



Université Larbi Ben M'hidi Oum-El-Bouaghi
Faculté des Sciences et Sciences Appliquées
Département de Génie Mécanique
Filière : Génie Mécanique
Option : Construction mécanique

**Mémoire de Fin d'Etudes
En vue de l'obtention du diplôme :**

MASTER

Thème

**Effet du soudage TIG sur la microstructure et
les propriétés mécaniques de l'alliage hypo-
eutectique AlSi7Mg**

Présenté par :
MELLOUK Abderraouf
Soutenu le : 14/07/2021

Encadreur : Dr. BEROUAL Said

Année universitaire : 2020 / 2021

Remerciements

Ce travail est le fruit de la combinaison d'efforts de plusieurs personnes. Je remercie tout d'abord le tout puissant qui, par sa grâce m'a permis d'arriver au bout de mes efforts en me donnant la santé, la force, le courage et en me faisant entourer des merveilleuses personnes dont je tiens à remercier. Je remercie :

Mon Directeur de mémoire, *Monsieur BEROUAL Said*, Docteur à l'université Larbi Ben M'hidi d'Oum El Bouaghi pour son encadrement sans faille, son soutien moral, sa rigueur au travail, ses multiples conseils, ses orientations et sa disponibilité malgré ses multiples occupations ;

Tous les enseignants de la spécialité construction mécanique, pour leurs enseignements de qualité et leurs conseils qui nous ont permis de poursuivre notre itinéraire académique jusqu'à présent ;

Mes Frères et sœurs pour leurs encouragements durant tout mon parcours ;

Mes camarades, amis et connaissances ;

Tous ceux qui de près ou de loin ont contribué à l'accomplissement de ce travail.

DEDICACE

Je dédie ce travail :

A mes chers parents, pour tous leurs sacrifices, leur amour, leur tendresse, leur soutien et leurs prières tout au long de mes études,

A mes chères amies pour leurs encouragements permanents, et leur soutien moral,

A mes chers frères, pour leur appui et leur encouragement,

A toute ma famille pour leur soutien tout au long de mon parcours universitaire,

Merci d'être toujours là pour moi.

ملخص

يحتل سبائك الألومنيوم باللحام مكاناً مهماً للغاية في صناعة الهندسة الميكانيكية. تؤدي الدورة الحرارية للحام حتماً إلى تغيرات في الخواص الميكانيكية والميكانيكية. الهدف من هذا العمل هو تحديد التطور البنوي الدقيق والخصائص الميكانيكية لسبائك الألومنيوم AlSi7Mg المجمعة بواسطة عملية اللحام القوس TIG (غاز التنفسن الخام)، ودراسة تأثير معلمات التشغيل على شكل طبقات اللحام. تقنيات التوصيف المختلفة المستخدمة هي الفحص المجهرى البصري، المسح المجهرى الإلكتروني لـ SEM وخرائط الصلابة. تم تحديد المراحل المختلفة في هذه السبيكة باستخدام كاشف EDS المدمج في جهاز SEM. تم تمييز المنطقة المتأثرة بالحرارة ZAT والمنطقة المنصهرة ZF المتولدة في السبيكة بناءً على نتائج التحليل الماكرو غرافي الذي تم إجراؤه. تم توضيح تباين في البنية المجهرية المرتبط بالتغييرات في الخواص الميكانيكية لهذه المناطق كدالة لمعلمات اللحام. أتاحت هذه الدراسة استخلاص استنتاجات حول تطور البنية المجهرية وتغيرات الخواص الميكانيكية للصلابة في المنطقة المنصهرة والمنطقة المصابة حرارياً والمعدن الأساسي. أخيراً، أثبت التباين في شدة التيار وقت اللحام أنه من الممكن، في ظل ظروف معينة، اللحام دون توليد وإنتاج حبات اخترق كاملة بمظهر هندسي جميل للحامات.

الكلمات المفتاحية: سبائك ألومنيوم، بنية مجهرية، تقنيات لحام TIG، صلابة.

Résumé

L'assemblage des alliages d'aluminium par soudage occupe une place très importante dans l'industrie de construction mécanique. Le cycle thermique du soudage induit inévitablement à des modifications des propriétés microstructurales et mécaniques. L'objectif de ce travail est d'identifier l'évolution microstructurale et les caractéristiques mécaniques de l'alliage en aluminium AlSi7Mg assemblé par le procédés de soudage à l'arc TIG (Tungsten Inert Gas), et d'étudier l'effet des paramètres opératoire sur la morphologie des cordons de soudure. Les différentes techniques de caractérisation utilisées sont la microscopie optique, la microscopie électronique à balayage MEB et des cartographies de dureté. Les différentes phases dans cet alliage ont été identifiées grâce au détecteur EDS intégré à l'appareil du MEB. La zone affectée thermiquement ZAT et la zone fondu ZF générées dans l'alliage ont été caractérisée sur la base des résultats de l'analyse macrographique réalisée. Il a été mis en évidence une variation de la microstructure associée aux changements de propriétés mécaniques de ces zones en fonction des paramètres de soudage. Cette étude a permis de tirer des conclusions sur l'évolution de la microstructure et les variations des propriétés mécaniques de dureté dans la zone fondu, la zone affectée thermiquement et le métal de base. Enfin, la variation de l'intensité du courant et le temps de soudage ont prouvé qu'il était possible, dans certaines

conditions, de souder sans générer de et de produire des cordons de pleine pénétration avec un bel aspect géométrique des soudures.

Mots clés : Alliage d'aluminium de fonderie, microstructure, techniques de soudage TIG, dureté.

Abstract

The joining of aluminum alloys by welding occupies a very important place in the mechanical engineering industry. The thermal cycle of welding inevitably induces changes in the microstructural and mechanical properties. The objective of this work is to identify the microstructural evolution and the mechanical characteristics of the AlSi7Mg aluminum alloy assembled by the TIG (Tungsten Inert Gas) arc welding process, and to study the effect of the operating parameters on the morphology of the weld beads. The different characterization techniques used are optical microscopy, scanning electron microscopy (SEM) and hardness mapping. Intermetallic phases of this alloy were identified using the EDS detector integrated in the SEM apparatus. Thermally affected zone ZAT and the molten zone ZF generated in alloy were characterized based on the results of the macrographic analysis performed. A variation in the microstructure associated with changes in the mechanical properties of these zones as a function of the welding parameters was highlighted. This study allowed conclusions on the evolution of the microstructure and the variations in the mechanical properties of hardness in the molten zone, the heat affected zone and the base metal. Finally, the variation of current intensity and welding time proved that it was possible, under certain conditions, to weld without generating and to produce full penetration beads with a nice geometrical aspect of the welds.

Keywords: Aluminum casting alloy, microstructure, TIG welding techniques, hardness.

Table des matières

Remerciements	
Dédicace	
Résumé	
Table des matières	i
Liste des figures	iii
Liste des tableaux	v
Introduction générale	1
I Généralités sur l'aluminium et ses alliages.....	4
I.1 Généralités sur l'aluminium	4
I.1.1 Définition	4
I.1.2 Propriétés de l'aluminium pur	4
I.2 Classification des alliages d'aluminium.....	5
I.3 Caractéristiques de la coulée des alliages d'aluminium.....	6
I.3.1 Description des différents procédés de moulage	7
I.4 Effet des éléments d'addition	12
I.4.1 Silicium	12
I.4.2 Magnésium	13
I.4.3 Fer	13
I.4.4 Titane	13
I.5 Alliages Al-Si de fonderie	14
I.5.1 Caractéristiques microstructurales des alliages Al-Si de fonderie	15
I.5.2 Effet de la vitesse de refroidissement	16
I.5.3 Phases intermétalliques dans l'alliage AlSi7Mg	17
I.6 Imperfections de fonderie	18
I.7 Application des alliages commerciaux Al-Si.....	20
II Soudage des alliages d'aluminium	24
II.1 Définition du soudage :.....	24
II.2 Soudage à l'arc.....	24
II.2.1 La zone fondu (ZF)	25
II.2.2 La zone de liaison ou de transition (ZT)	25
II.2.3 La zone affectée thermiquement (ZAT)	25
II.2.4 Le métal de base (MB).....	26
II.3 Principaux procédés de soudage	26
II.3.1 Le soudage MIG/MAG	26
II.3.2 Soudage à l'arc avec électrode enrobée ou à la baguette.....	28
II.3.3 Le soudage TIG (Tungsten Inert Gas)	30
II.4 Soudage de l'aluminium	34
II.4.1 Effet de la vitesse de refroidissement	35
II.4.2 Phénomènes métallurgiques intervenant lors du soudage	36
III Techniques de caractérisation	39
III.1 Introduction	39
III.2 Elaboration de l'alliage étudié	39
III.3 Matériaux étudiés	40
III.4 Le procédé de soudage TIG.....	41
III.5 Préparation de surface avant opération de soudage	42
III.5.1 Les paramètres opératoires.....	42

III.6 Techniques de caractérisation.....	43
III.6.1 Préparation des échantillons.....	43
III.6.2 Microscopie optique	44
III.6.3 Microscopie électronique à balayage.....	45
III.6.4 Essai de la microdureté	47
IV Résultats expérimentaux et discussions	50
IV.1 Introduction	50
IV.2 Etude microstructurale	50
IV.2.1 Microstructures du métal de base	50
IV.2.2 Identification des phases intermétalliques	51
IV.3 Effet de variation des paramètres opératoires du procédé TIG sur le soudage de l'alliage AlSi7Mg.....	55
IV.3.1 Analyses macrographiques.....	55
IV.3.2 Analyse micrographique de la microstructure après soudage	57
IV.4 Caractérisation par la microdureté Vickers.....	62
Conclusion générale et Perspectives.....	66
Référence bibliographiques.....	68

Liste des figures

Figure I.1 : Structure cubique à faces centrées (fcf) de l'aluminium [1].	4
Figure I. 2: (a) Coquille éclatée avec ses broches, (b) pièce obtenue en alliage d'aluminium (Al Si9 Cu3 Mg) [7].	8
Figure I. 3 : Exemple de moule métallique (coquille).	9
Figure I. 4 : Exemple de coquille en deux parties et un noyau.	10
Figure I. 5 : Pièce en alliage d'aluminium (Al Si9 Cu3 Mg) moulée en coquille.....	10
Figure I. 6 : Moulage par gravité en coquille (a) coulée, (b) pièce, images SECODIR sarl.	11
Figure I. 7: Diagramme de phase du système binaire Al-Si avec effet de la teneur de silicium sur la microstructure : (I) alliages hypo-eutectiques, (II) alliages eutectiques, (III) alliages hyper-eutectiques [10].....	15
Figure I. 8 : Images : (a) MEB d'une structure dendritique en trois dimension [12], (b) microscopie optique d'une dendrite en vue de coupe montrant des exemples de mesure de la DAS et de la SDAS [13].....	16
Figure I.9 : Effet de la vitesse de refroidissement sur variation de (a) la taille des grains, SDAS et UTS de l'alliage d'aluminium AlSi9Cu [14] ; (b) la micro-dureté d'un alliage A356 [15].	17
Figure I. 10 : Images d'électrons secondaire rétrodiffusés par MEB-(BSE) montrant (a) l'étroite association entre la phase π et la phase β dans un alliage Al-7,2Si-0,51Mg [18], (b) occurrence de la phase π et des phases d'écriture chinoise Mg ₂ Si dans un alliage 413 [19].	18
Figure I.11 : (a) Solubilité de l'hydrogène dans des alliages d'aluminium de fonderie, (b) un pore de retrait et de gaz formant un seul pore dans un alliage AlSi9Cu3 [21].....	20
Figure I. 12 : (a) Jantes en alliage A356.0 produites par la coulée basse pression et (b) culasse V8 d'un moteur à essence ; (c) mat extérieur de l'avion Alpha Jet en alliage A 357 coulé en sable, (d) structure centrale NIB de l'avion MRCA Tornado en alliage A 357 moulage en sable, (e) support de verrouillage de la porte du train d'atterrissement principal en D357.0 pour l'avion 767, (f) moyeu de rotor d'hélicoptère coulé de première qualité en A357.0.....	22
Figure II. 1 : Principaux procédés de soudage à l'arc électrique [26].....	24
Figure II. 2 : Schéma illustrant les zones principales d'un cordon de soudure par fusion.	25
Figure II. 3 : Représentation schématique des procédés MIG/MAG.	27
Figure II. 4 : Circuit électrique pour le soudage à l'arc [29].....	28
Figure II. 5 : Principe du soudage à l'arc avec électrode enrobée [29].	29
Figure II. 6 : Schéma général du procédé TIG [31].	31
Figure II. 7 : Schéma d'une torche TIG avec apport de métal manuel [32].	31
Figure II. 8 : Pointes d'électrodes TIG en fonction de la polarité utilisée	32
Figure II. 9 : Schéma du gradient de température G en fonction de la vitesse de solidification R montrant les modes de solidification possibles.....	35
Figure II. 10 : Métallurgie du cordon de soudure après soudage	37
Figure III. 1 : (a) Lingots d'aluminium, (b) four de fusion et (c) moulage en coquille....	40
Figure III. 2 : Echantillon montrant les points d'analyse.	41
Figure III. 3 : Principe de l'essai de point de fusion.	42
Figure III. 4 : Polisseuse	44
Figure III. 5 : Microscope optique Zeiss Axio Imager M2.....	45
Figure III. 6 : Diverses émissions d'un échantillon en réponse à une excitation par un faisceau d'électrons.....	46
Figure III. 7 : Microscope électronique à balayage MEB-FEG Merlin (Zeiss).....	47

Figure III. 8 : (a) Microduromètre Vickers Struers DuraScan, (b) empreinte HV.	48
Figure III. 9 : Demi-maillage réel pour les mesures d'indentation Vickers pour les cartographies de dureté à cause de la symétrie du cordon de soudure.....	48
Figure IV. 1 : Micrographie otique montrant la morphologie des dendrites α -Al et du silicium eutectique de l'alliage AlSi7Mg coulé en coquille.	51
Figure IV. 2 : Microstructures de l'alliage AlSi7Mg montrant les phases observées : 1) α -Al, 2) Eutectique Si, 3) π -Al ₈ FeMg ₃ Si ₆ et 4) M-Mg ₂ Si.	52
Figure IV. 3 : Images BSE-MEB montrant les principaux intermétalliques et les phases observées dans l'alliage AlSi7Mg : 1) α -Al, 2) Eutectique Si, 3) π -Al ₈ FeMg ₃ Si ₆ et 4) M-Mg ₂ Si.....	53
Figure IV. 4 : Spectre EDS correspondant à : (a) π -Al ₈ FeMg ₃ Si ₆ et (b) M-Mg ₂ Si.....	54
Figure IV. 5 : Cordon de soudure obtenues par TIG pour différentes intensités et temps de soudure : (S1) I = 100 A, t = 10 s ; (S2) I = 100 A, t = 15 s ; (S3) I = 125 A, t = 15 s ; (S4) I = 150 A, t = 10 s et (S5) I = 150 A, t = 15 s.....	57
Figure IV. 6 : Croquis montrant les lieux où les images microscopiques ont été prises.	58
Figure IV. 7 : Microstructures de l'alliage AlSi7Mg soudé avec une intensité I = 100 A pendant un temps t = 10 s.....	59
Figure IV. 8 : Microstructures de l'alliage AlSi7Mg soudé avec intensité I = 125 A pendant un temps t = 15 s.....	60
Figure IV. 9 : Microstructures de l'alliage AlSi7Mg soudé avec une intensité I = 150 A pendant un temps t = 15 s.....	61
Figure IV. 10 : Comparaison des micrographies des soudures S1, S4 et S5 de l'alliage AlSi7Mg.....	62
Figure IV. 11 : Précipité formé avec la soudure et de l'éloignement par rapport au cordon, relation direct avec la carte des duretés.....	63
Figure IV. 12 : Cartographies des demis soudures obtenues par TIG pour différentes intensités et temps de soudure : (S1) I = 100 A, t = 10 s ; (S2) I = 100 A, t = 15 s ; (S3) I = 125 A, t = 15 s ; (S4) I = 150 A, t = 10 s et (S5) I = 150 A, t = 15 s.	64

Liste des tableaux

Tableau I. 1 : Principales propriétés de l'aluminium.....	5
Tableau I. 2 : Désignation des alliages d'aluminium selon l'Aluminium Association	6
Tableau I. 3 : Matériaux de la coquille en fonction du matériau coulé	11
Tableau I. 4 : Compositions des alliages Al-Si commerciaux les plus utilisés.....	21
Tableau III. 1 : Résultats de l'analyse chimique de l'alliage AlSi7Mg (% en masse).....	41
Tableau III. 2 : Paramètres de soudage TIG.....	43
Tableau IV. 1 : Analyses EDS des phases intermétalliques de l'alliage AlSi7Mg.....	54
Tableau IV. 2 : Principale caractéristique des cordons de soudure.....	55

Introduction générale

L'aluminium est le métal non ferreux le plus utilisé au monde en termes de tonnage. Sa production a atteint, en 2011, 13812 millions de tonnes. Ce matériau, découvert il y a environ deux cent ans, est aujourd'hui largement utilisé dans toutes les industries, notamment le transport. Plusieurs types d'alliage d'aluminium sont utilisés dans l'aéronautique. Leur résistance à la corrosion, leur faible densité, leur bonne aptitude à l'usinage et leur résistance mécanique spécifique en font d'excellents candidats pour des applications structurales.

L'objectif premier de cette étude répond à une demande de réparation par soudage des pièces en aluminium. Le procédé TIG (Tungsten Inert Gas) convient en fait pour tous les matériaux soudables, à l'exception du plomb et du zinc, ainsi que pour tous les types de joints dans toutes les positions. Il s'utilise surtout pour le soudage des aciers inoxydables, des métaux légers tels que les alliages d'aluminium et de magnésium, et du cuivre et de ses alliages. En termes de productivité, le soudage TIG ne peut pas rivaliser avec des procédés tels que le soudage à l'arc à l'électrode enrobée et encore moins avec le procédé MIG (Metal Inert Gas).

Ce travail est porté sur l'étude du soudage TIG de l'alliage d'aluminium hypoeutectique AlSi7Mg coulé en coquille. Ces alliages ont une structure en silicium moins riche que les alliages eutectiques et sa structure dépend essentiellement de leur historique de la coulée. Le but est de caractériser la microstructure et la variation des propriétés de la dureté des soudures produites lors du soudage. L'opération de soudage altère l'alliage et provoque une variation des propriétés mécaniques à travers la zone fondue (ZF), la zone affectée (ZAT) par rapport au métal de base (MB). Cette étude se concentre sur l'analyse de la zone affectée thermiquement (ZAT) lors du soudage dont le but est de caractériser la microstructure et de comprendre les variations des propriétés mécaniques dans les cordons de soudures. En effet, l'apport de chaleur pendant l'opération de soudage peut être considérée comme un traitement thermique anisotherme. Or, toutes les études portant sur ces alliages s'effectuent sur des échantillons ayant subi des traitements isothermes avec des durées supérieures au cycle de soudage qui est généralement court en comparaison à des traitements thermiques classiques.

La compréhension des transformations microstructurales mises en jeu est essentielle pour la prédiction de la résistance des assemblages de ces alliages.

Le mémoire est organisé autour de quatre chapitres :

Le premier chapitre présente une synthèse bibliographique concernant le procédé de la coulée en coquille, l'effet des différents éléments d'addition, la microstructure, l'identification des phases et les défauts de la coulée des alliages d'aluminium.

Le deuxième chapitre rassemble des informations bibliographiques sur les techniques de soudage à l'arc notamment le soudage TIG.

Le troisième chapitre rassemble les techniques de caractérisation de cet alliage.

Le dernier chapitre fait l'objet d'une synthèse des résultats obtenus de notre étude avec leurs interprétations.

A la fin du manuscrit, une conclusion générale est présentée avec une liste globale des différentes références bibliographiques utilisées.

Chapitre I

Généralités

sur

l'aluminium et

ses alliages

I Généralités sur l'aluminium et ses alliages

I.1 Généralités sur l'aluminium

I.1.1 Définition

L'aluminium est un élément chimique, de symbole Al et de numéro atomique 13. C'est un métal pauvre, malléable, de couleur argent, qui est remarquable pour sa résistance à l'oxydation et sa faible densité. C'est le métal le plus abondant de l'écorce terrestre et le troisième élément le plus abondant après l'oxygène et le silicium ; il représente en moyenne 8 % de la masse des matériaux de la surface solide de notre planète. L'aluminium est trop réactif pour exister à l'état natif dans le milieu naturel, son minerai principal étant la bauxite, où il est présent sous forme d'oxyde hydraté dont on extrait l'alumine. Il peut également être extrait d'autres minéraux : néphéline, leucite, sillimanite, andalousite, muscovite. Il cristallise dans le réseau (cfc), et son paramètre de maille est de 0.404 nm comme indiqué dans la Figure I. 1 [1].

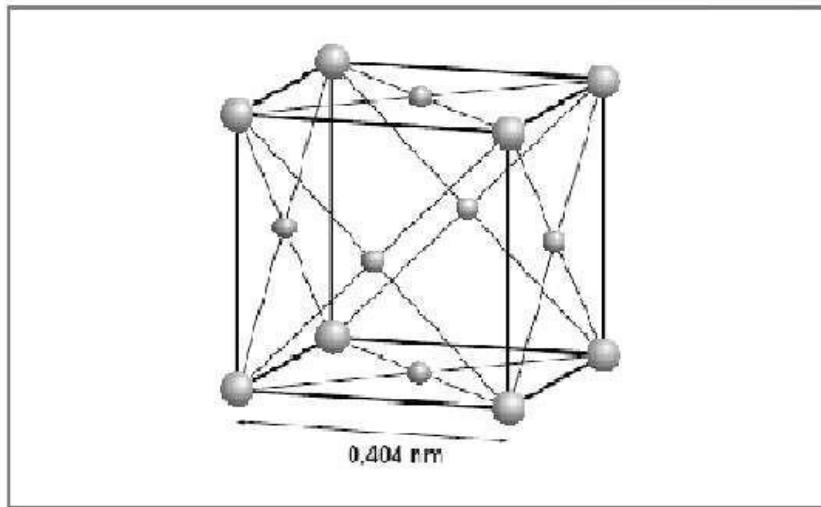


Figure I.1 : Structure cubique à faces centrées (cfc) de l'aluminium [1].

I.1.2 Propriétés de l'aluminium pur

L'aluminium métallique est très oxydable, mais il est immédiatement passivé par une fine couche d'alumine Al_2O_3 imperméable de quelques micromètres d'épaisseur qui protège la masse métallique de la corrosion. Cette résistance à la corrosion et sa remarquable légèreté en ont fait un matériau très utilisé industriellement. Ses principales propriétés sont présentées dans le Tableau I .1.

Propriétés atomiques	
Numéro atomique	13
Rayon atomique	142 pm
Masse molaire	27 g/mole
Structure cristalline	cfc
Groupe d'espace	Fm3m
Paramètre de maille	0.404 nm
Propriétés physiques	
Masse volumique	2698 kg/m ³
Point de fusion	660 °C
Retrait volumique	5.6% en cours de solidification
Capacité thermique massique	950 J.kg ⁻¹ .K ⁻¹
Coefficient de dilatation	2.5 x 10 ⁻⁵ / °C
Conductivité thermique	237 W/m.K

Tableau I. 1 : Principales propriétés de l'aluminium.

Les faibles propriétés mécaniques de l'aluminium non allié font qu'il ne présente pratiquement aucun intérêt industriel. En effet l'aluminium est un métal extrêmement ductile (A% jusqu'à 70% pour l'aluminium pur à 99,99% à l'état recristallisé) et possède une limite d'élasticité très basse ($R_{p0.2}$ de 15 à 20 MPa pour l'aluminium pur) [2]. Cependant, l'intérêt suscité par la légèreté de ce métal a conduit les métallurgistes à développer des alliages d'aluminium plus résistant.

I.2 Classification des alliages d'aluminium

Les alliages d'aluminium se classent en deux grandes familles : les alliages corroyés (ou de forgeage) et les alliages de fonderie (ou de moulage). Les alliages corroyés sont mis en forme mécaniquement par des procédés tels que le laminage, l'extrusion, le forgeage, l'étirage ou le tréfilage. Les alliages de fonderie sont coulés par différents procédés comme le moulage par gravité en coquille, le moulage sous-pression, le moule permanent, le moule au sable, la cire perdue, le moule au plâtre, le moule sous vide ou à basse pression ou par coulée centrifuge.

Les systèmes de désignation et la nomenclature des alliages d'aluminium ne sont pas normalisés à l'échelle internationale. De nombreux pays ont élaboré et publié leurs propres normes. En Amérique du Nord, le système le plus couramment utilisé est celui développé et maintenu par l'Aluminium Association (AA), qui est décrit ci-dessous (Tableau I.2) [4].

Alliages de fonderie		Alliages corroyés	
Série	Alliage	Série	Alliage
100.0	Al commercialement pur	1000.0	A1 > 99%
200.0	Al-Cu	2000.0	Al-Cu et Al- Cu-Mg
300.0	Al-Si-Mg et Al-Si-Cu	3000.0	Al-Mn
400.0	Al-Si	4000.0	Al-Si
500.0	Al-Mg	5000.0	Al-Mg
700.0	Al-Zn	6000.0	Al-Mg-Si
800.0	Al-Sn	7000.01	Al-Zn-Mg et Al-Zn-Mg-Cu
900.0	Al et autres éléments	8000.0	Al et autres éléments

Tableau I. 2 : Désignation des alliages d'aluminium selon l'Aluminium Association.

Les alliages corroyés ont un code à quatre chiffres. Le premier chiffre permet d'identifier l'élément chimique ajouté à l'alliage. Le deuxième chiffre permet d'identifier la version de l'alliage (première modification). Les deux derniers chiffres indiquent le numéro de l'alliage excepté pour l'alliage 1XXX où les deux derniers chiffres représentent les centièmes de pourcent de la pureté de l'aluminium (ex : 1050 est un alliage avec 99,50% d'aluminium).

Les alliages de fonderie, selon la désignation américaine, ont un système à trois chiffres. Le premier chiffre permet d'identifier l'élément chimique ajouté à l'alliage. Les deux derniers chiffres représentent le numéro de l'alliage de la série excepté pour l'alliage 1XX.X où les deux derniers chiffres représentent, comme dans l'alliage corroyé, le centième pourcent de pureté de l'alliage (ex : 180.0 est un alliage avec 99,80% d'aluminium). Le chiffre après le point détermine s'il s'agit d'une spécification de lingot ou de pièce :

- .0 signifie que c'est une spécification de pièce moulée au sable, en coquille ou sous-pression,
- .1 signifie que c'est une spécification de lingot,
- .2 signifie que c'est une spécification de lingot ayant des tolérances de composition plus étroites que pour le lingot de spécification de type .1 [4,5]. Ces alliages ne subissant par définition aucun traitement de forgeage, l'obtention de leurs caractéristiques mécaniques est toujours le fruit d'un durcissement structural.

I.3 Caractéristiques de la coulée des alliages d'aluminium

Les alliages d'aluminium de fonderie sont les plus versatiles de tous les alliages de fonderie. Ils ont une fluidité élevée et une faible masse volumique (trois fois plus léger que l'acier). La température de solidification, la viscosité, la tension de surface fondue et la

quantité d'inclusion présentent les principaux facteurs qui déterminent la fluidité d'un alliage. Le maximum de fluidité est atteint généralement lorsque l'alliage est un métal pur ou un mélange uniformément eutectique.

L'aluminium et ses alliages prennent encore aujourd'hui une place importante dans les différents domaines de l'industrie. Son utilisation s'accroît de jour en jour grâce à ses bonnes propriétés particulières suivantes :

- ★ Bonne fluidité pour remplir les sections minces,
- ★ Bas point de fusion comparé à plusieurs autres métaux,
- ★ Transfert de chaleur élevé entre le métal et le moule qui permet un refroidissement plus rapide et des temps de cycle plus courts,
- ★ L'hydrogène est le seul gaz soluble dans l'aluminium et peut être contrôlé par des procédés de dégazage,
- ★ Plusieurs alliages d'aluminium n'ont pas tendance à déchirer à chaud,
- ★ Stables chimiquement,
- ★ Bon fini de surface avec surface brillante et peu ou pas de défauts,
- ★ Très bonnes propriétés de conductivité électrique,
- ★ Résiste naturellement à la corrosion de l'air et de l'eau,
- ★ 100 % recyclable.

I.3.1 Description des différents procédés de moulage

Le moulage consiste à fabriquer un moule dans lequel le métal fondu sera coulé. Certains moules peuvent avoir besoin d'avoir des propriétés particulières pour produire des pièces coulées de haute qualité. Le choix du moulage (au sable, par gravité en coquille, coulée sous pression, coulée sous basse pression, cire perdue, etc.) est aussi dicté par des considérations économiques liées à la taille, à la forme des pièces ainsi qu'à l'importance des séries. Les abréviations suivantes sont utilisées pour désigner les différents procédés de moulage selon la norme NF EN 1706 [6] :

- S moulage au sable
- K moulage en coquille
- D moulage sous pression
- L moulage de précision (cire perdue)

Dans notre étude, nous allons concentrer sur le moulage en coquille qui a été utilisé pour le moulage de nos échantillons.

I.3.1.1 Moulage en coquille

Le moulage en coquille consiste à obtenir une pièce à partir d'un moule métallique, appelé coquille, constitué d'éléments assemblés dans lesquels une cavité ayant la forme extérieure de la pièce qu'on veut réaliser (Figure I. 2). Dans cette cavité dénommée empreinte, l'alliage liquide est versé par l'intermédiaire d'un orifice de remplissage. Le remplissage de la coquille se fait sous la seule action du poids de l'alliage, c'est-à-dire par la coulée directe, de haut en bas, dite en chute ou par gravité.



Figure I. 2: (a) Coquille éclatée avec ses broches, (b) pièce obtenue en alliage d'aluminium (Al Si9 Cu3 Mg) [7].

I.3.1.2 Avantages du moulage en coquille

Le moulage en coquille par gravité offre plusieurs avantages, principalement une production rapide et constante dans le temps, la possibilité de grandes séries à de grandes cadences, et une mise en forme de pièces aux formes complexes, au plus près de la pièce finie.

Le procédé de moulage en coquille permet :

- ❖ Précision et constance dans les dimensions des pièces
- ❖ Une simplification et une réduction de l'usinage (même s'il est difficile de supprimer complètement l'usinage)
- ❖ La possibilité d'utiliser des noyaux en sable afin de réaliser les pièces de formes internes complexes
- ❖ Des caractéristiques mécaniques améliorées par rapport à un moulage au sable. Ces améliorations sont dues au refroidissement plus rapide de l'alliage coulé contre les parois métalliques du moule.

Ce procédé de moulage convient plus particulièrement :

- Aux moyennes et grandes séries ; dans le cas de pièces simples, la rentabilité peut être obtenue à partir d'une série de 500 pièces et en général pour des quantités de 2000 pièces en moyenne.
- A la fabrication de pièces sollicitées exigeant un alliage à traitement thermique,
- Aux alliages à bas point de fusion (alliage d'aluminium par exemple).



Figure I. 3 : Exemple de moule métallique (coquille).

I.3.1.3 Le principe du procédé

La forme de la pièce à obtenir est donnée par l'empreinte constituée par la surface interne du moule. Les formes intérieures de la pièce sont obtenues à l'aide de noyaux en sable, ou encore de noyaux ou broches métalliques (figures I.2 et I.4).

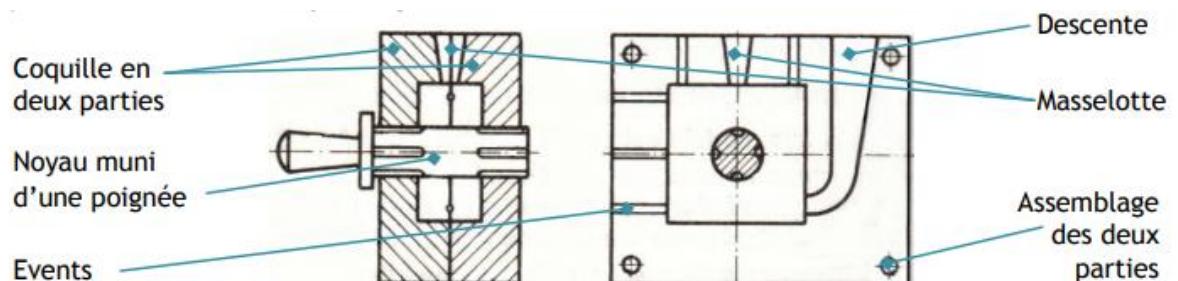


Figure I. 4 : Exemple de coquille en deux parties et un noyau.

Le plus souvent, cette cavité comporte également le, ou les canaux d'alimentation, appelés descentes et, le ou les canaux d'évacuation de l'air, appelés « évents ». Le métal qui se solidifie dans ces canaux est séparé ultérieurement de la pièce proprement dite au cours de l'ébarbage.

Au cours de la solidification, le métal subit généralement une contraction dite contraction de solidification. La réduction de volume correspondante doit être compensée par un apport de métal : cet apport est réalisé par des « masselottes » qui constituent des réserves de métal liquide au-dessus des parties à nourrir. La position de ces réserves liquides, en charge au-dessus des pièces, leur donne la possibilité de vaincre certaines résistances à l'écoulement en fin d'opération (Figures I.4 et I.5). Cette action est toutefois de faible intensité et beaucoup plus restreinte qu'on ne le croit parfois. La charge est à déterminer pour chaque pièce et en fonction du métal coulé.



Figure I. 5 : Pièce en alliage d'aluminium (Al Si9 Cu3 Mg) moulée en coquille.

Après solidification de l'alliage, la pièce est extraite de la coquille aussi celle-ci doit être composée de parties démontables et séparables de la pièce coulée. Chaque partie de la coquille en contact avec la pièce, doit être munie d'un angle de dépouille afin d'assurer le démoulage. L'étanchéité du moule est réalisée par la juxtaposition d'éléments à surface de joint rectifiée, maintenus appliqués les uns contre les autres par des systèmes de fermeture efficaces.

Le moulage d'une pièce métallique est donc réalisée par les chapes du moule, autrement dit les blocs constitutifs l'empreinte, et par là les formes extérieures de la pièce. Les chapes sont mobiles et nécessitent un positionnement relatif. Les formes intérieures de la pièce moulée sont réalisées par des noyaux généralement métalliques, ils sont mobiles ; il faut prévoir leur guidage et centrage et s'assurer qu'ils restent en place durant la coulée. Pendant la coulée du métal en fusion, il est nécessaire de maintenir les chapes en position pour éviter leur déplacement sous l'action de la poussée du métal.

La coulée en coquille par gravité offre des possibilités importantes, en particularité la réalisation des pièces aux formes complexes. Cependant dans la pratique cette technique est limitée par les tracés des pièces : épaisseurs très faibles ou très fortes, formes très complexes...

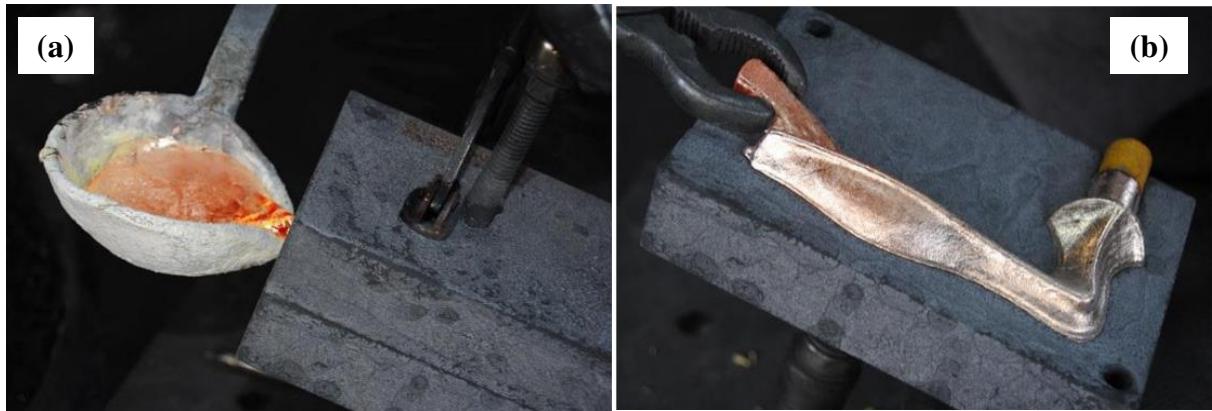


Figure I. 6 : Moulage par gravité en coquille (a) coulée, (b) pièce, images SECODIR sarl.

I.3.1.4 Les matériaux constituant le moule

Les diverses pièces constituant les coquilles de fonderie sont soumises à des sollicitations qui varient considérablement selon leur fonction et l'alliage coulé. La réalisation de chacun dans le matériau le mieux adapté et ayant subi le traitement thermique susceptible de lui assurer une tenue en service aussi longue que possible (Tableau I. 3).

Matériau coulé	Matériaux	État	Remarques
Alliages d'aluminium	Fonte grise perlitique 35 Ni Cr 15	Recuit Trempé et revenu	Coquille Noyaux sollicités
Laiton	Fonte grise perlitique 25 Cr Mo 4	Recuit Trempé et revenu	Coquille Noyaux sollicités
Cuivreux	X 30 W Cr 09 03	trempé et revenu	

Tableau I. 3 : Matériaux de la coquille en fonction du matériau coulé

Les coquilles utilisées pour les moyennes séries sont souvent réalisées en fonte grise perlitique. Ce matériau s'usine facilement et a une bonne tenue à la température.

I.3.1.5 Le poteyage

Le poteyage est un enduit dont on recouvre les surfaces des moules destinées à être en contact avec le métal liquide. En effet malgré le préchauffage des coquilles, leur température avant le remplissage est nettement inférieure à celle du métal en fusion. Lorsque ce dernier pénètre dans l'empreinte la température de celle-ci s'élève brusquement. Durant la

solidification de la pièce et son éjection la température de surface baisse. Les variations thermiques sont ainsi considérables en surface, alors que les couches sous-jacentes ont des variations bien plus amorties. Les couches superficielles, bridées par les couches internes, supporte une succession de contraintes de compression et de traction pouvant être importantes. Réduire ces contraintes sera le premier rôle demandé aux poteyages. Son rôle, se présente sous quatre aspects :

- Protection de la coquille,
- Ajustement du refroidissement,
- Amélioration de l'état de surface,
- Lubrification et agent de démoulage.

I.4 Effet des éléments d'addition

Les éléments d'addition sont ajoutés à l'aluminium pour augmenter les propriétés mécaniques du métal pur. Les principaux éléments ajoutés dans les alliages de fonderie commerciaux sont le silicium, le magnésium, le cuivre, le manganèse et le zinc. Ces éléments sont solubles en partie dans l'aluminium liquide, mais aucun n'est miscible complètement avec l'aluminium à l'état solide. Suivant leur proportion dans les divers alliages, ils contribuent en général à augmenter la résistance à la traction et la limite d'élasticité. Par contre, ces modifications engendrent généralement une diminution de la déformation à la rupture. En effet, plus la résistance à la traction et la limite élastique sont élevées, moins la déformation à la rupture est grande. Par conséquent, des compromis sont constamment faits entre la nécessité d'obtenir des valeurs élevées de la résistance à la traction et la limite élastique, et l'obtention une ductilité suffisante.

Les alliages Al-Si eutectiques sont caractérisés comme étant des matériaux qui, une fois traités thermiquement, possèdent une résistance mécanique et une dureté relativement élevées, mais qui ont une ductilité faible à des températures ambiantes et moyennement élevées [8]. Nous présentons dans ce qui suit l'effet des éléments d'additions constituant l'alliage étudiés AlSi7Mg.

I.4.1 Silicium

Le silicium est ajouté à l'aluminium principalement pour augmenter ses caractéristiques de mise en forme. Il augmente de façon considérable la fluidité de l'aluminium ainsi que la résistance au craquage à chaud, et réduit le coefficient d'expansion thermique. Les alliages Al-Si ayant des teneurs en Si allant de 7 à 18%, c'est-à-dire la majorité des alliages de moulage sous pression, ont une excellente fluidité. C'est pour ces raisons que les alliages Al-

Si représentent la majorité des alliages de fonderie. Les proportions de silicium varient beaucoup selon les propriétés désirées. Certains alliages peuvent en contenir jusqu'à 25% de Si. Il y a trois grandes catégories d'alliages Al-Si selon leur teneur en silicium, et chacune d'elle est destinée à un usage particulier. Les alliages destinés aux refroidissements lents (moulage en sable) ont généralement une composition de silicium d'environ 5% à 7% ; pour les moulages en coquille, on utilise des alliages de 7% à 9% ; et de 8% à 12% de silicium pour les moulages sous pression [8].

I.4.2 Magnésium

Les alliages binaires Al-Mg sont largement utilisés dans des applications qui requièrent une combinaison intéressante de résistance et de ductilité, un bon fini de surface, une excellente résistance à la corrosion même en atmosphère marine et en eau de mer. Les alliages corroyés ont généralement moins de 4% de Mg, tandis que les concentrations pour les alliages de fonderie varient entre 4% et 10% et les compositions contenant plus de 7 % de magnésium peuvent subir un traitement thermique. L'instabilité ainsi que les caractéristiques de vieillissement à la température ambiante de ces alliages font en sorte qu'on doit leur faire subir un traitement thermique. Le rôle du magnésium est de durcir et d'améliorer la résistance mécanique par la précipitation de la phase Mg_2Si lors des traitements thermiques. Il est couramment utilisé dans les alliages Al-Si plus complexes contenant du cuivre, du nickel et d'autres éléments dans le même but [9].

I.4.3 Fer

Le fer améliore la résistance aux criques à chaud et réduit la tendance de l'alliage à se coller aux parois du moule. L'augmentation de la proportion de fer est cependant accompagnée d'une réduction de la ductilité. Le fer réagit pour former plusieurs phases insolubles dans les alliages d'aluminium, les plus communes sont Al_3Fe , Al_6FeMn et $\alpha-AlFeSi$. Ces phases insolubles sont responsables de l'amélioration de la résistance, spécialement à température élevée. Comme le pourcentage de phases insolubles augmente avec l'augmentation de la proportion de fer, les caractéristiques de l'écoulement du métal liquide sont affectées, on doit alors tenir compte de ce facteur lors de la procédure de mise en forme [9].

I.4.4 Titane

Le titane est intensivement utilisé pour affiner la structure des alliages d'aluminium de fonderie, souvent il est combiné avec une petite quantité de bore. Il est nécessaire que le titane

soit en excès dans la stœchiométrie du composé TiB₂ pour obtenir un affinement du grain efficace. Le titane est également souvent utilisé dans des concentrations plus grandes que celle requise lors de l'affinage de grain afin de réduire la tendance aux criques à chaud des alliages [9].

I.5 Alliages Al-Si de fonderie

En fonction de la concentration de silicium en pourcentage massique, les alliages d'Al-Si peuvent être classés en trois catégories majeures : hypo-eutectique (< 12.6 % Si), eutectique (12-13% Si) et hyper-eutectique (> 12.6 %Si), comme il est montré dans la Figure I.7.

Les alliages les plus couramment utilisés dans l'industrie automobile sont ceux des séries 3xx.x et 4xx.x. Il s'agit d'alliages Al-Si auxquels on ajoute du cuivre et/ou du magnésium pour augmenter considérablement leurs propriétés mécaniques par durcissement structural (par exemple A319, A356, **A357**, A380, A390, 413.0 et A413.0). La composition chimique et les applications de ces alliages seront présentées dans la dernière section de ce chapitre. Les alliages hypo-eutectiques et eutectiques contenant des concentrations plus élevées de silicium sont les mieux adaptés à la coulée des pièces de forme plus complexes par les procédés de moulage en coquille ou sous pression.

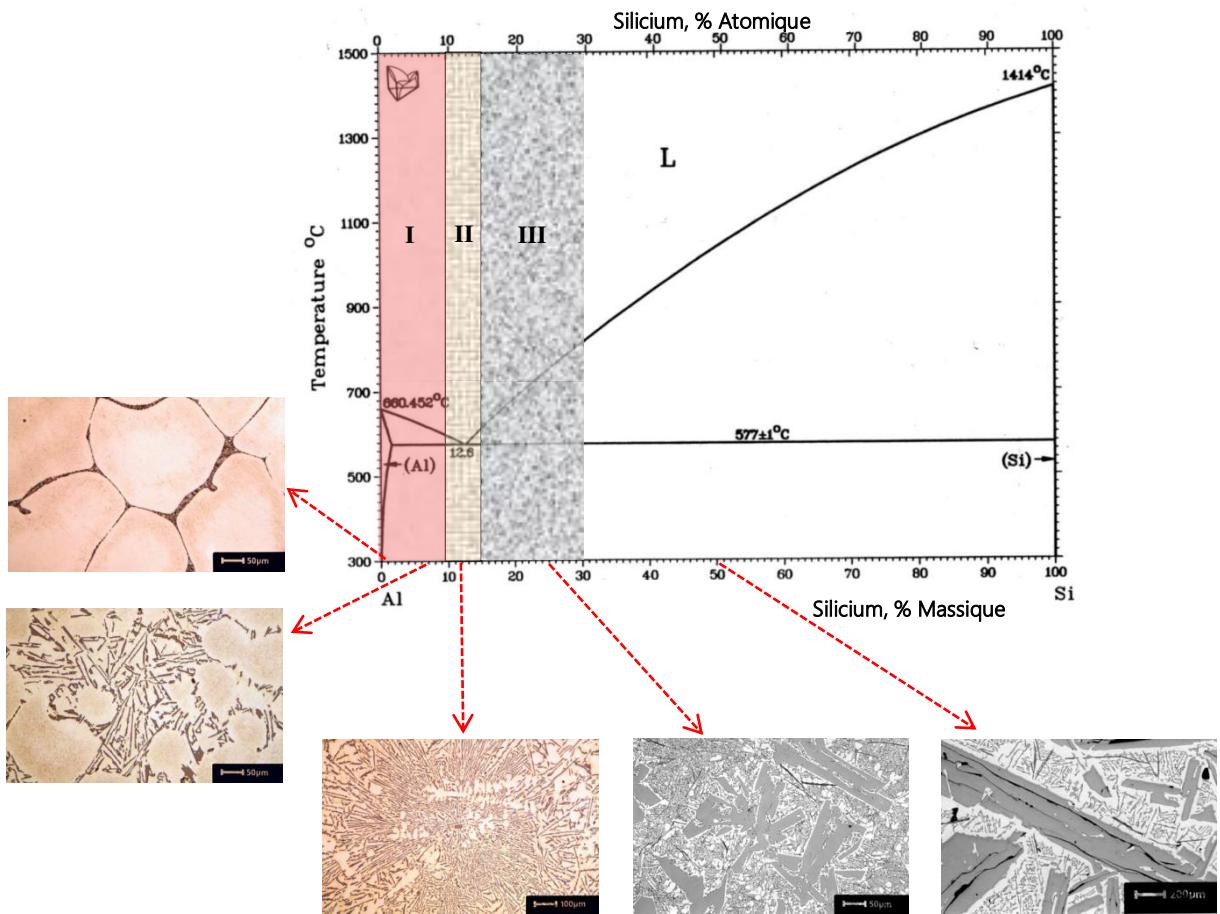


Figure I. 7: Diagramme de phase du système binaire Al-Si avec effet de la teneur de silicium sur la microstructure : (I) alliages hypo-eutectiques, (II) alliages eutectiques, (III) alliages hyper-eutectiques [10].

I.5.1 Caractéristiques microstructurales des alliages Al-Si de fonderie

Les microstructures des alliages d'aluminium Al-Si comprennent des grains α -Al sous forme de dendrites (cristaux d'aluminium), des eutectiques Si plus ou moins complexes et des constituants intermétalliques. Dans ce système, les cristaux solides d'aluminium se forment sur les parois du moule et croissent vers l'intérieur. Leur composition en Si est inférieure à celle du liquide qui les entoure car la solubilité de Si dans Al décroît avec la diminution de la température. Le silicium est donc rejeté à la surface des cristaux d'aluminium en cours de croissance et abaisse la température de solidification du liquide à cet endroit par effet de surfusion. Ceci ralentit la solidification car plus de chaleur doit être évacuée pour solidifier le liquide de cette couche. Cette protubérance est instable et croît rapidement, ce qui explique que les cristaux d'aluminium se développent non sous forme de sphères ou d'aiguilles mais sous forme d'arborescences appelées *dendrites* [11]. La dendrite vient du mot grec « dendron

» qui signifie arbre ; la Figure I.4(a) montre, en trois dimensions, la croissance d'une structure dendritique avec des ramifications semblables à des branches d'arbres avec des bras primaires et secondaires. DAS (Dendrite Arm Spacing) qui désigne la distance moyenne entre deux bras dendritiques primaires. Le terme SDAS (Secondary Dendrite Arm Spacing) désigne la distance moyenne entre deux bras dendritiques secondaires. Ces deux paramètres sont souvent utilisés pour définir l'évolution et la finesse de la microstructure des alliages d'aluminium. Un exemple bidimensionnel (en vue de coupe) de cette dendrite est montré dans la Figure I.8 (b) où les mesures des DAS et de la SDAS sont indiquées.

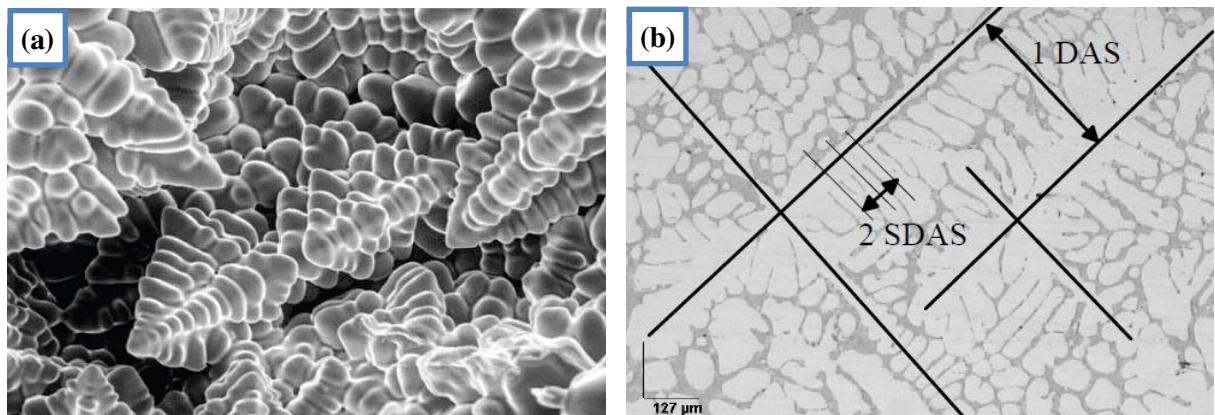


Figure I. 8 : Images : (a) MEB d'une structure dendritique en trois dimension [12], (b) microscopie optique d'une dendrite en vue de coupe montrant des exemples de mesure de la DAS et de la SDAS [13].

I.5.2 Effet de la vitesse de refroidissement

La vitesse de refroidissement est l'un des paramètres les plus importants en métallurgie pour déterminer les propriétés microstructurales et mécaniques des alliages. Elle influence l'espace interdendritique, la taille des grains, le degré de modification du silicium eutectique, la quantité de microporosité ainsi que la taille et la morphologie des phases intermétalliques. Les propriétés mécaniques des alliages d'aluminium dépendent fortement de la SDAS ainsi qu'à la vitesse de refroidissement : plus la vitesse de refroidissement est élevée, plus la résistance maximale à la traction (UTS) est élevée. Au fur et à mesure que la SDAS devient plus petite, la porosité et les constituants de la deuxième phase sont répartis plus uniformément. La vitesse de refroidissement affine généralement la microstructure et augmente la solubilité des éléments d'alliage en solution solide, ce qui augmente nettement la dureté.

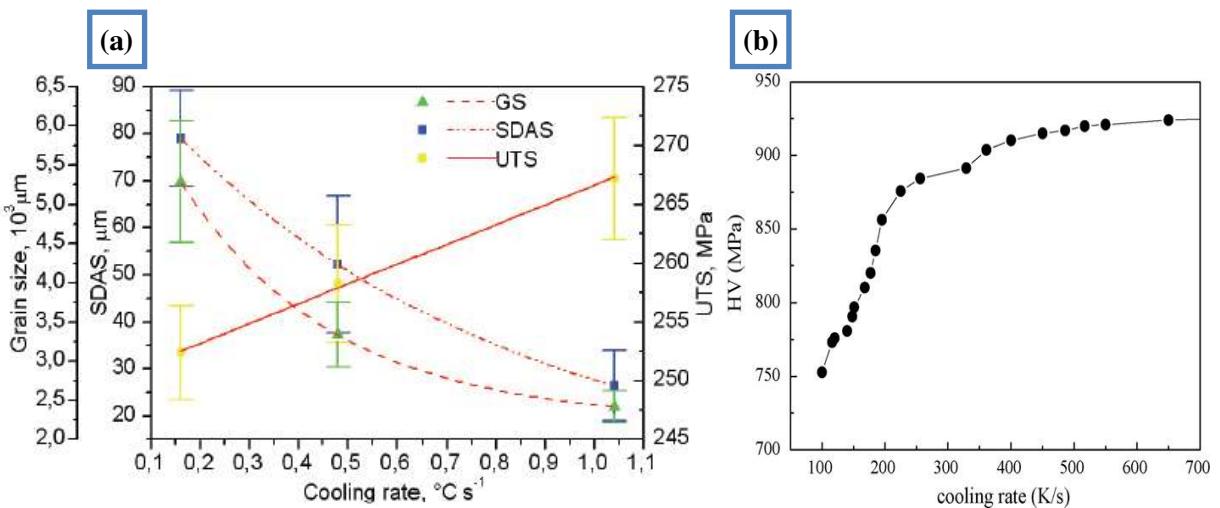


Figure I.9 : Effet de la vitesse de refroidissement sur variation de (a) la taille des grains, SDAS et UTS de l'alliage d'aluminium AlSi9Cu [14] ; (b) la micro-dureté d'un alliage A356 [15].

I.5.3 Phases intermétalliques dans l'alliage AlSi7Mg

Les alliages d'aluminium-silicium qui contiennent d'additions de magnésium sont utilisés généralement lorsqu'une bonne coulabilité et une bonne résistance à la corrosion sont nécessaires. Le magnésium et le silicium peuvent former la phase de durcissement Mg_2Si qui précipite dans la matrice d'aluminium α -Al. Le magnésium est la base de la résistance et de la dureté lors des traitements thermiques des alliages Al-Si-Mg. Il est utilisé dans des alliages Al-Si qui contiennent du fer, du titan et d'autres éléments dont le but est également de durcir l'alliage. La phase durcissante Mg_2Si montre une solubilité limite de 0,70 % de magnésium, au-delà de cette limite il n'y a pas davantage de durcissement et il peut même survenir un adoucissement de l'alliage. La composition habituelle du magnésium utilisé pour les alliages de la famille Al-Si varie généralement de 0,07 à 0,40 %.

Les alliages AlSi7Mg de fonderie les plus populaires, contenant du Mg comme élément principal d'addition, sont les alliages A356 (EN-42100) qui ont 0,3 à 0,4% Mg et les alliages A357 (EN-42200) qui ont 0,45 à 0,7% Mg. Dans ces alliages, le magnésium Mg qui ne se dissout pas dans la matrice α -Al forme divers composés intermétalliques avec Si et Fe tels que π - $\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$ et Mg_2Si . La phase π - $\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$, également dénommée π -Fe, Pi, h(AlFeMgSi) ou $\text{Al}_9\text{FeMg}_3\text{Si}_5$, a une gamme de composition chimique de 10,9% Fe ; 14,1% Mg et 32,9% Si [16]. Des études expérimentales ont montré que la transformation de la phase β - Al_5FeSi à la phase π - $\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$ dépend du contenu du Mg. Caceres *et al.* [17] ont étudié l'effet du Mg sur la microstructure des alliages 356 (0,4%Mg) et 357 (0,7%Mg). Ils ont observé que la teneur plus élevée en magnésium des alliages 357 entraîne la formation de

grosses particules π ($\text{Al}_9\text{FeMg}_3\text{Si}_5$) avec quelques petites plaquettes β (Al_5FeSi) ; cependant, seules les plaquettes β sont observées dans les alliages 356 avec faible teneur en magnésium.

La Figure I.10(a) montre la phase π en écriture chinoise qui croît souvent en association avec les aiguilles de la phase β . L'excès de Mg fait apparaître la phase Mg_2Si . Cette phase a une morphologie d'écriture chinoise et une composition chimique de 63,2% Mg et 36,8% Si [16]. Elle apparaît avec une couleur noire foncée dans les observations par microscopie électronique à balayage MEB. Cette phase précipite sur les bords de la phase préexistante π , comme illustré dans la figure I.10(b).

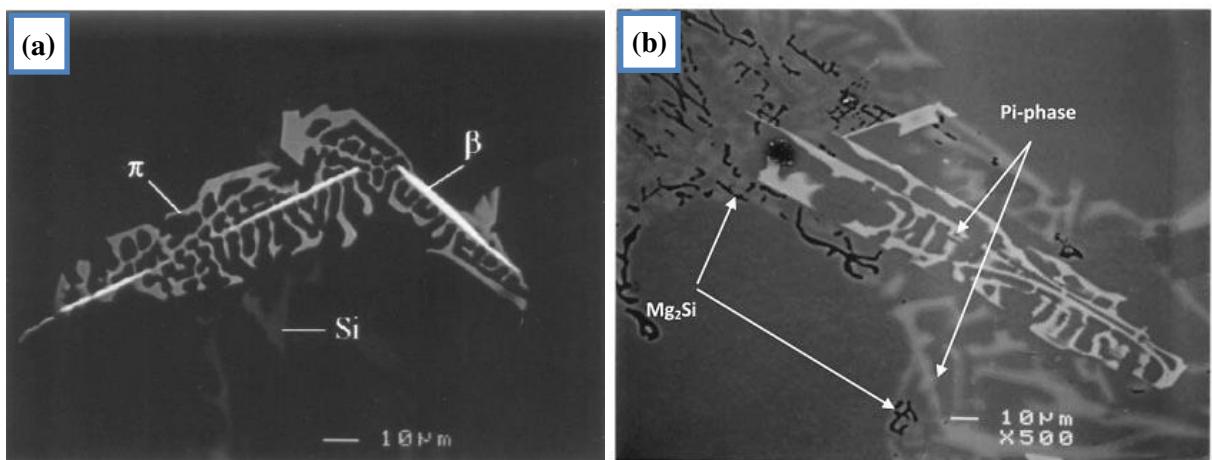


Figure I. 10 : Images d'électrons secondaire rétrodiffusés par MEB-(BSE) montrant (a) l'étroite association entre la phase π et la phase β dans un alliage Al-7,2Si-0,51Mg [18], (b) occurrence de la phase π et des phases d'écriture chinoise Mg_2Si dans un alliage 413 [19].

I.6 Imperfections de fonderie

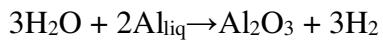
L'oxydation à haute température, le retrait lié à la solidification, les soufflures et les gaz piégés entraînent des défauts qui nuisent aux propriétés mécaniques ainsi qu'aux propriétés physiques des alliages d'aluminium. Ces défauts induisent une zone de concentration des contraintes qui représente des sites favorables pour l'amorçage des fissures. Ces fissures favorisent l'amorce de la rupture dans une pièce soumise à un effort quelconque. Elles diminuent donc la résistance ultime en traction de l'alliage. De plus, elles influencent défavorablement l'allongement à la rupture du matériau. La résistance à la fatigue des pièces coulées est également influencée par leur présence, ce qui entraîne généralement des durées de vie plus faibles lorsque de gros défauts sont présents l'intérieur des pièces coulées.

La porosité est un manque de matière solide. Elle a pour effet de rendre discontinue la phase solide. Ces discontinuités amènent à une dégradation des propriétés mécaniques et à une réduction de la durée de vie des pièces. En raison de ses effets néfastes, la porosité est un problème majeur pour l'industrie de l'aluminium. La réduction de la porosité permettrait à

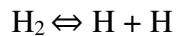
cette industrie d'améliorer les propriétés des matériaux. Dans les alliages d'aluminium, le seul gaz responsable de l'apparition de la porosité est l'hydrogène car sa solubilité est de plusieurs ordres de grandeur supérieure à celle des autres gaz présents dans l'atmosphère comme l'argon, l'hélium et l'oxygène [20].

Il existe trois types de pores qui sont les pores de gaz, les pores de retrait et les pores dus à l'action combinée des gaz et du retrait.

Les pores de gaz proviennent principalement de l'hydrogène présent dans le métal liquide. L'aluminium réagit d'abord avec l'humidité ambiante de la pièce selon la réaction :



Il résulte de cette réaction une formation d'alumine Al_2O_3 et de dihydrogène H_2 . Par la suite, une partie de dihydrogène s'échappe dans l'atmosphère alors que l'autre partie se dissout dans le métal selon la réaction suivante :



L'hydrogène est le seul gaz soluble dans l'aluminium, sous forme d'hydrogène monoatomique. Les chercheurs ont mesuré sa solubilité en centimètres cubes par 100 g d'alliage ou en pourcentage en poids en équilibre avec les atomes d'hydrogène pour les plus courants alliages d'aluminium-silicium. Leurs résultats présentés à la figure I.11(a) montrent un saut dans la solubilité entre les phases liquide et solide. Comme la solubilité dans le solide est beaucoup plus faible que dans le liquide, il en résulte une augmentation de la concentration d'hydrogène dissous dans le liquide.

La figure I.11(b) montre une porosité qui suit très bien la structure interdendritique et qui est donc très probablement un pore de retrait, indiqué en anglais par « shrinkage ».

Les pores combinés que l'on obtient lors du refroidissement proviennent de l'action de la diffusion du gaz et du retrait du liquide à travers les canaux interdendritiques. Ainsi, la germination d'un pore sera possible par la combinaison de l'action du gaz qui pousse sur le métal liquide et du retrait qui tire sur le métal liquide. La figure I.11(b) montre la fusion de deux pores formant un seul pore, où un pore de gaz (rond) rejoint un pore de retrait (allongé) [21].

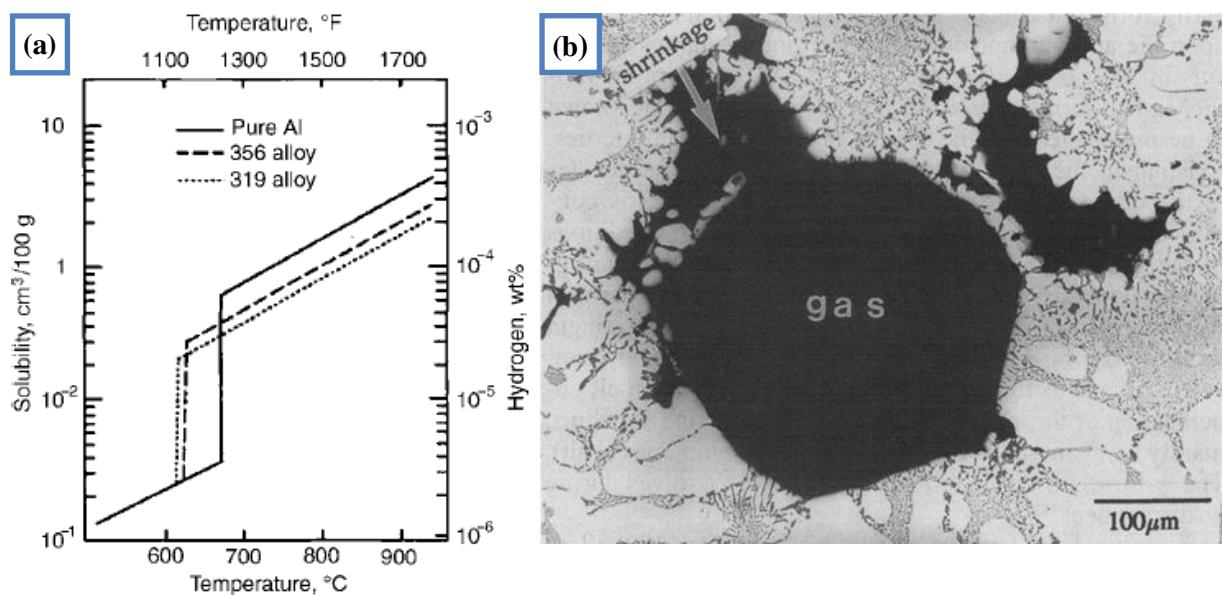


Figure I.11 : (a) Solubilité de l'hydrogène dans des alliages d'aluminium de fonderie, (b) un pore de retrait et de gaz formant un seul pore dans un alliage AlSi9Cu3 [21].

I.7 Application des alliages commerciaux Al-Si

D'abord utilisé en bijouterie, il s'est progressivement imposé dans de nombreux domaines et a participé à de grandes mutations contemporaines : transports, habitat, alimentation, modes de vie, esthétique...etc. Aujourd'hui, l'aluminium est un secteur industriel important, c'est le métal le plus consommé après le fer. Les alliages d'aluminium-silicium constituent une classe de matériaux importante utilisée principalement dans l'industrie aérospatiale et automobile.

Les nouveaux alliages offrent désormais une augmentation significative de la résistance à la traction pour de nombreuses applications à haute température telles que pistons, culasses, chemises de cylindres, bielles, turbocompresseurs, roues, actionneurs, étriers de freins, rotors, etc. Les alliages de fonderie Al-Si les plus utilisés appartiennent au groupe des alliages de la série 3xx, bien que certains appartiennent à la série 4xx et contiennent généralement du Mg et/ou Cu selon les propriétés désirées.

Le tableau I.5 présente les compositions de certains alliages les plus utilisés. Plusieurs désignations d'alliages selon AA (Aluminium Association) comprennent une lettre de préfixe. Ces lettres avec le même numéro d'alliage sont utilisées pour distinguer les alliages qui ont la même composition générale et ne diffèrent que par le pourcentage d'impuretés ou par le pourcentage d'éléments d'alliage mineurs, par exemple 356 et A356, ou 380, A380 et B380 [22].

Alliage	Désignation actuelle ISO	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ni	Zn	Ti	Sn
319.0	Al-Si5Cu3	5.5-6.5	1.0	3.0-4.0	0.50	0.10	0.35	1.0	0.25	-
A356.0	Al-Si7Mg (EN AC-42100 -Al Si7Mg0,3)*	6.5-7.5	0.20	0.20	0.10	0.25- 0.45	-	0.10	0.20	-
A357.0	Al-Si7Mg (EN AC-42200 -Al Si7Mg0,6)*	6.5-7.5	0.20	0.20	0.10	0.40-0.7	-	0.10	0.20	-
A380.0	Al-Si8Cu3Fe	7.5-9.5	1.3	3.0-4.0	0.50	0.10	0.50	3.0	-	0.35
A413.0	Al-Si12Cu (EN AC-47000 -Al Si12(Cu)) *	11.0-13.0	1.3	1.0	0.35	0.10	0.50	0.50	-	0.15
B390.0	Al-Si17Cu4Mg	16.0-18.0	1.3	4.0-5.0	0.50	0.45- 0.65	0.10	1.5	0.20	-

*Désignation suivant la norme NF EN 1706.

Les compositions sont en pourcentage massique et les valeurs individuelles sont des limites maximales. Le reste est constitué d'aluminium et d'autres traces telles que Cr, Pb et Be.

Tableau I. 4 : Compositions des alliages Al-Si commerciaux les plus utilisés.

Les alliages Al-Si-Mg comme A356 et A357 sont largement utilisés dans l'industrie automobile et aéronef. Parmi les applications illustratives, on peut citer les jantes en alliage A356.0, qui sont largement utilisées dans l'industrie automobile (figure I.17(a)) [3] et la culasse V8 d'un moteur à essence (figure I.17 (b)) [23].

Pour l'industrie aéronef, les deux alliages sont utilisés pour la coulée des pièces critiques, comme par exemple la structure primaire de l'avion MRCA Tornado qui sert à supporter les charges aérodynamiques d'air ainsi que les charges de l'aile (figure I.17(c)) [24], le mât-réacteur qui relie la voilure au réacteur (figure I.17(d)), le support du train d'atterrissement principal pour l'avion 767 (figure I.17 (e), le moyeu de rotor d'un hélicoptère (figure I.17(f)) [3].

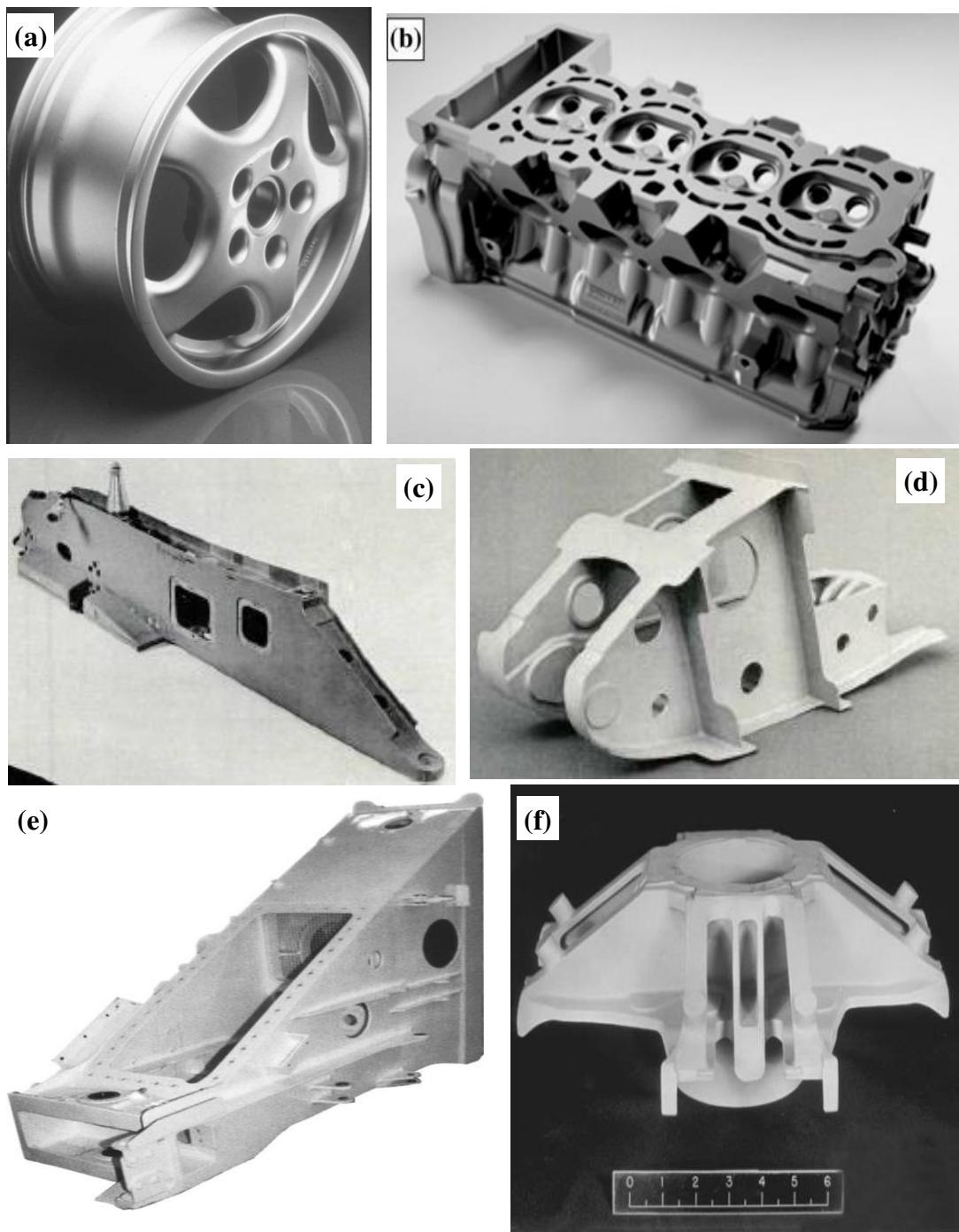


Figure I. 12 : (a) Jantes en alliage A356.0 produites par la coulée basse pression et (b) culasse V8 d'un moteur à essence ; (c) mat extérieur de l'avion Alpha Jet en alliage A 357 coulé en sable, (d) structure centrale NIB de l'avion MRCA Tornado en alliage A 357 moulage en sable, (e) support de verrouillage de la porte du train d'atterrissage principal en D357.0 pour l'avion 767, (f) moyeu de rotor d'hélicoptère coulé de première qualité en A357.0.

Chapitre II

Soudage des

alliages

d'aluminium

II Soudage des alliages d'aluminium

II.1 Définition du soudage :

Le soudage est un processus qui consiste à assembler deux pièces métalliques pour les rendre solidaires l'une à l'autre, et cela en les rapprochant et en réchauffant l'endroit de leur contact jusqu'à l'état de fusion avec ou sans métal d'apport, cette opération est caractérisée par trois aspects ; thermique, chimique, et thermomécanique.

L'intérêt de la connaissance métallurgique de l'opération de soudage est de permettre l'interprétation aussi quantitative que possible des phénomènes métallurgiques que cette opération engendre, et par suite de prévoir ces phénomènes pour en tenir compte dans le choix du métal de base, des procédés et des modes opératoires [25].

II.2 Soudage à l'arc

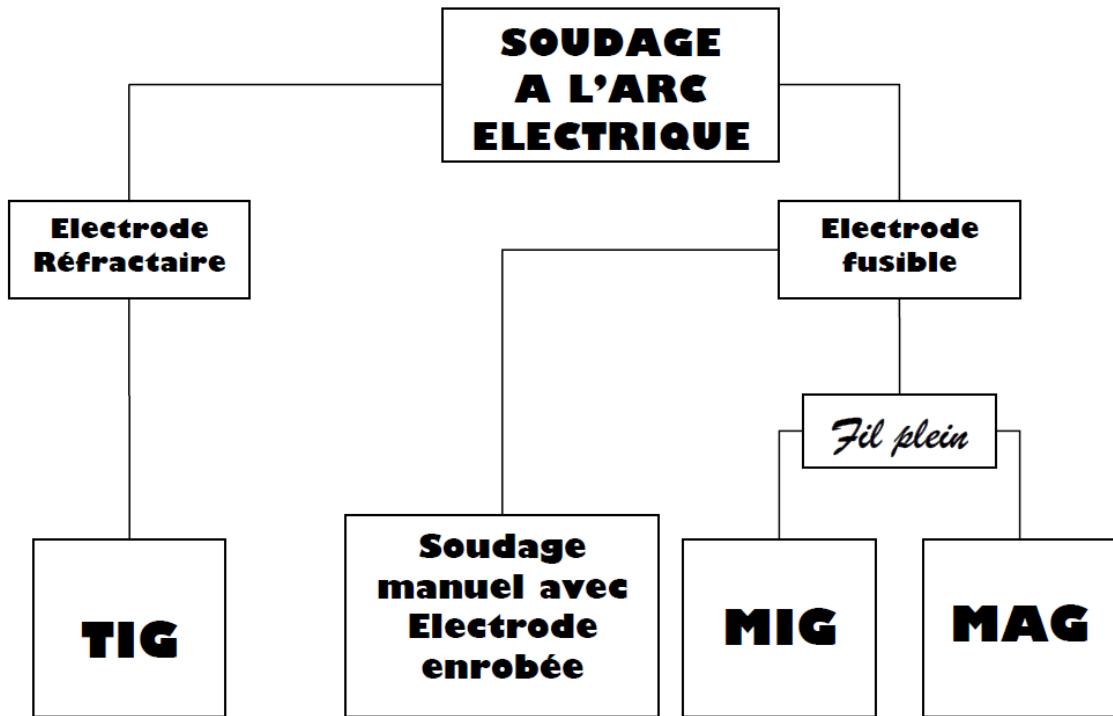


Figure II. 1 : Principaux procédés de soudage à l'arc électrique [26].

Les différentes techniques de soudage à l'arc utilisent l'énergie calorique d'un arc électrique entretenue entre une électrode et le métal à assembler. Le métal d'apport est apporté par une baguette. Et la protection de la soudure se fait soit par un gaz ou par l'enrobage de la baguette. L'échauffement local produit un bain de fusion qui, en se refroidissant, constitue le cordon de soudure. On obtient ainsi, après solidification, un joint homogène de même

composition que le métal de base, ou un joint hétérogène dans le cas de métaux différents. Quel que soit le procédé de soudage par fusion, la structure d'une soudure typique d'un alliage est composée de plusieurs zones principales : la zone de fusion (ZF), la zone de liaison, la zone affectée thermiquement (ZAT) et le métal de base (MB), comme il est illustré dans la figure II.1 [27].

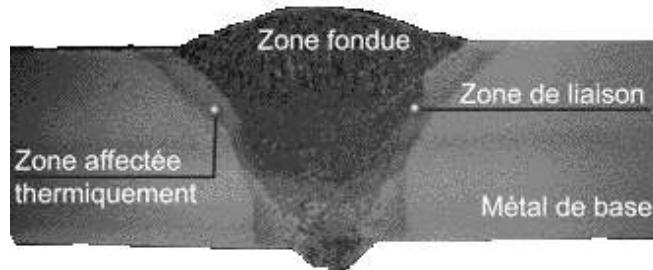


Figure II. 2 : Schéma illustrant les zones principales d'un cordon de soudure par fusion.

II.2.1 La zone fondue (ZF)

La zone de fusion (ZF) est la région chauffée au-dessus de la température du liquidus. La structure du métal de base initiale est changée par les processus de fusion et solidification, et la composition peut également varier par évaporation de certains éléments de l'alliage. Un mélange complet des éléments est obtenu par les mouvements de convection forcés.

II.2.2 La zone de liaison ou de transition (ZT)

C'est une zone étroite à l'extrémité du bain de fusion est la zone non mélangée. Dans cette zone les forces de convection étant inférieures aux forces de friction des fluides, la composition chimique est identique à celle du métal de base. Même si cette zone est présente dans toutes les soudures, elle n'est facilement visible que dans les soudures utilisant un métal d'apport de composition chimique différente du métal de base. Le bain de fusion est délimité par l'interface de soudure qui est la surface formant clairement la frontière entre le métal de base non fusionné et le métal de la soudure solidifiée.

II.2.3 La zone affectée thermiquement (ZAT)

La zone affectée thermiquement (ZAT) est la zone où la température est comprise entre le solidus et une température plus basse mais suffisamment élevée pour permettre des réactions ou des transformations à l'état solide et pour modifier la structure du métal de base.

II.2.4 Le métal de base (MB)

Cette partie de la structure soudée est suffisamment éloignée de la source de chaleur pour qu'aucune transformation métallurgique significative n'ait eu lieu lors de l'opération de soudage. Le métal de base, tout comme le joint de soudure global, est un lieu de concentration des contraintes résiduelles transversales et longitudinales dépendant du degré de rétreint imposé à la soudure.

II.3 Principaux procédés de soudage

Le soudage est la méthode d'assemblage la plus utilisée dans la fabrication des éléments des véhicules industriels : citernes, bennes, bennes basculantes, châssis,...etc. Du fait de ses propriétés physiques, chimiques et mécaniques différentes de celles de l'acier, l'aluminium a un comportement spécifique lors du soudage. Dès que l'aluminium, à l'état liquide ou solide, est en présence d'air contenant de l'oxygène, le métal se recouvre instantanément d'un film d'oxyde solidement accroché à la surface. Cette couche d'oxyde a un point de fusion de l'ordre de 2000 °C alors que celui de l'aluminium n'est que de 660 °C. Pour avoir une soudure de qualité, il faut absolument éliminer la couche d'oxyde ou à tout le moins la disloquer. Bien que le point de fusion de l'aluminium soit beaucoup plus bas que celui de l'acier non allié, la conductivité thermique très élevée et la chaleur de fusion de l'aluminium font que la puissance des postes à souder l'aluminium est la même que pour l'acier. Le fort coefficient de dilatation thermique de l'aluminium (le double de celui de l'acier), le retrait important dans le bain de fusion pendant la solidification du cordon de soudure font que le joint soudé peut être déformé si aucune mesure n'est prise pour l'éviter. L'un des moyens de limiter les déformations est de choisir des modes de soudage adaptés à l'aluminium qui minimisent l'apport énergétique.

Les procédés TIG et MIG sont les modes de soudage les plus utilisés dans la construction des véhicules industriels. Les progrès des autres techniques de soudage telles que le plasma, le laser, le soudage par résistance ou par friction (FSW) contribuent à leur développement progressif dans la construction des véhicules industriels où elles sont néanmoins encore peu répandues.

II.3.1 Le soudage MIG/MAG

Découvert au cours de la deuxième guerre mondiale, le développement du procédé MIG/MAG (nommé aussi Gaz Metal Arc Welding « GMAW ») visait à réduire le coût de soudage des matériaux épais. Il s'est vite imposé dans l'industrie en raison de son efficacité

au regard des soudures importantes au point de devenir le procédé le plus utilisé au monde. Comparativement au procédé TIG (Tungstène Inert Gas), déjà employé à l'époque, le procédé MIG/MAG s'est aussi révélé plus rapide, notamment sur les matériaux plus épais. Aujourd'hui, ce procédé de soudage est indispensable dans l'industrie de la fabrication en général.

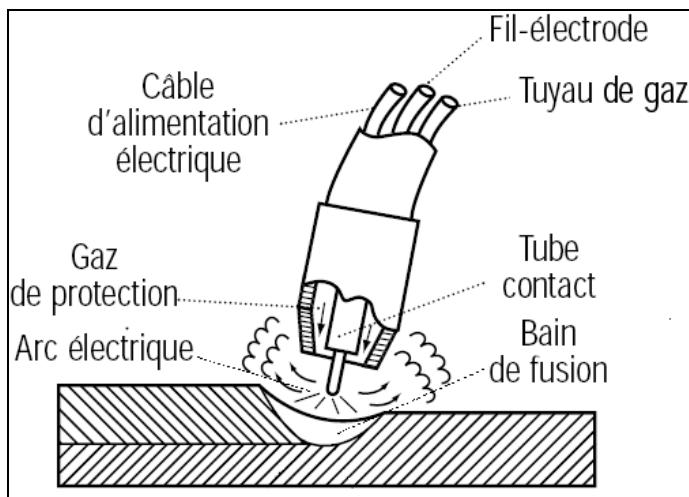


Figure II. 3 : Représentation schématique des procédés MIG/MAG.

La fusion est obtenue grâce à un arc électrique s'établissant entre le fil-electrode, continu et fusible, et le métal de base (Figure II.2). Un gaz ou un mélange de gaz provenant d'une source externe assure la protection du bain de fusion contre la contamination atmosphérique durant le soudage. La chaleur que dégage l'arc provoque la fusion de l'extrémité du fil-electrode et du métal de base. Différentes formes de gouttelettes de métal fondu, projetées du fil-electrode vers le bain de fusion où elles se solidifient, produisent la soudure désirée. Le fil-electrode, généralement de petit diamètre, est continuellement amené à l'arc de soudage, par un mécanisme de dévidage, où il fond sous l'effet de la chaleur qui y est générée.

Selon la nature du gaz de protection employé, le procédé GMAW se divise en deux catégories et est désigné par un acronyme spécifique. Ainsi, on distingue :

- Le procédé MAG (Métal Active Gaz) qui utilise un gaz actif. Il peut s'agir de gaz carbonique (CO_2), d'un mélange d'argon et de gaz carbonique ($\text{Ar}-\text{CO}_2$) ou d'un mélange d'argon et d'oxygène ($\text{Ar}-\text{O}_2$).
- Le procédé MIG (Métal Inerte Gaz) qui emploie un gaz inerte, à savoir de l'argon (Ar), de l'hélium (He) ou un mélange d'argon et d'hélium (Ar-He) [28].

II.3.2 Soudage à l'arc avec électrode enrobée ou à la baguette

Le soudage à l'arc avec électrode enrobée (Shielded Metal Arc Welding – SMAW) a été le premier procédé à fonctionner à l'électricité ; toutefois, il est de moins en moins employé pour le soudage de production. On l'utilise sur de l'acier au carbone, de l'acier inoxydable ou, plus rarement, sur de l'aluminium ou du cuivre. Ce procédé sert surtout aux services d'entretien, aux réparations générales et aux travaux divers.

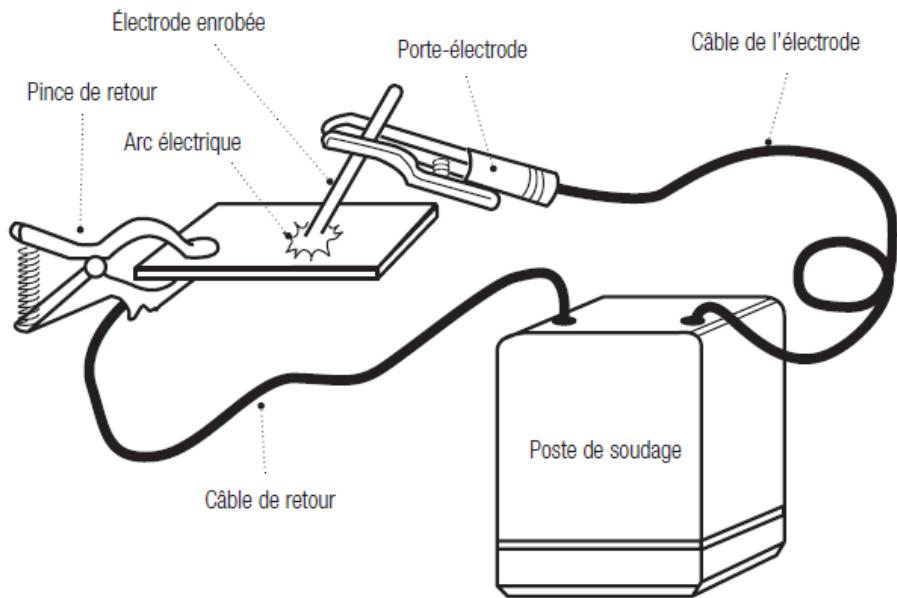


Figure II. 4 : Circuit électrique pour le soudage à l'arc [29].

II.3.2.1 Principe

Le soudage à l'arc avec électrode enrobée exige l'utilisation manuelle d'une baguette. Une fois l'arc amorcé, la température très élevée, soit de 5500 °C à 6650 °C, fait fondre l'électrode et une partie du métal de base. Le remplacement de l'électrode se fait manuellement.

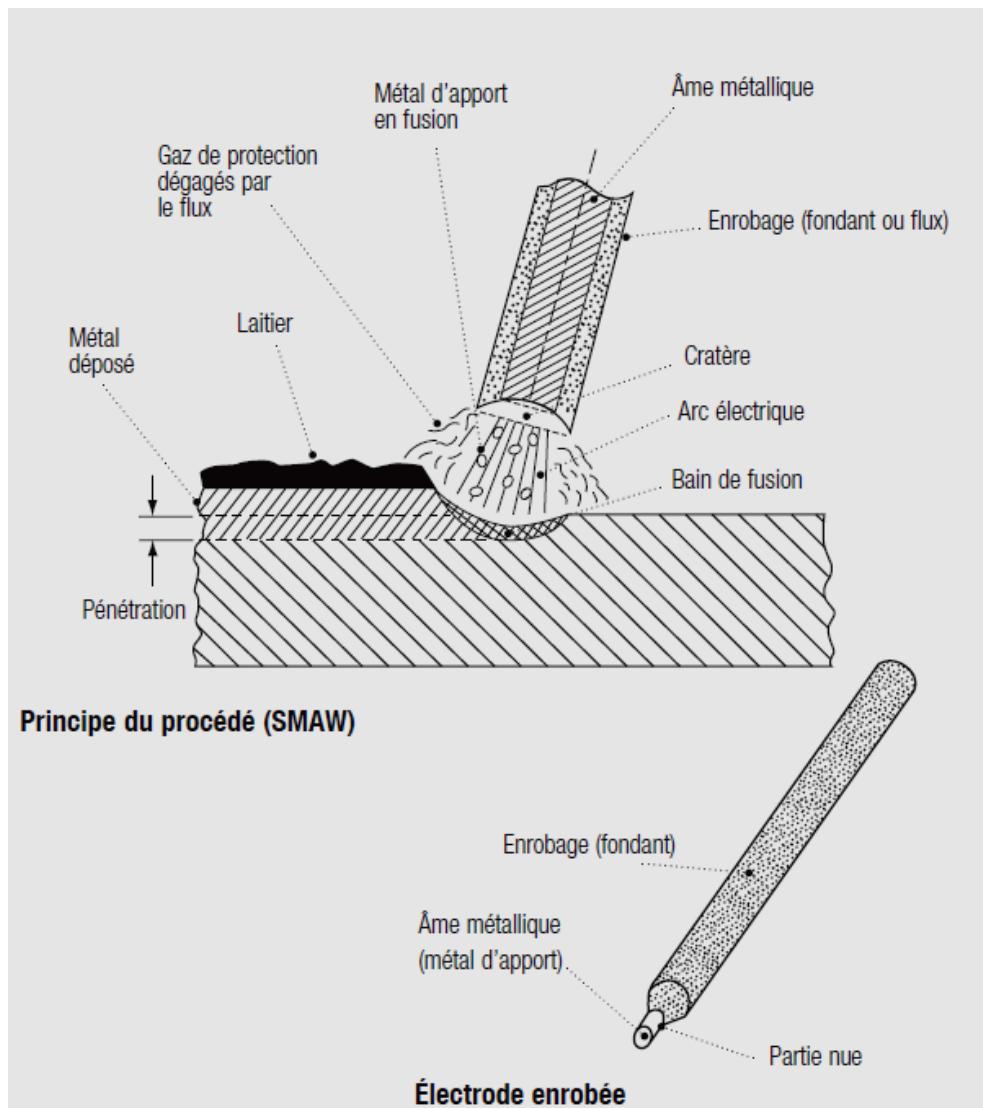


Figure II. 5 : Principe du soudage à l'arc avec électrode enrobée [29].

II.3.2.2 Fondant et gaz de protection

L'électrode servant au procédé SMAW diffère de celle qu'on utilise dans le FCAW (Soudage à l'arc avec fil fourré). Dans le SMAW, le métal d'apport qui forme l'intérieur de l'électrode est une âme métallique enrobée de fondant. Sous l'effet de la chaleur, le fondant libère des gaz de protection qui isolent le bain de fusion.

Ce procédé présente l'inconvénient de produire une couverture solide, appelée laitier, qui doit être enlevée, soit à coups de marteau ou à l'aide d'un outil pneumatique.

Les gaz de protection ne sont jamais utilisés, car la combustion du fondant produit les gaz nécessaires pour protéger le bain de fusion.

Dans le procédé SMAW, la tension de l'arc électrique du circuit secondaire peut varier de 17 à 45 volts et le courant, de 10 à 550 ampères. Ce procédé fonctionne tant sur le courant direct que sur le courant alternatif. Le procédé SMAW ne se prête pas à l'automatisation.

II.3.3 Le soudage TIG (Tungsten Inert Gas)

Les procédés de soudage par fusion qui utilisent un arc électrique comme source de chaleur sont appelés « procédés de soudage à l'arc ». C'est la source d'énergie la plus utilisée car la chaleur de fusion peut être facilement produite, concentrée et contrôlée. Le procédé de soudage TIG, également appelé GTAW (Gas Tungsten Arc Welding) aux Etats-Unis, est le procédé le plus souple des procédés de soudage à l'arc car il ne nécessite pas obligatoirement de métal d'apport pour transmettre la chaleur à la pièce à souder, contrairement au soudage à électrode fusible ou enrobée. La simplicité technologique de ce dispositif et l'absence de projections de soudure en font un procédé de soudage de haute qualité, facilement automatisable pour les petits joints bien accessibles.

II.3.3.1 Principe

Lorsque le soudeur actionne la gâchette, celui-ci actionne d'une part la sortie du gaz, et en même temps, il ferme le circuit électrique qui permet le passage du courant. Si le fil est suffisamment proche d'une pièce en contact avec la masse, il se crée un arc électrique d'une énergie suffisante pour fondre la matière. Dans le procédé à l'arc électrique, l'électrode au pôle négatif accélère des électrons dans l'arc en direction du métal à charge positif, ce qui a pour effet de déchirer la couche Al_2O_3 qui vient de se former. Cet oxyde possède un point de fusion d'environ 2000°C comparé avec celui de l'aluminium pur qui est de 660°C . Le soudeur peut apporter manuellement un métal d'apport pour le mélanger avec le métal de base et ainsi grossir la partie fondue en créant le cordon de soudure. Le tout s'exécute sous protection gazeuse de gaz inerte avec une électrode non fusible et réfractaire en tungstène. Le gaz de protection inerte ou un mélange de gaz neutre (généralement de l'argon et/ou hélium) empêche la formation de nouveaux oxydes et assure une soudure de grande qualité technique. Le gaz inerte est amené par une buse à gaz fixée à l'extrémité de la torche de soudage. L'électrode se trouve au centre de cette buse. Ce gaz protecteur protège l'électrode et le bain de fusion. La figure II.6 montre le processus de soudage TIG [30].

On peut, comme pour le soudage au gaz, utiliser un métal d'apport, soit sous forme de baguettes présentées manuellement, soit sous forme de fil d'apport dévidé automatiquement. Le procédé TIG est utilisé, par exemple, pour le soudage des tuyaux et celui des plaques tubulaires sur les échangeurs de chaleur.

Le procédé TIG convient en fait pour tous les matériaux soudables, à l'exception du plomb et du zinc, ainsi que pour tous les types de joints dans toutes les positions. Il s'utilise surtout pour le soudage des aciers inoxydables, des métaux légers tels que les alliages

d'aluminium et de magnésium, et du cuivre et de leurs alliages. Il convient tout particulièrement pour le soudage de matériaux de faible épaisseur, d'une épaisseur de 0,5 mm à 3 mm. En termes de productivité, le soudage TIG ne peut pas rivaliser avec des procédés tels que le soudage à l'arc à l'électrode enrobée et encore moins avec le procédé MIG (Metal Inert Gas).

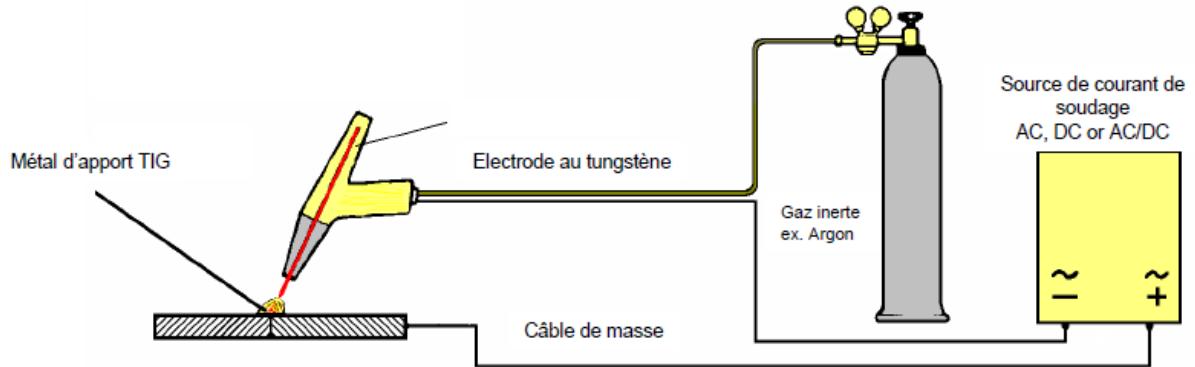


Figure II. 6 : Schéma général du procédé TIG [31].

Un poste TIG se compose d'un générateur de courant, d'une torche et d'une gaine contenant le circuit de refroidissement, le gaz et l'alimentation électrique.

La torche (figure II.7) est composée d'une électrode réfractaire en tungstène, d'un tube contact qui alimente l'électrode en courant, d'un diffuseur de gaz de protection et d'une buse qui canalise le flux de protection.

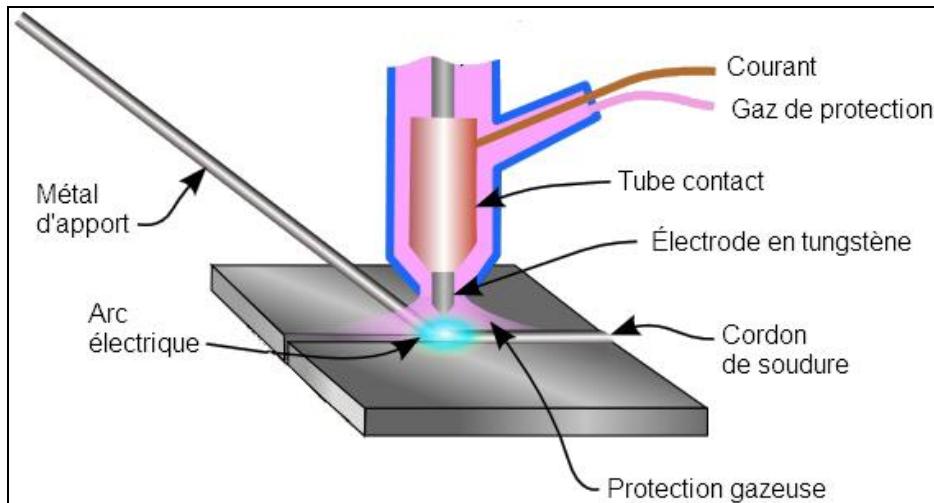


Figure II. 7 : Schéma d'une torche TIG avec apport de métal manuel [32].

En soudage à l'arc, il y a deux manières de brancher la torche et la pièce au générateur : soit les électrons arrivent par l'électrode de soudage (sens direct, électrode négative) et repart par la pièce, soit les électrons parcourent le circuit dans le sens inverse (sens indirect, électrode positive). La polarité de l'électrode de tungstène est en général négative. Cela

signifie que les électrons qui traversent l'arc sont émis par l'électrode. La chaleur est alors concentrée au point d'impact de l'arc. Cette configuration n'est pas efficace pour le soudage des alliages d'aluminium qui comportent une couche d'oxyde en surface. Par contre, la polarité positive à l'électrode permet de souder l'aluminium. Dans ce cas, les électrons partent de la tôle et arrivent sur l'électrode de tungstène en brisant au passage la couche d'oxyde réfractaire par un effet « mécanique ». Cependant, dans cette configuration, l'énergie est concentrée sur la pointe de l'électrode et la porte à une température supérieure à sa température de fusion, entraînant sa dégradation. La configuration généralement utilisée pour le soudage de l'aluminium est le mode alternatif. On combine alors le décapage de la couche d'oxyde en polarité positive et l'apport d'énergie en polarité négative, qui assure la pénétration. L'électrode de tungstène est préservée. Il se forme seulement une goutte en équilibre à son extrémité.

La figure II.8 illustre les formes des pointes d'électrodes en fonction de la polarité du courant de soudage. On trouve plusieurs types d'électrodes qui, en fonction des autres métaux d'alliages, peuvent être ajoutées au tungstène. Le type et la taille des électrodes employées dépendent généralement du courant. Les électrodes utilisées avec le courant avec polarité inversée doivent avoir un plus grand diamètre, sinon elles fondent car la chaleur transférée est beaucoup plus grande.

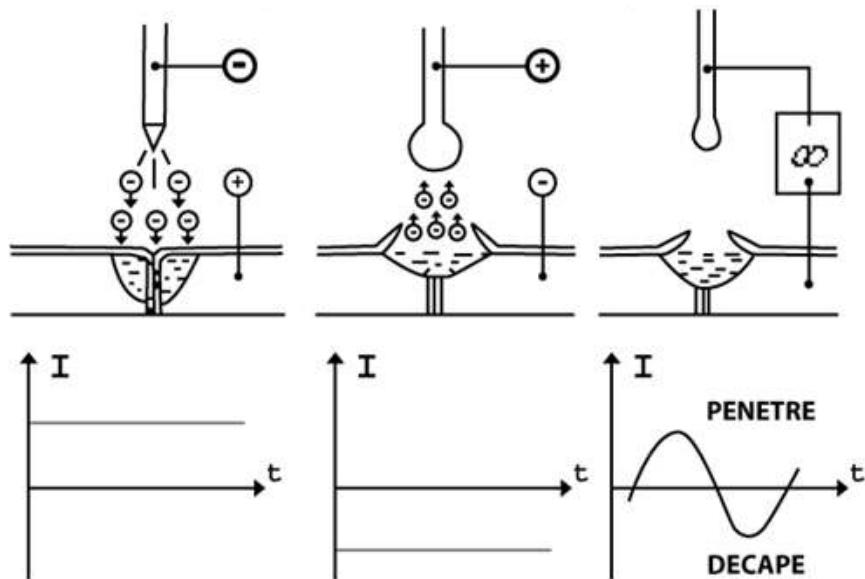


Figure II.8 : Pointes d'électrodes TIG en fonction de la polarité utilisée.

II.3.3.2 Énergie de soudage

La chaleur générée par l'arc électrique H est donnée par [33] :

$$H = U I / v \text{ (J/mm)} \quad (\text{II.1})$$

avec U : tension de l'arc (V)

I : intensité du courant (A)

v : vitesse d'avance de la torche (mm/s)

Cependant, à cause des faibles pertes électriques de l'arc, toute la chaleur n'est pas transmise à la pièce soudée. La chaleur réellement transmise est :

$$H_n = f_1 U I / v \quad (\text{II.2})$$

où f_1 est le coefficient d'efficacité du transfert de chaleur qui est à peu près égal à 0,7 pour le procédé de soudage TIG.

► L'effet Joule

L'effet Joule est utilisé dans différents procédés de soudage comme les procédés de soudage par résistance, électrogas et électroslag. Dans le cas du soudage par résistance la chaleur générée s'exprime comme suit :

$$H = I^2 \cdot R \cdot t \quad (\text{II.3})$$

avec :

H = Énergie générée en joules ou watts.seconde,

I = Courant électrique en ampères,

R = Résistance électrique au droit des électrodes en ohms,

t = Temps pendant lequel le courant électrique est établi entre les électrodes.

Dans les cas de soudage électrogas ou électroslag la chaleur générée s'exprime comme suit :

$$H = U \cdot I \cdot t \quad (\text{II.4})$$

avec :

H = Énergie générée en joules ou watts.seconde,

U = Tension de soudage, en volts,

I = Intensité, en ampères, traversant le bain de fusion,

t = Temps pendant lequel le courant électrique est établi entre l'électrode non fusible et le bain de fusion.

► **Paramètres ayant une influence sur la soudure TIG**

- la vitesse de soudage (avance du soudeur),
- le choix et le débit du gaz,
- le choix et le débit du métal d'apport,
- le choix, l'affutage et le diamètre de l'électrode réfractaire,
- la position de soudage,
- la préparation,
- la dimension et la nature des matériaux à souder.

► **Avantages du soudage TIG**

- large gamme d'épaisseurs à souder,
- simple d'emploi.
- travail précis et esthétique,
- peu de fumées,
- soudage dans toutes les positions,
- procédé automatisable.

On peut distinguer quatre étapes importantes lors de l'application d'un procédé de soudage à l'arc TIG :

- ✓ *Le chauffage* : est un résultat direct des transferts d'énergie survenant entre l'arc électrique et le métal.
- ✓ *La fusion* : En le chauffant, le métal atteint la température de son point de fusion et fond, créant un bain de fusion dans lequel l'ajout du métal d'apport ou la réunion des bords formera la soudure proprement dite.
- ✓ *La solidification* : Par la suite, on assiste à la solidification de la zone qui reste cependant encore chaude.
- ✓ *Le refroidissement* : Finalement, on refroidit la pièce.

II.4 Soudage de l'aluminium

Le phénomène de solidification est le seul phénomène qui détermine les propriétés des alliages d'aluminium soudé. La différence de la partie fusionnée de l'aluminium soudé qui est

d'habitude la zone fondu et /ou la zone affectée thermiquement conduit à la dureté des alliages d'aluminium. Le problème qu'on peut observer dans le soudage de l'aluminium est la porosité à cause de la solubilité élevée de l'hydrogène dans l'aluminium liquide et la rapidité de la solidification de l'aluminium soudé en le comparant avec l'acier.

II.4.1 Effet de la vitesse de refroidissement

L'effet cumulé du gradient de température G et la vitesse de solidification R gouverne le mode de croissance et donc la forme de la sous structure de solidification. Le produit (G x R) est équivalent à une vitesse de refroidissement exprimé en °C/s et par conséquent plus (G x R) sera important et plus les structures cellulaires, dendritiques colonnaires ou même dendritiques équiaxes seront fines. L'espacement entre les bras des dendrites est aussi influencé par la vitesse de refroidissement, une faible vitesse favorisant un espacement plus grand et donc un effet de grossissement de la sous structure. L'effet du gradient de température G et de la vitesse de solidification R sur la morphologie de la sous structure sont résumés dans le schéma suivant (figure .II.9).

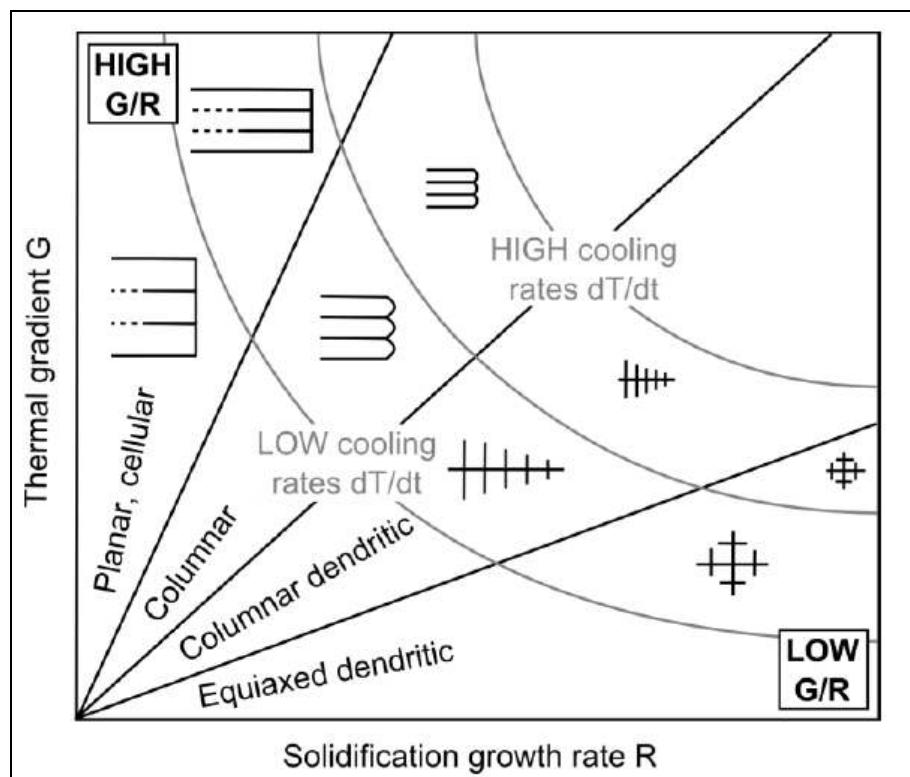


Figure II. 9 : Schéma du gradient de température G en fonction de la vitesse de solidification R montrant les modes de solidification possibles.

II.4.2 Phénomènes métallurgiques intervenant lors du soudage

Les températures atteintes au cours du procédé de soudage entraînent des modifications métallurgiques similaires à celles obtenues par traitements thermiques, mais sur une base de temps beaucoup plus réduite.

— Transformations métallurgiques en zone de dissolution

La température atteinte en zone fondu est bien au-delà de la température de liquidus de l'aluminium, température d'environ 644°C. A cette température, les précipités Mg₂Si sont complètement dissous. La température de dissolution est dans l'intervalle 200 - 400°C. Le refroidissement dans cette zone est très rapide et a des conséquences métallurgiques similaires à celles obtenues par trempe. La solution solide sursaturée en magnésium et en silicium est figée et les précipitations diffusionnelles sont inhibées. Les températures atteintes en cours de soudage sont susceptibles de faire évaporer une partie du magnésium présent en solution sursaturée. D'autre part, la distribution préférentielle des éléments d'alliage dans les joints de grains empêche la formation des zones GP dans les grains. La formation des zones GP n'étant pas optimale, la ZF voit ses propriétés mécaniques baisser. Les propriétés mécaniques en zone fondu sont quasi similaires à celles obtenues par un traitement thermique T4 (trempe + maturation). Une évolution vers un état T6 de durcissement est possible par traitement de revenu, mais est difficilement envisageable après soudage, vus les risques de distorsion dans l'assemblage soudé.

En fonction de la température atteinte au voisinage de la ZF et de la vitesse de refroidissement, deux zones peuvent se distinguer. La première zone est le proche immédiat de la ZF. En effet les températures atteintes sont suffisamment élevées pour dissoudre les précipités Mg₂Si mais pas assez pour induire l'évaporation d'une partie des éléments d'alliage. Les zones GP peuvent ainsi se former par vieillissement naturel et les propriétés mécaniques sont partiellement restituées.

— Transformations métallurgiques dans la zone affectée thermiquement

Plus loin de la ZF, les températures atteintes ne permettent pas la dissolution des précipités. Par contre les vitesses de refroidissement sont assez faibles ce qui engendre un passage des précipités d'une phase β'' à une phase β' grossière et sans effet durcissant [34]. Ceci est équivalent à l'effet d'un traitement thermique T7 induit par une surmaturation. Ces évolutions microstructurales (Figure II-10) peuvent être bien mises en évidence sur le profil

de dureté.

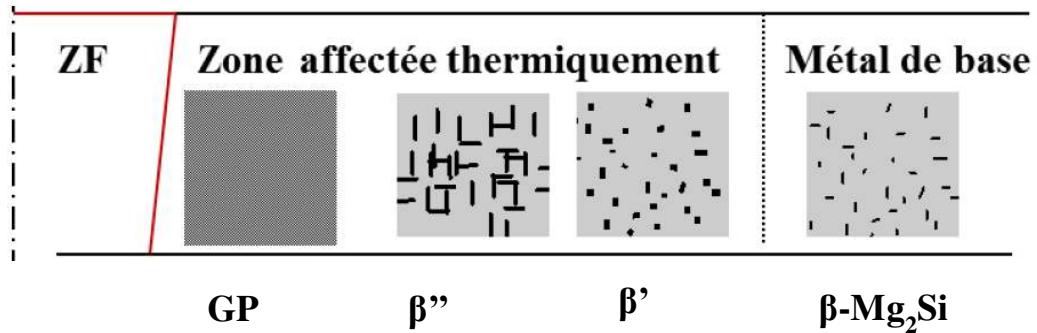


Figure II. 10 : Métallurgie du cordon de soudure après soudage

Chapitre III

Techniques de

caractérisation

III Techniques de caractérisation

III.1 Introduction

Le matériau étudié est gracieusement fournis par la fonderie DEJOIE de Nantes (Unité de Fonderie d'Aluminium). Il s'agit d'un alliage Al-Si7-Mg qui a été élaboré par cette société dans un état tel que coulé par gravité en coquille sans aucun traitement thermique.

La première partie de cette étude tentera de déterminer la microstructure de cet alliage coulé en coquille. L'objectif est de fournir une présentation de la microstructure du métal de base tel qu'il est coulé et l'identification des différentes phases qui le constituent.

Dans une deuxième partie, nous nous intéressons plus particulièrement au problème de la soudabilité de ses alliages. Cinque échantillons ont été soudés par la technique de soudage à l'arc TIG sous gaz inerte. L'effet de la variation de l'intensité et la durée de soudure du procédé de soudage TIG sur la macrostructure, la microstructure et les propriétés de dureté du joint soudé ont été suivis par des techniques et des méthodes d'analyses expérimentales. La caractérisation et la comparaison de l'évolution de la morphologie structurale dans chaque zone du joint soudé des échantillons obtenus lors de cette étude seront présentés dans le chapitre qui suit dans le but de comprendre et de discuter les changements observés.

Ce chapitre présente le matériau d'étude, les techniques et les conditions expérimentales qui ont permis de caractériser la microstructure de l'alliage d'aluminium Al7SiMg tels que coulé et après soudage.

Ces travaux de recherche et investigations ont été réalisés dans le laboratoire d'Ingénierie des Matériaux et Métallurgie (ID2M) de l'Institut des Matériaux Jean Rouxel (IMN UMR 6502), École d'ingénieurs de l'université de Nantes - France.

III.2 Elaboration de l'alliage étudié

La fusion du métal s'est faite dans un four à gaz de production Figure III.1(b). La charge du four est composée par des lingots (figure III.1(a)). Une fois la masse en fusion totale est devenue liquide, elle est ramenée à la température de 800°C. Les pièces seront ensuite coulées manuellement par gravité dans des moules en coquille (figure III.1(c)).

Dans ce mode de moulage, le moule est métallique ; il se compose de deux chapes séparées par un plan de joint. On chauffe ces deux chapes à une température $\geq 250^{\circ}\text{C}$, pour

que le métal remplisse toute l'empreinte. Pour faciliter l'opération de démoulage et éviter que l'alliage liquide ne colle aux parois des moules après sa solidification, on procède à une opération de poteyage, en couvrant les deux demies empreintes d'une couche de liquide. On remplit enfin les moules avec du métal en fusion pour obtenir la pièce (figure III.1(c)).

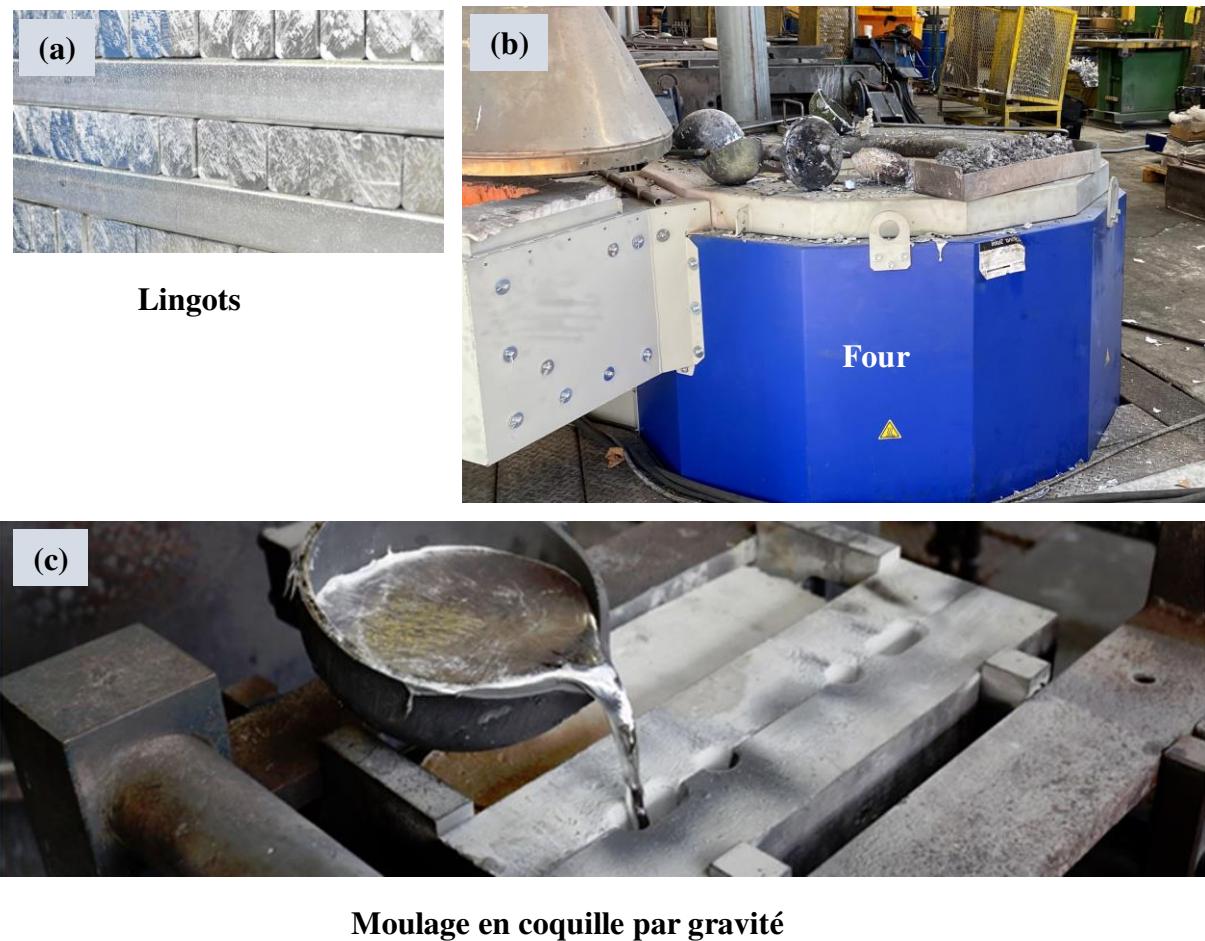


Figure III. 1 : (a) Lingots d'aluminium, (b) four de fusion et (c) moulage en coquille.

III.3 Matériaux étudiés

Le matériau étudié est un alliage d'aluminium Al-Si7-Mg qui a été livré par la fonderie DEJOIE sous forme d'alliage tel que coulé en coquille (figure III.2). La composition chimique des pièces livrées étant qualitatives, nous avons donc procédé à une analyse exacte à l'aide d'un spectromètre d'émission optique (modèle SOLARIS CCD PLUS) de l'entreprise ETRAG. Le but est de déterminer la composition des principaux éléments d'addition de cet alliage. Pour déterminer la composition chimique exacte de l'alliage avec précision, au moins 5 mesures ont été effectuées par le spectromètre d'émission optique SOLARIS CCD PLUS. Le tableau III.1, montre l'analyse de la composition chimique de l'alliage AlSi7Mg avec SOLARIS CCD PLUS.



Figure III. 2 : Echantillon montrant les points d'analyse.

Alliage	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	V	Al
E2	6.50	0.032	0.005	0.007	0.652	0.004	0.019	0.098	0.243	0.014	Bal.

Tableau III. 1 : Résultats de l'analyse chimique de l'alliage AlSi7Mg (% en masse).

III.4 Le procédé de soudage TIG

Cette section présente le matériel qui a été utilisé lors de l'étude ainsi que les méthodes de préparation de surface employées avant le soudage.

Les cordons TIG ont été réalisés à l'aide d'un poste de soudage TIG manuel Esseti en courant continu avec une torche simple flux utilisant un gaz de protection d'argon pur 99,99% (en volume) en accord avec la norme française NF E29-653 et une électrode de tungstène de diamètre 1,6 mm. L'électrode en tungstène pur est recommandée pour le soudage des alliages d'aluminium. Pour ce matériel, il permet à l'utilisateur à régler librement les paramètres du courant, de tension et la durée du soudage. Ce mode d'utilisation nous permet de varier les paramètres de réglage afin de produire des cordons appropriés et de déterminer les paramètres optimaux pour le soudage TIG de ce type d'alliage.

Les soudures ont été effectuées de manière automatique afin de contrôler la durée d'exécution ainsi que la hauteur d'arc de un 1 mm. Le réglage des paramètres et les opérations de soudage sur les éprouvettes d'aluminium ont été effectués à l'IMN (Institut des Matériaux de Nantes). Ces soudures ont été faites sur des éprouvettes en forme de disque de 5 mm de diamètre et de 6 mm d'épaisseur avec une torche fixée sur un support qui la maintenu dans une position verticale, c'est-à-dire, que la buse précède le haut de la torche avec un angle de 0° par rapport à la normale de la pièce comme schématisé sur la figure III.5. Cependant la taille des échantillons que nous disposons et la configuration de cette installation permet juste de réaliser des points de soudure.

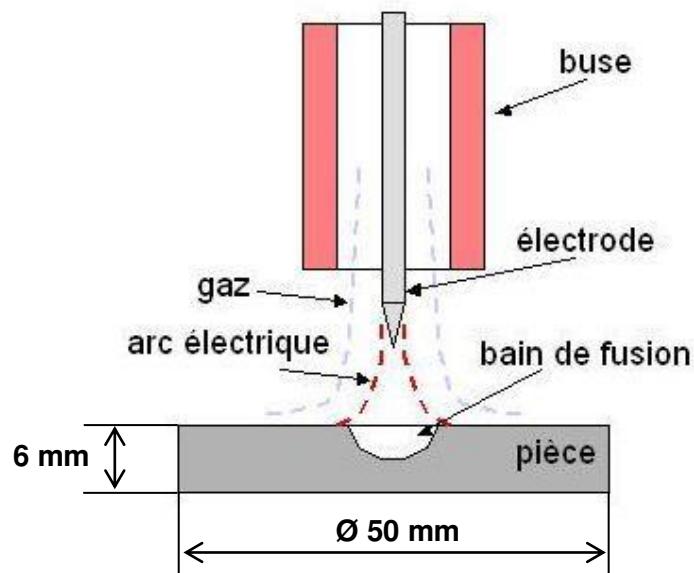


Figure III. 3 : Principe de l'essai de point de fusion.

III.5 Préparation de surface avant opération de soudage

Les alliages d'aluminium possèdent une couche d'alumine poreuse qui se forme spontanément au contact de l'air. Cette dernière peut contenir des polluants dans ses pores qui génèrent des défauts dans la zone fondue (principalement des porosités). C'est pourquoi, la pièce à souder doit obligatoirement être décapée mécaniquement et dégraissée à l'aide d'un solvant (acétone ou isopropanol) juste avant l'opération de soudage. Cependant, ces précautions n'empêchent pas l'apparition de quelques porosités dans les cordons.

III.5.1 Les paramètres opératoires

Le soudage des échantillons a été effectué par trois courants continus différents : 100, 125 et 150A pendant des durées 10 et 15 secondes en polarisation directe avec l'électrode

branchée au pôle négatif, afin d'obtenir les meilleurs paramètres qui permettent une bonne pénétration et un bon aspect géométrique pour le soudage de ces alliages. Le tableau III.2 expose les réglages des paramètres de soudage qui ont été utilisés pour les 5 soudures faites.

Paramètres	Conditions				
Distance électrode – pièce (mm)	1				
Gaz de protection	100% Ar				
Débit de torche (l/min)	10				
Intensité de courant DC (A)	100	100	125	150	150
Durée de soudage t (s)	10	15	15	10	15
Voltage (V)	11				
Diamètre de l'électrode (mm)	1,6				

Tableau III. 2 : Paramètres de soudage TIG.

III.6 Techniques de caractérisation

Les différentes techniques de caractérisation des microstructures qui ont été employées sont : la microscopie optique, la microscopie électronique à balayage (MEB) et l'analyse EDS et la microdureté Vickers.

III.6.1 Préparation des échantillons

L'état de surface est un paramètre important pour les analyses à l'échelle macroscopique et microscopique. La rugosité des échantillons doit être très faible, mais la préparation sur une polisseuse (Figure III.4) ne doit pas modifier la surface des échantillons. Les échantillons qui sont adressés au soudage sont découpés transversalement à la soudure à l'aide d'une tronçonneuse métallographique (découpe sans échauffement des échantillons). La majorité des observations microscopiques ont nécessité des surfaces polies miroir. En fonction des analyses, différentes gammes de polissage ont été appliquées.

La préparation métallographique des échantillons consiste à les polir mécaniquement avec des papiers abrasifs en carbure de silicium SiC (grade 220 à 1200) jusqu'à un polissage sur draps avec pâte diamantée (granulométrie 3 µm et 1 µm), suivi d'une étape de finition par Vibromet. Il s'agit d'un polissage mécano-chimique, polissage très doux sur

un feutre combiné avec une attaque chimique légère, en utilisant de l'OPS, silice colloïdale ($0.4\mu\text{m}$).

Pour mettre en évidence les phases présentes, il faut ensuite réaliser une attaque chimique avec différents réactifs. Pour nos alliages nous avons utilisé le réactif Keller constitué de 5 ml d'acide nitrique (HNO_3), 3 ml d'acide chlorhydrique (HCl), 2 ml d'acide fluorhydrique (HF) et 180 ml d'eau (H_2O). Entre 12 et 15 secondes d'attaque suivies d'un rinçage à l'alcool permettent de révéler les phases intermétalliques dans la microstructure.



Figure III. 4 : Polisseuse

III.6.2 Microscopie optique

Les observations micrographiques ont été faites à l'aide d'un microscope optique de type «Carl Zeiss Axio Imager M2», muni d'un appareil photo numérique avec un pouvoir de grossissement allant 100 à 1000 fois (Figure III.5).

La microscopie optique a permis de voir les phases de la microstructure et de suivre leur évolution structurale après l'opération de soudage dans les trois zones du joint soudé, mais aussi de définir des zones d'intérêt pour les particules intermétalliques, en vue des examens locaux par microscopie électronique à balayage.



Figure III. 5 : Microscope optique Zeiss Axio Imager M2.

III.6.3 Microscopie électronique à balayage

La microscopie électronique à balayage (MEB) est une technique permettant de produire des images en haute résolution de la surface d'un échantillon en utilisant le principe des interactions électron-matière. Le principe de fonctionnement est le suivant : dans une enceinte sous vide, un faisceau d'électrons accélérés par un champ électrique et focalisés à l'aide des lentilles magnétiques balaye la surface de l'échantillon qui, en réponse, réémet, des électrons secondaires, rétrodiffusés, Auger et des rayons X (figure III.6).

Les électrons secondaires SE (Secondary Electrons), avec leurs faibles énergies (environ 50 eV), sont émis dans les couches superficielles proches de la surface. Ils peuvent être facilement déviés avec une faible différence de potentiel et recueillis par les détecteurs pour former une image topographique de la surface de l'échantillon.

Les électrons rétrodiffusés BSE (Back Scattering Electrons) sont des électrons résultant de l'interaction quasi-élastique des électrons du faisceau primaire avec les noyaux des atomes de l'échantillon et qui sont réémis dans une direction proche de leur direction d'origine. Ils possèdent une énergie relativement élevée et beaucoup plus importante que celle des électrons secondaires. Ce type d'électrons est généralement sensible au numéro

atomique des atomes constituant l'échantillon. En effet, les zones formées d'atomes lourds ont la particularité de réémettre plus d'électrons que celles formées d'atomes légers et apparaissent ainsi plus brillantes (contraste de phase). Ainsi, les électrons rétrodiffusés peuvent fournir des images permettant une analyse chimique qualitative de la répartition de la précipitation grossière des phases.

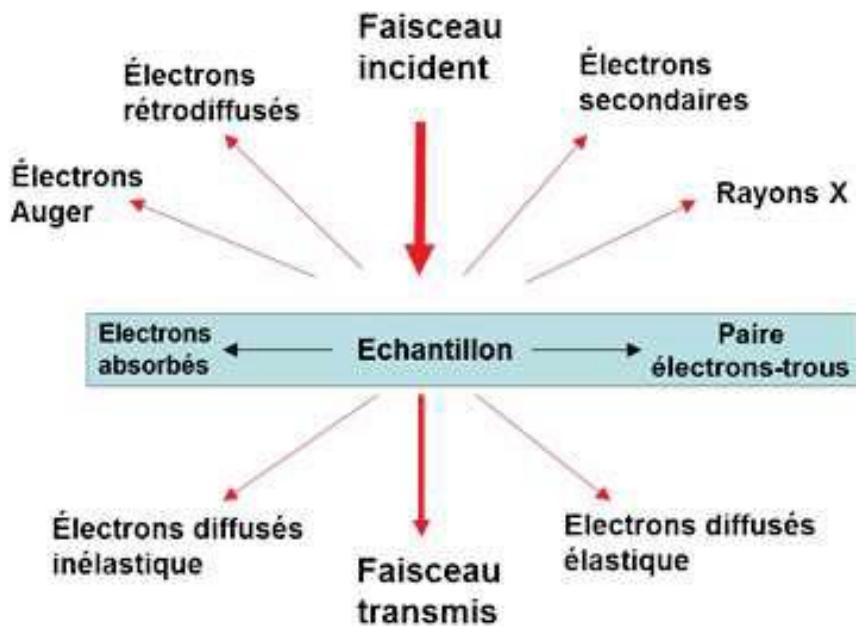


Figure III. 6 : Diverses émissions d'un échantillon en réponse à une excitation par un faisceau d'électrons.

Dans cette étude, l'acquisition des images a été réalisée à l'aide d'un microscope électronique à balayage MEB-FEG Merlin (Zeiss) fonctionnant à 30 kV et 300 nA, avec un faisceau électronique d'un rayon de 1 m μ et un grossissement allant de 50 à 60000 (figure III. 7). Grâce à l'utilisation d'un spectromètre à dispersion d'énergie EDS (Energy Dispersive X-ray Spectroscopy) intégré à cet appareil, la composition chimique de toutes les phases a pu être déterminée.

Les analyses par dispersion d'énergie EDS nous permettent d'accéder rapidement à la composition qualitative de certaines zones, en particulier les particules des phases observées dans les échantillons qui ont été gravés en profondeur. Le système d'analyse EDS permet aussi l'acquisition d'analyses ponctuelles et de cartographies élémentaires X.

Les observations des échantillons dans cette étude ont été faites très souvent en mode rétrodiffusé, ce qui permet de mieux visualiser les différentes phases. Une distance de travail de 8 mm et une accélération du voltage (20 kv) sont imposés par la géométrie de l'appareil afin d'optimiser les conditions de détection des rayons X.



Figure III. 7 : Microscope électronique à balayage MEB-FEG Merlin (Zeiss).

III.6.4 Essai de la microdureté

La microdureté Vickers a été extrêmement utilisée pour caractériser la taille de la zone affectée par la température. En effet, la cartographie de la dureté à travers tous le cordon est une méthode fiable pour déterminer cette caractéristique, dans le cas de l'alliage AlSi12Cu.

Cette technique de caractérisation consiste à exercer sur la surface de l'échantillon une force constante pendant un temps (t) donné à l'aide d'un poinçon en diamant très dur appelé pénétrateur, ce dernier à une forme pyramidale à base carrée dont les faces opposées font un angle de 136. Plus l'empreinte est importante, plus le matériau est doux. La microdureté Vickers (Vickers Hardness) est alors définie par la formule III.1 :

$$HV = \frac{2F \cdot \sin\left(\frac{136}{2}\right)}{d^2} \text{ soit } HV \approx \frac{0,189F}{d^2} \quad (\text{III.1})$$

Avec : F : la charge appliquée par le pénétrateur en newton.

d : la moyenne des diagonales de l'indentation en mm.

Les mesures de microdureté Vickers ont été effectuées avec un microduromètre automatique DuraScan 70 de Struers (figure III.8(a)). Son utilisation se fait via un logiciel

« ecos Workflow » qui prend en charge le placement des points de mesure, la mesure des empreintes et la mise en forme des résultats. L'empreinte est automatiquement réglée et mise au point sur la luminosité optimale, analysée au niveau optique et affichée par une interface graphique du logiciel (figure III.8(b)). Ce logiciel est adapté de faire des filiations de faibles longueurs et il est développé pour produire des maillages de points de toutes tailles. Donc des cartographies étendues de plusieurs milliers de points ont ainsi pu être réalisées.

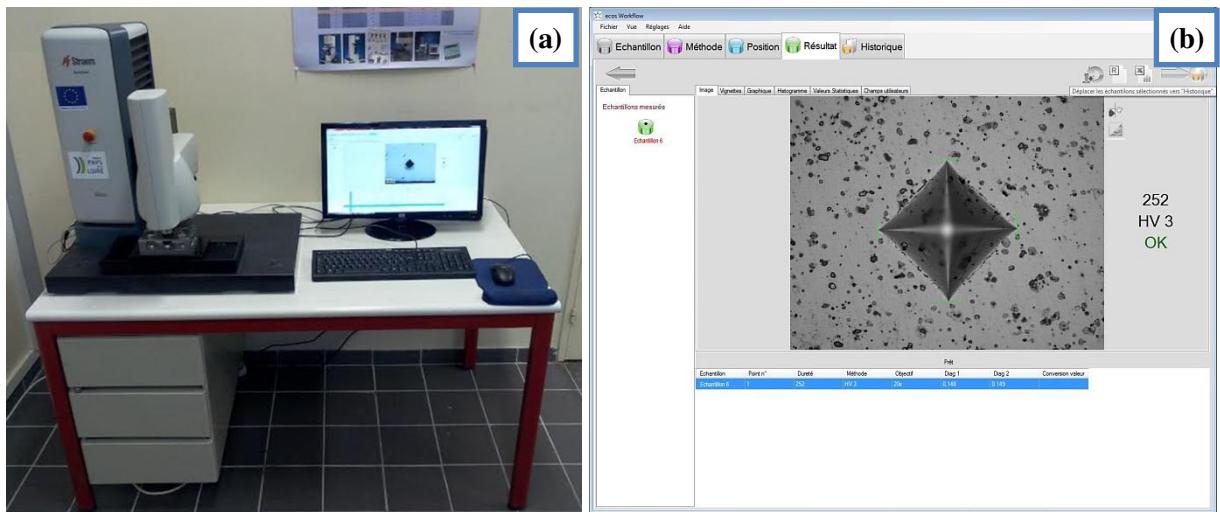


Figure III. 8 : (a) Microduromètre Vickers Struers DuraScan, (b) empreinte HV.

Après le processus de soudage, la microdureté Vickers a été mesurée sur la section polie des échantillons soudés. En raison de la symétrie des cordons de soudure, les mesures ont été effectuées sur la moitié de la zone fondu jusqu'au métal de base. Une cartographie de la microdureté HV 0,1 a été appliquée aux échantillons soudés en utilisant un nombre de maillages de points de 1539 (57x27) avec un pas de 0,25 mm ont été distribués sur une grille virtuelle couvrant la moitié des échantillons selon la représentation schématique de la figure III.10.

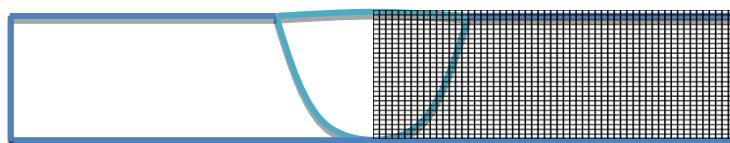


Figure III. 9 : Demi-maillage réel pour les mesures d'indentation Vickers pour les cartographies de dureté à cause de la symétrie du cordon de soudure.

Chapitre III

Résultats expérimentaux et discussions

IV Résultats expérimentaux et discussions

IV.1 Introduction

Les résultats de ce chapitre concernent l'analyse microstructurale de l'alliage AlSi7Mg, tel qu'il est coulé par gravité en coquille, étudié par la microscopie optique (MO) et la microscopie électronique à balayage (MEB). Cette analyse est faite pour identifier la microstructure, le rôle important dans la vitesse de refroidissement du métal, la distance moyenne entre les bras dendritiques secondaires (SDAS), la morphologie du silicium eutectique et l'effet des éléments d'addition, tels que le Fe et le Mg, sur la formation des intermétalliques.

La deuxième partie est consacrée aux résultats obtenus après la variation des paramètres de soudage, tels que la tension du courant et la durée de soudage. Elle a pour but de déterminer les paramètres optimaux du soudage TIG. Les résultats de l'évolution de microstructures dans la zone fondue et la zone affectée par la chaleur seront discutés en les comparants avec le métal de base. La caractérisation métallographique des différentes zones du joint de soudure est effectuée au moyen d'observation macroscopique et microscopique, et par des cartographies de la microdureté Vickers.

IV.2 Etude microstructurale

IV.2.1 Microstructures du métal de base

La figure IV.1 correspond à la micrographie de l'alliage AlSi7Mg observé en microscopie optique. Les microstructures sont généralement constituées de dendrites d'aluminium primaire α -Al (cristaux d'aluminium) entourées de silicium eutectique et d'autres phases intermétalliques. La solidification rapide dans la coulée en coquille conduit à une microstructure lamellaire fibreuse du silicium eutectique [35].

Afin de déterminer la valeur moyenne de la SDAS pour les microstructures, il a fallu effectuer plusieurs mesures de SDAS. Un exemple de mesure est illustré à la figure IV.1. La valeur moyenne de la SDAS mesurée était d'environ 23 μm .

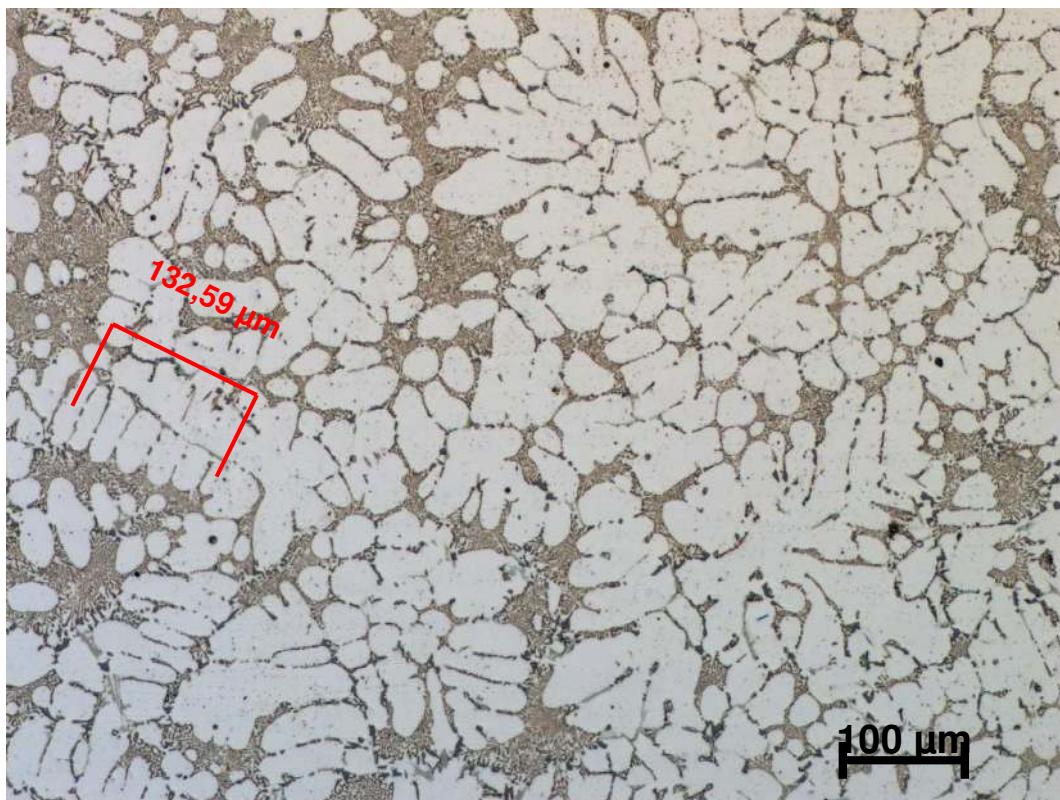


Figure IV. 1 : Micrographie optique montrant la morphologie des dendrites α -Al et du silicium eutectique de l'alliage AlSi7Mg coulé en coquille.

IV.2.2 Identification des phases intermétalliques

IV.2.2.1 Microscopie optique

La figure IV.2 montre la micrographie optique des principales phases intermétalliques observées dans l'alliage AlSi7Mg à la suite d'une attaque chimique par l'acide sulfurique H_2SO_4 . Les microstructures se composent de dendrites primaires en aluminium (α -Al) marquée (1) entourées par le silicium eutectique Si en bleu gris marqué (2) et les phases intermétalliques en écriture chinoise : (3) π - $\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$ en gris et (4) M- Mg_2Si en bleu ciel.

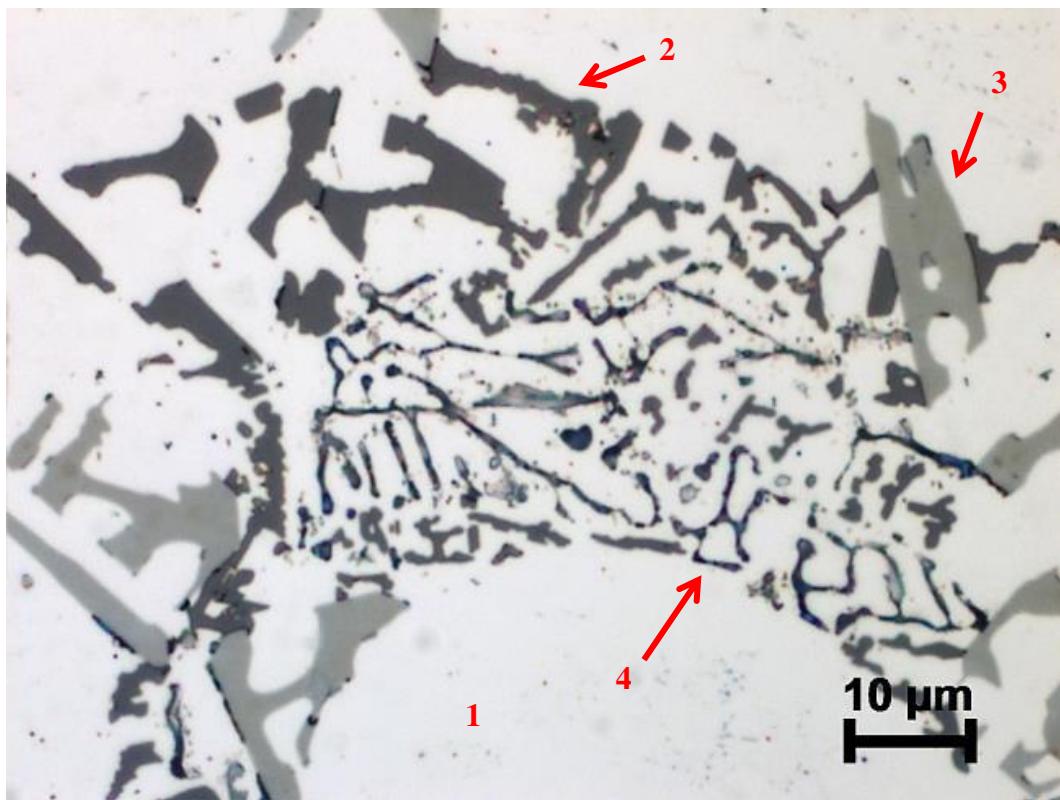


Figure IV. 2 : Microstructures de l'alliage AlSi7Mg montrant les phases observées : 1) α -Al, 2) Eutectique Si, 3) π -Al₈FeMg₃Si₆ et 4) M-Mg₂Si.

IV.2.2.2 Microscopie électronique à balayage (MEB)

La figure IV.3 montre des images MEB avec le mode des électrons rétrodiffusés (BSE) de la phase π désignée par (3) qui apparaît en gris clair.

D'autres additions de magnésium convertissent d'abord la phase β en phase π , et lorsque toute la phase β est transformée en phase π , le magnésium en excès apparaît dans la phase M-Mg₂Si, désignée par (4). Cette phase a une morphologie en écriture chinoise. Dans les micrographies (BSE)-MEB, elle apparaît avec une morphologie d'écriture chinoise noire foncée.



Figure IV. 3 : Images BSE-MEB montrant les principaux intermétalliques et les phases observées dans l'alliage AlSi7Mg : 1) α -Al, 2) Eutectique Si, 3) π -Al₈FeMg₃Si₆ et 4) M-Mg₂Si.

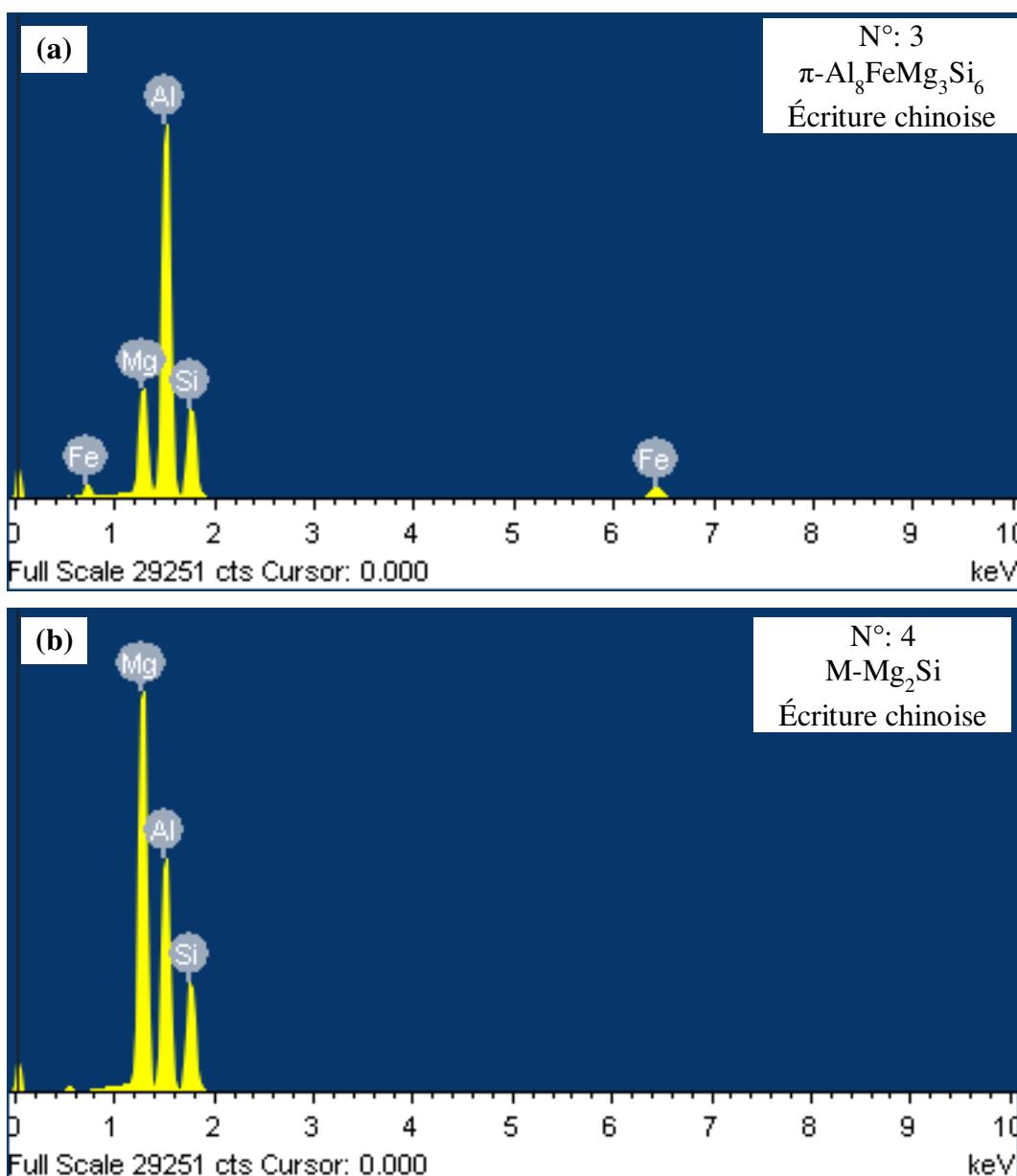
IV.2.2.3 Analyse spectrométrique à dispersion d'énergie (EDS)

Les analyses EDS correspondants aux intermétalliques marqués 3 et 4 de la figure IV.3 sont présentées au tableau IV.1 et dans la figure IV.4.

Le spectre de la phase (3) en morphologie d'écriture chinoise montré dans la figure IV.4(a) révèle que les seuls éléments associés à cette phase sont Fe, Mg, Si, et Al. La formule calculée à partir de l'analyse EDS de cette phase correspond à Al_{11.6}FeMg_{3.4}Si_{5.5}, ce qui est assez proche de la stœchiométrie de la phase typique π -Al₈FeMg₃Si₆. La concentration légèrement élevée de l'élément Al est causée par l'aluminium de la matrice environnante. L'analyse EDS de la phase M en morphologie d'écriture chinoise noire révèle une stœchiométrie de Al_{1.4}Mg_{1.6}Si, qui est proche de M-Mg₂Si. Comme le polissage mécanique enlève la plus grande partie de la surface de la phase M aux différentes étapes de polissage, la concentration d'aluminium est beaucoup plus élevée que la concentration stœchiométrique prévue. Le spectre EDS pour cette phase, illustré à la figure IV.4(b), montre clairement que le pic Al est supérieur au pic Si. Ceci est dû au fait qu'une partie du signal est transmise par la matrice [35].

Phase	Élément (%)	Formule calculée	Formule suggérée
N°:3	Al	51.54	
	Si	25.59	π écriture chinoise
	Fe	9.19	$\text{Al}_{11.6}\text{FeMg}_{3.4}\text{Si}_{5.5}$
	Mg	13.68	
N°:4	Al	36.19	
	Si	26.74	M écriture chinoise
	Mg	37.07	$\text{Al}_{1.4}\text{Mg}_{1.6}\text{Si}$

Tableau IV. 1 : Analyses EDS des phases intermétalliques de l'alliage AlSi7Mg.

Figure IV. 4 : Spectre EDS correspondant à : (a) $\pi\text{-Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$ et (b) M- Mg_2Si .

IV.3 Effet de variation des paramètres opératoires du procédé TIG sur le soudage de l'alliage AlSi7Mg

IV.3.1 Analyses macrographiques

La qualité du cordon est fortement sensible aux variations des paramètres opératoires (l'intensité du courant, durée de soudage). Un bon contrôle des paramètres opératoires reste évidemment la solution la plus appropriée et la plus économique pour avoir des cordons pleine pénétration sans dropping présentant un bel aspect en ligne de fusion. De plus, nous chercherons également à comprendre les causes de l'apparition de porosités dans les cordons lorsque les paramètres de soudage ne sont pas appropriés.

La mise au point des paramètres se fait en deux temps. La première étape consiste à ajuster la tension du poste à une faible tension $U = 11$ V de tel sorte qui sera en accord avec la configuration de soudage de l'aluminium en ajustant les paramètres électriques (tension U et intensité I). Ensuite, en utilisant la formule $H = U.I.t$, nous pouvons calculer l'énergie générée du soudage pour chaque temps de soudage afin de produire des cordons de soudure de plaine pénétration et de bonne qualité.

Le tableau suivant présente les mesures de la pénétration et la largeur des différents cordons de soudure en fonction des paramètres opératoires ainsi que la largeur de la ZAT.

Soudage TIG en tension $U = 11$ V, Hauteur d'arc 1 mm					
Soudure	S1	S2	S3	S4	S5
Intensité I (A)	100	100	125	150	150
Durée t (s)	10	15	15	10	15
Largeur ZF (mm)	5.467	9.630	13.333	9.958	13
Pénétration (mm)	1.702	5.265	5.928	5.944	6.103
Largeur ZAT (mm)	0.464	1.536	1.797	1.025	3.012
Énergie générée (KJ) $H = U.I.t$	11,00	16,50	20,62	16,50	24,75

Tableau IV. 2 : Principale caractéristique des cordons de soudure.

Les points de soudure qui ont été réalisées pour l'alliage AlSi7Mg avec les différents réglages des paramètres (l'intensité et le temps de soudage) sont représentés dans la figure IV.5. La microstructure des différentes zones métallurgiques de la jonction soudée est révélée par attaque chimique à l'aide du réactif Killer. La hauteur de 1 mm entre l'électrode de tungstène et la pièce, la tension de 11V un courant continu DC ont été fixés pour toutes les opérations de soudage.

Les macrographies révèlent les trois zones métallurgiques du métal de base, de la ZAT et de la zone fondu. La pénétration, la largeur de la zone fondu et la ZAT des cordons sont montré pour chaque soudure dans le tableau IV.1 et sur les figures.

Il est difficile de trouver un réactif qui nous permette d'avoir une vision globale des grains et joints de grains à cause de la forme dendritique des alliages de fonderie, cependant dans cet alliage nous arrivons à distinguer la zone fondu et la ZAT du reste du métal.

Les macrographies ont révélé la présence de porosités dans la plupart des cordons. Il est normal de retrouver ces défauts dans les cordons TIG à cause du refroidissement rapide qui limite le dégazage et emprisonne de l'hydrogène.

A partir des macrographies suivantes, nous remarquons que :

Les figures IV.5(S1), IV.5(S2) présentent des cordons non débouchant à pénétration partielle de 1,7 et 5,2 mm respectivement. Dans ces soudures les paramètres ne permettent pas la pleine pénétration, à cause de la puissance du TIG qui n'est pas suffisante.

L'affaissement et l'effondrement est observé dans les cordons S2, S3 et S5 (figures IV.5(S2), IV.5(S3) et IV.5(S5)), ainsi ils présentent également une large ZAT.

La bonne qualité et la pleine pénétration avec une ZAT réduite (Figure IV.5(S4)) est observé dans le cordon S4, ainsi il ne présente aucune porosité. Le cordon est satisfaisant en termes de forme et de qualité. Nous fixerons donc pour les expériences à venir de soudage de cet alliage les paramètres suivants : Intensité de courant 150 A et une durée de 10 s.

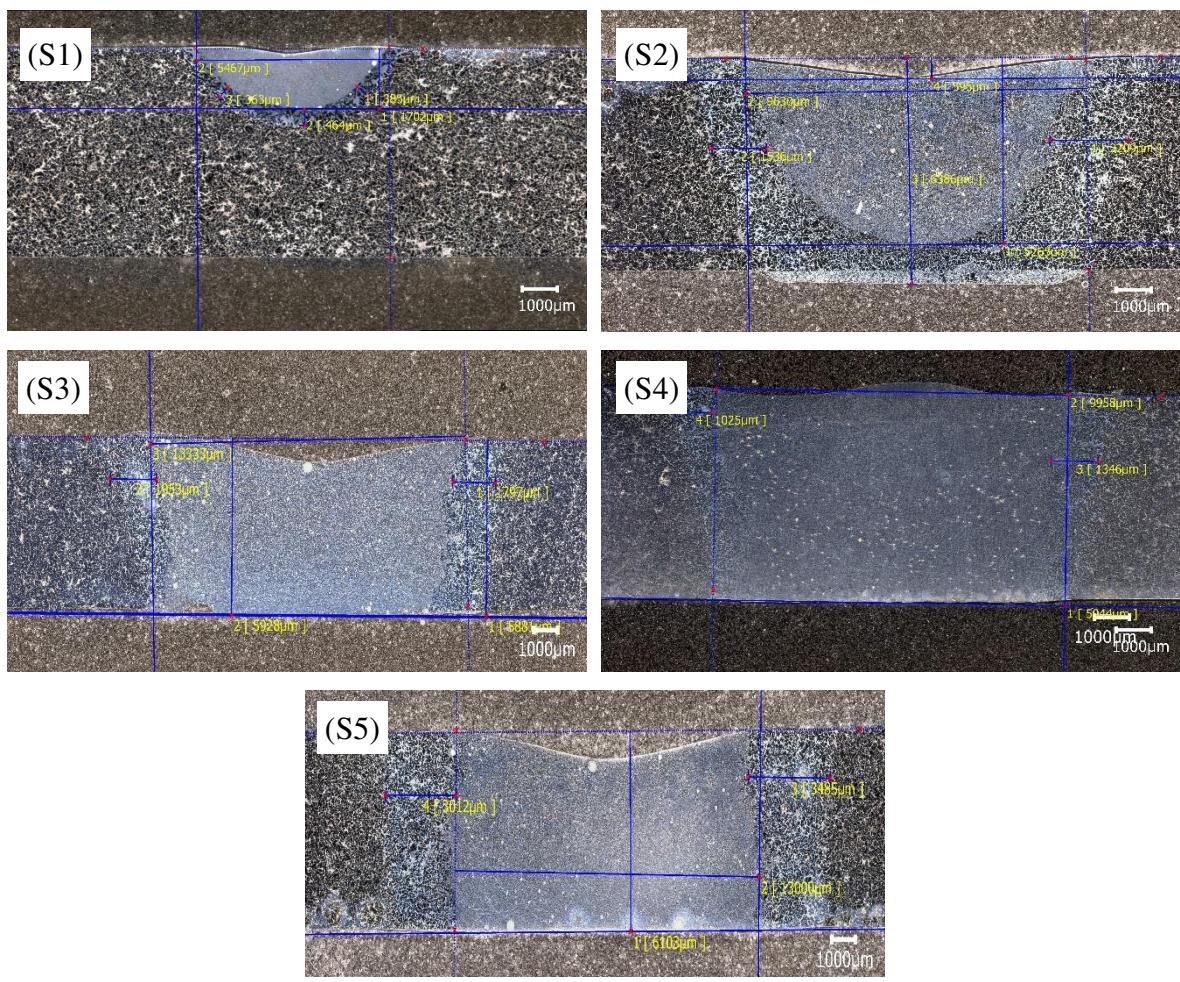


Figure IV. 5 : Cordon de soudure obtenues par TIG pour différentes intensités et temps de soudure : (S1) $I = 100 \text{ A}$, $t = 10 \text{ s}$; (S2) $I = 100 \text{ A}$, $t = 15 \text{ s}$; (S3) $I = 125 \text{ A}$, $t = 15 \text{ s}$; (S4) $I = 150 \text{ A}$, $t = 10 \text{ s}$ et (S5) $I = 150 \text{ A}$, $t = 15 \text{ s}$.

IV.3.2 Analyse micrographique de la microstructure après soudage

Lors de la solidification d'un alliage, l'interface S(solide)/L(liquide) peut être planaire, cellulaire ou dendritique selon les conditions de solidification et la nature du matériau. Dans cet alliage toutes les microstructures présentent une morphologie de type dendritique colonnaire. La redistribution des solutés pendant la solidification entraîne une micro-ségrégation du silicium eutectique solidifié entre les bras de dendrite. La taille des dendrites peut varier en fonction de la vitesse de refroidissement durant la solidification.

La figure IV.6 présente un croquis montrant les lieux où les images microscopiques des trois zones métallurgiques ont été prises.

- Zone fondue (ZF)
- Zone affectée thermiquement (ZAT)
- Métal de base (MB)

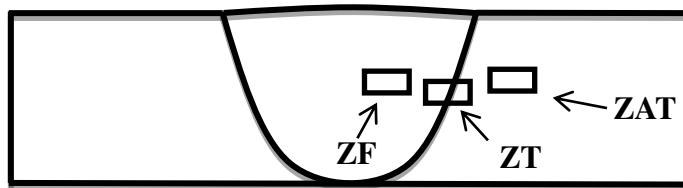


Figure IV. 6 : Croquis montrant les lieux où les images microscopiques ont été prises.

Les figures IV. 7, 8 et 9 montrent que plus la vitesse de refroidissement est élevée, plus la structure des dendritique dans la zone fondue devient fine. Pendant la solidification du métal de soudure, les grains ont tendance à se développer dans la direction perpendiculaire à la limite du bain car c'est la direction du gradient de température maximum dont l'extraction de la chaleur maximale.

Les figures montre aucune présence de la phase M-Mg₂Si dans les zones fondues ni dans les zones affectées thermiquement par la chaleur, cela peut être expliqué que lors du soudage la température et les divers effets des plasmas ont tendance à évaporer le Magnésium et parfois le silicium, ce qui nous donne une matrice aluminium avec aucun précipité. Donc nous obtenons une dureté de l'aluminium pur, cependant en trouve quelques résidu de la phase π -Al₈FeMg₃Si₆ et qui semble être largement affectées par la chaleur. Cela indique que cette phase à une haute température de fusion et que la vitesse de solidification élevée ne donne pas assez de temps à ces phases de se dissoudre dans le bain de fusion.

Les particules du silicium dans la ZAT ne sont pas dissoutes mais apparaissent arrondis et partiellement fondus moins fines que la ZF et plus fines que le métal de base MB. Ce qui montre que le silicium est partiellement dissout dans la matrice dans cette partie.

L'espacement entre les bras de dendrite SDAS, tout comme le mode de solidification, peut également varier dans la zone de fusion. Cet espacement des bras dendritique SDAS diminue avec la réduction de l'énergie de soudage. Le mode de solidification passe d'une structure dendritique fine lorsque l'intensité du courant de soudage est faible 100 A à une structure dendritique large lorsque l'intensité du courant augmente à 150 A

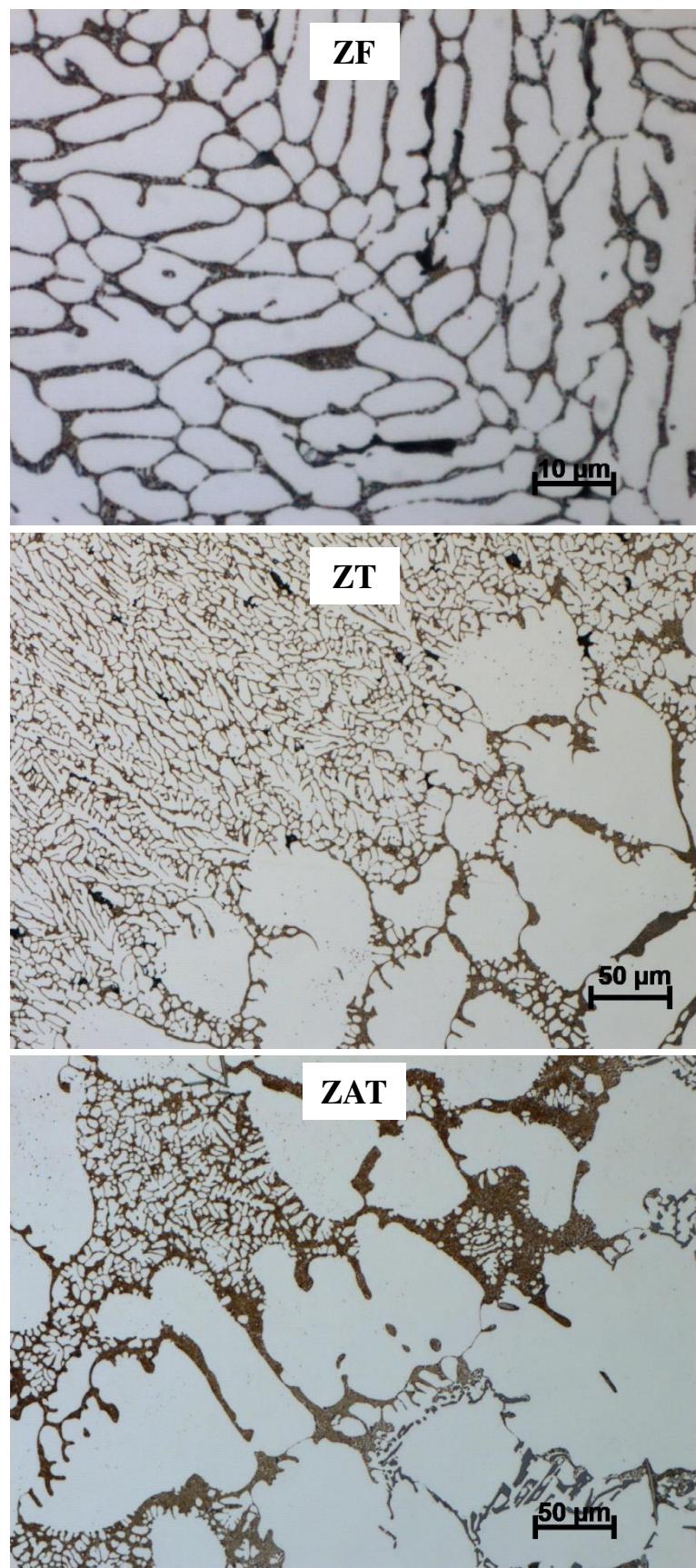


Figure IV. 7 : Microstructures de l'alliage AlSi7Mg soudé avec une intensité $I = 100$ A pendant un temps $t = 10$ s.

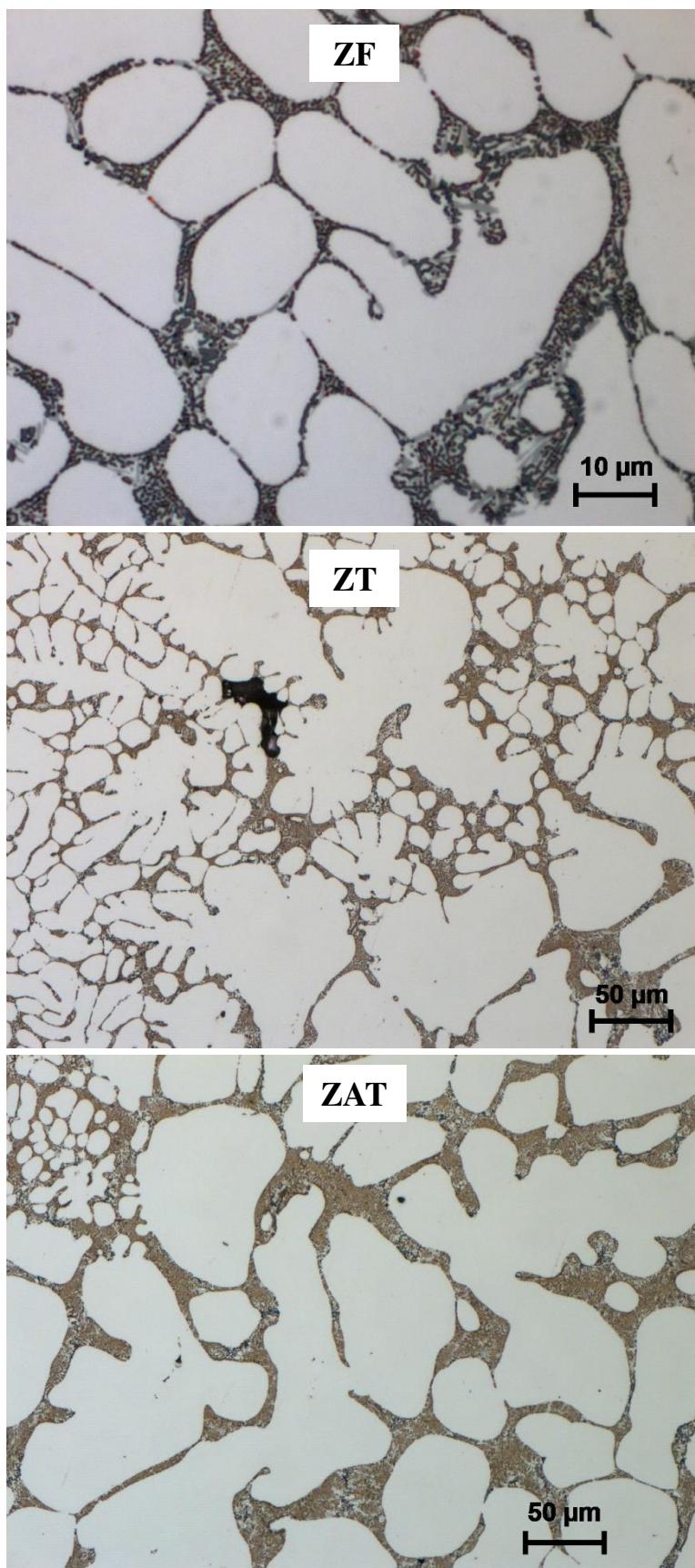


Figure IV. 8 : Microstructures de l'alliage AlSi7Mg soudé avec intensité $I = 125$ A pendant un temps $t = 15$ s.

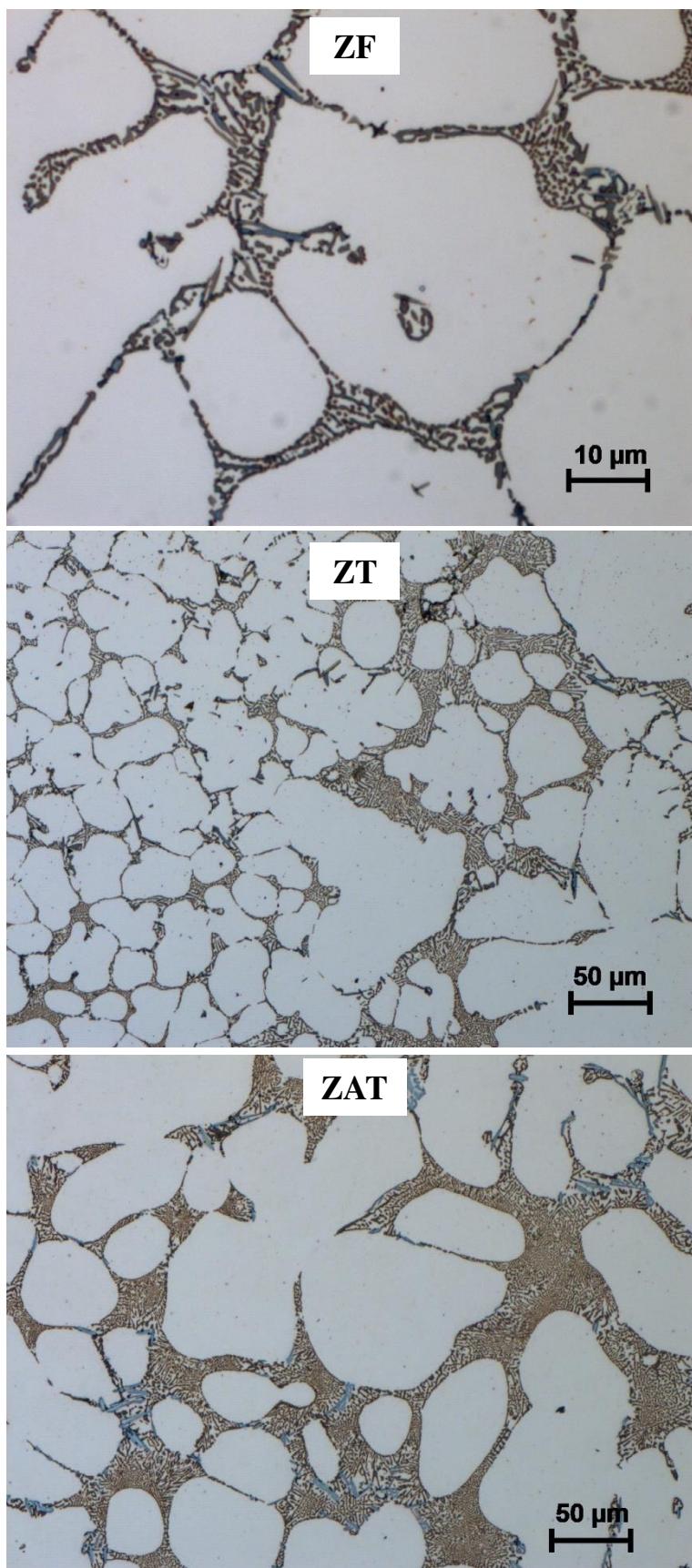


Figure IV. 9 : Microstructures de l'alliage AlSi7Mg soudé avec une intensité $I = 150$ A pendant un temps $t = 15$ s.

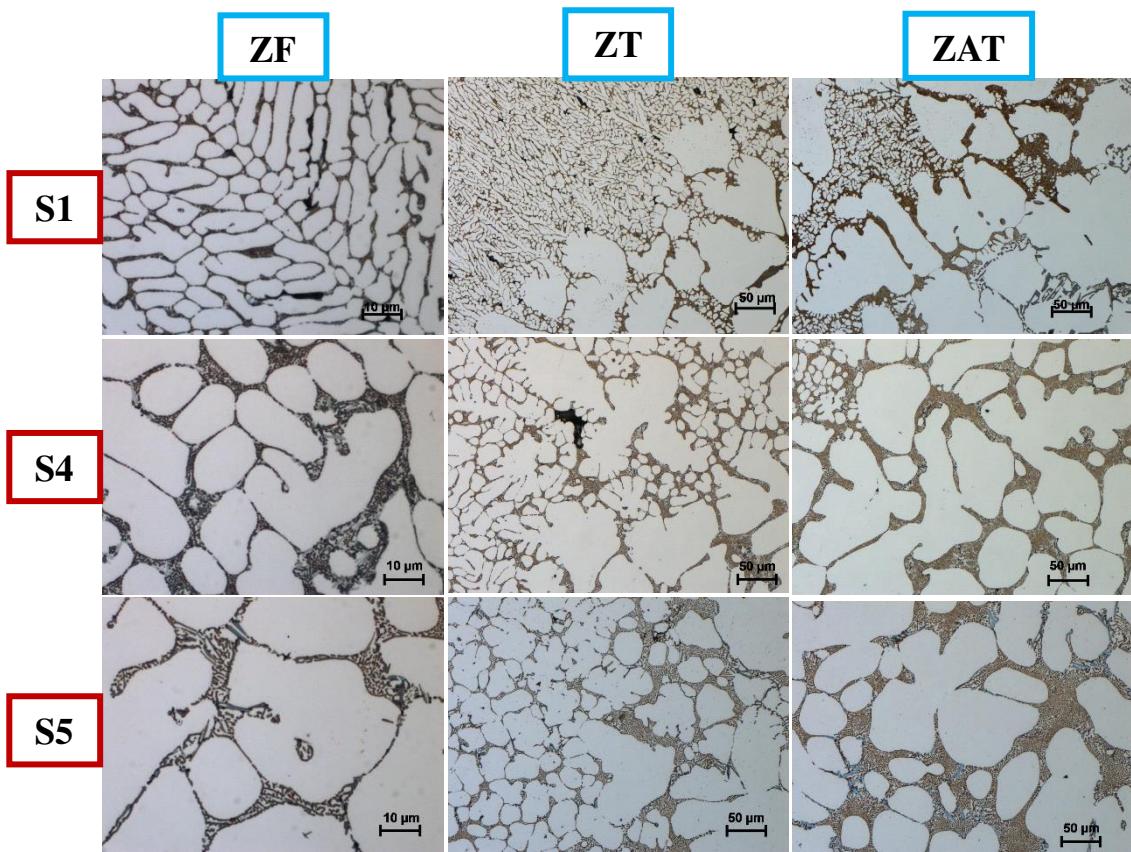


Figure IV. 10 : Comparaison des micrographies des soudures S1, S4 et S5 de l'alliage AlSi7Mg.

IV.4 Caractérisation par la microdureté Vickers

Dans les alliages d'aluminium à durcissement structural comme l'alliage AlSi7Mg, il n'est pas possible de distinguer la taille de la ZAT en microscopie optique. En effet, dans la ZAT, ont lieu des modifications de précipitation. Ces dernières sont généralement caractérisées par microdureté (filiation ou cartographie).

Dans cette partie, nous traiterons des résultats de l'influence des paramètres du soudage sur la ZAT et la qualité des soudures. L'alliage utilisé est un aluminium à durcissement structural, une mise en température élevée comme le cas du soudage TIG fait croître la taille des précipités, et peut les remettre en solution dans la matrice. De plus, ces précipités métastables peuvent perdre leur cohérences et devenir semi-cohérents ou incohérents avec la matrice. Avec cette remise en solution des précipités, les propriétés mécaniques diminuent. Le soudage des aluminiums à durcissement structural se traduit par une baisse importante de la dureté au niveau de la zone fondue ZF et une augmentation de la dureté dans la ZAT. La diminution de la dureté dans la ZF est due à la vaporisation du magnésium à cause de l'énergie et la température très élevées du soudage. Le durcissement dans la ZAT est assuré par la phase métastable $\beta''\text{-Mg}_2\text{Si}$. Cette phase métastable

cohérente est formée lors du revenu (T6). On assiste donc à une précipitation plus fine de cette phase durcissante avec l'excès du silicium qui contient cet alliage.

Les températures atteintes au cours du procédé TIG entraînent des modifications métallurgiques similaires à celles obtenues par traitements thermiques, mais sur une base de temps beaucoup plus réduite.

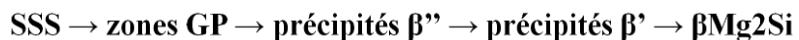
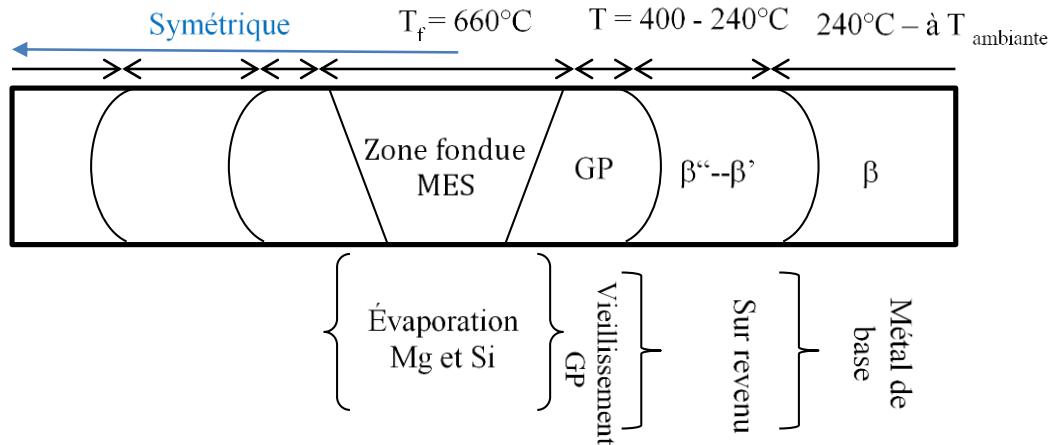


Figure IV. 11 : Précipité formé avec la soudure et de l'éloignement par rapport au cordon, relation direct avec la carte des duretés.

La Figure IV.11 montre la décomposition de la phase β où :

- MES : c'est la mise en solution.
- GP « Guinier-Preston » ou « zone G-P ». Ces zones GP sub-nanométrique sont stables à température ambiante et naturellement formée sur un aluminium mis en solution et vieilli.
- β'' (Mg_2Si) est un précipité métastable cohérent avec la matrice du métal de base cela nous donne une dureté élevée c'est la ZAT.
- β' (Mg_2Si) est un précipité métastable semi cohérent issue d'un survenu cela nous donne une dureté faible.
- β (Mg_2Si) est un précipité incohérent stable ayant une faible dureté.

La distinction de la zone fondue du reste du métal est simple et claire en microscopie optique, pour la ZAT il est difficile de la dissocier de façon optique, nous devons utiliser une mesure de microdureté en cartographie.

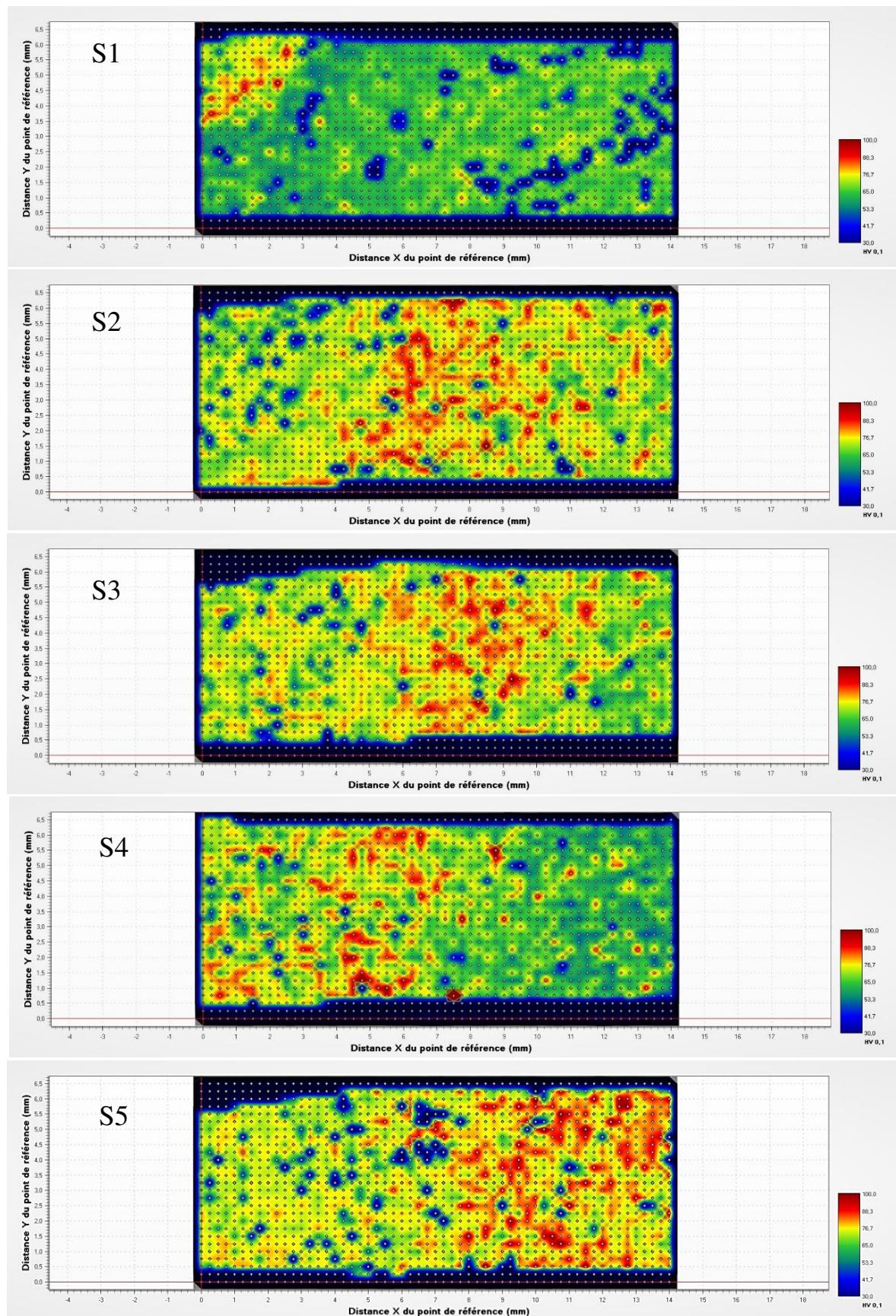


Figure IV. 12 : Cartographies des demis soudures obtenues par TIG pour différentes intensités et temps de soudure : (S1) $I = 100 \text{ A}$, $t = 10 \text{ s}$; (S2) $I = 100 \text{ A}$, $t = 15 \text{ s}$; (S3) $I = 125 \text{ A}$, $t = 15 \text{ s}$; (S4) $I = 150 \text{ A}$, $t = 10 \text{ s}$ et (S5) $I = 150 \text{ A}$, $t = 15 \text{ s}$.

La figure IV.12 montre les résultats des cartographies de la microdureté Vickers (HV0.1) des échantillons AlSi7Mg soudés. On constate qu'il y a une différence remarquable des valeurs de la microdureté de la ZAT par rapport à la ZF au métal de base MB, ce qui permet de dire que l'énergie accumulé dans la ZF de la soudure sera dissipé par conduction et augmente la solubilité des éléments d'alliage en solution solide au niveau de la ZAT.

Les points rouges dans les cordons de soudure correspondent au durcissement des précipités dans la ZAT. Les points bleus dans la ZF correspondent aux porosités et aux défauts de fissuration à chaud, cependant dans le MB elles représentent les défauts de la coulée.

Pour choisir les paramètres optimaux, nous choisirons l'intensité de soudage qui correspond à l'intensité minimale requise pour avoir la pleine pénétration de la plaque et qui ne présente pas beaucoup de porosité ainsi qu'une ZAT plus réduite. Ces conditions ne peuvent être réalisées que dans le cas de la soudure S4, qui a été opérée avec une intensité de courant de 150 A pendant 10 secondes.

Conclusion générale

Lors de cette étude, nous avons vu l'effet des paramètres du soudage TIG sur la microstructure et les propriétés mécanique de l'alliage hypo-eutectique AlSi7Mg. Le TIG est un procédé utilisé dans le domaine de pointe où la soudure doit être le meilleur possible et pourvoir souder des tôles de 6 mm en un passage sans métal d'apport, on limite au maximum la quantité d'énergie à dépenser pour soudé cette épaisseur. Ce procédé peut servir au soudage des alliages de fonderie car il est très utilisé dans l'industrie pour son aptitude à produire des cordons de bonne qualité. Cependant dans les conditions dans lesquelles les pièces sont soudées il est difficile de contrôler l'affaissement des cordons de soudure. Avec un réglage optimales des paramètres (Intensité du courant et temps de soudage), nous avons arrivé a soudé des tôles de 6 mm de bonne qualité.

Les différentes microstructures de l'alliage avant et après soudage ont été caractérisés par la microscopie optique (OM), la microscopie électronique à balayage (MEB) avec analyse chimique EDS et par des cartographies de dureté.

Nous résumons les principaux résultats obtenus pour cette étude comme suit :

La microstructure de l'alliage AlSi7Mg est constituée de dendrites d'aluminium primaire α -Al (cristaux d'aluminium) entourées de silicium eutectique et les phases intermétalliques π -Al₈FeMg₃Si₆ et M-Mg₂Si.

La solidification rapide dans la coulée en coquille conduit à une microstructure lamellaire fibreuse du silicium eutectique avec une valeur moyenne de la SDAS d'environ 23 μm .

L'attaque chimique du réactif Killer a permis d'avoir une vision globale de la zone fondue ZF et la zone affectée par la température ZAT qui sont totalement distinguées du reste du métal.

Les macrographies ont révélé la présence de porosités dans la plupart des cordons à cause du refroidissement rapide qui limite le dégazage et emprisonne de l'hydrogène.

Le cordon de soudure satisfaisant en termes de forme et de qualité avec pleine pénétration et une ZAT réduite est réalisé par les paramètres suivants : Intensité de courant 150 A et une durée de 10 s (S4).

La disparition de la phase M-Mg₂Si dans les zones fondue ZF et dans les zones affectées thermiquement par la chaleur ZAT peut être expliquée que la température élevée et les divers effets des plasmas ont tendance à évaporer le Magnésium et parfois le silicium, ce qui nous donne une matrice d'aluminium avec aucun précipité.

Les cartographies de dureté montrent que le soudage de cet alliage se traduit par une baisse importante de la dureté au niveau de la zone fondue ZF et une augmentation de la dureté dans la ZAT.

Le durcissement dans la ZAT est assuré par la phase métastable $\beta''\text{-Mg}_2\text{Si}$. Cette phase métastable cohérente est formée lors du revenu (T6).

L'alliage restaure sa dureté initiale du métal de base perdue avec le passage des précipités de $\beta''\text{-Mg}_2\text{Si}$ aux précipités incohérent stable $\beta\text{-Mg}_2\text{Si}$ après la fin de la zone affectée par la chaleur ZAT.

Références bibliographiques

- [1] Cherifi, Effet du soudage par TIG sur l'aluminium industriel 1050A, Thèse de doctorat ; Universite de Biskra (2009).
- [2] S. Thibault, Modifications des propriétés physico-chimiques et de la microstructure de l'aluminium après nitruration par implantation d'ions multichargés, Thèse de doctorat ; Universite De Caen/Basse-Normandie, France (2009).
- [3] W. Callister, D. Rethwisch, Materials science and engineering: an introduction, 7th ed. USA (2007).
- [4] J.G. Kaufman, E.L. Rooy, Castings Properties , Processes , and Applications, ASM International (2004).
- [5] D. Gagnon, Effets des paramètres métallurgiques sur la microstructure, la macrostructure et la performance des alliages 319, 356 et 413, Thèse présentée comme exigence partielle de la maîtrise en ingénierie, Université du Québec à Chicoutimi, Canada (2005).
- [6] S. JACOBM, Propriétés des alliages d'aluminium de fonderie, Techniques de l'Ingénieur M 4675, 0–14 (2012).
- [7] Bruce ANGLADE - Hélène HORSIN MOLINARO, moulage en coquille : procédé de réalisation de pièces métalliques, <https://m.20-bal.com/pravo/13973/index.html>.
- [8] C. Moreau, Effets des éléments alliés et de la trempe, lors des traitements thermiques T4 et des vieillissements artificiels, sur la microstructure et les propriétés mécaniques des alliages Aluminium-Silicium de type 413 bibliothèque, Thèse présentée comme exigence partielle de la maîtrise en ingénierie, Université du Québec à Chicoutimi, Canada (2004).
- [9] J.R. Davis, Aluminum and Aluminum Alloys, Light Met. Allo, Specialty Handbook; ASM international, Materials Park (2001).
- [10] S. Beroual ; «Étude de la coulée d'un alliage d'aluminium» thèse de doctorat ; Université Mohamed Khider-Biskra ; Algérie (2020).
- [11] B. Barlas, Etude du comportement et de l'endommagement en fatigue d'alliages d'aluminium de fonderie, Thèse de doctorat à l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, France (2004).
- [12] J. Pavlovic-Krstic, Impact of casting parameters and chemical composition on the solidification behaviour of Al-Si-Cu hypoeutectic alloy, Dissertation à l'Université Magdeburg (2010).
- [13] J.M. Rozot, par Modèle predictif de l'apparition de la microporosité de retrait durant la solidification d'un alliage Aluminium-Silicium, Thèse de Doctorat l'Université Bordeaux 1, France (2005).
- [14] L.A. Dobrzański, R. Maniara, J.H. Sokolowski, The effect of cooling rate on microstructure and mechanical properties of AC AlSi9Cu alloy, 28 (2007) 105–112.
- [15] L.Y. Zhang, Y.H. Jiang, Z. Ma, S.F. Shan, Y.Z. Jia, C.Z. Fan, W.K. Wang, Effect of cooling rate on solidified microstructure and mechanical properties of aluminium-

- A356 alloy, 7 (2007) 107–111.
- [16] L.F. Mondolfo, Aluminum Alloys: Structure and Properties, Butterworths (1976).
- [17] C.H. Caceres, C.J. Davidson, J.R. Griffiths, Q.G. Wang, The effect of Mg on the microstructure and mechanical behavior of Al-Si-Mg casting alloys, Metall. Mater. Trans. A. 30 (1999) 2611–2618.
- [18] Q.G. Wang, Solidification and precipitation behaviour of Al-Si-Mg casting alloys, Journal of Materials Science 36 (2001) 739–750.
- [19] E. Samuel, A.M. Samuel, H.W. Doty, S. Valtierra, F.H. Samuel, Intermetallic phases in Al–Si based cast alloys: new perspective, Int. J. Cast Met. Res. 27 (2014) 107–114.
- [20] L. Heyvaert, Modélisation de la formation des structures et des microporosités durant la solidification d'alliages d'aluminium, Thèse de doctorat, Université de Lorraine, France (2015).
- [21] N. Roy, A.M. Samuel, F.H. Samuel, Porosity Formation in Al-9 Wt Pct Si-3 Wt Pct Cu Alloy Systems : Metallographic Observations, 27 (1996).
- [22] J. E. Hatch, Aluminum Properties and Physical Metallurgy, American Society for Metals, Metals Park Ohio (1984).
- [23] E. Kilinc, Y. Birol, Optimizing the T6 heat treatment for gravity cast AlSi7MgCu0.5 alloy V8 cylinder heads, Int. J. Cast Met. Res. 0461 (2017) 1–7.
- [24] AGARD Conference Proceedings No.325, Advanced Casting Technology, Technical Editing and Reproduction Ltd, London (1982).
- [25] Salim, Ben Naa, mémoire de fin d'étude Master, Thème : Etude de l'effet des réparations successives sur l'état d'une construction soudée (2016).
- [26] Opérations de soudage à l'arc. Guide pratique de ventilation n° 7. Editions INRS ED 668. (INRS) (1996).
- [27] SELLAM Mohamed ? Mémoire de Magisterthème : Etude des transformations structurales et des propriétés mécaniques dans les soudures d'alliage d'aluminium 7075 traitées thermiquement réalisées par le procédé de soudage, université de Blida (2012).
- [28] Emilie LE GUEN « Etude du procédé de soudage hybride laser/MAG : Caractérisation de la géométrie et de l'hydrodynamique du bain de fusion et développement d'un modèle 3D thermique », THÈSE / UNIVERSITÉ DE BRETAGNE-SUD 2010.
- [29] Caroline Godin, GUIDE Prévention pour le soudage et le coupage, Québec, Canada (2018)
- [30] P. Schempp, C. E. Cross, A. Pittner, G. Oder, R. Saliwan Neumann, H. Rooth, I. Dörfel, W. Österle and M. Rethmeier, "Solidification of GTA aluminium weld metal: Part I- Grain morphology dependent upon alloy composition and grain refiner content", Welding Journal, Vol. 93, pp. 53-59, 2014.
- [31] K. Weman et D Gouadec, Welding processes handbook, Second edition, 2005.
- [32] Alexandre Benoit. Développement du soudage MIG CMT pour la réparation de pièces aéronautiques. Application aux pièces en alliage base aluminium 6061 Université sud - Paris XI, 2012.
- [33] P. Schempp, Grain refinement in aluminium GTA welds, BAM-Dissertationsreihe,

- Band 111, Berlin 2013.
- [34] Wissal Rekik, Etude de la ténacité d'une soudure en undermatch : Application à la tenue mécanique de la jonction soudée FE en Al 6061-T6, ISAE-ENSMA Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechnique - Poitiers, 2016. France.
- [35] S. Beroual, Z. Boumerzoug, P. Paillard, Y. Borjon-piron, Effects of heat treatment and addition of small amounts of Cu and Mg on the microstructure and mechanical properties of Al-Si-Cu and Al- Si-Mg cast alloys, *J. Alloys Compd.* 784 (2019) 1026–1035. doi:10.1016/j.jallcom.2018.12.365.1.