage devient biphasé  $\alpha$  +  $Al_2Cu$ . Au fur et à mesure que la température diminue, la proportion d' $Al_2Cu$  augmente. A la température ambiante, les proportions d'équilibre sont de 93% de phase  $\alpha$  et de 7% d' $Al_2Cu$ .

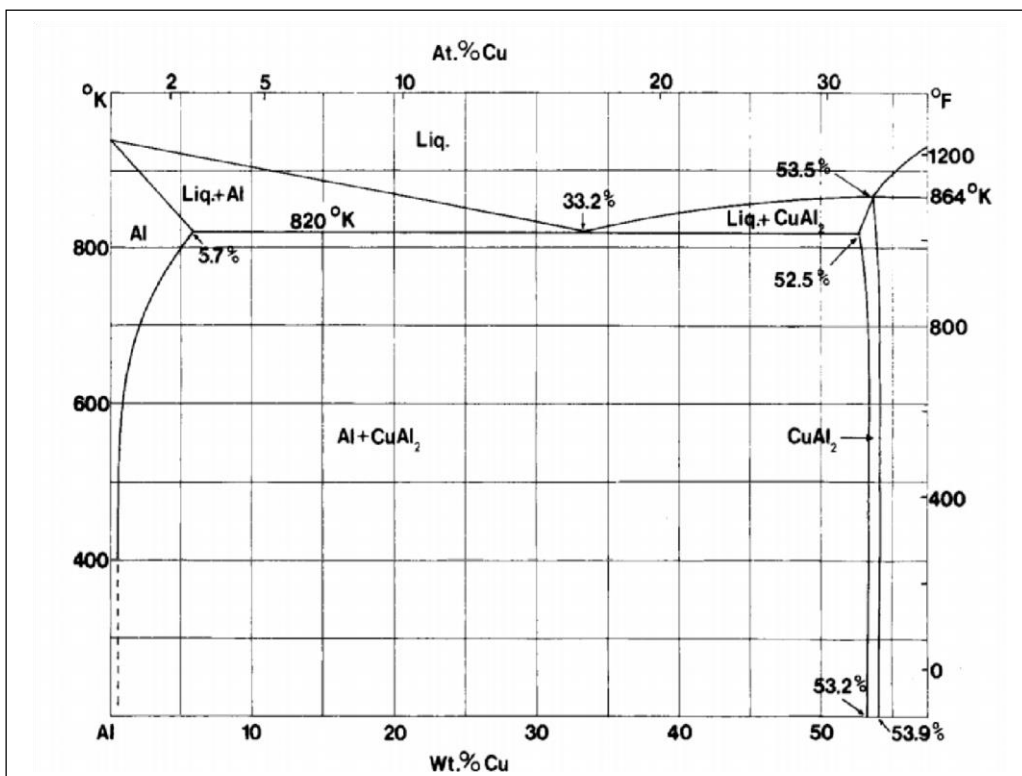


Figure I. 3: Diagramme d'équilibre Al-Cu [12].

**I.4.2.2.2. Morphologie de la précipitation**

Dans le cas d'un refroidissement lent, la germination de phase  $\theta$  ( $\text{Al}_2\text{Cu}$ ) se fait au niveau de joint de grain (Figure I.4). Qui conduit à un alliage très fragile car la phase  $\theta$  est une phase intermétallique fragile donc la fissuration intergranulaire se développe facilement.

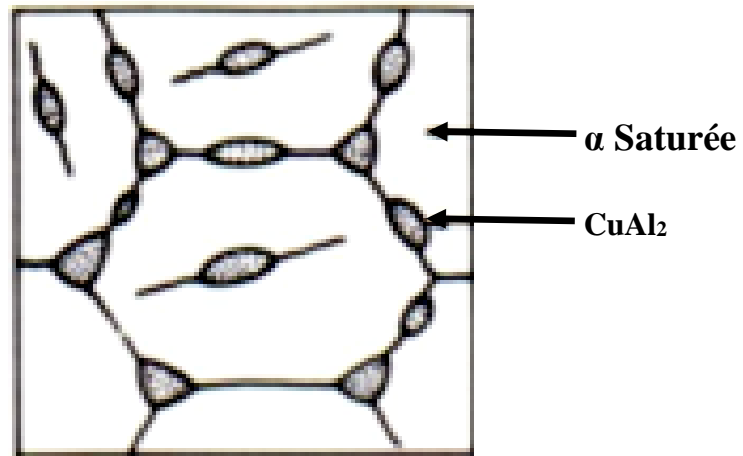


Figure I. 4: Microstructures obtenues à l'ambiante dans un alliage Al-4% Cu [13].

Mais dans le cas d'un refroidissement rapide, la germination de la phase  $\theta$  au niveau de joint de grain n'est pas facile car pour que  $\theta$  se précipite au niveau de joint de grain, il faut qu'il est enrichie à environ 54% wt de cuivre (Figure I.3), mais le cuivre il est en substitution donc la vitesse de diffusion est faible et on a une basse température donc la diffusion de cuivre aux joints de grains est difficile. Alors la seule solution est la précipitation à l'intérieur du grain (Figure I.5).

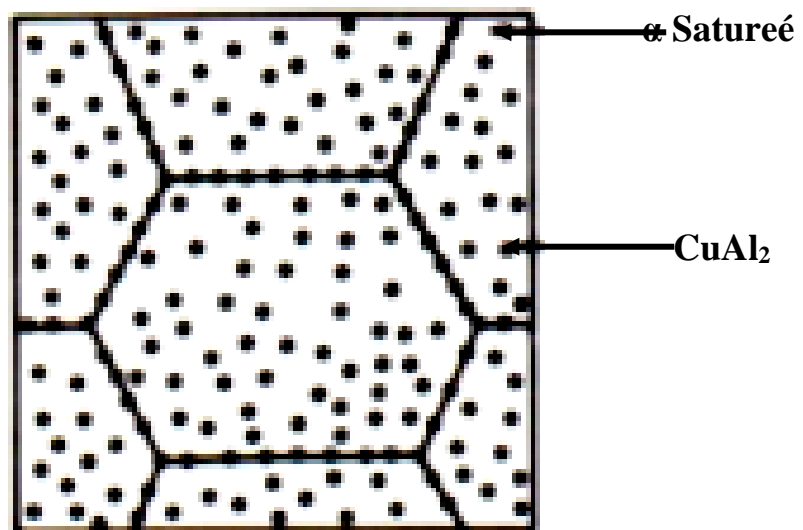


Figure I. 5: Microstructure obtenue à l'ambiante dans un alliage Al-4%Cu [13].

On sait que la structure de la phase  $\theta$  est tétragonale et la structure de la phase  $\alpha$  est CFC donc l'énergie interfacial  $\delta^{\alpha-\theta}$  est très importante donc la précipitation de  $\alpha$  vers  $\theta$  devient difficile, alors la transformation prend des phases transitoires qui sont métastables.

**I.4.2.2.3. Evolution de la sursaturation**

a) cas Al-Cu :

Pour élucider les phénomènes ci-dessous on se réfère aux diagrammes d'équilibre Al-Cu, Figure I.6 ci-dessous.

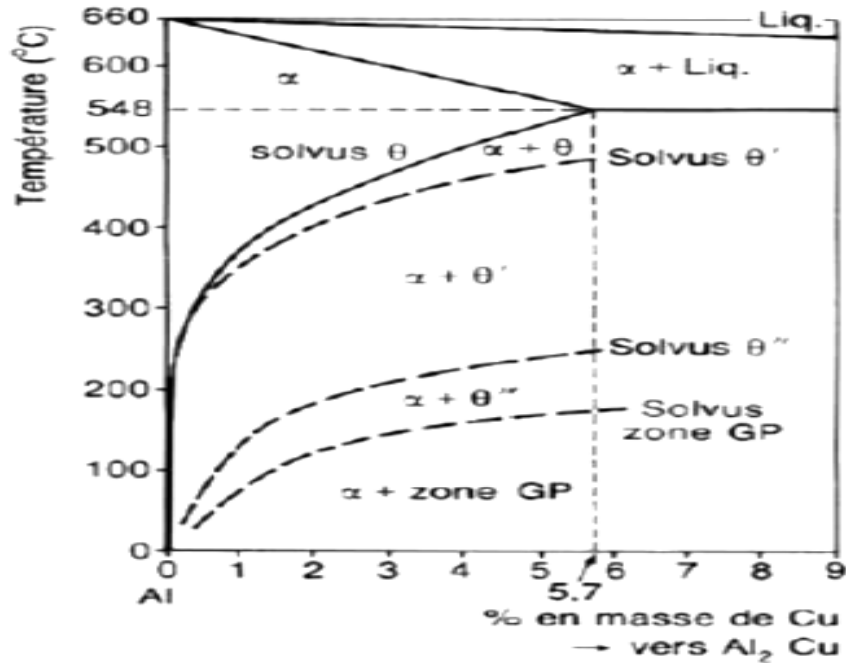


Figure I. 6: Diagramme d'équilibre Al-Cu [13].

On remarque que la précipitation se fait en quatre états successifs :

- Zones de Guinier – Preston :

Des zones GP sous forme de disques germent à partir de la solution solide. Les faces des disques sont parfaitement cohérentes avec la matrice. Les côtés des disques sont aussi cohérents mais avec une forte déformation, (Figure I.7).

(b) zones de Guinier-Preston

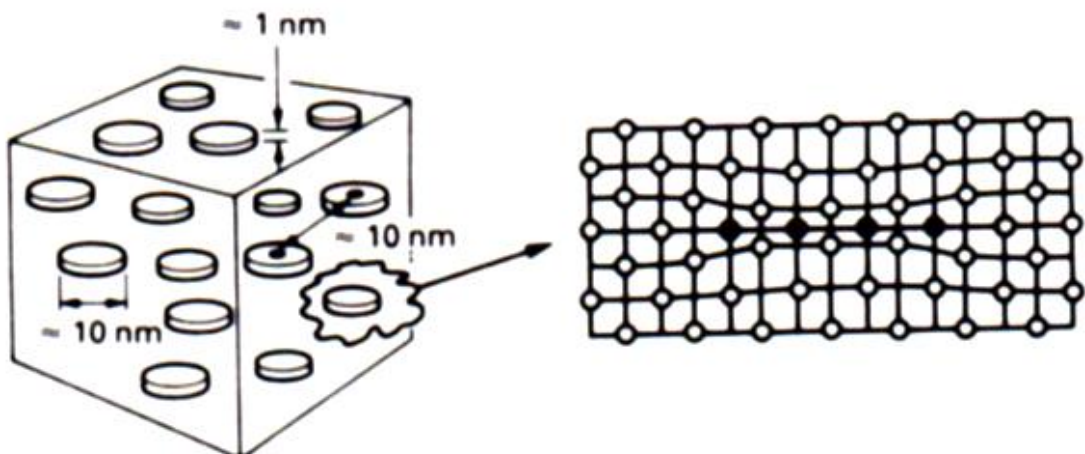


Figure I. 7: Les zones de Guinier-Preston [13].



## Chapitre I : Généralités sur l'aluminium et ses alliages

- Formation des précipités  $\theta''$  :

Certaines zones GP croissent pour former les précipités  $\theta''$ . Les autres zones GP se dissolvent alors et le cuivre ainsi libéré est incorporé par diffusion aux précipités  $\theta''$  qui grossissent [5].

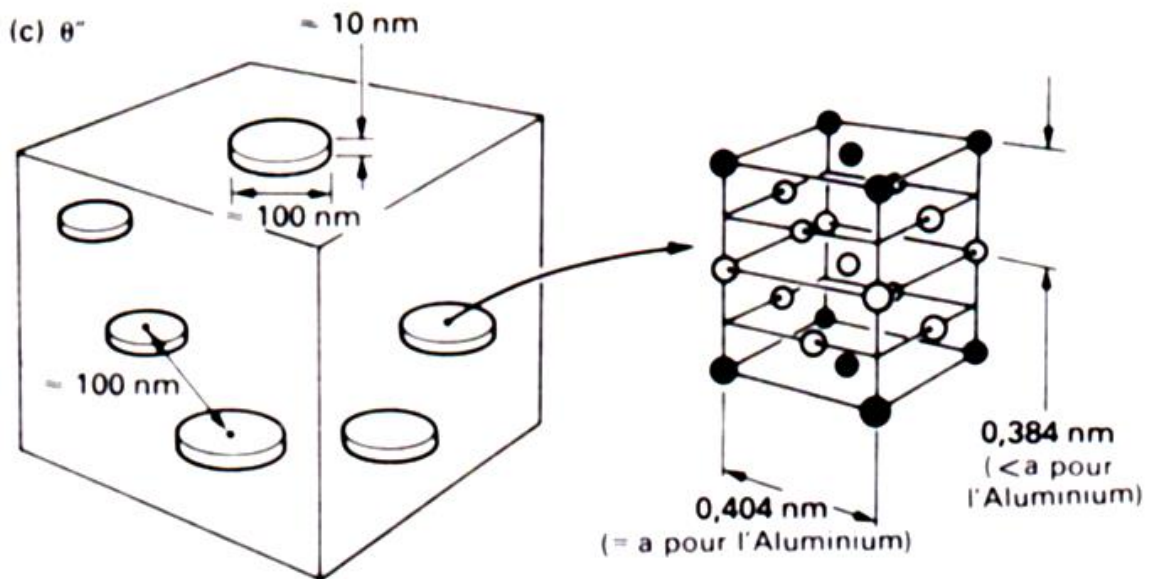


Figure I. 8: Formation de la précipités  $\theta''$  [13].

Les faces des disques sont cohérentes avec la matrice. Les côtés des disques le sont aussi mais l'écart paramétrique génère des contraintes élastiques de cohérence [5].

- Formation des précipités  $\theta'$  :

Des précipités  $\theta'$  germent sur les dislocations de la matrice. Les précipités  $\theta''$  se dissolvent alors et le cuivre libéré est incorporé à la phase  $\theta'$  qui grossit, (Figure I.9).

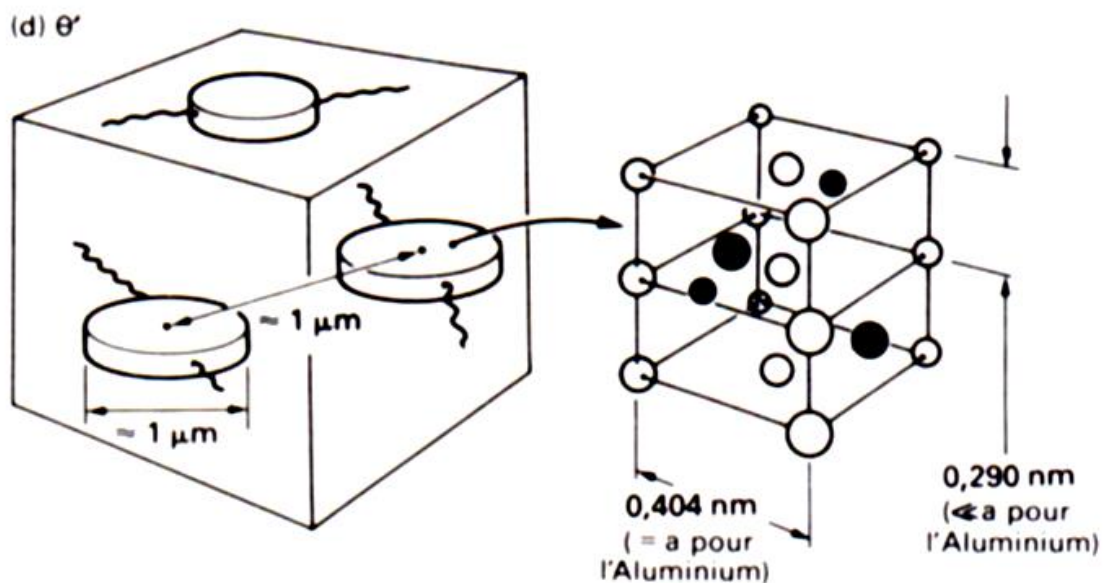


Figure I. 9: Formation de la précipités  $\theta'$  [13].

## Chapitre I : Généralités sur l'aluminium et ses alliages

- Formation de la phase d'équilibre  $\theta$  :

La phase d'équilibre  $\theta$  ( $\text{Al}_2\text{Cu}$ ) germe aux joints des grains et aux interfaces  $\theta'$ /matrice, Figure I.10. Les précipités  $\theta'$  se dissolvent et transfèrent le cuivre à la phase  $\theta$  qui précipite.  $\text{Al}_2\text{Cu}$  est complètement incohérent avec la matrice. Il ne croît plus sous forme de disque, mais sous forme de globules [5].

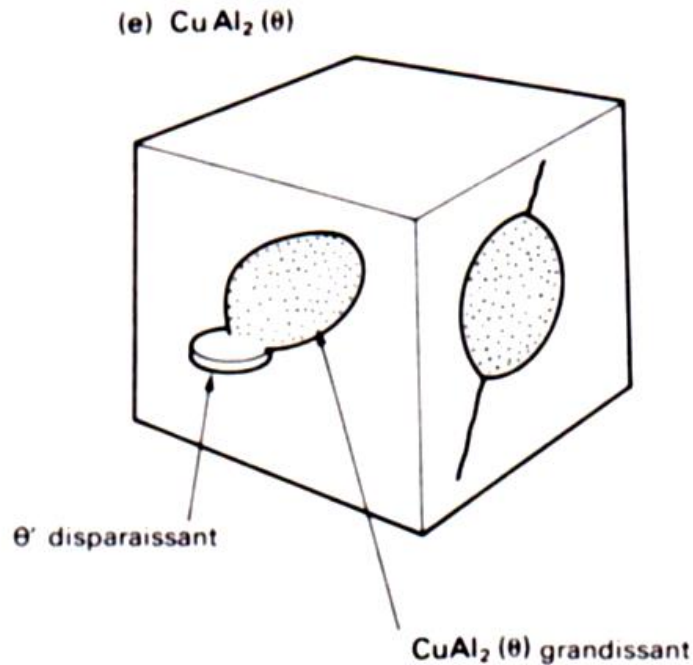


Figure I. 10: Formation de la phase d'équilibre  $\theta$  [13].

b) cas Al-Cu-Mg :

L'addition de magnésium à l'alliage Al-Cu entraîne une augmentation appréciable des caractéristiques mécaniques lors de la maturation ou du revenu. [14]. Ainsi, pour une addition de 1% en poids de magnésium modifie la séquence de précipitation. La phase durcissant qui précipite dans les alliages Al-Cu-Mg dépend de la quantité du cuivre et du rapport massique cuivre/magnésium ainsi que des paramètres de vieillissement.

- Si ce rapport est supérieur à 8, l'agent durcissant est alors  $\text{Al}_2\text{Cu}$ .
- Dans un alliage avec un rapport compris entre 4 et 8 les deux types de précipités sont activés ( $\text{Al}_2\text{Cu}$  et  $\text{Al}_2\text{CuMg}$ ).
- Entre 4 et 1,5 seul  $\text{Al}_2\text{CuMg}$  contrôle les propriétés et en dessous de cette proportion les propriétés dépendent d' $\text{Al}_6\text{CuMg}$ . [15]

Pour notre alliage 2024, le rapport massique cuivre/magnésium vaut 2,7 donc d'après la Figure I.11, la phase d'équilibre est la phase S ( $\text{Al}_2\text{CuMg}$ ).

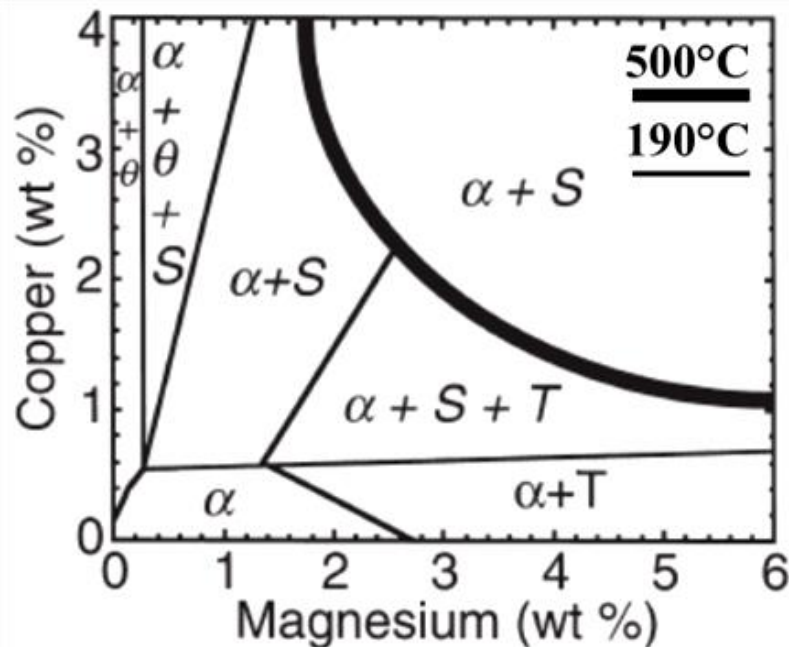


Figure I. 11: Diagramme d'équilibre Al-Cu-Mg [19].

La précipitation de l'alliage ternaire Al-Cu-Mg se fait en quatre états successifs :

- Zone GPB (Guinier-Preston-Bagaryatskii) :

Pour une température proche de 80°C, il y a une formation des zones GPB qui se dissout à 200°C. La structure des zones GPB n'a pas été définitivement établie mais il est généralement admis qu'elles se composent d'un arrangement d'atomes de Cu, Al et Mg. [14].

- Formation des phases S'', S' et S :

Après la formation des zones GPB, il est fait référence à deux phases métastables S'' et S', précurseurs de la phase stable S. Cependant la séquence de précipitation n'est pas encore clairement établie. Des doutes sont portés quant à l'existence même d'une phase S'' qui serait antérieure à la formation de la phase métastable S'. Il existe deux théories sur la précipitation des phases S'', S' et S : pour certains ces différentes phases germeraient sur les zones GPB tandis que pour d'autres auteurs ces phases naissent directement dans la matrice de façon hétérogène [14].

A titre d'exemple Charai et al ont montré par une étude à la microscopie électronique à haute résolution et par calorimétrie qu'aux environs de 200°C, il y a coexistence de quatre phases :

- des amas de taille nanométrique, partiellement ordonnés, riches en magnésium et de forme ellipsoïdale.
- des zones GPB ordonnées sur un plan atomique.
- la phase S'' semi-cohérente de structure monoclinique.
- la phase S' semi-cohérente de structure orthorhombique. Cette dernière phase évolue vers la phase d'équilibre S (Al<sub>2</sub>CuMg) incohérente.

A température ambiante, les amas (riches en magnésium) précipitent avant les zones GPB (riches en cuivre). Ils montrent aussi que les amas peuvent être considérés

## **Chapitre I : Généralités sur l'aluminium et ses alliages**

comme les précurseurs de la phase S' alors que les GPB se transforment en S'' et ils proposent de nouveaux paramètres de maille pour S'' et S' [16].

### **I.5. Soudabilité des alliages d'aluminium**

La soudabilité des alliages d'aluminium est complexe. Le comportement des alliages d'aluminium au soudage diffère d'une manière significative de ceux des matériaux conventionnels comme l'acier. La soudabilité de ces alliages est influencée par les propriétés physiques des alliages à savoir :

- ✓ La grande conductibilité thermique.
- ✓ La formation d'une couche d'oxyde ( $Al_2O_3$ ) à la surface ;
- ✓ Un coefficient de dilatation thermique élevé.
- ✓ Une haute solubilité de l'hydrogène dans l'aluminium à l'état liquide.

Tous ces paramètres engendrent lors du soudage des défauts tels que la fissuration à chaud, les porosités et les manques de pénétrations qui apparaissent surtout dans certains alliages à durcissement structural (cas du 2024). Tels sont les défis qui sont lancés pour souder ces alliages et en diminuer le taux de réparation sans parler des propriétés mécaniques affectées lors du soudage [16].

### **I.6. Domaines d'application de l'aluminium**

Les domaines d'applications des alliages d'aluminium sont innombrables et touchent pratiquement tous les secteurs de l'activité humaine, qu'elle soit industrielle, commerciale, artistique, etc. [11].

- ✓ Aéronautique

En 1903, les frères Wright écrivent une page de l'histoire de l'aviation en réalisant le premier vol mondial propulsé par un moteur allégé à l'aide d'éléments en aluminium. Aujourd'hui, l'aluminium joue un rôle essentiel dans l'industrie aéronautique. Il représente plus de 60% du poids structural de l'Airbus A380, et jusqu'à 80% pour les appareils destinés aux courts et moyen-courriers.

- ✓ Les applications marines

C'est dans les années 1920 que les applications marines de l'aluminium ont commencé à se répandre grâce au développement de nouveaux alliages pour ce marché. Aujourd'hui, plus de 1 000 navires à grande vitesse sont en service. La coque de la plupart d'entre eux est en aluminium, les superstructures sont toujours en aluminium et plus de la moitié des yachts de luxe ont leurs coques en aluminium.

- ✓ Industrie ferroviaire

Dans les années 1980, l'aluminium devient le métal de prédilection pour réduire les coûts d'utilisation et augmenter l'accélération des métros, des tramways, des trains interurbains (TER) et des trains à grande vitesse (TGV). En 1996, la SNCF met en service le TGV Duplex. Il permet de transporter 40% de passagers supplémentaires et, grâce à sa structure en aluminium, il pèse 12% de moins que la version en acier à un seul étage [12].

- ✓ Emballage

L'aluminium n'est pas toxique, il est facile à mettre en forme, il a une bonne résistance à la corrosion et peut être recyclé économiquement pour cela il est très utilisé pour l'emballage des produits Boîtes de conserve, boîtes de boisson, feuille mince...

## **Chapitre II :**

# **Généralités sur le soudage laser d'alliages d'aluminium**

### **II.1. 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 avions.

Le soudage laser consiste à assembler des tôles par fusion locale grâce à l'énergie apportée par une source lumineuse. Lors d'une opération de soudage, la source d'énergie peuvent être de différentes natures selon le procédé utilisé : on trouve ainsi des sources électriques dans le cas typique soudage par procédé classique (arc électrique) ; ou radiante pour le soudage laser.

### **II.2. Le procédé de soudage laser**

#### **II.2.1. Le rayonnement laser**

En 1916, Albert Einstein définit les lois d'émission de photons (lumière) par stimulation (pompage optique) et émet le principe de l'émission stimulée qui ouvre la porte à une nouvelle technologie : le LASER « Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation » soit en français Lumière Amplifiée par Stimulation d'Emission de Rayonnement. Les premiers lasers ont été réalisés en 1960 par MAIMAN (laser solide à rubis) et par JAVAN (laser à Gaz Hélium-Néon) [17].

Le faisceau laser est caractérisé par sa longueur d'onde (le rayonnement est monochromatique), sa divergence ( $\varphi$  en mrad), son faible diamètre, sa cohérence temporelle et spatiale. En effet, la lumière du laser est appelée lumière cohérente. Le faisceau laser est généré dans un résonateur constitué de deux miroirs dont l'un est partiellement transparent et contenant un milieu actif, dit lasant, généralement solide ou gazeux. Le milieu actif est excité par une source d'énergie qui induit dans la cavité une émission stimulée (Figure II.1). Les lois de l'émission stimulée font que les photons réémis ont tous la même fréquence et la même phase. À partir d'un certain seuil, il y a amplification et émission d'un très grand nombre de photons qui se constituent en onde électromagnétique cohérente. La fréquence de celle-ci est celle des photons qui la génèrent est fixée par la nature du milieu excité. [18]

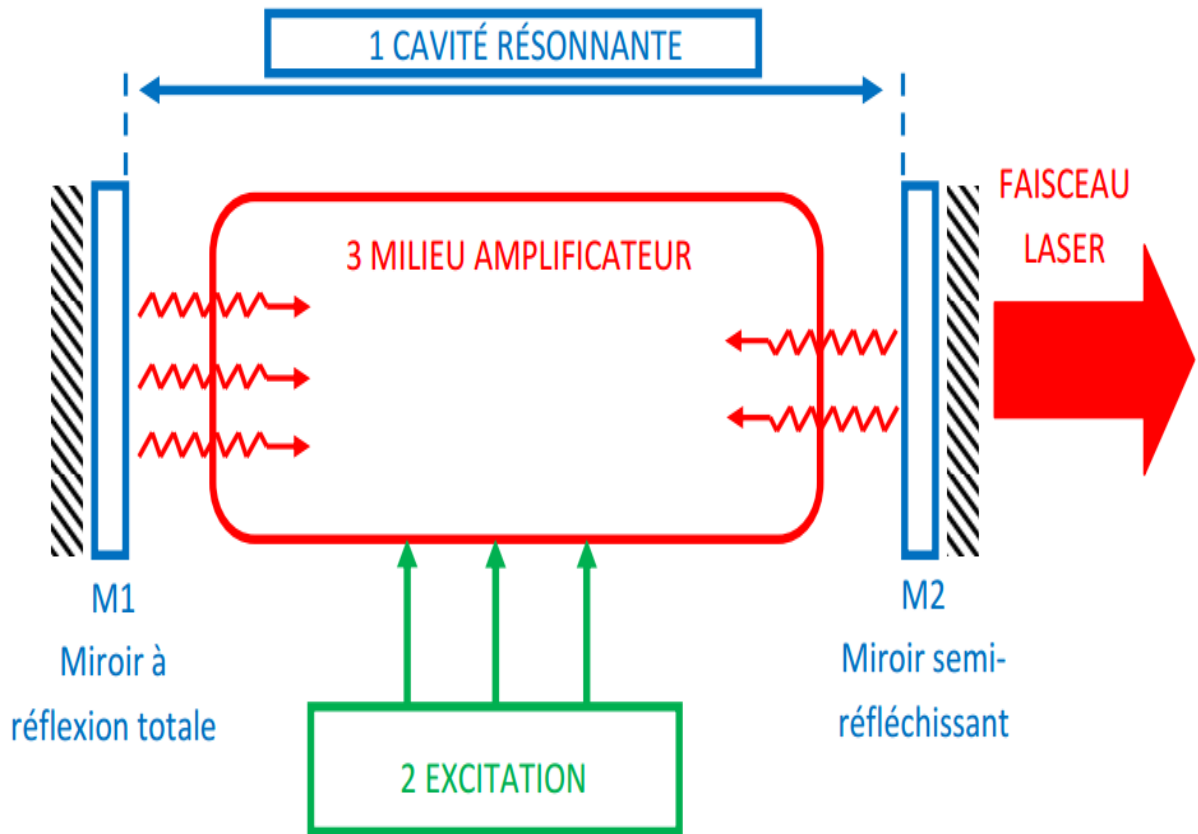


Figure II. 1: Schéma de principe de fonctionnement d'un laser [18].

### **II.2.2. Principe de procédés de soudage laser :**

Le faisceau laser est orienté par un jeu de miroirs ou par fibre optique de la source vers une tête de soudage où il passe par un système de focalisation permettant de réduire son diamètre. Après focalisation, le faisceau est envoyé directement sur la surface des pièces à souder. L'effet du rayon laser sur la matière est dû à son absorption en surface où il se transforme en chaleur. Le processus de soudage par faisceau laser se caractérise par des densités de puissances laser élevées comprises entre 1 et 20 MW/cm<sup>2</sup>. On distingue deux modes de soudage laser :

#### **II.2.2.1. Le soudage laser par conduction**

Ce mode nécessite une faible densité de puissance (< 1 MW/cm<sup>2</sup>). Dans son principe, ce processus est proche du soudage conventionnel, les faibles densités de puissances impliquées n'affectant que superficiellement le métal à souder. Dès lors, les cordons de soudure obtenus sont peu profonds (< 3 mm) et étroits. A la différence des processus conventionnels, le soudage laser par conduction permet d'obtenir des zones affectées thermiquement (ZAT) moins larges, ce qui limite de manière importante les

## Chapitre II : Généralités sur le soudage laser d'alliages d'aluminium

déformations thermiques de la tôle. C'est le principal avantage de ce type de soudage laser face aux autres techniques de soudage conventionnel (Figure II.2).

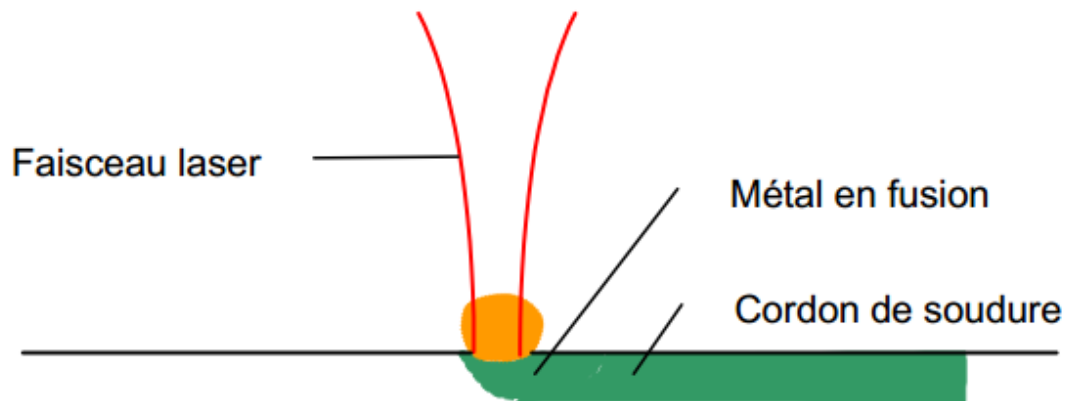


Figure II. 2: Soudage laser par conduction.

### II.2.2.2. Le soudage laser par Keyhole

Ce mode nécessite des densités de puissance laser à la surface du matériau beaucoup plus élevées (supérieur à  $5 \text{ MW/cm}^2$ ). ce processus se caractérise par une formation d'un capillaire et plasma.

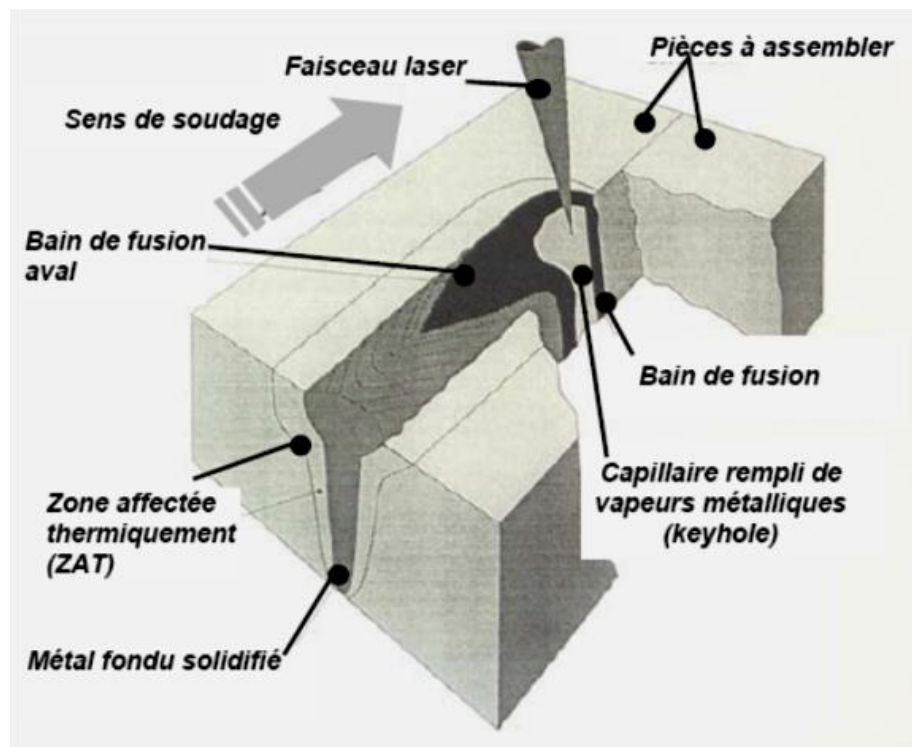


Figure II. 3: Soudage laser par Keyhole [21].

#### a- Formation du Capillaire

Les puissances spécifiques développées par les faisceaux à haute énergie donnent lieu, lors d'un impact sur la matière, à un phénomène de pénétration caractéristique dû à la



## Chapitre II : Généralités sur le soudage laser d'alliages d'aluminium

formation de ce que l'on appelle généralement un capillaire ou Keyhole (trou de serrure, en français). On explique simplement sa formation de la façon suivante.

La puissance du faisceau se développe quasi intégralement à son point d'impact sur une cible et donne lieu à une sublimation instantanée de la matière. Dans le cas d'un matériau métallique, une tension de vapeur élevée en résulte, refoulant vers les bords un film de métal en fusion et donnant par suite naissance, en surface, à une petite cavité que le faisceau empreinte pour progresser. De proche en proche se forme un puits étroit qui se propage dans la matière. Ce puits, de diamètre à peine supérieur à celui du faisceau, est physiquement occupé par un plasma de vapeurs métalliques et ses parois sont tapissées d'un film de métal en fusion maintenu par capillarité (Figure II.3).

La puissance du faisceau s'affaiblit au fur et à mesure de sa progression dans le capillaire, au point que le phénomène finit par se stabiliser : la limite de pénétration est atteinte les dimensions axiales et transversales du capillaire régissent la morphologie du cordon, lui conférant un rapport largeur/profondeur de 1 à 10 en général, voire plus. Ce rapport dépend de nombreux facteurs liés au matériau (propriétés physiques à hautes températures) ainsi qu'au faisceau à son point d'impact (puissance, diamètre, profil) [20].

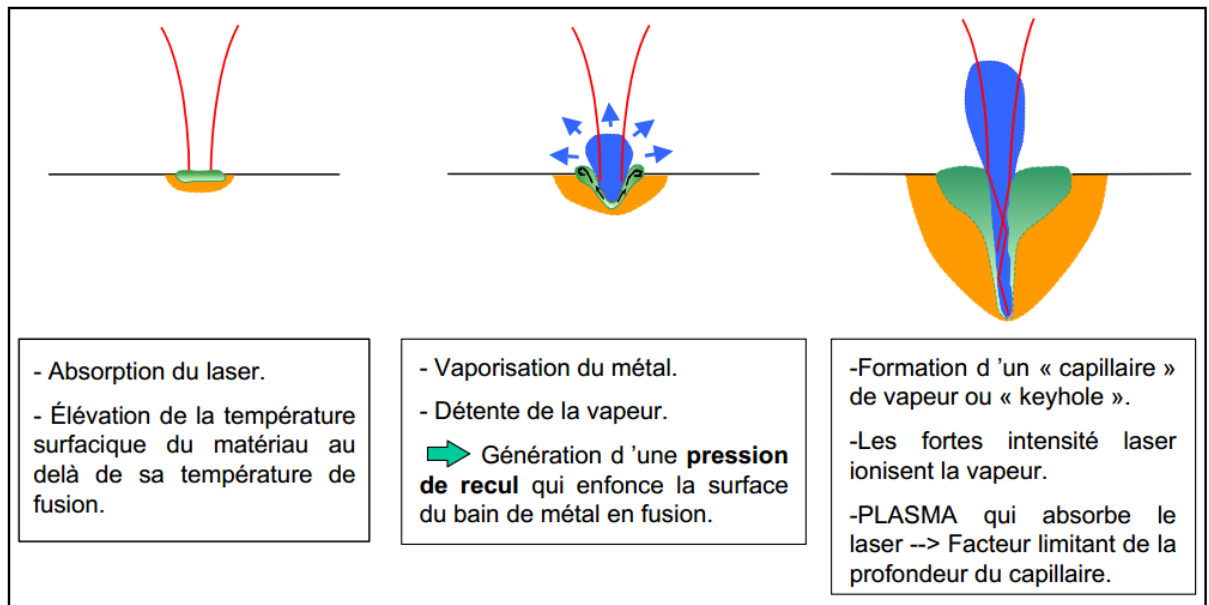


Figure II. 4: Schéma explicatif de la formation du capillaire [19].

### a- Plasma

La forte densité de puissance du faisceau focalisé donne naissance au capillaire, en volatilissant la matière. Les vapeurs métalliques sont ionisées formant un plasma qui s'interpose entre la pièce et le faisceau. Le plasma de vapeur métallique est la résultante du bon couplage faisceau matière. Il est donc inévitable.

### II.2.3. Avantages et inconvénients du soudage laser

#### ✓ Avantages :

- une soudure sans métal d'apport.

## **Chapitre II : Généralités sur le soudage laser d'alliages d'aluminium**

- une pénétration importante, réduisant à une passe nécessairement unique la réalisation de soudures bord à bord sur des épaisseurs pouvant atteindre 20 mm pour le soudage par faisceau laser.
- une zone affectée par la chaleur transversalement très réduite.
- des déformations limitées : il n'est donc pas nécessaire de brider fortement les pièces à assembler ce qui réduit d'autant l'outillage annexe et le temps de soudage.
- une vitesse de soudage élevée.
- le soudage en angle, ainsi que des zones réputées difficiles voire impossibles d'accès pour d'autres techniques [18].

### ✓ **Inconvénients :**

- par rapport aux procédés classiques de soudage, la technologie laser est coûteuse. En plus de la nécessité d'appareils annexes comme une table de soudage commandée numériquement. Mais le surcoût est vite compensé par les avantages décrits précédemment.
- l'accostage des pièces demande beaucoup de rigueur pour le soudage bord à bord, une bonne maîtrise du jeu entre les deux pièces est demandée afin de respecter les tolérances d'accostage serrées et d'assurer une bonne interaction laser-matière tout au long de la ligne de soudure.
- efficacité électrique faible

## **II.3. Types de soudage laser**

Les lasers sont classés en cinq grandes familles, selon la nature du milieu excité : laser à solide, laser à gaz, laser à semi-conducteurs, laser à liquide et laser à électrons libres. Les lasers utilisés industriellement pour le traitement des matériaux et principalement pour le soudage des métaux sont les lasers CO<sub>2</sub>, les diodes laser, le laser Nd-YAG et Yb-YAG.

### **II.3.1. Laser CO<sub>2</sub>**

Les lasers CO<sub>2</sub> sont des lasers à gaz dits moléculaires, car ils mettent en œuvre les niveaux de vibration-rotation de molécules de CO<sub>2</sub> dans un mélange d'azote et d'hélium. Les lasers CO<sub>2</sub> produisent un faisceau de 10,6 μm de longueur d'onde, qu'est 10 fois plus grand que celle du laser solide Nd-YAG, très finement focalisable.

Il existe différentes technologies de laser à CO<sub>2</sub>, fonction de la puissance maximale pouvant être extraite de la cavité et de la qualité du faisceau. Pour les applications de soudage nécessitant généralement des puissances supérieures à 1.5 KW, on rencontre trois catégories de laser à CO<sub>2</sub>, suivant d'une part, le mode de circulation du gaz qui peut être axial ou transverse par rapport à l'axe optique du faisceau, et d'autre part le type de cavité.

Les lasers CO<sub>2</sub> utilisés dans le soudage sont les lasers CO<sub>2</sub> à flux axial rapide, les lasers CO<sub>2</sub> à flux transverse et les lasers CO<sub>2</sub> Slab.

Comparé avec les autres types de laser utilisés en soudage, le laser CO<sub>2</sub> présente de nombreux avantages, mais aussi quelques inconvénients (Tableau II.1).

## **Chapitre II : Généralités sur le soudage laser d'alliages d'aluminium**

Tableau II. 1: Avantages et inconvénients du soudage laser CO<sub>2</sub> [22].

<b>Avantages</b>	<b>Inconvénients</b>
<ul style="list-style-type: none"><li>• facilement mesuré aux puissances élevées</li><li>• bonne qualité de faisceau</li><li>• coût relativement bas de machine</li><li>• soudure relativement stable</li></ul>	<ul style="list-style-type: none"><li>• opaque aux matériaux transparents communs (matériaux spéciaux chers sont exigés pour le système optique)</li><li>• ne peut être pas transporté par fibres optique</li><li>• réflectivité élevée des métaux</li><li>• absorption élevée d'énergie de laser dans le plasma laser-induit</li></ul>

### **II.3.2. Laser à semi-conducteur (diode laser).**

Une diode laser peut délivrer aujourd'hui jusqu'à 50W de puissance. L'empilement d'une multitude de ces diodes lasers permet d'obtenir des systèmes de diodes lasers de quelques dizaines de Watts à plusieurs kilowatts (6kW). Les longueurs d'onde disponibles sont de 0.808 et 0.940  $\mu\text{m}$ . Les multiples faisceaux émergent de ces empilements sont traités par des systèmes optiques sophistiquées afin d'être combinés. La mauvaise qualité des faisceaux résultants ne permet cependant pas une focalisation du faisceau optimale. L'attache focale rectangulaire et des grandes dimensions génèrent des densités de puissance sur la pièce inférieure à  $10^5 \text{ W/cm}^2$ , insuffisante pour le soudage par Keyhole.

Ces caractéristiques ont fait un excellent outil pour le soudage des matières synthétiques ; le brasage ; le traitement de surface ou le soudage par conduction. L'intérêt majeur de cette technologie réside dans le rendement énergétique élevé (>25%), la compacité des sources, le faible coût de fonctionnement (absence de lampe ou de gaz lasant) et les faibles longueurs d'ondes (meilleure absorption par les matériaux métalliques et transport possible par fibres optiques). Le développement de systèmes optiques permettant une meilleure focalisation du faisceau laser est attendu et révolutionnera l'utilisation de ces sources laser [23].

### **II.3.3. Laser Nd-YAG**

Les lasers Nd-YAG sont des lasers solides dont le milieu actif est de nature cristalline. Il s'agit d'un grenat d'aluminium-yttrium dopé à  $10^{20}$  ions trivalents néodyme ( $\text{Nd}^{+3}$ ), émettant une onde de longueur d'onde 1,06  $\mu\text{m}$  (Figure II.5). Les lasers solides Nd-YAG peuvent fonctionner de façon pulsée ou continue. Les laser à onde pulsé (PW) sont utilisés pour le soudage des petites parties telles que des caisses de batterie, des composants électriques, des armatures de verre, ..., et laser à onde continue (CW) de puissance de 2-7 kW sont utilisés pour le soudage laser des voitures en aluminium, les tôles d'acier, les pipes et les réservoirs d'acier inoxydable, etc... [22].

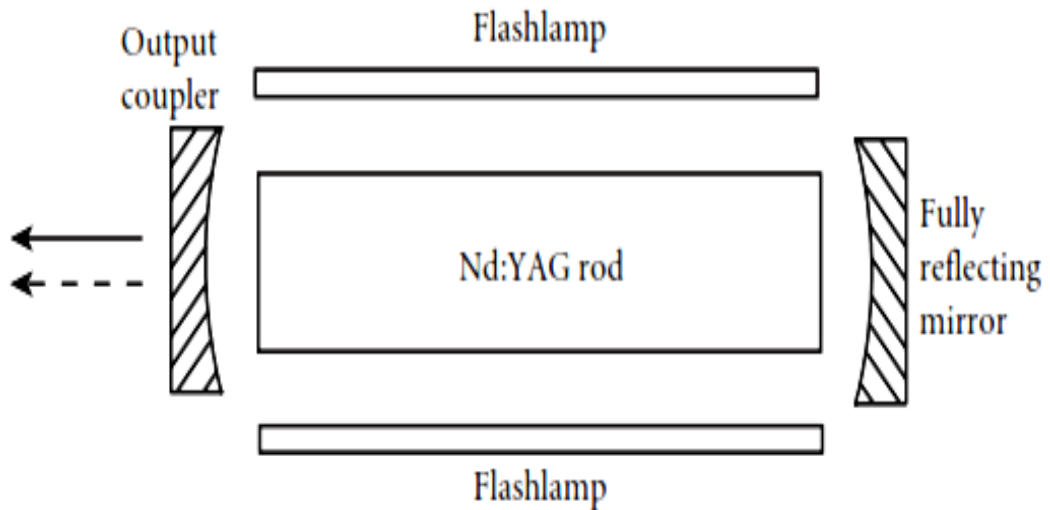


Figure II. 5: Schéma représentatif de laser Nd-YAG.

Aux contraire de autres types de laser comme les laser CO<sub>2</sub>, les lasers Nd-YAG présentent l'avantage de pouvoir utiliser les fibres optiques pour le transport du faisceau sur plusieurs dizaines de mètre grâce à la longueur d'onde de 1,06  $\mu\text{m}$  [18], mais, ils ont aussi un inconvénient de la basse efficacité électrique (Le rapport du laser produit à l'entrée électrique) de moins de 4% [22].

### II.3.4. Laser Yb-YAG

Les lasers Yb-YAG sont des lasers solides dont le milieu actif est de nature cristalline ; il est un grenat d'aluminium-yttrium dopé à  $10^{20}$  ions trivalents Ytterbium (Yb), émettant une onde de longueur d'onde 1,03  $\mu\text{m}$  et se présente ainsi en tant que concurrent direct au laser de Nd-YAG.[33]

Dans le cas des lasers Yb-YAG, qui est la technologie utilisée dans le cadre de ce travail ; Le faisceau laser est produit dans le disque et sort de la cavité à travers un trou dans le centre du miroir parabolique. Le miroir de sortie du résonateur est situé à l'extérieur de la cavité. (Figure II.6).

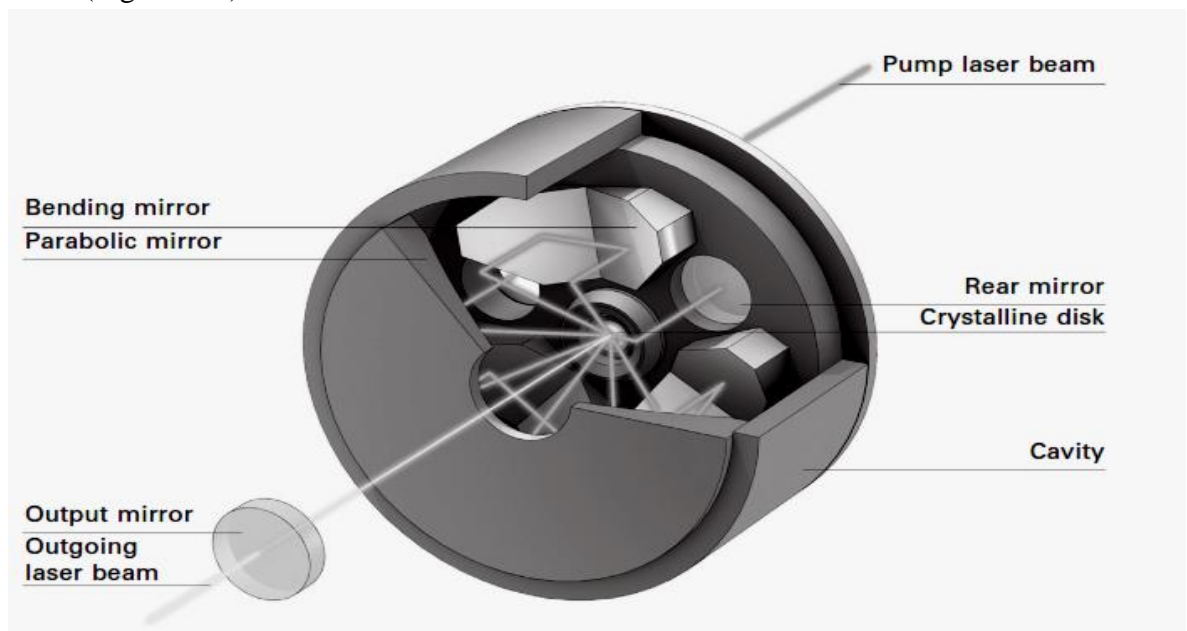


Figure II. 6: Schéma représentatif de Laser à disque (Yb-YAG) [22].

## **Chapitre II : Généralités sur le soudage laser d'alliages d'aluminium**

La puissance du laser peut être modifiées de différentes manières : d'une part par l'intermédiaire de la puissance d'excitation, en d'autres termes la puissance du faisceau laser de pompage ; et d'autre part par la zone irradiée du disque. Laser de puissance pouvant aller jusqu'à plusieurs kilowatts peut être générée avec une cavité.

La conception de laser Yb-YAG tire des propriétés uniques :

- Pratiquement aucune lentille thermique due à axiale flux de chaleur ne permet une luminosité élevée du laser à disque.
- Des densités de puissance basses sur le milieu actif à cause de grands diamètres de pompage.
- Exigences des diodes de pompage de faible luminosité permettent des faisceaux lasers rentables avec une résistance électrique à la conversion optique efficace, en particulier dans le régime de forte puissance moyenne.
- Zone mise à l'échelle de la section transversale du faisceau permet la graduation de puissance tout en gardant intensités internes constants.
- Profonde saturation du gain élimine nocifs des problèmes de dos réflexion.
- Les sections modales sont généralement de grande taille par rapport à l'étendue longitudinale du milieu de gain. Par conséquent les sources d'énergie de pointe élevées sont possibles sans faire face à des problèmes en raison de non-linéarités.
- Parfaitement adapté pour la conversion de fréquence [22].

### **II.4. Influence des paramètres de soudage**

Différents paramètres opératoires du soudage laser qui sont liés au faisceau laser (Puissance, Longueur d'onde, Vitesse faisceau/pièce, Emission pulsée ou continue) , au système de focalisation(Optique, Distance focale, Position du point focal) , au matériau ( nature , préparation, géométrie ) et au gaz de protection (type, débit ,géométrie) , , peuvent être optimisés afin d'obtenir une géométrie de cordon adaptée et une qualité de soudage maximale. Les principaux paramètres opératoires sont les suivants :

#### **II.4.1. La puissance du laser**

La puissance du laser conditionne principalement la profondeur de pénétration du faisceau. Celle-ci est de toute façon plus faible pour les alliages d'aluminium que pour les aciers du fait de leur forte réflectivité (Figure II.6). En fait, plus que la puissance, c'est la densité de puissance qui est importante, de sorte que l'on utilise des optiques à distance focale courte (de 100 à 200 mm) et des lasers possédant une bonne qualité de faisceau (petite tache focale).

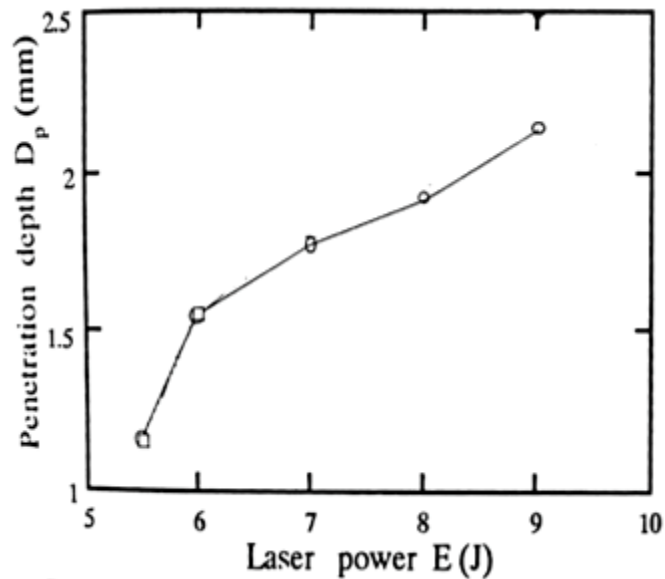


Figure II. 7: Variation de la pénétration de soudage en fonction de la puissance du laser dans l'alliages d'aluminium 5052 [25].

#### **II.4.2. Positionnement et nombre de faisceaux**

La position du point focal par rapport à la surface des pièces à assembler est un paramètre technologique du soudage par faisceau laser qui a une influence sur la qualité du cordon de soudure obtenue. En effet comme l'illustre la Figure II.7, la profondeur de pénétration est très sensible à la position du point focal qui est généralement placé à l'intérieur de la pièce pour obtenir les meilleures performances. La défocalisation du faisceau au-dessus du matériau peut conduire à l'élargissement du cordon de soudure [25].

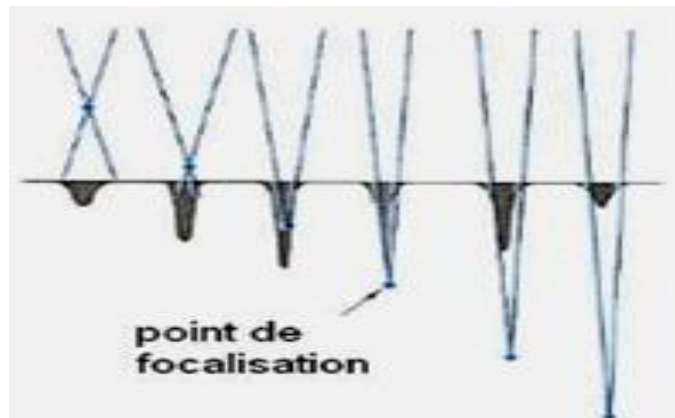


Figure II. 8: Influence de la position du point focale sur la morphologie du cordon de soudure [25].

De plus en plus d'études se focalisent sur l'influence d'un deuxième faisceau Laser lors du soudage. On peut obtenir ce deuxième faisceau en utilisant deux sources différentes ou en plaçant un prisme sur la trajectoire d'un faisceau pour le séparer en deux. Plusieurs configurations sont alors possibles : les deux faisceaux peuvent être placés soit l'un derrière l'autre (tandem) soit l'un à côté de l'autre. L'intérêt de ce dernier cas est de pouvoir tolérer des jeux entre les tôles à souder plus importants. On réduit ainsi le temps de préparation des pièces à souder. La configuration tandem, quant à elle, permet de diminuer la vitesse de

## Chapitre II : Généralités sur le soudage laser d'alliages d'aluminium

refroidissement en aval. Ce procédé semble réduire le taux de porosités et de fissuration à chaud dans les alliages d'aluminium de par une plus grande stabilité du Keyhole [25].

### II.4.3. La vitesse de soudage

La vitesse de soudage, de même que la position du point focal, fait varier la profondeur de pénétration. Pour une vitesse élevée la profondeur est moindre car le temps d'interaction est plus court (Figure II.8).

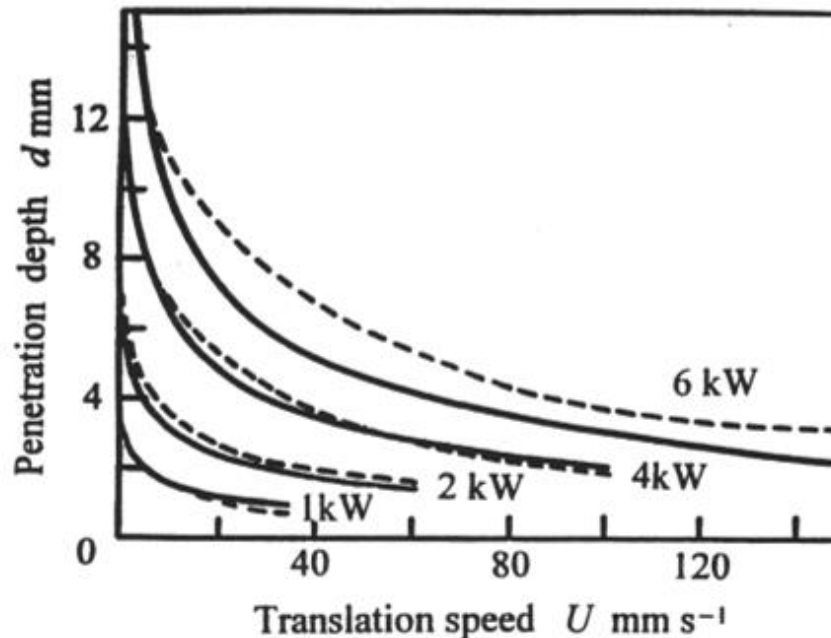


Figure II. 9: Variation de la pénétration en fonction de la vitesse de soudage pour des de différentes puissances de laser dans un acier [27].

(Les courbes continues représentent des valeurs théoriques, les courbes pointillées représentent des valeurs expérimentales).

Un autre effet de la vitesse de soudage est la stabilisation du Keyhole. En fait, lus la vitesse de soudage est grande et moins celui-ci a tendance à se refermer. Le nombre de porosités dans la soudure doit donc diminuer. Cependant, le temps disponible pour qu'une bulle remonte à la surface du bain liquide et ainsi disparaisse est plus court [25]. La vitesse de soudage présente donc un optimum en ce qui concerne le nombre de porosités : aux faibles vitesses le capillaire est instable mais aux fortes vitesses le temps pour évacuer les bulles est trop court. On enregistre ainsi une densité faible de porosités pour des vitesses intermédiaires [28].

### II.4.3. Le gaz de protection

Le faisceau focalisé à l'aide d'une lentille convergente (Figure II.9), sort de la tête laser par une buse circulaire dans laquelle un gaz de protection est injecté ; ce gaz a deux fonctions principales : de protéger le bain de fusion et d'assurer un meilleur échange thermique entre le faisceau laser et le matériau. Au cours du soudage, le métal liquide doit être protégé de l'atmosphère ambiante par des gaz inertes afin d'éviter toute oxydation. De

## Chapitre II : Généralités sur le soudage laser d'alliages d'aluminium

plus, la formation d'un plasma, due à la protection gazeuse, conduit à une absorption supplémentaire de l'énergie du faisceau, en s'ajoutant à l'effet inévitable du plasma des vapeurs métalliques. La réduction des performances du procédé, qui s'accompagne souvent d'un élargissement en surface de la zone fondue, peut être contrôlée en fonction du débit et de la nature des gaz utilisés afin d'assurer un meilleur échange thermique entre le faisceau et le matériau.

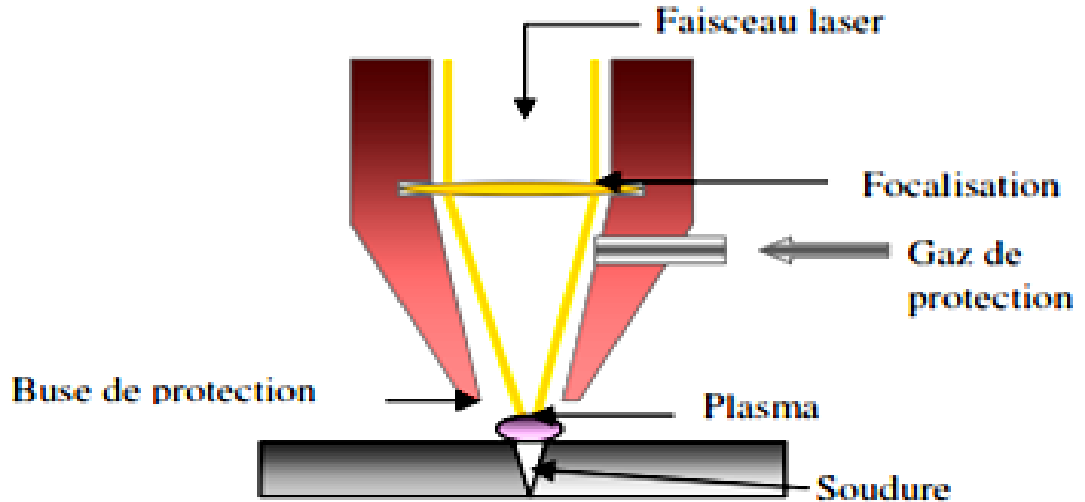


Figure II. 10: Gaz de protection.

L'hélium est le gaz de référence en soudage laser. Son potentiel d'ionisation élevé (24.5 eV) permet la création d'un plasma dense et donc un couplage optimal. L'argon est couramment utilisé dans les procédés de soudage par laser mais il a des performances plus faibles que celle de l'hélium. Son potentiel d'ionisation est plus faible (15.7 eV) et il provoque souvent un plasma absorbant entraînant une augmentation de la largeur du cordon en surface. La Figure II.8 illustre l'influence de la nature et du débit du gaz de protection sur la qualité du cordon de soudure obtenu.

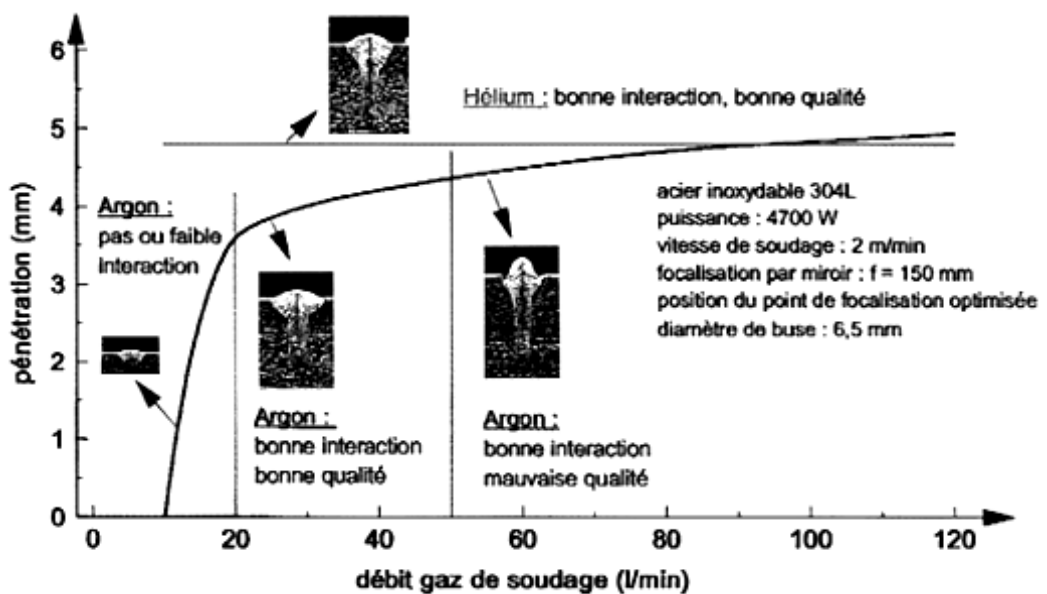


Figure II. 11: Influence du débit du gaz de protection [21].



## Chapitre II : Généralités sur le soudage laser d'alliages d'aluminium

Des mélanges des gaz argon/hélium sont aussi utilisés pour la couverture gazeuse au cours du soudage laser. Très utilisés industriellement, ils permettent des performances voisines de celles de l'hélium. En effet, lorsque la teneur en hélium est optimisée, les qualités de soudage sont proches de celles obtenues avec une protection hélium. De ce fait le prix de revient de la soudure est sensiblement inférieur vu le faible coût de l'argon.

### II.4.4. Le matériau à assembler

La qualité des soudures dépend aussi de l'état de surface des pièces à assembler. La préparation de surface diminue le taux de porosités dans les alliages d'aluminium. Cette préparation peut être soit un polissage avec du papier SiC (diminution du taux de porosité de 33% sur une soudure d'AA5083 après polissage avec du papier SiC de granulométrie 800) ou un décapage au laser. Cette dernière méthode semble être la plus probante et permet de diminuer de 50% la porosité. [25] (Figure II.12).

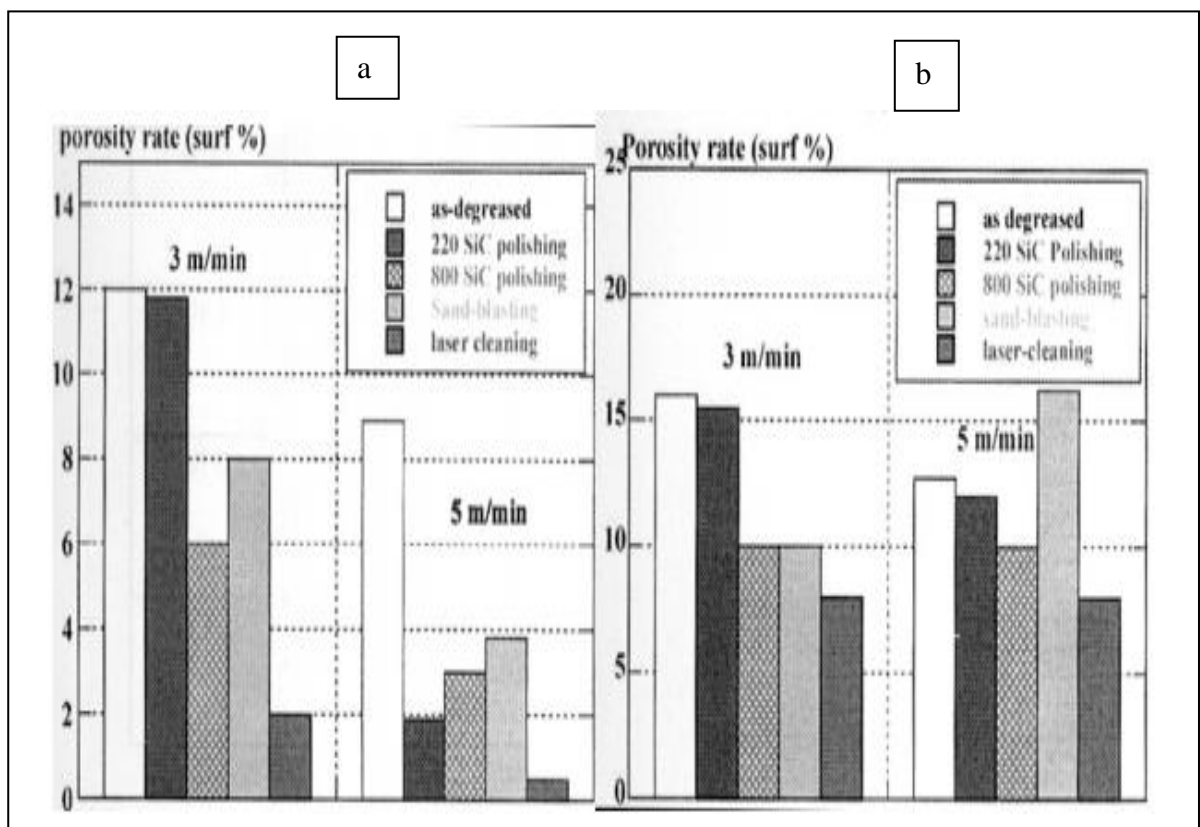


Figure II. 12: Réduction du taux de porosité grâce à la préparation de surface pour un alliage A356(a) et AA5083(b) [25].

### II.5. Les défauts de soudage

Malgré les intérêts du procédé de soudage laser, son utilisation est limitée du fait des défauts qui peuvent être engendrés par ce procédé. On doit en distinguer deux types : les défauts « métallurgiques » qui sont liés à la structure métallurgique de la soudure et les défauts « géométriques » qui sont liés aux normes d'acceptation concernant la forme.

### II.5.1. Les défauts géométriques

Il existe plusieurs types de défauts géométriques : caniveaux, surépaisseur...etc. Voici les causes de leur apparition.

**Caniveaux** : On attribue leur formation au rétreint (compression exercée lors du refroidissement). Ce phénomène tend à déplacer la matière liquide vers le haut, créant ainsi cet aspect bombé en centre du cordon [29]. C'est un défaut courant en soudage aluminium, du fait des propriétés thermophysiques du matériau : faible viscosité, faible tension de surface, haute température de vaporisation et haute conductivité [29].

**Effondrement** : Un effondrement apparaît en soudage par transparence lorsque le jeu entre les tôles est trop important (typiquement supérieur à 0,2 mm pour des tôles de 1 mm d'épaisseur). Au cours du procédé, le bain liquide s'affaissera sous l'action du champ gravitationnel et viendra combler l'interface entre les tôles.

**Découpe de tôle supérieure** : C'est le cas extrême d'un effondrement, lorsque le jeu devient trop élevé : le bain fondu supérieur tout entier s'écoule dans l'interface.

**Soudure non débouchant** : Lorsque l'épaisseur totale des deux tôles n'est pas fondue, on parle de soudure non débouchant. Cela peut provenir de causes diverses, comme un mauvais positionnement du point focal par rapport au joint, une chute de l'intensité laser incidente, voire la fluctuation chaotique de la profondeur du capillaire.

**Les surépaisseurs excessives** : elles sont la conséquence directe des mouvements ascendants du bain arrière. Particulièrement à haute vitesse, ou en soudage de forte épaisseur, la vague apparaissant à l'arrière du capillaire donne une forme bombée au bain fondu. La solidification conserve la trace de ces mouvements hydrodynamiques. On peut recenser encore trois types de défaut : les projections de soudure (ou grabons) et les porosités internes et fissurations.

### II.5.2. Les défauts métallurgiques

Le principal défaut rencontré dans les soudures laser est la porosité. L'origine de la porosité vient de la différence de solubilité de l'hydrogène entre l'aluminium liquide et l'aluminium à l'état solide (la courbe passe de 0.036 ml/100 g à l'état solide à 0.69 ml/100 g à l'état liquide)

## Chapitre II : Généralités sur le soudage laser d'alliages d'aluminium

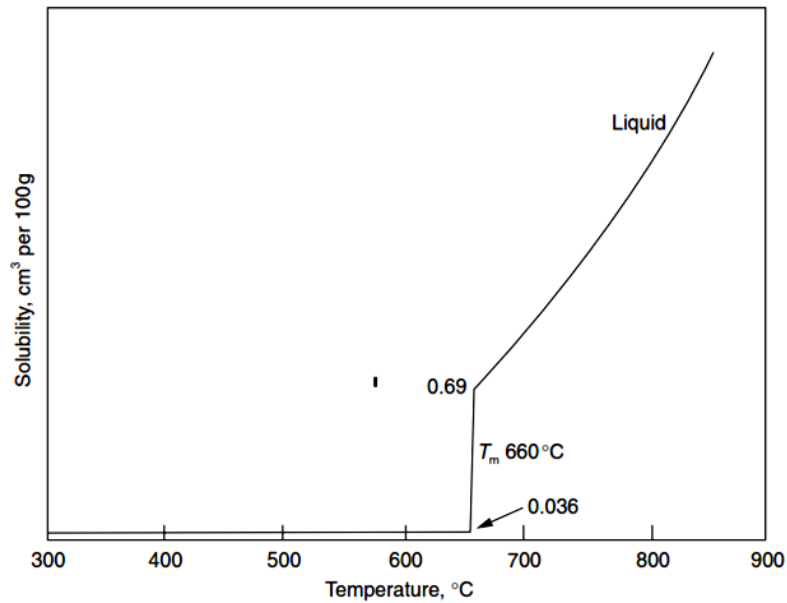


Figure II. 13: Evolution de la solubilité de l'hydrogène dans l'aluminium selon la température [29].

Le gaz absorbé lorsque l'alliage est à l'état liquide est rejeté lors de la solidification et peut former des porosités s'il n'a pas le temps d'être évacué à la surface de la soudure. Les porosités sont de forme sphérique et régulière (Figure II.14).

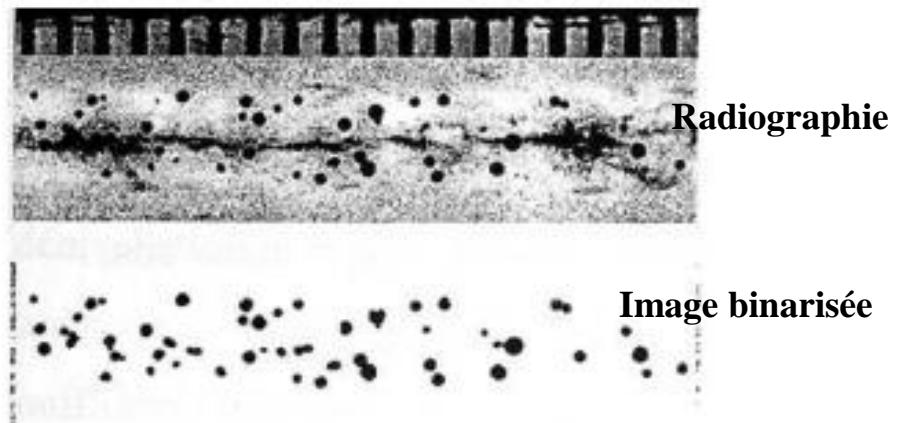


Figure II. 14: Porosité lors du soudage par laser CO<sub>2</sub> de tôles d'Al-Mg [31].

Un deuxième type de défaut rencontré est la formation de cavités. Elles ressemblent aux porosités mais elles présentent une forme irrégulière et proviennent de l'emprisonnement de gaz provenant du milieu extérieur lorsque le Keyhole se referme. C'est un défaut qui est produit par l'instabilité du procédé de soudage et qui ne dépend pas d'une propriété intrinsèque du matériau.

Un type de défaut est la fissuration à chaud (ou crique à chaud). Ce défaut est potentiellement le plus grave car il peut entraîner la séparation totale du cordon juste après soudage. Ces fissures sont des défauts qui apparaissent à la fin de la solidification du cordon. On peut observer soit des microfissures qui seront nocives pour les propriétés mécaniques du

## Chapitre II : Généralités sur le soudage laser d'alliages d'aluminium

cordon soit des macrofissures lorsque le cordon est entièrement fissuré et que les deux pièces ne sont donc pas assemblées.

### **II.6. Structures de solidification induites par l'opération de soudage laser**

Le déplacement de la source se traduit par des gradients de température différente selon la position dans le bain fondu. Ces gradients sont plus élevés sur les bords du cordon, c'est pourquoi la solidification y est amorcée. Au centre du cordon, au contraire, ils sont relativement faibles ; ce sont les lieux de dernière solidification.

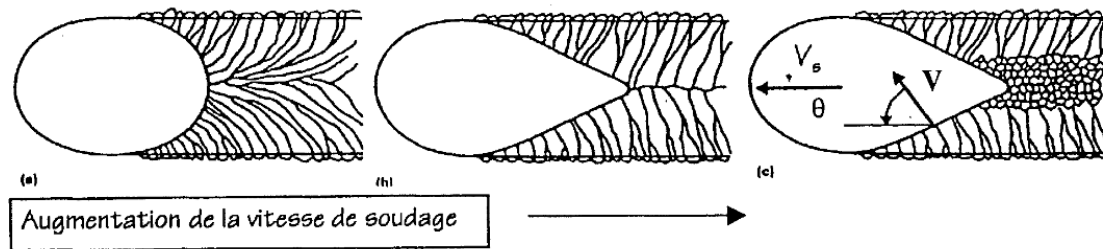


Figure II. 15: Orientation des grains pendant la solidification [30].

La vitesse de solidification  $V$  est déterminée par la relation :  $V_s = V \cos \theta$ ,  $V_s$  étant la vitesse de soudage et  $\theta$ , l'angle établi entre  $V$  et  $V_s$ . au bord du cordon, on a donc  $V=0$ . La croissance des grains dans les métaux se fait selon une direction privilégiée. Pour le réseau cubique (aluminium), cette direction est  $\langle 100 \rangle$ . Du fait de la conductibilité du métal solide, les germes se développent de façon epitaxiale, selon la direction du gradient de température. La germination est hétérogène et la surfusion pratiquement nulle. La taille maximale des grains est déterminée par celle des grains du solide sur lequel ils se forment. Le métal de La ZAT ayant été chauffé, la taille des grains a augmenté et la structure résultante est assez grossière : du type colonnaire dendritique. Les gradients thermiques imposés par le déplacement du faisceau sont variables en intensité et en direction selon le lieu du cordon. A faible vitesse d'avance, les grains ont tendance à s'orienter selon le gradient thermique. Pour des vitesses de soudage plus importantes, la zone liquide s'allonge.

Chaque matériau possède une vitesse limite de solidification intrinsèque, qui est principalement dépendants de sa conductivité thermique. Lorsque la vitesse de soudage égale cette valeur, la croissance basaltique se poursuit jusqu'au centre du cordon; ce qui induit des risques de fissuration de la ZF. Dans le cas de l'aluminium, la très bonne conductivité thermique autorise des vitesses de soudage élevées. La morphologie des grains formes au centre du cordon est alors de type dendritique equiaxe [32]. Ce type de solidification est décrit dans la Figure II.16 où  $V$  est la vitesse de solidification.

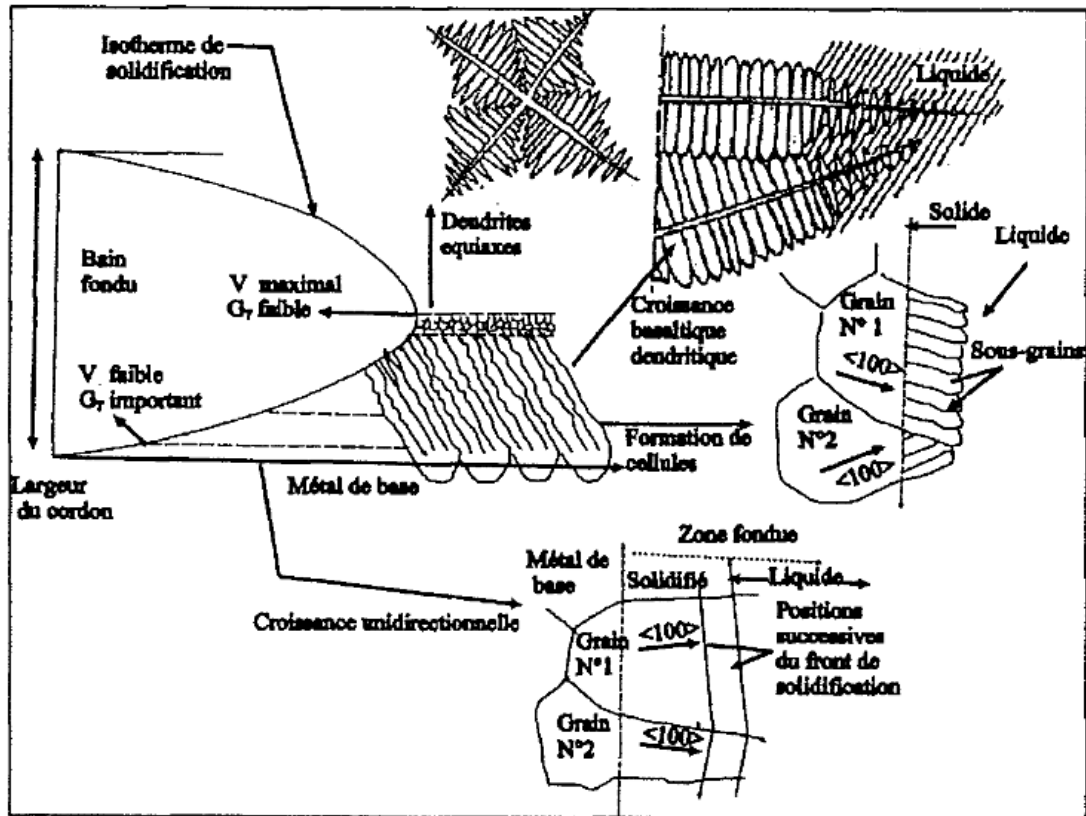


Figure II. 16: Structures de solidification rencontrées dans les différentes zones du cordon de soudure [33].

## **Chapitre III :**

**Matériaux et techniques  
expérimentales.**

### **III.1. Introduction**

Le présent chapitre est consacré à la description du déroulement des essais conduits sur le matériau sujet de l'étude. En premier lieu, nous commencerons par une présentation du matériau. Ensuite nous décrirons les techniques utilisés pour la préparation métallographique des échantillons. Puis nous détaillerons les étapes du déroulement des caractérisations macro et microscopiques ainsi que les essais mécaniques faites pour la caractérisation mécanique. Enfin nous allons décrire en détails le procédé de soudage réalisé.

### **III.2. Présentation du matériau étudié**

Le matériau que nous avons utilisé est un alliage d'aluminium de nuance 2024T3. C'est un alliage de corroyage, qui, selon la norme NF A 02-104, a subi un traitement de mise en solution, trempé, écroui et enfin muri (vieillessement naturel) avec une composition chimique donnée par le tableau au-dessous.

Tableau III. 1: Composition chimique de l'alliage 2024T3 (%massique) [16].

<b>Eléments</b>	<b>Al</b>	<b>Cu</b>	<b>Mg</b>	<b>Mn</b>	<b>Zn</b>	<b>Autres</b>
<b>Teneurs en masse %</b>	92.42	4.91	1.98	0.59	0.008	0.092

### **III.3. Préparation métallographique**

Pour l'étude métallographique, l'observation en microscope optique nécessite une bonne préparation de la surface. L'obtention d'une surface d'examen nécessite une série d'opérations allant du prélèvement des échantillons à l'attaque chimique

Après le prélèvement des échantillons, nous avons procédé les étapes suivantes :

#### **III.3.1. Enrobage**

L'enrobage à froid nécessite l'investissement des résines thermodurcissables et des moules en caoutchouc, il est choisi en fonction de la forme de la pièce et les traitements que le matériau a subi pour ne pas affecter les changements structuraux qu'il peut présenter et bien sûr pour faciliter la préhension et la manipulation des échantillons.

L'enrobage a été faite au niveau du département de métallurgie à l'Ecole Nationale Polytechnique.



Figure III. 1: Les produits d'enrobage.

### III.3.2. Polissage mécanique

Le polissage mécanique est basé sur l'utilisation de papiers abrasifs à grains de plus en plus fins afin d'obtenir une surface optimale pour l'observation microscopique. Il faut donc polir progressivement pour effacer les imperfections, rayure et autre, et faire disparaître les dommages et les déformations de la surface. Pour cela, nous avons utilisé des papiers abrasifs SiC à tailles des grains décroissants (500, 600, 800, 1000, 1200, 2000, 2400, 4000) placés sur des plateaux tournant à des vitesses de 300 à 350 trs/mn, pour une durée de 2 à 3 minute pour chaque papier.

Le polissage de finition est ensuite accompli sur les draps feutre à suspension d'alumine, de taille des grains de  $1\mu\text{m}$ , dans le but d'éliminer les rayures persistantes issues du polissage.

Les opérations de polissage ont été faites à l'aide d'une polisseuse de marque Struers, présentée dans la Figure III.2.



Figure III. 2: Polisseuse Struers utilisée pour l'opération de polissage.



### **III.3.3. Attaque chimique**

Afin de révéler les microstructures des échantillons, nous avons utilisé un réactif de Keller (chlorhydrique-acide fluorhydrique), d'une composition arrêtée, qui permet d'attaquer la région des grains. Ce réactif est réalisé avec des acides précis dans la composition suivant :

- 190 ml de H<sub>2</sub>O ;
- 5 ml de l'acide nitrique HNO<sub>3</sub> ;
- 3 ml de l'acide chlorhydrique HCl ;
- 2 ml de l'acide fluorhydrique HF.

L'attaque chimique a duré d'environ 60 sec, selon le cas, jusqu'à observation de la microstructure. Les échantillons ont été ensuite rincés à l'eau du robinet puis séchés convenablement.

### **III.4. Méthodes d'observation**

La macrographie et la micrographie constituent deux méthodes optiques d'examen direct de la surface des métaux. Elles présentent un très grand intérêt car elles fournissent à une échelle différente de nombreux renseignements sur la texture et la structure des métaux et alliages. Elles sont utilisées dans tous les laboratoires de recherche et contrôle.

**Macrographie :** C'est l'étude des surfaces polies, à faible grossissement (<50).

Les observations ont été effectuées au microscope optique de type *OPTIKA* (Figure III.3), de grossissements allant de 6.7 à 50, relié à une caméra. Les macrographies ont été prises par l'intermédiaire du logiciel d'analyse d'image *NIS-Élément D 4* qui permet de traiter et de sauvegarder les images.



Figure III. 3: Microscope optique à faible grossissement.

### **Chapitre III : Matériaux et techniques expérimentales.**

**Micrographie :** L'étude micrographique se fait par réflexion par microscope métallographique. Nous avons utilisé un microscope optique qui présente de nombreuses fonctionnalités : fond clair, fond noir, polariseurs croisés, contraste de phase (Figure III.4). Il est d'un grossissement allant de 50 à 1500. Il est aussi muni d'une caméra qui permet de visualiser les échantillons sur un écran d'ordinateur. Les micrographies ont été prises par l'intermédiaire du logiciel d'analyse d'image *NIS-Élément D 4* qui permet de lire et de sauvegarder les images.



Figure III. 4: Microscope optique à grand grossissement.

Les macrographies et les micrographies sont présentées dans le chapitre IV à différents grossissements.

#### **III.5. Essai de microdureté**

L'essai consiste à appliquer sur une éprouvette à mesurer un pénétrateur sous une charge d'appui donnée. La microdureté est mesurée par rapport aux dimensions des empreintes laissées par le pénétrateur (selon la méthode et donc de la forme du pénétrateur) sur la surface de matériaux contrôlés. Ces empreintes sont d'autant plus importantes que le métal est qualifié de mou ; en d'autres termes, la dureté peut être définie comme la résistance à la pénétration.

##### Essai de dureté Vickers (HV) sur les assemblages soudés

Dans le cas de la microdureté Vickers le pénétrateur a la forme d'une pyramide droite à base carrée et d'angle de  $136^\circ$  au sommet. La charge de l'essai pour la microdureté est de 50 gf. Cette charge est appliquée d'une manière progressive et constante jusqu'à ce que la charge choisie soit atteinte, elle est ainsi maintenue pour une période de temps de 15 secs. Enfin, l'essai de dureté se déroule à température ambiante.

### Chapitre III : Matériaux et techniques expérimentales.

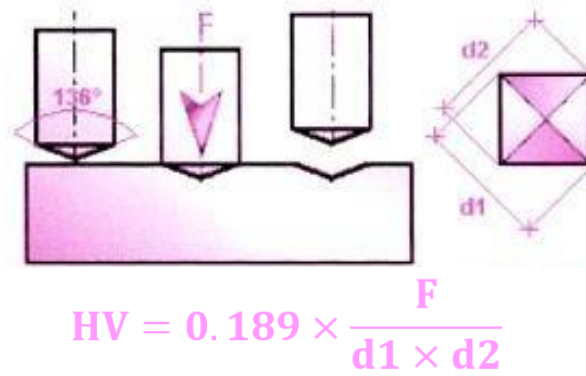


Figure III. 5 : Méthodes de calcul de la dureté Vickers [34].



Figure III. 6 : Microduromètre.

Dans notre études, nous avons effectué un balayage à partir du centre du cordon en allant jusqu'au métal de base avec un pas de 300  $\mu\text{m}$ .

**III.6. Essai de traction**

L'essai de traction consiste à soumettre une éprouvette rectangulaire (dans notre cas) à un effort progressif et croissant jusqu'à la rupture de la pièce d'essai. L'essai de traction permet de caractériser les propriétés mécaniques d'un matériau ductile.

L'obtention des éprouvettes de traction a dimensions normalisés passe par un usinage précis et qui prend compte de certaines précautions afin d'éviter un écrouissage ou alors un échauffement excessif du matériau.

En suivant les recommandations de la norme qui gère les dimensions des éprouvettes de traction, on prévoit une plaque de 20 mm d'épaisseur et 100 mm de longueur comme il est schématisé dans la figure ci-dessous.

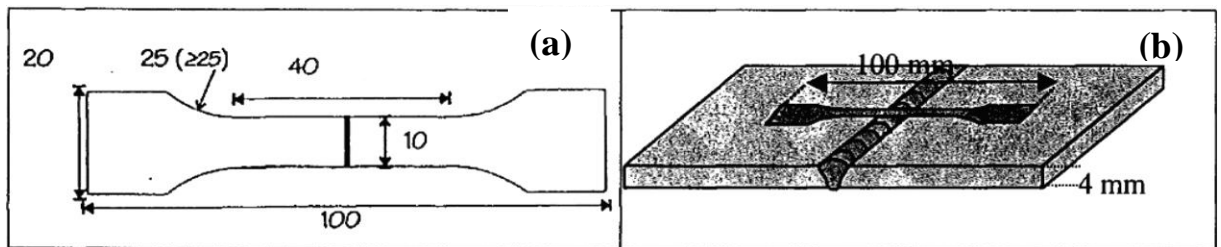


Figure III. 7:Eprouvettes de traction (a) Dimensions des éprouvettes, (b) Sens de prélèvement des éprouvettes.

Les éprouvettes ont été préalablement abrasés en surface et en pied de cordon, afin de limiter l'effet d'entaille provoqués par des caniveaux endroit et envers en pénétration totale.

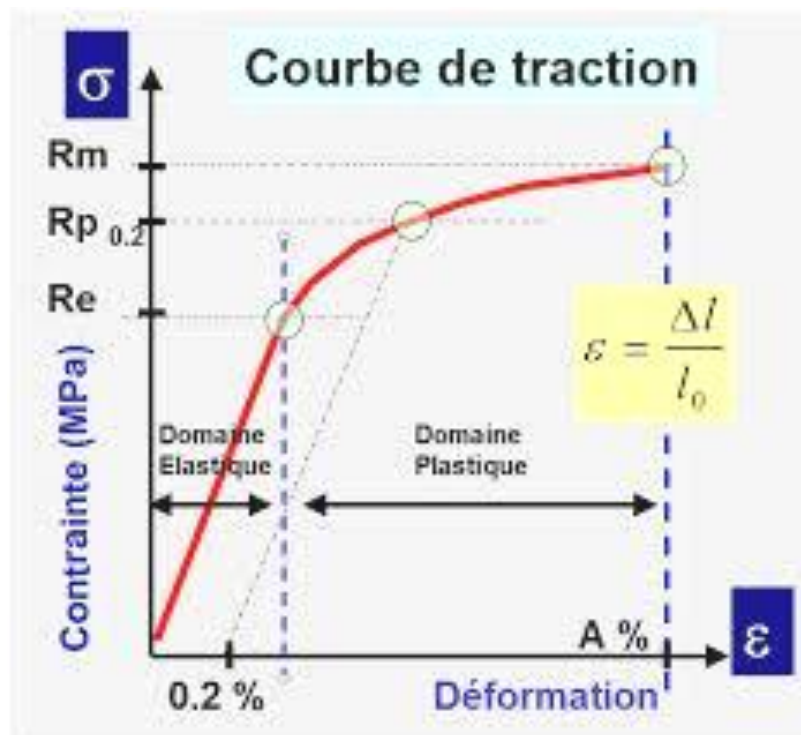


Figure III. 8: Courbe de traction.

**III.7. Procédés de soudage Yb-YAG**

Les soudures ont été réalisées par une source laser Yb-YAG de marque Yb-YAG TRUDISK10002 de l'ENSAM de Paris. Le faisceau émis par une source laser Yb-YAG est transporté par des fibres optiques de diamètre de 400  $\mu\text{m}$  jusqu'à la pièce à souder pour minimiser les pertes de puissance.

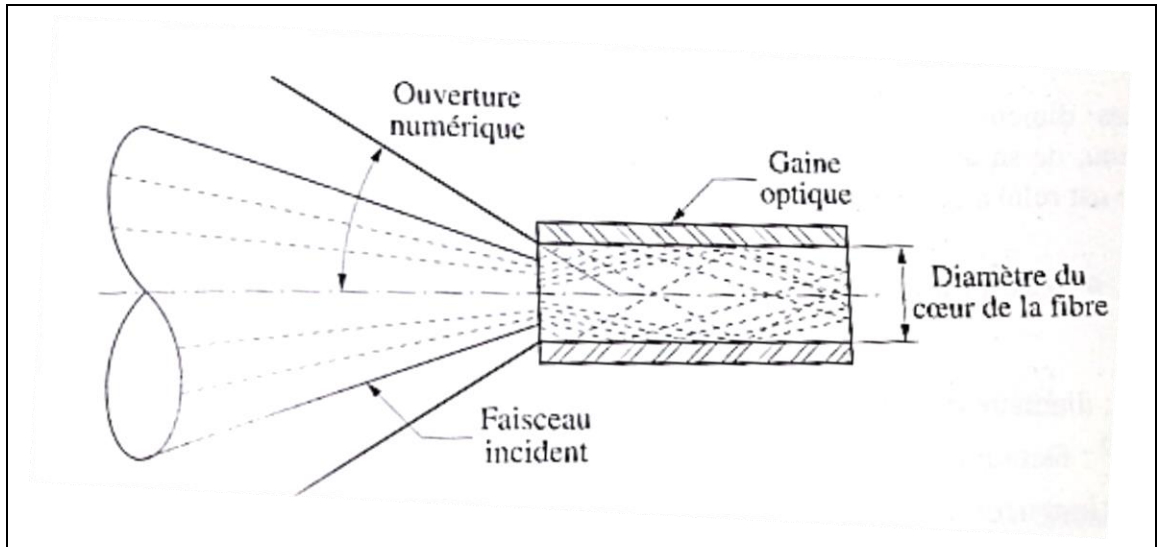


Figure III. 9: Injection du faisceau laser dans une fibre [35].

Le faisceau laser doit être focalisé sur la pièce afin d'obtenir la densité de puissance nécessaire pour le soudage. Les faisceaux laser YAG sont généralement focalisés à l'aide d'une lentille en verre.

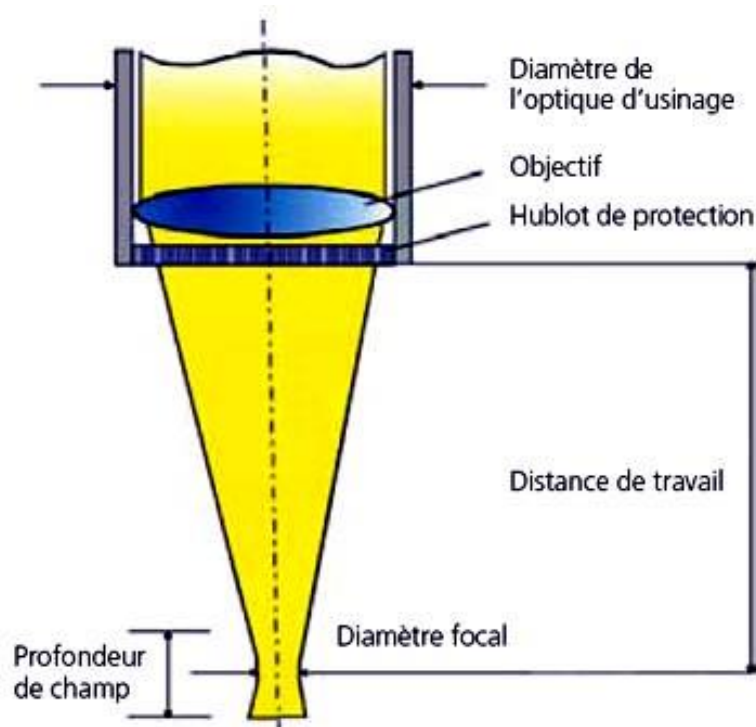


Figure III. 10: Focalisation du faisceau laser.



### Chapitre III : Matériaux et techniques expérimentales.

Les dimensions du faisceau focalisé dépendent de la longueur d'onde du faisceau, de sa qualité et du système de focalisation utilisé. Le diamètre de la tache focale est relié à ces paramètres par l'équation suivante :

$$d = M^2 (4\lambda f / \pi D)$$

Avec :

$d$  : diamètre de tache focale, (dans notre cas est égale 600  $\mu\text{m}$ ).

$M^2$  : facteur de qualité de faisceau.

$\lambda$  : longueur d'onde (dans notre cas est égale 1,03  $\mu\text{m}$ ).

$F$  : distance de focalisation du système optique.

$D$  : diamètre du faisceau avant focalisation.

Dans le cas du laser Yb-YAG, le diamètre de la tache focale dépend essentiellement du diamètre du cœur de la fibre, de la distance entre l'extrémité de la fibre optique et la lentille de collimation qu'est déterminé par la focale de collimation  $f_c$  (200 mm) et de la distance entre la lentille de focalisation et le point focal qu'est déterminée par la focale de l'objectif  $f$  (300 mm) (Figure III.11).

$$d = (f/f_c) d_k.$$

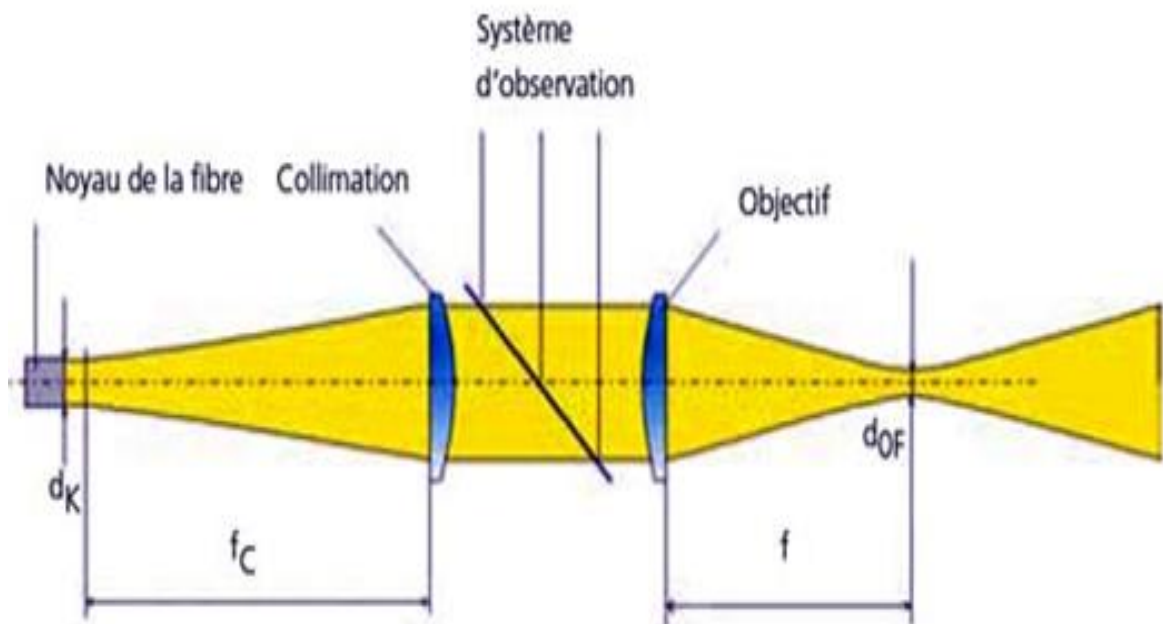


Figure III. 11: Constitution schématique d'une optique de focalisation

Dans le cadre de ce travail deux types de configuration de faisceau laser ont été manipulés ; l'une est un dispositif en configuration monospot dont le principe est illustré dans la Figure III.12.

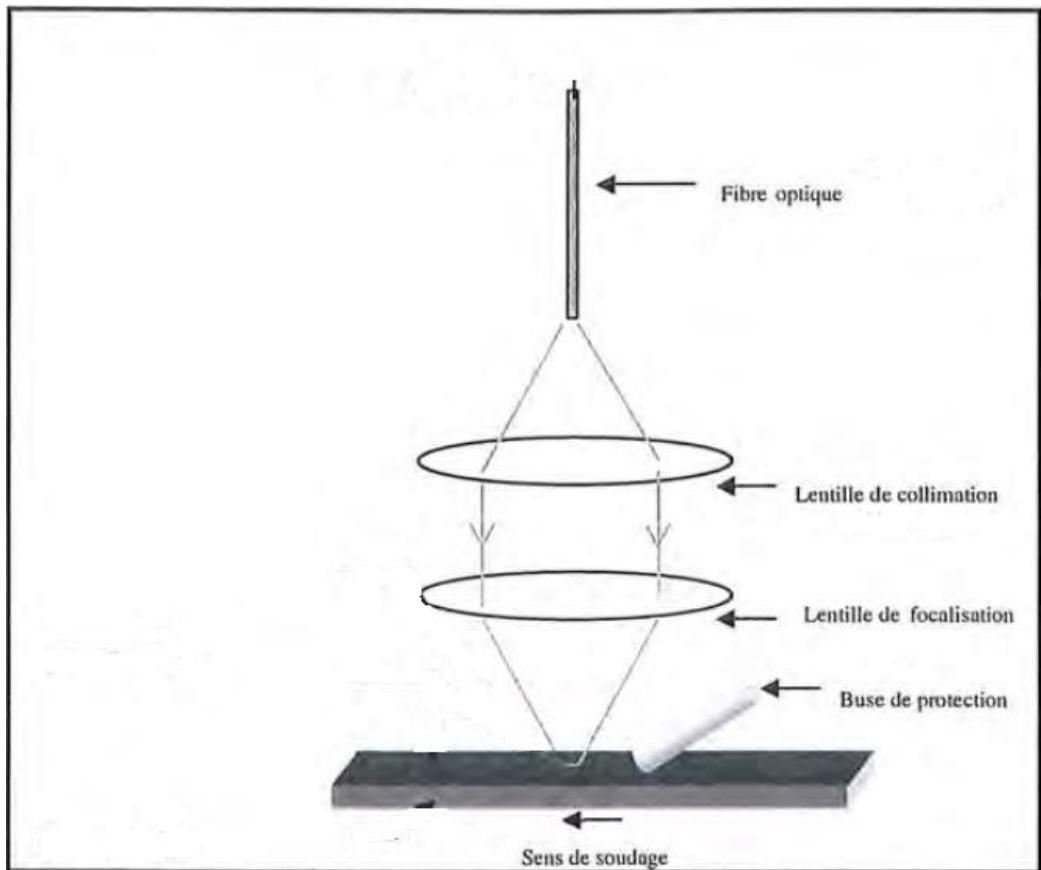


Figure III. 12: Schéma de principe de soudage laser en configuration monospot.

L'autre est un dispositif en configuration bispot ; il est obtenu par insertion d'un prisme entre la lentille de collimation et la lentille de focalisation, qui permet de doubler le faisceau. La figure ci-dessous rappelle le principe d'obtention de la configuration bispot.

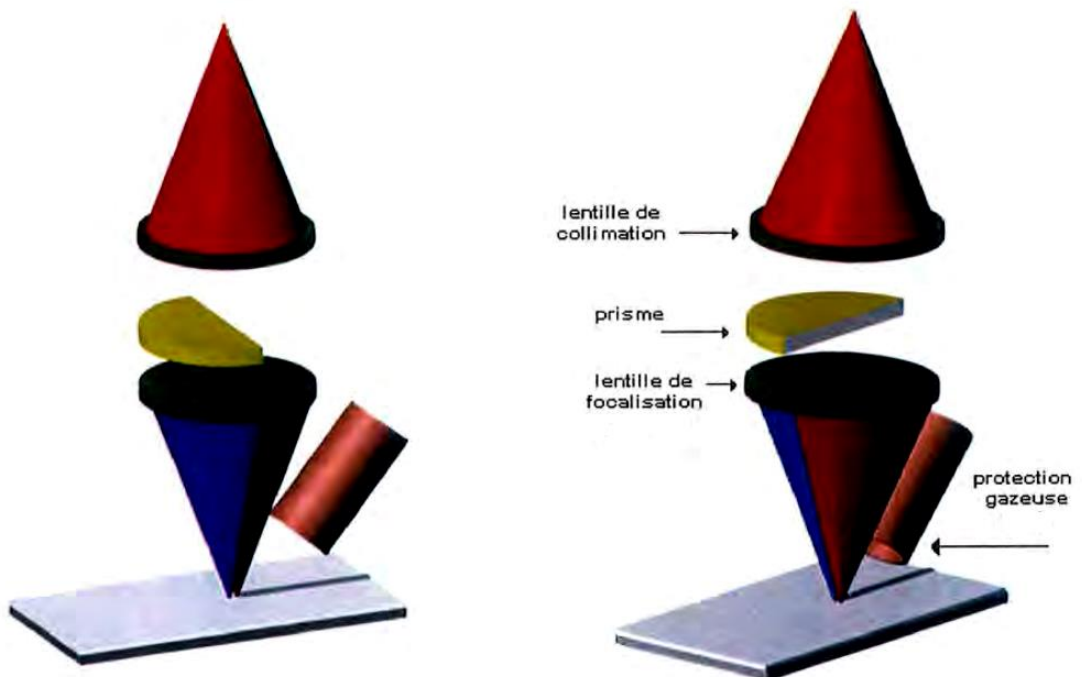


Figure III. 13: Schéma de principe de soudage laser en configuration bispot

### Chapitre III : Matériaux et techniques expérimentales.

Pour l'ensemble des essais réalisés en configuration bispot, la distance focale de la lentille de focalisation est de 300 mm Deux orientations de spots longitudinale et transverse prouvent obtenues dans ce cas comme le montre la figure ci-dessous.



Configuration longitudinale (tandem)  
Spots l'un derrière l'autre  
selon l'axe défini par le  
plan de joint



configuration transversale  
Spots côte à côte  
selon l'axe défini par le  
plan de joint

Figure III. 14: Orientation des spots par rapport à l'axe de soudage dans le cas d'une configuration bispot.

La nécessité de maîtriser les paramètres technologiques de soudage Laser est, aussi un des objectifs de notre travail. Nos premiers essais de paramétrage sont réalisés en faisant varier le couple Puissance-vitesse de soudage en fixant d'autres paramètres influents comme le débit de gaz (65l/mn), le diamètre de la tache focale (600 $\mu$ m) et la position focale se situe à une distance de (-1mm) de la surface de la tôle. Pour cela nous avons fait des essais de paramétrages des lignes de fusion en configuration monospot sur des tôles de 2mm en variant les vitesses pour voir l'effet de l'énergie linéique sur la largeur et la profondeur de pénétration(Tableau III.2).

Tableau III. 2: Les paramètres des lignes de fusion en configuration monospot.

<b>P(KW)</b>	<b>V (m/mn)</b>
3	4
3	5
3	6
3	6 (à faible débit)
4	8
4	7
4	7,5



### Chapitre III : Matériaux et techniques expérimentales.

La même chose a été faite avec la configuration bispot mais à des tôles d'épaisseur 4mm.

Tableau III. 3: Les paramètres des lignes de fusion en configuration bispot.

<b>P(KW)</b>	<b>V (m/min)</b>
4	3
4	3,5
4	4
4	4,5
4	5
4	2

Il y'a d'autres essais en configuration bifocale pour voir l'effet de position focale et l'épaisseur de la tôle sur la largeur et profondeur de pénétration.

Tableau III. 4: Les paramètres des lignes de fusion en configuration bispot avec une focale (-1mm) et (-2mm).

<b>Essai de paramétrages pour souder des épaisseurs de 2mm en 2024T3 (-1 mm)</b>	
4 (KW)	5 (m/min)
4 (KW)	3 (m/min)
4 (KW)	4 (m/min)
4 (KW)	3.5 (m/min)
<b>Essai de paramétrages pour souder des épaisseurs de 4mm en 2024T3 (-2 mm)</b>	
5 (KW)	4 (m/min)
5 (KW)	3 (m/min)
5 (KW)	2 (m/min)

Enfin, sur des soudures soudées bout à bout, nous avons fait des essais de caractérisation microscopique et de caractérisation mécanique (dureté, microdureté et l'essai ENP. Département de Métallurgie

### **Chapitre III : Matériaux et techniques expérimentales.**

de traction) pour les deux configurations mono et bispot. Les paramètres des soudures sont indiqués dans le tableau suivant.

Tableau III. 5: Les paramètres de soudage des soudures bout à bout.

<b>Configuration</b>	<b>P (KW)</b>	<b>V (m/min)</b>
<b>Monospot</b>	4	9
	4	8
<b>Bispot</b>	<b>Trois soudures bout à bout de 2mm à position focale (-1mm)</b>	
	4	4
	4	3,5
	4	3
	<b>Deux soudures bout à bout avec une position focale (-2mm)</b>	
	5	3
	5	2,5

# **Chapitre IV:**

## **Résultats et interprétations**

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

Le soudage laser met en œuvre des densités d'énergie importantes de façon très localisée (le diamètre de point focale dans notre cas est de 0,6mm), ce qui entraîne des cinétiques de chauffage et de refroidissement extrêmement rapides dépassant largement les conditions d'équilibre thermodynamique. Les structures métallurgiques qui en résultent sont donc très spécifiques. Dans ce chapitre ; nous allons étudier en premier lieu les effets des paramètres de soudage (énergie, vitesse, position focale). En deuxième lieu, nous étudierons les variations d'ordre métallurgique induites par ces paramètres en termes de microstructure, de microdureté et de traction.

### **IV.2. Contrôle de soudure laser**

L'une des étapes qui suit le soudage est le contrôle non destructif, il permet de détecter toutes les imperfections qui peuvent se produire lors du soudage. Parmi les méthodes non destructives pour le contrôle des soudures d'aluminium nous retrouvons :

- Le contrôle visuel.
- Le contrôle radiographique.
- Le contrôle par ressuage.
- Le contrôle par ultrasons.

Dans notre travail, on a fait des contrôles visuels à l'œil nu pour les deux configurations de soudage laser mono et bispot.

On constate que les pièces soudées ne montrent aucune oxydation ce qui confirme une bonne configuration de la protection gazeuse.

#### **IV.2.1. Contrôle visuel des soudures obtenues en configuration monospot**

Les cordons obtenus sont généralement pénétrants. On remarque que la surface du cordon est souvent perturbée. On y détecte la présence de caniveaux et de projections de matière entraînant des surépaisseurs locales et de morphologie défavorable (Figure IV.1). Ce phénomène semble lié aux propriétés physiques des alliages d'aluminium qui sont l'origine de la majorité des défauts rencontrés en soudage laser. En effet, du fait de faibles tensions de surface, et de faible viscosité pour les alliages d'aluminium, le bain est facilement déformé.

## Chapitre IV : Résultats et interprétations

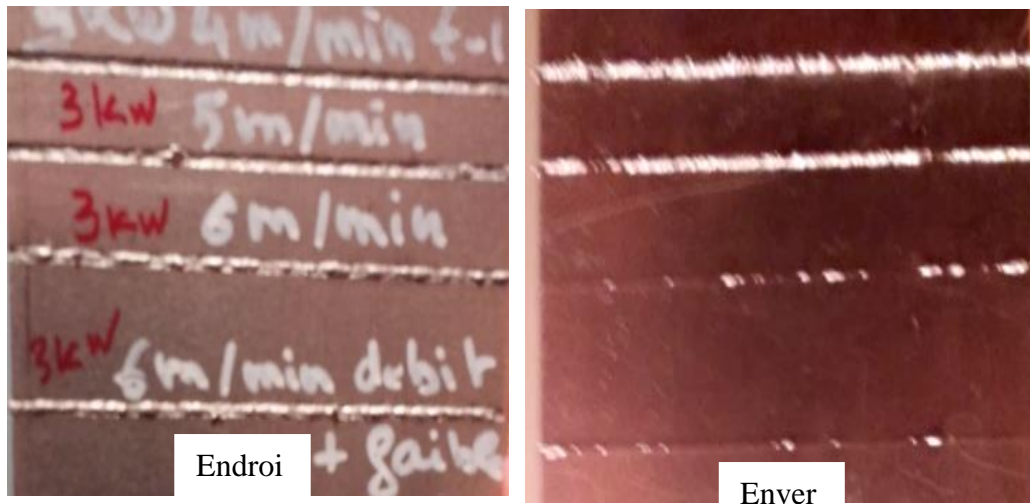


Figure IV. 1: Aspect de ligne de fusion en configuration monopot

### IV.2.2. Contrôle visuel des soudures obtenues en configuration bispot

Les cordons obtenus sont généralement pénétrant mais non débouchant.. L'aspect de la surface est homogène et lisse tout au long du cordon (Figure IV.2).



Figure IV. 2: Aspect de ligne de fusion en configuration bispot.

Enfin, Si on compare les aspects des surfaces générées par la configuration monopot et bispot, on constate que les cordons obtenus par une configuration bispot sont plus larges et

## Chapitre IV : Résultats et interprétations

plus lisses. Les largeurs de cordon obtenues en configuration bispot atteignent aisément 3 mm contre environ 2 mm en configuration monospot (Figure IV.3).

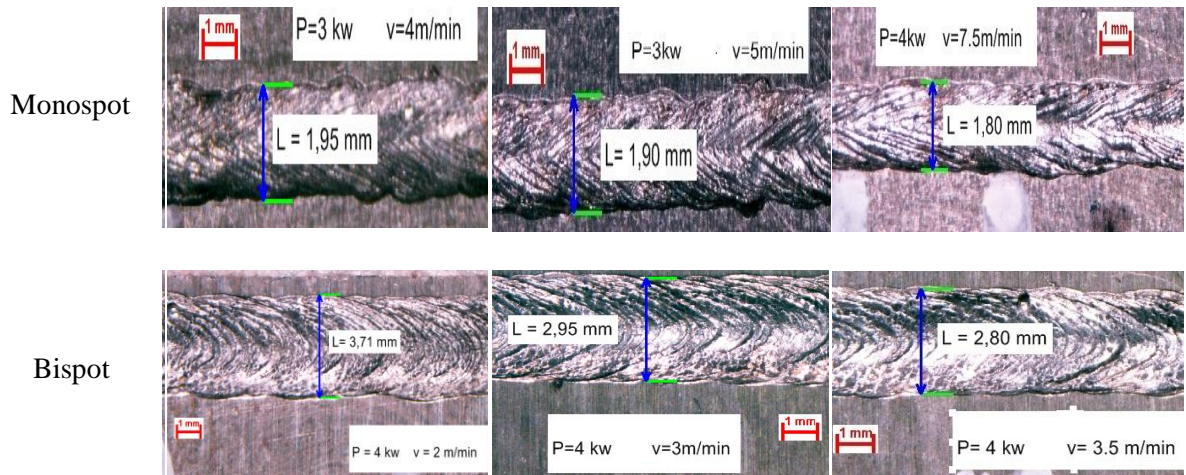


Figure IV. 3: Caractérisation de l'état de surface des cordons de soudure (G 6.7).

Dans la Figure IV.4, on observe une structure de solidification classique en chevron de forme (>>>>) qui est générée par des distances inter-chevron différentes selon la vitesse de solidification, les distances inter-chevron augmentent pour des vitesses de solidification lentes (Figure IV.4)

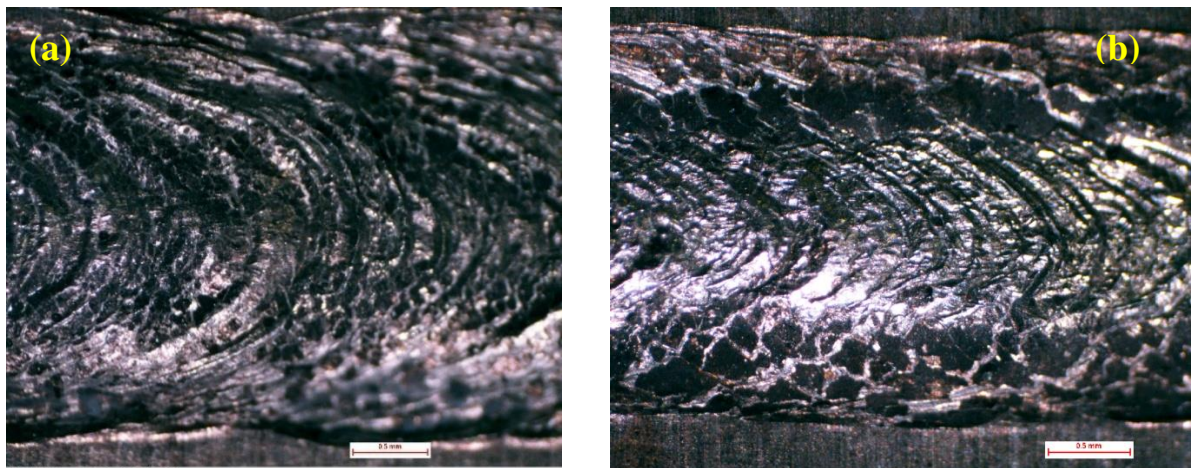


Figure IV. 4: Evolution des distances inter-chevron dans les stries de solidification dans le cordon de soudure en fonction de la vitesse de soudage avec une puissance constante P=4KW: (a)V=2m/min (b) V=5m/min.

### IV.3. Analyse de la géométrie des cordons obtenus en configuration monospot et bispot

Pour les 27 cordons de soudure coupés transversalement, on distingue deux types de forme de cordon : le premier type qui présente un excès de pénétration (surépaisseur) et le deuxième type qui présente une pénétration non débouchant (Figure IV.5).



## Chapitre IV : Résultats et interprétations

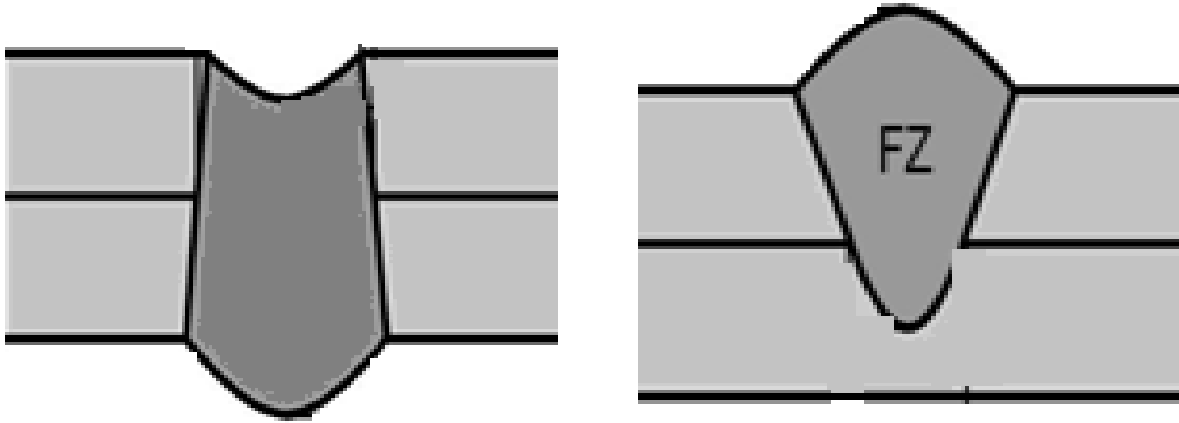
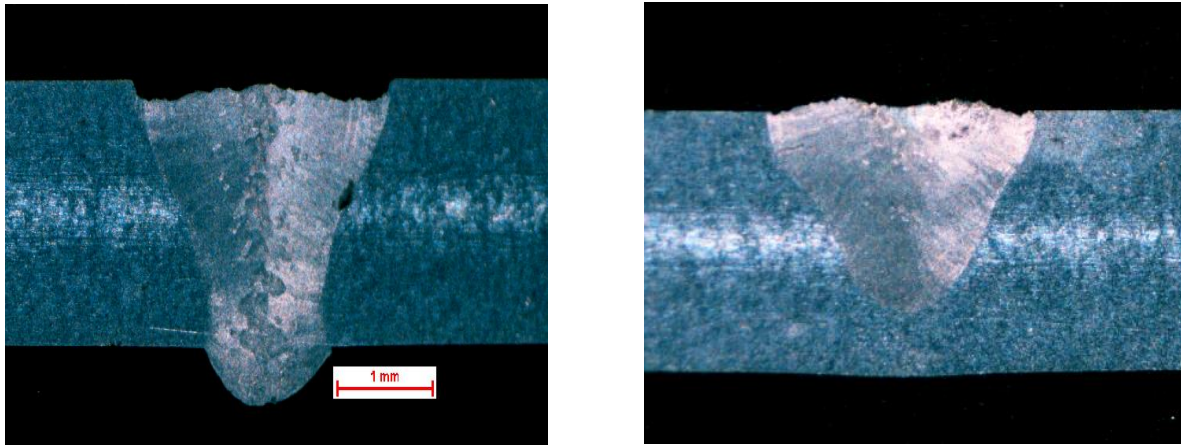


Figure IV. 1: Les formes des cordons de soudure.



(a)

(b)

Figure IV. 2 : Macrographie de la section transversale de cordon de soudures (G20) :  
(a) P=4kw, V=4m/min ; (b) P=4kw, V=5m/min.

On constate que les cordons de soudures obtenus soit en configuration mono ou bispot présentent un évasement superficiel de type « tête de clou » plus ou moins marqué en surface.

### **IV.4. Microstructure de solidification des cordons**

Deux zones distinctes sont observables sur les macrographies de la Figure IV.7. Une première zone proche des bords du cordon formée de grains allongés de type basaltique, est issue des gradients de température  $\Delta T$  importants et des faibles vitesses de solidification. Au fur et à mesure que l'on se rapproche de la zone centrale du cordon, on observe la formation de grains équiaxes favorisés par des vitesses de solidification importantes et des gradients thermiques  $\Delta T$  réduits. La distribution des structures basaltiques et équiaxes dans le cordon varie en fonction de la vitesse de soudage : plus on augmente la vitesse de soudage, plus on réduit l'importance de la structure basaltique au profit de la croissance d'une structure équiaxes fine.

## Chapitre IV : Résultats et interprétations

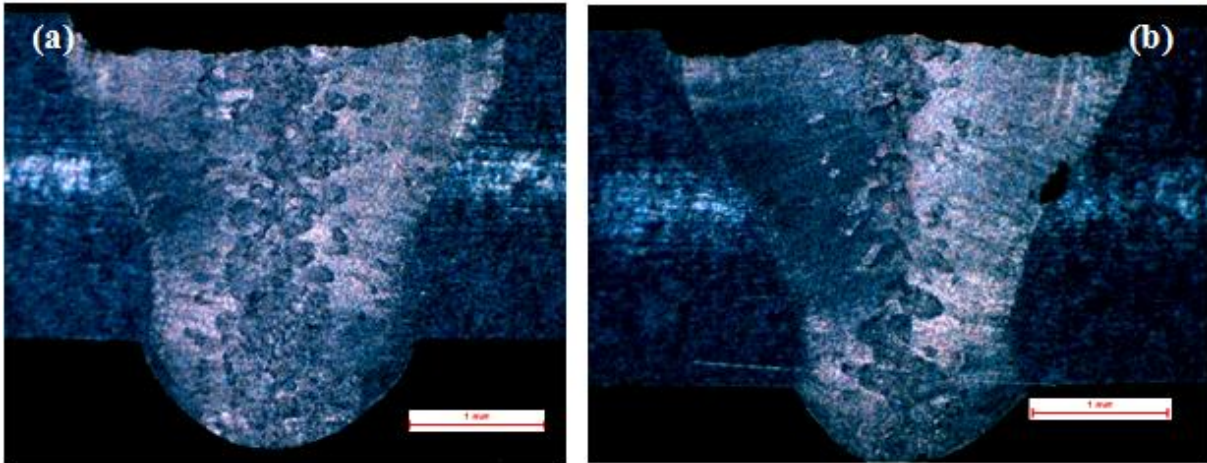


Figure IV. 7 : Coupes transversales des cordons G30 :(a) V= 4 m/min ; (b) V=3,5 m/min.

### IV.5. Caractérisation macroscopique

#### IV.5.1. Effet de l'énergie

##### a) En configuration monospot

Des essais de paramétrage ont été faits sur des lignes de fusions réalisées en configuration monospot pour voir l'effet de l'énergie sur la largeur et la profondeur de pénétration. Les macrographies des lignes de fusion sont illustré dans la figure ci-dessous (ou L : représente la largeur du cordon en face endroit ou envers, P : représente la profondeur de pénétration, C : représente le caniveau, et e : représente l'épaisseur de la pièce).

Puissance (kW)	Vitesse (m/min)	Macrographie (G20)
3	4	
3	5	



## Chapitre IV : Résultats et interprétations

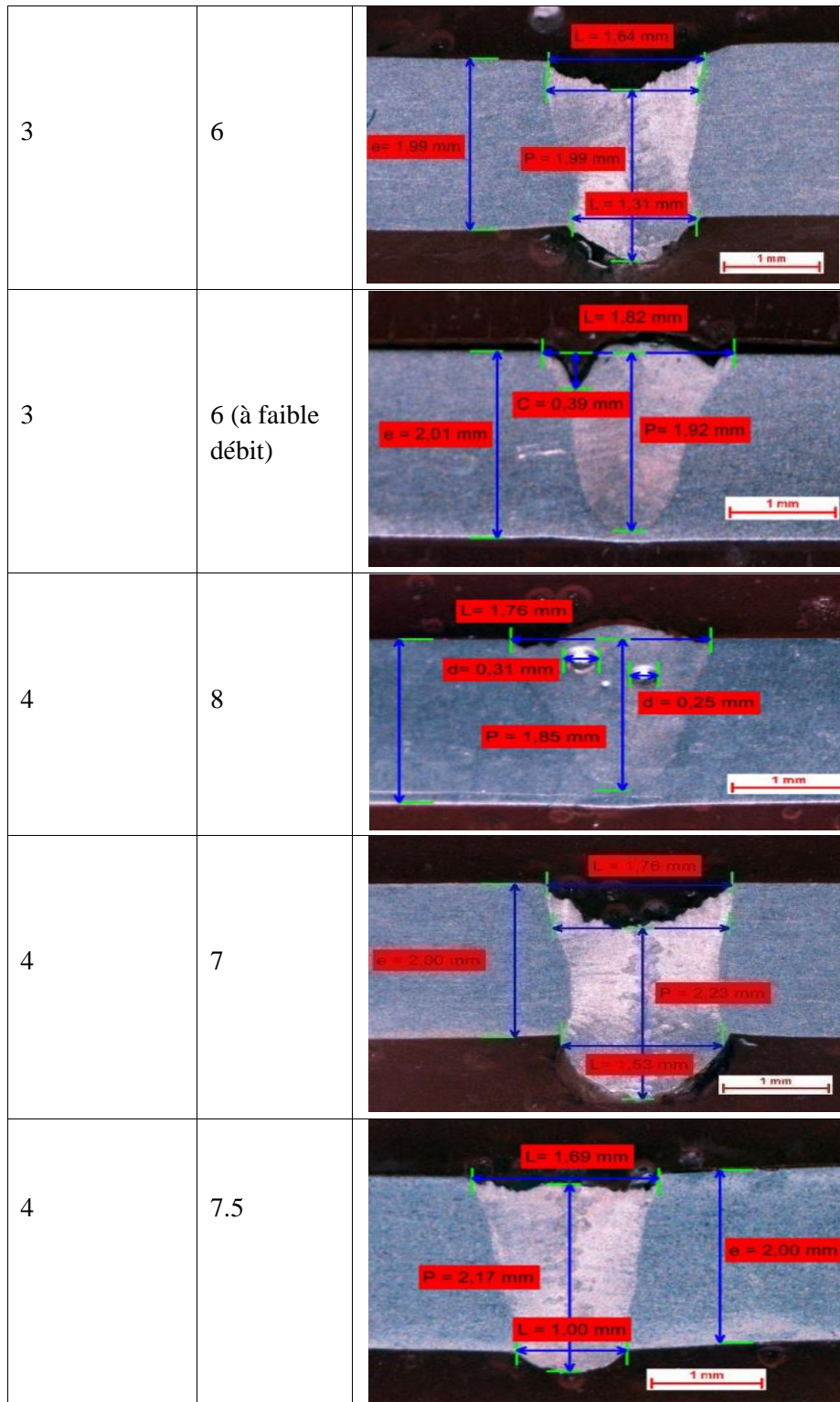


Figure IV. 8: Macrographies des coupes transversales des cordons de soudure (Cas monopot).

Les valeurs de l'énergie linéique, la profondeur et la largeur sont mentionné dans le Tableau IV.1.

Tableau IV. 1: Les mesures des cordons de soudure (Cas monopot).

P (kW)	V (m/min)	P/V ( $10^3$ j/m)	Largeur (mm)	Profondeur (mm)	Surface de zone fondue ( $mm^2$ )
3	4	45	1,96	2,77	2,71
3	5	36	1,89	2,66	2,51

## Chapitre IV : Résultats et interprétations

3	6	30	1,82	1,92	1,74
3	6(débit faible)	30	1,76	1,85	1,62
4	7	34,3	1,76	2,81	2,47
4	7,5	32	1,69	2,23	1,88
4	8	30	1,64	2,35	1,92

Les profils de la largeur, la profondeur du cordon ainsi que de la surface de la zone fondue sont représentés dans les trois figures suivantes :

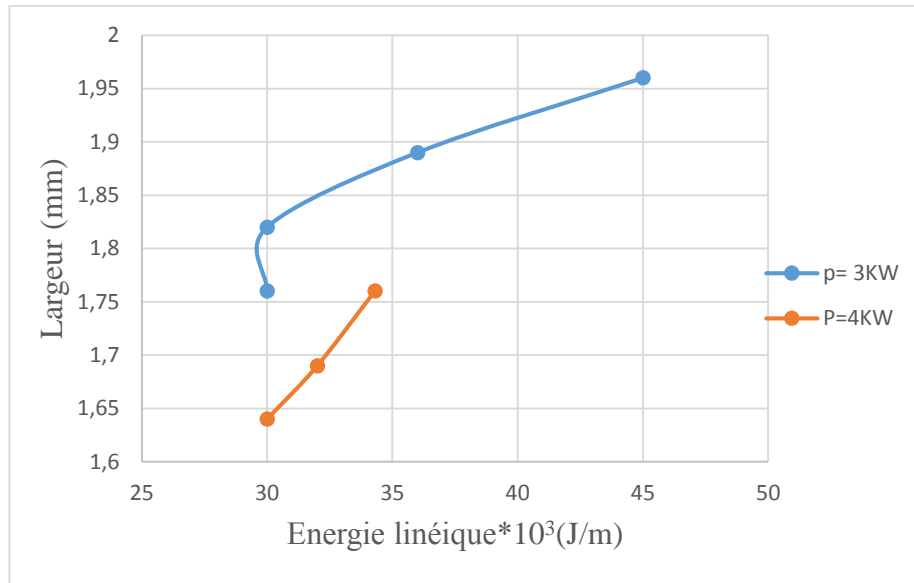


Figure IV. 9 : Influence de l'énergie linéique sur la largeur (cas monospot).

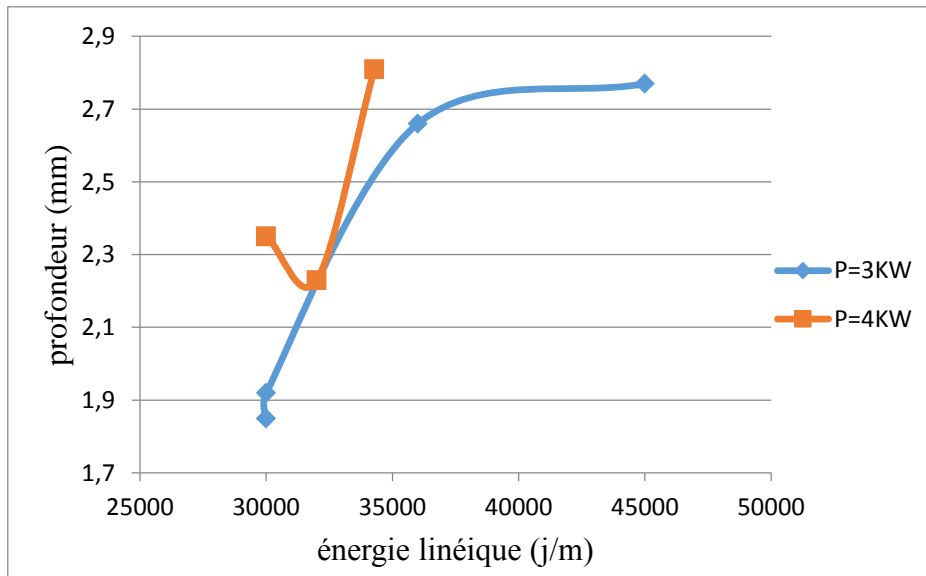


Figure IV. 10 : Influence de l'énergie linéique sur la profondeur (cas monospot).

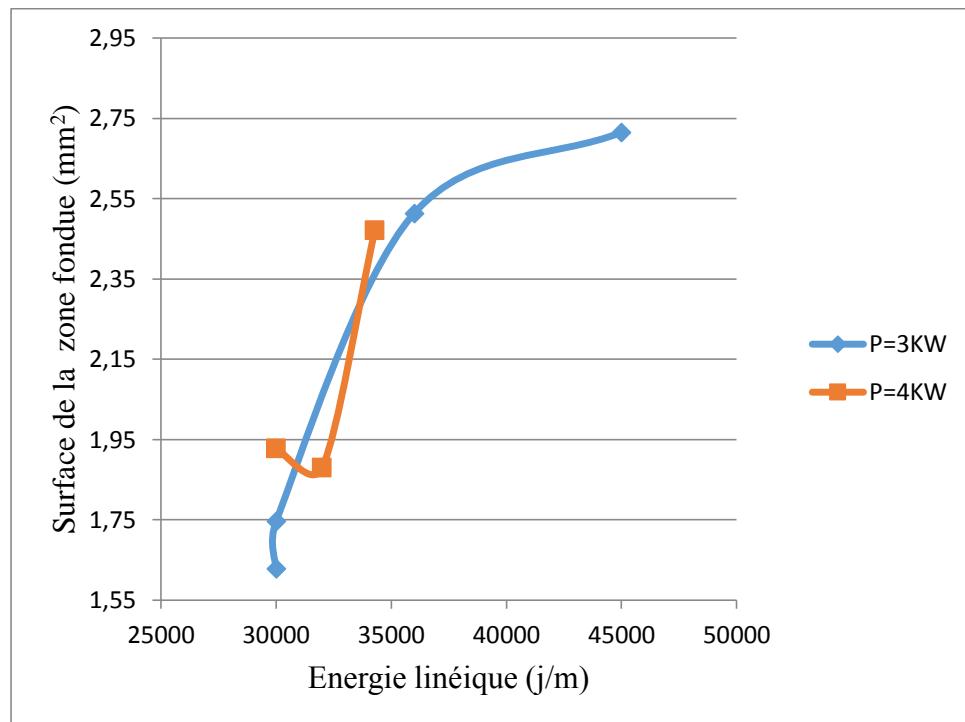


Figure IV. 11: Influence de l'énergie linéique sur la surface fondue (Cas monospot).

A partir de la Figure IV.9 on conclue que la largeur du cordon augmente avec l'augmentation de l'énergie linéique ( $P/V$ ) transmise au matériau et de manière implicite on tire que la largeur du cordon augmente avec des vitesses de soudage décroissantes.

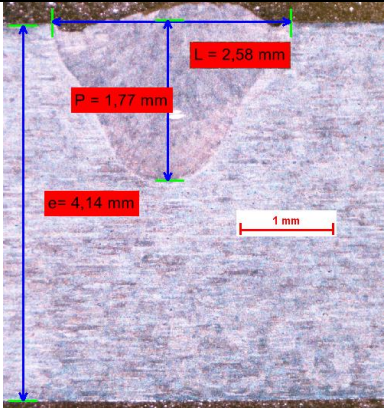
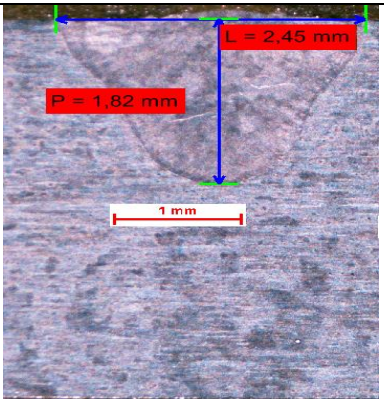
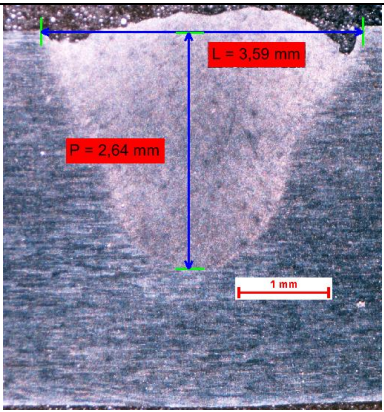
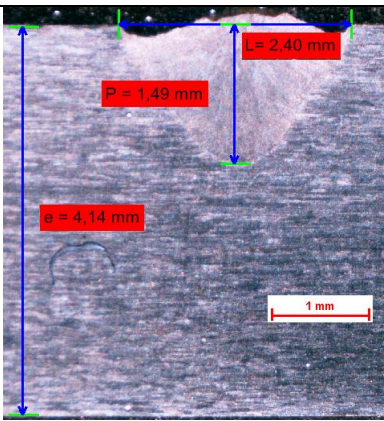
Pour la Figure IV.10 on révèle que pour une puissance ( $P=3KW$ ) la profondeur de pénétration augmente avec l'augmentation de l'énergie linéique apportée au matériau, alors que pour le deuxième graphe à  $P=4 KW$  on remarque qu'il y a une décroissance puis une croissance. Ça s'explique par l'existence d'une couche d'alumine ( $Al_2O_3$ ) sur la surface de la pièce ( $P=4kw$  ;  $V=7,5m/min$ ) (l'échantillon est male nettoyée avons le soudage) qui crée un obstacle pour la pénétration car la température de fusion de l'alumine ( $Al_2O_3$ ) est très grande que la température de fusion de l'aluminium ( $Al$ ).

La Figure IV.11 confirme les deux constats précédents et affirme que l'élévation de l'énergie linéique de 30000 j/m à 45000 j/m induit une augmentation de la surface fondue de  $1,62mm^2$  à  $2,71mm^2$ .

### b) En configuration bispot

Pour la configuration bispot, on fait des essais de paramétrage sur des tôles de 4mm d'épaisseur avec différentes vitesses pour voir l'effet de l'énergie sur la largeur et la profondeur de pénétration. Les macrographies des coupes transversales de lignes de fusion sont données dans la figure suivant :

## Chapitre IV : Résultats et interprétations

P(KW)	V (m/min)	Macrographies (G20)
4	3	
4	3,5	
4	4	
4	4,5	

## Chapitre IV : Résultats et interprétations

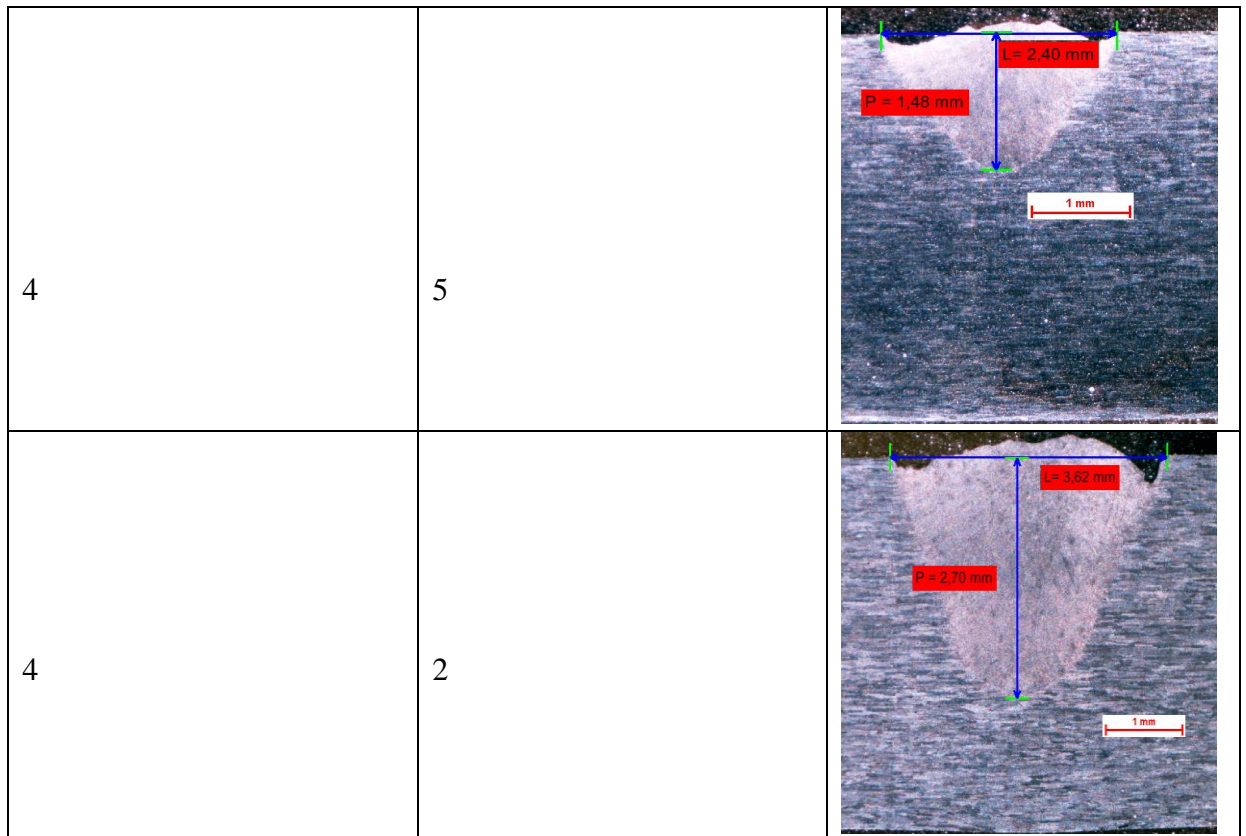


Figure IV. 12: Macrographies de coupes transversales des cordons de soudure (Cas bispot).

Les valeurs de l'énergie linéique, la profondeur et la largeur ainsi que la surface de la zone fondue sont mentionné dans le Tableau IV.2.

Tableau IV. 2: Les mesures des cordons de soudure (Cas bispot).

<b>P (KW)</b>	<b>V (m/min)</b>	<b>P/V (10<sup>3</sup> j/m)</b>	<b>Largeur (mm)</b>	<b>Profondeur (mm)</b>	<b>surface de la zone fondue (mm<sup>2</sup>)</b>
4	2	120	3,62	2,7	4,887
4	3	80	2,58	1,77	2,2833
4	3,5	68.5	2,45	1,82	2,2295
4	4	60	3,59	2,64	4,7388
4	4,5	53.3	2,4	1,49	1,788
4	5	48	2,4	1,48	1,776



## Chapitre IV : Résultats et interprétations

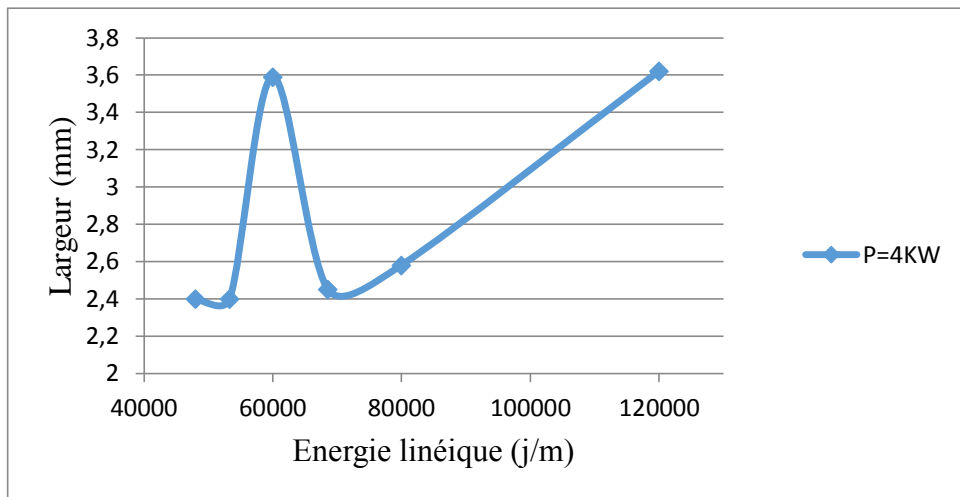


Figure IV. 13: Influence de l'énergie linéique sur la largeur du cordon (Cas bispot).

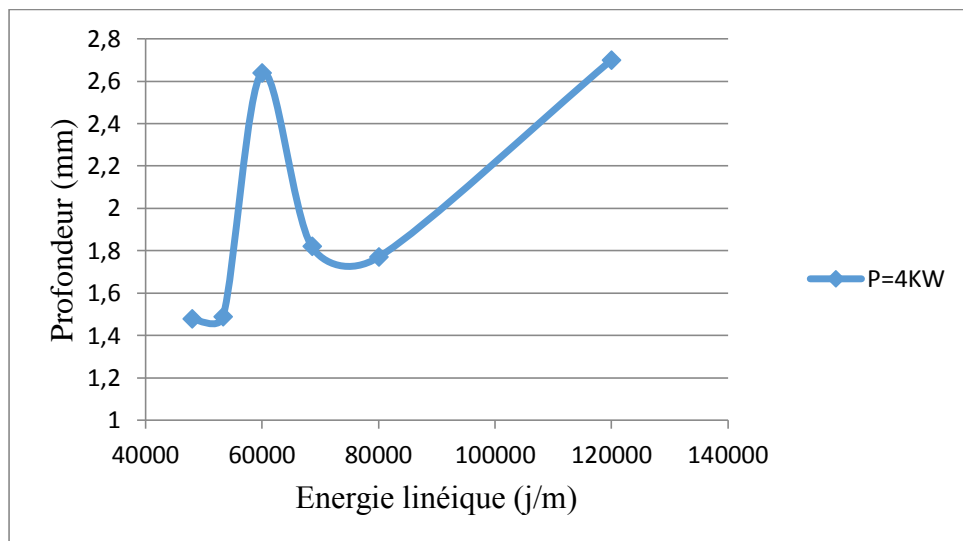


Figure IV. 14: Influence de l'énergie linéique sur la profondeur du cordon (Cas bispot).

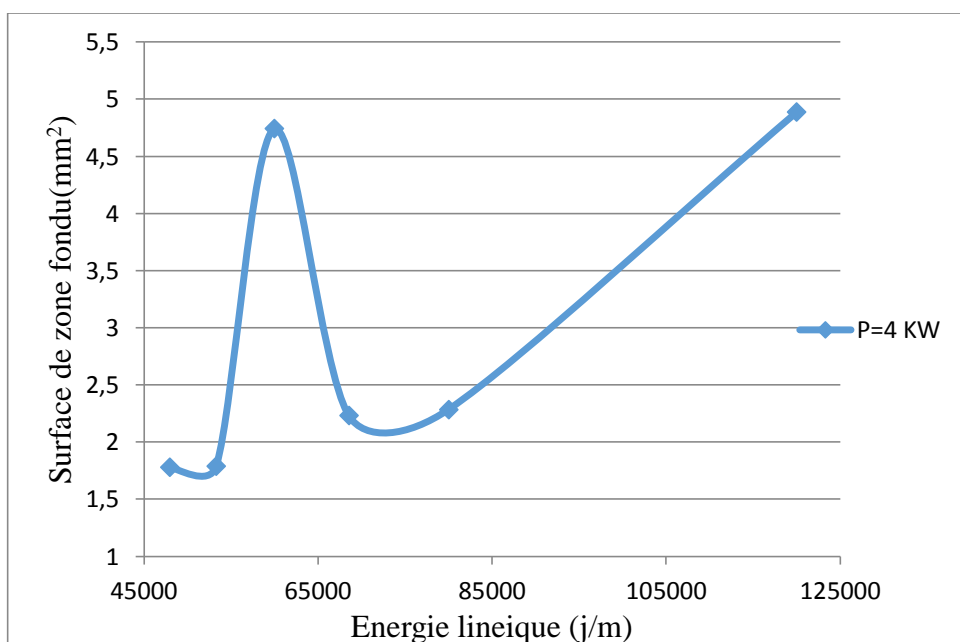


Figure IV. 15: Influence de l'énergie linéique sur la surface fondue (Cas bispot).

## Chapitre IV : Résultats et interprétations

A partir des Figures IV.13, IV.14 et IV.15 on conclue que la largeur et la profondeur des cordons et ainsi la surface de la zone fondue augmentent avec l'augmentation de l'énergie linéique transmise au matériau en accord avec des vitesses de soudage décroissante.

On remarque dans les trois figures précédentes qu'il n'y'a pas une croissance uniforme ; il y'a un point qui gêne cette croissance (P=4KW ; V=4m/min) qui due à la préparation de la pièce à soudée.

### **IV.5.2.Effet de la position focale dans la configuration bispot**

La variation de l'endroit du foyer de faisceau laser, à partir de  $\frac{1}{4}$  de l'épaisseur de la tôle (-1mm) jusqu'à le milieu de la tôle (-2mm) (Figure IV.12), influe sur la morphologie du cordon de soudure, comme indique la figure suivante.

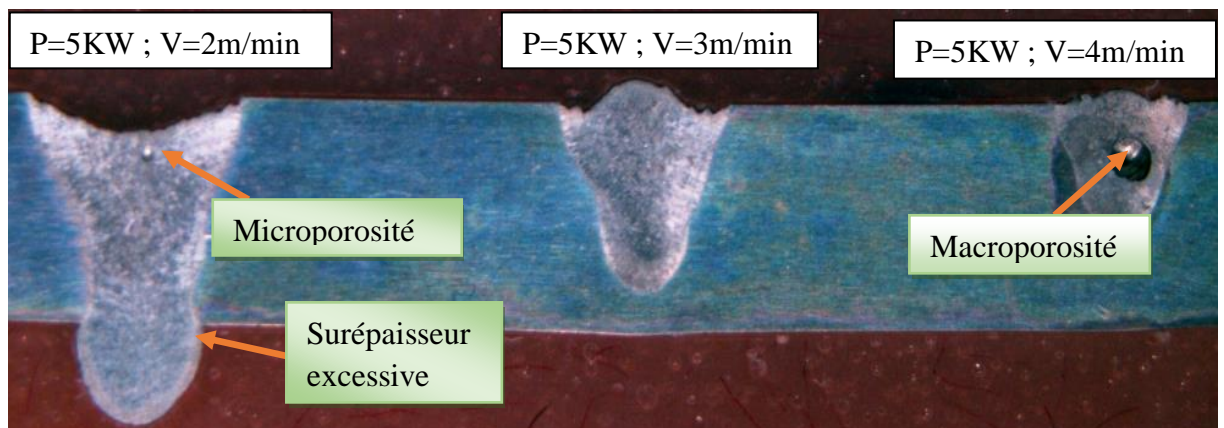


Figure IV. 16: Macrographie des cordons pour un soudage à position focale -2mm(G6.7).

On remarque que la forme du cordon varie d'une forme proche de l'hémisphérique (Figure IV.12) à une forme de tête de clou plus marqué (Figure IV.16).

On remarque aussi que la pénétration augmente lors de la variation de position focale de (-1mm) à (-2mm) et cela est expliqué par l'effet que l'énergie de faisceau laser absorbé par la tôle augmente avec la variation de position focale à partir de dessus de la tôle au-dessous de la tôle.

On révèle aussi que la variation de position focale (cas bispot) induit des défauts de forme, comme la surépaisseur excessive qui due à un excès d'énergie absorbé [22], et des défauts métallurgiques, comme la macroporosité et microporosité, qui ont un effet sur les propriétés mécanique de la zone fondue.

### **IV.5.3. Effet de l'épaisseur de la tôle**

Pour voir l'effet de l'épaisseur de la tôle sur la morphologie du cordon (largeur, profondeur) on manipule deux tôles de différentes épaisseurs (4 mm et 2 mm) à différentes puissances et vitesses. Les macrographies des cordons sont données dans la Figure IV.17.

## Chapitre IV : Résultats et interprétations

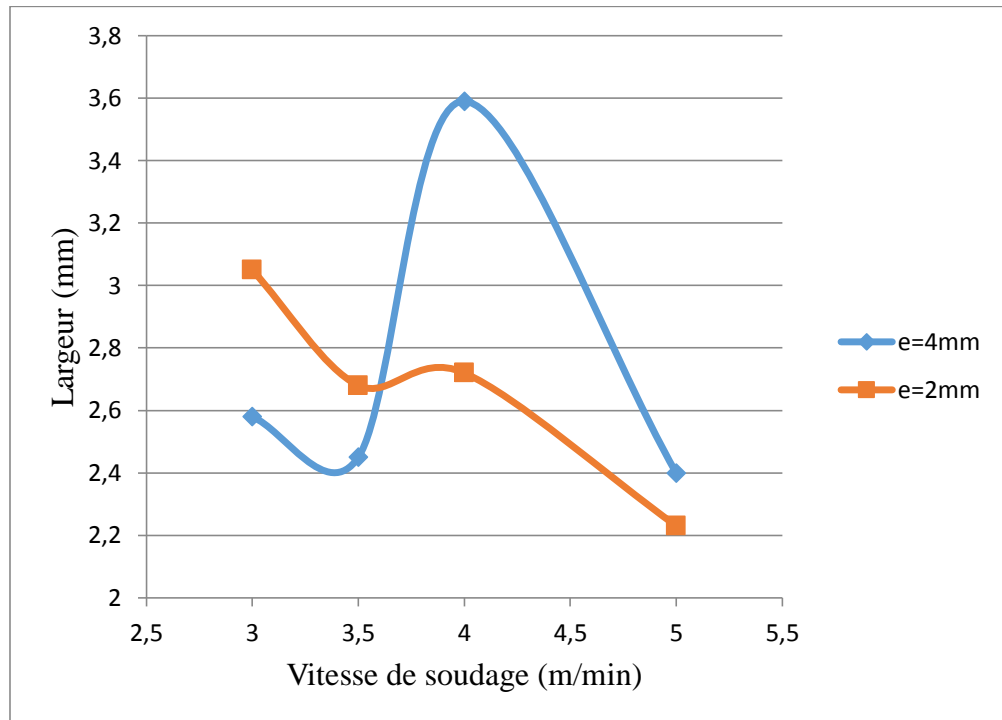
P(KW)	V (m/min)	Macrographie(e=4mm)	Macrographie(e=2mm)
4	3		
4	3,5		
4	4		
4	5		

Figure IV. 17: Macrographies des cordons de soudures des pièces de différentes épaisseurs.

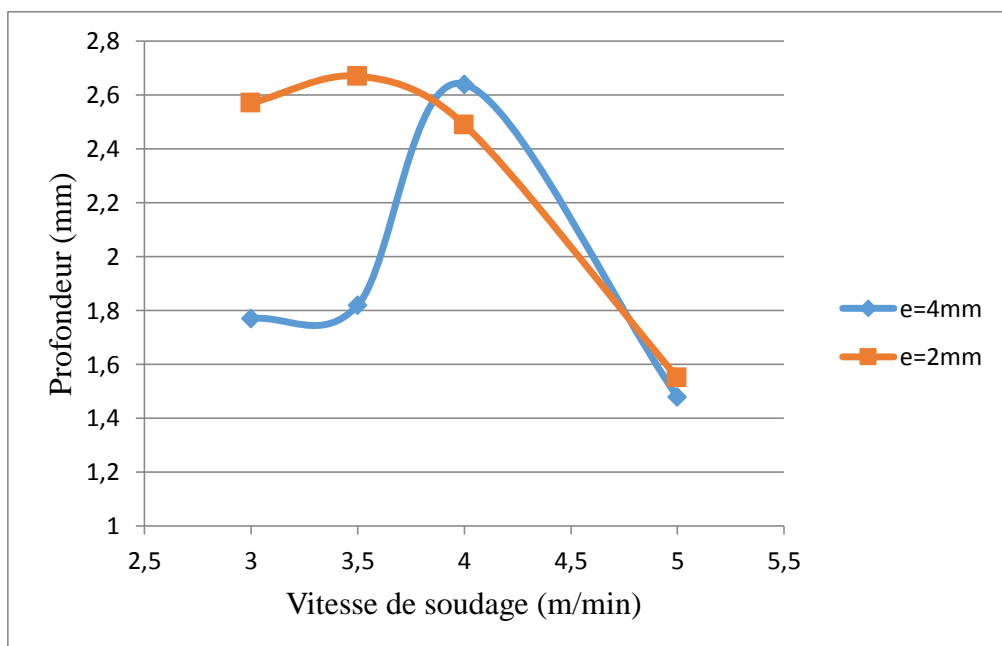


## Chapitre IV : Résultats et interprétations

A partir de la figure ci-dessus on remarque que la plupart des cordons de soudures de la tôle de 2mm sont des cordons débouchant, due à l'excès d'énergie dans une mince épaisseur. Mais remarquons aussi que le dernier codon est non débouchant car la vitesse de soudage est élevé ce qui résulte une faible interaction de faisceau laser-matière.



(a)



(b)

Figure IV. 18: Influence de l'épaisseur de la pièce a soudée sur : (a) la largeur du cordon ; (b) la profondeur du cordon.

**IV.6. Caractérisation microscopique**

Le traitement thermique produit lors de soudage laser induit des changements microstructuraux sur le matériau soudé (Figure IV.19).

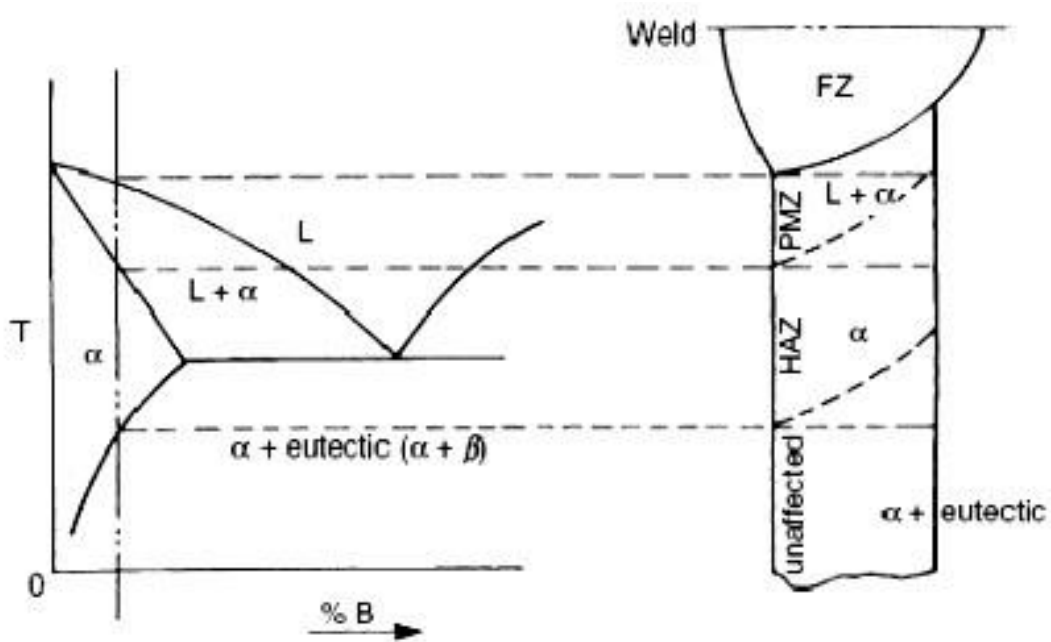
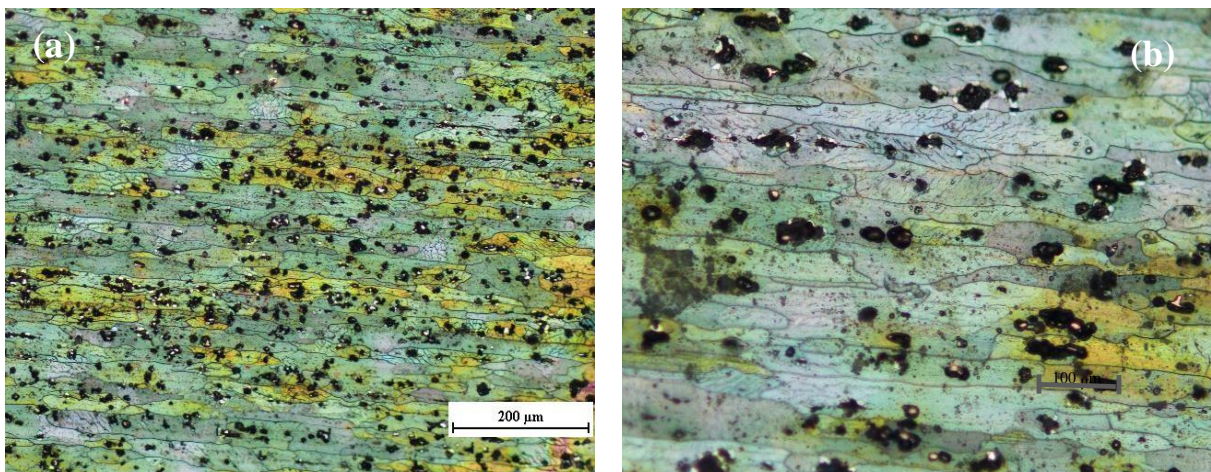


Figure IV. 19 : Représentation schématique des différentes zones d'un joint soudée [16].

Pour l'analyse de microstructure, généralement, on distinct trois zones différentes : zone fondue (ZF) ; zone affectée thermiquement (ZAT) et le métal de base (MB).

**IV.6.1. Métal de base (MB)**

La structure de métal de base 2024T3 présente des grains allongé sous l'effet du laminage Figure IV.20.



## Chapitre IV : Résultats et interprétations

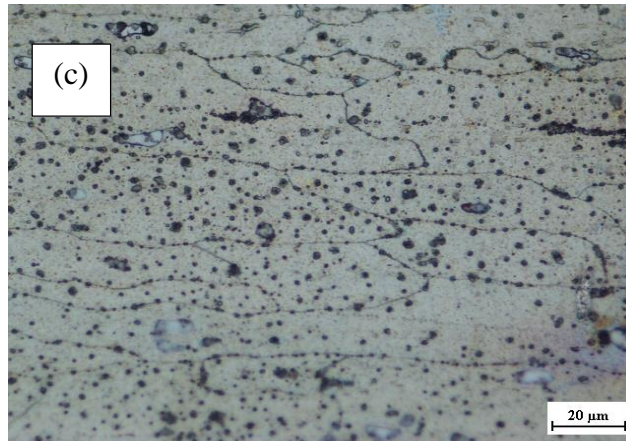


Figure IV. 20 : Microstructure de métal de base (a) G100 ; (b) G200 ; (c) G500.

Les particules noires dans le métal de base sont des précipités de  $\text{Cu}_2\text{Mn}_3\text{Al}_{20}$ ,  $\text{CuMgAl}_2$  et  $\text{Cu}_2\text{FeAl}_7$  résultant à partir de traitement thermique puis un vieillissement à température ambiante [33], car l'alliage 2024 est dans l'état T3.

### IV.6.2. Zone fondue (ZF)

Le métal de la zone fondue est complètement fondu pendant le soudage à une température qui est au-dessus de la température de liquidus de l'alliage.

La zone fondue (2-3,5 mm de largeur) pour une pénétration complète consiste des grains dendritique allongé et fine dans les bords de cordon (Figure IV.20) qui indique une surfusion  $\Delta T$  important et une faible vitesse de germination, et des grains équiaxes dans le centre de cordon induit par une faible surfusion et une vitesse de germination élevé.

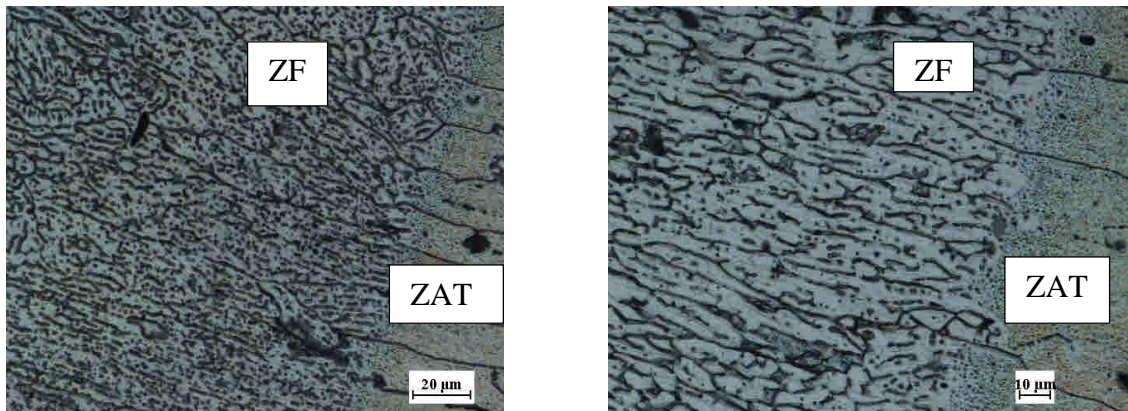


Figure IV. 11: Microstructure de la zone fondue (grain allongé)

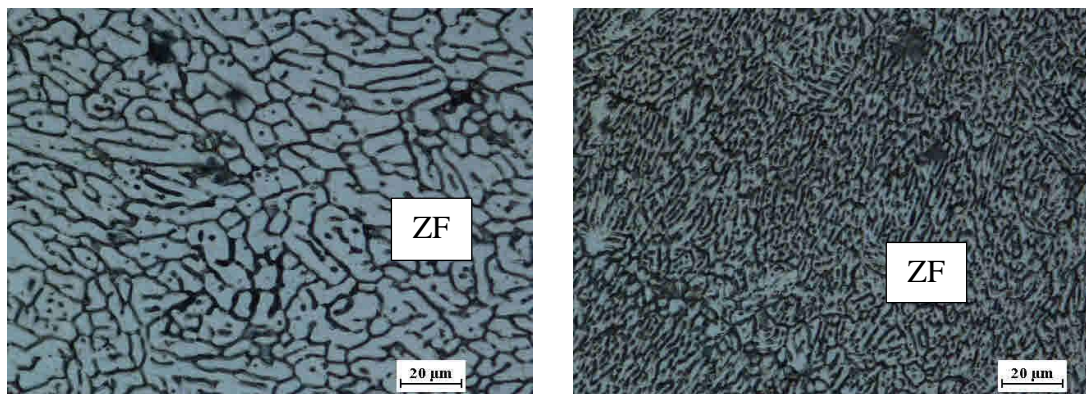


Figure IV.22: Microstructure de la zone fondue (grains équiaxes)



### IV.6.3. Zone affectée thermiquement (ZAT)

La zone affectée thermiquement est une région du métal qui n'a pas fondue, mais sa microstructure et ses propriétés mécaniques sont changées à cause de l'interaction de chaleur de soudage et le métal de la zone, il est supposé qu'elle est située entre le métal de base et la zone fondue (Figure IV.23).

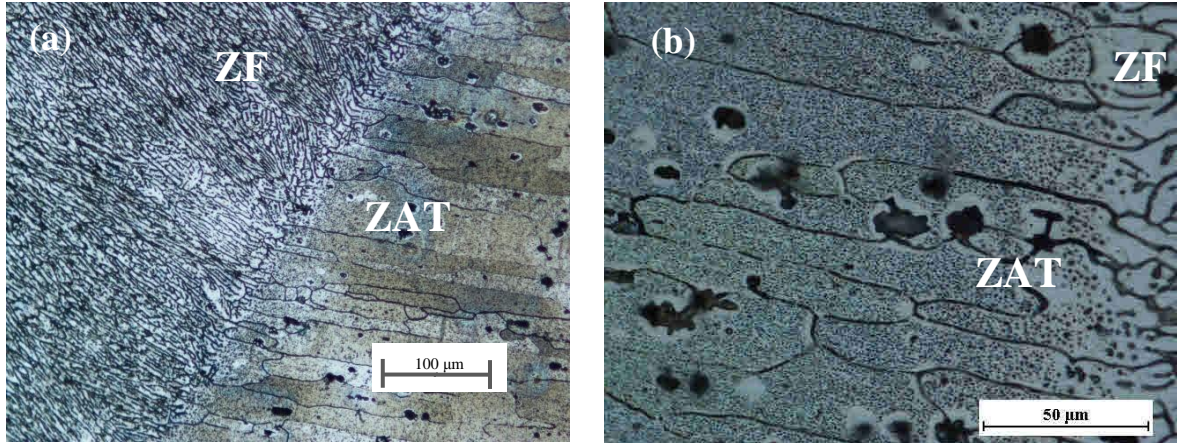


Figure IV. 23: Microstructure de la zone affectée thermiquement (ZAT) : (a) G200, (b) G500.

A partir de la Figure IV.23 on remarque que la région de la zone affectée thermiquement est très réduite dans le cas de soudage laser à cause d'une basse entrée de chaleur dans le métal. Pour cela des essais de microdureté sont faits pour déterminer la largeur de la zone affectée thermiquement.

## IV.7. Caractérisation mécanique

Pour voir l'effet des énergies en soudage laser sur le comportement mécanique de l'assemblage on a fait deux tests : le premier est la microdureté et le deuxième est l'essai de traction.

### IV.7.1. Résultats de l'essai de microdureté

Des filiations de microdureté ont été effectuées sur des cordons soudés réalisées en configuration mono et bispot afin de caractériser leur état mécanique local.

Dans tous les cas ; les valeurs de microdureté ont été faites en appliquant une charge de 50g ; sur 30 points distants de 300µm, suivant une droite compris le cordon de soudure, selon la largeur de coupe transversale de l'échantillon.

Dans un premier temps, nous avons étudié l'influence de la vitesse de soudage en configuration monospot et bispot, puis nous avons étudié l'influence de la position focale en configuration bispot.

**IV.7.1.1. Cordons réalisés en monospot**

**a) Pour une vitesse de soudage de 8m/min**

Tableau IV. 3 : Résultats des de essais de microdureté ( Cas monospot, P=4KW ;V=8m/min).

<b>Distance (mm)</b>	-3,6	-3,3	-3	-2,7	-2,4	-2,1	-1,8	-1,5	-1,2	-0,9
<b>HV<sub>0.05</sub></b>	144	138,6	143	137	144,2	144	143	145	137,8	122,2
<b>Distance (mm)</b>	-0,6	-0,3	0	0,3	0,6	0,9	1,2	1,5	1,8	2,1
<b>HV<sub>0.05</sub></b>	97	100,3	91	93	95,6	123,6	137	143	144,5	147
<b>Distance (mm)</b>	2,4	2,7	3	3,3	3,6	3,9	4,2	4,5	4,8	5,1
<b>HV<sub>0.05</sub></b>	142	143	145,9	150	149	144,5	146,7	151	143	143,6

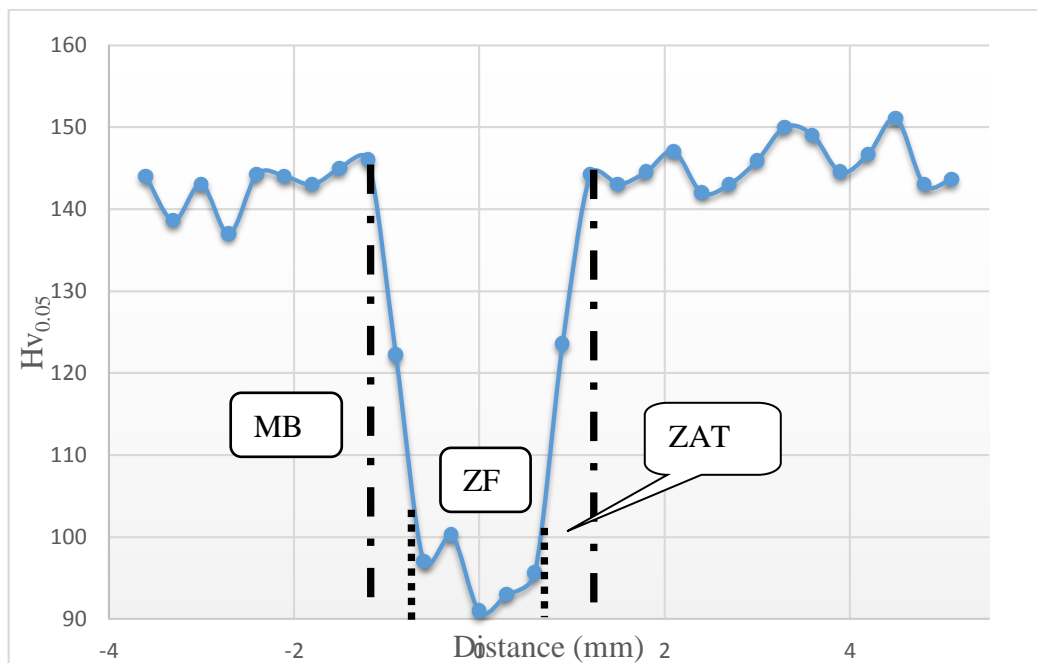


Figure IV. 24 : Filiations de microdureté en configuration monospot à V=8m/min.

**b) Pour une vitesse de soudage de 9m/min**

Tableau IV. 4 : Résultats des essais de microdureté (Cas monospot ; P=4KW ; V=9m/min).

### Chapitre IV : Résultats et interprétations

<b>Distance (mm)</b>	<b>-5,1</b>	<b>-4,8</b>	<b>-4,5</b>	<b>-4,2</b>	<b>-3,9</b>	<b>-3,6</b>	<b>-3,3</b>	<b>-3</b>	<b>-2,7</b>	<b>-2,4</b>
<b>HV<sub>0.05</sub></b>	146,2	144,5	150	146,3	142,6	144	150	140	142,5	144,2
<b>Distance (mm)</b>	<b>-2,1</b>	<b>-1,8</b>	<b>-1,5</b>	<b>-1,2</b>	<b>-0,9</b>	<b>-0,6</b>	<b>-0,3</b>	<b>0</b>	<b>0,3</b>	<b>0,6</b>
<b>HV<sub>0.05</sub></b>	145	138,9	144	138	115	96,7	99	95,2	95,8	99,3
<b>Distance (mm)</b>	<b>0,9</b>	<b>1,2</b>	<b>1,5</b>	<b>1,8</b>	<b>2,1</b>	<b>2,4</b>	<b>2,7</b>	<b>3</b>	<b>3,3</b>	<b>3,6</b>
<b>HV<sub>0.05</sub></b>	115	136	144,6	144,5	142,3	145,3	147,6	145,9	149,1	147,3

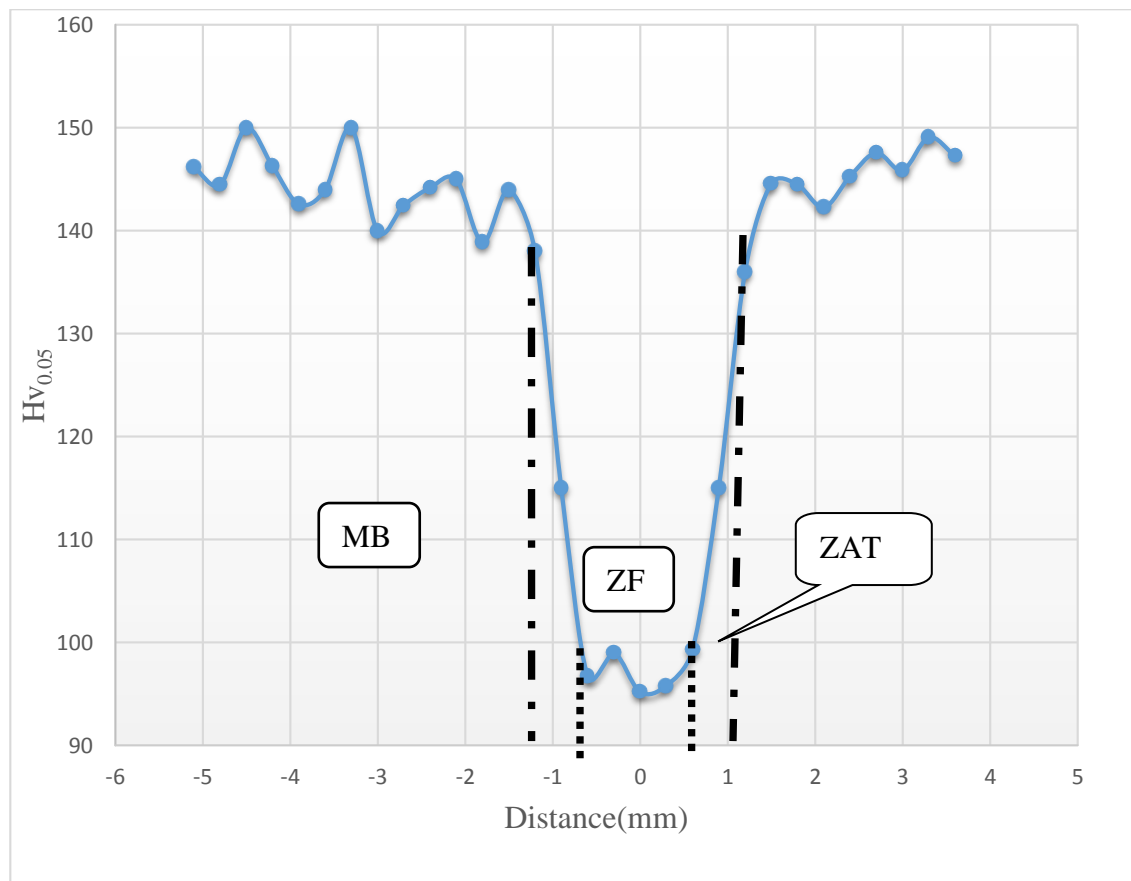


Figure IV. 25 : Filiations de microdureté en configuration monospot à  $V=9\text{m/min}$ .

D'après les résultats obtenus on constate que le métal de base présente des valeurs de microdureté de l'ordre  $145\pm 6\text{ Hv}$ , la zone fondue présente une microdureté inférieure à celle de métal de base (de l'ordre de 90-100 Hv). On explique ça par l'adoucissement dû à la perte du durcissement structural par dissolution [33]. On constate aussi, que les valeurs de la

## Chapitre IV : Résultats et interprétations

microdureté de la zone affecte thermiquement, qui subit aussi a un adoucissement dûe au grossissement de grain, sont situé entre celles de métal de base et de la zone fondue.

On constate aussi que les valeurs de la microdureté de la zone fondue pour une vitesse de soudage de 8m/min sont inférieures à celle de la microdureté de la zone fondue pour une vitesse de soudage de 9m/min. On explique ça par une augmentation du taux de porosité avec la diminution de la vitesse de soudage.

A partir de deux Figures IV.24 et IV.25 on révèle que l'étendue de la zone fondue et de la zone affectée thermiquement diminue avec l'augmentation de la vitesse de soudage, en raison que l'interaction laser-matière diminue avec l'augmentation de la vitesse de soudage. On estime que la largeur de ZF est d'environ 1.5 mm et celle de la ZAT est d'environ 0.6 mm pour une vitesse V=8 m/min (Figure IV.24), et pour V=9 m/min on relève une zone fondue étroite de 1.2 mm et une ZAT de 0.5 mm (Figure IV.25).

### IV.7.1.2. Cordons réalisés en bispot

#### a) Position focale -1mm

Les valeurs de microdureté pour la vitesse V=2m/min sont illustrées dans le tableau suivant :

Tableau IV. 5: Résultats des essais de microdureté (Cas bispot ; P=4KW ; V=2m/min).

<b>Distance (mm)</b>	<b>-4,8</b>	<b>-4,5</b>	<b>-4,2</b>	<b>-3,9</b>	<b>-3,6</b>	<b>-3,3</b>	<b>-3</b>	<b>-2,7</b>	<b>-2,4</b>	<b>-2,1</b>
<b>HV<sub>0.05</sub></b>	146	151	145,9	142,6	143,5	139	140	142,5	142	141
<b>Distance (mm)</b>	<b>-1,8</b>	<b>-1,5</b>	<b>-1,2</b>	<b>-0,9</b>	<b>-0,6</b>	<b>-0,3</b>	<b>0</b>	<b>0,3</b>	<b>0,6</b>	<b>0,9</b>
<b>HV<sub>0.05</sub></b>	138,4	140,4	137,8	118	109	107	105,3	107	118	139,6
<b>Distance (mm)</b>	<b>1,2</b>	<b>1,5</b>	<b>1,8</b>	<b>2,1</b>	<b>2,4</b>	<b>2,7</b>	<b>3</b>	<b>3,3</b>	<b>3,6</b>	<b>3,9</b>
<b>HV<sub>0.05</sub></b>	139,7	141,8	142,5	144,8	146,3	146,8	146	148	148,1	143,9

## Chapitre IV : Résultats et interprétations

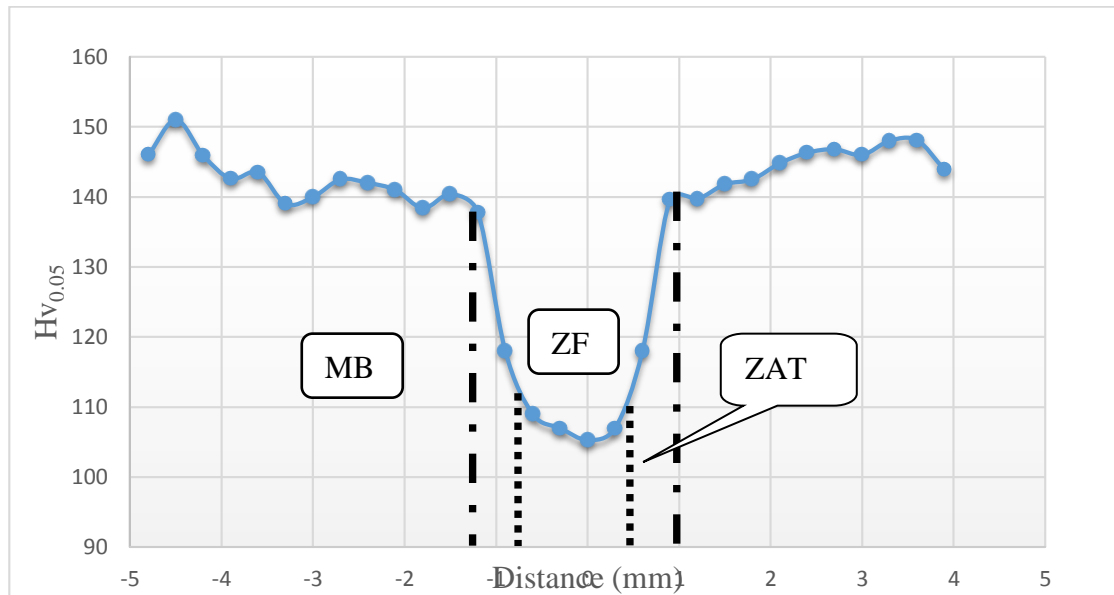


Figure IV. 26 : Filiations de microdureté en configuration bispot à V=2m/min.

Les valeurs de la microdureté pour la vitesse V=5m/min sont illustrées dans le tableau suivant :

Tableau IV. 6: Résultats des essais de microdureté (Cas bispot P=4KW ; V=5m/min).

<b>Distance (mm)</b>	<b>-1,8</b>	<b>-1,5</b>	<b>-1,2</b>	<b>-0,9</b>	<b>-0,6</b>	<b>-0,3</b>	<b>0</b>	<b>0,3</b>	<b>0,6</b>	<b>0,9</b>
<b>HV<sub>0.05</sub></b>	151,6	150,9	148,2	146	148	110	109	111	110	139
<b>Distance (mm)</b>	<b>1,2</b>	<b>1,5</b>	<b>1,8</b>	<b>2,1</b>	<b>2,4</b>	<b>2,7</b>	<b>3</b>	<b>3,3</b>	<b>3,6</b>	<b>3,9</b>
<b>HV<sub>0.05</sub></b>	144,4	145,4	144,1	143,2	141,5	147,6	150,6	149	146	145
<b>Distance (mm)</b>	<b>4,2</b>	<b>4,5</b>	<b>4,8</b>	<b>5,1</b>	<b>5,4</b>	<b>5,7</b>	<b>6</b>	<b>6,3</b>	<b>6,6</b>	<b>6,9</b>
<b>HV<sub>0.05</sub></b>	143	147	146	145	148	145	144	146	145	144



## Chapitre IV : Résultats et interprétations

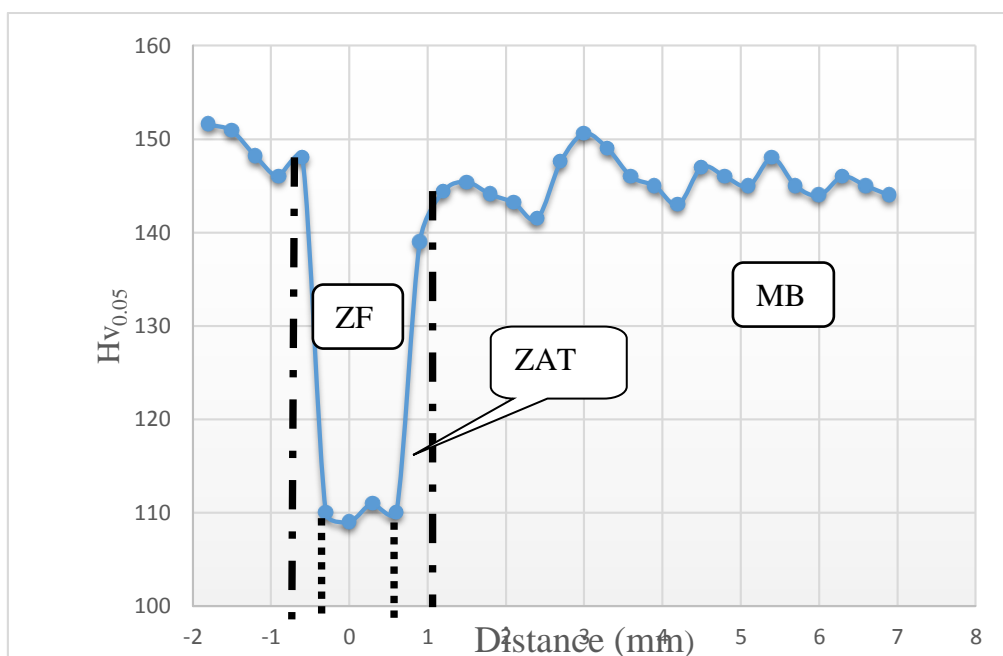


Figure IV. 27: Filiations de microdureté en configuration bispot à V=5m/min.

Les profils de microdureté pour le soudage laser à position focale (-1mm) sont illustrés dans la Figure IV.26 et Figure IV.27.

On constate que les valeurs de microdureté mesurés sur le métal de base est de l'ordre  $145 \pm 6$  Hv, la zone fondue présentent une microdureté inférieure à celle de métal de base (de l'ordre de 105-110 Hv), on attribue cette adoucissement en zone fondue à la perte du durcissement structural par dissolution [33].

Les valeurs de microdureté de la zone affecte thermiquement, qui subit aussi a un adoucissement due au grossissement de grains, est situées entre celles du métal de base et celles de la zone fondue.

Enfin, à partir des deux Figures IV.26 et IV.27 on constate que l'étendue de la zone fondue et la zone affectée thermiquement augmente avec la diminution de la vitesse de soudage, on estime que la largeur de ZF est d'environ 1.2 mm et celle de la ZAT est d'environ 0.5 mm pour une vitesse  $V=2$  m/min (Figure IV.26) et pour  $V=5$  m/min (Figure IV.27) on révèle une zone fondue étroite de 0.9 mm et une ZAT de 0.3mm.

### b) Position focale -2mm

Les valeurs de la microdureté pour la vitesse  $V=3$  m/min sont illustrées dans le tableau suivant :

Tableau IV. 7 : Résultats des essais de microdureté (Cas bispot  $P=5$ KW ;  $V=3$ m/min).

Distance (mm)	-5,7	-5,4	-5,1	-4,8	-4,5	-4,2	-3,9	-3,6	-3,3	-3
HV <sub>0.05</sub>	147,3	144,1	140	145,9	150,8	146,8	149,9	144,9	146,7	145

### Chapitre IV : Résultats et interprétations

<b>Distance (mm)</b>	-2,7	-2,1	-1,8	-1,5	-1,2	-0,9	-0,6	-0,3	0	0,3
<b>HV<sub>0.05</sub></b>	139,2	146,1	137	143,8	128,4	75	72	77	71,4	75
<b>Distance (mm)</b>	0,6	0,9	1,2	1,5	1,8	2,1	2,4	2,7	3,3	3,6
<b>HV<sub>0.05</sub></b>	71,5	80	73	126,2	139,6	138	146	145,1	150	146,1

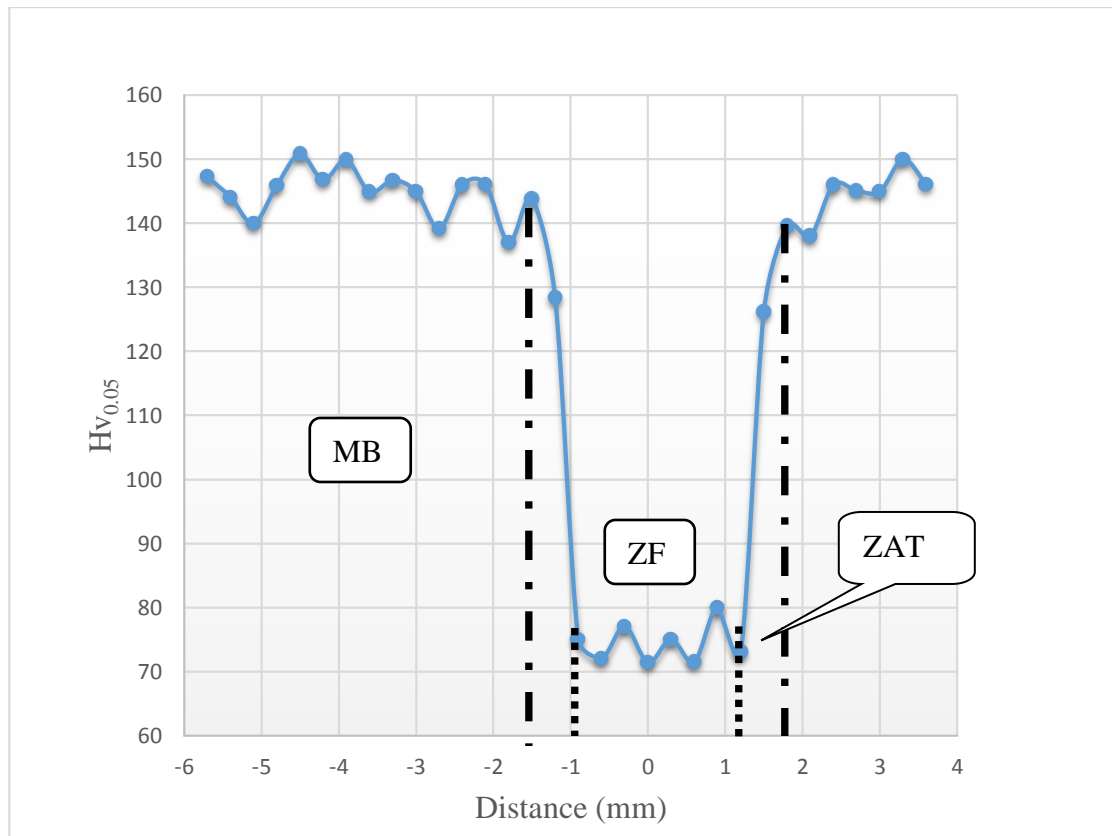


Figure IV. 28 : Filiations de microdureté en configuration bispot à V=3m/min.

Les valeurs de la microdureté pour la vitesse V=5m/min sont illustrées dans le tableau suivant :

Tableau IV. 8: Résultats des essais de microdureté (Cas bispot P=5KW ; V=2,5m/min).

<b>Distance (mm)</b>	-4,5	-4,2	-3,9	-3,6	-3,3	-3	-2,7	-2,4	-2,1	-1,8
<b>HV<sub>0.05</sub></b>	147,1	150	149	148,9	139	148,5	147	146,3	146,6	142,1

## Chapitre IV : Résultats et interprétations

<b>Distance (mm)</b>	<b>-1,5</b>	<b>-1,2</b>	<b>-0,9</b>	<b>-0,6</b>	<b>-0,3</b>	<b>0</b>	<b>0,3</b>	<b>0,6</b>	<b>0,9</b>	<b>1,2</b>
<b>HV<sub>0.05</sub></b>	125	70	69	71	68	75	70	69	75	72
<b>Distance (mm)</b>	<b>1,5</b>	<b>1,8</b>	<b>2,1</b>	<b>2,4</b>	<b>2,7</b>	<b>3</b>	<b>3,3</b>	<b>3,6</b>	<b>3,9</b>	<b>4,2</b>
<b>HV<sub>0.05</sub></b>	134	142	147,5	146,4	150,6	148,8	146,9	145,7	144,1	149

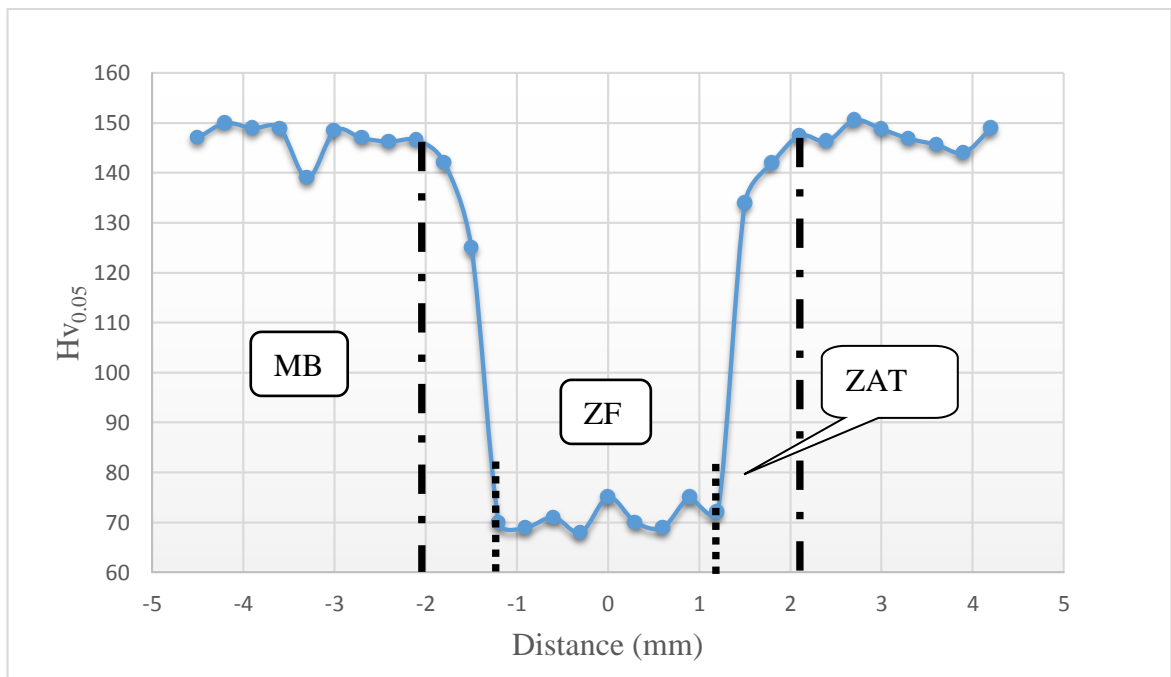


Figure IV. 29 : Filiations de microdureté en configuration bispot à V=2,5m/min.

On constate que les valeurs de microdureté de métal de base est de l'ordre de  $145 \pm 6$  Hv et on remarque que les cordons de soudure présentent des valeurs de microdureté inférieures aux celles du métal de base (elles sont de l'ordre de 70 à 80 Hv), elles sont aussi inférieures aux celles de la zone fondue des soudures réalisées en position focale -1mm ce qui confirme que la variation de position focale du haut vers le bas de la pièce augmente le taux de porosité et par conséquent la dureté de la zone fondue sera diminuer.

Les mêmes constats sont révélées pour les causes de l'adoucissement de la ZF et la ZAT et pour l'étendue de la zone fondue et de la zone affectée thermiquement, comme il est illustré dans la Figure IV.28 et la Figure IV.29.

On remarque que la variation de position focale de (-1mm) à (-2mm) augmente la largeur de cordon de 2,1mm à 2,4mm ce qui due à l'élévation d'absorption d'énergie par la tôle ce qui entraîne à une augmentation de la zone fondue.

**IV.7.2. Résultats de l'essai de traction**

Le but de cette manipulation est de caractériser mécaniquement des assemblages réalisés en configuration monospot et bispot et d'étudier l'influence de la vitesse de soudage sur les changements des propriétés mécaniques que le matériau a subi.

Le tableau suivant reprend les valeurs de caractéristiques mécaniques mesurées sur des éprouvettes de traction usinées dans le matériau de base.

Tableau IV. 9: Résultats de l'essai de traction pour le matériau de base [10].

Matériau	R <sub>p0,2</sub> (MPa)	R <sub>m</sub> (MPa)	A (%)
2024T3	345	485	18

**IV.7.2.1. Influence de la vitesse de soudage sur les propriétés mécaniques du matériau**

**a) En configuration monospot**

La figure suivante présente l'évolution de la contrainte en fonction de l'allongement pour les deux vitesses (V=8 et 9 m/min)

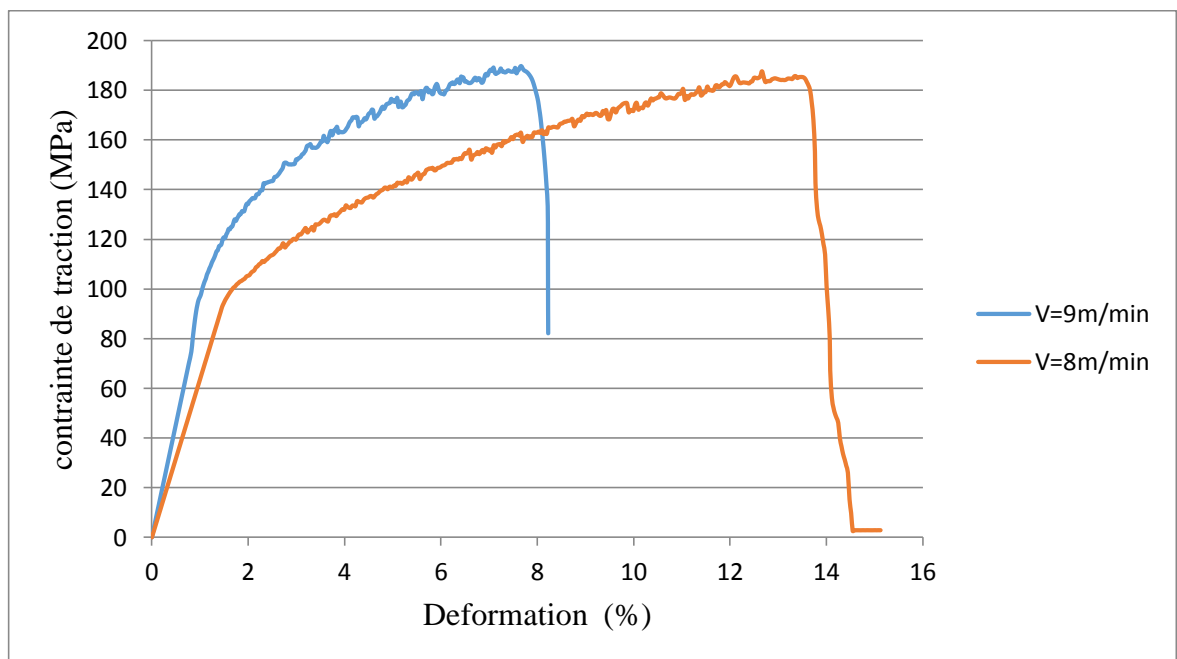


Figure IV. 30: Courbes de traction en configuration monospot.

À partir de la figure IV.30 on révèle les valeurs de propriétés mécaniques suivantes :

## Chapitre IV : Résultats et interprétations

Tableau IV. 10: Résultats des essais de traction des soudures réalisées en configuration monospot.

Vitesse (m/min)	$R_{p0,2}$ (MPa)	$R_m$ (MPa)	A%	Efficacité de joint ( $R_m / R_m(MB)$ )	Efficacité de joint (A/ A(MB))
8	105	185,12	15,11	38%	84%
9	120	187,64	8,22	39%	46%

Pour les deux essais réalisés ; on constate que les ruptures se sont amorcés dans la zone fondue. Pour les deux vitesses de soudage on remarque une chute de la résistance à rupture de 485MPa dans le métal de base à environ de 185MPa dans la zone fondue et une chute de la limite d'élasticité  $R_{p0,2}$  de 345MPa dans le métal de base à environ de 115MPa dans la zone fondue intervient après soudage. On raisonne que la réduction de la résistance à rupture  $R_m$  et la limite d'élasticité  $R_{p0,2}$  est reliée à la perte de durcissement structural et la présence de défaut dans la zone fondue. On remarque aussi que la réduction de  $R_m$  et  $R_{p0,2}$  conduit à une diminution de la ductilité (A%).

Pour l'influence de la vitesse de soudage on remarque que la limite d'élasticité  $R_{p0,2}$  et la résistance à rupture  $R_m$  augmente avec la croissance de vitesse (Tableau IV.10), car l'augmentation de la vitesse induit une diminution de perte des éléments vaporisés, une microstructure fine et une zone affecté thermiquement étroite [36].

Pour l'allongement on remarque que plus la vitesse croît l'allongement diminue (Tableau IV.10). La diminution de la ductilité est attribuée à l'orientation des grains dans la zone fondue.

### b) En configuration bispot

De la même manière, on trace la courbe de contrainte en fonction de l'allongement pour les trois vitesses ( $V=4$  ; 3,5 et 3 m/min).

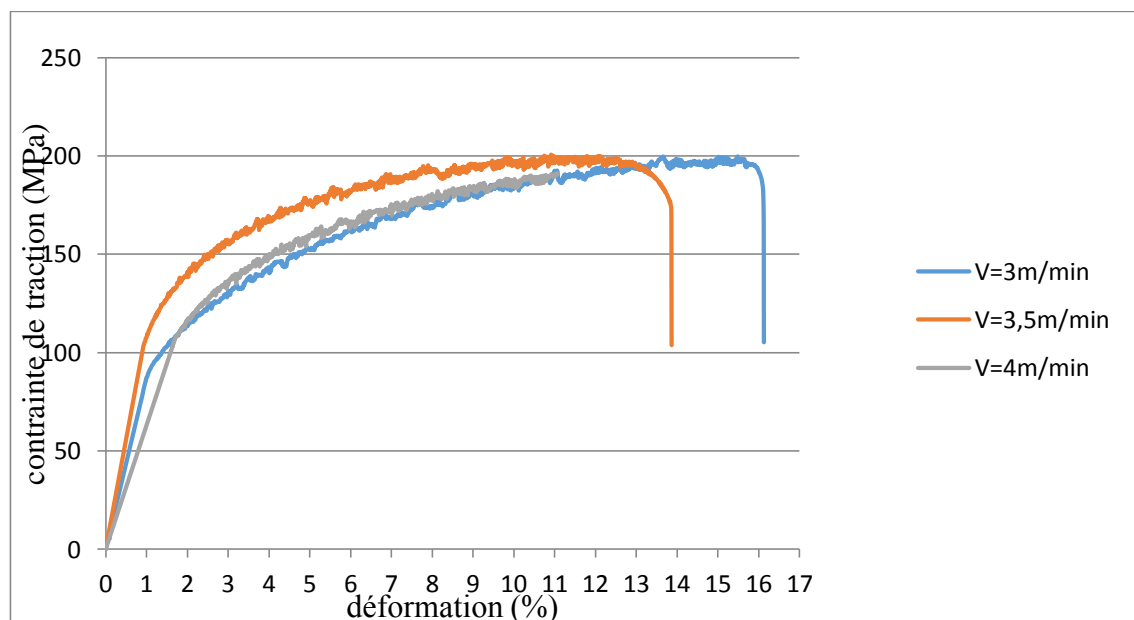


Figure IV. 31: Courbes de traction en configuration bispot (position focale -1mm).

## Chapitre IV : Résultats et interprétations

À partir de la Figure IV.31 on révèle les valeurs de propriétés mécaniques suivantes :

Tableau IV. 11: Résultats des essais de traction pour des soudures réalisées en configuration bispot.

Vitesse (m/min)	$R_{p0,2}$ (MPa)	$R_m$ (MPa)	A%	Efficacité de joint ( $R_m/ R_m(MB)$ )	Efficacité de joint (A/ A(MB))
4	117	191,07	11,1	39%	62%
3,5	122	200,15	13,87	41,2%	77%
3	97,2	199	16,12	41%	89%

Dans les trois cas, on remarque une chute des propriétés mécaniques après soudage, en accord avec la perte du durcissement structural. Les ruptures constatées pour les trois essais réalisés se sont amorcés dans la zone fondue.

Les mêmes constats sont observés en configuration bispot pour l'influence de la vitesse sur les propriétés mécaniques. En fait, plus la vitesse croît plus la résistance à la rupture  $R_m$  et la limite d'élasticité  $R_{p0,2}$  sont élevées.

Pour l'allongement, on remarque que plus la vitesse croît l'allongement diminue (Tableau IV.11) ce qui conduit à une diminution de la ductilité.

Pour les soudures à position focale (-2mm) on fait deux essais de traction pour voir l'effet de la vitesse de soudage sur les propriétés mécaniques pour une puissance fixe ( $P=5kw$ ). La figure suivante présente les courbes de traction pour les deux vitesses ( $V=3$  et  $2,5$  m/min).

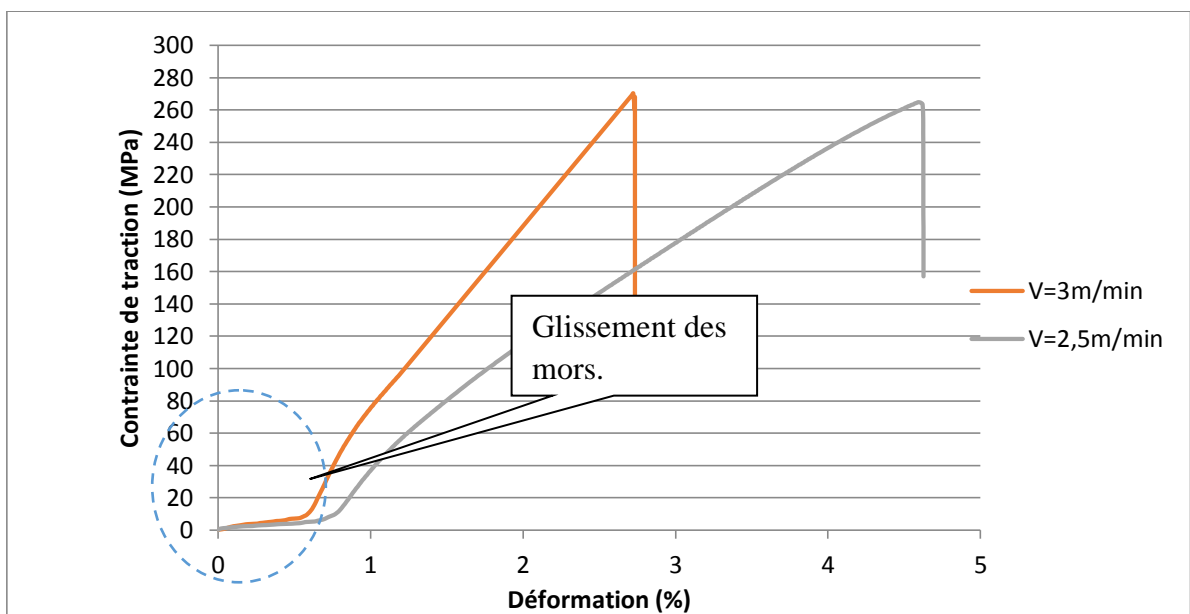


Figure IV. 32: Courbes de traction des soudures laser en configuration bispot (position focale -2mm). Cas  $P=4KW$ .

## Chapitre IV : Résultats et interprétations

A partir de la Figure IV.32 on révèle les mêmes conclusions précédentes pour l'influence de la vitesse sur les propriétés mécaniques (résistance R, allongement A), mais on remarque que la rupture se produit dans le domaine élastique (rupture fragile) ce qui confirme l'augmentation du taux de porosité à position focale (-2mm) qui a une conséquence sur la réduction de dureté et de la résistance à la traction.

### IV.7.2.2. Influence de la configuration sur les propriétés mécanique

Les figures suivantes présentent l'évolution de la limite d'élasticité, la résistance à la rupture et l'allongement du matériau en fonction de la configuration de faisceau et des paramètres mise en œuvre.

Tableau IV. 12: Résultats des essais de traction pour les deux configurations monospot et bispot.

Configuration	Puissance (kW)	Vitesse (m/min)	Limite d'élasticité $R_{p0,2}$ (MPa)	Résistance à la rupture $R_m$ (MPa)	Allongement (A%)	$R_m/R_m(MB)$	A / A du MB
Monospot	4	9	120	187,64	8,22	39%	45%
	4	8	105	185,64	15,11	38%	84%
Bispot	4	4	117	191,07	11,1	39,3%	62%
	4	3,5	122	200,15	13,87	41,2%	77%
	4	3	97,2	199	16,12	41	90%

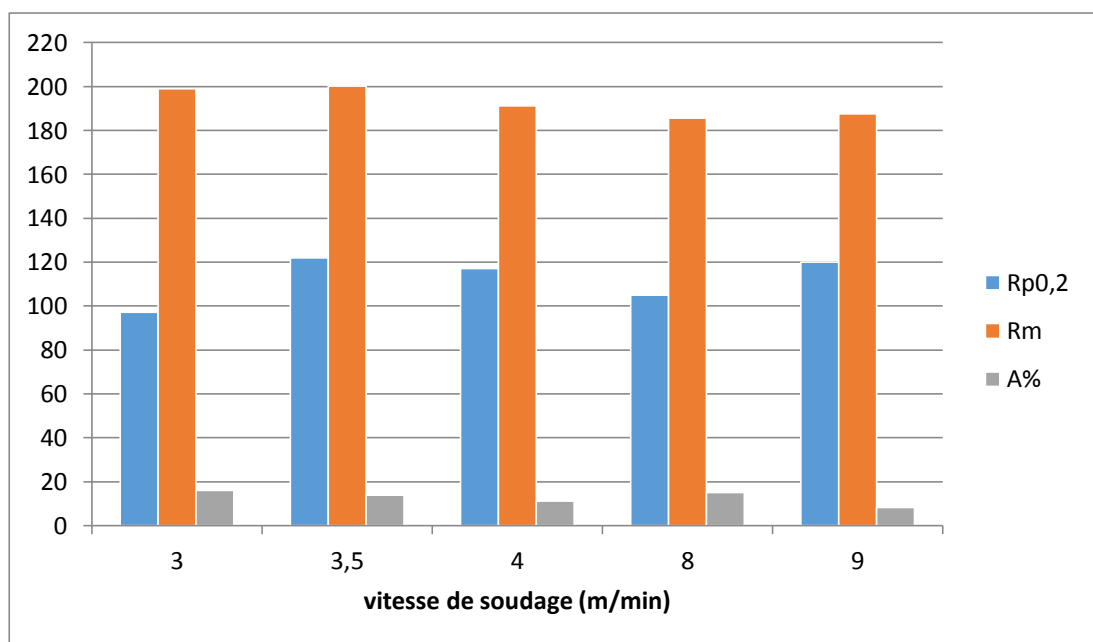


Figure IV. 33: Valeurs de  $R_{p0,2}$ ,  $R_m$  et A% en configuration monospot et bispot.

## **Chapitre IV : Résultats et interprétations**

À partir de la Figure IV.33 on conclue que l'efficacité de cordon en termes de ductilité dans la configuration bispot est mieux qu'en configuration monospot, mais les résultats obtenus pour les essais en monospot et bispot donnent des résultats sensiblement identiques en termes de caractéristiques mécaniques et en termes de localisation de la rupture, donc il est difficile d'estimer l'effet réel du bispot sur les caractéristiques mécaniques de cordon.

### **Conclusion générale**

Des soudures autogènes de 2024T3 par le procédé laser à haute densité d'énergie Yb-YAG ( $>10^5$  W/cm<sup>2</sup>) ont été examinés en variant les conditions opératoires (vitesse, puissance, configuration de faisceau) afin de déterminer l'effet de ces paramètres sur la structure de cordon et sur les caractéristiques mécaniques.

Les cordons générés par le soudage laser présentent un aspect de tête de clou plus ou moins marqué pour les deux configurations de faisceau avec un évasement prononcé en face endroit.

La configuration bispot génère des cordons plus larges avec des surfaces plus lisses que la configuration monospot.

D'une manière générale, on conclue que la largeur et la profondeur augmentent avec la croissance de l'énergie transmis au matériau.

Métallurgiquement, le soudage laser, quelles que soient les conditions opératoires, a entraîné des structures de solidification de type dendritique (basaltique dans les bords de cordon et équiaxe dans le cœur), les cordons obtenus contiennent également de nombreux défauts (macro et microporosité, caniveau, fissures...).

Pour la position focale, la variation de point focale du haut au bas de la tôle a soudée provoque une irrégularité du cordon et une élévation du taux de porosité.

Pour la caractérisation microscopique, le passage de monospot à bispot ne change pas l'état microstructural (évolution de la microstructure de différentes zones du cordon de soudure).

L'analyse de microdureté révèle des phénomènes d'adoucissement au niveau de la ZF due à la perte de durcissement structural et au niveau de la ZAT due au grossissement des grains. Nous avons remarqué aussi que le soudage laser produit des zones fondues et des zones affecté thermiquement de petites largeurs (de l'ordre de 3mm pour la ZF et de l'ordre de 1mm pour la ZAT) qui conduit à une faible modification métallurgique en comparant avec les procédés classique (TIG, MIG, MAG).

Enfin, une caractérisation des cordons par essais de traction montre une diminution des caractéristiques mécaniques des cordons soudés en deux configurations du faisceau mono et bispot par rapport au métal de base.



# **Références bibliographiques**

## Bibliographies

- [1] ASM handbook volume 2; “Propriety and selection: Nonferrous alloy and special – Purpose Materials”
- [2] Michel Dipeux ; « Aide-mémoire science de matériaux » ; Dunod ; Paris 2004.
- [3] Bruno Barlas ; « Etude de comportement et de l’endommagement en fatigue d’alliage d’aluminium de fonderie » ; thèse de doctorat 05/02/2004.
- [4] E. Dumord ; « Mise en œuvre d’une opération de soudage laser des alliages d’aluminium ; état de l’art » ; laserap3 ; Sarlat (1997).
- [5] Victor Castelhana « Etude des différents techniques induisant le durcissement des alliages d’aluminium les plus courants, en particulier des microstructures et des propriétés mécaniques ; Examen probatoire ; soutenu en 18/01/2001
- [6] Christian VARGEL ; Le comportement de l’aluminium et de ses alliages ; Dunod 1979
- [7] SÉBASTIEN MORIN ; Effet du magnésium, des traitements thermiques et de la porosité sur les propriétés mécaniques de traction et de fatigue de l’alliage sous pression A380 Juillet 2002
- [8] Wolfgang José PRIETO YESPICA ; Etude comparative du comportement électrochimique des alliages d’aluminium 2024 T351 et 7075 T7351 en milieu neutre de sulfate de sodium ; thèse de doctorat de l’université de TOULOUSE. Soutenue le 5/07/2012.
- [9] J. R. Kissell, Aluminum and Its Alloys, Handbook of Materials for Product Design, TGB Partnership, Hillsborough, North Carolina, Third Edition McGraw-Hill, Inc 2001 b, P 104 .
- [10] E.A. Brandes, G.B. Brook; Smithells Light Metals Handbook; Butterworth-Heinemann (1998) PP 8-28.
- [11] A. GUINIER; on the birth of GP zones; Proceedings of ICAA5 (Suisse, Scientific Net <http://www.scientific.net>) Materials science forum; 217-222 (1996); p. 3-6.
- [12] L.F. Mondolfo; aluminum alloy: structure and properties; Butter Worth’s and co (publishers) LTD; 1976
- [13] Michael F. Ashby, David R. H. Jones; Engineering Materials 2 an Introduction to Microstructures, Processing and Design; Third Edition; Elsevier.
- [14] B. Dubost, P. Sainfort ; Durcissement par précipitation des alliages d’aluminium ; Technique de l’ingénieur M240
- [15] S. P. Ringer, K. Hono; Microstructural Evolution and Age Hardening in Aluminum Alloys: Atom Probe Field-Ion Microscopy and Transmission Electron Microscopy Studies; Materials Characterization 44(2000): PP.101–131.
- [16] Seddik OUALLAM ; Etude du soudage TIG et laser Nd-YAG de l’alliage d’aluminium 2024 T3 ; Mémoire de Magister soutenu en 2009.
- [17] Dowden J., The theory of laser materials processing, Springer Verlag , February 2009
- [18] Didier BOISSELIER, Olivier FRENEAUX, Jean-Paul GAUFILLET ; Le soudage laser ; Mars 1998.
- [19] Karim CHOUF ; Etude du comportement du capillaire en régime de soudage laser forte pénétration soutenue le 10 mai 2002.
- [20] Roland CAZES ; Soudage par faisceaux à haute énergie : faisceau d’électrons et laser ; Techniques de l’Ingénieur B 7 740.

- [21] Asma Belhadj, Contribution à l'étude expérimentale et numérique du soudage laser : application aux alliages de magnésium, Thèse de doctorat soutenue le 05/03/2009
- [22] Seiji katayama; "Handbook of laser welding technologies" Woodhead Publishing Limited, 2013.
- [23] Régis Blandeau ; "Métallurgie et mécanique de soudage" ; Lavoisier 2001
- [24] J.S.KIM, T.WATANABE, Y.YOSHIDA, « Improvement of laser beam welding quality of aluminum alloys », Proceedings of ICALEO, 1993.
- [25] H YAMAOKA, M.YUKI, T.MURAYAMA, K.TSUCHIYA, T.IRISAWA, "CO2 Laser welding of aluminum A6063 alloy", Welding International, 6(10), 1992.
- [26] A.HABOUDOU, P.PEYRE, A.B.VANNES, G.PEIX, "Reduction of porosity content generated during Nd: YAG laser welding of A356 and AA5083 aluminum alloys", Materials Science and Engineering A, A363, 2003,
- [27] J.DOWDEN, R.DUCHARME, P.KAPADIA, A.CLUCAS, « A mathematical model for the penetration depth in welding with continuous CO2 lasers », Proceeding of ICALEO 1994,
- [28] S.KATAYAMA, N.SETO, M.MIZUTANI, A.MATSUNAWA: "Formation Mechanism of Porosity in High Power YAG Laser Welding", Proceedings of ICALEO 2000
- [29] F.Dausinger, P. Berger, H. Hügel, Laser welding of aluminum alloys: problems, approaches for improvement and applications, Section A-ICALEO 2002
- [30] C.Mayer, « optimisation du soudage bord à bord par faisceau laser CO2 de tôles d'alliages d'Al-Mg : étude de la microstructure et du comportement mécanique des soudures », Thèse de doctorat de INSA de Lyon, 1996
- [31] Orazio Svelto, David C. Hanna; Principles of Lasers; FIFTH EDITION 2010
- [32] A.Frenk, W.Kurz, « Formation des microstructures dans les traitements laser », Laser de puissance et traitements des matériaux, chapitre 10, 2010.
- [33] ASM specialty handbook, « aluminum and aluminum alloys », New York, ASM International, 1998.
- [34] Mohamed Cherif BENOUDIA, « étude de la corrélation cycles thermiques de soudage microstructure dans les tôles minces soudées sans métal d'apport » ; ENP-Alger ; 2003.
- [35] Régis Blondeau, « Métallurgie et mécanique du soudage », Paris, Hermès Science Publications, 2001.
- [36] Weston, J ; Wallach, R. Mechanical properties of laser welds in aluminium alloys. Proc. INALCO '98/7th Int. 2000