



Université Mohamed Khider – Biskra
Faculté des Sciences et de la Technologie
Département : Génie Mécanique
Ref/

جامعة محمد خيضر بسكرة
كلية العلوم و التكنولوجيا
قسم : الهندسة الميكانيكية
المرجع/

Thèse présentée en vue de l'obtention
Du diplôme de
Doctorat en sciences en : Génie Mécanique
Option : Métallurgie Physique

Etude du Joint soudé d'un Alliage d'Aluminium

Présentée Par:

BOUREMEL CHERIFA

Soutenue publiquement le :16/04./2015.

Devant le jury composé de :

| | | | |
|-----------------------------------|------------|------------|--------------------------|
| Pr. Barkat Djamel | Professeur | Président | U. Mohamed Khider-Biskra |
| Pr. Boumerzoug Zakaria | Professeur | Rapporteur | U. Mohamed Khider-Biskra |
| Pr. Omari Mahmoud | Professeur | Examineur | U. Mohamed Khider-Biskra |
| Pr. Nessark Belkacem | Professeur | Examineur | U. Ferhat abbas-Sétif |
| Pr. Bouzida Aissa Belgacem | Professeur | Examineur | U. Hadj Lakhder- Batna |
| Pr. Belbacha Djemai | Professeur | Examineur | U. Hadj Lakhder- Batna |

Remerciements

Je tiens tout d'abord à remercier monsieur **BOUMERZOUG ZAKARIA** - professeur de l'université de Biskra, mon directeur de thèse ; malgré ses charges pédagogiques il m'a dirigé, encouragé, soutenu et accompagné durant tout le long de la réalisation de ce travail, je l'exprime toute ma gratitude.

Monsieur **BARKAT DJAMEL** – professeur à l'université de Biskra, m'a fait l'honneur de s'intéresser à ce travail et d'en présider le jury. Qu'il trouve ici l'expression de ma profonde reconnaissance

Je remercie cordialement mon professeur **Mr. NESSARK BELKACEM** -professeur à l'université de Sétif, d'avoir accepté d'évaluer et enrichir ce travail.

Je voudrais également remercier très sincèrement :

- **Mr. BOUZIDA AISSA BELGACEM** et **Mr. BELBACHA DJEMAI**- professeurs à l'université de Batna ;
- **Mr. OMARI Mahmoud** - professeur à l'université de Biskra ;

Pour l'intérêt qu'ils ont porté à ce travail et pour l'honneur qu'ils m'ont fait de participer au jury.

Je remercie également **Mr. JI VINCENT**, professeur à l'université de Paris –Sud11, de m'avoir bien accueilli au sein du laboratoire LEMHE et qui m'a donné des conseils très inspirants pendant toute la durée du stage.

J'adresse mes remerciements à **Mr. P. RIBOT**-ingénieur au laboratoire LEMHE à l'université de paris –sud 11 et **Mr. B. GUESMI** le responsable de laboratoire DRX et MEB à l'université de Biskra pour leurs aides et leurs conseils.

Résumé

Le but de ce travail est d'homogénéiser les propriétés morphologiques et améliorer le comportement mécanique entre les zones MB, ZAT, ZF des joint soudés d'un alliage AlSi12 par un traitement thermique à des différentes températures. L'alliage étudié est élaboré au niveau de l'usine IMO de Constantine. Pour réaliser ce but, différentes techniques d'analyse ont été utilisées tels que : la diffraction des rayons X, la microscope optique, le microscope électronique à balayage et la microdureté. Les résultats obtenus ont permis de montrer l'importance de l'application de traitement thermique pour diminuer l'effet de soudage sur l'alliage de l'aluminium.

Mots clés : Aluminium, alliage de fonderie, microstructure, techniques de soudage, traitement thermiques.

Abstract:

The objective of this work is to homogenize the morphological properties between BM, HAZ and FZ zones of welding joint of AlSi12 alloy by heat treatments at different temperatures. The studied alloy is elaborated in IMO factory of Constantine. In order to achieve our objective, different techniques of analysis have been used such as: X ray diffraction, optical microscope, scanning electron microscopy and microhardness. The obtain results allow to show the importance of the applying of heat treatment in order to reduce the welding effects on aluminum alloys.

Keywords: Aluminum casting alloy, microstructure, welding techniques, heat treatment.

ملخص:

إن الهدف من هذا العمل هو مجانسة الخصائص البنيوية بين المناطق: المعدن الأصلي ، المنطقة المتأثرة حراريا و المنطقة المذابة من حد التلحيم للمركب AlSi12 بالمعالجة الحرارية وفق درجات حرارة مختلفة . الخليط المدروس حضر على مستوى مصنع IMO بقسنطينة . من اجل تحقيق هذا الهدف استعملت عدة تقنيات مختلفة للتحليل نذكر منها التقنيات الميكانيكية لقياس الصلادة وقياس الإجهاد إما لدراسة البنية المجهرية فقد تم استعمال المجهر الضوئي و المجهر الالكتروني وجهاز حيود الأشعة السينية. النتائج المتحصل عليها سمحت بإثبات اهمية تطبيق المعالجة الحرارية من اجل إنقاص اثر التلحيم على خلاط الألمنيوم.

الكلمات المفتاحية: الألمنيوم ، سبائك الصب، البنية المجهرية، تقنيات التلحيم، المعالجة الحرارية.

Sommaire

| | |
|--------------------|------|
| Remerciement | i |
| Résumé | ii |
| Sommaire | iii |
| Liste des figures | viii |
| Liste des tableaux | xiii |
| Introduction | 1 |

CHAPITRE I

| | |
|---|----|
| I. Aluminium et ses alliages | 3 |
| I.1. Généralité sur l'aluminium | 3 |
| I.1.1. Définition | 3 |
| I.1.2. Propriétés de l'aluminium pur | 3 |
| I.2. Alliages d'aluminium | 3 |
| I.2.1. Définition | 3 |
| I.2.2. Classification des alliages d'aluminium | 4 |
| I.2.3. Propriétés des alliages d'aluminium | 6 |
| I.2.3.1. Résistance à chaud | 6 |
| I.2.3.2. Résistance à basses températures | 7 |
| I.2.3.4. Résistance à la fatigue | 7 |
| I.2.3.5. Résistance à la corrosion | 7 |
| I.2.4. Mise en forme des alliages d'aluminium | 7 |
| I.2.5. Changements d'état des alliages d'aluminium | 8 |
| I.3. Alliages d'aluminium de fonderie | 9 |
| I.3.1. Structure des alliages d'aluminium de fonderie | 9 |
| I.3.2. Problèmes de la fonderie des alliages d'aluminium | 10 |
| I.3.3. Problèmes liés à la fusion | 11 |
| I.3.4. Défauts de fonderie | 11 |
| I.4.1. Introduction | 12 |
| I.4.2. Diagramme de phase binaire Al-Si | 13 |
| I.4.3. Principaux alliages Al-Si | |
| I.4.4. Principaux effets de silicium dans les alliages Al-Si | 14 |
| I.4.5. Propriétés des alliages de l'aluminium de fonderie (Al-Si) | 14 |
| I.4.6. Réactions pendant la solidification de l'alliage Al-Si | |

- I.4.7 Alliage d'aluminium-silicium (Al-Si12)
- I.4.8 Microstructure de l'alliage d'aluminium Al-Si12
- I.4.9 Quelques applications de l'alliage AlSi12

CHAPITRE II

| | |
|---|----|
| II Techniques de soudage de l'aluminium et ses alliages | 19 |
| II.1 Soudage | 19 |
| II.1.1 Définition | 19 |
| II.2 Principaux procédés de soudage d'aluminium et ses alliages | 20 |
| II.2.1 Soudage TIG (Tungsten Inert Gas) | 21 |
| II.2.1.1 Avantage et difficultés liées aux soudages TIG | 22 |
| II.2.2 Soudage par le procédé MIG (Metal Inert Gas) | 23 |
| II.2.2.1 Avantages et difficultés liées au soudage MIG | 24 |
| II.2.3 Procédés de soudage particuliers | 24 |
| II.2.4 Métaux d'apport pour le soudage TIG et MIG | 25 |
| II.2.5 Soudage au laser | 25 |
| II.2.6. Soudage mixte MIG laser | 27 |
| II.2.7 Soudage par résistance | 27 |
| II.2.8 Soudage par friction FSW (Friction Stir Welding) | 27 |
| II.2.9 Soudage par faisceau d'électrons (FE) | 29 |
| II.3 Effet de soudage sur la microstructure de la pièce soudée | 30 |
| II.4 Aptitude de soudage de l'aluminium et ses alliages | 32 |
| II.5 Problèmes reliés au soudage des alliages d'aluminium | 34 |
| I.5.1 Introduction | 34 |
| II.5.2 Porosité | 34 |
| II.5.3 Formation d'une couche d'oxyde | 35 |
| II.5.4 Vaporisation d'éléments d'alliage | 36 |
| II.5.5 Perte de propriétés mécaniques | 36 |
| II.5.6 Fissuration à chaud | 37 |
| II.5.7 Problème de l'apparition de soufflures | 38 |
| II.5.8 Coloration anormales au niveau de la soudure | 39 |

CHAPITRE III

| | |
|---|----|
| III traitements thermiques des alliages d'aluminium | 40 |
| III.1 Définition | 40 |

| | |
|---|----|
| III.1.1 Vieillissement thermique | 40 |
| III.1.2 Vieillissement naturel | 40 |
| III.1.3 Vieillissement artificiel | 40 |
| III.2 Types de traitements thermiques des alliages d'aluminium | 41 |
| III.2.1 Traitements d'homogénéisation | 41 |
| III.2.2 Traitements d'adoucissement | 41 |
| III.2.3 Traitements thermique de trempe structurale | 42 |
| III.3 Différentes étapes d'un traitement thermique | 42 |
| III.3.1 Mise en solution | 42 |
| III.3.2 Trempe | 43 |
| III.3.3 Détentionnement par revenu (ou stabilisation) | 43 |
| III.3.4 Maturation | 43 |
| III.3.5 Revenu | 44 |
| III.4 Désignation des états métallurgiques | 44 |
| III.5 Traitement thermique des alliages métalliques par recuits | 45 |
| III.5.1 Recuit d'homogénéisation | 46 |
| III.5.2 Recuit de régénération | 46 |
| III.5.3 Recuit complet | 46 |
| III.5.4 Recuit de détente (stabilisation) | 46 |
| III.5.5 Recuit de recristallisation | 46 |
| III.6 Effet de traitement thermique sur la taille de grain des alliages d'aluminium | 46 |
| III.7 Traitement thermique et le comportement mécanique des alliages d'aluminium | 47 |
| III.8 Traitement thermique d'un alliage aluminium-silicium | 48 |

CHAPITRE IV

| | |
|--|----|
| IV. Méthodes et procédures expérimentales | 49 |
| IV.1. Introduction | 49 |
| IV.2. Matériaux utilisés | 49 |
| IV.3 Préparation des échantillons | 50 |
| IV.4 Caractérisation des échantillons | 51 |
| IV.4.1 Caractéristiques microstructurales | 51 |
| IV.4.1.1 Microscopie optique : | 51 |
| IV.4.1.2 Microscopie électronique à balayage (MEB) | 51 |
| IV.4.1.3 Diffraction de rayon X (DRX) | 52 |

| | |
|---|-----|
| IV.4.2 Caractéristiques mécaniques | 53 |
| IV.4.2.1 Essai de la microdureté | 53 |
| IV.4.2.2 Contraintes résiduelles | 55 |
| IV.4.2.2.1 Introduction | 55 |
| IV.4.2.2.2 Définition | 55 |
| IV.4.2.2.3 Classification des contraintes résiduelles. | 56 |
| IV.4.2.2.4 Conditions expérimentales en DRX pour l'appareil Set-X | 57 |
| CHAPITRE V | |
| V. Résultats et discussions | 59 |
| V.1 Etude micrographique | 59 |
| V.1.1 Introduction | 59 |
| V.1.2 Avant traitement thermique | 59 |
| V.1.3 Après traitement thermique | 66 |
| V.2. Diffraction des rayons X | 84 |
| V.3 Caractéristiques mécaniques | 105 |
| V.3.1 Résultats de la microdureté (HV) | 105 |
| V.3.1.1 Introduction | 105 |
| V.3.1.2 Résultats de la microdureté (HV) de l'alliage AlSi12 soudé | 106 |
| V.3.1.3 Résultats de la microdureté (HV) de l'alliage AlSi12 soudé et traité thermiquement | 106 |
| V.3.2 Résultats de la contrainte résiduelle | 110 |
| Conclusion générale et perspectives | 113 |
| Références | 115 |

Listes des figures

Figure I.1 : Maille élémentaire de l'aluminium

Figure I. 2 : La variation de la résistance à chaud en fonction de la température

Figure I. 3 : La courbe de Wöhler (ici pour un alliage d'aluminium à 320 MPa de résistance statique à la rupture) donne la contrainte de rupture pour un nombre de cycles donné

Figure I.4 : un bras de dendrite

Figure I.5 : Diagramme de phase du système binaire Al-Si

Figure I.6 : Longueur de fissures en fonction du taux de silicium

Figure I.7 : Microstructure de l'alliage AlSi12 : a) eutectique aciculaire non modifié; b) eutectique modifié au Sr ; c) eutectique globulaire modifié au Na

Figure I.8 : Microstructure de l'alliage Al-Si

Figure II.1 : Variété de microstructures dans un cordon de soudure par fusion

Figure II.2 : Principe du procédé de soudage TIG

Figure II.3 : principe de procédé de soudage MIG

Figure II.4 : Microstructure d'un alliage d'aluminium (Al-Cu-Mg) soudé par le procédé MIG

Figure II.5 : Soudage laser

Figure II.6 : microstructure d'une pièce d'alliage d'aluminium soudée par procédé laser

Figure II.7: Le soudage par friction FSW

Figure II.8 : microstructure de soudure.

Figure II.9 : Représentation schématique de la solidification

Figure II.10 : courbe de la tendance à la fissuration à chaud

Figure II.11: Schéma illustrant les différentes régions de la zone affectée thermiquement (ZAT) dans une soudure à passe unique et les défauts éventuels

Figure II.12: Le problème de porosité dans la zone fondue

Figure II.13 : exemple de fissure à chaud.

Figure III.1 : Schéma du traitement thermique (mise en solution et trempe)

Figure III.2 : Evolution schématique de la microdureté au cours du traitement thermique

Fig. III.3 : Schéma d'un traitement de mise en solution, trempe et revenu

Figure IV.1 : Eprouvette soudée de l'alliage AlSi

Figure IV.2 : Diverses émissions d'un échantillon en réponse a une excitation par un faisceau d'électrons

Figure IV.3: diffraction rayon X

Figure IV.4 : Microduret m tre

Figure IV.5 : Empreinte de la microdureté Hv

Figure IV.6 : Appareillage de type Set-X pour mesurer les contraintes résiduelles

Figure V.1 : Microstructures de l'alliage AlSi12 soudé à l'arc électrique : a) MB ;b etc) ZAT ; d) ZF

Figure V. 2: Microstructure obtenue par le MEB montre la formation des pores au niveau de ZF d'un alliage AlSi12 soudé à l'arc électrique.

Figure V.3: Microstructures par le MEE avec une cartographie du métal de base de l'alliage AlSi12avant le recuit

Figure V.4 : Microstructures par le MEB avec une cartographie de la zone fondue de l'alliage AlSi12avant le recuit

Figure V.5 : Analyse par EDAX du métal de base de l'alliage AlSi12 soudé

Figure V.6 : Microstructure dendritique de la zone fondue (ZF) obtenue par le MEB

Figure V.7 : Microstructure des zones (MB, ZAT, ZF) du joint soudé traité thermiquement à 100 C pendant 10minutes.

Figure V.8 : Microstructure des zones (MB, ZAT, ZF) du joint soudé traité thermiquement à 200 C pendant 10minutes.

Figure V.9 : Microstructure des zones (MB, ZAT, ZF) du joint soudé traité thermiquement à 300 C pendant 10minutes.

Figure V.10 : Microstructure des zones (MB, ZAT, ZF) du joint soudé traité thermiquement à 400 C pendant 10minutes.

Figure V.11 : Microstructure des zones (MB, ZAT, ZF) du joint soudé traité à 100 C pendant 30minutes.

Figure V.12 : Microstructure des zones (MB, ZAT, ZF) du joint soudé traité à 200 C pendant 30minutes.

Figure V.13 : Microstructure des zones (MB, ZAT, ZF) du joint soudé traité à 300 C pendant 30minutes.

Figure V.14 : Microstructure des zones (MB, ZAT, ZF) du joint soudé traité à 400 C pendant 30minutes.

Figure V. 15 : Microstructure des zones (MB, ZAT, ZF) du joint soudé traité thermiquement à 100 C pendant 1heure.

- Figure V.16 :** Microstructure des zones (MB, ZAT, ZF) du joint soudé traité thermiquement à 200°C pendant 1heure
- Figure V.17 :** Microstructures des zones (MB, ZAT, ZF) du joint soudé traité à 300°C pendant 1heure.
- Figure V.18 :** Microstructures des zones (MB, ZAT, ZF) du joint soudé traité à 400°C pendant 1heure.
- Figure V.19:** Microstructures des zones (MB, ZAT, ZF) du joint soudé traité à 100°C pendant 4heures
- Figure V.20 :** Microstructures des zones (MB, ZAT, ZF) du joint soudé traité à 400°C pendant 4 heures.
- Figure V.21 :** Microstructures des zones (MB, ZAT, ZF) du joint soudé traité à 100°C pendant 20 heures
- Figure V.22 :** Microstructures des zones (MB, ZAT, ZF) du joint soudé traité à 400°C pendant 20 heures
- Figure V.23 :** diffractogramme DRX de métal de base (MB) de l'alliage AlSi12 soudé
- Figure V.24 :** diffractogramme DRX de métal de base (MB) de l'alliage AlSi12 soudé et traité à 100°C pendant 10 minutes
- Figure V.25 :** diffractogramme DRX de métal de base (MB) de l'alliage AlSi12 soudé et traité à 200°C pendant 10 minutes
- Figure V.26 :** diffractogramme DRX de métal de base (MB) de l'alliage AlSi12 soudé et traité à 300°C pendant 10 minutes
- Figure V.27 :** diffractogramme DRX de métal de base (MB) de l'alliage AlSi12 soudé et traité à 400°C pendant 10 minutes
- Figure V.28 :** diffractogramme DRX de métal de base (MB) de l'alliage AlSi12 soudé et traité à 100°C pendant 30 minutes
- Figure V.29 :** diffractogramme DRX de métal de base (MB) de l'alliage AlSi12 soudé et traité à 200°C pendant 30 minutes.
- Figure V.30 :** diffractogramme DRX de métal de base (MB) de l'alliage AlSi12 soudé et traité à 300°C pendant 30 minutes
- Figure V.31:** diffractogramme DRX de métal de base (MB) de l'alliage AlSi12 soudé et traité à 200°C pendant 1 heure
- Figure V.32 :** diffractogramme DRX de métal de base (MB) de l'alliage AlSi12 soudé et traité à 300°C pendant 1 heure

- Figure V.33** : diffractogramme DRX de métal de base (MB) de l'alliage AlSi12 soudé et traité à 400°C pendant 1 heure
- Figure V.34** : diffractogramme DRX de métal de base (MB) de l'alliage AlSi12 soudé et traité à 100°C pendant 4 heures
- Figure V.35** : diffractogramme DRX de métal de base (MB) de l'alliage AlSi12 soudé et traité à 400°C pendant 4 heures
- Figure V.36** : diffractogramme DRX de la zone attaquée thermiquement (ZAT) de l'alliage AlSi12 soudé
- Figure V.37** : diffractogramme DRX de la zone attaquée thermiquement (ZAT) de l'alliage AlSi12 soudé et traité à 100°C pendant 10 minutes
- Figure V.38** : diffractogramme DRX de la zone attaquée thermiquement (ZAT) de l'alliage AlSi12 soudé et traité à 200°C pendant 10 minutes
- Figure V.39** : diffractogramme DRX de la zone attaquée thermiquement (ZAT) de l'alliage AlSi12 soudé et traité à 300°C pendant 10 minutes
- Figure V.40** : diffractogramme DRX de la zone attaquée thermiquement (ZAT) de l'alliage AlSi12 soudé et traité à 100°C pendant 30 minutes
- Figure V.41** : diffractogramme DRX de la zone attaquée thermiquement (ZAT) de l'alliage AlSi12 soudé et traité à 200°C pendant 30 minutes
- Figure V.42** : diffractogramme DRX de la zone attaquée thermiquement (ZAT) de l'alliage AlSi12 soudé et traité à 300°C pendant 30 minutes
- Figure V.43** : diffractogramme DRX de la zone attaquée thermiquement (ZAT) de l'alliage AlSi12 soudé et traité à 400°C pendant 30 minutes
- Figure V.44** : diffractogramme DRX de la zone attaquée thermiquement (ZAT) de l'alliage AlSi12 soudé et traité à 100°C pendant 1 heure
- Figure V.45** : diffractogramme DRX de la zone attaquée thermiquement (ZAT) de l'alliage AlSi12 soudé et traité à 200°C pendant 1 heure
- Figure V.46** : diffractogramme DRX de la zone attaquée thermiquement (ZAT) de l'alliage AlSi12 soudé et traité à 300°C pendant 1 heure
- Figure V.47** : diffractogramme DRX de la zone attaquée thermiquement (ZAT) de l'alliage AlSi12 soudé et traité à 100°C pendant 4 heures
- Figure V.48** : diffractogramme DRX de la zone attaquée thermiquement (ZAT) de l'alliage AlSi12 soudé et traité à 400°C pendant 4 heures
- Figure V.49** : diffractogramme DRX de la zone fondue (ZF) de l'alliage AlSi12 soudé

- Figure V.50 :** diffractogramme DRX de la zone fondue (ZF) de l'alliage AlSi12 soudé et traité à 100°C pendant 10 minutes
- Figure V.51 :** diffractogramme DRX de la zone fondue (ZF) de l'alliage AlSi12 soudé et traité à 200°C pendant 10 minutes
- Figure V.52 :** diffractogramme DRX de la zone fondue (ZF) de l'alliage AlSi12 soudé et traité à 100°C pendant 30 minutes
- Figure V.53 :** diffractogramme DRX de la zone fondue (ZF) de l'alliage AlSi12 soudé et traité à 200°C pendant 30 minutes
- Figure V.54 :** diffractogramme DRX de la zone fondue (ZF) de l'alliage AlSi12 soudé et traité à 300°C pendant 30 minutes
- Figure V.55 :** diffractogramme DRX de la zone fondue (ZF) de l'alliage AlSi12 soudé et traité à 400°C pendant 30 minutes
- Figure V.56 :** diffractogramme DRX de la zone fondue (ZF) de l'alliage AlSi12 soudé et traité à 100°C pendant 1 heure
- Figure V.57 :** diffractogramme DRX de la zone fondue (ZF) de l'alliage AlSi12 soudé et traité à 200°C pendant 1 heure
- Figure V.58 :** diffractogramme DRX de la zone fondue (ZF) de l'alliage AlSi12 soudé et traité à 300°C pendant 1 heure
- Figure V.59 :** diffractogramme DRX de la zone fondue (ZF) de l'alliage AlSi12 soudé et traité à 400°C pendant 1 heure
- Figure V.60 :** diffractogramme DRX de la zone fondue (ZF) de l'alliage AlSi12 soudé et traité à 100°C pendant 4 heures
- Figure V.61 :** Microdureté (HV) d'un alliage AlSi12 non traité thermiquement
- Figure V.62:** Microdureté Vickers HV des échantillons AlSi12 traité thermiquement à 100, 200, 300, 400°C pendant 10minute
- Figure V.63 :** Microdureté Vickers HV de l'alliage AlSi12 soudé traité thermiquement à 100°C ; 200°C ; 300°C et 400°C pendant 30minutes
- Figure V.64 :** Microdureté Vickers HV des échantillons AlSi12 soudé traité thermiquement à 100, 200, 300, 400°C pendant 1heure
- Figure V.65 :** Microdureté Vickers HV de l'alliage AlSi12 soudé traité thermiquement à 100°C ; 200°C ; 300°Cet 400°C pendant 4heurs et 20 heurs.

Liste des tableaux

Tableau I.1 : Désignation des alliages d'aluminium selon (A. A.)

Tableau I .2 : Taux de solubilité de quelques éléments d'alliage aux températures des réactions eutectiques

Tableau I.3 : Précipitation des phases dans les alliages Al-Si eutectiques

Tableau I.4 : Composition chimique en pourcentage massique de l'alliage AlSi12

Tableau II.1: Aptitude de soudage de divers alliages d'aluminium

Tableau IV.1 : Composition chimique de l'alliage d'aluminium Al-Si12

Tableau IV.2 : Composition chimique du métal d'apport

Tableau V.1 : Paramètres cristallins de métal de base de l'alliage AlSi12 soudé avant et après traitement thermique

Tableau V.2 : Paramètres cristallins de la zone affectée thermiquement de l'alliage AlSi12 soudé avant et après traitement thermique

Tableau V.3 : Paramètres cristallins de la zone fondue de l'alliage AlSi12 soudé avant et après traitement thermique

Tableau V.4 : Contraintes résiduelles (sens transversale et sens longitudinale) pour des échantillons de Al-Si12 soudé traités thermiquement (10 minutes)

Tableau V.5: Contrainte résiduelle (sens transversal et le sens longitudinale) d'un alliage d'aluminium Al-Si12 soudé traité thermiquement à 100, 200, 300 and 400°C pendant 30 minutes

Tableau V.6 : Contrainte résiduelle (transversale et longitudinale) pour des échantillons de Al-Si12 soudé traités thermiquement 1 heure

Introduction générale

Introduction générale

Un matériau est la forme marchande d'une matière première choisie en raison de propriétés d'usage spécifiques et mise en œuvre par des techniques appropriées pour l'obtention d'un objet de géométrie donnée à fonction préméditée [1].

Les alliages industriels d'aluminium sont obtenus par introduction d'éléments d'addition rentrant en solution solide et formant des précipités qui entraînent des compositions d'alliages de plus en plus complexes. Cependant on peut considérer que ces alliages comportent une addition principale déterminante pour les propriétés de résistance mécanique (résistance à la traction, etc.) et des additions plus secondaires en teneurs plus faibles qui ont une action spécifique. 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 aux propriétés particulières qu'il présente (légereté, bonne résistance, bonne conductivité de chaleur et d'électricité...etc) [2]. Les alliages d'aluminium font l'objet actuellement d'un intérêt croissant dans de nombreux secteurs d'activité (industrie automobile, aéronautique...) dans l'optique d'une réduction de poids des composants permettant des gains en terme d'économie d'énergie. L'emploi de ces matériaux nécessite de développer les procédés d'assemblage, en particulier dans le domaine du soudage, où les techniques conventionnelles montrent leur limite d'utilisation [3].

Les alliages eutectiques sont largement utilisés en industrie pour leurs propriétés remarquables en tant que matériaux destinés à la fonderie. Grâce à leur bas point de fusion minimisant ainsi l'énergie requise pour leur fabrication, ces alliages présentent une excellente coulabilité sachant que la différence entre la température de coulée et celle de fusion de l'alliage est maximale à la composition eutectique. Parmi ces matériaux nous pouvons citer les alliages d'aluminium-silicium (Al-Si) qui constituent la majorité des matériaux de fonderie. Les alliages (Al-Si) forment la famille la plus importante des alliages destinés à l'industrie automobile [4].

L'emploi de ces matériaux nécessite de développer les procédés d'assemblage, en particulier dans le domaine du soudage où les techniques conventionnelles montrent leur limite d'utilisation. Le soudage est, aujourd'hui, le procédé d'assemblage le plus utilisé. Il joue un rôle très important dans tous les secteurs industriels. La tenue en service des assemblages soudés est une grande préoccupation industrielle avec des enjeux économiques importants.

L'étude des procédés de soudage apparaît actuellement comme un domaine de recherche à la fois ouvert et complexe car il demande de mettre en commun des connaissances

issues de domaines distincts de la physique et de la mécanique. Ainsi, la description d'un des procédés le plus couramment utilisé, le soudage à l'arc, met en jeu des phénomènes physiques aussi variés que l'étude des plasmas, des interactions magnétiques et hydrodynamiques, la description et la quantification des transferts de chaleur, les modifications microstructurales des matériaux soudés, l'apparition de contraintes résiduelles...etc. [3,5].

Les traitements thermiques des métaux sont des opérations de chauffage suivi de refroidissement qui ont pour but de donner à une pièce métallique les propriétés les plus convenables pour son emploi ou sa mise en forme. Ils permettent d'améliorer dans une large mesure les caractéristiques mécaniques d'un métal de composition déterminée, les buts principalement recherchés étant l'augmentation de la limite élastique et la diminution de la fragilité [6].

L'objectif de Cette thèse est l'étude des échantillons d'un alliage d'aluminium de fonderie (aluminium-silicium eutectique) soudé. Cet alliage est connu sous le nom chimique AlSi12 selon la norme (DIN EN231) élaboré au niveau de l'usine IMO de Constantine. Les échantillons étudiés ont été soudés par un métal d'apport de diamètre 3.5cm selon la norme (DIN1732). Ces échantillons ont subits un traitement thermique de recuit à plusieurs températures et pour différentes périodes pour améliorer l'homogénéité entre les différentes zones apparues lors de soudage (métal de base, zone affectée thermiquement et la zone fondue). Les propriétés structurales ont été étudiées à l'aide : un microscope optique, microscope électronique à balayage et un diffractomètre de rayon x. Pour les propriétés mécaniques on a utilisé un microduretémètre et ce qui concerne les mesures des contraintes résiduelles on a utilisé la méthode d'essai pour l'analyse de ces contraintes par diffraction des rayons X.

Notre thèse comporte cinq chapitres :

Chapitre I est consacré à une synthèse bibliographique sur l'aluminium et ses alliages où on a donné un aperçu général sur : les propriétés d'aluminium et ses alliages, classification des alliages d'aluminium ; les alliages de fonderie...etc. Dans le chapitre II on s'intéresse aux différentes techniques de soudages de l'aluminium et ses alliages. Les différents types de traitement thermique des alliages d'aluminium ont été présentés dans le troisième chapitre. Passant au quatrième chapitre où on a expliqué les différentes techniques utilisées pour la préparation des échantillons et leur caractérisation. Les résultats obtenus sont présentés et discutés dans le cinquième chapitre.

Enfin, on termine par une conclusion générale.

Chapitre I :

Aluminium et ses alliages

I. 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. Il est extrait de la bauxite, où il est présent sous forme d'oxyde hydraté dont on extrait l'alumine (Al_2O_3). Il peut également être extrait d'autres minéraux : néphéline, leucite, sillimanite, andalousite, muscovite. Il cristallise dans le réseau c.f.c (figure I.1), et son paramètre de maille a est de 0,404 nm comme indiqué dans la figure (I.1) [7] .

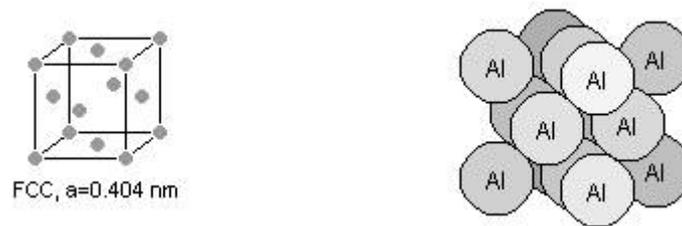


Figure I.1 : Maille élémentaire de l'aluminium [7].

I.1.2 Propriétés de l'aluminium pur

- paramètre de maille : 0.405 nm à 298K.
- masse volumique à 25°C : 2698.7 kg/m³
- point de fusion : 660°C .
- coefficient de dilatation moyen entre 20 et 300°C : $2.55 \cdot 10^{-5}/^{\circ}C$
- retrait volumique : 5.6% en cours de solidification
- capacité thermique massique à 20 °C : $c = 950 \text{ J.kg}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$
- conductivité thermique à 20 °C : $\lambda = 217.6 \text{ W.m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$
- résistivité électrique à 20 °C : $\rho = 2.63 \mu\Omega \text{ cm}$ [8,9,10]

I.2 Alliages d'aluminium

I.2.1 Définition

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 (Rp 0.2 de 15 à 20 MPa pour la nuance précédemment citée). Cependant, l'intérêt suscité par la légèreté de ce métal a conduit les métallurgistes à développer des alliages d'aluminium plus résistants. Ces alliages sont classés en deux grandes

familles ; les alliages de corroyage (ou de forgeage) et les alliages de fonderie (ou de moulage). La différence entre les alliages est essentiellement liée à l'élément d'addition principal. L'addition d'éléments secondaires va également influencer sur les caractéristiques physico-chimiques. Enfin, des éléments peuvent être présents dans l'alliage sans qu'ils aient été ajoutés volontairement ; ce sont les impuretés dont les plus importantes sont le fer et le silicium, et dont il faut contrôler précisément la teneur pour certaines utilisations. Il est bien admis que les propriétés des alliages d'aluminium sont déterminées essentiellement par leur microstructure. Il y a deux classes principales d'alliages d'aluminium: les alliages corroyés et les alliages moulés [11].

Les alliages prennent encore aujourd'hui une place importante dans les différents domaines de l'industrie. Son utilisation s'accroît de jour en jour grâce aux propriétés particulières qu'il présente :

- Légèreté et bonne résistance, ce qui facilite son utilisation dans la construction mécanique.
- Bonne conductivité de chaleur et d'électricité.
- Bonne tenue à la corrosion grâce à la formation en surface d'une pellicule très fine, 0,7 μm , et très résistante de Al_2O_3 , (plus l'aluminium est pur plus sa tenue à la corrosion est élevée). L'aluminium, en contact avec l'oxygène de l'air, forme très vite une couche d'oxyde Al_2O_3 qui protège le métal contre les attaques chimiques. Cette pellicule est non soluble dans l'eau ce qui le rend très résistant contre l'influence atmosphérique, il est très utilisé surtout dans l'industrie chimique et alimentaire
- Possibilité facile de déformation et de soudage [8].

I.2.2 Classification des alliages d'aluminium

Les alliages d'aluminium se classent en deux grandes familles : les alliages corroyés et les alliages de fonderie. Les alliages corroyés sont mis en forme mécaniquement par des procédés tels que le laminage, l'extrusion, la forgeage, l'étirage ou le tréfilage. Les alliages de fonderie sont quant à eux coulés par différents procédés comme le moulage sous pression, le moule permanent, le moule au sable à vert, le moule au sable lié chimiquement, la cire perdue, le moule au plâtre, le moule sous vide ou à basse pression, par coulée centrifuge ou par «lost foam ». On différencie ces deux types d'alliages par leur désignation donnée par l'Aluminium Association (A.A.)(tableau I-1) [12,13].

Tableau I.1 : Désignation des alliages d'aluminium selon (A. A.) [12,13]

| Alliages de fonderie | | Alliages corroyés | |
|----------------------|------------------------|-------------------|-------------------------|
| Série | Alliage | Série | Alliage |
| 100.0 | Al commercialement pur | 1000.0 | AlS99% |
| 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 | 8000.0 | Al et autres éléments |

A. Alliages d'aluminium corroyés

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 ont quant à eux, 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 le l'alliage corroyé, le centième de 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,
- .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 [12].

B. Alliages d'aluminium de fonderie (alliages coulés)

Les alliages d'aluminium de fonderie (série à trois chiffres) sont les plus versatiles de tous les alliages de fonderie et ils offrent de façon générale une facilité de mise en forme, contrairement aux alliages de corroyage (série à quatre chiffres). Les alliages d'aluminium, comme tous les autres matériaux de fonderie, ont les caractéristiques suivantes [12,14,15] :

- Une bonne fluidité pour bien remplir toutes les parties du moule.

- Un point de fusion relativement bas.
- Un transfert de chaleur rapide de l'aluminium liquide vers le moule, ce qui assure un cycle de mise en forme rapide.
- L'hydrogène qui est le seul gaz avec lequel l'aluminium et ses alliages sont solubles peut être contrôlé efficacement.
- Plusieurs alliages d'aluminium n'ont relativement pas de tendance au craquage à chaud.
- Une bonne stabilité chimique.
- Un bon fini de surface avec des surfaces lustrées et peu ou pas de défauts

La mise en forme des alliages d'aluminium de fonderie se fait généralement sous pression, dans des moules permanents faits de sable humide ou sec et de plâtre. Ces alliages sont aussi facilement mis en forme sous vide pour éviter la contamination, sous basse pression pour les moules fragiles de même que sous l'effet d'une force centrifuge ou moulage par projection [12,16].

I.2.3 Propriétés des alliages d'aluminium

La production d'aluminium ne représente qu'un peu plus de celle des aciers, ce métal (et les alliages qui en dérivent) arrive en seconde position en ce qui concerne la production et l'utilisation des matériaux métalliques [17]. L'aluminium doit cette à un ensemble des propriétés qui, dans bien des circonstances, en font un matériau irremplaçable. Parmi celles-ci, citons ce qui suit [18]:

I.2.3.1 Résistance à chaud

La résistance à chaud est faible au-delà de 100°C, sauf pour la série 2000 (Al-Cu) où l'on peut atteindre 300°C.

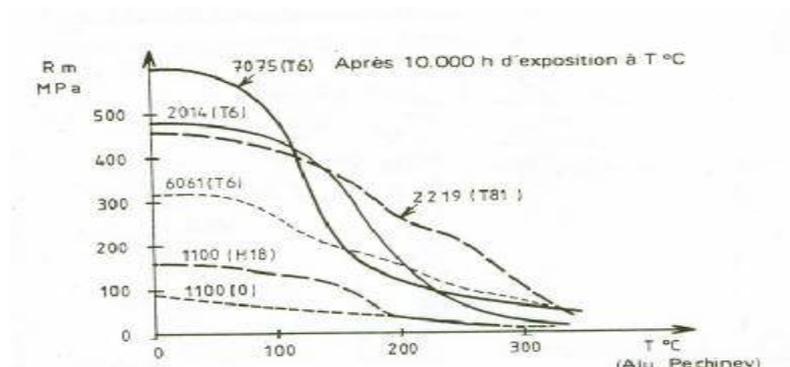


Figure I. 2 : La variation de la résistance à chaud en fonction de la température [15].

I.2.3.2 Résistance à basses températures

De part de leur structure cfc (cubique à face centré), ces alliages ne sont pas fragiles, d'où leur application en cryogénie.

I.2.3.3 Résistance à la fatigue

La courbe de WOHLER ne présente pas de coude marqué et l'asymptote horizontale n'est atteinte que vers 10^8 cycles. En général, le coefficient d'endurance est de l'ordre de 0.5 pour les alliages non trempant, 0.25-0.3 pour les alliages trempant.

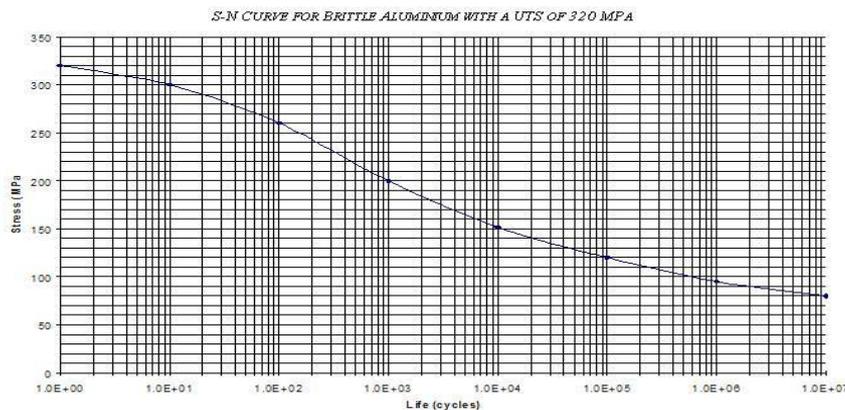


Figure I. 3 : Courbe de Wöhler (ici pour un alliage d'aluminium à 320 MPa de résistance statique à la rupture) donne la contrainte de rupture pour un nombre de cycles donné [15].

I.2.3.4 Résistance à la corrosion

Comme pour l'aluminium non allié, elle est bonne grâce à la formation de la couche protectrice d'oxyde Al_2O_3 et elle peut être améliorée (plus épaisse) par anodisation. Les alliages d'aluminium présentent une bonne résistance à la corrosion par piqûres. Par contre, ils sont sensibles à la corrosion galvanique et des précautions sont à prendre en particulier avec le fer. Les risques de corrosion inter granulaire et de corrosion sous tension existent dans les alliages des séries 2000 et 7000 .

I.2.4 Mise en forme des alliages d'aluminium

L'aluminium a une température de fusion relativement basse ce qui résulte une facilité de fusion qui présente un avantage certain pour les opérations de fonderie. Les alliages d'aluminium sont faciles à laminier (coefficient d'érouissage $n = 0.2$ à 0.3), facile à emboutir.

Le chaudronnage et le repoussage est aisé. Un point particulier est le filage à chaud qui est très approprié : pour la série 5000 (Al-Mg) plusieurs dizaines de mètre par seconde peuvent être atteints en sortie de filière.

I.2.5 Changements d'état des alliages d'aluminium

En présence des principaux éléments d'alliage (Cu, Mn, Si, Mg et Zn) la solidification s'accompagne d'une réaction eutectique après formation de cristaux de solution solide (CFC) des éléments d'alliage dans l'aluminium et enrichissement progressif du liquide restant. Ce fait a deux conséquences importantes :

- la phase riche en éléments d'alliage qui participe à la constitution de l'eutectique ne pourra pas être remise en solution à l'état solide et ne participera donc pas au durcissement optimum par re-précipitation. Celui-ci serait obtenu, dans ces conditions, en n'ajoutant que les quantités d'éléments d'alliage susceptibles d'être remises en solution à l'état solide c'est-à-dire celles qui correspondent généralement aux solubilités aux températures des réactions eutectiques[19].

Tableau I .2 : Taux de solubilité de quelques éléments d'alliage aux températures des réactions eutectiques [19].

| Élément d'alliage | T_e (1) | A (2) à T_e | A à 20 °C | Précipité |
|--|-----------|---------------|-----------|---------------------------------|
| Cuivre | 548 °C | 5,65 % | < 0,1 % | Al ₂ Cu |
| Manganèse | 659 °C | 1,82 % | < 0,1 % | Al ₆ Mn |
| Silicium | 577 °C | 1,65 % | < 0,02 % | Si (> 99,8 %) |
| Magnésium | 451 °C | 14,9 % | < 0,4 % | Al ₃ Mg ₂ |
| (1) T_e = température de la réaction eutectique. | | | | |
| (2) Solubilité de A dans M. | | | | |

- la solidification dans les conditions industrielles telle qu'elle a été décrite (« Cas où, en conditions d'équilibre, intervient une réaction eutectique ») provoquant des ségrégations et un décalage de la réaction eutectique vers des températures plus basses que les températures d'équilibre, il sera nécessaire de limiter la température de mise en solution des précipités pour éviter un début de fusion dans les plages fusibles du pseudo-eutectique (début de fusion dénommé « brûlure » qui rend le métal quasiment inutilisable). Dans ces conditions il sera encore possible de diminuer un peu les teneurs en élément d'alliage pour ne conserver que la part qui peut participer au durcissement par traitement thermique [20]

I.3 Alliages d'aluminium de fonderie

Il existe, en plus de l'aluminium non allié, quatre grandes familles d'alliages d'aluminium de fonderie, qui sont fonction des éléments d'alliages ajoutés. Ceux-ci se retrouvent soit en solution solide soit sous forme de précipités. Ces familles sont les alliages au silicium, au cuivre, au magnésium et au zinc. On distinguera les additions principales déterminantes pour les propriétés du matériau et les additions secondaires, en plus faible quantité, qui ont une action spécifique:

➤ **Le silicium**

Confère à l'alliage d'excellentes propriétés de fonderie, telles qu'une augmentation de la coulabilité. On note aussi une augmentation de la résistance à l'usure (le silicium est très dur), de l'étanchéité des pièces, mais une diminution de l'allongement à la rupture.

➤ **Le cuivre**

Augmente les propriétés mécaniques par durcissement structural, principalement la dureté (donc l'usinabilité) et la tenue à chaud sans perte au niveau de la coulabilité mais diminue la résistance à la corrosion et augmente l'aptitude à la crique

➤ **Le magnésium**

Augmente la résistance à la corrosion, aux dommages, l'allongement à rupture et engendre un nouveau système durcissant après traitement thermique (Mg_2Si) mais diminue les propriétés de fonderie et d'usinabilité (les copeaux ont tendance à coller aux outils, ce qui augmente leur usure) .

➤ **Le zinc**

Très peu utilisé à cause de ses médiocres capacités en fonderie et ses faibles propriétés mécaniques, il se trouve sous forme de ternaire Al-Zn-Mg, ce qui donne un alliage à durcissement structural avec des précipités $MgZn_2$, atténue le gazage de l'alliage, améliore la coulabilité (faiblement), diminue l'allongement, augmente la tendance à la microretassure et l'agressivité chimique de l'alliage fondu [15].

I.3.1 Structure des alliages d'aluminium de fonderie

La structure de l'Alliage de fonderie comprend des solutions solides sous forme de dendrites (hypo eutectiques), des eutectiques plus ou moins complexes (binaires, ternaires) et des constituants intermétalliques. Dans le système AlSi, les cristaux solides d'aluminium se forment sur les parois du moule (plus froides que le cœur) et croissent vers l'intérieur. Leur composition en silicium est inférieure à celle du liquide qui les entoure car la solubilité de silicium dans l'aluminium décroît avec la température. Donc, le silicium est rejeté à la surface

des cristaux en cours de croissance et abaisse la température de solidification du liquide à cet endroit par effet cryoscopique (dit surfusion). Ceci ralentit la solidification car plus de chaleur doit être évacuée pour solidifier le liquide de cette couche.

Mais si un germe du cristal en croissance parvient à traverser cette couche de liquide en surfusion, il se retrouve dans un milieu non enrichi en silicium et peut se solidifier, ce qui est thermodynamiquement favorable. 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 (figure I.4), dont les bras secondaires sont espacés de quelques dizaines de micromètres, cette distance est appelée espacement des bras de dendrite.

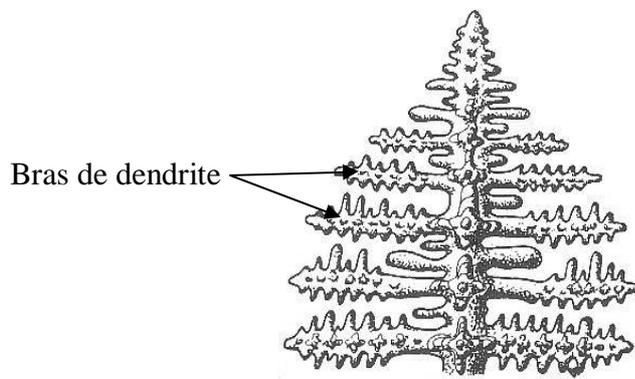


Figure I.4 : un bras de dendrite [8].

La taille de grain dans les alliages d'aluminium de fonderie est généralement millimétrique et donc bien supérieure à la taille d'une dendrite.

L'eutectique se solidifie alors entre les bras de dendrite, dans une zone riche en silicium rejeté à l'avant du front de solidification (silicium en large excès dans cette zone). Ceci a enrichi le métal liquide environnant en silicium, qui va précipiter sous forme d'une plaquette, ce qui draine le silicium en solution à proximité et crée juste à côté une zone d'aluminium presque pur [8].

I.3.2 Problèmes de la fonderie des alliages d'aluminium

Les problèmes du secteur peuvent être répartis en deux catégories:

- les problèmes liés à la fusion du métal
- les problèmes liés au moulage.

I.3.3 Problèmes liés à la fusion

Tous les métaux et alliages exigent pour leur fusion des processus et des matériaux répondant à certaines exigences découlant de leurs propriétés spécifiques. L'aluminium et ses alliages, bien qu'ayant des températures de fusion et de coulée inférieures à celles des métaux ferreux ou cuivreux, n'échappent pas à cette règle. Un métal fondu de qualité doit avoir une composition chimique entrant dans les tolérances bien définies (exemple NF A.57.702) et ne doit pas être altéré physiquement par les conditions mêmes de la fusion.

Les principales propriétés spécifiques de l'aluminium et de ses alliages à l'état liquide étant la facilité d'oxydation, l'absorption de gaz et l'action sur le fer, les principes généraux de la fusion conduiront donc tout naturellement à rechercher

- Une composition correcte
- L'absence d'oxyde dans le métal
- Une teneur suffisamment faible en gaz
- Recherche d'un grain fin.

I.3.4 Défauts de fonderie

les défauts de fonderie peuvent se classer en deux groupes

- Les défauts externes, que l'on constate sur la pièce après la coulée.
- Les défauts internes, les plus dangereux, que l'on ne peut déceler que par radiographie ou par cassure aux endroits supposés défectueux.

Ils peuvent avoir deux origines

- ✓ Les facteurs métallurgiques
- ✓ Les facteurs de moulage.

En pratique, ces facteurs n'interviennent que très rarement seuls, leurs actions sont presque toujours combinées. On distingue [21] :

A/ Défauts provenant de l'outillage

Ils sont dûs au retrait des alliages de fonderie. Ils se manifestent surtout dans les pièces d'assez grandes dimensions, comportant de nombreux noyaux intérieurs. Le retrait ne s'effectue pas régulièrement dans toutes les dimensions et peut être contrarié par la présence de noyaux, refroidisseurs .

B/ Défauts dus à la mauvaise venue de la pièce

Ils apparaissent souvent sous forme d'un manque de métal, de forme diverse, plus ou moins grande, appelé non-venue. Ils peuvent aussi se manifester sous forme de fissures appelées reprises. On distingue généralement deux types: la reprise froide, à bords arrondis et

la reprise chaude, à bords nets. La faible densité des alliages d'Aluminium et aussi la forte tension superficielle de la pellicule d'alumine qui recouvre toujours le métal à l'état liquide, facilite ces défauts.

Les principales causes sont :

- Température de coulée trop basse
- Température de coulée trop élevée
- ventilation insuffisante du moule
- Mauvaise alimentation du moule
- Coulée interrompue
- Mauvais choix de l'alliage.

C/ Irrégularités des surfaces

Ces défauts peuvent se présenter différemment gouttes froides, flou, pièces voilées.

Problèmes de la fonderie des alliages d'Aluminium galles.

D/ Grossissement du grain

Les surchauffes, les refusions nombreuses, le maintien prolongé à l'état liquide, tendent à provoquer un grossissement de grain. Les gros grains diminuent les caractéristiques mécaniques et l'aptitude à l'étanchéité des pièces .

I.4 Alliages De Fonderie aluminium-silicium (Al/Si)

I.4.1 Introduction

Les alliages de fonderie contenant du silicium comportent une fraction importante des alliages coulés sur le marché. Le silicium permet, dans ces alliages, d'augmenter de façon prononcée la fluidité, la résistance de déchirure à chaud et l'alimentation des pièces de fonderie. [11]. Les alliages d'aluminium de fonderie appartiennent, selon la classification de l'Aluminium Association, à la série 3xx.x pour les alliages Al-Si additionnés de Cu ou de Mg, et à la série 4xx.x pour les alliages Al-Si. La teneur en Si de ces alliages se situe autour de la composition eutectique à 12.6wt.%Si et reste généralement comprise entre 5 et 23wt.%. L'ajout de silicium à la matrice d'aluminium permet d'augmenter la fluidité du liquide, d'abaisser la température de fusion mais également de réduire la contraction qui intervient lors du changement d'état à la solidification. Toutes ces propriétés concourent à donner aux alliages Al-Si les qualités recherchées pour les procédés de fonderie[22].

I.4.2 Diagramme de phase binaire Al-Si

Ces alliages portent le nom de "silumines", lesquels s'apparentent quand à leur composition à un alliage eutectique, leur coulabilité est très élevée et les moulages obtenus sont plus denses. Ils sont destinés à la coulée sous pression

Sur le diagramme d'équilibre Al-Si (figure I.5), on peut constater que la solidification commence par une cristallisation des cristaux mixtes riches en aluminium α et se termine par la cristallisation de l'eutectique $\alpha + \beta$ (Si) et éventuellement, avec d'autres phases formées par d'autres éléments. La phase (Si) est présente en se déposant d'abord sous forme de gros cristaux aciculaires (en forme d'aiguilles), qui jouent le rôle d'entailles internes dans la solution solide α plastique, les propriétés mécaniques de cette structure sont faibles. Plus près de l'alliage eutectique, se trouvent le plus souvent les cristaux primaires de silicium, c'est à dire, il y a accumulation (excès) de cristaux de silicium, qui ne sont pas fondus et lors de la recristallisation, ils agissent comme germes cristallins pour la cristallisation du silicium. Donc avec l'augmentation du chauffage du bain métallique ainsi que l'augmentation de la vitesse de refroidissement, on obtient une solidification normale de l'eutectique, c'est à dire une cristallisation couplé $\alpha + (Si)$ est atteinte. Une telle cristallisation est obtenue aussi par le traitement du bain métallique en ajoutant des inoculants tels que le sodium.) [20].

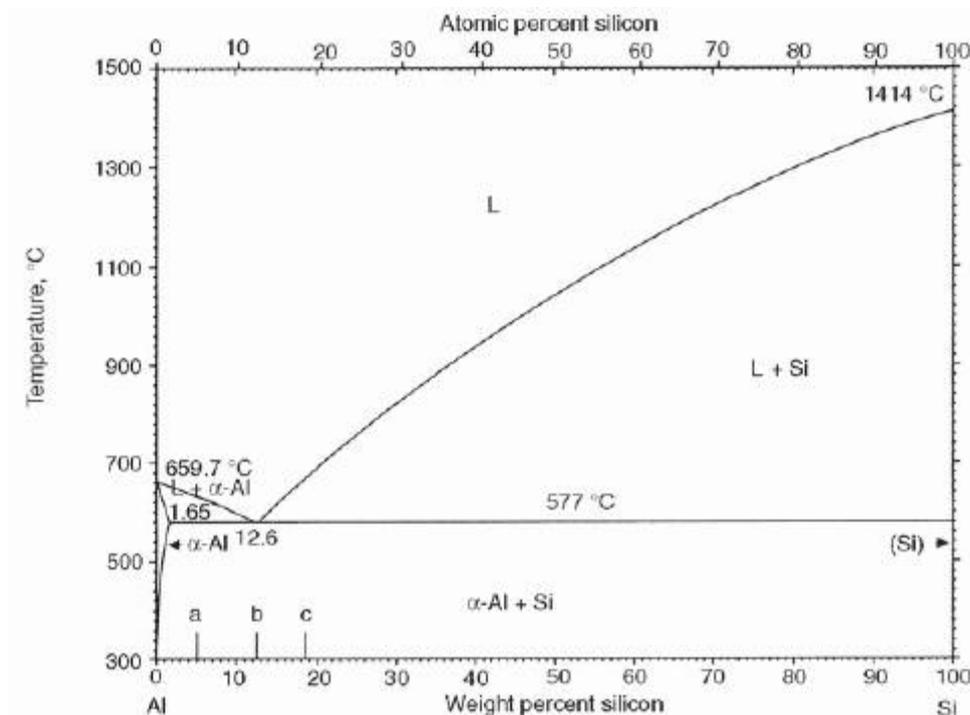


Figure I.5 : Diagramme de phase du système binaire Al-Si [20]

I.4.3 Principaux alliages Al-Si

Les alliages Al-Si constituent une gamme importante de matériaux utilisés dans les alliages de fonderie en raison de leur rapport poids/résistance élevé et de leur remarquable coulabilité'. Ceux-ci sont caractérisés par la formation d'eutectiques pour une concentration en silicium d'environ 12%. Il se classent en trois principaux groupes, selon leur teneur en silicium : Les alliages hypo eutectique (5-10%Si), eutectique (11-12%Si) et hyper eutectique (14-20%Si). Le silicium, lorsqu'il est combiné à l'aluminium pur, améliore les caractéristiques de mise en forme, la résistance au craquage à chaud et la fluidité [23,24].

I.4.4 Principaux effets de silicium dans les alliages Al-Si

Sont les suivants [20] :

- Réduction sensible de dilatation thermique par le silicium
- Diminution légère de susceptibilité magnétique et de paramètre de maille par le silicium
- Amélioration de la coulabilité et réduction de la criquabilité et l'aptitude à la retassure par le silicium.
- Pauvre usinabilité en raison de la dureté du silicium.
- L'augmentation du taux de silicium présent dans la zone fondue entraîne une diminution du taux de fissuration à chaud comme il est montré dans la figure (I.6)

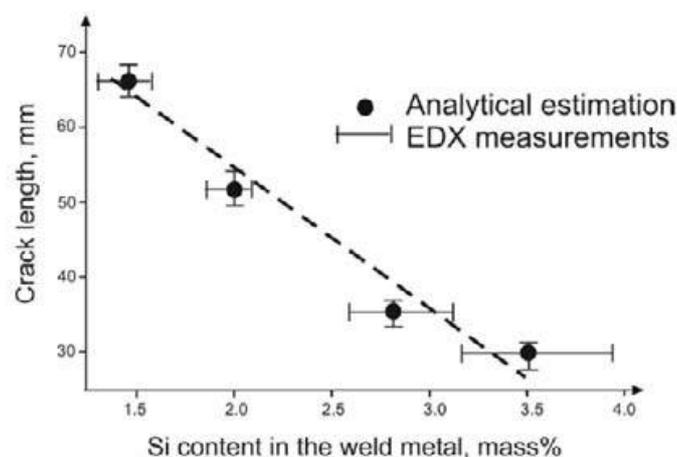


Figure I.6 : Longueur de fissures en fonction du taux de silicium [22].

I.4.5 Propriétés des alliages de l'aluminium de fonderie (Al-Si)

En terme de propriétés, le silicium apporte bien sûr sa faible densité, mais également sa dureté qui permet d'augmenter la résistance à l'abrasion. En effet, du fait de la très faible solubilité de silicium dans la solution solide α -Al, c'est sous forme de précipités de différentes formes et tailles qu'il est présent dans l'alliage solidifié. Par ailleurs, si les alliages Al-Si possèdent d'excellentes propriétés spécifiques en raison de la faible densité des éléments des constituants, ces propriétés sont fortement influencées par la microstructure polyphasée et plus particulièrement par la fraction volumique, la répartition et la morphologie des constituants ; notamment les particules de silicium. Le silicium est un semi-métal covalent avec une structure cristalline diamant ce qui lui confère sa fragilité. Par conséquent, la présence de plaquettes de Si de grandes dimensions est dommageable pour les propriétés mécaniques des alliages Al-Si. Pour limiter la croissance des plaquettes de Si, on procède couramment à l'ajout d'affineur de microstructure comme le sodium ou le strontium qui permettent d'éliminer les impuretés du bain liquide tels que les phosphures comme il est montré dans la figure (I.7) [20].

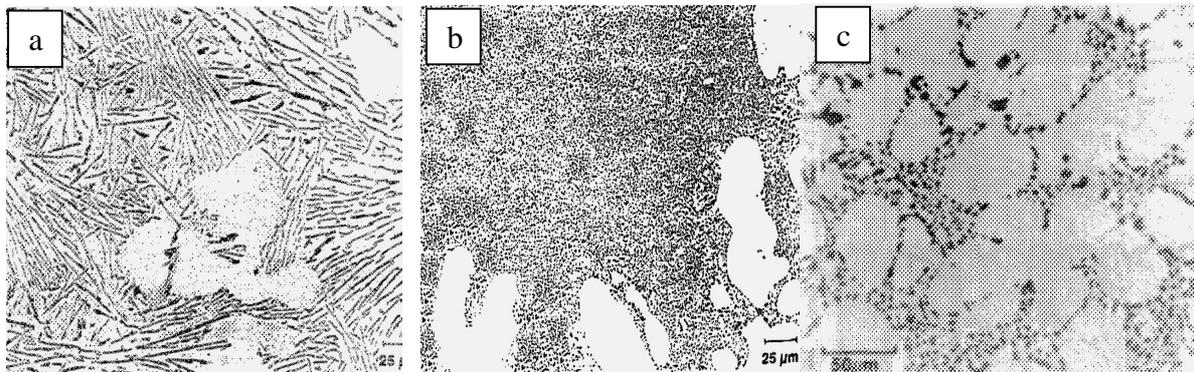


Figure I.7 : Microstructure de l'alliage AlSi12 : a) eutectique aciculaire non modifié; b) eutectique modifié au Sr ; c) eutectique globulaire modifié au Na [21]

I.4.6 Réactions pendant la solidification de l'alliage Al-Si

Dans les alliages hypo eutectiques, le processus de solidification est marqué par la succession de précipitation des phases suivantes [21] :

- ✓ Formation du réseau dendritique α -aluminium.
- ✓ Réaction AL-Si eutectique.
- ✓ des phases eutectiques secondaires.

Dans les alliages Précipitation eutectiques, la réaction pré-eutectique est complètement inexistante (voir tableau I-1) alors que pour les alliages hyper eutectiques, cette réaction est caractérisée par la précipitation de particules de silicium jusqu'à l'atteinte de la composition eutectique. Les réactions principales, c'est-à-dire dendritique et eutectique sont précédées et suivies par des réactions secondaires. La réaction dendritique est parfois précédée par la formation de plaquettes ségréguées selon les teneurs en Fe, Mn et Cr, et suivie par la formation d'écriture chinoise. Quant à la réaction eutectique, elle est selon le cas, précédée et accompagnée par la formation de la phase β -Al₅FeSi et succédée par la formation de phases de durcissement comme le CuAl₂ et d'autres phases plus complexes [21]. Ces réactions peuvent être présentes ou absentes selon le type d'alliage, le taux de refroidissement utilisé de même que les concentrations en éléments alliés.

Tableau I.3 : Précipitation des phases dans les alliages Al-Si eutectiques [18].

| Température (°C) | Phases précipitées | Réaction |
|------------------|---|---|
| 650 | Al ₅ (FeMn) ₃ Si ₂ (plaquettes ségréguées) | Pré-dendritique |
| 600 | Dendrites d'aluminium Al ₁₅ (FeMn) ₃ Si ₂ et/ ou Al ₅ FeSi | Dendritique Post-dendritique Pré-eutectique |
| 550 | Al + Si eutectique Al ₅ FeSi et/ou Mg ₂ Si | Eutectique Co-eutectique |
| 500 | CuAl ₂ et d'autres phases complexes | Post eutectique |

I.4.7 Alliage d'aluminium-silicium (Al-Si12)

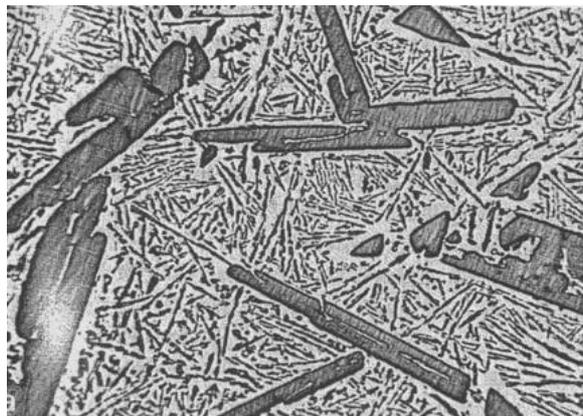
Alliage d'aluminium dont le pourcentage en poids de silicium est d'environ 12%, c'est un alliage eutectique aux excellents pouvoirs de remplissage du moule, hautes résistances à la fissuration à chaud et aux excellentes propriétés de coulée par grande résistance chimique. Généralement la composition chimique de cet alliage est comme suit [25] :

Tableau I.4 : Composition chimique en pourcentage massique de l'alliage AlSi12 [25]

| Élément | Pourcentage massique (%) |
|-----------------|--------------------------|
| Si | 10,5-13,5 |
| Fe | 0,45- 0,9 |
| Cu | <0,08 |
| Mn | 0,55 |
| Mg | < 0,05 |
| Cr | < 0,05 |
| Ni | < 0,05 |
| Zn | < 0,15 |
| Pb | < 0,05 |
| Sn | < 0,05 |
| Ti | < 0,15 |
| Autres (chacun) | < 0,05 |
| Autre (total) | < 0,25 |

I.4.8 Microstructure de l'alliage d'aluminium Al-Si12

L'alliage AlSi12 est un alliage eutectique. Lorsqu'il se solidifie, cet alliage se compose en majorité de phases eutectiques et de particules de silicium. L'alliage eutectique présente des particules de silicium lamellaires ou aciculaires dispersées dans la matrice d'aluminium (figure I.8). La présence de particules polyédriques de silicium primaire peut aussi être observée.

**Figure I.8 :** Microstructure de l'alliage Al-Si [24].

I.4.9 Quelques applications de l'alliage AlSi12

De fait de ses exceptionnelles propriétés mécaniques et physiques, l'AlSi12 est utilisé dans des vastes domaines industriels tels que l'automobile, construction, mécanique, appareillages électriques, chimie...etc .



Carburateur



Ampoule collerette blanche



Fil TIG en AlSi12



Pièce en alliage d'aluminium de fonderie pour le chemin de fer- transport



Pièce en alliage d'aluminium de fonderie utilisé pour la construction du bâtiment

Figure I.9 : Quelques applications des alliages d'aluminium de fonderie

Chapitre II :

Techniques de soudage de

l'Aluminium et ses alliages

II Techniques de soudage de l'aluminium et ses alliages

II.1 Soudage

II.1.1 Définition

Le soudage est le procédé qui permet de reconstituer la continuité métallique entre les surfaces des éléments à assembler. Pour activer les surfaces, la fusion est une méthode très efficace qui permet également le nettoyage des surfaces afin d'assurer l'installation de la liaison métallique. 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 des zones principales suivantes (figure II.1) [26,27].:

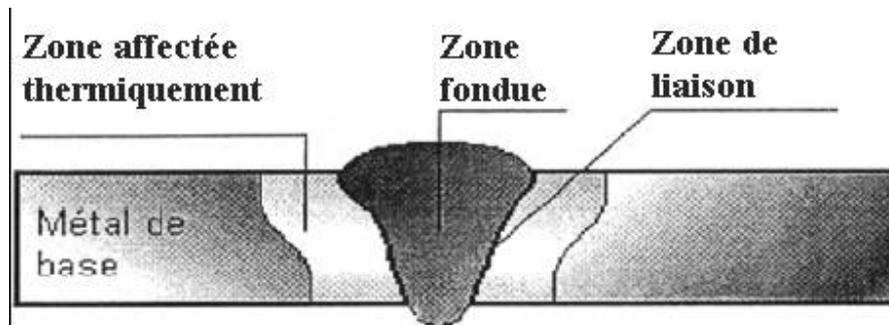


Figure II.1 : Variété de microstructures dans un cordon de soudure par fusion [27].

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. La 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.

Directement adjacente à l'interface de soudure se trouve une zone de fusion partielle (ZFP); le cycle thermique de soudage s'opère dans cette zone à des températures comprises entre le liquidus et le solidus de l'alliage. Dans certains alliages contenant des inclusions et des impuretés à bas points de fusion, ou des ségrégations d'éléments d'alliages aux joints de grain, la liquation de ces régions microscopiques peut se produire et s'étendre de l'interface de soudure à l'intérieure de la zone de fusion partielle. La vraie 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

Finalement la seule partie de la pièce qui ne subit pas de modifications microstructurales est le métal de base non affecté. Bien que métallurgiquement inchangé, 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 [26].

II.2 Principaux procédés de soudage d'aluminium et ses alliages

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 [28].

II.2.1 Soudage TIG (Tungsten Inert Gas)

Afin de mieux briser la couche d'oxyde située en surface, l'opération de soudage est réalisée en courant alternatif. En complément de l'utilisation de l'argon ainsi que des mélanges argon-hélium, une autre solution a été développée, à savoir un gaz de protection sous forme de mélanges à deux et trois constituants : Aluline N et Aluline He N. L'ajout d'azote dans l'Aluline N stabilise, concentre l'arc électrique et améliore la pénétration. Il diminue également le taux de porosité en zone fondue. Le soudage TIG en courant continu avec une polarité inverse n'est pas très répandu. Il nécessite l'utilisation de l'hélium pur ou d'un gaz à haute teneur en hélium [28].

Un arc électrique éclate entre une électrode non fusible en tungstène et la pièce à souder. S'il faut un métal d'apport, celui-ci est apporté dans le bain de fusion à la main (baguette d'apport) ou mécaniquement (bobine de fil d'apport (figure II.2) [26].

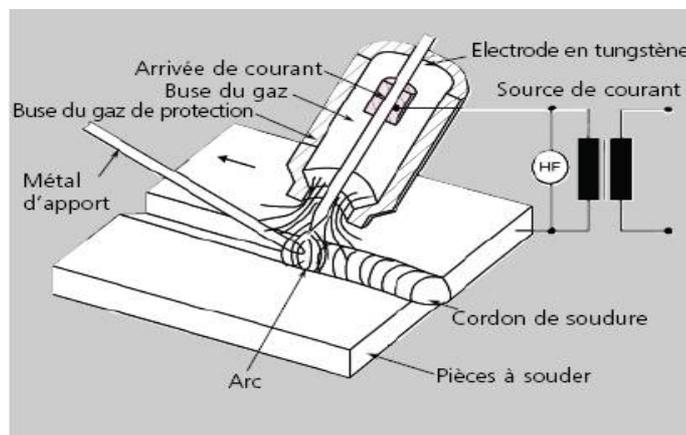


Figure II.2 : Principe du procédé de soudage TIG [26].

Aussi on trouve dans la famille de procédé de soudage TIG les types suivants :

- ✓ Procédé TIG manuel ;
- ✓ Procédé TIG automatique ;
- ✓ Procédé TIG à courant alternatif ;
- ✓ Procédé TIG à courant continu, à polarité inversée [29].

II.2.1.1 Avantage et difficultés liées aux soudages TIG

Le soudage de l'aluminium et de ses alliages présente des difficultés liées aux caractéristiques physico-chimiques de ce métal

A / Difficultés liées aux caractéristiques physico chimiques de l'aluminium

- la température de fusion de l'aluminium est de moins de 700°C (à comparer avec celle de l'acier 1550°C). Cette température est très inférieure à la température de l'arc électrique de soudage (2500à 3500°C)
- La présence de la couche d'alumine en surface de l'aluminium. Cette couche d'alumine est une sorte de film transparent composé d'oxydes venant de la réaction de l'air avec l'aluminium. C'est cette couche d'alumine qui protège l'aluminium contre toute forme de corrosion sévère. L'alumine fond à 2500°C et pour commencer à souder, il faut rompre ce film (ce qui se fait naturellement en MIG, ce qui se fait avec une l'alternance positive en TIG courant alternatif). Rappel : pour être le moins ennuyé possible avec l'alumine, il convient de brosser (brosse inox) énergiquement les tôles justes avant de souder
- Une autre difficulté importante lors du soudage de l'aluminium est la capacité de celui-ci à dissiper la chaleur (c'est d'ailleurs pourquoi l'aluminium est souvent utilisé en électronique pour refroidir les circuits). Lors du soudage, la chaleur produite par l'arc se dissipe très rapidement. C'est pourquoi le soudage des tôles épaisses (supérieures à 4 – 5 mm) demande plus d'énergie au démarrage du soudage. Après, les tôles devenant chaudes, il faut si possible diminuer les paramètres de soudage ou à défaut augmenter la vitesse de soudage pour éviter l'effondrement du cordon
- La très faible différence de température (quelques dizaines de degrés seulement) entre aluminium encore solide et aluminium devenant liquide et l'absence de changement significatif de couleur entre aluminium solide et aluminium liquide (alors que l'acier devient rouge puis jaune,...) ne facilite pas du tout la tâche du soudeur : il ne voit qu'au dernier moment, quand il se produit, l'effondrement ou le perçage.

B/ Avantages du soudage TIG de l'aluminium

Le soudage TIG en courant alternatif est de loin le meilleur procédé pour l'assemblage de tôles de 1 à 3 – 4 mm. A partir de 2 mm, l'utilisation de métal d'apport (baguettes en aluminium) est souvent nécessaire. Au dessus de 5 à 6 mm, ce procédé ne convient plus sauf à disposer de générateurs très puissants [29].

II.2.2 Soudage par le procédé MIG (Metal Inert Gas)

Dans la plupart des cas, il est conseillé d'utiliser la technique pulsée. Celle-ci permet de souder des épaisseurs plus faibles et diminue en même temps le risque de formation de porosités. De plus, la formation de projections est réduite. La gamme de gaz est similaire à celle utilisée pour le soudage TIG. L'ajout d'azote dans les mélanges Aluline N améliore la stabilité et compacité. Plus la tôle est épaisse, plus il est conseillé d'augmenter la teneur en hélium [28]. Dans le procédé MIG, le fil d'alliage d'aluminium est à la fois l'électrode et le métal d'apport. Le fil se dévide automatiquement à partir de sa bobine jusqu'à l'outil de soudage (torche ou lance) où il est utilisé. La source d'énergie est en courant continu (courant lisse). Les connections sont inversées en ce sens que la pièce à souder est branchée au pôle négatif pour assurer le décapage du film d'oxyde et en même temps la fusion du fil d'apport (figure II.3) [29].

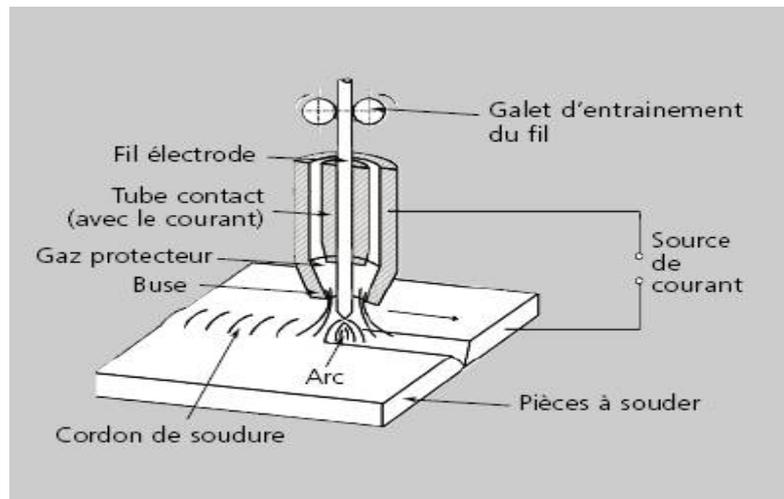


Figure II.3 : Principe de procédé de soudage MIG [29].

Il existe plusieurs procédés MIG.

- MIG manuel ;
- MIG automatique ;
- MIG à courant lisse ;
- MIG à courant pulsé [27].

La figure suivante montre clairement une microstructure d'un alliage d'aluminium Al-Cu-Mg soudé par le procédé MIG [30].

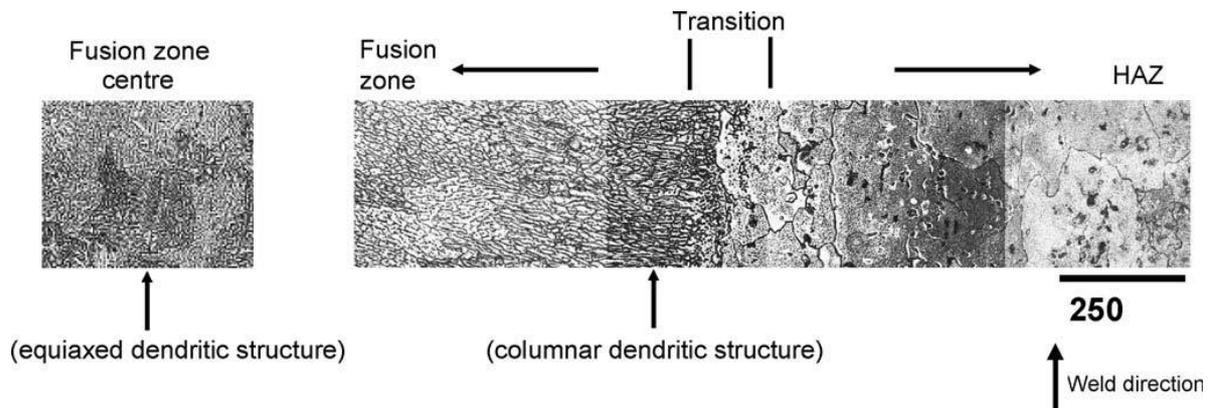


Figure II.4 : Microstructure d'un alliage d'aluminium (Al-Cu-Mg) soudé par le procédé MIG [30].

II.2.2.1 Avantages et difficultés liées au soudage MIG

Le soudage MIG convient bien pour le soudage des tôles au dessus de 3 mm. En dessous de 3 mm d'épaisseur et à fortiori en dessous de 2 mm, le soudage MIG n'est pas facile : le risque de perçage à l'amorçage est grand tout comme le risque d'effondrement ou de nouveau de perçage après quelques dizaines de mm de soudage [29].

II.2.3 Procédés de soudage particuliers

Le soudage plasma est une alternative possible au soudage TIG que l'on utilise de préférence pour le soudage automatisé. Il en est de même pour le procédé plasma MIG, combinaison des procédés MIG et plasma. Cette technologie permet de souder des tôles très épaisses en une seule passe avec une qualité très élevée. La technique MIG bi-fils regroupe deux fils-fusibles dans une même buse avec, dans la plupart des cas, deux dévidoirs et sources de courant séparées. Cette technique est de préférence utilisée pour la réalisation de cordons de grande longueur en position à plat ou sur des cordons circulaires [28].

Avec ce procédé, il n'est pas indispensable de faire avant soudage un brossage mécanique des abords de la soudure. Ce procédé est bien adapté pour des applications exigeant une bonne étanchéité et un bel aspect de surface. Il est possible de faire des soudures bout à bout jusqu'à 10 mm d'épaisseur en une passe après préparation de surface en V. La vitesse de soudage est plus élevée qu'avec le MIG classique [27].

II.2.4 Métaux d'apport pour le soudage TIG et MIG

Dans la plupart des cas, l'aluminium est soudé avec des matériaux de même nature ou de nature similaire. Afin d'éviter les fissurations lors du soudage, on utilise également pour les métaux à durcissement structural des métaux d'apport de types Al-Mg ou Al-Mg-Mn. Les métaux d'apport du type Al-Si ont une dureté moins élevée et acceptent mieux les contraintes mécaniques de l'opération de soudage. Il faut également tenir compte de la résistance à la corrosion et du traitement de surface qui suit. En soudage MIG, on utilise surtout des diamètres de 1,2 mm et 1,6 mm [28]. Le choix du métal d'apport doit être fait en fonction de l'importance relative des trois critères suivants : propriétés mécaniques, aptitude au soudage et résistance à la corrosion. Les bobines (ou les baguettes) de métal d'apport doivent être stockées dans leur emballage fermé. À l'ouverture de leur emballage, ces produits doivent être conservés dans une atmosphère sèche.

La condensation d'humidité à la surface du métal d'apport est dissociée dans l'arc électrique lors du soudage en oxygène et en hydrogène. Ce gaz absolument insoluble dans l'aluminium à l'état solide provoque des porosités dans le cordon de soudure.

Si les emballages doivent rester ouverts pendant une longue période (des mois) à l'air ambiant de l'atelier, il est recommandé de les sécher en étuve à 80 °C pendant une nuit avant utilisation [27].

II.2.5 Soudage au laser

Le développement du soudage de l'aluminium au laser a été rapide et concomitant à celui de la puissance des lasers. D'un côté, il y a les lasers CO₂ jusqu'à 20 KW et plus, et d'autre part les lasers Nd YAG de 6 KW et plus. Avec les lasers CO₂, l'orientation du faisceau est limitée tandis qu'avec les lasers Nd YAG les fibres optiques permettent d'amener le faisceau juste sur la zone à souder. Cette disposition apporte une grande flexibilité, en particulier pour la robotisation du matériel.

Le fort pouvoir réfléchissant de l'aluminium impose d'installer l'équipement laser dans une salle séparée où pendant le fonctionnement de la machine personne ne peut rentrer sans protection adéquate des yeux.

Le détecteur qui suit le mouvement du faisceau laser doit être protégé pour éviter d'être perturbé par les réflexions parasites. Ce procédé est principalement utilisé pour les demi-produits minces (1 à 4 mm). Les pièces à assembler doivent être découpées avec précision comme c'est le cas de la production en série de flancs pour l'automobile.

La vitesse de soudage peut atteindre jusqu'à 12 m/min pour des épaisseurs autour de 1 mm et encore 1 à 3 m/min pour des épaisseurs de 1,5 à 3 mm.

Comparé au MIG classique, ce procédé permet une production de composants avec des déformations géométriques réduites ainsi que des contraintes résiduelles faibles, une zone affectée thermiquement plus étroite.

C'est la conséquence directe de la grande vitesse de soudage et du faible apport de chaleur. Pour l'aluminium, le métal d'apport est toujours sous forme de fil [27].

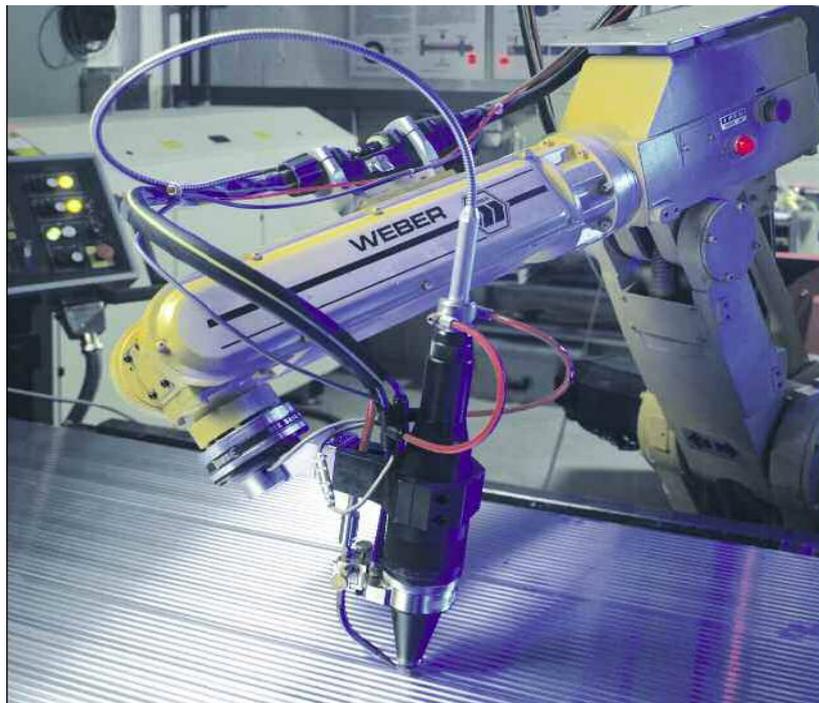


Figure II.5 : Soudage laser [27].

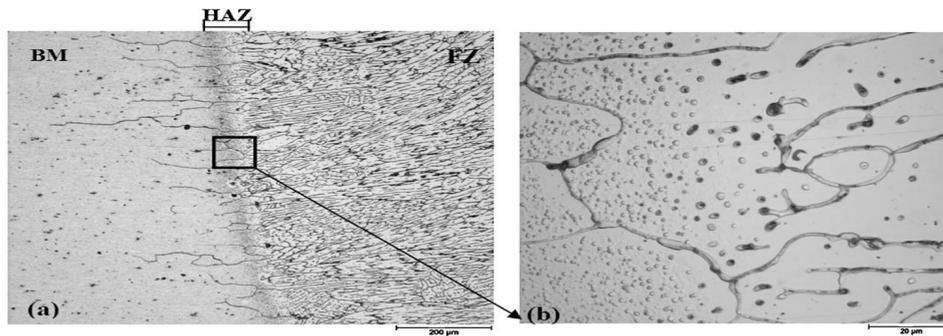


Figure II.6 : Microstructure d'une pièce d'alliage d'aluminium soudée par procédé laser [25] .

II.2.6. Soudage mixte MIG laser

La combinaison d'un arc électrique standard avec le soudage au laser apporte le bénéfice cumulé des avantages des deux procédés. Ce sont : bonne stabilité, grande vitesse de soudage, et un accroissement de la capacité d'assemblage. Le faisceau laser jaillit en avant de l'arc électrique mais tous deux convergent au même point de la surface du métal. Le gaz protecteur (de préférence un mélange hélium 70 % - argon 30%) provient de la torche MIG. Ce procédé est idéal pour souder en automatique et en continu, en une passe, des demi produits jusqu'à 10 mm d'épaisseur. Il convient bien aux pièces pour lesquelles les performances demandées sont moindres que pour celles soudées au laser. Il faut appliquer les mêmes mesures de sécurité que pour le soudage au laser [27].

II.2.7 Soudage par résistance

C'est une technique très courante dans l'industrie automobile mais peu répandue dans celle des véhicules industriels [27].

II.2.8 Soudage par friction FSW (Friction Stir Welding)

C'est un procédé nouveau qui est développé par le TWI (The Welding Institute) en 1991 et protégé par des brevets en Europe, aux USA et en Australie. Ce procédé fonctionne dans l'état solide, à une température au dessous du point de fusion du métal. Un outil en forme de doigt avec un épaulement avance en rotation dans le métal à une vitesse bien définie, le long de la ligne de contact entre les deux parties à assembler. La friction de l'outil dans le métal fournit l'énergie suffisante pour chauffer la zone dans laquelle l'outil avance. Sous l'effet des mouvements de rotation et de translation de l'outil, la déformation plastique du métal crée le joint de soudure [32].

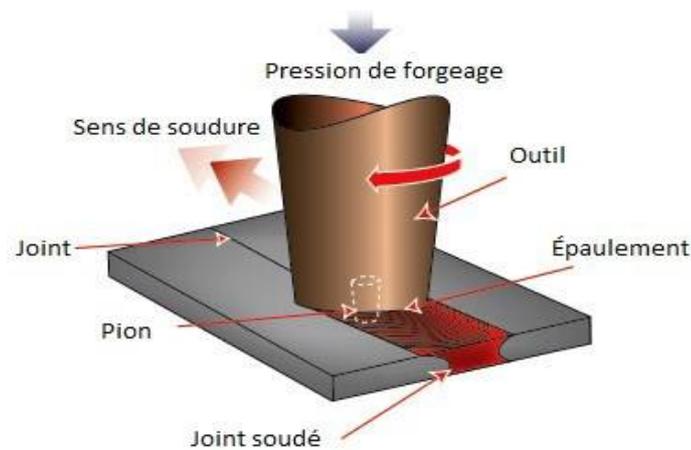


Figure II.7: Soudage par friction FSW [33].

Ce procédé peut être utilisé pour le soudage bout à bout, par recouvrement, les T-section et les soudures d'angle. Chacun de ces types de soudure nécessite un outil spécifique. Ce procédé fonctionne dans toutes les positions : horizontale, verticale, en plafond et en orbital.

Le soudage par friction peut souder des épaisseurs allant jusqu'à 50 mm, et 100 mm avec un outil de chaque côté.

Cette technique de soudage présente plusieurs avantages :

- ✓ Forte productivité, donc coûts potentiellement très bas,
- ✓ Peu de déformations même le long de la soudure,
- ✓ Excellentes propriétés mécaniques comme l'ont montré les tests de pliage, la mesure des caractéristiques mécaniques et les essais de tenue en fatigue,
- ✓ Pas de fumées
- ✓ Pas de porosité
- ✓ Pas de projections
- ✓ Pas de retrait
- ✓ Possibilités de souder dans toutes les positions
- ✓ Performance énergétique.
- ✓ Peu d'usure d'outil : un outil peut servir jusqu'à 1 000 mètres de soudure dans les alliages de la famille 6000
- ✓ Pas de métal d'apport
- ✓ Pas de gaz de protection

- ✓ Pas de certification des soudeurs
- ✓ Tolérance d'une préparation sommaire avant soudage de fines couches d'oxydes

Pas de meulage, de brossage ou de décapage sur les grandes séries.

Les limites du soudage par friction FSW se réduisent constamment du fait des efforts de recherche et de développement.

Toutefois, les principaux obstacles au développement de ce procédé sont actuellement :

- Le coût élevé de l'investissement qui appelle en conséquence une forte charge des machines pour rentabiliser l'investissement et atteindre le faible coût potentiel promis
- Les pièces à assembler doivent être solidement fixées sur le bâti de la machine
- Les lattes support sont obligatoires sauf dans le cas où deux outils travaillent de part et d'autre de la pièce à assembler
- Zone de dégagement de l'outil à la fin de chaque soudure
- Pas de métal d'apport pour la soudure [27]. Cette technique est de plus en plus utilisée pour le soudage des alliages d'aluminium (2xxx, 6xxx, 7xxx et série 8xxx) [31].

11.2.9 Soudage par faisceau d'électrons (FE)

Le soudage par faisceau d'électron (FE) constitue avec le soudage par laser les procédés dits de soudage par faisceaux à haute énergie. Ils présentent de nombreux avantages par rapport aux procédés de soudage par fusion « conventionnels ». Leur puissance spécifique (puissance par unité de surface) très élevée permet l'obtention de soudures à très grande profondeur de pénétration (jusqu'à 20 cm pour le FE). La zone affectée par la chaleur est très réduite et le cycle thermique est très bref du fait de la vitesse élevée du soudage. Les principaux défauts sont leur coût et l'encombrement de l'installation. Pour le soudage FE, la contrainte liée à la nécessité de travailler dans un vide (inférieur à 10^{-4} mbar) constitue en fait un avantage pour la protection du bain de fusion vis-à-vis des sources de pollution extérieures

Les paramètres de soudage par FE sont la puissance du faisceau (UI), la vitesse de soudage, la distance de tir et la focalisation. Par exemple pour obtenir une soudure d'un alliage Al-Zn-Mg (AZ5G) de 6 mm, il est recommandé d'utiliser une puissance de 1,5 kW et une vitesse de soudage de 120 cm/min La préparation des pièces à souder consiste essentiellement en un dégraissage complet des surfaces avant mise sous vide, et une démagnétisation dans le cas de matériaux magnétiques[34].

II.3 Effet de soudage sur la microstructure de la pièce soudée

L'assemblage par soudage est très utilisé bien qu'il induise des modifications importantes des propriétés. Le soudage des alliages à durcissement structural est même relativement récent [32], on peut lire : « Pour être qualifié de soudable, un alliage doit présenter des caractéristiques mécaniques sur cordon de soudure assez proches de celles du métal de base, ce qui élimine les alliages à traitement thermique ». Depuis les choses ont évolué: certaines nuances d'alliages présentant une bonne soudabilité ont été développées, et l'utilisation des faisceaux à haute énergie (électrons, lasers) permet de souder la plupart des alliages [33,35].

Dans les procédés de soudage par fusion, la structure résultante est composée de trois zones distinctes : la zone fondue (ZF), la zone affectée thermiquement (ZAT), et le métal de base (MB) (figure II.8). Les défauts qui peuvent résulter de l'opération de soudage sont nombreux (porosités, oxydation, fissuration à chaud, manque de fusion). Quelle que soit l'attention portée à la préparation de l'opération de soudage (choix du matériau, préparation des surfaces), ces défauts sont susceptibles d'apparaître ; le but est donc de limiter le plus possible les conditions de leur apparition. A titre d'exemple, la diminution de la teneur en cuivre dans les alliages de la série 7xxx diminue le risque de fissuration à chaud [36]. Après le passage du faisceau, des germes solides apparaissent dans le bain de fusion, puis la solidification dendritique se produit autour de ces germes (figure II.9). Les éléments d'alliages de l'aluminium sont solubles en phase liquide et de plus ils sont choisis pour leur solubilité décroissante avec la température dans la phase solide : ils sont donc repoussés sur les bords des dendrites. Au final, ce phénomène provoque une ségrégation des éléments d'alliages dans les espaces inter-dendritiques, et donc autour des joints de grains. Notons que c'est le même phénomène qui conduit à la fissuration à chaud ; ce défaut est donc susceptible d'apparaître dans tous les alliages d'aluminium [37]. Cependant les nuances les plus sensibles sont généralement connues, et la littérature fournit des indications sur la bonne ou mauvaise soudabilité des alliages

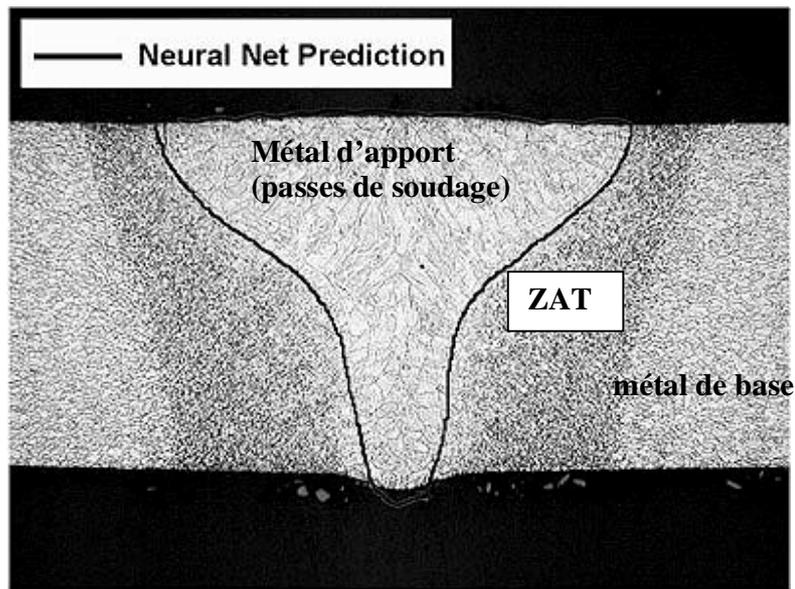


Figure II.8 : microstructure de soudure[38].

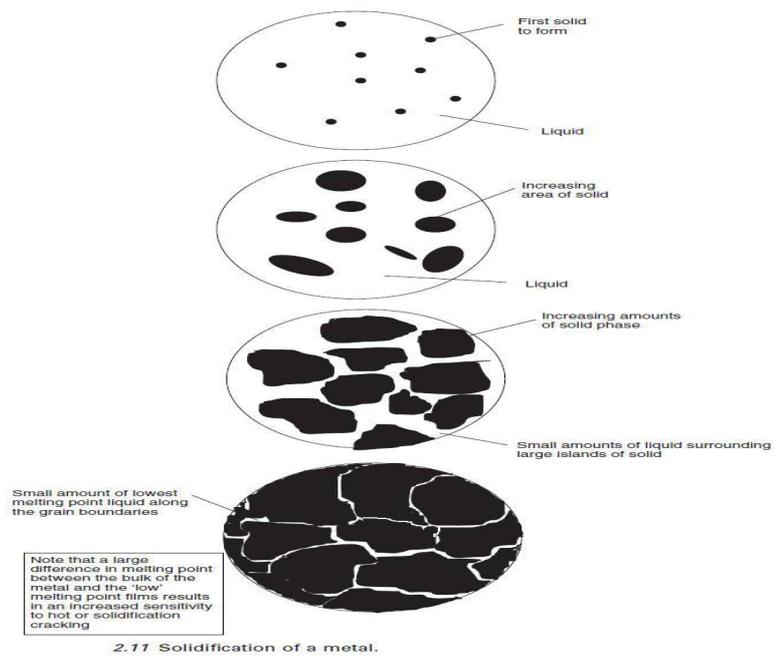


Figure II.9 : Représentation schématique de la solidification [37].

II.4 Aptitude de soudage de l'aluminium et ses alliages

L'aluminium pur se caractérise par une bonne aptitude de soudage mais a une tendance plus élevée à la formation de pores que les alliages d'aluminium vue sa bonne conductibilité thermique, un apport de chaleur est nécessaire et avec des parois de relativement épaisse, également le préchauffage avant le soudage [19].

A/ Alliage d'aluminium magnésium et d'aluminium silicium

La composition de ses alliage joue un rôle déterminant dans la tendance à la fissuration : les alliages Al-Mg avec 1.2% de magnésium et les alliages AlSi avec environ 0.75% présentent une tendance maximale à la fissuration à chaud (figure II.10)

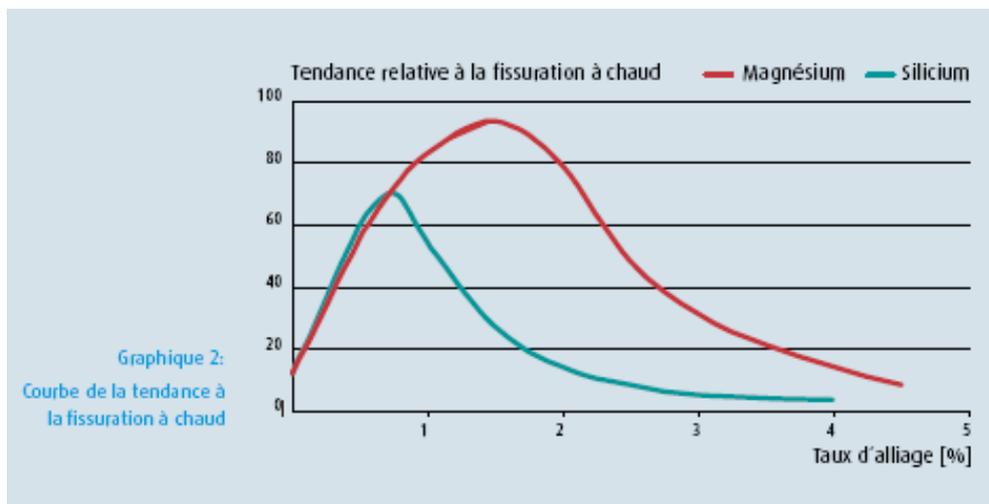


Figure II.10 : courbe de la tendance à la fissuration à chaud [39].

Comme règle approximative, on peut considérer que plus le métal d'apport fortement est allié moins sa tendance à fissurer au soudage sera grande. C'est pourquoi le métal d'apport est toujours nettement sur allié avec 2% de silicium ou 3.5% de magnésium. On obtient également une amélioration des propriétés de soudage par addition de manganèse ou de chrome, c'est pourquoi l'AlMg4.5 est plus apte au soudage que les sortes Al-Mg [19].

B/ Alliage d'aluminium-magnésium-silicium (Al-Mg-Si)

Ce groupe d'alliage est fort sujet aux fissures indépendamment de sa composition, c'est pourquoi pour le soudage, on n'utilise pas de métal d'apport de la même série, mais du SG-

AlSi5 selon DIN 1732. Si par contre la pièce doit être anodisée après le soudage, on utilisera le SG-ALMg3 comme métal d'apport. Si des exigences élevées, on choisira le SG-ALMg4.5Mn.

Tableau II.1: aptitude de soudage de divers alliages d'aluminium [40].

| Alliages | Aptitude de soudage | Métal d'apport |
|------------------------------|---------------------------------------|-----------------------------------|
| Al99.0-99.98 | Bonne | SG-Al99.5, SG-Al99.5Ti, SG-Al99.8 |
| AlMn0.2-ALMn1 | Très bonne | SG-ALMn, SG-ALMg3...5 |
| ALMg1-ALMg5 | Bonne | SG-ALMg3, SG-ALMg5, SG-ALMg4.5Mn |
| ALMg4.5Mn | Très bonne | SG-ALMg5, SG-ALMg4.5Mn |
| ALMgSi, AlSiMg, AlSiMgMn | Bonne | SG-ALMg3...5, SG-AlSi5 |
| AlCuMg | Tendance à la fissuration à chaud | |
| AlZnMg Exemple AlZn4.5Mg1 | Uniquement alliage AlZn4.5Mg1 bonne | SG-ALMg5, SG-ALMg4.5Mn |
| AlSi5-ALSi12 | Avec un taux de cuivre inférieur à 1% | AlSi5, SG-ALSi12 |

C/Alliages d'aluminium-zinc-manganèse (Al-Zn-Mg)

Les alliages AlZnMg sont trempants et ont la tendance à se fissurer au soudage en raison de la quantité de composant d'alliages. C'est pourquoi il n'est pas possible de souder avec un alliage de même type. L'alliage AlZn4.5Mg1 est considéré comme très apte au soudage. Généralement on utilise les métaux d'apport trempant SG-ALMg5 et SG-ALMg4.5Mn

D/ Alliage d'Al-Mg-Cu et d'Al-Zn-Mg-Cu

Les alliages de cette composition sont trempant à haute résistance et sont considérés comme très sujet à la fissuration c'est pourquoi le soudage par fusion n'est possible que sous certaines conditions en fonction de la teneur en cuivre [40].

II.5 Problèmes reliés au soudage des alliages d'aluminium

I.5.1 Introduction

L'aluminium possède plusieurs caractéristiques intrinsèques propices à la formation de défauts. Parmi celles-ci figurent la conductivité thermique élevée, le coefficient de dilatation thermique élevée, ainsi qu'une différence importante entre la solubilité de l'hydrogène à l'état solide et à l'état liquide. De plus, l'aluminium est un métal extrêmement réactif sur lequel se forme une couche d'oxyde d'aluminium étanche en surface. Dans le cas des alliages d'aluminium, en plus de posséder les caractéristiques du métal pur (Al), ils possèdent aussi un intervalle de solidification (différence de température entre le solidus et le liquidus) qui peut être plus ou moins grand, selon les éléments d'alliage. De plus, certains de ces éléments d'alliage peuvent subir une évaporation préférentielle lors du soudage. Ces caractéristiques peuvent provoquer de nombreux défauts lors du soudage des alliages d'aluminium comme ils sont montrés dans la figure(II.11) [40].

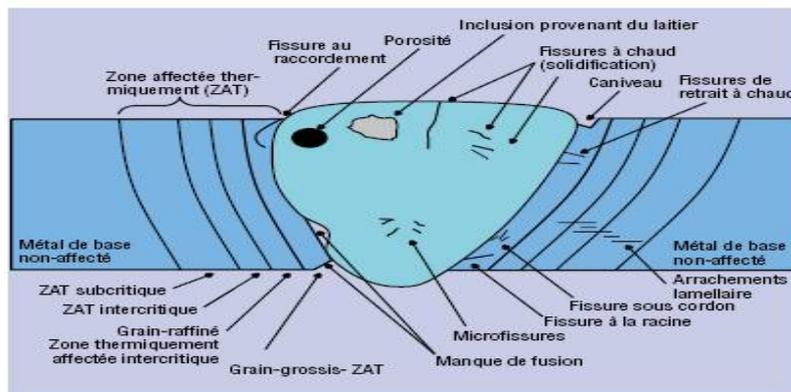


Figure II.11: Schéma illustrant les différentes régions de la zone affectée thermiquement (ZAT) dans une soudure à passe unique et les défauts éventuels [41].

II.5.2 Porosité

Le problème de porosité dans la zone fondue du joint soudé est un défaut souvent imperceptible en surface (figure II.12), mais qui peut diminuer sensiblement les propriétés mécaniques du joint, particulièrement en fatigue [40]. La formation de porosité lors du soudage d'alliages d'aluminium peut être causée par deux phénomènes : la présence de gaz dans le bain de métal en fusion ou l'instabilité du capillaire lors du soudage par procédé à haute densité de puissance. Dans le cas des alliages d'aluminium, l'hydrogène représente le gaz

nuisible en raison de sa grande différence de solubilité à l'état solide et à l'état liquide. En effet, pour l'aluminium pur, au point de solidification, la solubilité à l'hydrogène passe de $0,036 \text{ cm}^3 \cdot \text{g}^{-1}$ à $0,69 \text{ cm}^3 \cdot \text{g}^{-1}$. À l'intérieur du mélange, le gaz produit des amas (bulles) insolubles qui restent prisonniers si le temps de refroidissement est insuffisant à leur évacuation [42,43]. Bien que les procédés de soudage soient protégés par un gaz inerte, la présence d'hydrogène à l'intérieur du métal en fusion est possible. Plusieurs sources potentielles à la contamination de la zone fondue par l'hydrogène sont connues. Premièrement le métal d'apport sous forme de fil peut être contaminé par la présence d'humidité ou de graisse. Un entreposage adéquat des matériaux d'apports est nécessaire afin de minimiser la contamination. La deuxième source est la qualité du gaz de protection utilisé lors du soudage. En effet si le gaz est contaminé par l'humidité ou s'il n'est pas utilisé en quantité suffisante pour protéger la zone fondue de l'atmosphère, la formation de porosité est quasi assurée. Il faut donc bien nettoyer la surface du métal de base de tout dépôt de graisse et d'humidité avant le soudage [40].



Figure II.12: Problème de porosité dans la zone fondue [42].

II.5.3 Formation d'une couche d'oxyde

L'aluminium et ses alliages sont très réactifs à l'atmosphère, ce qui signifie qu'une mince couche d'oxyde se forme instantanément au contact de l'air. Cette couche de céramique (Al_2O_3) est à la fois isolante d'un point de vue thermique et d'un point de vue électrique. De plus, le point de fusion du métal pur est de 660°C , tandis que celui de l'oxyde est supérieur à 2000°C . L'introduction de particules d' Al_2O_3 à l'intérieur du joint soudé peut grandement diminuer les propriétés mécaniques de ce dernier, car l'alumine est un composé fragile et très dur. Il est donc impératif d'éliminer la couche d'oxyde afin de produire un joint continu lors du

soudage des alliages d'aluminium. Pour ce faire, un nettoyage de tous résidus graisseux est nécessaire, suivi d'un nettoyage mécanique effectué à l'aide d'une brosse en acier inoxydable. Pour le soudage par procédé à l'arc électrique ou au laser, deux principales méthodes sont possibles afin d'éliminer cette couche. Premièrement, les températures atteintes lors du soudage par faisceau laser sont très élevées, la couche d' Al_2O_3 est alors évaporée lors du passage de l'appareil de soudage. Dans le cas du soudage à l'arc, la couche d'oxyde peut être décapée lorsque l'appareil est employé en mode électrode positive, où le bombardement d'ions positifs aura pour effet de briser cette couche indésirable [40].

II.5.4 Vaporisation d'éléments d'alliage

La plupart des alliages d'aluminium utilisés en ingénierie sont composés de plusieurs éléments différents. De ces derniers, le magnésium, le zinc et le lithium sont des métaux utilisés qui permettent l'augmentation des propriétés mécaniques de l'alliage et qui possèdent un point d'ébullition plus bas que celui de l'aluminium. Une caractéristique importante du magnésium, du zinc et du lithium est qu'ils possèdent tous une pression de vapeur à l'équilibre beaucoup plus élevée que celle de l'aluminium à toutes températures. Les deux propriétés (bas point de fusion et grande pression de vapeur) du zinc, magnésium et lithium ont pour effet de faciliter leur évaporation lors du soudage. La perte de ces éléments d'alliage entraîne une chute des propriétés mécaniques dans la zone fondue. Bien entendu, cette perte peut être compensée par le matériau d'apport. Cependant, puisque le taux de vaporisation n'est pas parfaitement contrôlé, il est très difficile d'obtenir un mélange précis. La fissuration à chaud est causée par une contrainte supérieure à la limite à la rupture de l'alliage à haute température. La diminution des propriétés mécaniques implique alors une augmentation de la sensibilité à la fissuration à chaud [40].

II.5.5 Perte de propriétés mécaniques

La perte de propriétés mécaniques ne provient pas uniquement de l'évaporation des éléments d'alliage. En effet, plusieurs interactions métallurgiques ont lieu lors du cycle de chauffage et refroidissement auquel les pièces soudées sont soumises. La morphologie des grains du matériau change entre les trois zones principales : la zone de métal de base, la zone affectée thermiquement et la zone fondue. Il est possible de voir le schéma de ces zones à la (figure II.11), en incluant les zones transitoires entre la zone fondue et la zone affectée thermiquement. La zone partiellement fondue contient une partie solide (les grains) ainsi

qu'une certaine partie liquide (les joints de grains). La température atteinte dans cette zone implique alors la fusion des joints de grains possédant une composition différente de celle des grains. Le métal de base, celui non-affecté par la chaleur du procédé de soudage, n'est pas altéré et possède la même microstructure et les mêmes propriétés mécaniques que précédant le soudage. Dans la zone affectée thermiquement, le matériau a subi une élévation de température inversement proportionnelle à la distance à la zone fondue. Pour tous les alliages, l'augmentation de la chaleur amène la croissance des grains et des phases durcissantes pour les alliages à durcissement structural. Dans les deux cas, ce changement provoque une diminution des propriétés mécaniques. Finalement, la zone fondue, celle qui a atteint le point de fusion de l'alliage soudé, possède une microstructure caractéristique de la vitesse de soudage et de l'énergie introduite. Le taux de refroidissement quant à lui contrôle la grosseur et la géométrie des grains formés ainsi que la composition des phases présentes dans l'alliage. La composition du métal de base, du métal d'apport et du taux de dilution influencent aussi la formation des phases métallurgiques [40].

II.5.6 Fissuration à chaud

Suite au soudage, le refroidissement puis la solidification de la zone fondue entraînent une diminution du volume. En effet, le métal se contracte avec la diminution de chaleur (coefficient de dilatation thermique), ainsi que lors du changement de phase entre l'état liquide et l'état solide (retrait de solidification). Si cette contraction ne s'effectue pas librement, à cause de la géométrie de la pièce ou du système de bridage, il en résulte des contraintes à l'intérieur du matériau [11, 35, 40]. Par conséquent, le matériau peut ou non supporter cette déformation selon l'ampleur des contraintes, en tenant compte de ses propriétés de ductilité, de résistance mécanique et de rigidité. Les fissurations à chaud ont lieu au tout dernier moment de la solidification, lorsque le matériau est dans un état semi-solide [38]. En effet, lorsque le matériau est à l'état liquide, la formation de fissures est impossible, tandis qu'à l'état solide, la force de cohésion entre les grains du matériau n'est plus négligeable par rapport à la force induite par les contractions thermiques. Les fissures à chaud se propagent donc dans le liquide interdendritique, présent aux joints de grains alors que le matériau est dans un état semi solide. Comme les fissures se forment dans un intervalle de température assez limité, près du solidus, ces dernières se propagent perpendiculairement au front de solidification comme l'illustre la figure II.13 [40].

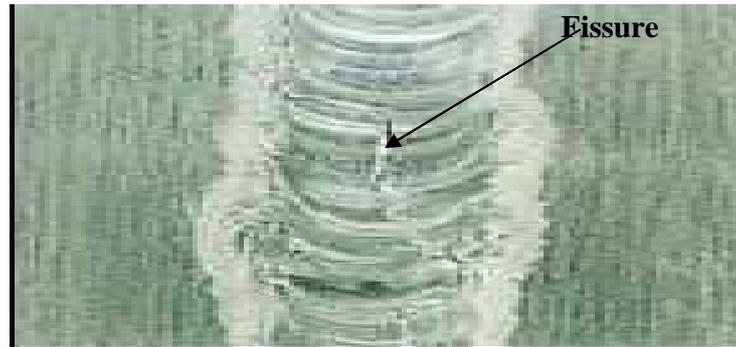


Figure II.13 : Exemple de fissure à chaud [42].

II.5.7 Problème de l'apparition de soufflures

Une des principales causes de l'apparition des soufflures dans le métal d'apport déposé est la chute abrupte de la solubilité des gaz lors de la solidification. Ici, c'est principalement l'hydrogène qui apparaît, vu que l'oxygène éventuellement présent est lié à l' Al_2O_3 pour former de l'azote nitrure d'aluminium. La baisse de la solubilité du gaz conduit au dégagement de petites cloques submicroscopiques qui continuent à se gorger de gaz et se déplacent vers le haut à l'intérieur du métal en fusion. Lorsque la vitesse de soudage est élevée et que le bain de fusion se solidifie rapidement, le dégazage n'a pas le temps de s'effectuer entièrement et des soufflures apparaissent dans le métal d'apport. Le problème des soufflures se pose plus pour le soudage MIG que pour le procédé TIG qui est relativement plus stable où il y a moins d'air ambiant humide qui s'infiltrerait dans l'atmosphère protégée. Ci-dessous, nous indiquons les principales mesures à prendre pour éviter l'apparition de soufflures :

- La surface de la matière de base et de la matière d'apport doivent être propres et sèches
- Traiter les pièces au préalable par ponçage, décapage, dégraissage
- Arc stable et guidage sans à-coups de la torche
- Le flux de gaz de protection doit être exempt de turbulences-dosage et degré de pureté corrects de gaz
- Buse de gaz de protection largement dimensionnée, propreté de la buse
- Le faisceau doit être le plus court possible
- Utiliser une torche avec un système de refroidissement fermé
- Rincer suffisamment longtemps avant le soudage

- Prévoir une protection de la racine
- Souder autant que possible en position PA ou PF
- Éviter les positions de soudure PC et PE [42]

II.5.8 Coloration anormales au niveau de la soudure

Des colorants anormales, plus ou moins fortes, peuvent apparaître dans la zone de soudure, indépendamment du procédé de soudage utilisé. Elles augmentent avec le taux de magnésium et de silicium. Si une anodisation est prévue après le soudage, on peut s'attendre à un changement assez important de couleur sur les alliages hétérogène surtout lorsque certains composants de la structure sont décapés lors de l'anodisation ou éliminés par la solution électrolytique [42].

*C*hapitre III :

*T*raitements thermiques *des alliages d'Aluminium*

III. Traitements thermiques des alliages d'aluminium

III.1 Définition

Les traitements thermiques des métaux sont des opérations de chauffage suivi de refroidissement qui ont pour but de donner à une pièce métallique les propriétés les plus convenables pour son emploi ou sa mise en forme. Ils permettent d'améliorer dans une large mesure les caractéristiques mécaniques d'un métal de composition déterminée, les buts principalement recherchés étant l'augmentation de la limite élastique et la diminution de la fragilité [6].

Les traitements thermiques ont pour but de modifier la nature et la répartition des constituants d'un matériau. Selon le domaine d'application du matériau les traitements peuvent améliorer ou détériorer les propriétés mécaniques des matériaux. En général, les traitements thermiques en métallurgie sont : la trempe, le revenu, le recuit et le vieillissement [43].

III.1.1 Vieillessement thermique

Le terme vieillissement désigne l'évolution (généralement défavorable) des propriétés d'un matériau au cours du temps par interaction en volume avec un facteur physique environnant. Bien que la distinction soit parfois difficile, le terme de corrosion désigne plus spécifiquement une dégradation et/ ou une perte de matière par réaction chimique du matériau avec son environnement, réaction qui se produit en surface de la pièce considérée. L'usure est une perte de matière d'origine mécanique, consécutive au mouvement relatif de deux surfaces solides en contact. L'évolution des propriétés mécaniques d'un métal écroui soumis à une température supérieure ou égale à environ 0.5 de la température de fusion par restauration ou recristallisation constitue un exemple typique de vieillissement thermique [44].

III.1.2 Vieillessement naturel

Les alliages traités thermiquement voient leurs propriétés changées une fois revenus à la température ambiante après leur traitement thermique. Ceci est appelé vieillissement naturel. Le taux de vieillissement change selon le type d'alliage et également dans un type d'alliage, de sorte que le vieillissement naturel est stable pouvant durer de quelques jours jusqu'à plusieurs années. Certains alliages de la série 6000 qui sont durcissant et peuvent atteindre une dureté maximale après un mois à la température ambiante [44].

III.1.3 Vieillessement artificiel

Il consiste en un chauffage à une température au-dessus de la température ambiante, et en maintient selon les objectifs désirés et la nature du matériau traité, la précipitation s'accélère et la dureté augmente encore par comparaison au vieillissement naturel. Ceci est

appelé vieillissement artificiel et il est effectué à des températures allant jusqu'à 240°C (100 à 240°C dans le cas de la série 6000) Pendant le vieillissement artificiel à une température donnée, la dureté augmente jusqu'à atteindre une valeur maximale après un temps de maintien donné [44].

III.2 Types de traitements thermiques des alliages d'aluminium

On distingue :

III.2.1 Traitements d'homogénéisation

Ce sont des traitements comportant un chauffage à température relativement élevée appliqués à certains produits bruts de fonderie ou corroyés et destinés le plus souvent à faciliter la transformation à chaud ou à froid (filage, étirage, laminage, forgeage). Ils consistent en général en des maintiens de 6 à 48 heures à des températures allant de 450°C à 610°C, qui ont pour but général de dissoudre les phases métalliques en excès et de réaliser une homogénéisation de la composition de la solution solide. Le corroyage est une opération consistant à déformer un métal avec allongement, généralement, mais non obligatoirement dans un sens privilégié: il est effectué à chaud, à tiède, à température ordinaire et permet par déformation appropriée (forgeage, matriçage, laminage, filage...) d'obtenir des produits à la forme désirée. Il est défini par le rapport de corroyage S/s avec :

S : section avant déformation;

s : section après déformation;

Il ne faut pas confondre le corroyage avec l'érouissage. L'érouissage est la modification de l'état structural d'un métal ou d'un alliage résultant d'un corroyage ou d'une déformation plastique localisée à température ordinaire (par fois à tiède). Il est défini par la réduction de section $[(S-s)/S] \times 100$. Cette expression doit remplacer celle du taux d'érouissage qui correspond au rapport : $[(S-s)/S] \times 100$ [44].

III.2.2 Traitements d'adoucissement

Ils ont pour but d'adoucir un métal ou un alliage durci par érouissage ou par trempe structurale. Dans les cas de l'érouissage, ce sont les traitements de restauration et les recuits de recristallisation. Ces traitements ont des effets semblables à ceux décrits pour l'aluminium. Seules les températures de traitement sont plus élevées pour les alliages :

- Le traitement de restauration est effectué à 200-300°C pendant une à 8 heures; la structure ne se modifie pas, pourtant les caractéristiques mécaniques évoluent d'autant plus que la température est plus élevée et le temps de maintien est plus long. Au niveau atomique il n'y a qu'une réorganisation des dislocations engendrées par l'érouissage :

- certains s'annihilent, d'autre se réarrangent au joints et sous joints de grains d'où la malléabilité de l'alliage.
- Le traitement de recristallisation est effectué à 300-400°C pendant 0.5 à 3 heures ;
Les atomes se regroupent suivant des nouvelles directions pour former un petit cristal d'orientation quelconque. Avec le temps de nouveaux atomes viennent s'agglutiner autour du petit cristal jusqu'à ce que les nouveaux grains se rejoignent pour donner la structure macrographique de recristallisation primaire. Si l'on augmente la température ou la durée de maintien, on obtient des structure de recristallisation secondaire à très gros grains. Au contraire, Si l'on stoppe ce traitement de recuit par un temps trop court, on obtient des états partiellement recristallisés.

Dans le cas de la trempe structurale, c'est un recuit de précipitation qui consiste en un chauffage assez prolongé à température comprise entre la température de revenu et la température de mise en solution d'un produit trempé et mûri ou revenu dans le but d'obtenir un adoucissement relativement important par évolution des précipités provenant des constituants de l'alliage[44].

III.2.3 Traitements thermique de trempe structurale

Ce traitement va être défini par :

- Un traitement de mise en solution: la température de ce traitement est très précise car dans le cas général, le domaine $T_s - T_l$ n'est pas important. Il faut en particulier éviter d'atteindre la température de brûlure pour la quelle l'alliage commence à fondre aux joints de grains. La régénération de l'alliage par traitement thermique ou mécanique est alors impossible. Pour éviter la brûlure due à la ségrégation mineur on évite de dépasser la température TE (eutectique).
- Une vitesse critique de trempe qui est la vitesse minimale permettant d'obtenir à température ambiante la solution solide sursaturée.
- Un traitement de maturation ou de revenu. Certains alliages sont favorablement influencés par un temps d'attente entre trempe et revenu. Un écrouissage entre trempe et revenu est conduit à des effets favorables dans certains cas [45].

III.3 Différentes étapes d'un traitement thermique des alliages d'aluminium

III.3.1 Mise en solution

Lors d'un maintien de la température au dessus du solvus des éléments d'alliage (ou du système considéré), ces derniers sont en grande partie dissous dans la matrice

d'aluminium. La température de mise en solution est choisie de telle sorte que ce soient les composés participants à la précipitation durcissante qui soient dissous

III.3.2 Trempe

La trempe consiste en un refroidissement suffisamment rapide de cette solution solide pour que les précipités intermétalliques stables n'aient pas le temps d'être formés. L'état résultant est métastable : c'est une solution solide sursaturée en éléments d'alliages, et également en lacunes. La vitesse critique de trempe est la vitesse minimale du refroidissement après mise en solution qui garantit que la totalité du soluté reste en solution solide [8].

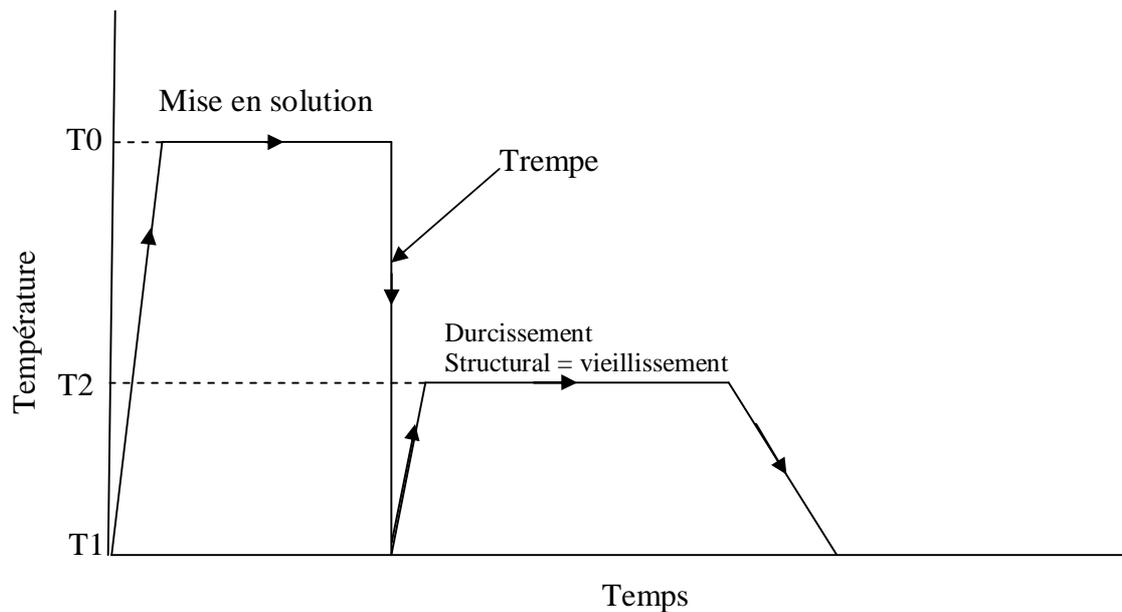


Figure III.1 : Schéma du traitement thermique (mise en solution et trempe)

III.3.3 Détentionnement par revenu (ou stabilisation)

Après la trempe, des contraintes résiduelles peuvent apparaître au sein du matériau, d'autant plus que le produit est épais. Afin de réduire ces contraintes, un traitement de dimensionnement est appliqué : il consiste en une déformation plastique d'environ 2% obtenue par traction ou par compression [40]. Donc le but est de produire une relaxation des contraintes internes résiduelles dues au choc thermique de la trempe et de permettre la formation de phases durcissant par précipitation [8]

III.3.4 Maturation

Durant une période de maturation à température ambiante (ou vieillissement naturel), cette solution solide se décompose pour former les zones GP (les zones de Guinier-Preston). Cette étape dure généralement plusieurs jours, et conduit à une augmentation notable de la dureté de l'alliage. Les lacunes apparues au moment de la trempe favorisent la cinétique

d'apparition des zones GP; Qu'Elles sont le résultat des premiers stades de décomposition d'une solution solide après une trempe. La solution solide se décompose pour former des amas de faible taille (<1 nm) riches en atomes de soluté : ces amas sont connus sous le nom de « zones Guinier-Preston », ou plus simplement zones GP. Leur formation semble dépendre fortement de la concentration en lacunes suivant la trempe, et donc de la vitesse de trempe [46].

III.3.5 Revenu

Un traitement thermique ultérieur à température modérée (100 à 200°C), dit traitement de revenu ou vieillissement artificiel, conduit à un maximum de durcissement par apparition de phases métastables réparties de manière homogène dans les grains, de taille comprise typiquement entre 15 et 60 Å. Si le temps de maintien du revenu est trop long, la phase stable apparaît et la dureté diminue progressivement : on parle de sur-revenu [46].

Au cours de ces modifications microstructurales, les propriétés mécaniques évoluent et la figure III.2 représente schématiquement l'évolution de la microdureté au cours d'un traitement thermique (l'état T3 correspond à un état trempé, déformé et mûri à température ambiante).

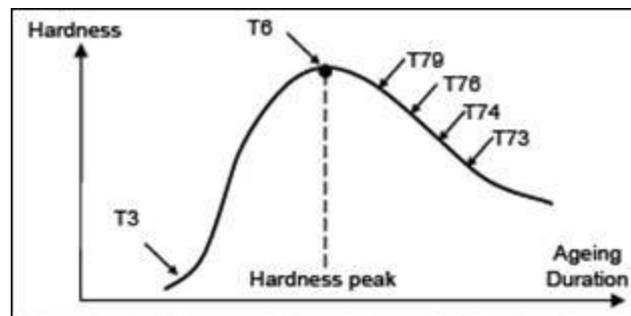


Figure III.2 : Evolution schématique de la microdureté au cours du traitement thermique [45].

III.4 Désignation des états métallurgiques

Pour modifier la microstructure et les propriétés d'un métal il est également possible de procéder à des traitements thermiques sur l'alliage solidifié. Ces traitements reposent sur différentes étapes telles que la mise en solution, la trempe, le vieillissement artificiel ou naturel ou encore le survieillissement. L'état métallurgique d'un alliage, en lien avec ses propriétés mécaniques, résultant de l'application d'un traitement thermique, est représenté par une désignation standard, décrite pour les alliages corroyés dans la norme NF EN 515. Un

traitement thermique est désigné par la lettre « T » suivi d'au moins un numéro de 1 à 9. Voici une liste des principales désignations susceptibles de nous intéresser :

- ✓ T4 : c'est l'état après une mise en solution suivi d'un vieillissement naturel jusqu'à l'obtention d'un état pratiquement stable.
- ✓ T6 : c'est le traitement de revenu dit « au pic de durcissement ».
- ✓ T7 : c'est un état de sur-revenu, la phase stable apparaît, la dureté diminue. Cependant, certaines propriétés peuvent être améliorées par un tel traitement (ténacité, résistance à la corrosion).

Dans le cas d'un détensionnement après trempe, deux chiffres sont ajoutés : 51 pour un détensionnement par traction, et 52 dans le cas du détensionnement par compression. A titre d'exemple, sur la figure III.2 est représenté le traitement thermique type T652 d'un alliage d'aluminium de série 7XXX où le revenu se fait en deux étapes, ce qui permet d'améliorer la résistance à la corrosion et qui peuvent se succéder de différentes façons.

La nomenclature définie par l'Aluminium Association conduit à ajouter à la désignation normalisée de l'alliage l'un des suffixes suivants :

- F pour brut de coulée,
- O pour recuit,
- T4 pour une mise en solution suivie d'une trempe
- T5 pour une mise en solution, trempe, suivie d'un vieillissement naturel
- T6 pour une mise en solution, trempe, suivie d'un vieillissement artificiel
- T7 pour une mise en solution, trempe, suivie d'un sur-vieillissement [8,47]

III.5 Traitement thermique des alliages métalliques par recuits

Le recuit est utilisé pour:

- (1) Eliminer les contraintes résiduelles
- (2) Diminuer la dureté et améliorer la ductilité et ténacité
- (3) Produire une microstructure particulière

Tous les recuits comportent trois étapes:

- (1) Chauffage jusqu'à obtention de la température désirée,
 - (2) Maintien de cette température pendant le temps d'incubation nécessaire,
 - (3) Refroidissement, généralement à température ambiante
- ✓ Pour éviter fissuration et gondlements, la vitesse de refroidissement doit être assez lente pour permettre à la température de s'homogénéiser dans toute la pièce.

- ✓ Le recuit doit être assez long pour permettre à laisser le temps à la transformation de se compléter [48].

On distingue plusieurs types de recuit [48,49]:

III.5.1 Recuit d'homogénéisation

Ce recuit s'applique aux aciers bruts de coulée. Il a pour but d'éliminer les hétérogénéités chimiques de l'austénite en carbone et en autres éléments.

III.5.2 Recuit de régénération

Il a pour but de réduire le diamètre des grains d'un acier ayant subi une surchauffe au cours du moulage ou d'un recuit d'homogénéisation. Certains éléments comme Mn, P et Si laissent grossir le grain, l'addition de l'aluminium limite la grosseur du grain austénitique qui est par refroidissement conduit à une structure ferritique fine.

III.5.3 Recuit complet

Ce traitement s'effectue sur des pièces qui ont subi des traitements thermiques et mécaniques variées, afin de faciliter leur usinage ou la déformation à froid.

III.5.4 Recuit de détente (stabilisation)

Il a pour but de relâcher plus ou moins complètement les contraintes propres dues à la solidification et aux traitements thermomécaniques.

III.5.5 Recuit de recristallisation

Ce traitement thermique généralement s'effectue sur un matériau écroui. Ceci introduit l'apparition d'un agrégat de cristallites désorientées les uns par rapport aux autres et de tailles variées. On note la présence d'une forte densité de défauts (dislocation) dans le matériau déformé. Le recuit de recristallisation a pour but un nouvel réarrangement de ces cristallites avec l'augmentation de leur désorientation. Dans ce recuit on distingue trois stades successifs : restauration, recristallisation primaire et croissance des grains.

III.6 Effet de traitement thermique sur la taille de grain des alliages d'aluminium

La taille de grain dans les alliages d'aluminium est souvent millimétrique, et englobe généralement au minimum une dendrite. Le grain a une importance lors du traitement thermique et la germination des dendrites lors du revenu se fait sur les dislocations. Les joints de grain constituent des puits de concentration de lacunes à cause de leur désorientation et ils ancrent ces dernières lors de la solidification (lente). On a donc une concentration de lacunes moyenne au centre du grain, faible au bord et très forte au joint de grain [8].

Généralement l'effet du traitement thermique est observé comme suit :

généralement évaluée par les propriétés de traction. Le traitement thermique de l'aluminium et ses alliages est toujours conduit à une variation dans ses propriétés mécaniques et tant que les propriétés mécaniques dépendent de plusieurs variables donc on peut aller loin pour expliquer l'effet de traitement thermique sur les propriétés mécanique de l'aluminium et ses alliages.

Parmi les nombreuses variables qui influent sur les propriétés mécaniques des alliages d'aluminium-silicium on peut citer :

- ✓ Type d'alliage et la variation de la composition chimique.
- ✓ La solidité du métal, qui peut être affectée par une porosité gazeuse, la porosité et le retrait des inclusions non métalliques.
- ✓ Caractéristiques métallurgiques, dont des exemples la taille des grains et la distribution des constituant.
- ✓ Taux de solidification, qui peut être directement liée à l'espacement des bras de dendrites.
- ✓ Le traitement thermique, qui provoque la transformation de phase à l'état solide de l'alliage [25,51,62].

III.8 Traitement thermique d'un alliage aluminium-silicium

On peut distinguer deux effets du traitement thermique, le premier sur les éléments d'alliages, autres sur le silicium. En ce qui concerne les éléments d'alliages les plus classiques comme Mg, Cu ou Zn, étant donné que la solubilité de ces éléments dans α -Al est maximale à l'approche de la température eutectique, les traitements avec mise en solution et trempe, peuvent conduire à la disparition de certaines phases puis à leur précipitation fine lors d'un traitement de type vieillissement. Cette évolution correspond à l'existence d'une forme de durcissement structural pour les alliages contenant Cu ou Mg par la précipitation d' Al_2Cu , Al_2CuMg ou Mg_2Si . Le traitement thermique a également un effet sur les particules de Silicium dont la morphologie change au cours d'un traitement de mise en solution à haute température pendant lequel on constate une globularisation des particules qui perdent leur morphologie typique en plaquette. Cette évolution morphologique limite les concentrations de contraintes au voisinage des particules de Silicium ce qui permet globalement une amélioration des propriétés mécaniques de l'alliage. La variété des compositions possibles autour de l'eutectique Al-Si et les possibilités de traitement thermique permettent d'accéder à une large gamme de propriétés pour les alliages [22].

Chapitre IV :

Méthodes et procédures expérimentales

IV. Méthodes et procédures expérimentales

IV.-1 Introduction

Le problème de soudabilité de l'aluminium et de ses alliages reste un sujet de recherche d'actualité, car ce matériau est d'un grand intérêt industriel.

L'objectif de ce travail consiste à étudier l'effet de soudage sur un alliage d'aluminium AlSi12 élaboré au niveau de l'usine IMO de Constantine –Algérie-. Les différentes techniques de caractérisations utilisées sont :

- ✓ Une étude microstructurale à été suivi par la microscopie optique, le microscope électronique à balayage (MEB) et la diffraction des rayons X.
- ✓ Le comportement mécanique de cet alliage à été suivi par l'étude des contraintes résiduelle à l'aide de DRX et l'étude de microdureté à l'aide d'un micro- duromètre.

IV.2 Matériaux utilisés

Notre étude a été faite sur des échantillons d'un alliage d'aluminium connu sous le nom chimique AlSi12 selon la norme (DIN EN231). Les matériaux étudiés sont élaborés au niveau de l'usine IMO de Constantine ; le tableau suivant présente la composition chimique de l'alliage d'aluminium utilisé en pourcentage massique.

Tableau IV.1 : Composition chimique de l'alliage d'aluminium Al-Si12

| Elément | Si | Al | Zn | Mg | Mn | Cu | Fe |
|------------|----|-----------|---------|---------|---------|---------|---------|
| % en masse | 12 | 86 ,48035 | 0,30407 | 0,13097 | 0,32038 | 0,32038 | 0,44385 |

Les plaques d'alliage ont été soudées par la technique à l'arc électrique en utilisant un métal d'apport de diamètre 3.5cm selon la norme (DIN1732) ; la composition chimique de ce métal d'apport est illustrée dans le tableau ci-dessous :

Tableau IV.2 : Composition chimique du métal d'apport

| Elément | Si | Al | Mg | Mn | Fe |
|------------|-----|------|-----|-----|-----|
| % en masse | 0,5 | 97,5 | 0,3 | 1,3 | 0,7 |

Le procédé de soudage a été réalisé sous les conditions du travail suivantes:

Ampérage : 70-110A

Voltage : 24Volt

La figure IV-1 montre la forme des éprouvettes soudées.

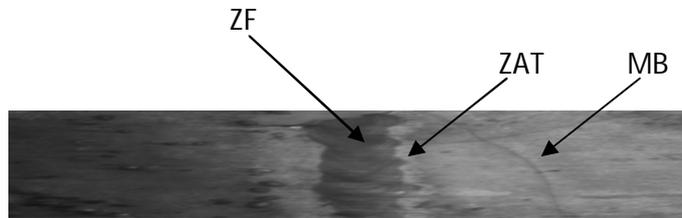


Figure IV.1 : Eprouvette soudée de l'alliage AlSi12

Les échantillons obtenus ont été subits un traitement thermique par recuit à l'aide d'un four programmable de la marque « NOBERTHERM ». On a choisi différentes températures (100, 200, 300 et 400°C) avec différents temps de maintiens (10', 30' ; 1heure ; 4heures et 20heures).

IV.3 Préparation des échantillons

Pour l'étude métallographique, l'observation en microscope électronique à balayage (MEB) et par le microscope optique nécessite une bonne préparation de la surface pour mieux étudier les éprouvettes soudées, les échantillons de différents zones (zone fondue ZF, zone affectée thermiquement ZAT et la zone de métal de base MB) ont été prélevés.

La préparation métallographique des échantillons consiste à les polir mécaniquement avec des papiers abrasifs en carbure de silicium, du grade 600 jusqu'au grade 1200, puis à la pâte diamantée de 1 μm . Pour mettre en évidence les phases présentes, il faut ensuite réaliser une attaque chimique avec un réactif. Pour révéler les joints des cristaux, et de différencier les phases de cet alliage. Le réactif d'attaque employé a la composition chimique suivante :

- 10ml HF
- 17ml HCl
- 48ml HNO₃
- 147ml H₂O.

Le temps de l'attaque chimique est : 30 seconde.

IV.4 Caractérisation des échantillons

IV.4.1 Caractéristiques microstructurales

Les différentes techniques de caractérisation des microstructures qui ont été employées sont :

IV.4.1.1 Microscopie optique :

L'étude microstructurale a été faite à l'aide d'un microscope optique de type « Hund » ; muni d'un appareil photo numérique avec un pouvoir de grossissement allant de 100 à 800 fois.

IV.4.1.2 Microscopie électronique à balayage (MEB)

La microscopie électronique à balayage (MEB) est une méthode de technique d'observation permettant de produire des images. La microscopie électronique à balayage (MEB) est une technique de microscopie électronique permettant de produire des images en haute résolution de la surface ou de la tranche 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 IV-2).

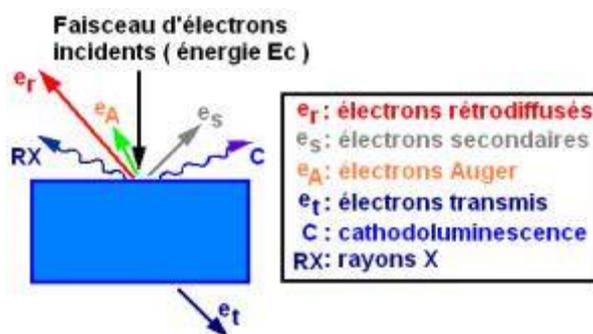


Figure IV.2 : Diverses émissions d'un échantillon en réponse à une excitation par un faisceau d'électrons [63].

De par leurs faibles énergies (environ 50 eV), les électrons secondaires 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 (taille des grains et microporosité des céramiques). Les électrons rétrodiffusés 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. C'est le contraste de phase. Ainsi, les électrons rétrodiffusés peuvent fournir des images permettant une analyse chimique qualitative d'un échantillon (homogénéité chimique) [57]. Pour notre étude, les images MEB ont été obtenues à l'aide d'un microscope électronique à balayage, un JEOL 6360 A, avec un grandissement allant de 50 à 60000 qui permet de détecter toutes les phases qu'ont été présentes dans nos échantillons (alliage AlSi12 de fonderie). Ce MEB est équipé d'un spectromètre à dispersion d'énergie (EDS). Le spectre d'analyse EDS obtenu indique la composition et les répartitions des particules (les éléments d'additions) dans la matrice d'aluminium.

IV.4.1.3 Diffraction des rayons X (DRX)

La diffraction des rayons X est considérée comme la technique la plus utilisée pour résoudre les structures cristallines grâce à sa grande sensibilité aux changements affectant la maille élémentaire de cristaux ou de matériaux polycristallins.

Dans ce travail de thèse, la technique de diffraction des RX est employée pour identifier les différentes phases formées et déterminer leurs structures cristallines, à l'aide d'un diffractomètre PANalytical X'Pert MPD en configuration Bragg /Brentano 2θ équipé d'un monochromateur arrière utilisant le rayonnement K_{α} ($\lambda = 1.54056 \text{ \AA}$) d'une anticathode de cuivre.

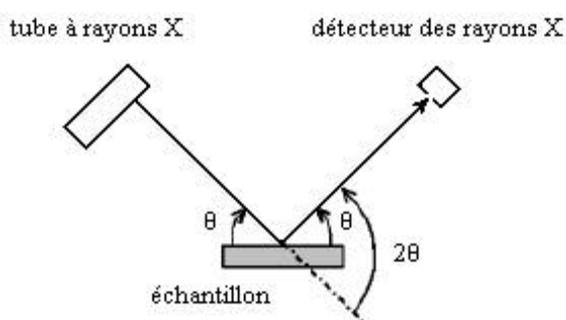


Figure IV.3: Diffraction des rayons X [63].

Dans la configuration dite 2θ , le tube à rayons X et le détecteur bougent symétriquement en faisant chacun un angle θ (variable) avec la surface horizontale de l'échantillon. Lorsqu'un angle correspondant à une famille de plans (hkl) dans les conditions de Bragg est atteint, le détecteur enregistre une augmentation de l'intensité diffractée. On obtient ainsi des diffractogrammes ($I = f(2\theta)$) lesquels sont comparés aux spectres de diffraction X des matériaux références en poudre rassemblés dans la base de données cristallographiques JCPDS (Joint Committee of Powder Diffraction Standard), permettant de connaître la ou les phases sous laquelle l'échantillon a cristallisé.

La loi de Bragg est une loi empirique qui rend compte des interférences constructives entre les faisceaux diffusés ; elle permet de relier la périodicité du réseau aux angles pour lesquels les maxima de diffraction sont observés :

$$2 \cdot d_{hkl} \cdot \sin\theta = n \cdot \lambda$$

d_{hkl} : Distance réticulaire caractéristiques des plans atomiques (hkl)

n : Ordre de l'interférence (nombre entier)

λ : Longueur d'onde de rayonnement

θ : Angle d'incidence du rayonnement X sur le plan réticulaire (hkl) [63].

IV.4.2 Caractéristiques mécaniques

IV.4.2.1 Essai de la microdureté

L'essai de la microdureté est largement utilisé sur les métaux. Il caractérise la résistance qu'oppose le matériau à la pénétration d'un autre corps plus dur que lui. Ainsi, pour des conditions expérimentales données, la dureté du métal sera d'autant plus grande que la pénétration du corps sera faible. Il existe trois principaux type d'essais de dureté, qui diffèrent essentiellement par la forme du pénétrateur : l'essai Brinell, l'essai Vickers et l'essai Rockwell. Pour notre étude on a utilisé l'essai Vickers. Ce type de dureté est déterminé par la relation suivante :

$$H_v = \frac{0.189.F}{d^2}$$

Où :

F : la charge appliquée.

d : la diagonale de l'empreinte(μm).

Le microduretmètre utilisé est de marque SHIMADZU assisté par un micro-ordinateur figure (IV-1). L'essai de la dureté consiste à imprimer dans la pièce à tester un pénétrateur en forme de pyramide droite à base carrée sous une charge F et à mesurer le diagonale d de l'empreinte comme il est montré dans la figure (IV.4).

✓ **Les conditions de travail sont :**

- La charge appliquée : 100g
 - Le temps de maintien : 10s
 - Le mode de polissage de la surface : polissage mécanique
- Pour chaque échantillon, la dureté retenue est une moyenne d'au moins 5 essais effectués à des points éloignés les uns des autres.

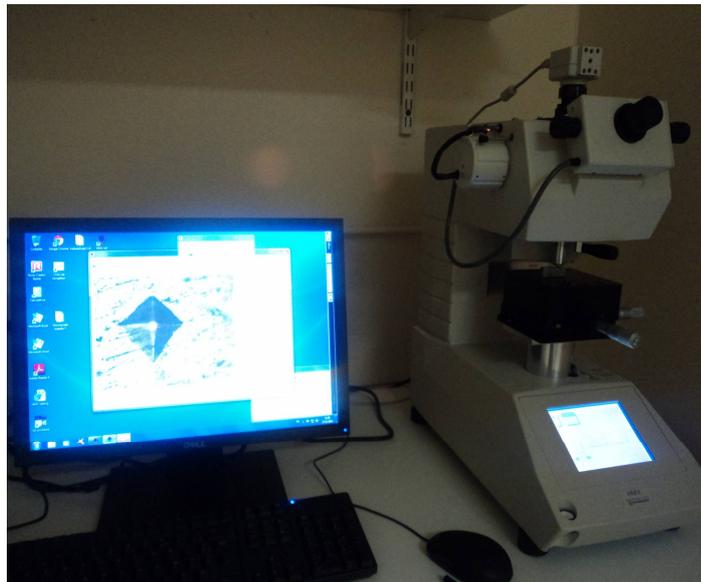


Figure IV-4 : Micro-duromètre Vickers SHIMADZU

La figure suivante montre clairement une empreinte qui a été fait par cet appareil

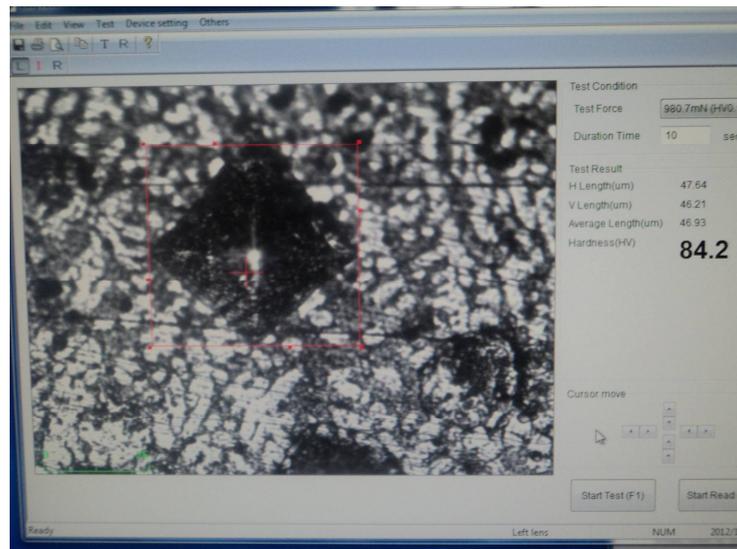


Figure IV.5 : Empreinte de la microdureté Hv

IV.4.2.2 Contraintes résiduelles

IV.4.2.2.1 Introduction

D'après la définition de Mura, On définit les contraintes internes résiduelles comme étant les efforts internes qui subsistent dans les pièces mécaniques lorsque ces dernières ne sont soumises à aucun effort extérieur. Les contraintes internes proviennent des procédés de fabrication (trempe, mise en forme, soudage ...). Elles influent sur la durée de vie des composants mécaniques en accélérant ou en retardant l'apparition de fissures et de la déformations, et n'ont donc pas toujours un effet négatif sur le comportement mécanique des structures, lorsque des contraintes de compressions sont générées, pour augmenter leurs durées de vie en fatigue. Ainsi le comportement mécanique et la durée de vie des structures mécaniques soumises à des chargements varies (mécanique, thermique et chimiques) dépendent de l'état des contraintes induites dans le matériau [64,65].

IV.4.2.2.2 Définition

Les contraintes résiduelles sont des contraintes internes auto-équilibrantes qui existent dans un corps solide qui n'est soumis à aucune forces ou contraintes externes et qui se trouve en condition de température uniforme [64,65]. En général ces contraintes sont dues à la présence de la déformation plastique, source d'incompatibilité locale engendrée par trois origines physiques fondamentales : l'écoulement plastique, la variation de volume et la

contraction ou dilatation thermique. Ces incompatibilités sont compensées par des déformations plastiques qui engendrent des contraintes internes [64-67].

IV.4.2.2.3 Classification des contraintes résiduelles.

Les contraintes résiduelles sont classifiées en trois ordres [64,67]:

a) Contraintes résiduelles du 1er ordre (σ_I , macro) homogènes sur un très grand nombre des domaines cristallins du matériau (plusieurs grains). Les forces internes liées à ces contraintes sont en équilibre dans chaque section et les moments liés à ces forces sont nuls autour de tout l'axe.

b) Contraintes résiduelles du 2ème ordre (σ_{II} , méso) sont homogènes sur de petits domaines cristallins du matériau (un grain ou une phase), les forces internes liées a ces contraintes sont en équilibre dans un assez grand nombre de grains.

c) Contraintes résiduelles du 3ème ordre (σ_{III} , micro) sont homogènes sur les plus petits domaines cristallins du matériau (quelques distances interatomiques). Les forces internes liées a ces contraintes sont en équilibre dans de très petits domaines. En général il est très difficile de séparer les contraintes du 2ème et du 3ème ordres, et le terme micro-contraintes défini la somme des deux derniers ordres.

Dans le cas des matériaux réels, l'état des contraintes résiduelles résulte de la superposition des contraintes des 3 ordres. Les contraintes résiduelles peuvent être introduites volontairement dans un composant pour améliorer ses performances, ou involontairement comme résultat de procédés de fabrication. En général, les contraintes résiduelles sont essentiellement d'origine mécanique (usinage, grenailage, laminage à froid etc.), thermique (trempe, traitement au laser), thermomécanique (laminage à chaud, forgeage, soudage etc.), thermochimique (cémentation, nitruration, carbonitruration etc.) et chimiques (dépôts en solution aqueuse) [64,68,69].

Les moyens de détermination des contraintes résiduelles utilisées actuellement sont destructifs ou semi destructifs, coûteux et complexes à mettre en oeuvre. La méthode par diffraction des rayons X et la méthode du trou par perçage incrémental sont les techniques de caractérisation de contraintes résiduelles les plus couramment utilisées, dans notre étude nous avons utilisé la méthode de diffraction des rayons X et pour cela on a utilisé l'appareillage de type Set-X comme il est montré dans la figure (IV-3) [64,70].



Figure IV.6 : Appareillage de type Set-X pour mesurer les contraintes résiduelles

La figure ci-dessus montre l'appareillage qu'on a utilisé pour mesurer les contraintes résiduelles présentant dans notre alliage.

IV.4.2.2.4 Conditions expérimentales en DRX pour l'appareil Set-X

A) Composition de l'appareillage de type Set-X

- un générateur à rayons X d'environ 100 W
- un micro-ordinateur qui pilote le goniomètre et traite les données
- une tête goniométrique équipée d'un détecteur linéaire Elphyse
- un logiciel d'analyse des contraintes « stressdiff »

B) Conditions de diffraction

- rayonnement $K\alpha$ du Cr sous 20kV, 4mA
- filtre arrière de V
- plans {222}
- $2\theta \approx 156,9^\circ$
- montage d'acquisition : psi
- surface limitée par un scotch rectangulaire de dimension 1 x 3 mm

C) Conditions d'acquisition

- utilisation de 15 angles Psi variant de $+39^\circ$ à -37°
- temps d'acquisition par psi : 120 secondes
- oscillation en Psi : $\pm 3^\circ$

D) Conditions de traitement des raies

- 2θ utilisé : milieu de corde située à 40% de la hauteur nette de la raie de diffraction
- largeur de raie de diffraction : largeur intégrale

D) Calcul des contraintes

- Méthode d'évaluation : traitement elliptique (élimination des points aberrants par tests de Student).
- Constantes d'élasticité radiocristallographiques utilisées dans le calcul :
 - $E = 72000$, $\nu = 0,34$
- On a fait un polissage électrolytique sur chaque échantillon avant d'analyser les contraintes résiduelles.

Chapitre V :

Résultats et discussion

V. Résultats et discussions

V.1 Etude micrographique

V.1.1 Introduction

Les termes phase et constituant sont utilisés dans l'observation micrographique des échantillons. Dans ce chapitre, on présente les résultats de l'étude morphologique et mécanique de l'alliage AlSi12 soudé et aussi après les différents traitements thermiques.

V.1.2 Avant traitement thermique

La microstructure des alliages de fonderie Al-Si est composée de deux faibles solutions solides du côté de l'aluminium et de silicium et des mélanges formant eutectique. Le silicium peut être présent sous la forme d'aiguilles aciculaires, des plaques en forme de bloc selon la vitesse de refroidissement de la pièce coulée. En général, le silicium eutectique n'est pas uniformément distribué, mais tend à se concentrer aux frontières interdendritiques [71-73]. La solubilité du fer et de plusieurs autres éléments dans l'aluminium est très faible. Ainsi. Pendant la solidification, le liquide situé dans les régions interdendritiques devient progressivement enrichi en éléments d'alliage

La figure V.1.a offre un aperçu de la microstructure du métal de base de l'alliage étudié avant le traitement thermique. Les principales phases sont montrées par des flèches. En effet en plus de la matrice d'aluminium on retrouve des précipités : en silicium sous forme de plaquettes, des phases en fer telle que α -Fe (α -Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂) appelée « écriture chinoise » ; le silicium eutectique et l'intermétallique à base de Cu est principalement Al₂Cu, qui se produit sous la forme de particules en forme de bloc [74,75].

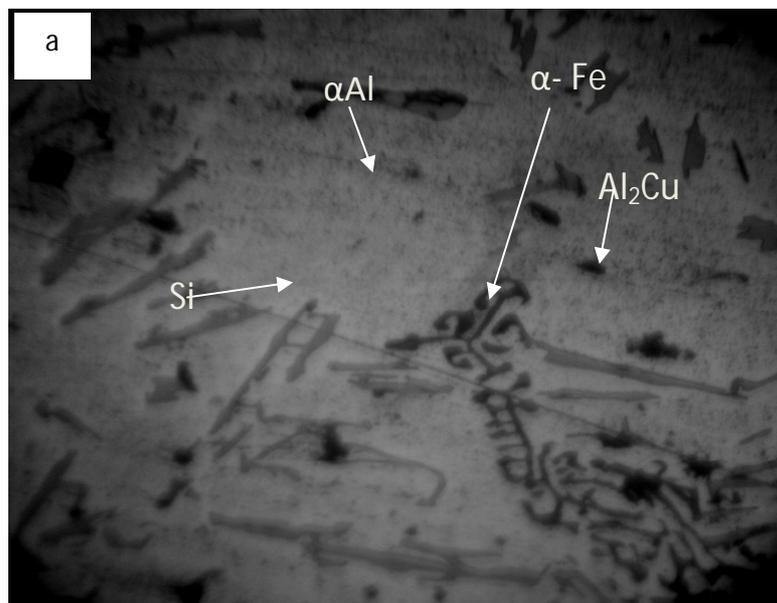
- **Intermétallique**

Le fer peut se combiner à l'aluminium, au silicium, au manganèse et au chrome pour former des phases intermétalliques au cours de la solidification. Les phases β -Al₅FeSi et α -Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂ sont considérées comme les deux phases les plus importantes dans les alliages Al-Si de fonderie, la phase α -Al₅Fe₂Si se retrouvant uniquement dans les alliages corroyés. La phase β , qui prend la forme d'aiguilles/plaquettes dans la microstructure, possède une composition chimique mieux définie que la phase α [76-79]. On peut noter ici que la présence des composés intermétallique dans l'alliage sera très néfaste pour la durée de vie de cet alliage car ils sont beaucoup plus durs que le reste de l'alliage et sont des sites d'amorçage de fissure préférentiels par décohésion avec la matrice et effet d'entaille des composés en aiguille [8]

La figure V.1.a montre clairement la présence d'une phase intermétallique (αFe) sous forme d'écriture chinoise et Al_2Cu sous forme des blocs [80]. Beaucoup des travaux ont été réalisés et qui signalent la présence de Al_2Cu dans l'alliage de fondrière Al-Si [81-84]. Ils ont montré que Al_2Cu peut apparaître sous différentes formes dans la matrice d'aluminium soit : sous forme des blocs , sous forme de Al_2Cu eutectique ou un mélange de deux formes mais au cours de traitement thermique Al_2Cu eutectique peut dissoudre ou fragmenter et donner des petites segments par contre le Al_2Cu sous forme des blocs est difficile de les fragmenter.

La microstructure de la zone affectée thermiquement est illustrée dans la figure V.1. b. On note que cette zone est située entre la zone fondue et la zone de métal de base où on observe qu'il ya une diffusion de ces deux dernières zones entre eux ce qui forme une phase hétérogène. Cette hétérogénéité est peut être due à la différence de la vitesse de solidification entre de la zone fondue et cette zone où le silicium apparaît sous forme des particules fines [85].

La microstructure de la zone fondue est illustrée dans la figure V.1.c. On peut voir que cette zone présente un aspect dendritique très marqué et une répartition hétérogène des phases riche en silicium (eutectique interdendritique) où cette hétérogénéité est peut être due à la distribution non uniforme de silicium dans la matrice d'aluminium. Cette microstructure est due à la grande vitesse de refroidissement après soudage.



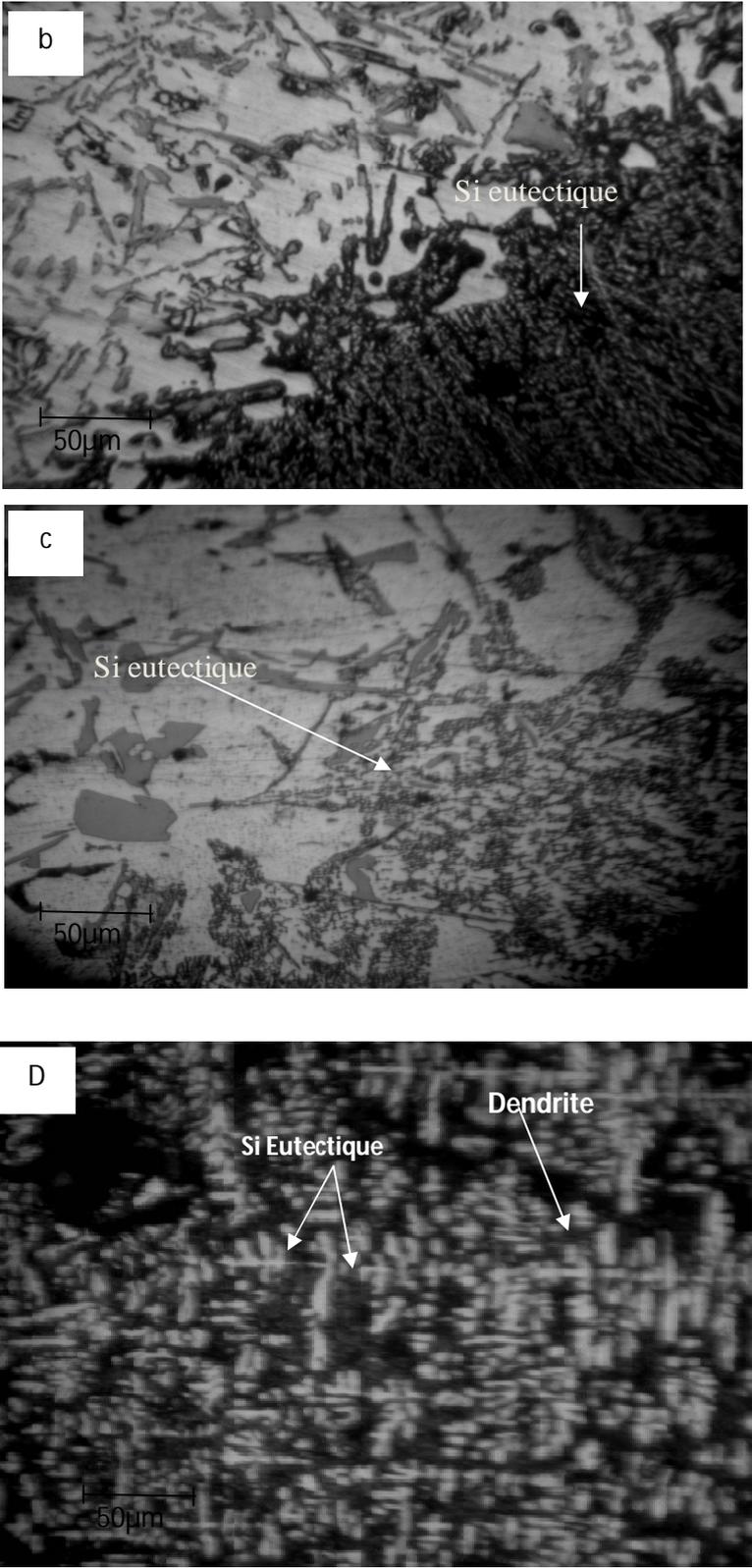


Figure V.1 : Microstructures de l’alliage AlSi12 soudé à l’arc électrique : a) MB ;b et c) ZAT ; d) ZF

On observe aussi la présence de la porosité dans la zone fondue comme il est montré dans la figure V.2. La présence de ces pores est peut être causée par deux phénomènes : le premier est l'accumulation de gaz d'hydrogène dans le métal liquide qui lors de la solidification est rejeté de l'aluminium; le deuxième est le retrait du métal liquide lors de la solidification qui laisse des pores à la contraction [86].

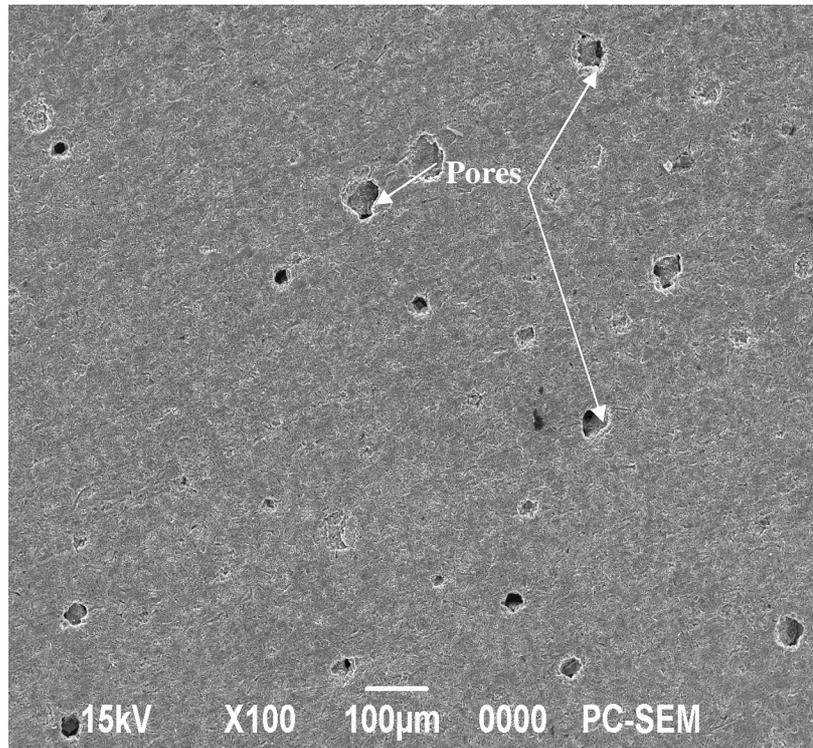


Figure V. 2: Microstructure obtenue par le MEB montre la formation des pores au niveau de ZF soudé à l'arc électrique.

Afin de connaître la nature des phases observées au microscope optique il convient d'utiliser le microscope électronique à balayage (MEB). La microstructure de notre alliage par le MEB est illustrée dans les figure V.3 et V.4 On observe au niveau de métal de base la présence de silicium précipité dans la matrice de l'aluminium sous forme de plaquette et qui est confirmé par l'image de la cartographie. Cette dernière montre clairement la distribution de précipité du silicium (en rouge) dans la matrice d'aluminium. On remarque aussi que la microstructure de la zone fondue qui a été obtenue par le MEB confirme les résultats obtenues par le microscope optique (la présence d'un réseau dendritique riche en silicium) où la répartition du silicium dans la matrice d'aluminium au niveau de cette zone est illustrée par la cartographie (la répartition de Si dans la matrice d'aluminium est indiquée par la couleur

verte dans cette zone) où en peut dire que la zone fondue est riche en silicium par rapport à la zone fondue (ZF).

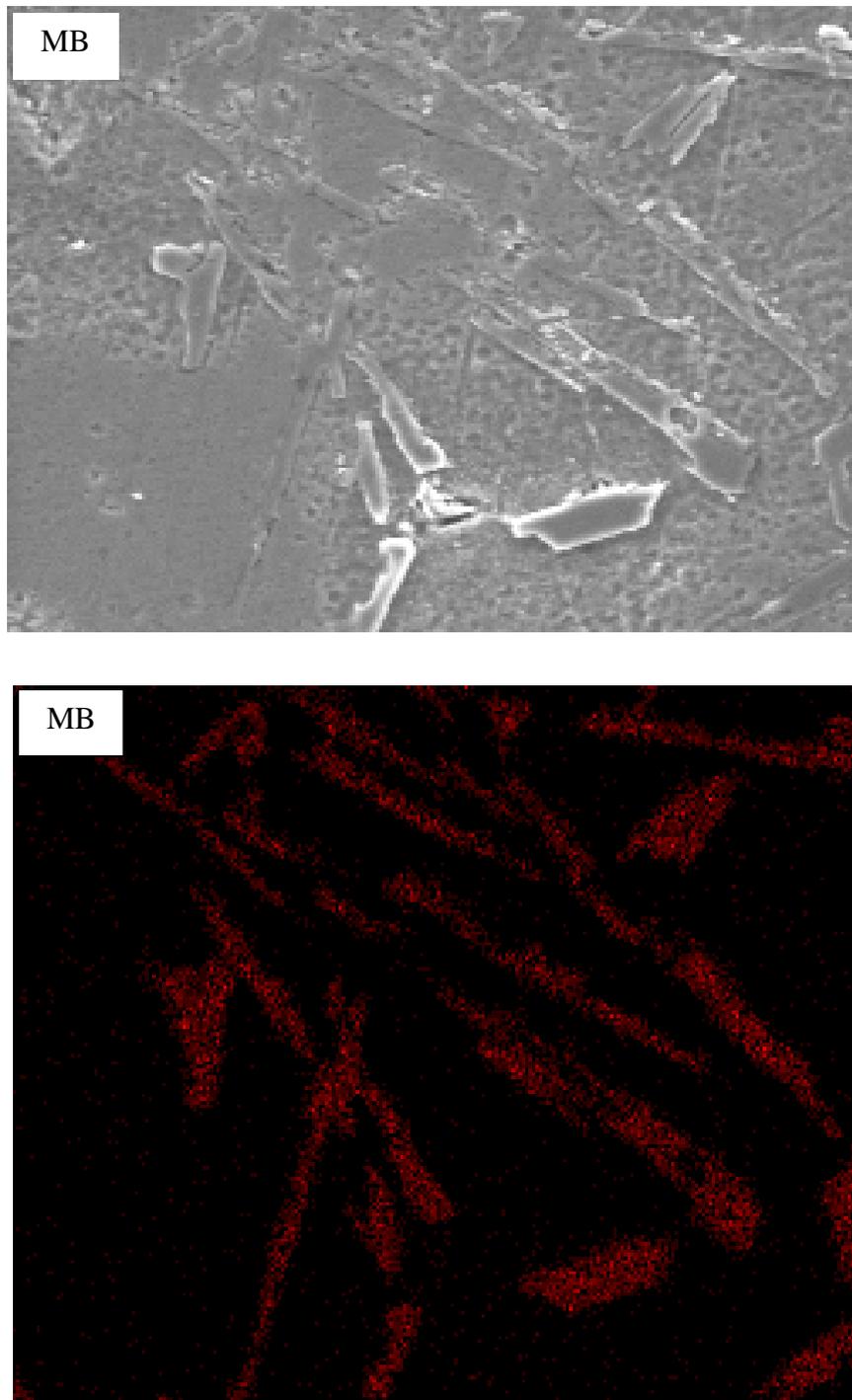


Figure V.3: Microstructures par le MEB avec une cartographie du métal de base de l'alliage AlSi12 avant le recuit.

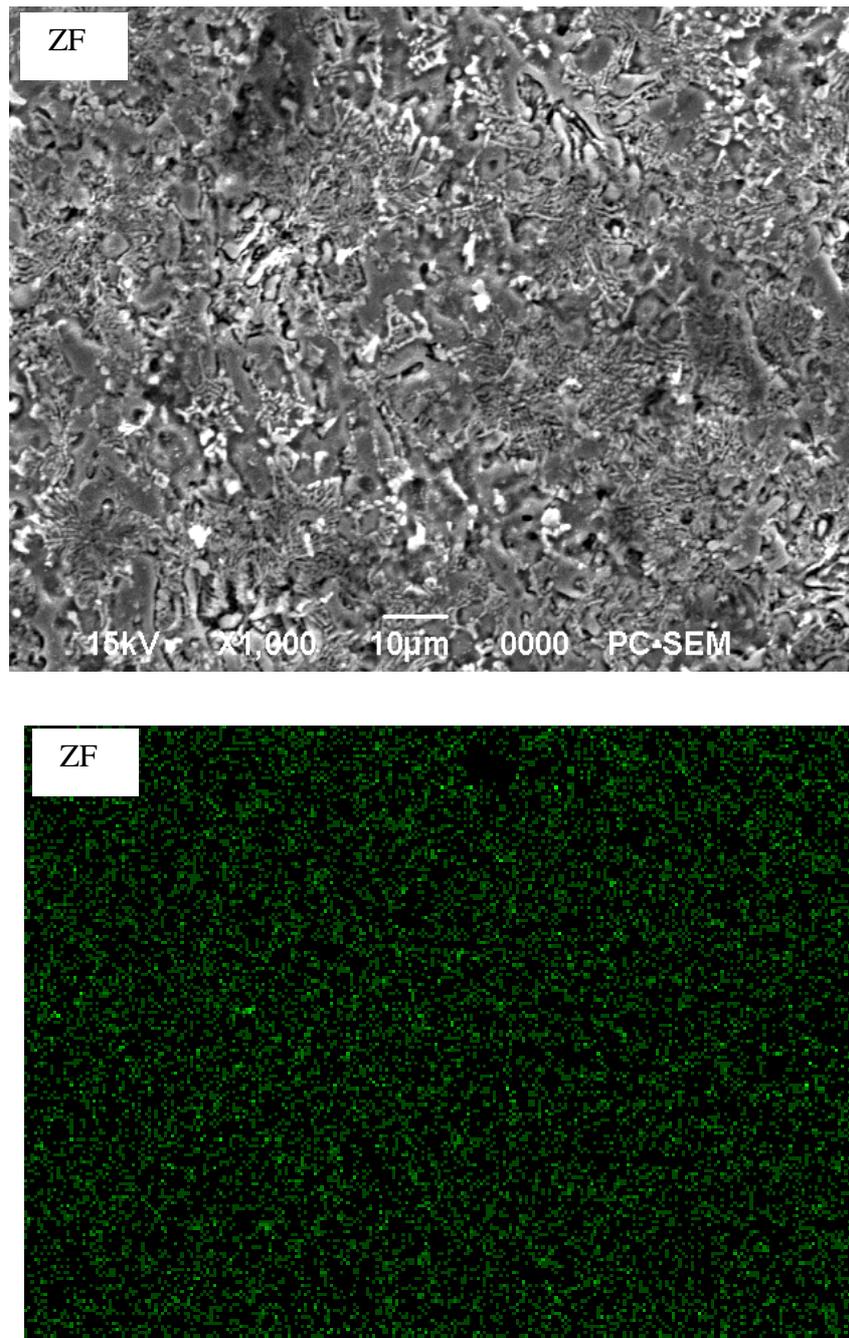
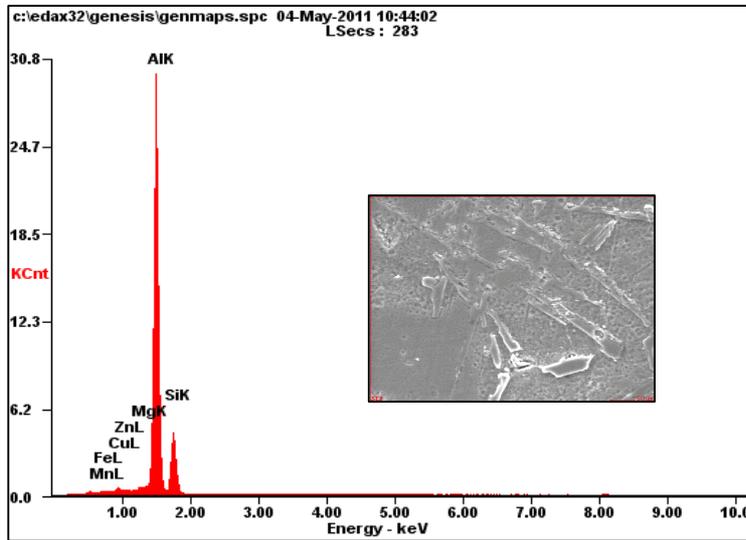


Figure V.4: Microstructures par le MEB avec une cartographie de la zone fondue de l'alliage AlSi12 avant le recuit

pour voir la distribution des différents éléments présentent dans le métal de base , la zone affectée thermiquement et la zone fondue dans cet alliage, on a utilisé le système EDAX (Energy Dispersive X-ray Analysis) qui a permet de faire une étude qualitative



| Element | Wt% | At% |
|---------|------------|-------|
| MnL | 00.00 | 00.00 |
| FeL | 00.15 | 00.07 |
| CuL | 00.77 | 00.33 |
| ZnL | 00.04 | 00.02 |
| MgK | 00.44 | 00.50 |
| AlK | 81.02 | 81.99 |
| SiK | 17.59 | 17.10 |
| Matrix | Correction | ZAF |

Figure V.5 : Analyse par EDAX du métal de base de l’alliage AlSi12 soudé

La figure V.6 montre d’une façon très claire la microstructure dendritique qu’a été observée au niveau de la zone fondue par le microscope optique.

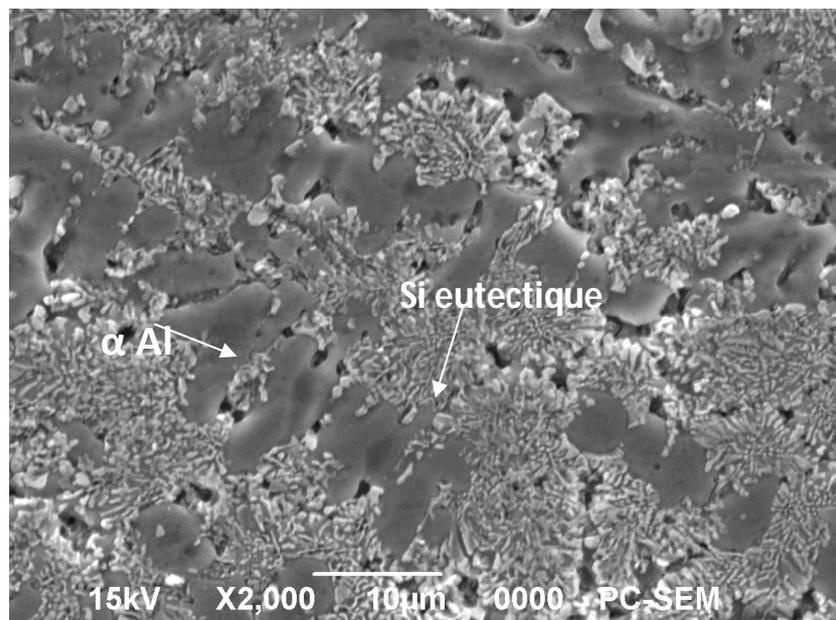


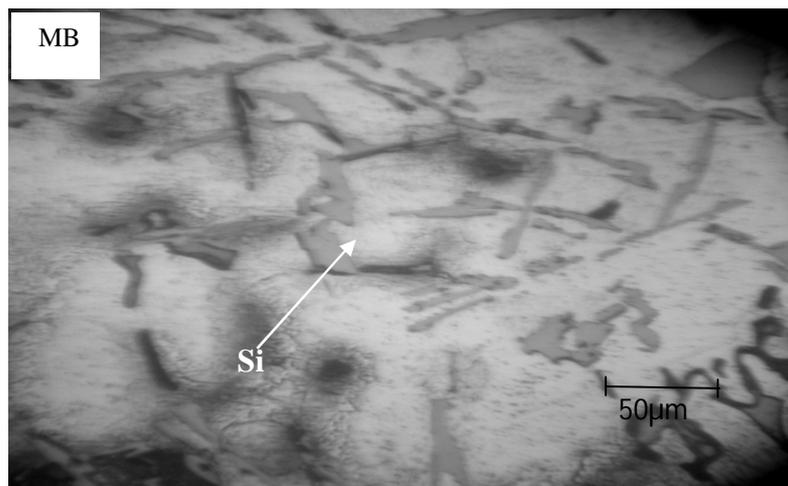
Figure V.6 : Microstructure dendritique de la zone fondue (ZF) obtenue par le MEB.

V.1.3.2 Après traitement thermique

L'objectif de cette partie de l'étude est de présenter l'effet des traitements thermiques sur l'évolution microstructurale et mécanique du joint soudé. Pour cela on a appliquée plusieurs traitements thermiques isothermes à 100,200, 300 et 400°C sur le joint soudé.

A).Traitement thermique pendant 10 et 30 minutes

Les figures (V.7, V.8, V.9 et V.10) illustrent la microstructure des différentes zones des échantillons de l'alliage AlSi12 soudé après traitements thermiques à des températures (100, 200,300 et400°C) pendant 10 minutes. On constate qu'il ya toujours trois zones présentes dans tout les échantillons (MB, ZAT et ZF) respectivement. A l'échelle microstructurale (morphologique) on peut mentionner qu'avec ces températures et ces temps de traitement il reste toujours une distribution des phases hétérogènes remarquables entre toutes les zones présentent (MB, ZAT et ZF). On note aussi que la microstructure du métal de base avec ces temps et températures de traitement ne subit aucun changement.



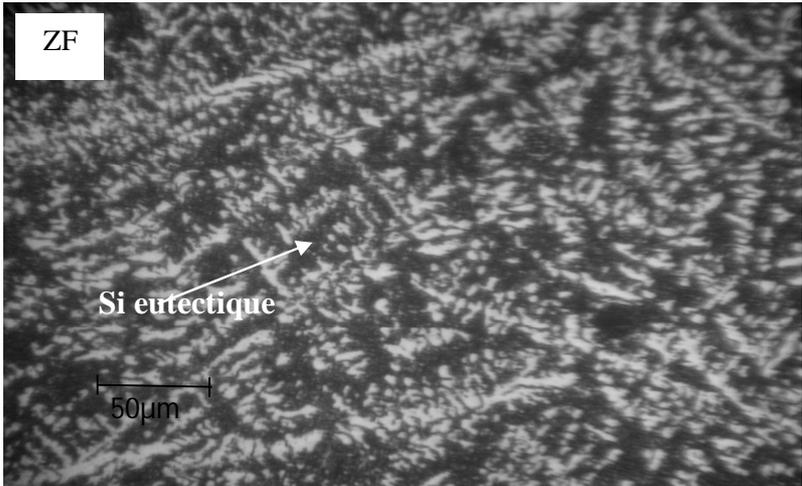
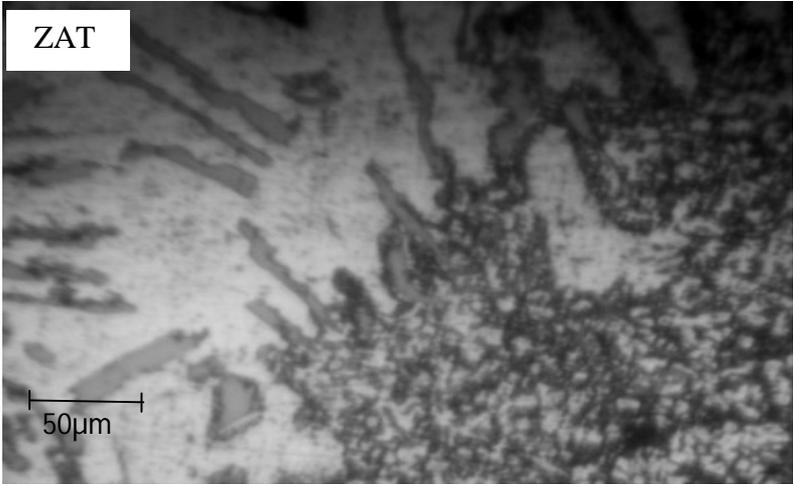
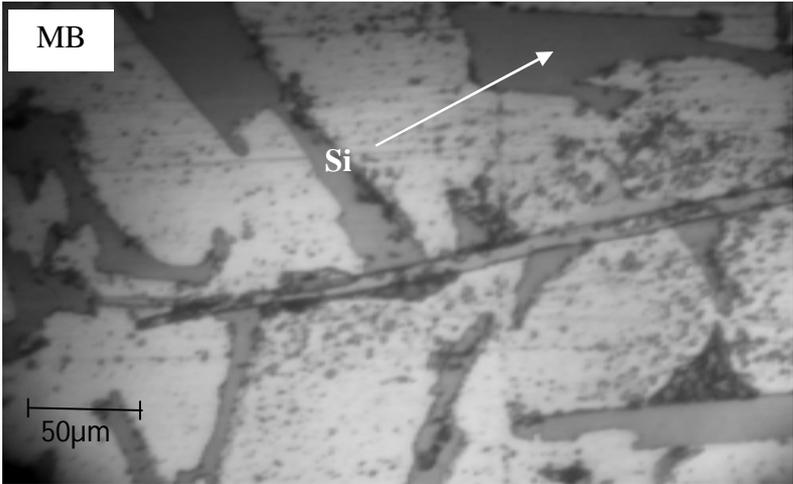


Figure V.7 : Microstructures des zones (MB, ZAT, ZF) du joint soudé traité thermiquement à 100°C pendant 10minutes.



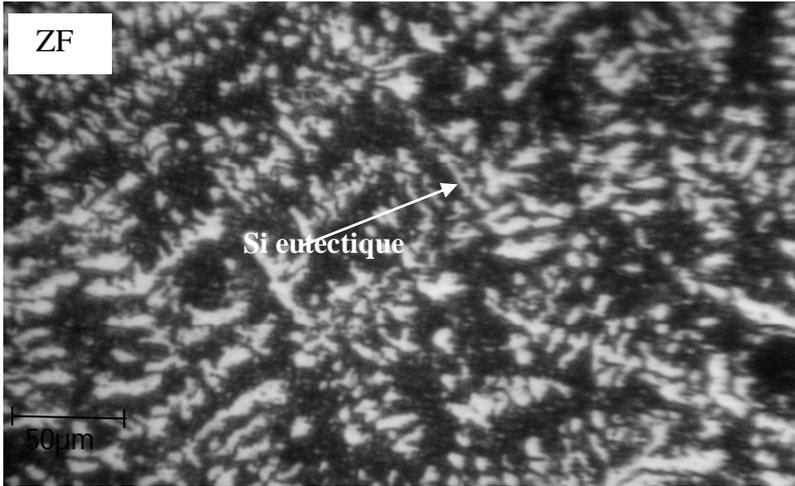
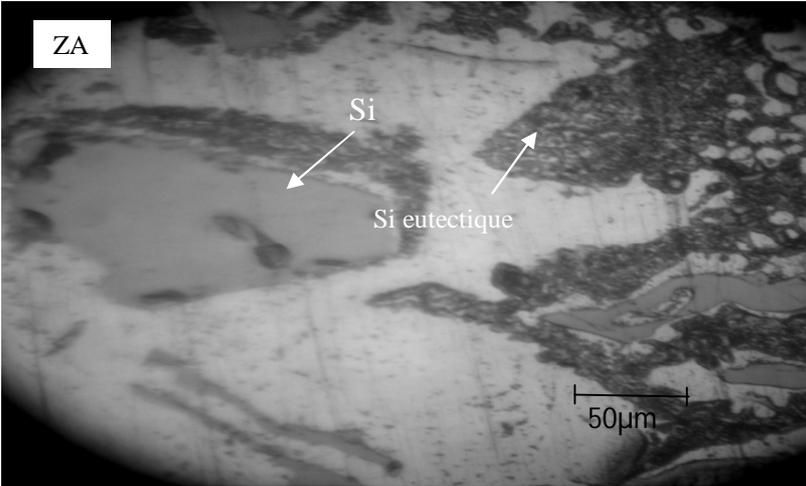
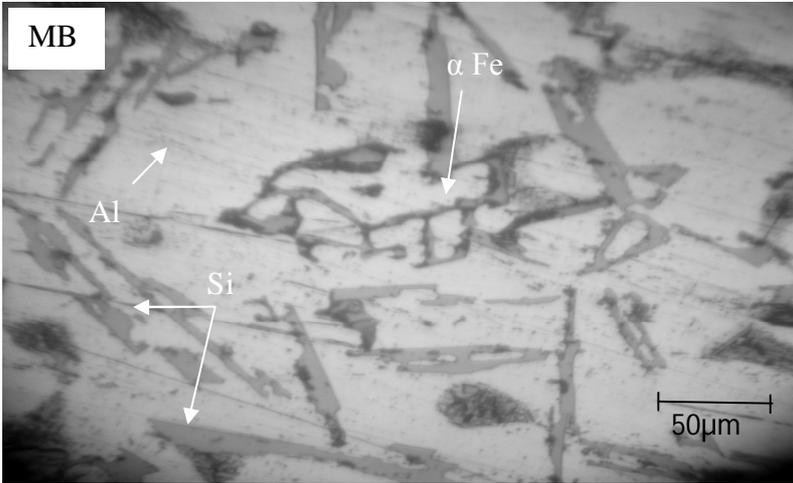


Figure V.8 : Microstructures des zones (MB, ZAT, ZF) du joint soudé traité thermiquement à 200°C pendant 10minutes.



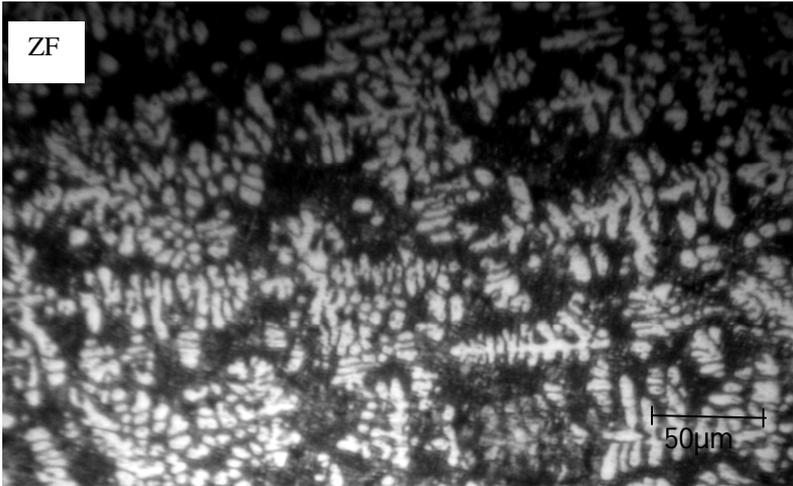
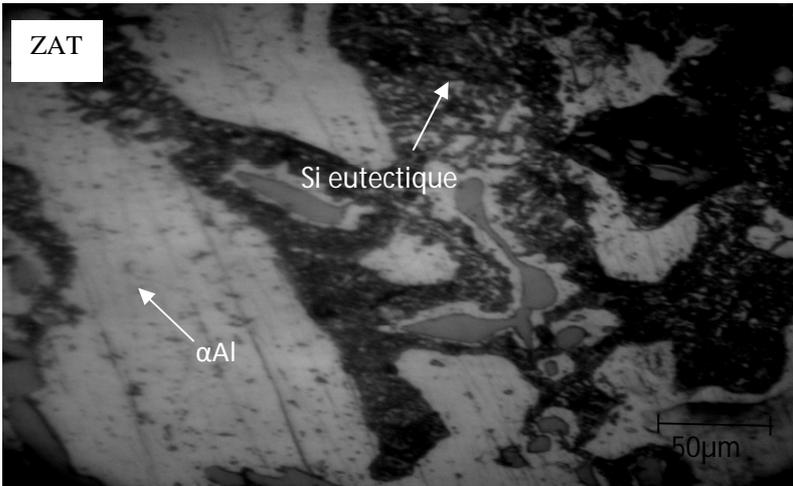
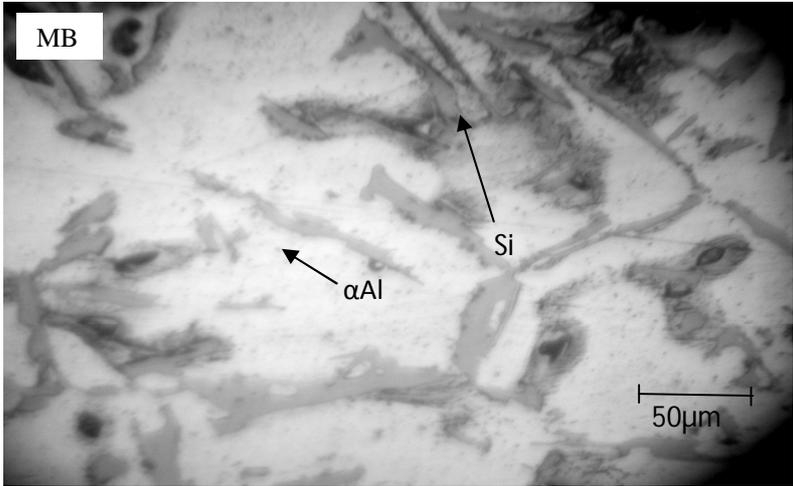


Figure V.9 : Microstructures des zones (MB,ZAT ,ZF) du joint soudé traité thermiquement à 300°C pendant 10minutes



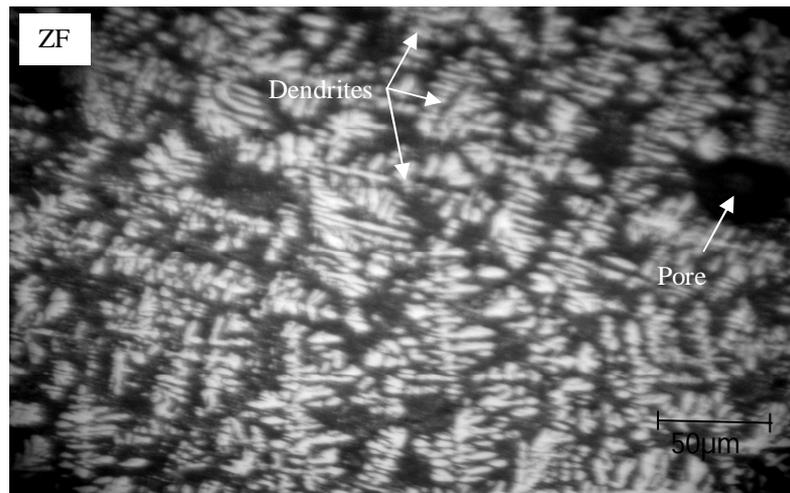


Figure V.10 : Microstructures de l'alliage Al-Si12(Cu) : A) MB ;C,B) ZAT ;D,E) ZF traité thermiquement à 400°C pendant 10minutes.

Les figures V.11, V.12, V.13, et V.14 illustrent respectivement les microstructures des trois zones de joint soudé de l'AlSi12 (métal de base MB, zone affectée thermiquement ZAT et zone fondue ZF) traité à 100°C, 200°C, 300°C et 400°C pendant 30 minutes.

À 100 jusqu'à 400 °C, pour le métal de base, on observe que cette zone comporte toujours deux phases ; une phase d'aluminium (α Al) et des précipités à savoir le silicium sous forme des plaquettes orientés au hasard.

Au niveau de la ZAT, on observe que cette zone devient un peu semblable à la microstructure du métal de base. Pour la zone fondue on observe la présence toujours la phase dendritique et une phase eutectique. Pour la phase dendritique on peut indiquer que cette structure n'est pas classée comme un défaut morphologique dans la structure mais elle est considérée comme une structure indésirable.

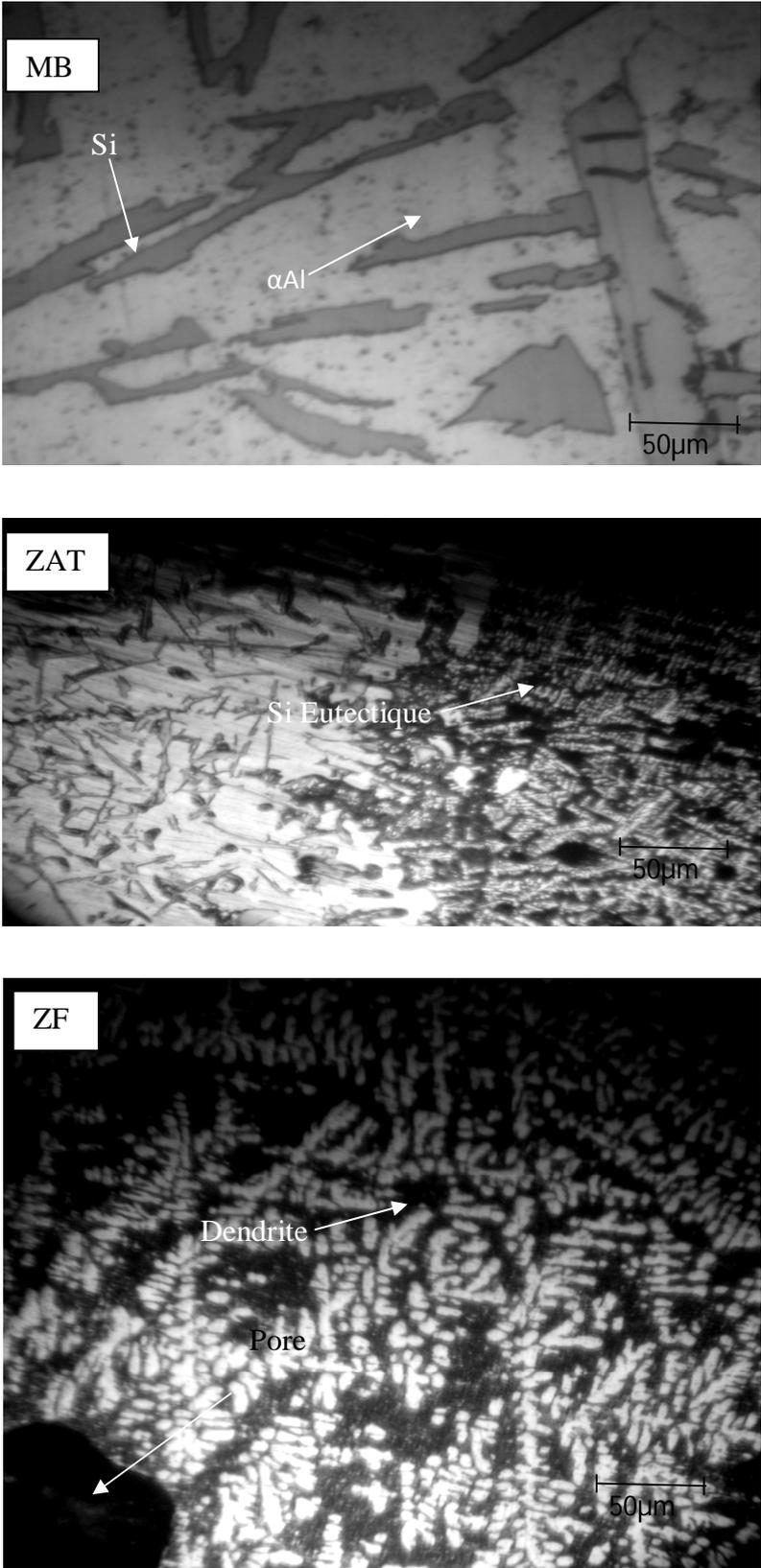


Figure V.11 : Microstructures des zones (MB, ZAT, ZF) du joint soudé traité à 100°C pendant 30minutes.

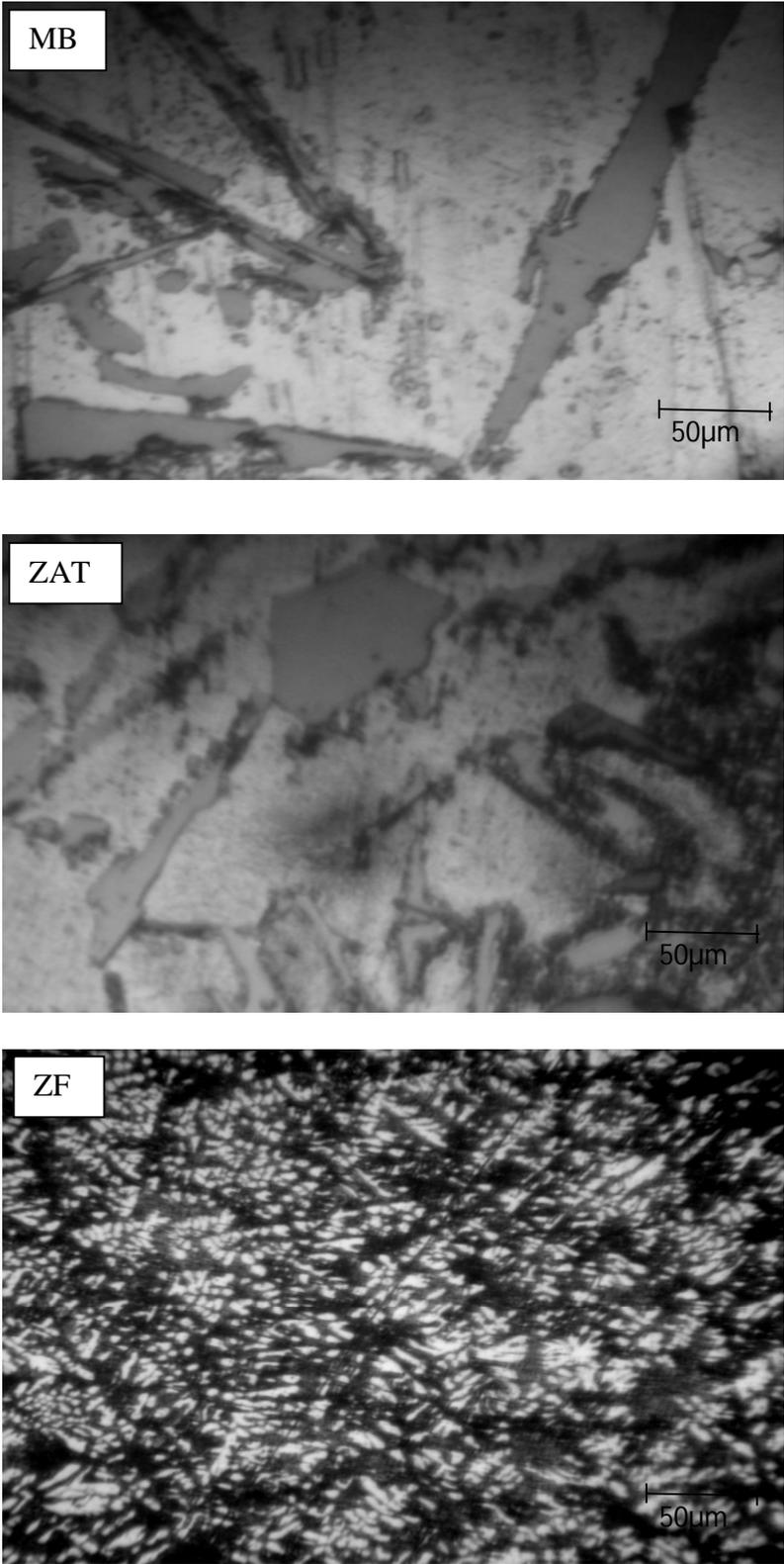


Figure V.12 : Microstructures des zones (MB, ZAT, ZF) du joint soudé traité à 200°C pendant 30minutes.

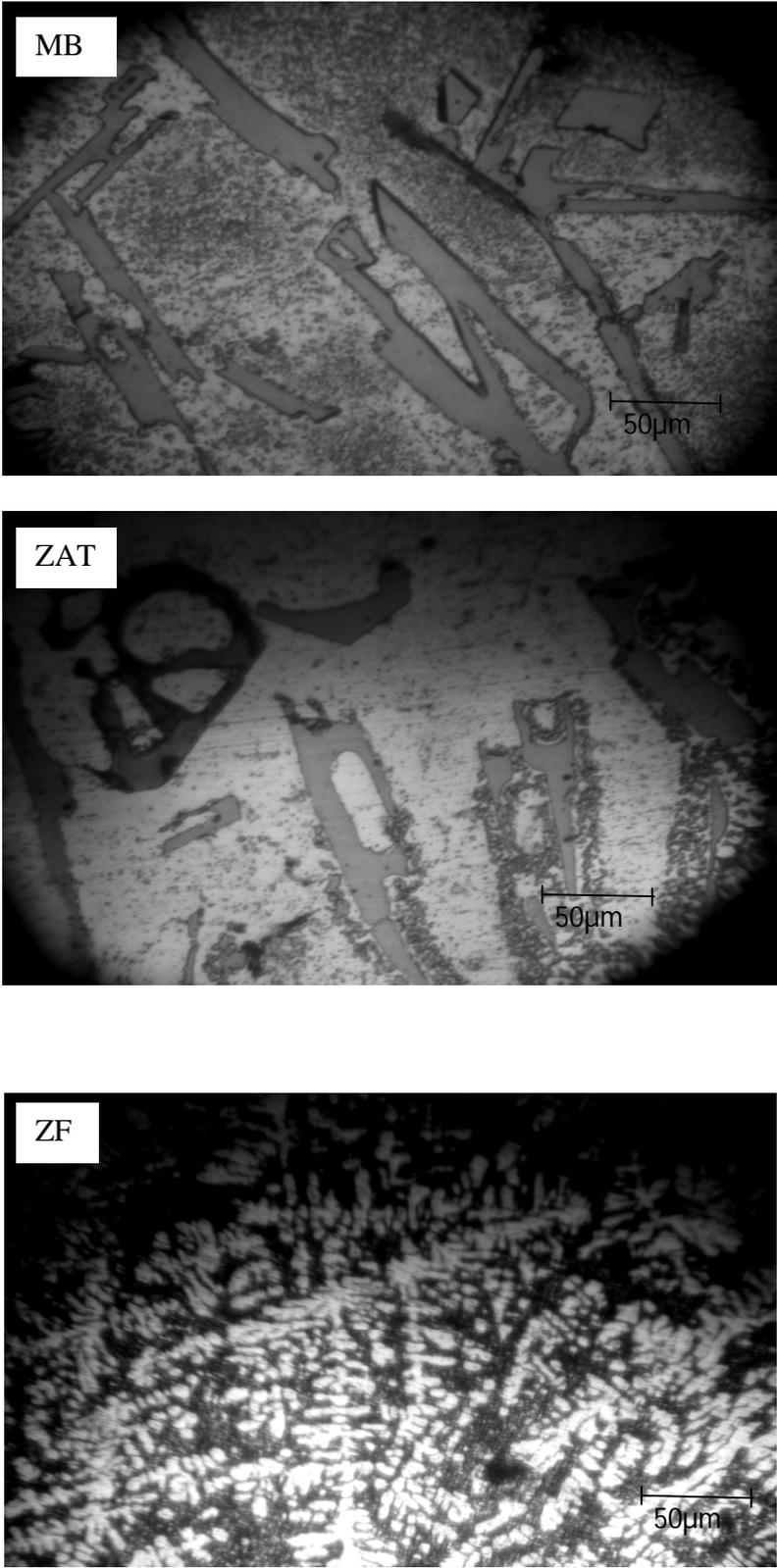


Figure V.13 : Microstructures des zones (MB, ZAT, ZF) du joint soudé traité à 300°C pendant 30minutes.

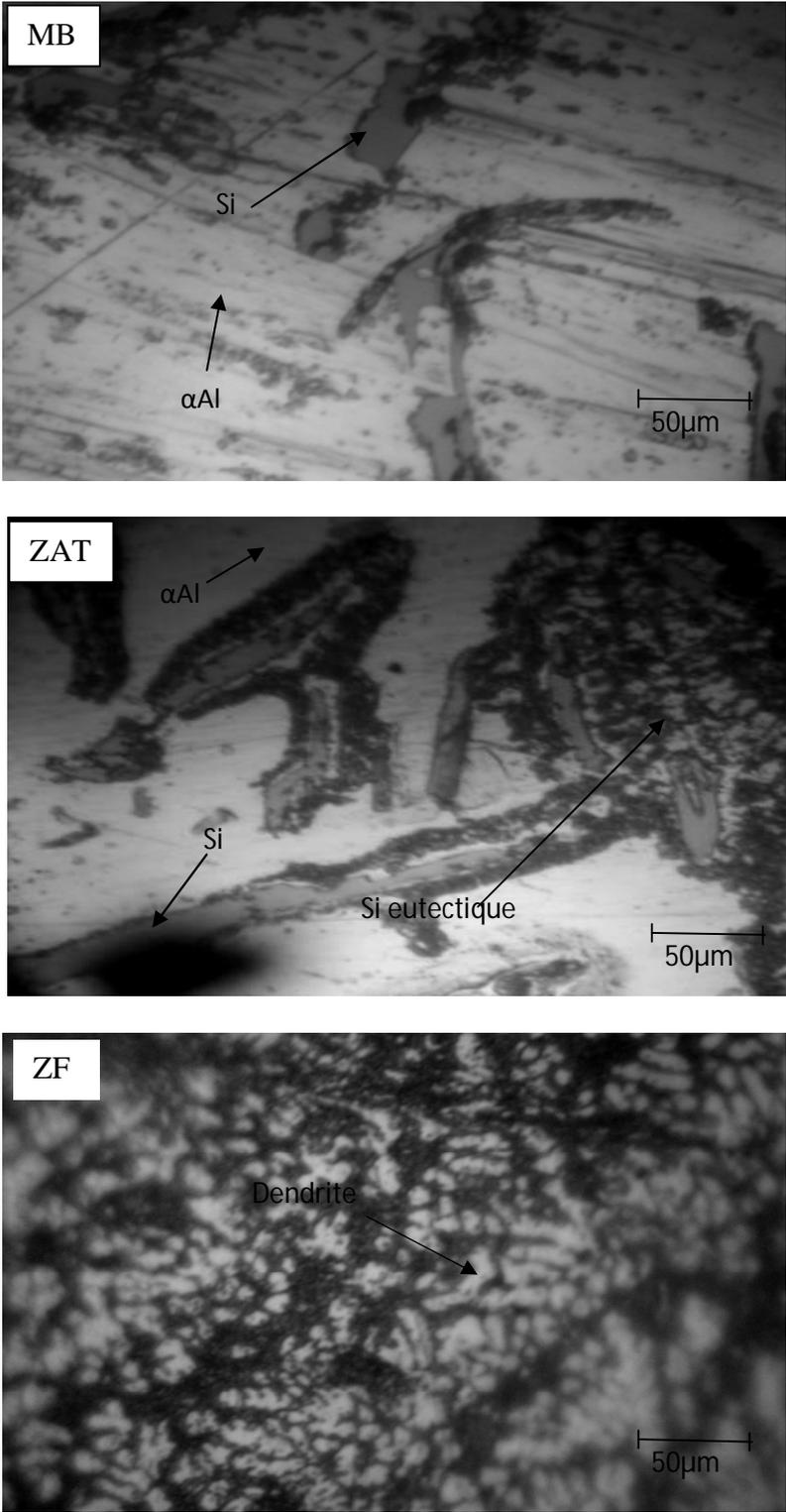
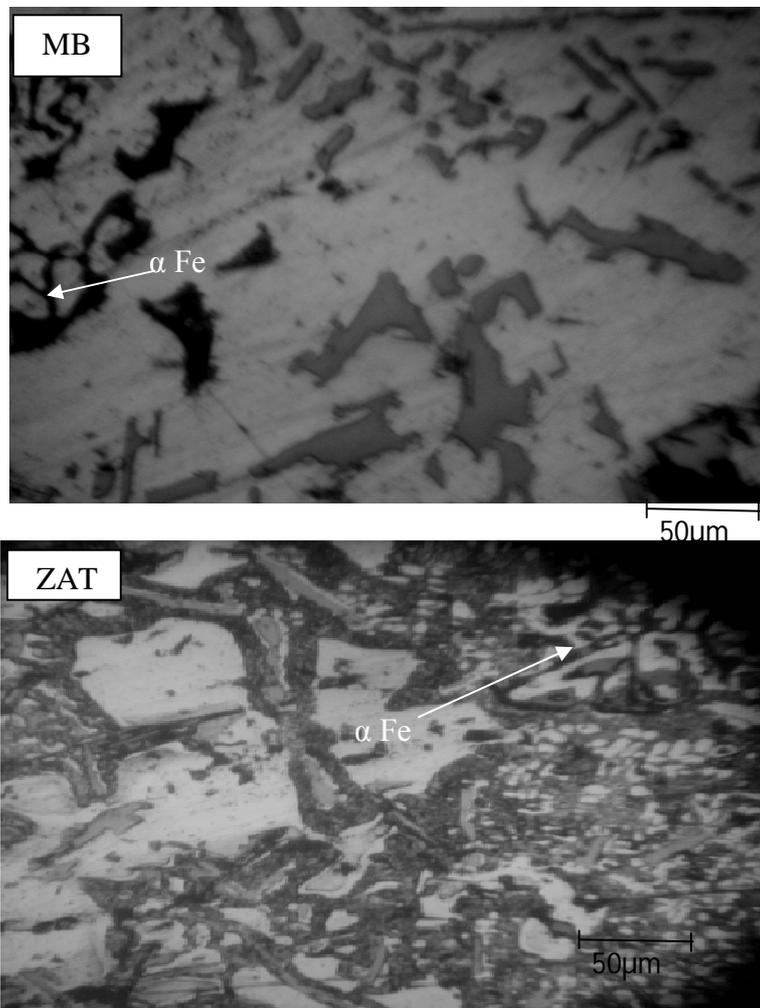


Figure V.14 : Microstructures des zones (MB, ZAT, ZF) du joint soudé traité à 400°C pendant 30minutes.

C).Traitement thermique pendant 1heure

La microstructure des différents échantillons qui ont été traités thermiquement à 100°C,200°C,300°C et 400°C pendant 1 heure est montrée dans les figures (V.15,V.16, V.17,V.18). D'après la microstructure de métal de base de ces échantillons on peut voir que toujours les particules intermétalliques sont présentes dans cette zone, cette observation est peut être expliquée comme suit : le traitement thermique à ces températures et pendant une heure sont insuffisants pour que les particules intermétalliques se dissocient dans la matrice d'aluminium. Au niveau de la zone fondue on constate qu'il ya une disparition de la morphologie dendritique à 300 et 400°C. D'autre part une nouvelle morphologie apparait dans la zone fondue avec la formation des phases eutectique et des sphéroïdes.



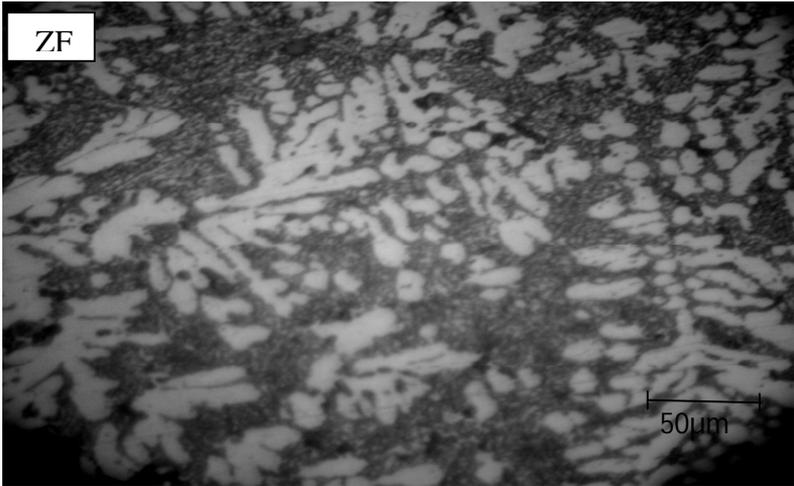


Figure V.15 : Microstructures des zones (MB, ZAT, ZF) du joint soudé traité thermiquement à 100°C pendant 1heure.

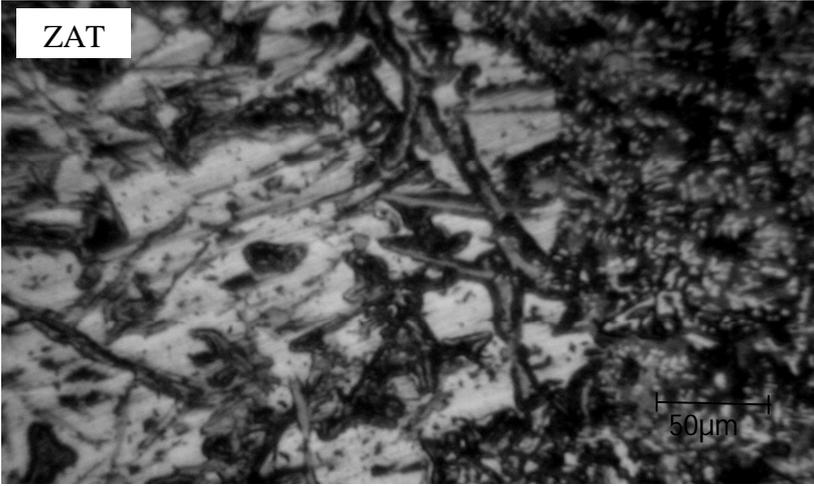
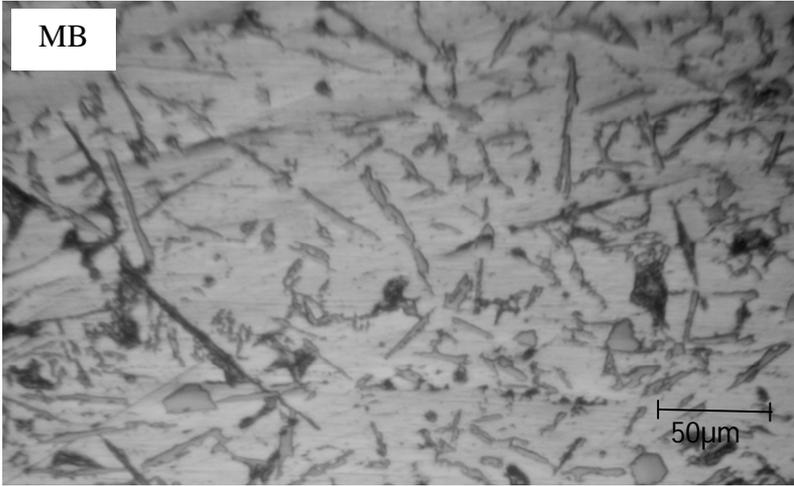
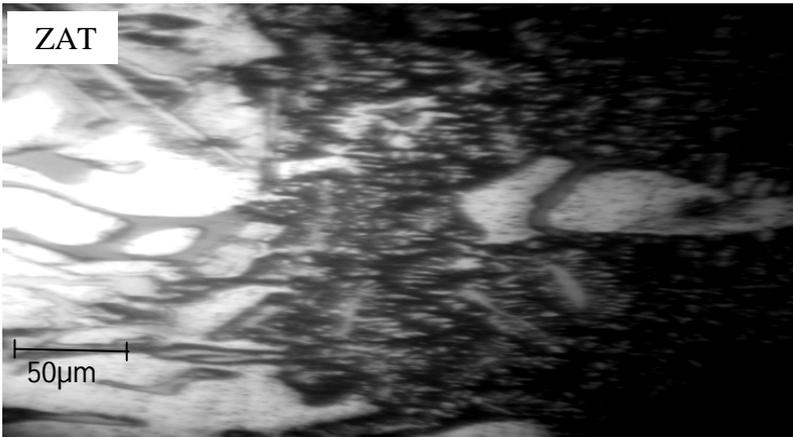
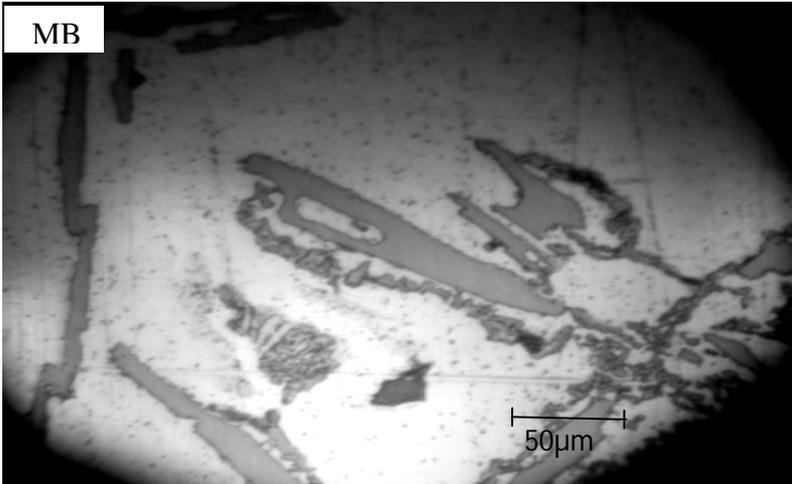




Figure V.16 : Microstructures des zones (MB, ZAT, ZF) du joint soudé traité thermiquement à 200°C pendant 1heure



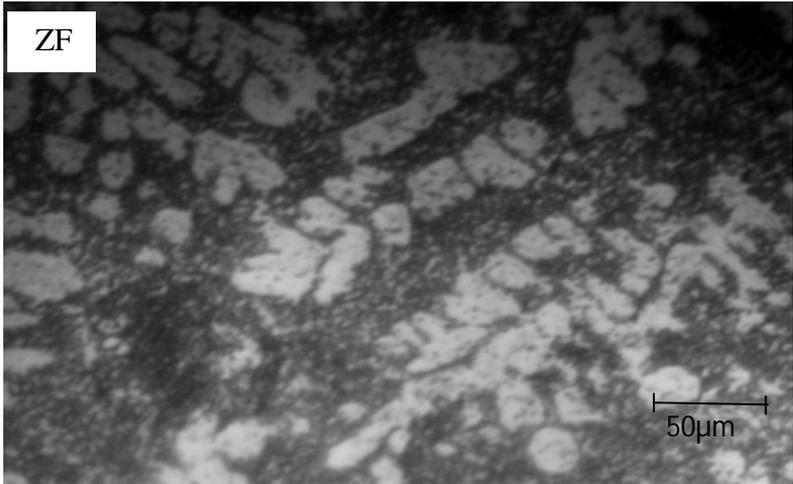
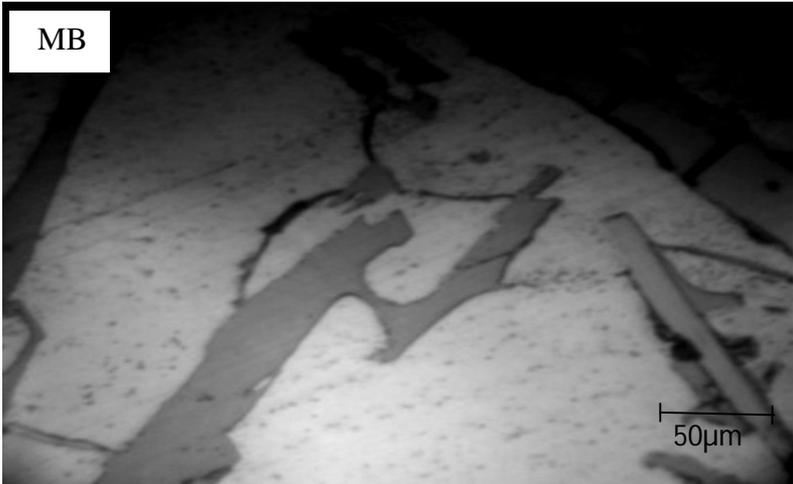


Figure V.17 : Microstructures des zones (MB, ZAT, ZF) du joint soudé traité à 300°C pendant 1heure.



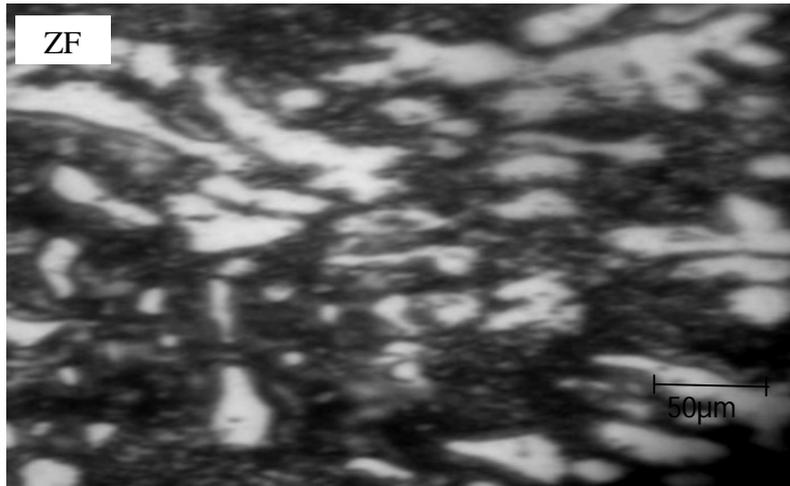


Figure V.18 : Microstructures des zones (MB, ZAT, ZF) du joint soudé traité à 400°C pendant 1 heure.

D).Traitement thermique pendant 4 heures et 20 heures

Les figures V.19, V.20, V.21 et V.22 montrent les microstructures d'un alliage AlSi12 soudé et traité thermiquement à 100°C et 400°C pendant 4 heures et 20 heures. On observe que sous l'effet de traitement thermique les plaquettes de silicium dans la zone de métal de base se décomposent et deviennent sous forme aciculaire fine.

La microstructure de la zone fondue est caractérisée par la variation des espacements des bras de dendrites (DAS) sous l'effet du temps et la température de traitement thermique. D'après les résultats micrographiques obtenus on peut dire que le temps et la température de traitement thermique plus élevés permettent de redistribuer les particules de silicium qui ségrégées dans la zone interdendritique. Les particules qui sont présentes dans cette zone se brisent en petits fragments et le grossissement des plages de silicium eutectique pour la température 400°C avec un temps de 20 heures de traitement thermique [87].

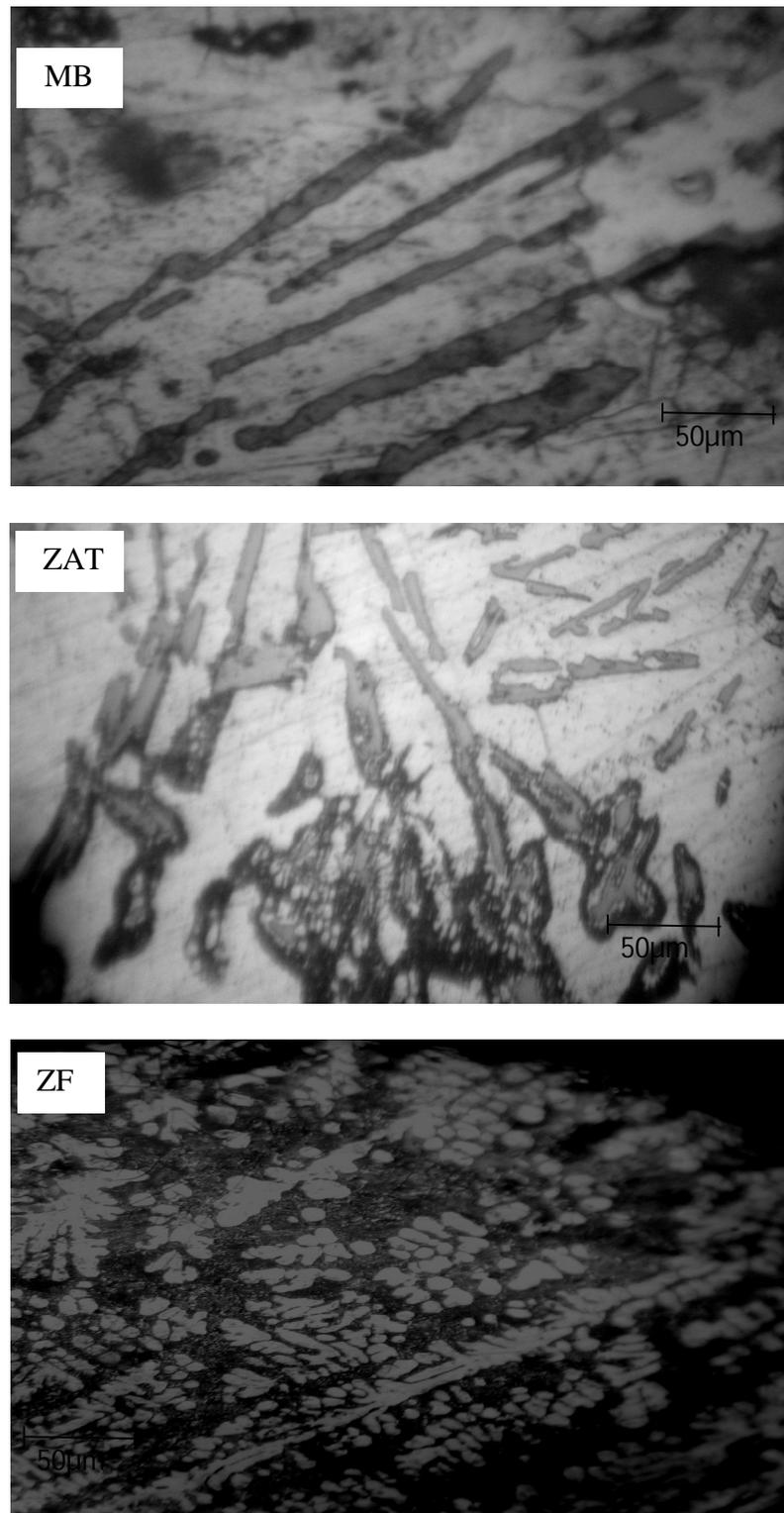


Figure V.19: Microstructures des zones (MB, ZAT, ZF) du joint soudé traité à 100°C pendant 4heures.

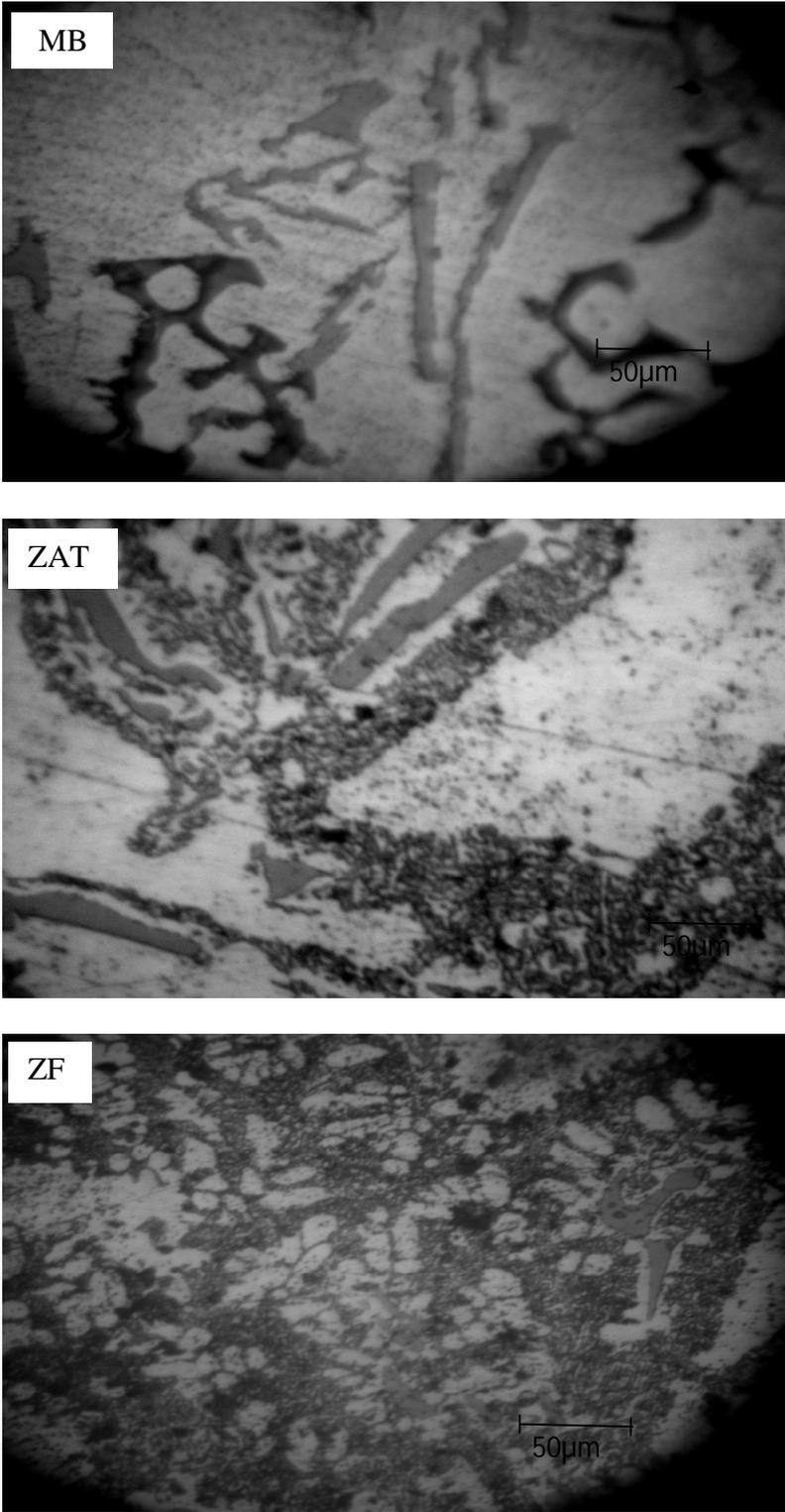


Figure V.20: Microstructures des zones (MB, ZAT, ZF) du joint soudé traité à 400°C pendant 4heures.

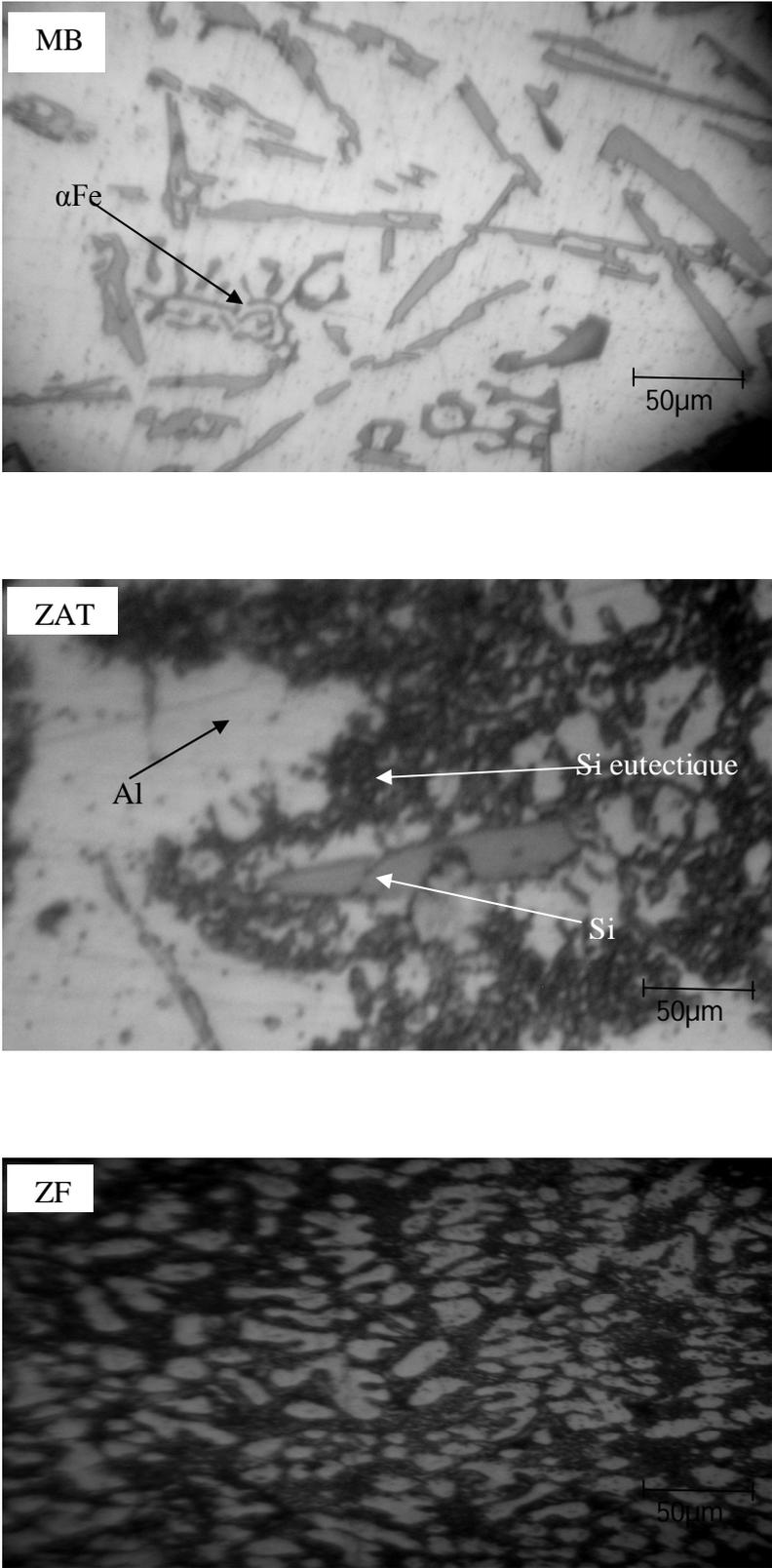


Figure V.21 : Microstructures des zones (MB, ZAT, ZF) du joint soudé traité à 100°C pendant 20heures.

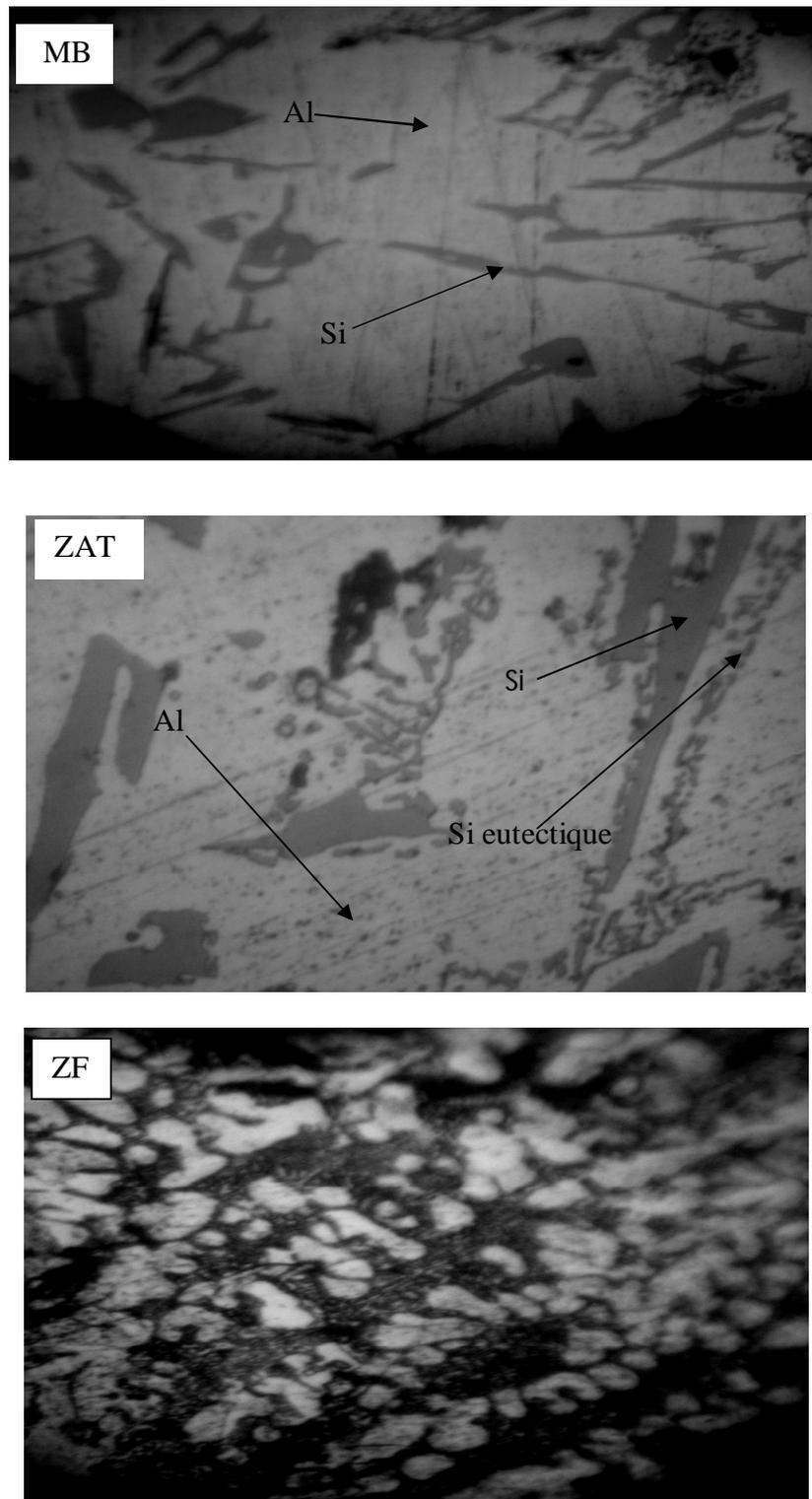


Figure V.22 : Microstructures des zones (MB, ZAT, ZF) du joint soudé traité à 400°C pendant 20heures.

V.2. Diffraction des rayons X

L'analyse par diffraction des rayons X a été effectuée sur les différentes zones de l'alliage AlSi12 soudé (MB, ZAT et ZF), les résultats obtenus sont illustrés dans les figures (V.23 jusqu'à V.60). Globalement pour les échantillons soit traités thermiquement ou non traités on remarque la présence de la majorité des pics (des phases) dans les trois zones de la pièce soudée; mais la différence est située dans :

- La différence d'intensité des pics est peut être liée au phénomène de texture, c'est-à-dire à la taille et à l'orientation des grains d'une zone à une autre. La figure V.23 qui montre le diffractogramme DRX de MB de l'alliage AlSi12 avant recuit illustre clairement qu'il y a une orientation préférentielle (texture) suivant le plan (200) dont l'angle de diffraction se situe à $2\theta = 44.8^\circ$.
- Lorsque on compare les diffractogrammes DRX du MB, ZAT et ZF des différents échantillons qui ont été traités thermiquement on remarque que plus la présence des pics de l'aluminium et de silicium il y a aussi l'apparition des nouveaux pics (figures : V.24, V.27, V.28, V.29, V.30, V.40, V.41, V.52, V.53, V.55, V.59 et V.60) qui sont situés entre les angles $2\theta = 30^\circ$ et $2\theta = 35^\circ$. L'apparition de ces pics est peut être traduite par la présence des traces des phases étrangères dans la matrice d'aluminium (la présence des intermétalliques αFe et Cu_2Al) [24,88].
- le décalage des pics vers les grands (2θ) ce là peut être due à la substitution des atomes de silicium dans la maille de l'aluminium.
- les tableaux (V.1, V.2 et V.3) montrent les valeurs des paramètres de maille de métal de base (MB), la zone affectée thermiquement (ZAT) et la zone fondue (ZF) respectivement de l'alliage AlSi12. D'après les résultats obtenus on peut dire que dans la majorité des échantillons (après traitement thermique) les paramètres de la maille augmentent avec le traitement thermique

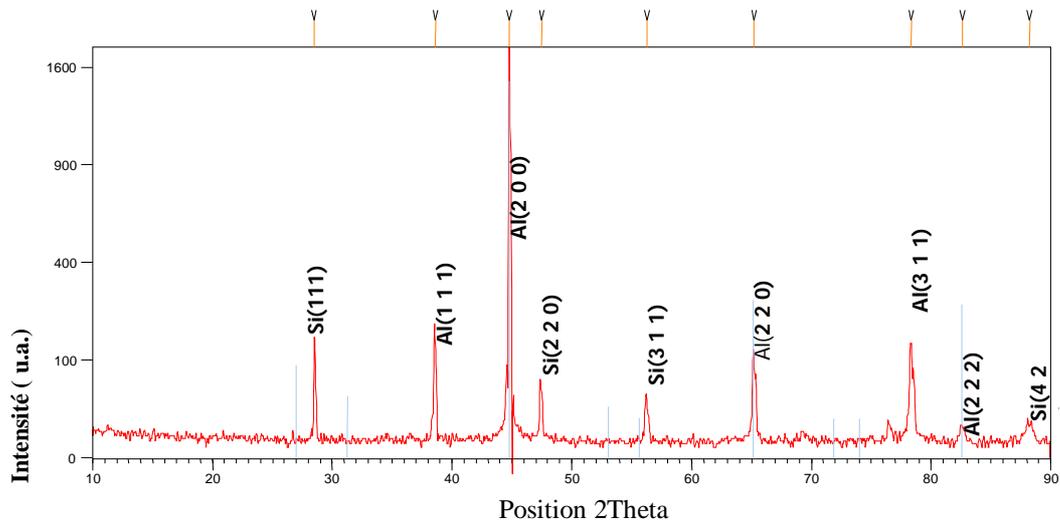


Figure V.23 : Diffractogramme DRX métal de base (MB) de l'alliage AlSi12 soudé

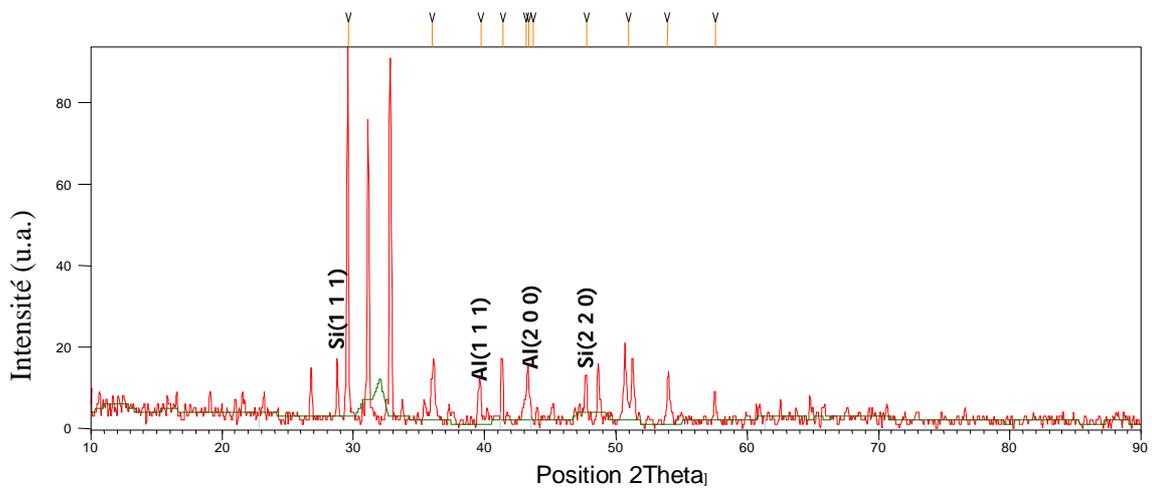


Figure V.24 : Diffractogramme DRX de métal de base (MB) de l'alliage AlSi12 soudé et traité à 100°C pendant 10 minutes

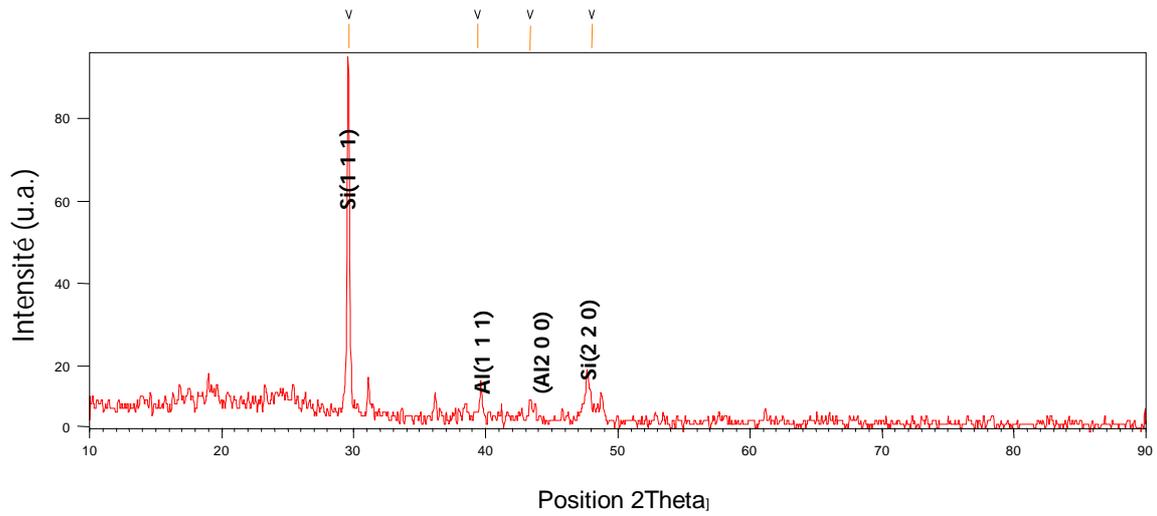


Figure V.25 : Diffractogramme DRX de métal de base (MB) de l'alliage AlSi12 soudé et traité à 200°C pendant 10 minutes

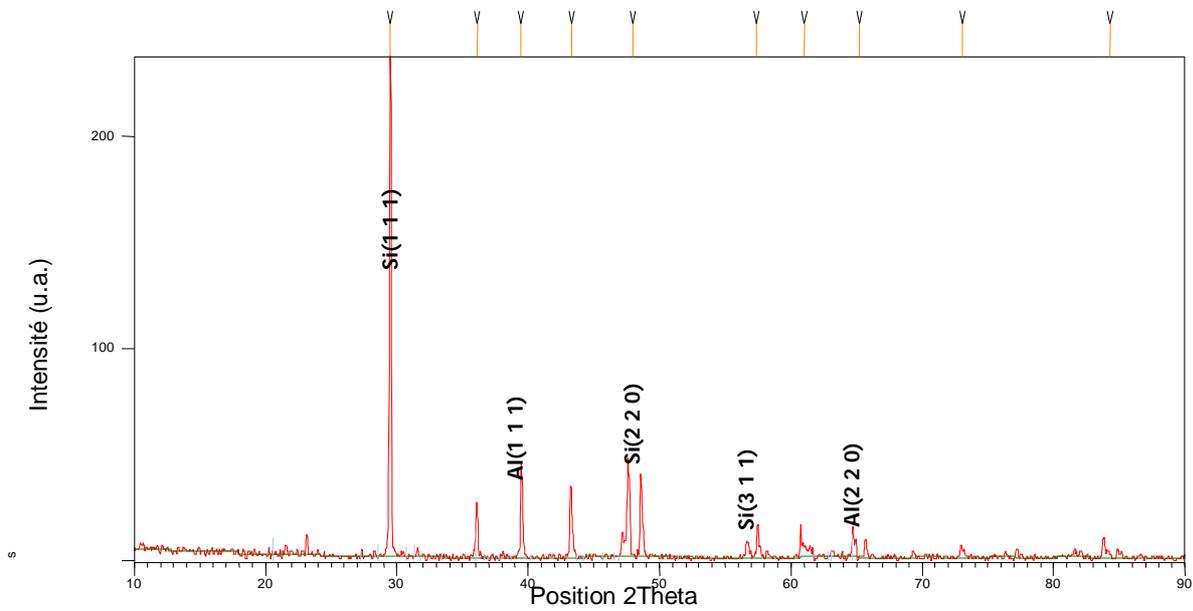


Figure V.26 : Diffractogramme DRX de métal de base (MB) de l'alliage AlSi12 soudé et traité à 300°C pendant 10 minutes

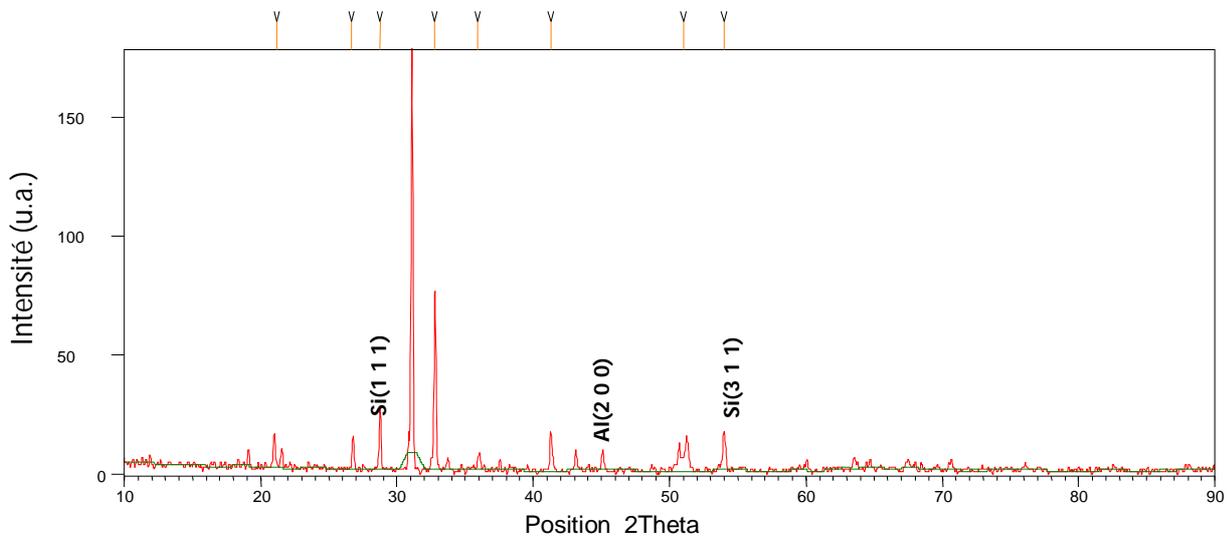


Figure V.27 : Diffractogramme DRX de métal de base (MB) de l'alliage AlSi12 soudé et traité à 400°C pendant 10 minutes

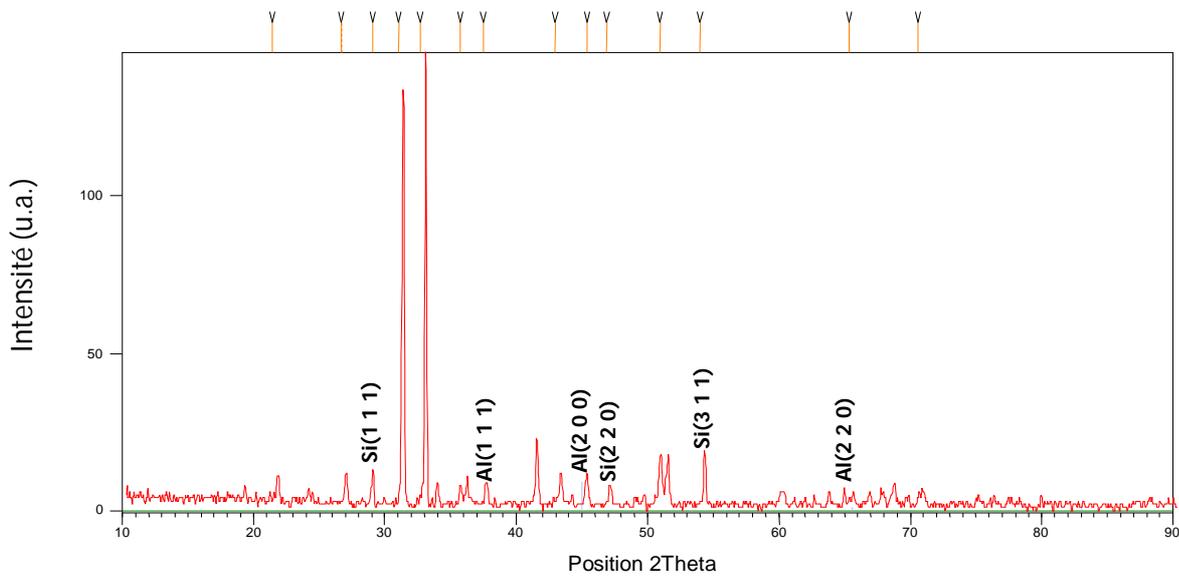


Figure V.28 : Diffractogramme DRX de métal de base (MB) de l'alliage AlSi12 soudé et traité à 100°C pendant 30 minutes

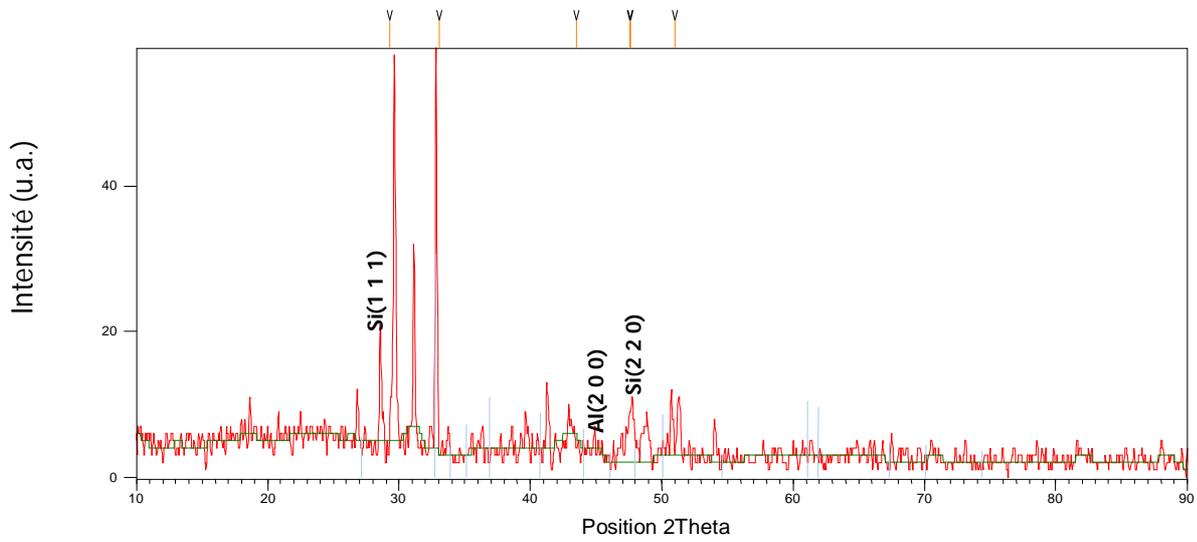


Figure V.29 : Diffractogramme DRX de métal de base (MB) de l'alliage AlSi12 soudé et traité à 200°C pendant 30 minutes

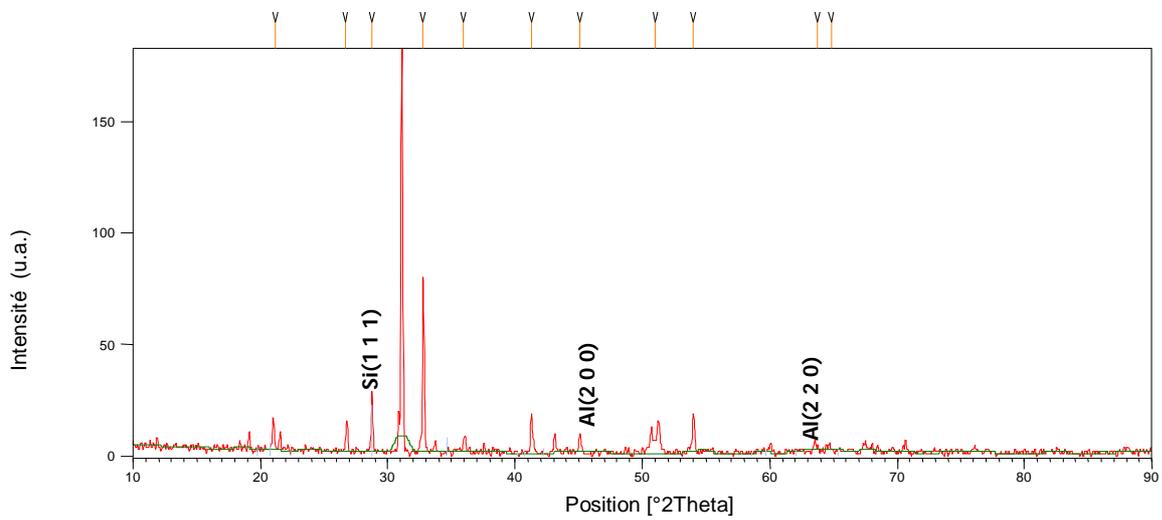


Figure V.30 : Diffractogramme DRX de métal de base (MB) de l'alliage AlSi12 soudé et traité à 300°C pendant 30 minutes

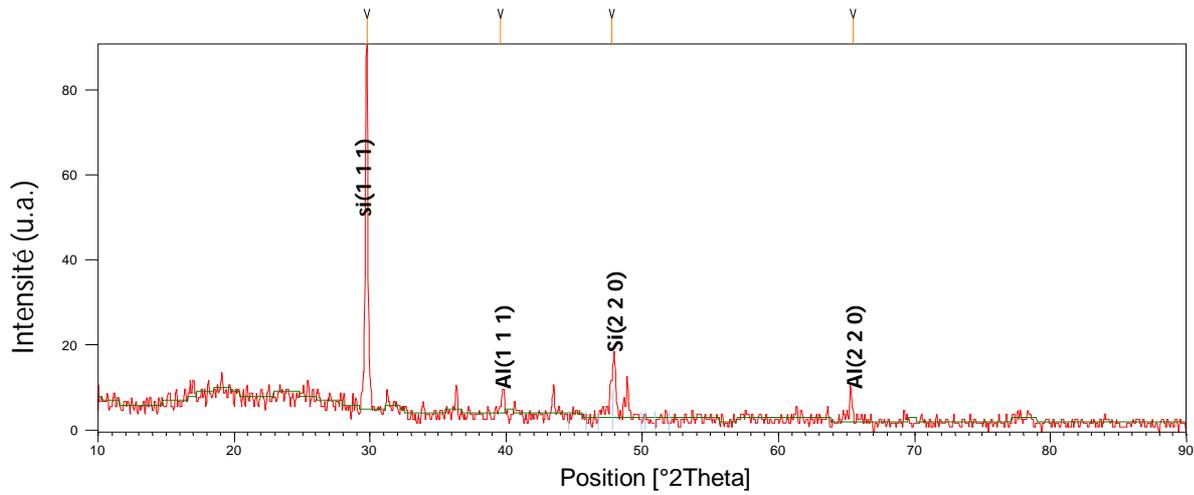


Figure V.31 : Diffractogramme DRX de métal de base (MB) de l'alliage AlSi12 soudé et traité à 200°C pendant 1 heure

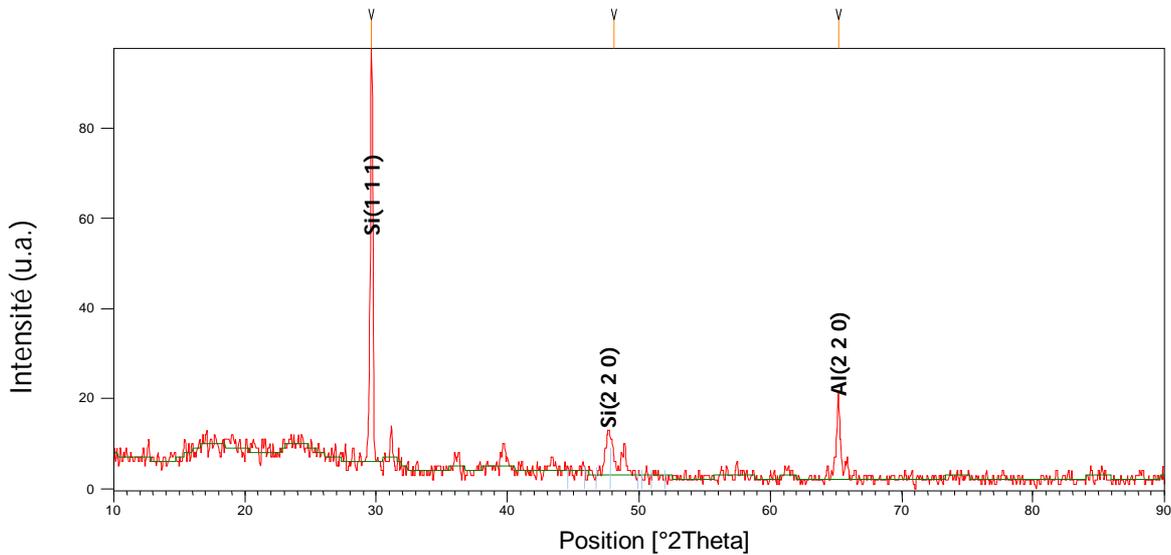


Figure V.32 : Diffractogramme DRX de métal de base (MB) de l'alliage AlSi12 soudé et traité à 300°C pendant 1 heure

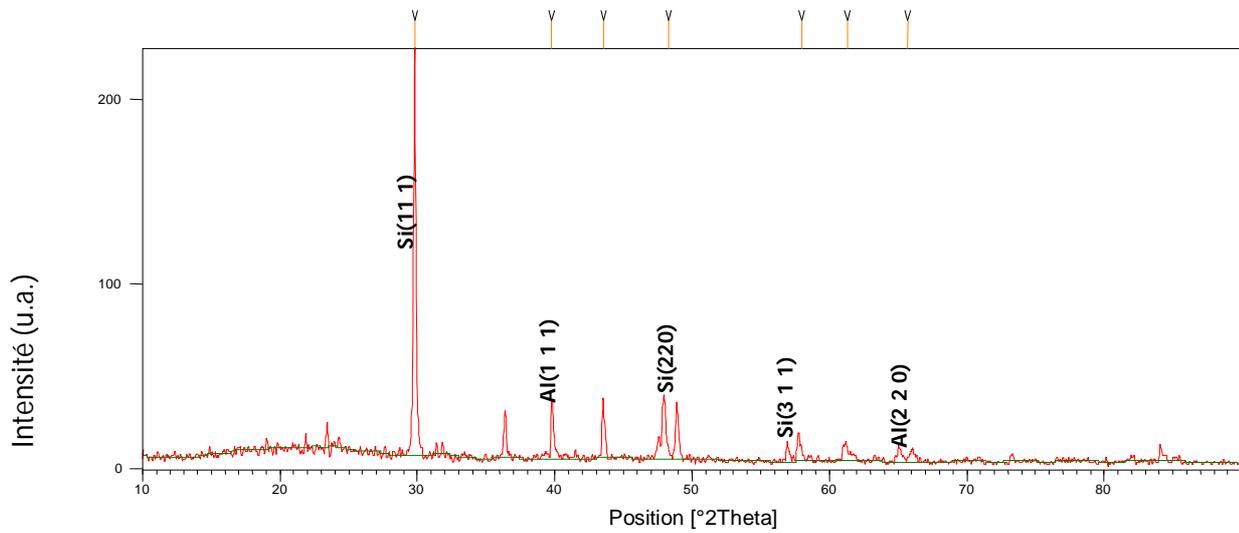


Figure V.33 : Diffractogramme DRX de métal de base (MB) de l'alliage AlSi12 soudé et traité à 400°C pendant 1 heure

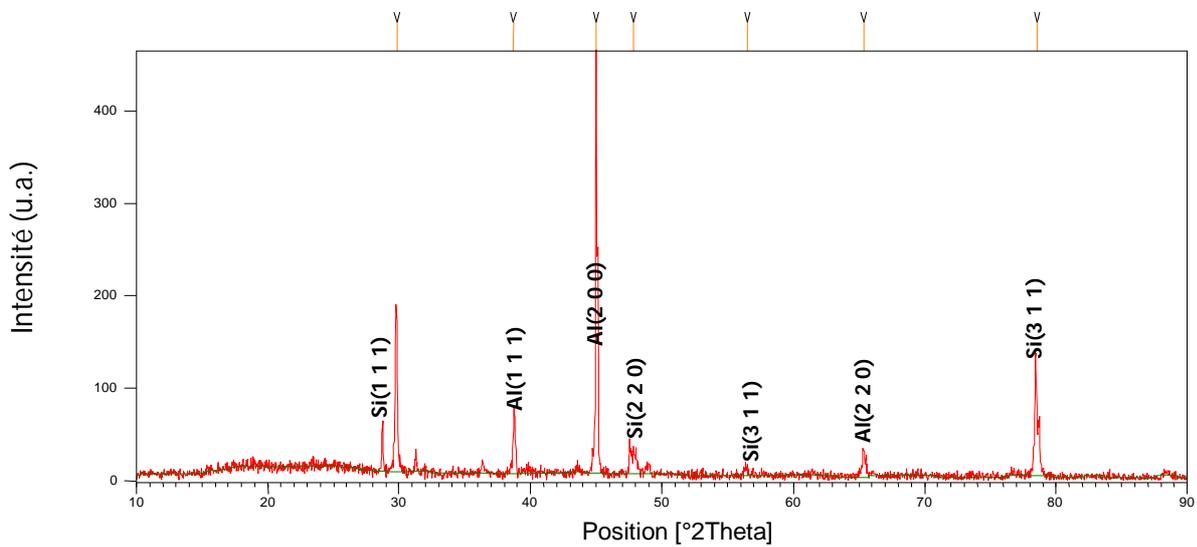


Figure V.34 : Diffractogramme DRX de métal de base (MB) de l'alliage AlSi12 soudé et traité à 100°C pendant 4 heures

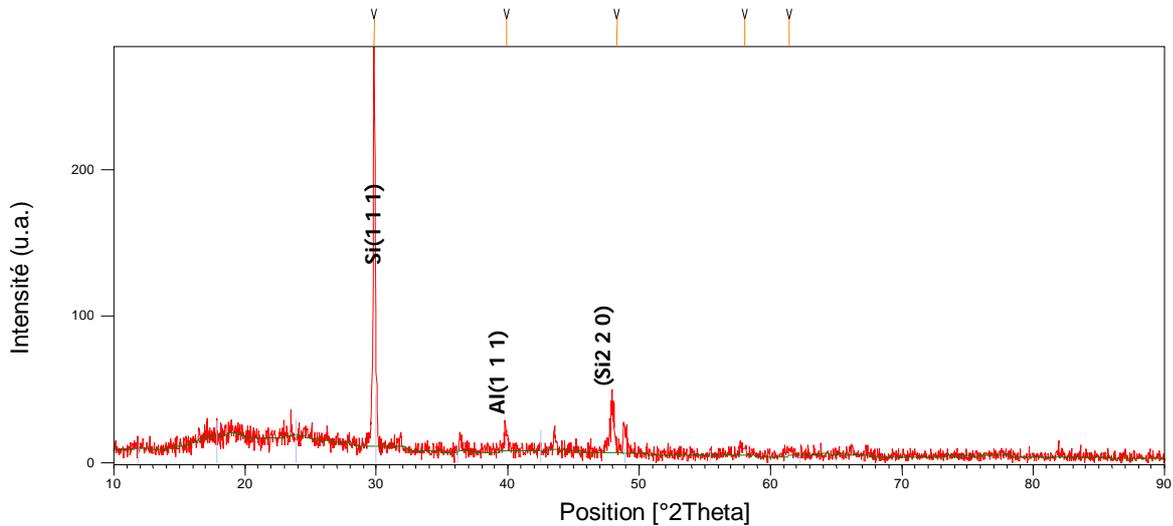


Figure V.35 : Diffractogramme DRX de métal de base (MB) de l'alliage AlSi12 soudé et traité à 400°C pendant 4 heures

Le tableau suivant récapitule les paramètres cristallins de métal de base de l'alliage AlSi12 soudé avant et après traitement thermique. D'après les résultats obtenue on remarque que sous l'effet de la température de traitement thermique et le temps de maintient il ya une augmentation des valeurs des paramètres cristallins ce qui permet de dire qu'il ya une déformation thermique au niveau de la maille de α -Al.

Tableau V.1 : paramètres cristallins de métal de base de l'alliage AlSi12 soudé avant et après traitement thermique

| | Paramètres cristallins (Å) |
|--|----------------------------|
| MB de AlSi12 soudé | 4.0467 |
| MB de AlSi12 soudé traité à 100 °C pendant 10' | 4.0940 |
| MB de AlSi12 soudé traité à 200°C pendant 10' | 4.0545 |
| MB de AlSi12 soudé traité à 300 °C pendant 10' | 4.0914 |
| MB de AlSi12 soudé traité à 400 °C pendant 10' | 4.0878 |
| MB de AlSi12 soudé traité à 100°C pendant 30' | 4.1624 |
| MB de AlSi12 soudé traité à 200°C pendant 30' | 4.0562 |
| MB de AlSi12 soudé traité à 300 °C pendant 30' | 4.1447 |
| MB de AlSi12 soudé traité à 200°C pendant 1h | 4.0176 |
| MB de AlSi12 soudé traité à 300 °C pendant 1h | 4.0598 |

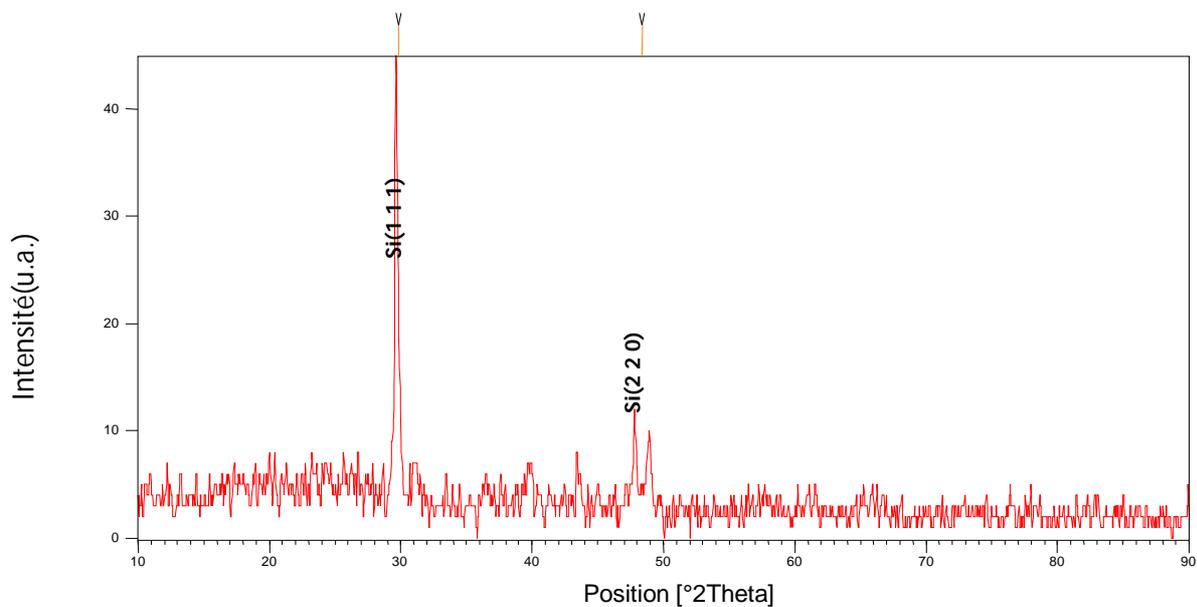


Figure V.36 : Diffractogramme DRX de la zone attaquée thermiquement (ZAT)

de AlSi12 soudé

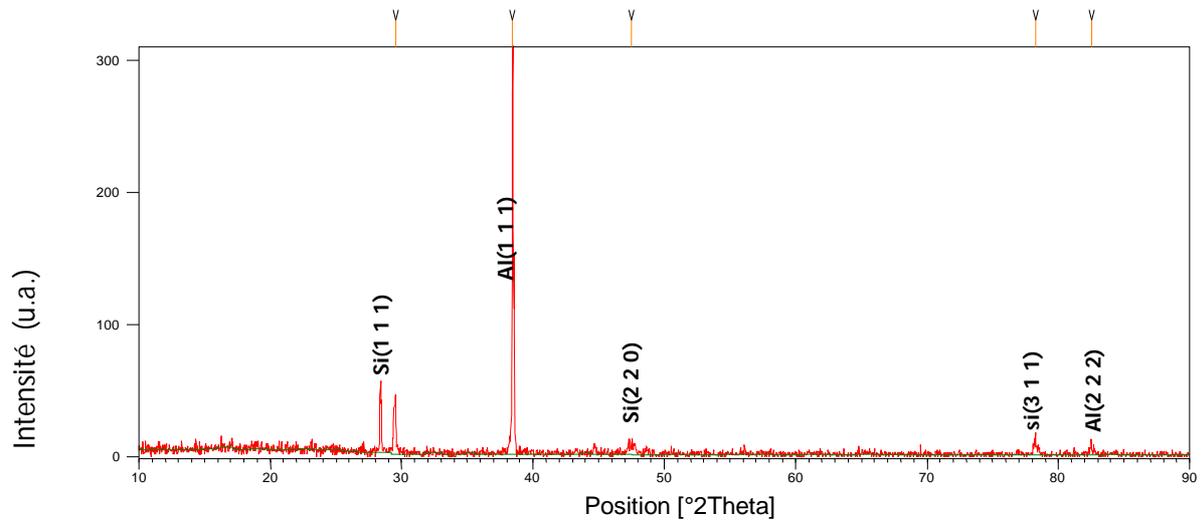


Figure V.37 : Diffractogramme DRX de la zone attaquée thermiquement (ZAT) de AlSi12 soudé et traité thermiquement à 100°C pendant 10 minutes.

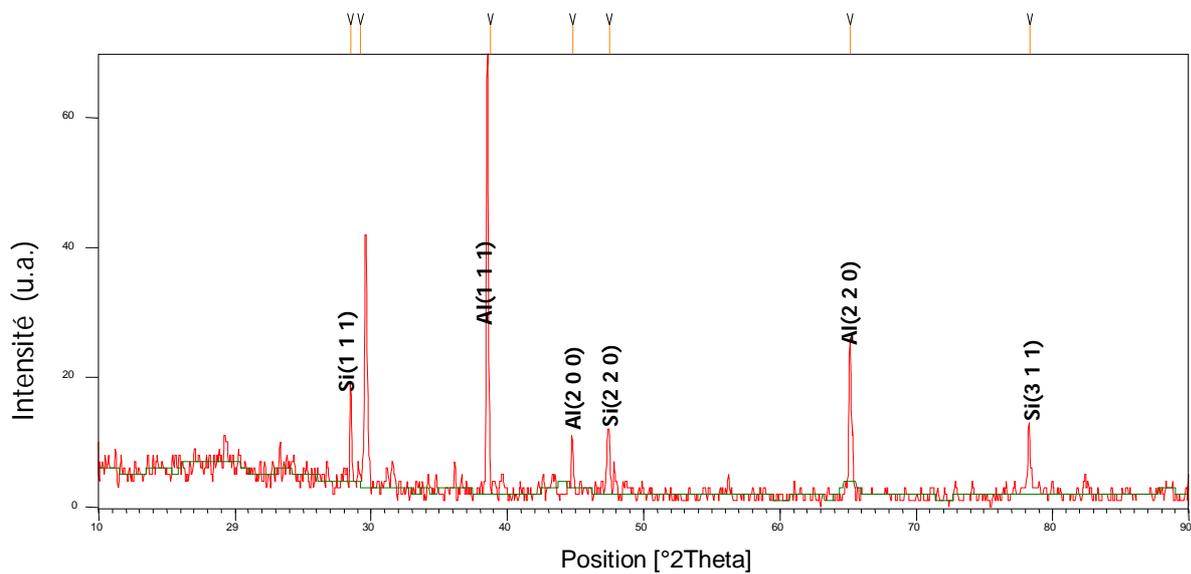


Figure V.38 : Diffractogramme DRX de la zone attaquée thermiquement (ZAT) de AlSi12 soudé et traité thermiquement à 200°C pendant 10 minutes.

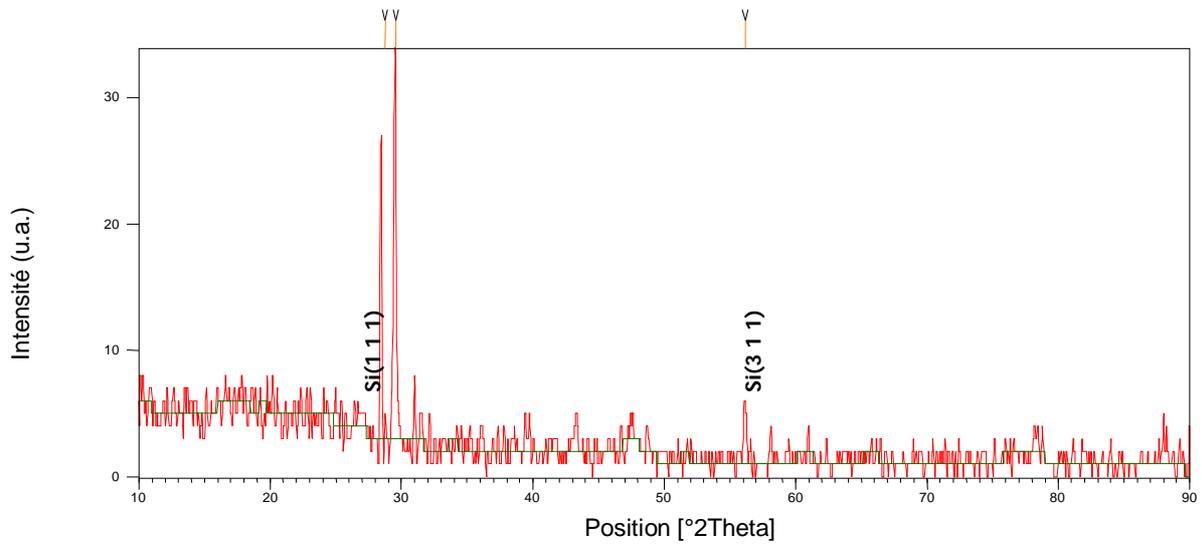


Figure V.39 : Diffractogramme DRX de la zone attaquée thermiquement (ZAT) de AlSi12 soudé et traité thermiquement à 300°C pendant 10 minutes.

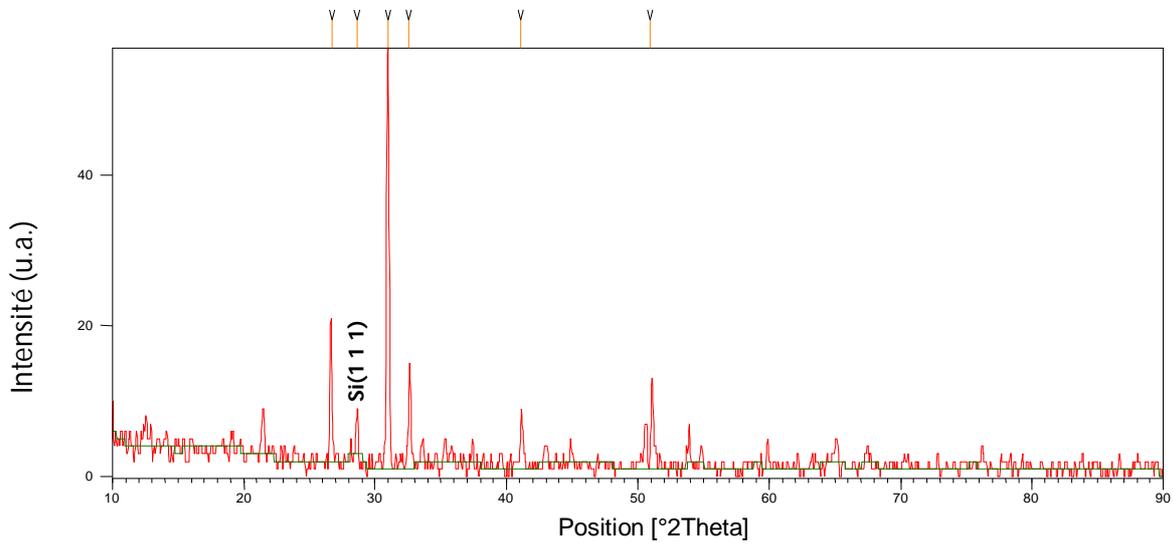


Figure V.40 : Diffractogramme DRX de la zone attaquée thermiquement (ZAT) de AlSi12 soudé et traité thermiquement à 100°C pendant 30 minutes.

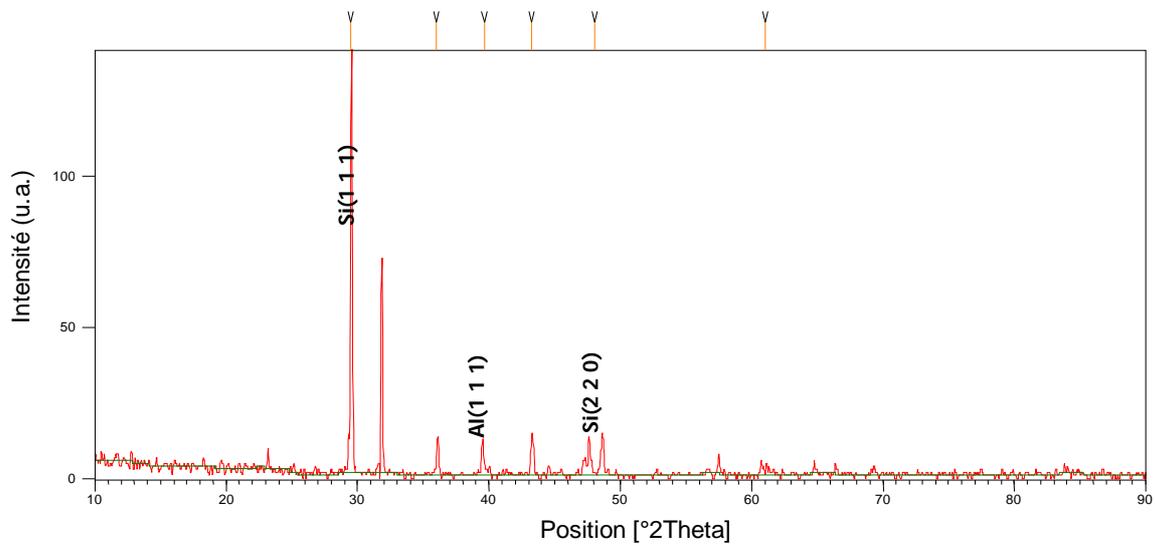


Figure V.41 : Diffractogramme DRX de la zone attaquée thermiquement (ZAT) de AlSi12 soudé et traité thermiquement à 200°C pendant 30 minutes.

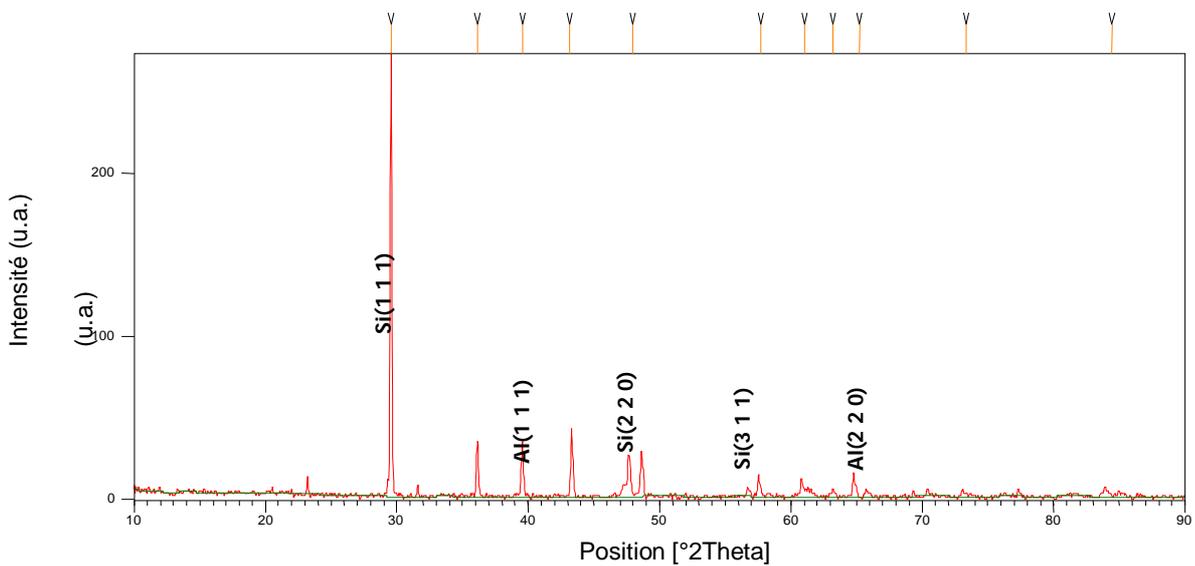


Figure V.42 : Diffractogramme DRX de la zone attaquée thermiquement (ZAT) de AlSi12 soudé et traité thermiquement à 300°C pendant 30 minutes.

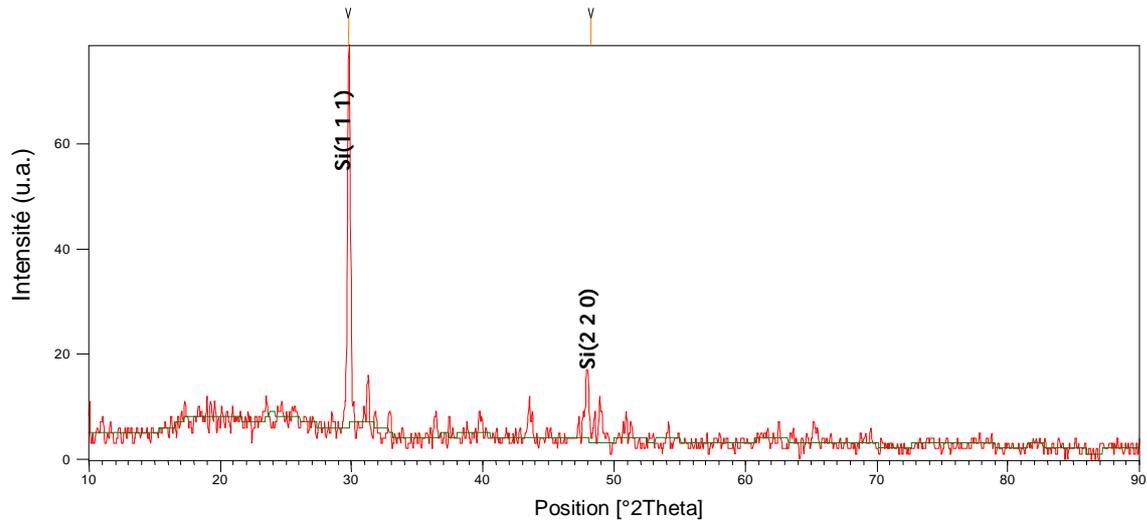


Figure V.43 : Diffractogramme DRX de la zone attaquée thermiquement (ZAT) de AlSi12 soudé et traité thermiquement à 400°C pendant 30 minutes.

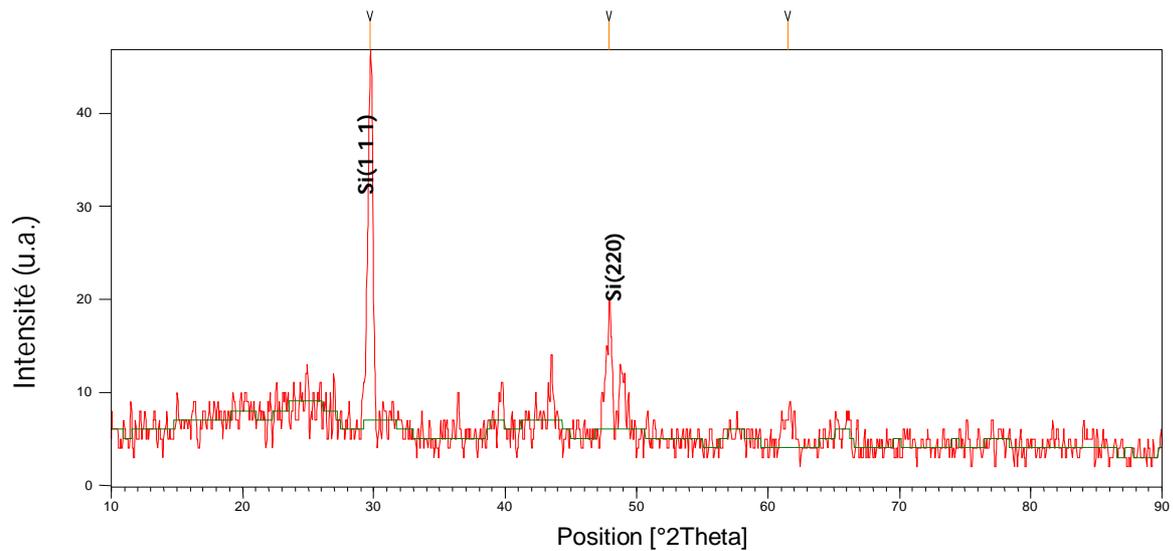


Figure V.44 : Diffractogramme DRX de la zone attaquée thermiquement (ZAT) de AlSi12 soudé et traité thermiquement à 100°C pendant 1 heure.

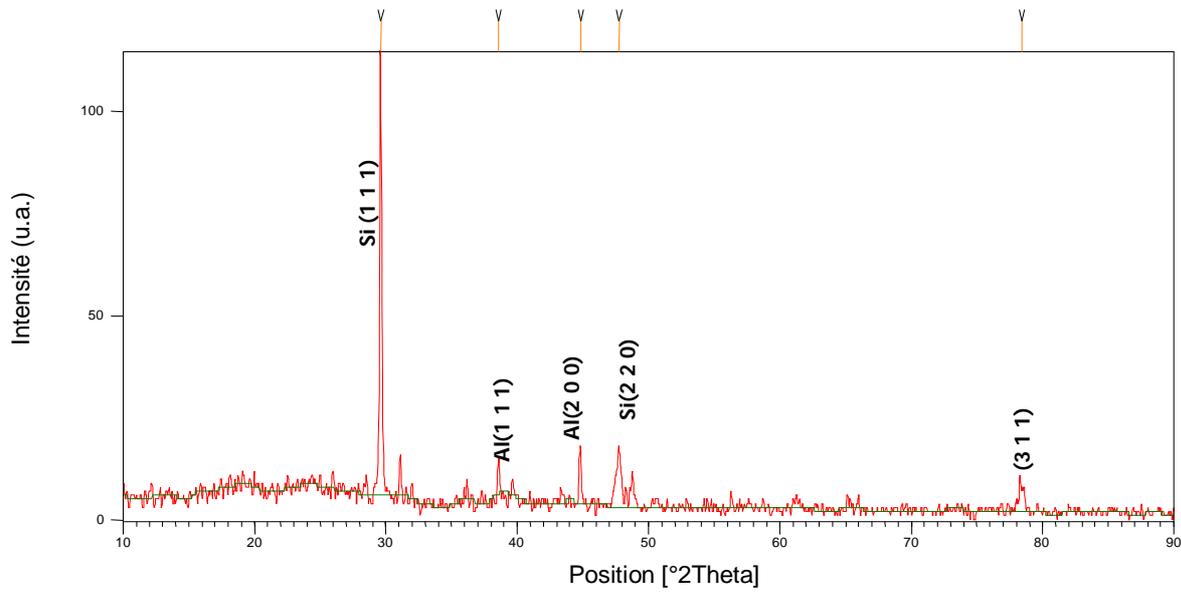


Figure V.45 : Diffractogramme DRX de la zone attaquée thermiquement (ZAT) de AlSi12 soudé et traité thermiquement à 200°C pendant 1 heure.

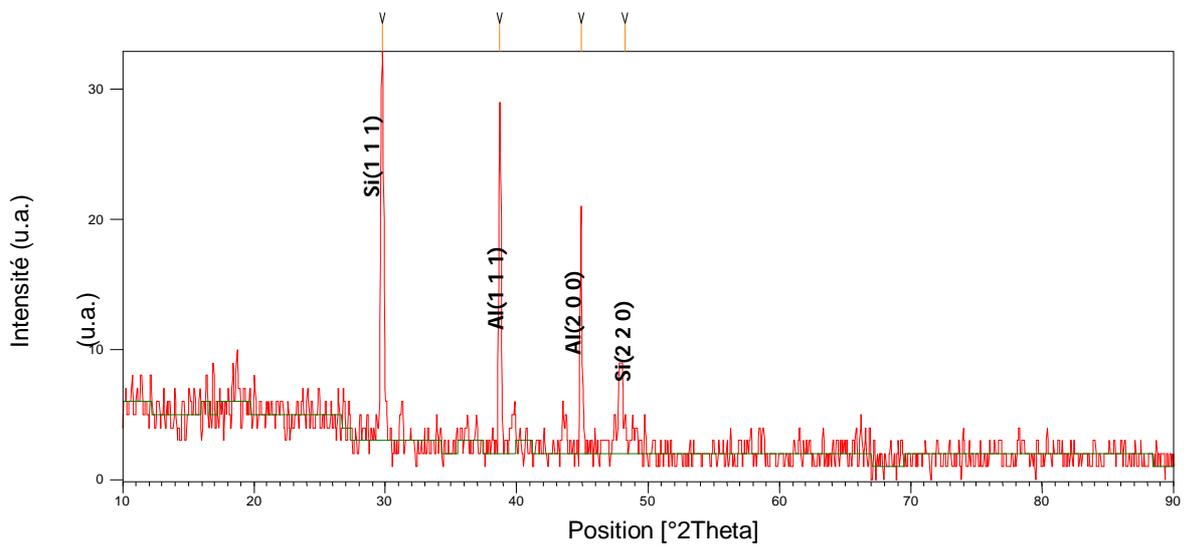


Figure V.46 : Diffractogramme DRX de la zone attaquée thermiquement (ZAT) de AlSi12 soudé et traité thermiquement à 300°C pendant 1 heure.

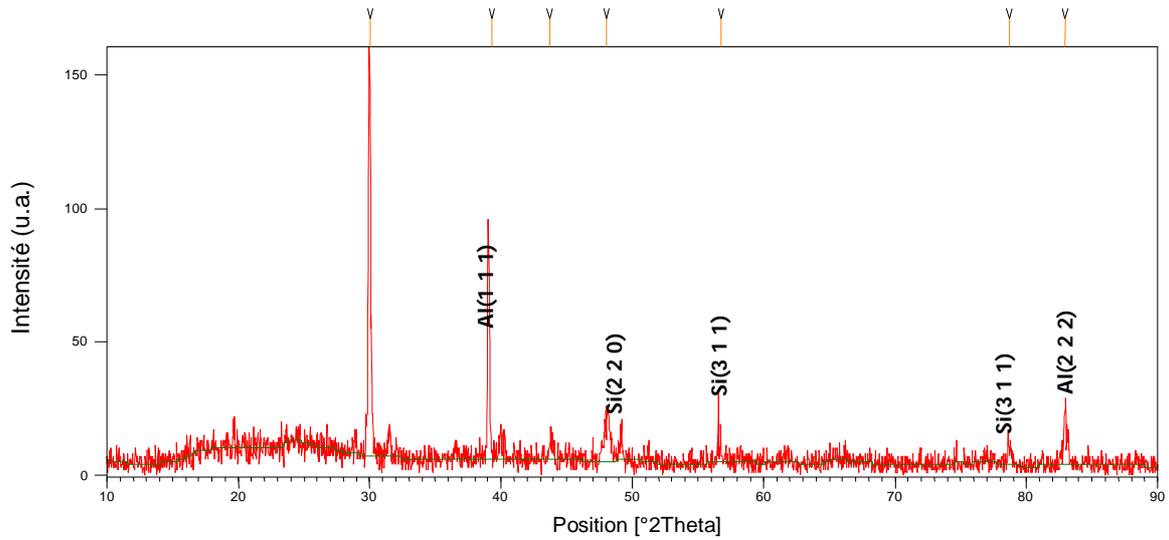


Figure V.47 : Diffractogramme DRX de la zone attaquée thermiquement (ZAT) de AlSi12 soudé et traité thermiquement à 100°C pendant 4heures.

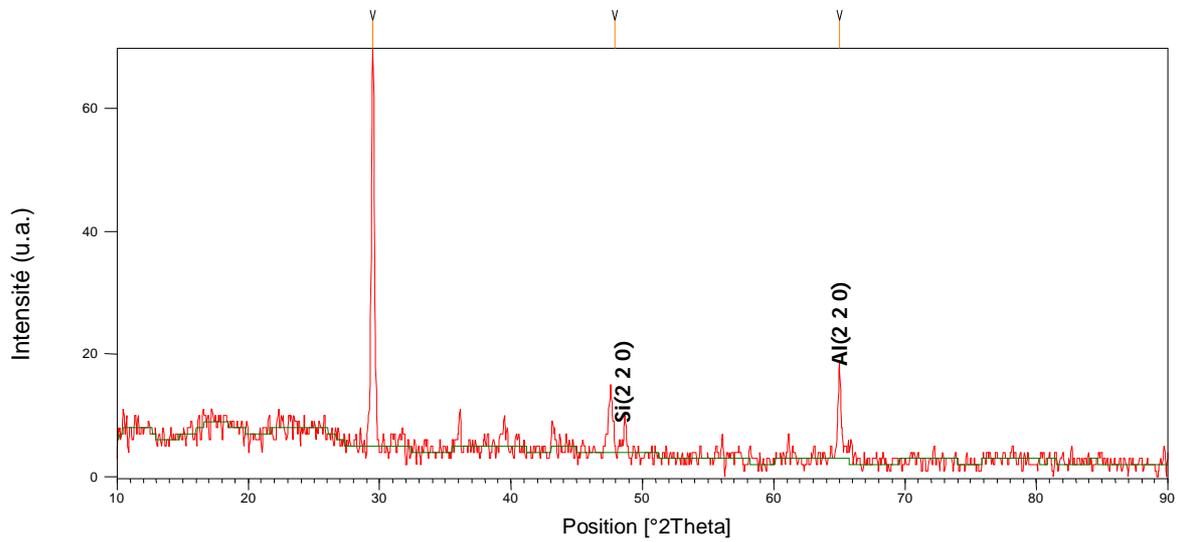


Figure V.48 : Diffractogramme DRX de la zone attaquée thermiquement (ZAT) de AlSi12 soudé et traité thermiquement à 400°C pendant 4 heures.

Le tableau V.2 montre les valeurs des paramètres cristallins de la zone affectée thermiquement. On constate que pour la majorité des échantillons qui ont été traité thermiquement il

ya une diminution remarquables des paramètres cristallins. Cette diminution et peut être due à la substitution des atomes d'aluminium par des atomes de silicium où ce dernier a un rayon atomique inférieure à celle de l'atome de l'aluminium.

Tableau V.2 : paramètres cristallins de la zone affectée thermiquement(ZAT) de l'alliage AlSi12 soudé avant et après traitement thermique

| | Paramètres cristallins (Å°) |
|---|--|
| ZAT de AlSi12 soudé traité à 100°C pendant 30' | 3.9445 |
| ZAT de AlSi12 soudé traité à 200°C pendant 30' | 3.9477 |
| ZAT de AlSi12 soudé traité à 300 °C pendant 30' | 3.9445 |
| ZATde AlSi12 soudé traité à 400°C pendant 30' | 4.0377 |
| ZATde AlSi12 soudé traité à 100°C pendant 1h | 4.0392 |
| ZATde AlSi12 soudé traité à 200°C pendant 1h | 4.083 |
| ZAT de AlSi12 soudé traité à 300 °C pendant 1h | 4.0621 |
| ZAT de AlSi12 soudé traité à 100 °C pendant 4h | 4.0250 |
| ZAT de AlSi12 soudé traité à 400°C pendant 4h | 4.0346 |

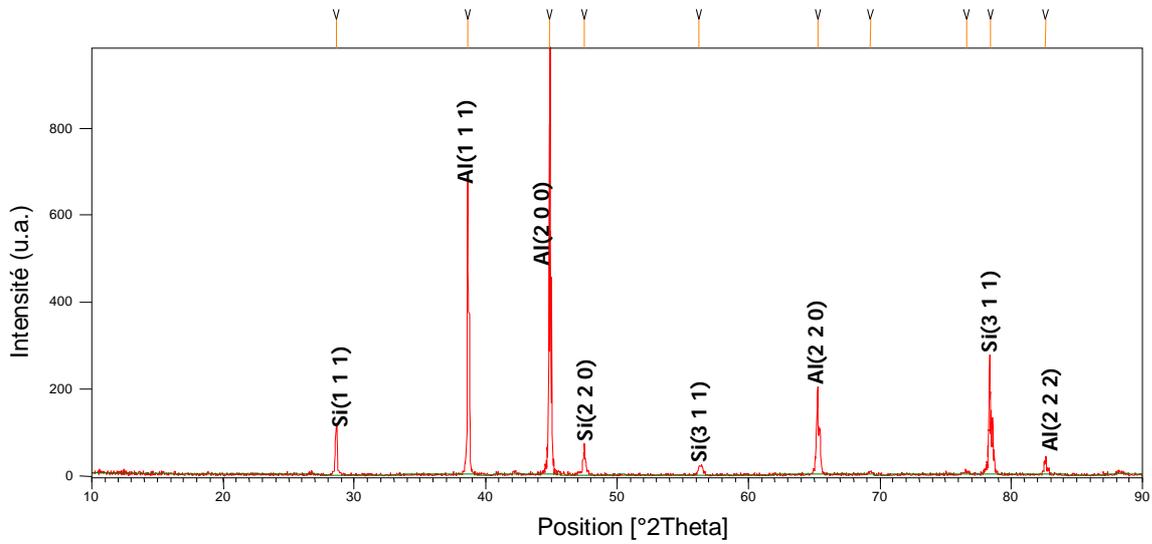


Figure V.49 : Diffractogramme DRX de la zone fondue (ZF) de AlSi12 soudé

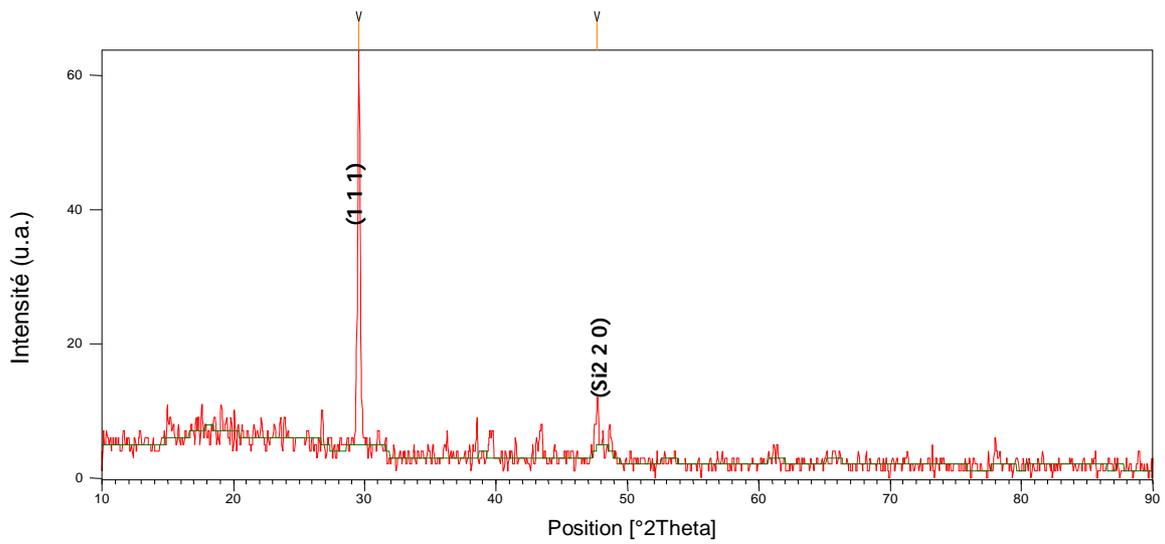


Figure V.50 : Diffractogramme DRX de la zone fondue (ZF) de AlSi12 soudé et traité thermiquement à 100°C pendant 10 minutes.

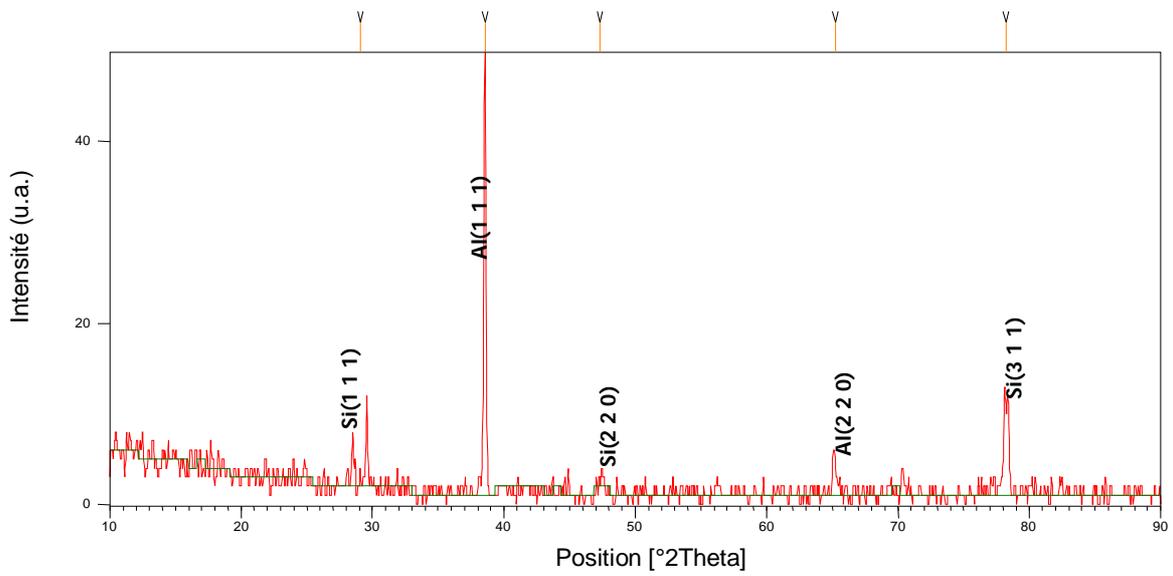


Figure V.51 : Diffractogramme DRX de la zone fondue (ZF) de AlSi12 soudé et traité thermiquement à 200°C pendant 10 minutes.

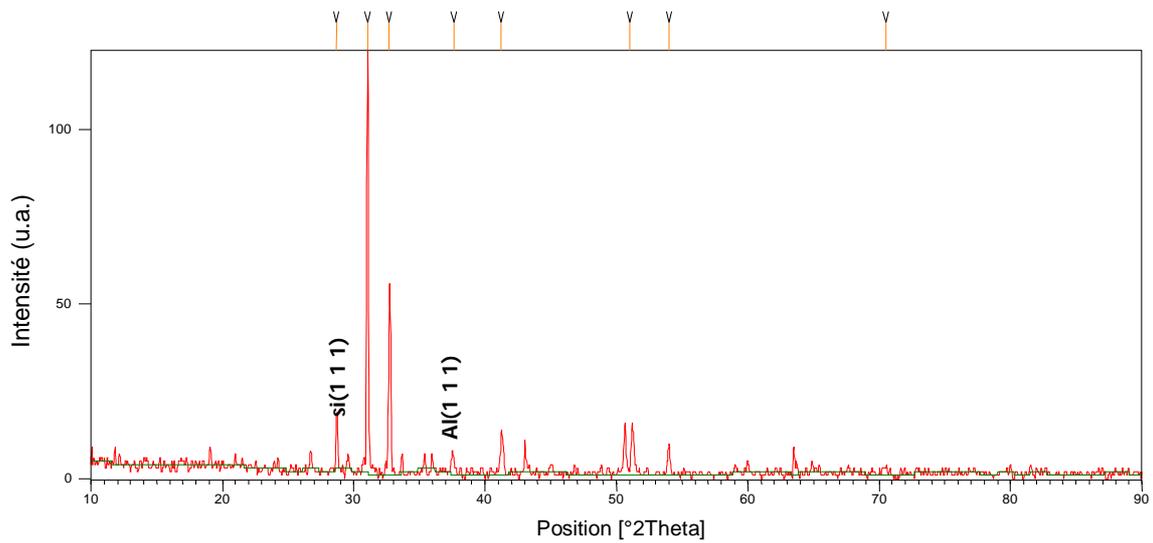


Figure V.52 : Diffractogramme DRX de la zone fondue (ZF) de AlSi12 soudé et traité thermiquement à 100°C pendant 30 minutes.

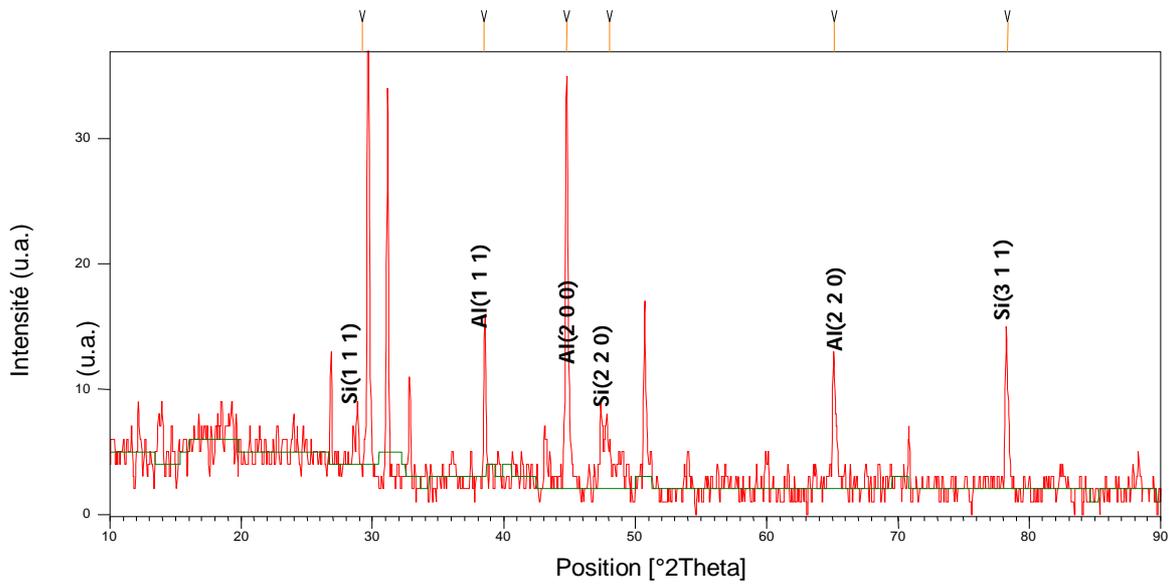


Figure V.53 : Diffractogramme DRX de la zone fondue (ZF) de AlSi12 soudé et traité thermiquement à 200°C pendant 30 minutes.

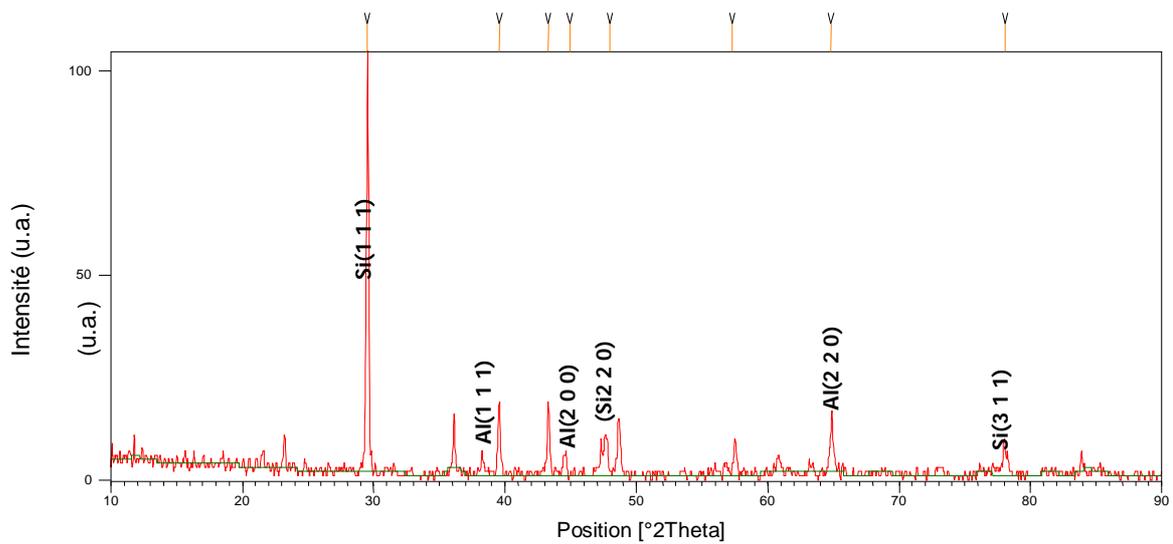


Figure V.54: Diffractogramme DRX de la zone fondue de AlSi12 soudé et traité thermiquement à 300°C pendant 30 minutes.

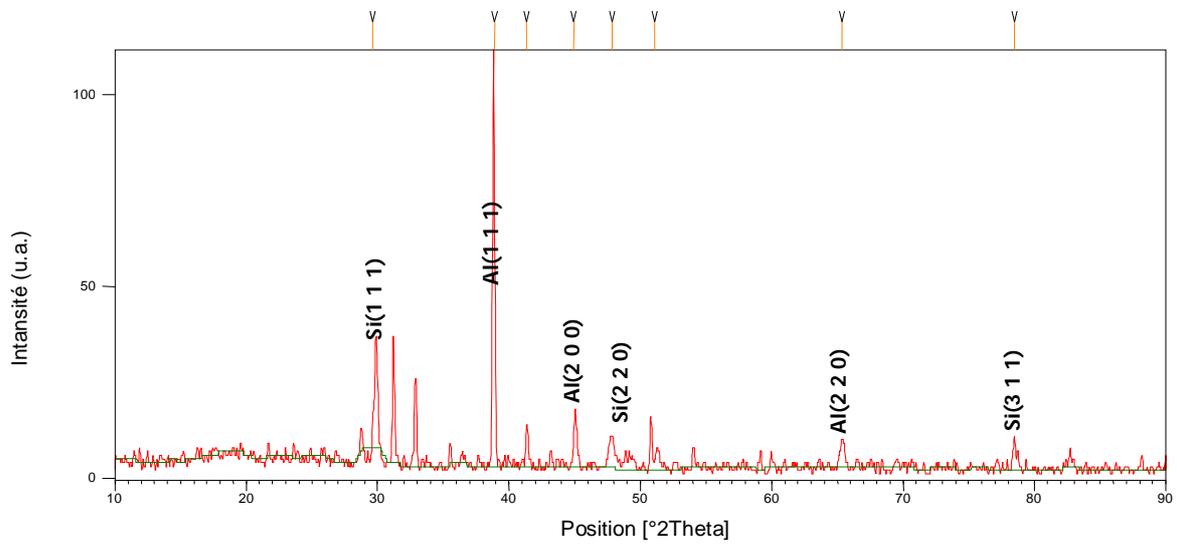


Figure V.55 : Diffractogramme DRX de la zone fondue (ZF) de AlSi12 soudé et traité thermiquement à 400°C pendant 30 minutes.

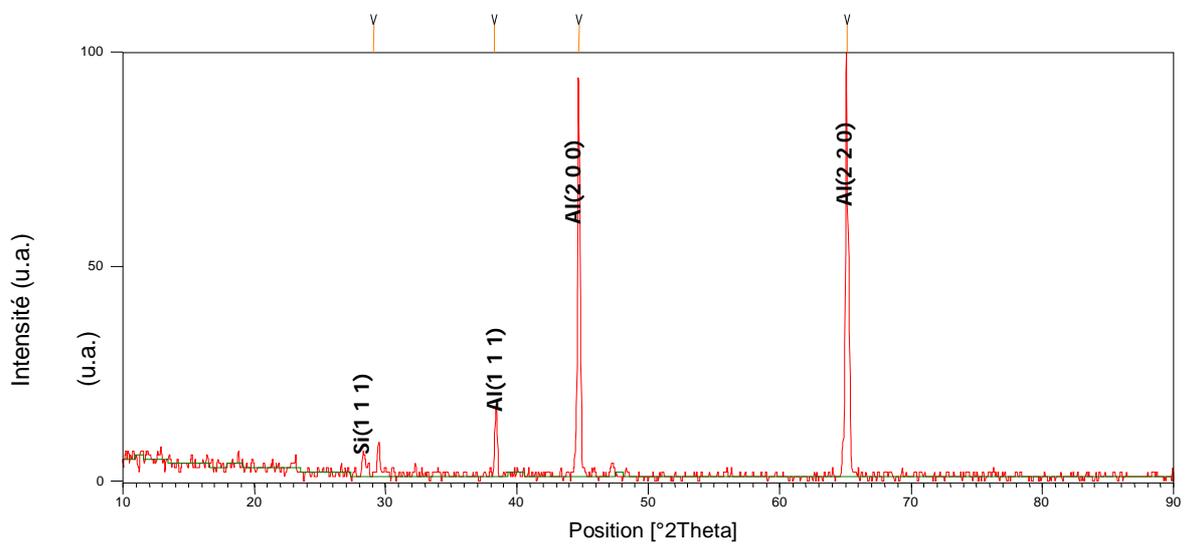


Figure V.56 : Diffractogramme DRX de la zone fondue (ZF) de AlSi12 soudé et traité thermiquement à 100°C pendant 1 heure.

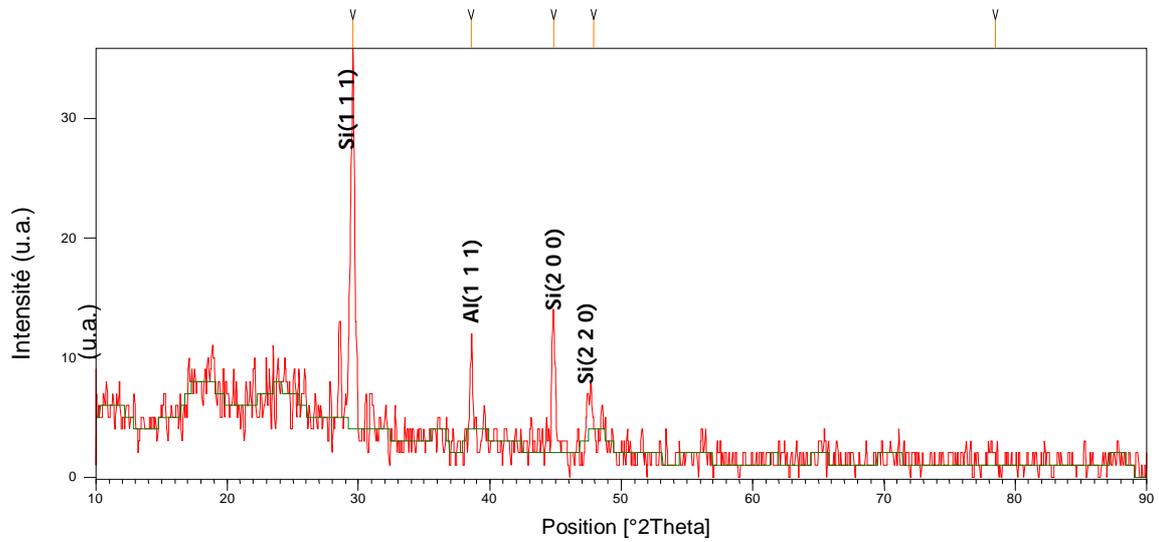


Figure V.57 : Diffractogramme DRX de la zone fondue (ZF) de AlSi12 soudé et traité thermiquement à 200°C pendant 1 heure.

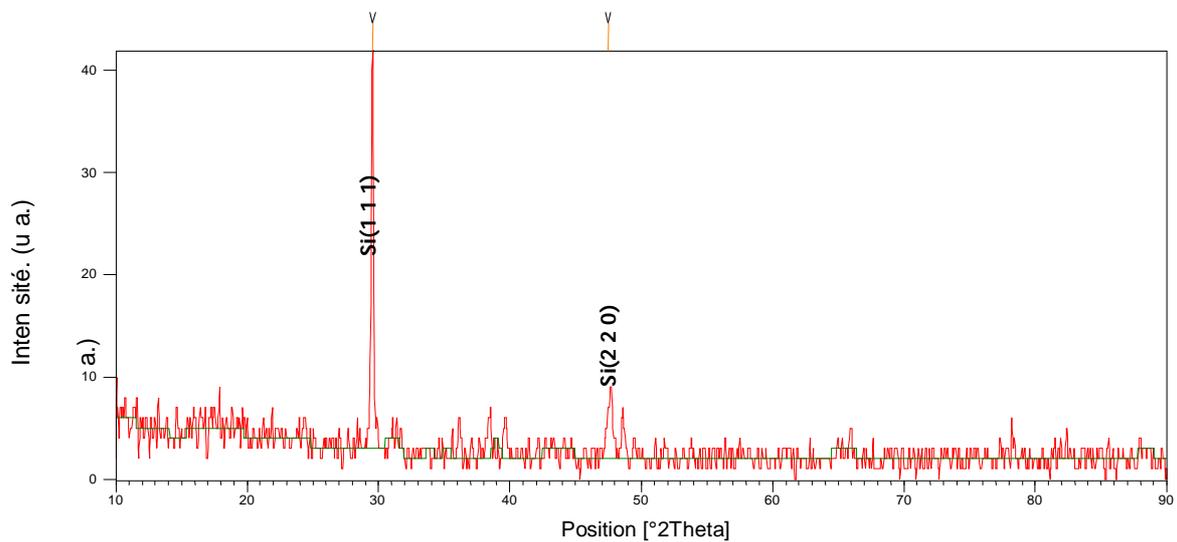


Figure V.58 : Diffractogramme DRX de la zone fondue (ZF) de AlSi12 soudé et traité thermiquement à 300°C pendant 1 heure.

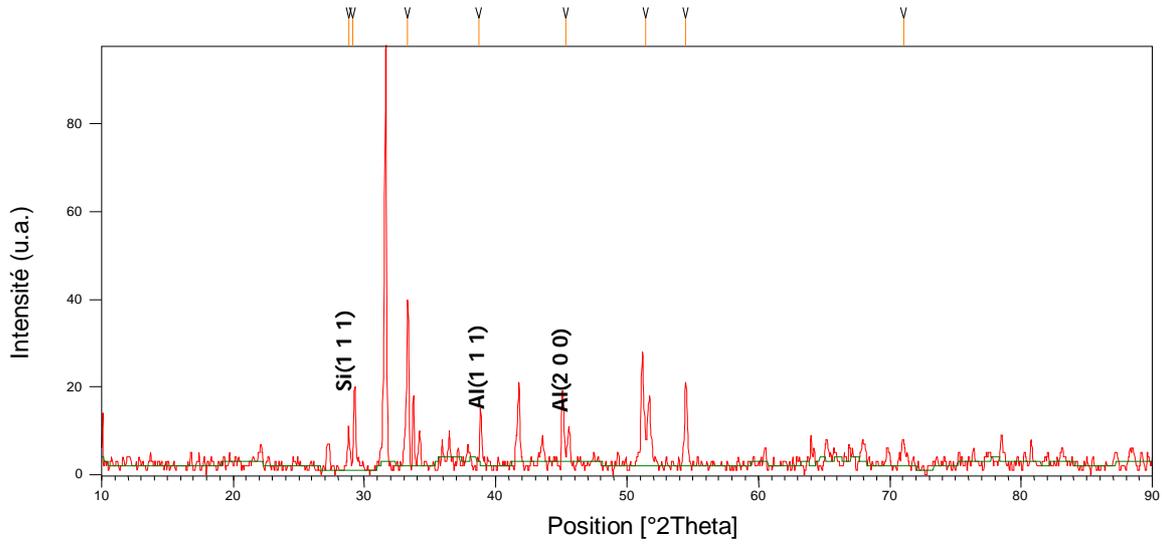


Figure V.59 : Diffractogramme DRX de la zone fondue (ZF) de AlSi12 soudé et traité thermiquement à 400°C pendant 1 heure.

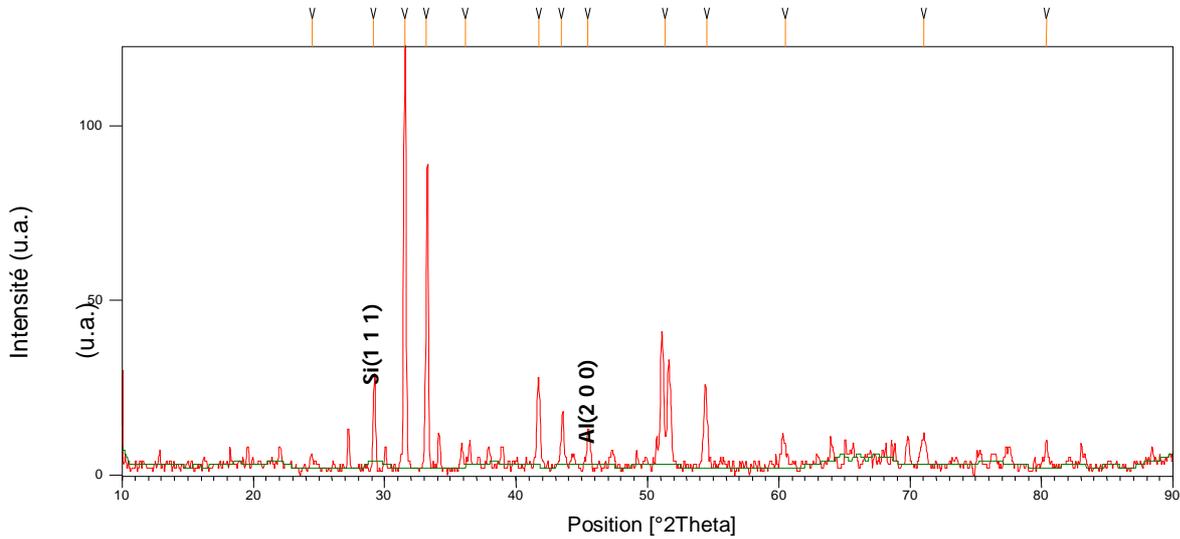


Figure V.60 : Diffractogramme DRX de la zone fondue (ZF) de AlSi12 soudé et traité thermiquement à 100°C pendant 4 heures.

Tableau V.3 : paramètres cristallins de la zone fondue (ZF) de l'alliage AlSi12 soudé avant et après traitement thermique

| | Paramètres cristallins (Å°) |
|--|--|
| ZF de AlSi12 soudé | 4.0444 |
| ZF de AlSi12 soudé traité à 100 °C pendant 10' | 4.0585 |
| ZF de AlSi12 soudé traité à 200°C pendant 10' | 4.0504 |
| ZF de AlSi12 soudé traité à 100°C pendant 30' | 4.0717 |
| ZF de AlSi12 soudé traité à 200°C pendant 30' | 4.0497 |
| ZF de AlSi12 soudé traité à 300 °C pendant 30' | 4.0399 |
| ZF de AlSi12 soudé traité à 400°C pendant 30' | 4.0556 |
| ZF de AlSi12 soudé traité à 100°C pendant 1h | 4.0551 |
| ZF de AlSi12 soudé traité à 200°C pendant 1h | 4.0356 |
| ZF de AlSi12 soudé traité à 300 °C pendant 1h | 4.0621 |
| ZF de AlSi12 soudé traité à 100 °C pendant 4h | 4.0250 |
| ZF de AlSi12 soudé traité à 400°C pendant 4h | 4.0346 |

V.3 Caractéristiques mécaniques

V.3.1 Résultats de la microdureté (HV)

V.3.1.1 Introduction

D'après les résultats micrographiques obtenues, nous avons vu que la phase eutectique dans cet alliage joue un rôle important et on a trouvé aussi que les échantillons étudiés (soient traités ou non traités thermiquement) et sous l'effet de soudage comportent trois zones principales et deux phases importantes (une phase eutectique et autre phase dendritique). les changements dans la microstructure créent une zone fragile dans les pièces soudées (hétérogénéité dans le matériau).

On a fait le traitement thermique qu'est une procédure largement utilisée pour crier une homogénéisation entre les différentes zones ce qui améliore les propriétés mécaniques de cet alliage soudé sans affecter sa composition chimique.

V.3.1.2 Résultats de la microdureté (HV) de l'alliage AlSi12 soudé

La figure V-61 montre les résultats de la microdureté (HV) des échantillons de AlSi12 soudés. On constate qu'il ya une différence remarquable des valeurs de la microdureté (HV) de la zone de métal de base ,la zone affectée thermiquement et la zone fondue ce qui permet de dire que la phase dendritique au niveau de la zone fondue est très dure par rapport au zone de MB. Cette dureté est peut être due à la concentration de silicium qui est plus élevé dans cette zone et qui est une conséquence de la solidification rapide au niveau de la zone fondue (métal d'apport) et qu'a un effet significatif sur l'augmentation de la dureté. L'accroissement de la dureté au niveau de la zone fondue est peut être attribuée à la solution solide sursaturée [90].

V.3.1.3 Résultats de la microdureté (HV) de l'alliage AlSi12 soudé et traité thermiquement

Les essais mécaniques des soudures dérivent des techniques conventionnelles. Initialement établis pour des produits homogènes, ils sont mis en œuvre sur des produits hétérogènes présentant des discontinuités de forme, des hétérogénéités (zone fondue, zone affectée thermiquement,...) et des défauts internes éventuels

La zone fondue est formée par la fusion du métal d'apport, ce qui implique que la dissolution dans cette zone est complète et par conséquence une augmentation de la précipitation est signalée. Cette augmentation dans la précipitation est plus grande par rapport à la zone affectée thermiquement, ce qui explique l'augmentation de la dureté Hv dans cette zone. Dans les échantillons traités thermiquement, les microstructures dans la Zf sont proches les uns des autres par rapport à ceux non traités. Par la suite. Les figures (V.62, V.63 et V.64) nous a permis d'observer la variation de la microdureté pour chaque zone. On remarque que la moyenne de la microdureté varie d'une zone à l'autre. Sa valeur dans le métal de base est inférieure à celle dans la zone affectée thermiquement et la zone fondue. Ces résultats sont bien confirmés par les observations faites à l'aide du microscope optique où ce dernier permet de confirmer ce qu'on a vu dans cet essai. La figure (V.65) montre la variation de la microdureté pour des échantillons ayant subit un traitement thermique (température et temps

plus élevés). La même remarque peut être faite pour le cas de l'échantillon non traité et où la microdureté varie d'une zone à l'autre. En plus, une diminution remarquable de la microdureté est enregistrée dans la zone fondue par rapport au cas de l'échantillon non traité. Dans tous les cas, une diminution de la dureté est enregistrée après la zone affectée thermiquement. Cette diminution est provoquée par l'effet de la température et le temps de traitement élevés (400°C pendant 20heurs). Cette température a pour effet de réduire considérablement la dureté, et par conséquent une homogénéisation de la dureté dans le joint soudé ce qu'on cherche à avoir pour n'importe quel joint soudé. Donc ces traitements thermiques provoquent un adoucissement du joint soudé.

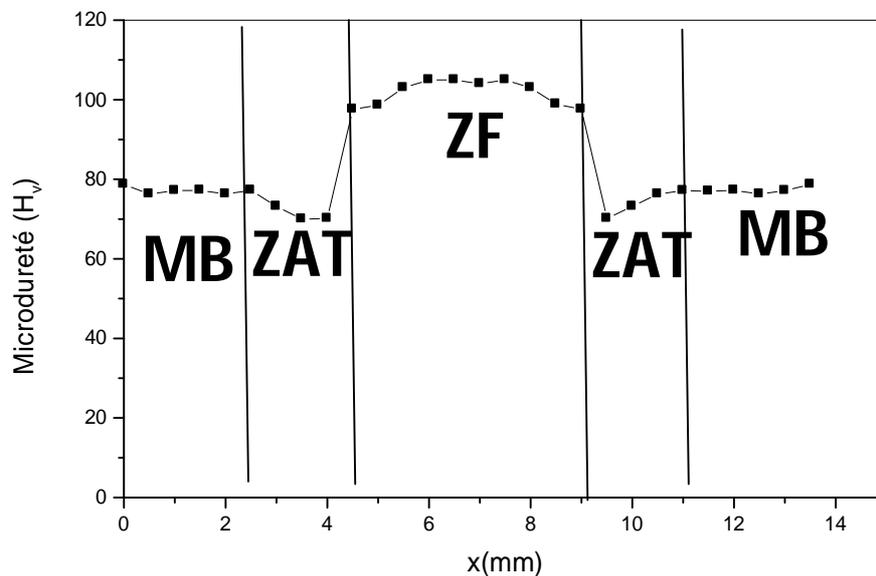


Figure V.61 : Microdureté (HV) d'un alliage AlSi12 soudé.

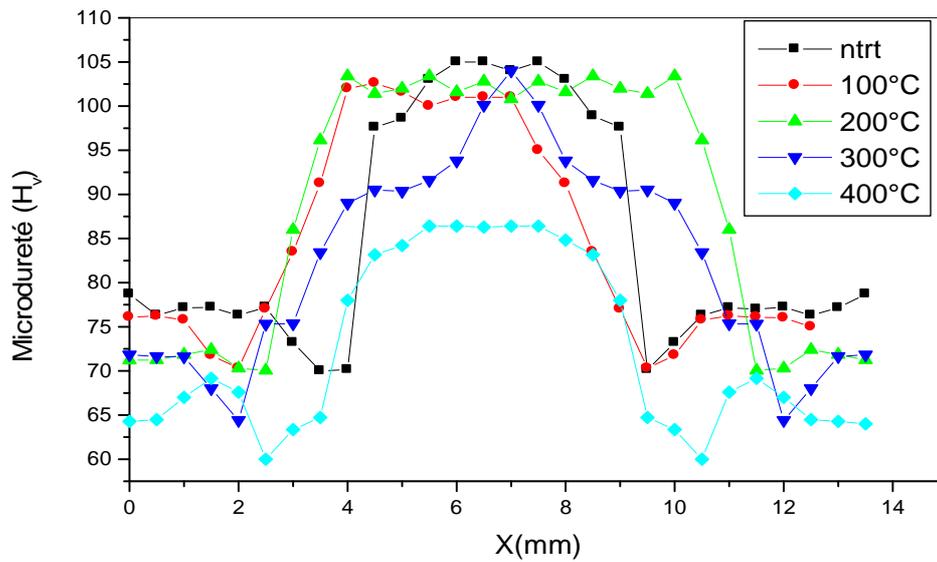


Figure V.62 : Microdureté Vickers HV des échantillons AlSi12 soudé et traité thermiquement à 100, 200, 300 et 400°C pendant 10minutes.

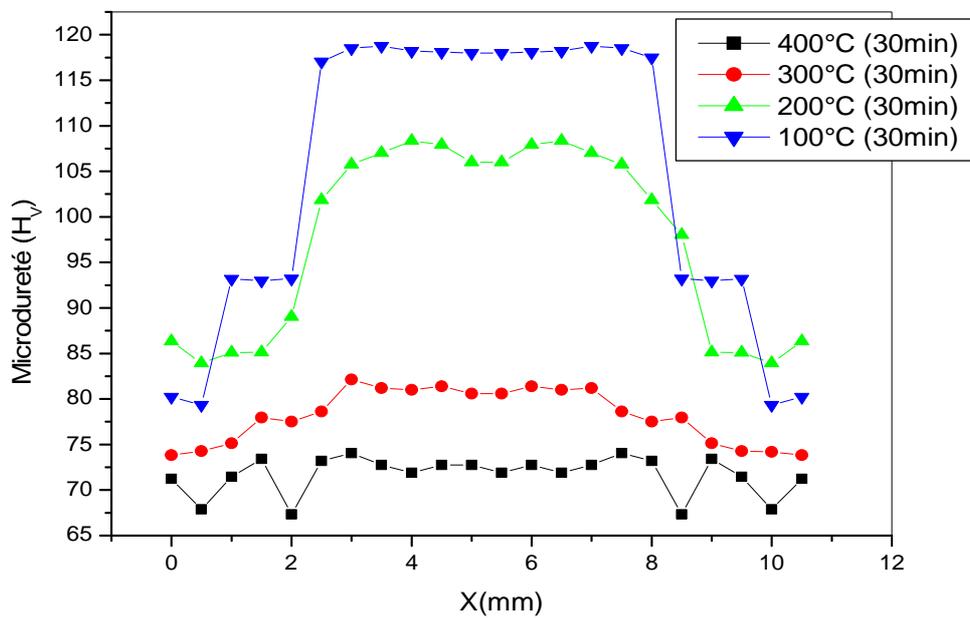


Figure V.63 : Microdureté Vickers HV de l'alliage AlSi12 soudé et traité thermiquement à 100°C ; 200°C ; 300°C et 400°C pendant 30minutes.

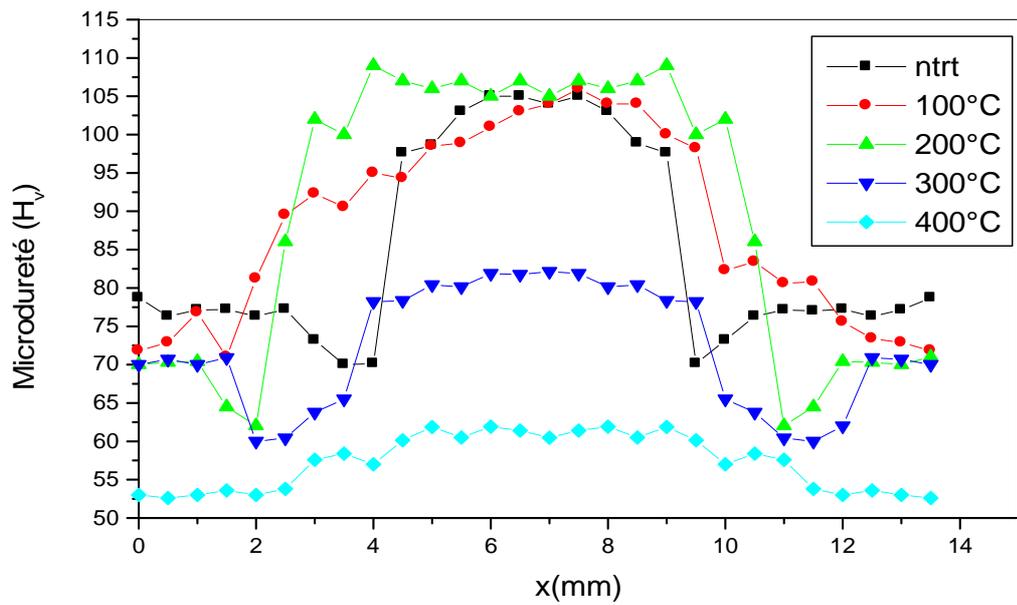


Figure V.64 : Microdureté Vickers HV des échantillons AISi12 soudé et traité thermiquement à 100, 200, 300 et 400°C pendant 1heure.

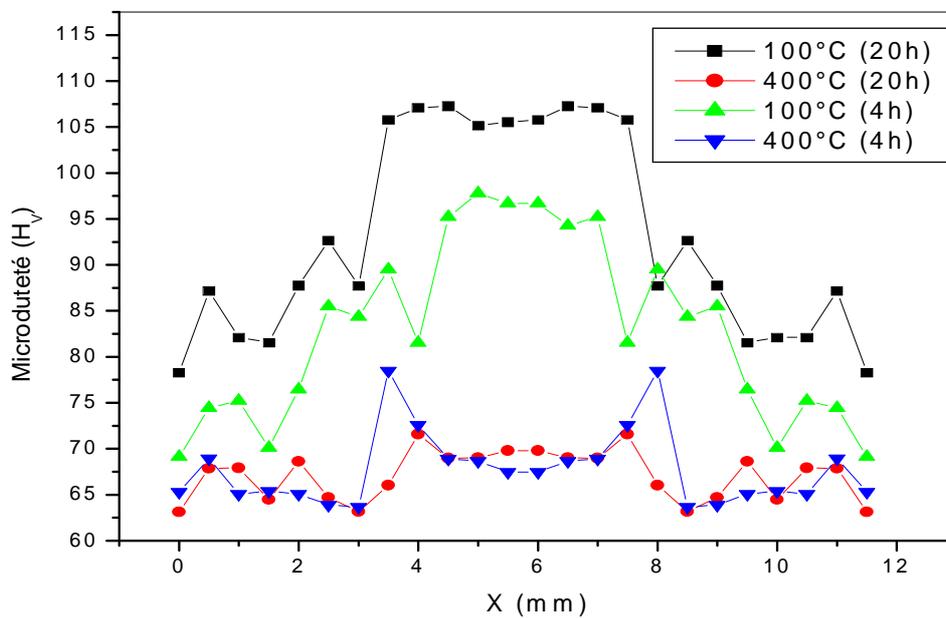


Figure V.65 : Microdureté Vickers HV de l'alliage AISi12 soudé traité thermiquement à 100°C ; 200°C ; 300°C et 400°C pendant 4heurs et 20 heures

V.3.2 Résultats de l'étude des contraintes résiduelles

Durant les 100 dernières années, le soudage a compté parmi les modes d'assemblage les plus répandus en industrie du fait de son efficacité et de sa fiabilité. Durant tout ce temps, les différents procédés de soudage n'ont pas cessé d'être optimisés afin d'en accroître la performance et la qualité de l'assemblage. De nos jours, une multitude de variantes de ce procédé est utilisée dans différents domaines de l'industrie et de la construction. Toutefois, cette technologie n'est pas sans inconvénients et les contraintes résiduelles qu'elle engendre dans les composants en sont parmi les plus importants. La présence de ces contraintes facilite la corrosion et la fissuration à froid affectant ainsi l'assemblage et la durée de vie des composants. L'étude des contraintes résiduelles s'avère donc nécessaire afin d'optimiser le procédé de soudage et par la même augmenter la durée de vie du produit. On note que la présence des contraintes résiduelles est due à la différence de la vitesse de refroidissement entre les trois zones (MB, ZAT et ZF).

Les résultats de l'étude de répartition des contraintes résiduelles dans le joint soudé sont rassemblés dans les tableaux V.4, V.5 et V.6. On note que notre alliage AlSi12 n'a pas des contraintes soit transversale ou longitudinale au niveau de métal de base (MB) ce qui permet de dire que c'est un bon métal. Pour les autres zones soit la zone affectée thermiquement (ZAT) ou la zone fondue (ZF) on constate que les contraintes restent toujours très faibles. D'autre part le traitement thermique de cet alliage a un effet remarquable sur les résultats de la contrainte résiduelles par ce que les résultats obtenus illustrent clairement l'absence des contraintes résiduelles au niveau de tout les zones présentent sur nos échantillons (MB, ZAT et ZF). Pour les échantillons qu'ont été traités thermiquement à des températures et temps plus élevés (300 et 400°C pendant 4 heures et 20 heures) on a trouvé qu'il n'y a aucune contrainte résiduelle dans toutes les zones des échantillons étudiés [90-94].

Tableau V.4 : Contraintes résiduelles (sens transversale et sens longitudinale) pour des échantillons d'AlSi12 soudé et traités thermiquement (10 minutes)

| Le temps de traitement thermique | 10 minutes | σ_t | | | σ_l | | |
|----------------------------------|------------|------------|--------|--------|------------|--------|--------|
| | | MB | ZAT | ZF | MB | ZAT | ZF |
| | Non traité | 0 | 35±65 | 40±55 | 0 | 40±65 | -30±55 |
| | 100°C | 0 | 0 | 0±85 | 0 | 20±85 | -55±35 |
| | 200°C | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 |
| | 300°C | 0 | 0 | -55±40 | 0 | 0 | 10±45 |
| | 400°C | 0 | -25±25 | -25±25 | 0 | -25±25 | 0 |

Tableau V.5: Contraintes résiduelles (sens transversal et le sens longitudinale) d'un alliage d'aluminium Al-Si12 soudé et traité thermiquement à 100, 200, 300 et 400°C pendant 30 minutes

| Temps de traitement thermique | 30 minutes | σ_t | | | σ_l | | |
|-------------------------------|------------|------------|--------|-------|------------|--------|--------|
| | | MB | ZAT | ZF | MB | ZAT | ZF |
| | Non traité | 0 | 35±65 | 40±55 | 0 | 40±65 | -30±55 |
| | 100°C | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 65±82 |
| | 200°C | 0 | 0 | 0 | 0 | 45±55 | 0 |
| | 300°C | 0 | -57±45 | 0 | 0 | -74±68 | -32±42 |
| | 400°C | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 |

Tableau V.6 : Contraintes résiduelles (transversale et longitudinale) pour des échantillons de AlSi12 soudé et traités thermiquement pendant 1 heure

| Temps de traitement thermique | 1 heure | σ_t | | | σ_l | | |
|-------------------------------|------------|------------|--------|--------|------------|--------|--------|
| | | MB | ZAT | ZF | MB | ZAT | ZF |
| | Non traité | 0 | 35±65 | 40±55 | 0 | 40±65 | -30±55 |
| | 100°C | 0 | 0 | 25±45 | 0 | 0 | 65±45 |
| | 200°C | 0 | 0 | -20±50 | 0 | 0 | 40±60 |
| | 300°C | 0 | 0 | -20±55 | 0 | 0 | 60±35 |
| | 400°C | 0 | -25±25 | -30±75 | 0 | -25±25 | 0 |

Conclusion générale

Conclusion générale

Le travail présenté est attaché à l'étude des traitements thermiques de l'alliage d'aluminium soudé (AlSi12). Le traitement thermique étudié a été le recuit à des différentes températures (100, 200, 300 et 400°C) pendant (10minutes, 30minutes; 1heure,4heures et 20 heures). Les propriétés métallographiques et mécaniques ont été étudiées pour voir l'effet de traitement thermique sur les joints soudés de cet alliage.

L'ensemble de ces études permet de dégager les informations suivantes:

- Les analyses micrographiques des différents échantillons étudiés de l'alliage aluminium-silicium soudé montrent clairement que ce traitement thermique n'influe pas sur la microstructure de la zone du métal de base de cet alliage où on a constaté que cette zone comporte une phase majoritaire de α -aluminium avec des précipités des particules de silicium sous forme des plaquettes et des particules intermétalliques tels que (α Fe et Al_2Cu). La microstructure de la zone fondue présente un aspect dendritique très marqué et une répartition hétérogène des phases riche en silicium (eutectique interdendritique) où cette hétérogénéité est peut être due à la distribution non uniforme de silicium dans la matrice d'aluminium et sous l'effet du traitement thermique surtout à des températures et un temps plus élevés (300 et 400°C pendant 20heures on a remarqué qu'il ya une disparition du réseau dendritique. On a observé aussi la présence de la porosité dans la zone fondue qui peut être causée par deux phénomènes (l'accumulation de gaz d'hydrogène dans le métal liquide qui lors de la solidification est rejeté de l'aluminium et le retrait du métal liquide lors de la solidification qui laisse des pores à la contraction).
- Les études microstructurales à l'aide d'une diffraction des rayons X(DRX) montre clairement la présence d'une phase α aluminium qui a une structure C.F.C. et une autre phase qui est β silicium.
- Les propriétés mécaniques qui ont été analysées par les mesures de la microdureté (HV) au niveau des différentes zones dans alliage étudié (AlSi12 soudé) montrent que la microdureté prend les valeurs maximales dans la zone fondue ce qui indique que cette zones est très dure. Cette dureté est peut être due à la solidification rapide qu'a été fait après le soudage et qu'a un effet significatif sur l'augmentation de la dureté. L'accroissement de la dureté au niveau de la zone fondue est peut être attribuée à la solution solide sursaturée mais sous l'effet de température de traitement thermique la dureté de cette zone est diminuée d'une façon remarquable à des températures plus

élevés (400°C), cette dernière donne une dureté homogène entre les trois (MB,ZAT et ZF).

- Les mesures de la contrainte résiduelle de l'alliage AlSi12 soudé n'ont pas révélés des contraintes résiduelles au niveau de métal de base (MB) ce qui permet de dire que c'est un bon métal. Pour les autres zones soient la zone affectée thermiquement (ZAT) ou la zone fondue (ZF) on constate que les contraintes résiduelles restent toujours très faibles. Mais le traitement thermique de recuit de cet alliage a un effet remarquable sur les résultats de la contrainte résiduelles par ce que les résultats obtenus illustrent clairement l'absence presque totale des contraintes résiduelles au niveau de toutes les zones présentent sur nos échantillons (MB,ZAT et ZF).

Perspectives

Nous envisagerons de continuer sur cette étude pour mieux comprendre les phénomènes microstructuraux dans le joint soudé c'est-à-dire la détermination des différentes phases dans le joint soudé.

Références

Références

Références

- [1] M. Dupeux ; «Aide-Mémoire :Science Des Matériaux » 1^{re} ed, Dunod, paris, France (2005).
- [2] «L'aluminium et ses alliages»; [en ligne].Disponible sur le site : < <http://www.aluminium-info.com/fr/procedes/index.html> >(2000).
- [3] A. Haboudou ; «Caractérisation, modélisation et maîtrise des porosités créées lors du soudage laser Nd-YAG d'alliages d'aluminium » ; thèse de doctorat, Ecole Centrale de Lyon,France (2003).
- [4] M.A. Moustafa, F.H. Samuel and H.W. Doty; «Effect of solution heat treatment and additives on the microstructure of Al-Si A413.1 automotive alloys", Journal of Material Science, Vol. 38, (2003).
- [5] K. Chouf, « etude du comportement du capillaire en régime de soudage laser forte pénétration », thèse de doctorat, université de Paris xiii, France (1999)
- [6] C. Chaussin et G.Hilly; « Métallurgie : tome I alliages métalliques »,10^{eme} ed., Dunod, Paris, France (1976).
- [7] 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(2006).
- [8] B. Barlas ; « Etude du comportement et de l'endommagement en fatigue d'alliages d'aluminium de fonderie » thèse de doctorat ; Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris ; France (2004).
- [9] R. Develay ;«Données numériques sur l'aluminium non allié»; Techniques de l'ingénieur M443
- [10] J. Barralis, G. Maeder « Précis de métallurgie : élaboration, structures-propriétés, normalisation » AFNOR-Nathan, Paris(1997).
- [11] M. Shahzad ; « Influence de la rugosité et des traitements d'anodisation sur la tenue en fatigue des alliages d'aluminium aéronautiques 2214 et 7050 » thèse de doctorat ; université de Toulouse ; France (2011).
- [12] 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 maitre en ingénierie ; université du Québec à Chicoutimi , Canada (2005)

Références

- [13] G. E. Totten and D. S. Mackenzie, Handbook of Aluminum, Metallurgy and Processes Volume 1 Physical, New York (2003).
- [14] S. Morin ; « Effet du magnésium, des traitements thermiques et de la porosité sur les propriétés mécaniques de traction et de fatigue de l'alliage sous pression A380.1 » ; Mémoire Présenté, université Du Québec A Chicoutimi comme exigence partielle de la maîtrise en ingénierie;Canada (2002).
- [15] L.F.Mondolfo,«Aluminium alloys, structure and properties» Butterworth's, London (1976).
- [16] J.R. Davis; «Aluminum and Aluminum Alloys »; Specialty Handbook; ASM international, Materials Park (1993).
- [17] J. Idrac ; « Comportement Electrochimique D'alliages Modèles Binaires Aluminium-Cuivre » ; thèse de doctorat ;institut national polytechnique ; Toulouse ; France (2005).
- [18] J.P. Bailon, J.M. Dorlot, « Des Matériaux », 3^{ème} édition ; Presses Internationales Polytechnique 2-1 ; Canada (2004)
- [19] G. Murry ; « Aide-mémoire Métallurgie : Métaux • Alliages • Propriétés »2^{me} édition ; Dunod, Paris ; France (2010).
- [20] N. Houedokoho ; « Amélioration de la fonderie de l'aluminium et de ses alliages » thèse de l'ingénieur; école polytechnique de thies ; université cheikh Anta Diop ; Sénégal(1992).
- [21] M. Zhe ; « Réactivité et propriétés mécaniques des interfaces entre un alliage Al-Si et un renfort Fe ou Ti » thèse de doctorat ; Université Claude Bernard Lyon 1 ; France (2006).
- [22] C. Villeneuve ; «Neutralisation et dissolution des intermétalliques de fer dans les alliages Al-Si » thèse présenté comme exigence partielle de la maitre en ingénierie ; université du Québec à Chicoutimi, Canada (1998).
- [23] J. E. Hatch; «Aluminum: Properties and Physical Metallurgy»; American Society for Metals, Metals Park Ohio (1984).
- [24] G. Tirand ;« Etude des conditions de soudage laser d'alliages base aluminium par voie expérimentale et à l'aide d'une simulation numérique » ; thèse de doctorat ;Université Bordeaux 1 ; France (2012).
- [25] A. Mohamed ; « Effet Des Additifs Sur La Microstructure et les propriétés Mécaniques Des Alliages D'aluminium-Silicium » thèse présenté comme exigence partielle de doctorat en ingénierie ; université du Québec à Chicoutimi, Canada (2008).

Références

- [26] N. T. Trinh; «Sur la modélisation du comportement thermomécanique et métallurgique des aciers application au procédé de soudage et de traitements thermiques»; thèse de doctorat, école polytechnique de Palaiseau, France (2008)
- [27] M. Hamid; «Modélisation numérique du soudage à l'arc d'acier»; thèse de doctorat ; Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris ; France (2008).
- [28] « Soudage sous protection gazeuse des alliages d'aluminium : procédés et choix du gaz de protection», Part of messer world S.A.S. ; France(2010).
- [29] K.Weman ; « Procédés de soudage » ;Dunod, Paris, France (2012).
- [30] F. Lefebvre, S. Ganguly et I. Sinclair; « Micromechanical aspects of fatigue in a MIG welded aluminum airframe alloy Part 1. Microstructural characterization»,Materials Science and Engineering A 397 (2005) .
- [31] M. Pakdil, G. çam., M. Kocak et S. Erim ; «Microstructural and mechanical characterization of laser beam welded AA6056 Al-alloy»; Materials Science and Engineering A 528 (2011) .
- [32] B. Gilmont « l'aluminium dans les vehicules industriels », European aluminium association AISBL, PLJ édition-communication, Paris, France (2011).
- [33] F. Nadeau ; « Etude des conditions limitant la croissance anormale des grains dans les joints soudés par friction-malaxage lors du traitement thermique de l'alliage d'aluminium aa5083 » ; Maîtrise en génie de la métallurgie et des matériaux Maître en Sciences (M.Sc.),université Laval ;Québec, Canada (2013)
- [34] C. Ferdinand ; « Mise En Œuvre Et Caractérisation D'assemblages Soudes Par Procèdes TIG et Laser De Tôles d'alliages de Titane Réfractaires » ; thèse de doctorat ; Institut National Polytechnique de Toulouse; France (2005).
- [35] R. Cazes; « Soudage par faisceaux à haute énergie : faisceau d'électrons et laser » ; technique de l'ingénieur ; B7740 (2012).
- [36] Registration Record of Aluminum Association Alloy Designation and Chemical Composition Limits Aluminum Alloys in the Form of Casting and Ingots, The Aluminum Association, DC. Washington, (1982).
- [37] G. Mathers; «The welding of aluminium and its alloys». Woodhead Publishing Limited (2002).
- [38] F. Caiazzo, V. Alfieri,G. Corrado, F.Cardoropoli et V.Sergi ; «Investigation and optimisationof laser welding of TI-6Al-4Vtitaniumplates », jouranl of manuf and science engineering , Vol.135 N°6(2013)

Références

- [39] E.Brune, « Matériaux en aluminium, procédés de soudage » PanGaz, Dagmersellen, suisse(2006)
- [40] D. Rasmussen; « étude sur la fissuration a chaud de l'alliage 6061 lors du soudage par procédé hybride laser-GMAW »; mémoire présenté comme exigence partielle de la maîtrise en ingénierie ; Université du Québec à Chicoutimi ; Canada (2008).
- [41] B. Taylor et A. Guesniers, « Métallographie des soudures »Stuers, Danmark(2008)
- [42] « l'Aluminium dans les véhicules industriels » ; Européen Aluminium Association AISBL, Paris, France (2011).
- [43] C. chaussin et G. Hilly ; « Métallurgie : alliages métalliques » tome 1 ;2^{me} ed, Dunod ; Paris ;France (1976).
- [44] M. Dupeux, « Aide mémoire science des matériaux », Dunod, Paris (2004).
- [45] G. Fribourg ; «Couplages entre précipitation et plasticité dans un alliage d'aluminium 7XXX : application à des traitements thermomécaniques de réduction des distorsions dans des composants aéronautiques ». Thèse de doctorat, Ecole Doctorale Matériaux et Génie des Procédés INP Grenoble, France (2009).
- [46] Q. Puydt ; « Comportement mécanique de soudures en alliage d'aluminium de la série 7xxx : de la microstructure à la modélisation de la rupture »thèse de doctorat ; Université De Grenoble ; France (2006).
- [47] M. Stucky et R. Develay ; « Traitements thermiques des alliages d'aluminium. Techniques de l'Ingénieur, M1290 (2012).
- [48] P. Poupeau; « traitement thermique des alliages métalliques » ; Technique de l'ingénieur ; M1105
- [49] H.V. Guthy, « Evolution of the Eutectic Microstructure in Chemically Modified and Unmodified Aluminum Silicon Alloys» in partial fulfillment of the requirements for the Degree of Master of Science, Worcester Polytechnic Institute,USA (2002).
- [50] G. Bernager et C. Le Marie, « Introduction aux Traitements Thermiques des Alliages Métalliques », (1977).
- [51] H. Liao, G. Sun, « Mutual Poisoning Effect between Sr and B in Al-Si Casting Alloys», Scripta Materialia, vol. 48 (2003)
- [52] O. Vorren, J.E. Evensen, T.B. Pederson, « Microstructure and Mechanical Properties of AlSi(Mg) Casting Alloys», AFS Transactions, , vol. 93 (1984).
- [53] B. Closset, J.E. Gruzleski, « Structure and Properties of Hypoeutectic Al-Si-Mg Alloys Modified with Pure Strontium», Metallurgical Transactions A, vol. 13 (1982).

Références

- [54] B. Closset, J.E. Gruzleski, « A Study on the Use of Pure Metallic Strontium in the Modification of Al-Si Alloys», AFS Transactions, vol. 89 (1981).
- [55] N. Roy, A.M. Samuel, F.H. Samuel, « Porosity Formation in Al-9%Si-3%Cu Alloy Systems: Metallographic Observations», Metallurgical and Material Transactions A, vol. 27 (1996)
- [56] N. Roy, L. Zhang, P.R. Louchez, F.H. Samuel, « Porosity Formation in Al-9%Si-3%Cu- X Alloy systems: Measurements of Porosity», J. Materials Science, vol. 31(1996).
- [57] Y. Awano, Y. Shimizu, « Non-equilibrium Crystallization of AlFeSi Compound in Melt-Superheated Al-Si Alloy Castings», AFS Transactions, , vol. 98 (1990).
- [58] M.M. Haque, « Strontium Modification of Aluminum-Silicon Eutectic Alloy and the Factors Affecting It» Metal Forum, , vol. 6-1- (1983).
- [59] M. Garât, R. Scalliet, « A Review of Recent French Casting Alloy Developments» AFS Transactions, , vol. 86 (1978).
- [60] G. Kumar, S. Hegde, K.N. Prabhu, « Heat Transfer and Solidification Behaviour of Modified A357 Alloy», Journal of Materials Processing Technology, 2007, vol. 182,
- [61] S. Shivkumar, S. Ricci, D. Apelian, « Influence of Solution Parameters and Simplified Supersaturation Treatments on Tensile Properties of A356 Alloy», AFS Transactions, vol. 98,(1990).
- [62] R.X. Li, R.D. Li, Y.H. Zhao, L.Z. He, Li, H. Guan, Z. Hu, « Age-Hardening Behavior of Cast Al-Si Base Alloy», Materials Letters, vol. 58 (2004).
- [63] F. Benabdallah, « Evolution des propriétés diélectriques, ferroélectriques et électromécaniques dans le système pseudo-binaire $(1-x)\text{BaTi}_{0.8}\text{Zr}_{0.2}\text{O}_3-x\text{Ba}_{0.7}\text{Ca}_{0.3}\text{TiO}_3$ / Corrélations structures et propriétés », thèse doctorat, Université Bordeaux1, France,(2013).
- [64] N. Zazi ; « Influence des effets de vieillissement et du laminage à froid sur la microstructure, associés aux propriétés mécaniques et chimiques des alliages Aluminium-Magnésium » thèse de doctorat ; Université Mouloud Mammeri Tizi-Ouzou ; Algérie (2011).
- [65] T.Mura; « Micromechanics of defects in solids», Martinus Nijhoff publishers, The Hague, Netherlands (1982).
- [66] J.L. Lebrun N.Ji, « Principe de l'analyse des profils de raies de diffraction des rayons X ». ENSAM Paris, France (1995).

Références

- [67] E. Macherauch and K.H.Kloss. Proc.of the Int.Conf. On residual Stresses. Garmish-Patzenkirchen, (1986).
- [68] K. Hirschi, «Analyse des contraintes résiduelles et des paramètres microstructuraux par diffraction de neutrons dans les aciers inoxydables austénitiques », thèse de doctorat Université de Reims , France (1999).
- [69] M. François, « Détermination des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X » thèse de doctorat, ENSAM Paris, France (1991).
- [70] M.F. Da Silva, K. Shimizu, K.Kobayashi, P.Skeldon, G.E.Thompson et G.C.Wood, « On the nature of mechanically polished aluminium surface », Journal of Corrosion Science, Vol. 37 (1995).
- [71] G. Requena, G. Garcés , S. Danko, T. Pirling et E. Boller « the effect of eutectic Si on the strength of short-fibre-reinforced Al » Journal of Acta Materialia Vol. 57 (2009) .
- [72] D. FABREGUE ; « Microstructure et fissuration à chaud lors du soudage laser d'alliages d'aluminium 6000 » thèse de doctorat ; institut national polytechnique de Grenoble , France (2004)
- [73] H. Tahiri ; « Affinement des grains des alliages Al-(0-17%)Si » thèse présentée comme exigence partielle de doctorat en ingénierie ; université du Québec à Chicoutimi , Canada (2007)
- [74] Q.G. Wang, D. Apelian, D.A. Lados; «Fatigue behavior of A356/357 aluminum cast alloys. Part II effect of microstructural constituents» Journal of Light Metals 1 (2001)
- [75] C. Villeneuve ; «Neutralisation et dissolution des intermétalliques de fer dans les alliages Al-Si » thèse présentée comme exigence partielle de la maîtrise en ingénierie ; université du Québec à Chicoutimi , Canada (1998)
- [76] M. Warmuzeka , W. Ratuszek et G. S. Sas «Chemical inhomogeneity of intermetallic phases precipitates formed during solidification of Al-Si alloys » , Journal of Materials Characterization Vol. 54 (2005).
- [77] J. Konieczny, L.A. Dobrzanski, K. Labisz et J. Duszczyk; «The influence of cast method and anodizing parameters on structure and layer thickness of aluminum alloys »; Journal of Materials Processing Technology (2004) .
- [78] D. Colas « Renforcement d'alliages fer-aluminium ordonnés B₂. influence d'additions (Ni, B) et de la microstructure » ; thèse de doctorat en génie des

Références

- Matériaux ; Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne ; Université Jean Monnet de Saint-Etienne ; France (2005).
- [79] Z. Ma, E. Samuel, A.M.A. Mohamed, A.M. Samuel, F.H. Samuel et H.W. Doty ; « Influence of aging treatments and alloying additives on the hardness of Al–11Si–2.5Cu–Mg alloys » *Journal of Materials and Design* Vol. 31 (2010) .
- [80] E. Sjölander et S. Seifeddine ; «The heat treatment of Al–Si–Cu–Mg casting alloys»; *Journal of Materials Processing Technology* Vol. 210 (2010) .
- [81] E. H. Samuel, A.M.Samuel et H.W.Doty; « Factors controlling the type and morphology of Cu-containing phases in 319 Al alloy »; *Journal of American fisheries society Transaction*, Vol. 30(1996).
- [82] Z. Li, A.M., Samuel, F.H. Samuel, C. Ravindran et S. Valtierra; «Effect of alloying elements on the segregation and dissolution of CuAl₂ phase in Al–Si–Cu 319 alloys»; *Journal of Materiel Science*, Vol. 38, (2003).
- [83] M. Djurdjevic, T. Stockwell et J. Sokolowski; « The effect of strontium on the microstructure of the aluminium–silicon and aluminium–copper eutectics in the 319 aluminium alloy»; *Intentional Journal of Cast Metals*, Vol. 12, (1999).
- [84] S. R. Skjervold et N. Ryum; « Orientation relationships in a partially recrystallised polycrystalline AlSi-alloy»; *Journal of Acta material*, Vol. 44, N° 8(1996) .
- [85] D. Gagnon ; « Effets des paramètres métallurgiques sur la microstructure, la macrostructure et la performance des alliages 319, 356 et 413 » thèse présenté comme exigence partielle de la maitre en ingénierie ; université du Québec à Chicoutimi, Canada (2005)
- [86] J. Gauthier; «effet du traitement thermique sur les propriétés mécaniques, la microstructure et la fractographie pour l'alliage Al-Si-Cu-Mg. » thèse présenté comme exigence partielle de la maitre en ingénierie ; université du Québec à Chicoutimi, Canada (1994).
- [87] J. Sawadogo, M. Bougouma, T. Ramde, G. Boubie, L. D. Bonou, M. P.V. Ogletree et J. B. Legma ; «Caractérisation physico-chimique des ustensiles de cuisine (marmites artisanales)fabriqués au Burkinafaso » *Journal de la sociétés Ouest – Africaine de chimie* Vol. 37 (2014)
- [88] R. Sun et Y. Lei; « Microstructure and hardness of laser clad SiCp–Al composite coatings on Al alloys», *Journal of Materials Letters* Vol. 62 (2008).

Références

- [89] S. D. Ji, H. Y. Fang, X. S. Liu et Q. G. Meng. « Influence of a welding séquence on the welding residual stress of a thick plate », *Journal of Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*, vol. 13, N° 4 (2005).
- [90] B. Amri ; « effet d'hysteresis de la dilatation thermique sur les contraintes résiduelles dues au soudage », mémoire présente a l'école de technologie supérieure comme exigence partielle à l'obtention de la maîtrise en génie mécanique m.ing, école de technologie supérieure université du québec, Canada (2008).
- [91] P. WAECKEL, F. DUPAS et P. CENETTE. « Parcourir l'histoire d'un composant ou la détermination des contraintes résiduelles de soudage ». *Epure* ISSN 0758-489X vol. N° 60 (1998).
- [92] Yaghi, A. H., T. H. Hyde, A. A. Becker, J. A. Williams et W. Sun. « Residual stress simulation in welded sections of P91 pipes ». *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 167, N° 2-3 (2005).
- [93] D. Kaplan et G. Murry, (2001) les phénomènes thermiques, métallurgiques et mécaniques dans la zone affectée par la chaleur en soudage. *Métallurgie et mécanique du soudage*, Lavoisier.
- [94] T. Ninh Nguyen and M. A. Wahab; «the effect of undercut and residual stresses on fatigue behaviour of misaligned butt joints», *Engineering Fracture Mechanics* Vol. 55, N° 3 (1996).