

الجمهورية الجزائرية الديمقراطية الشعبية  
République Algérienne Démocratique et Populaire  
وزارة التعليم العالي و البحث العلمي  
Ministère de l'enseignement supérieur et de la recherche scientifique

Université Mohamed Khider – Biskra  
Faculté des Sciences et de la technologie  
Département de Chimie Industrielle  
Ref :



جامعة محمد خيضر بسكرة  
كلية العلوم و التكنولوجيا  
قسم: الكيمياء الصناعية  
المرجع:.....

Thèse présentée en vue de l'obtention  
du diplôme de  
**Doctorat en Sciences**  
Spécialité : Génie Chimique

## **Effet du soudage par TIG sur l'aluminium industriel 1050A**

Présentée par :

**Nedjema CHÉRIFI**

Soutenue publiquement le : 15 avril 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. Bradai Djamel	Professeur	Examineur	USTHB – Alger
Pr. Bouabdallah Mabrouk	Professeur	Examineur	ENP – Alger
Pr. Ati Abdelazize	Professeur	Examineur	U. Abderrahman Mira-Béjaia
Pr. CHALA Abdelouahed	Professeur	Examineur	U. Mohamed Khider-Biskra

*A mon ami, mon mari Badreddine.*

*A mes trois anges colorés, mes enfants.*

*Mohamed Elmoundhir, Zouhir et Taha Eladnane.*

## *Table des Matières*

<i>Remerciements</i> .....	i
<i>Liste des figures</i> .....	ii
<i>Liste des tableaux</i> .....	vi
<i>Introduction générale</i> .....	01

### *Chapitre I: Généralités sur l'aluminium pur et ses propriétés.*

I. Introduction .....	03
I. 1 Propriétés d'aluminium pur .....	03
I. 1. 1 Propriétés chimiques .....	03
I. 1. 2 Propriétés physiques .....	03
I. 1. 3 Propriétés mécaniques .....	04
I. 1. 4 Propriétés optiques .....	05
I. 2 Aspects cristallographiques .....	06
I. 3 La corrosion .....	06
I. 4 Grades de l'aluminium pur .....	08
I. 5 Formation des phases .....	09
I. 6 Production et Application .....	10

### *Chapitre II: Soudage d'aluminium par TIG.*

II. Le soudage .....	14
II. 1 Le soudage par fusion .....	14
II. 2 Caractéristiques de la soudure .....	14
II. 2. 1 La zone de fusion (ZF) .....	14
II. 2. 2 La zone affectée thermiquement (ZAT) .....	15
II. 2. 3 Le métal de base (MB) .....	15
II. 3 Soudage de l'aluminium .....	15
II. 4 Processus de solidification des soudures par TIG .....	16
II. 5 Aspects métallurgique du soudage .....	18
II. 5. 1 Structure globale de solidification .....	18
II. 5. 2 Sous structure de solidification .....	19
II. 5. 2. 1 Mécanisme de formation .....	19
II. 5. 2. 2 Morphologie de la zone de fusion .....	21
II. 5. 2. 3 Effet de la vitesse de refroidissement .....	21
II. 5. 2. 4 Création des porosités .....	22
II. 6 Processus du Soudage par TIG des alliages d'aluminium .....	23
II. 6. 1 Principe .....	23
II. 6. 2. Paramètres ayant une influence sur la soudure TIG .....	25

II. 6. 3 Applications de la soudure TIG .....	25
II. 6. 4 Avantages et inconvénients du soudage TIG .....	25
II. 7 Traitements thermiques d'homogénéisation .....	26
II. 7. 1 Restauration .....	26
II. 7. 2 Recristallisation .....	26

### *Chapitre III*

#### *Texture cristallographique*

III. Introduction .....	28
III. 1 Définition de la texture cristallographique .....	28
III. 2 Figures de pôles .....	30
III. 3 Figures de pôles directes .....	30
III. 4 la FDOC (Fonction de Distribution des Orientations cristallines) .....	31
III. 5 Techniques de mesure des orientations cristallographiques .....	33
III. 5. 1 Décalage de pics .....	34
III. 5. 2 Mesure des contraintes .....	34
III. 5. 3 Mesure des paramètres de maille .....	35
III. 5. 4 Mesure de la microtexture .....	36
III. 6 Représentation des textures .....	36
III. 7 Relations entre orientations cristallographiques et laminage .....	38
III. 8 Textures de recristallisation .....	38

### *Chapitre IV*

#### *Matériaux étudiés et méthodes expérimentales*

IV. Introduction .....	39
IV. 1 Matériaux utilisés .....	39
IV. 1. 1 Présentation du métal de base .....	39
IV. 1. 1. 1 Identification du métal de base .....	39
IV. 1. 1. 2 Composition chimique .....	39
IV. 1. 1. 3 Caractéristiques mécaniques .....	40
IV. 1. 2 Présentation du métal d'apport .....	41
IV. 1. 2. 1 Composition chimique.....	41
IV. 1. 2. 2 Caractéristiques physiques .....	41
IV. 2 Condition de soudage .....	42
IV. 3 Dispositif de soudage TIG .....	42
IV. 4 Paramètres technologiques .....	43
IV. 4. 1 Système de protection .....	43
IV. 4. 2 Conformité et exigences qualité .....	44
IV. 4. 3 Intensité et vitesse de soudage .....	44
IV. 4. 4 Nature de l'électrode .....	45
IV. 5 Méthodes expérimentales .....	45
IV. 5. 1 Préparation des échantillons .....	45
IV. 5. 2 MO (Microscopie optique) .....	46
IV. 5. 3 DRX (Diffraction des Rayons X) .....	46
IV. 5. 4 MEB (Microscope Electronique à Balayage) .....	47
IV. 5. 5 EBSD (Electron Back Scattered Diffraction) .....	47

IV. 5. 6	La formation des bandes de Kikuchi .....	50
IV. 5. 7	Protocole de préparation des éprouvettes pour l'analyse EBSD .....	51
IV. 5. 8	Mesures de microdureté Vickers .....	51

## *Chapitre V°*

### *Résultats et Discussions*

V.	Introduction .....	53
V.1	Etude métallographique par Microscopie optique .....	53
V. 1. 1	Macrographie du joint soudé 1050A.....	53
V. 1. 2	Micrographie du joint soudé 1050A.....	54
V.1. 2. 1	État initial : Joint soudé non traité .....	54
a)	Métal de base .....	54
b)	Zone affectée thermiquement .....	55
c)	La zone de liaison .....	56
d)	Zone fondue .....	57
V.1. 2. 2	Traitement thermique du joint soudé à 200°C .....	59
a)	Métal de base .....	59
b)	Zone affectée thermiquement .....	59
c)	La zone de liaison .....	60
d)	Zone fondue .....	61
V.1. 2. 3	Traitement thermique du joint soudé à 400°C .....	61
a)	Métal de base .....	61
b)	Zone affectée thermiquement .....	62
c)	La zone de liaison .....	63
d)	Zone fondue .....	64
V.2	Observations microstructurales par microscopie électronique à balayage (MEB) .....	64
V. 2. 1	État initiale .....	64
a)	Métal de base .....	64
b)	La zone affectée thermiquement .....	66
c)	La zone de liaison .....	67
d)	Zone fondue .....	68
V. 3	Etude et caractérisation par EBSD .....	69
V. 3. 1	Métal de base : État initial .....	69
a)	Cartographie d'orientation .....	69
b)	Distribution des désorientations .....	70
c)	Figure de pôle .....	71
d)	FDOC .....	72
V. 3. 2	Zone affectée thermiquement : Etat initial.....	72
a)	Cartographie d'orientation .....	72
b)	Distribution des désorientations .....	74
c)	Figure de pôle .....	74
d)	FDOC .....	75
V. 3. 3	La zone fondue : Etat initial .....	75
a)	Cartographie d'orientation .....	75
b)	Distribution des désorientations .....	76
c)	Figure de pôle .....	77
d)	FDOC .....	78
V. 3. 4	Comparaison de la texture cristallographique entre les MB.....	78



# *Remerciements*

Je tiens tout d'abord à remercier mon directeur de thèse, Monsieur Zakaria BOUMERZOU, Professeur au Département de Génie Mécanique à l'Université Mohamed Khider, Biskra, d'avoir bien voulu assurer la direction de cette thèse, de l'avoir encadrée, pour sa disponibilité et pour ses orientations.

Je tiens à témoigner toute ma gratitude et mes sincères reconnaissances à :

Monsieur Djamel BARKET Professeur à l'Université Mohammed Khider, Biskra qui m'a fait l'honneur d'avoir examiné et présidé le jury de thèse.

Monsieur Abdelouahed CHALA Professeur à l'Université Mohammed Khider, Biskra, Monsieur Djamel BRADAI Professeur à USTHB d'Alger, Monsieur Mabrouk BOUABDALLAH Professeur à l'ENP d'Alger et Monsieur Abdelaziz ATI Professeur à l'Université Abderrahmane Mira, Bejaia, d'examiner ce travail et de faire partie du jury.

Mes remerciements s'adressent également à Monsieur Thierry BAUDIN, directeur de recherche au CNRS d'Orsay, d'avoir accepté de m'accueillir au sein de son Laboratoire de Physico-Chimie de l'Etat Solide (L. P. C. E. S) et pour les cours détaillés sur la texture cristallographique.

Mes remerciements vont à Monsieur Jürgen HIRSCH, Professeur à Hydro Aluminium, Bonn, Allemagne, d'avoir accepté d'être invité à ma soutenance, pour les discussions riches sur la texture cristallographique de l'aluminium pur industriel et sa disponibilité durant le séminaire MSE 2012 à Darmstadt, Allemagne.

Mes sincères remerciements vont à mon mari Docteur Badreddine BENNADJI d'avoir mis à ma disposition son bureau pour la préparation et la rédaction de ma thèse et sa lecture linguistique de ce manuscrit.

Mes remerciements s'adressent à tout le personnel du Laboratoire de Génie Mécanique, Laboratoire de Chimie Industrielle et Laboratoire des Rayons X au sein de la Faculté des Sciences et de Technologie à l'université Mohammed Khider, Biskra.

Je tiens à remercier Monsieur SAIRI Chef de l'unité de froid à l'ENIEM, Tizi Ouzou, pour sa disponibilité et pour les précieuses informations sur le soudage par TIG.

Je ne saurais terminer sans remercier chaleureusement toutes les personnes qui ont encouragé le bon déroulement de cette thèse, notamment Melle Karima OUANES, Enseignante au Département de Génie Mécanique, Université de Biskra, Melle Farida KAMOULI et Monsieur Lahcen FELLAH pour leurs précieuses aides et pour les riches discussions scientifiques sur la métallurgie. Enfin une pensée pour mes étudiants de master en chimie industrielle : Azeddine RAÏS (2011/2012) et Sara GOURZI (2013/2014).

## *Liste des figures*

<i>Figure I. 1</i>	<i>Effet de la pureté de l'aluminium sur la microdureté Vickers.</i>	<i>05</i>
<i>Figure I. 2</i>	<i>Propriétés mécaniques de l'Al (99,50%) à des températures élevées. (1) Résistance à la traction, MPa; (2) Limite d'élasticité, MPa ; (3) Elongation, %.</i>	<i>05</i>
<i>Figure I. 3</i>	<i>Structure cristalline « cubique à faces centrées » de l'aluminium.</i>	<i>06</i>
<i>Figure I. 4</i>	<i>(a) Couche naturelle d'oxyde dans l'aluminium super pur, (b) Corrosion d'Al 99,50% dans une solution agressive, couvert d'une couche naturelle d'oxyde.</i>	<i>07</i>
<i>Figure I. 5</i>	<i>Photos MEB d'un alliage d'aluminium 1050 soumis à un nettoyage alcalin, suivi d'une attaque électrolytique acide.</i>	<i>08</i>
<i>Figure I. 6</i>	<i>Schéma illustrant l'alliage par substitution et l'alliage par insertion.</i>	<i>10</i>
<i>Figure I. 7</i>	<i>Production de l'aluminium pur par électrolyse.</i>	<i>11</i>
<i>Figure II. 1</i>	<i>Schéma illustrant les zones principales dans un cordon de soudure par fusion.</i>	<i>14</i>
<i>Figure II. 2</i>	<i>Germination par épitaxie à la ligne de fusion et de la croissance de grain compétitive en métal soudé.</i>	<i>16</i>
<i>Figure II. 3</i>	<i>Représentation schématique d'un bain de fusion elliptique : la variation du gradient thermique locale <math>G</math>, vitesse de croissance linéaire de solidification <math>R</math> et la substructure des grains correspondant.</i>	<i>17</i>
<i>Figure II. 4</i>	<i>Comparaison de l'influence du gradient de température sur la croissance des grains en fonction de la forme du bain de fusion. (a) Bain de fusion elliptique avec variation continue de la direction de croissance des grains. (b) Bain de fusion étiré avec une direction de croissance des grains constante.</i>	<i>18</i>
<i>Figure II. 5</i>	<i>Profil de la température actuelle et la température d'équilibre liquidus, effet du gradient de température <math>G</math> et le <math>\Delta T_c</math> sur le mode de solidification des soustructures.</i>	<i>20</i>
<i>Figure II. 6</i>	<i>Schéma du gradient de température en fonction de la vitesse de solidification montre les modes de solidification possibles.</i>	<i>22</i>
<i>Figure II. 7</i>	<i>Principe du procédé de soudage TIG simple flux.</i>	<i>24</i>
<i>Figure III. 1</i>	<i>Schématisme d'une tôle laminée et représentation du repère lié à la symétrie du laminage (DL, DT, DN).</i>	<i>28</i>
<i>Figure III. 2</i>	<i>Définition des angles d'Euler dans la convention de Bunge permettant de passer du repère de la tôle à celui du cristal.</i>	<i>29</i>
<i>Figure III. 3</i>	<i>Définition des repères liés à la tôle laminée et au cristal.</i>	<i>29</i>

Figure III. 4	<i>Projection stéréographique.</i>	31
Figure III. 5	<i>Représentation d'une orientation dans l'espace d'Euler.</i>	32
Figure III. 6	<i>Diffraction de rayonnement X sur un matériau selon la loi de Bragg.</i>	34
Figure III. 7	<i>Ecart sur la position du pic dû à une contrainte.</i>	35
Figure III. 8	<i>Variation des paramètres de maille.</i>	36
Figure III. 9	<i>Exemple de coupes de la FDOC dans lesquelles sont indiquées la localisation de quelques composantes de texture idéales.</i>	37
Figure IV. 1	<i>Spectre de l'analyse quantitative de la composition chimique du MB.</i>	40
Figure IV. 2	<i>Schéma général du procédé TIG.</i>	42
Figure IV. 3	<i>Dispositif de soudage TIG (dimensions en mm).</i>	44
Figure IV. 4	<i>Diffractomètre de type Bruker D8 Advance.</i>	47
Figure IV.5	<i>Schéma de la diffraction des électrons rétrodiffusés par un plan <math>\{hkl\}</math> et de la formation des lignes de Kikuchi lors d'une mesure par EBSD.</i>	49
Figure IV. 6	<i>a) Schéma présentant la méthode de formation des lignes de Kikuchi, b) Cliché réel de diagramme de Kikuchi.</i>	50
Figure IV. 7	<i>Appareillage EBSD utilisé.</i>	51
Figure IV.8	<i>Illustration de la méthode de balayage en profil pour la mesure de la microdureté Vickers (Hv).</i>	52
Figure V. 1	<i>Photo macrographique de la coupe transversale du joint soudé d'1050A traité à 200°C pendant 36h.</i>	53
Figure V. 2	<i>Micrographies optiques du métal de base de joint soudé non traité 1050A dans le sens a) Transversal b) longitudinal.</i>	55
Figure V. 3	<i>Micrographie optique montrant un joint de grain et l'intérieur du grain de joint soudé non traité 1050A.</i>	55
Figure V. 4	<i>Micrographies optiques dans le sens a) Transversal b) longitudinal de la zone affectée thermiquement du joint soudé non traité de 1050A.</i>	56
Figure V. 5	<i>Micrographie optique de la zone de liaison ZAT / ZF dans le sens a) Transversal b) longitudinal.</i>	56
Figure V. 6	<i>Schéma de la liaison ZAT-ZF de notre joint soudé.</i>	56

Figure V. 7	Micrographies optiques de la zone fondue dans le sens a) Transversal b) longitudinal.	57
Figure V.8	Micrographie optique des particules intermétalliques dans la zone fondue.	57
Figure V. 9	Spectre de l'analyse quantitative de la composition chimique du ZF.	58
Figure V. 10	Micrographies optiques dans le sens transversal du métal de base traité à 200°C pendant a) 4h, b) 8h, c) 20h et d) 36h.	59
Figure V. 11	Micrographies optiques dans le sens transversal de la zone affectée thermiquement traitée à 200°C pendant a) 4h, b) 8h, c) 20h et d) 36h.	60
Figure V. 12	Micrographies optiques dans le sens transversal de la zone de liaison traitée à 200°C pendant a) 4h, b) 8h, c) 20h et d) 36h.	60
Figure V. 13	Micrographies optiques dans le sens transversal de la zone fondue traitée à 200°C pendant a) 4h, b) 8h, c) 20h et d) 36h.	61
Figure V. 14	Micrographies optique dans le sens transversal du métal de base traité à 400°C pendant a) 4h, b) 8h, c) 20h et d) 36h.	62
Figure V. 15	Micrographies optique dans le sens transversal de la zone affectée thermiquement traitée à 400°C pendant a) 4h, b) 8h, c) 20h et d) 36h.	63
Figure V. 16	Micrographies optique dans le sens transversal de la zone de liaison traitée à 400°C pendant a) 4h, b) 8h, c) 20h et d) 36h.	63
Figure V. 17	Micrographies optique dans le sens transversal de la zone fondue traitée à 400°C pendant a) 4h, b) 8h, c) 20h et d) 36h.	64
Figure V. 18	Microstructure obtenue dans le sens longitudinal par MEB du métal de base non traité.	65
Figure V. 19	Microstructure obtenue par le MEB montre le joint de grain et l'intérieur du grain de l'Al soudé non traité 1050A, dans le sens longitudinal.	66
Figure V. 20	Microstructure obtenue par le MEB de la zone affectée thermiquement non traitée, dans le sens longitudinal, attaque chimique par Poulton.	66
Figure V. 21	Microstructures obtenues par le MEB de la zone de liaison non traitée, dans le sens longitudinal, attaque chimique a) Flick, b) Poulton.	67
Figure V. 22	Microstructures obtenues par le MEB de la zone fondue non traitée, dans le sens longitudinal, attaque chimique a) Flick, b) Poulton.	68
Figure V.23	Métal de base de l'état initial a) Cartographie d'orientation des plans {hkl}, b) Distribution de taille de grains.	70

Figure V. 24	Distribution des désorientations des joints de grains dans le métal de base de l'état initial.	71
Figure V. 26	a) Figures de pôles {001} du métal de base à l'état initial. b) Positions des orientations idéales de la composante Cube.	72
Figure V. 27	a) Coupes à $\phi_2 = 0^\circ$ des FDOC calculées pour de métal de base à l'état initial b) Positions des orientation idéales de la composante Cube.	72
Figure V. 28	ZAT de l'état initial a) Cartographie d'orientation des plans {hkl}, b) Distribution de taille de grains.	73
Figure V. 29	Distribution des désorientations des joints de grains de la ZAT à l'état initial.	74
Figure V. 30	a) Figures de pôles {001} de la ZAT de l'état initial de l'aluminium soudé. b) Positions des orientations idéales de la composante Cube.	75
Figure V. 31	a) Coupes à $\phi_2 = 0^\circ$ des FDOC calculées pour la ZAT de l'état initial de l'Al soudé, b) Positions des orientation idéales de la composante Cube.	75
Figure V. 32	ZF de l'état initial a) Cartographie d'orientation des plans {hkl}, b) Distribution de taille de grains	76
Figure V. 33	Distribution des désorientations des joints de grains de la zone fondue à l'état initial.	77
Figure V. 34	a) Figures de pôles {001} de la zone fondue de l'état initial de l'aluminium soudé. b) Positions des orientations idéales de la composante Cube.	77
Figure V. 35	a) Coupes à $\phi_2 = 0^\circ$ des FDOC calculées pour la ZF de l'état initial de l'Al soudé, b) Positions des orientation idéales de la composante Cube.	78
Figure V.36	Cartographies d'orientations, distribution des plans {hkl} d'Al soudé : a) MB non traité, b) MB traité 4h à 200°C et c) MB traité 4h à 400°C.	79
Figure V. 37	Taille des grains dans le métal de base de l'Al soudé (en microns) : non traité (44.2322), traité 4h à 200°C (53.8237) et traité 4h à 400°C (53.8511).	79
Figure V. 38	Désorientation du joint de grain dans le métal de base de l'Al soudé : non traité (18.2653), traité 4h à 200°C (17.4386) et traité 4h à 400°C (22.3932).	80
Figure V. 39	Figure de pôles du métal de base de l'alliage 1050A : a) non traité (max=5.038), b) traité 4h à 200°C (max=5.366), c) Al traité 4h à 400°C (max=4.318).	80
Figure V. 40	FDOC de métal de base de l'Al soudé 1050A: a) non traité, b) Al traité 4h à 200°C, c) Al traité 4h à 400°C.	81
Figure V. 41	Cartographies d'orientations de la ZAT, distribution des plans {hkl} : a) non traité, b) traité 4h à 200°C et c) traité 4h à 400°C.	81

Figure V. 42	Taille de grain dans la ZAT (en microns) : non traitée (56.2974), traitée 4h à 200°C (63.2036) et traitée 4h à 400°C (63.7521).	82
Figure V. 43	Histogramme de désorientation : ZAT non traitée (20.51), ZAT traitée 4h à 200°C (20.0391) et ZAT traitée 4h à 400°C (19.1582).	83
Figure V. 44	Figures de pôles {001} de la ZAT d'1050A : a) non traitée (max= 6.39), b) traitée 4h à 200°C (max=6.80) et c) traitée 4h à 400°C (max=5.80).	83
Figure V.45	FDOC de la ZAT de l'Al soudé 1050A: a) non traité, b) traitée 4h à 200°C, c) traitée 4h à 400°C.	84
Figure V. 46	Cartographies d'orientations des ZF, distribution des plans {hkl} : a) non traitée, b) traitée 4h à 200°C et c) traitée 4h à 400°C.	84
Figure V. 47	Figures de pôles {001} de la ZF d'1050A : a) non traitée, b) traitée 4h à 200°C et c) traitée 4h à 400°C.	85
Figure V.48	FDOC de la ZF de l'Al soudé 1050A: a) non traitée, b) traitée 4h à 200°C et c) traitée 4h à 400°C.	85
Figure V. 49	Diffractogrammes des rayons X du joint soudé à l'état initial.	87
Figure V. 50	Décalage du pic(231) dans le diffractogramme du joint soudé à l'état initial.	89
Figure V. 51	Superposé du pic(231) des diffractogrammes des trois zones du joint soudé à l'état initial.	89
Figure V. 52	Décalage du pic(111) dans le diffractogramme du joint soudé à l'état initial.	90
Figure V. 53	Superposé du pic(111) des diffractogrammes des trois zones du joint soudé à l'état initial.	90
Figure V. 54	Décalage du pic(200) dans le diffractogramme du joint soudé à l'état initial.	91
Figure V. 55	Superposé du pic(200) des diffractogrammes des trois zones du joint soudé à l'état initial.	91
Figure V. 56	Décalage du pic(220) dans le diffractogramme du joint soudé à l'état initial.	92
Figure V. 57	Superposé du pic(220) des diffractogrammes des trois zones du joint soudé à l'état initial.	92
Figure V. 58	Décalage du pic(311) dans le diffractogramme du joint soudé à l'état initial.	93
Figure V. 59	Superposé du pic(311) des diffractogrammes des trois zones du joint soudé à l'état initial.	93
Figure V. 60	Diffractogrammes des rayons X de la zone fondue du joint soudé à l'état initial.	94

Figure V. 61	Décalage du pic(111) dans le diffractogramme de la zone fondue du joint soudé à l'état initial.	96
Figure V. 62	Superposé du pic(111) des diffractogrammes des trois zones de la zone fondue du joint soudé à l'état initial.	96
Figure V. 63	Décalage du pic(200) dans le diffractogramme de la zone fondue du joint soudé à l'état initial.	97
Figure V. 64	Superposé du pic(200) des diffractogrammes des trois zones de la zone fondue du joint soudé à l'état initial.	97
Figure V. 65	Décalage du pic(220) dans le diffractogramme de la zone fondue du joint soudé à l'état initial.	98
Figure V. 66	Superposé du pic(220) des diffractogrammes des trois zones de la zone fondue du joint soudé à l'état initial.	98
Figure V. 67	Décalage du pic(311) dans le diffractogramme de la zone fondue du joint soudé à l'état initial.	99
Figure V. 68	Superposé du pic(311) des diffractogrammes des trois zones de la zone fondue du joint soudé à l'état initial.	99
Figure V. 69	Comparaison des diffractogrammes des rayons X du métal de base entre l'état initial et les traités à 200°C.	100
Figure V. 70	Décalage du pic( $\bar{2}31$ ) de la comparaison entre les MB traités à 200°C.	102
Figure V.71	Décalage du pic(111) de la comparaison entre les MB traités à 200°C.	102
Figure V.72	Décalage du pic(200) de la comparaison entre les MB traités à 200°C .	103
Figure V.73	Décalage du pic(220) de la comparaison entre les MB traités à 200°C .	103
Figure V.74	Décalage du pic(311) de la comparaison entre les MB traités à 200°C.	104
Figure V. 75	Comparaison des diffractogrammes des rayons X de la ZAT entre l'état initial et les traités à 200°C.	104
Figure V.76	Décalage du pic( $\bar{2}31$ ) de la comparaison entre les ZAT traitées à 200°C.	106
Figure V.77	Décalage du pic(200) de la comparaison entre les ZAT traitées à 200°C.	106
Figure V.78	Décalage du pic(220) de la comparaison entre les ZAT traitées à 200°C.	107
Figure V. 79	Comparaison des diffractogrammes des rayons X de la ZF entre l'état initial et les traitées à 200°C.	107
Figure V.80	Décalage du pic( $\bar{2}31$ ) de la comparaison entre les ZF traitées à 200°C.	109

<i>Figure V.81</i>	<i>Décalage du pic(111) et (200) de la comparaison entre les ZF traitées à 200°C.</i>	<i>109</i>
<i>Figure V.82</i>	<i>Décalage du pic(220) de la comparaison entre les ZF traitées à 200°C.</i>	<i>110</i>
<i>Figure V.83</i>	<i>Décalage du pic(311) de la comparaison entre les ZF traités à 200°C.</i>	<i>110</i>
<i>Figure V. 84</i>	<i>Comparaison des diffractogrammes des rayons X du métal de base entre l'état initial et les traités à 400°C.</i>	<i>111</i>
<i>Figure V.85</i>	<i>Décalage du pic(231) de la comparaison entre les MB traités à 400°C.</i>	<i>113</i>
<i>Figure V.86</i>	<i>Décalage du pic(111) de la comparaison entre les MB traités à 400°C.</i>	<i>113</i>
<i>Figure V.87</i>	<i>Décalage du pic(220) de la comparaison entre les MB traités à 400°C.</i>	<i>114</i>
<i>Figure V.88</i>	<i>Décalage du pic(311) de la comparaison entre les MB traités à 400°C.</i>	<i>114</i>
<i>Figure V. 89</i>	<i>Comparaison des diffractogrammes des rayons X de ZAT entre l'état initial et les traitées à 400°C.</i>	<i>115</i>
<i>Figure V.90</i>	<i>Décalage du pic(<math>\bar{2}</math>31) de la comparaison entre les ZAT traités à 400°C .</i>	<i>116</i>
<i>Figure V. 91</i>	<i>Comparaison des diffractogrammes des rayons X de ZF entre l'état initial et les traitées à 400°C.</i>	<i>117</i>
<i>Figure V.92</i>	<i>Décalage du pic(<math>\bar{2}</math>31) de la comparaison entre les ZF traitées à 400°C.</i>	<i>118</i>
<i>Figure V. 93</i>	<i>Profil de microdureté obtenu pour le joint soudé non traité.</i>	<i>119</i>
<i>Figure V.94</i>	<i>Profil de microdureté obtenu pour l'échantillon traité (T=200°C_8h).</i>	<i>119</i>
<i>Figure V. 95</i>	<i>Profil de microdureté obtenu pour l'échantillon traité (T=400°C_8h).</i>	<i>120</i>
<i>Figure V.96</i>	<i>Comparaison entre les microduretés des joints soudés d'aluminium 1050A.</i>	<i>121</i>

## *Liste des tableaux*

Tableau	Titre	Page
Tableau .I.1	<i>Propriétés physiques de l'aluminium</i>	04
Tableau I. 2	<i>Internationale Cross Références d'Aluminium</i>	09
Tableau III. 1	<i>Quelques composantes idéales de texture des matériaux cfc, accompagnées de leurs orientations en indices de Miller et en angles d'Euler.</i>	33
Tableau IV. 1	<i>Composition chimique du métal de base (Al99,50%) fournie par ENIEM</i>	40
Tableau IV. 2	<i>La composition chimique du métal de base analysé par la microanalyse (EDAX) du MEB.</i>	40
Tableau IV. 3	<i>Les caractéristiques mécaniques du métal de base fournies par la société ENIEM</i>	41
Tableau IV. 4	<i>Composition chimique du métal d'apport (Al 99,70%) fournie par ENIEM.</i>	41
Tableau IV. 5	<i>Paramètres de soudage TIG.</i>	43
Tableau V. 1	<i>La composition chimique de la zone fondue analysée par la microanalyse (EDAX) du MEB.</i>	58
Tableau V. 2	<i>Fiche ICDD d'aluminium pur.</i>	86
Tableau V. 3	<i>Les plans (hkl) et la position 2θ des pics d'aluminium soudé non traité.</i>	88
Tableau V. 4	<i>Les plans (hkl) et la position 2θ des pics du bain de fusion de l'Al 1050A non traité.</i>	95
Tableau V. 5	<i>les plans (hkl) et la position 2θ des pics de la comparaison entre les MB traités à 200°C.</i>	101
Tableau V. 6	<i>les plans (hkl) et la position 2θ des pics de la comparaison entre les ZAT traitées à 200°C .</i>	105
Tableau V. 7	<i>les plans (hkl) et la position 2θ des pics de la comparaison entre les ZF.</i>	108
Tableau V. 8	<i>les plans (hkl) et la position 2θ des pics de la comparaison entre les MB traités à 400°C.</i>	112
Tableau V. 9	<i>les plans (hkl) et la position 2θ des pics de la comparaison entre les ZAT traitées à 400°C.</i>	115
Tableau V. 10	<i>les plans (hkl) et la position 2θ des pics de la comparaison entre les ZF traités à 400°C.</i>	117
Tableau V.11	<i>Résultats de la microdureté obtenus sur les trois échantillons (joint non traité, traité à 200°C et 400°C).</i>	118

# *Introduction générale*

## Introduction générale

En terme de modernité industrielle, l'aluminium a occupé la place de plusieurs métaux : une brillance qui ne mate jamais, une légèreté et une force au même temps incroyable, il devient le métal or et constitue le matériau de choix après le fer.

L'aluminium est aujourd'hui utilisé pour un large éventail d'applications dans l'industrie métallurgique. Le choix des conditions adaptées à son utilisation dans l'industrie aéronautique, les applications automobiles et l'industrie électroménagères... entraîne largement l'utilisation de la technique d'assemblage au soudage par fusion.

Vu l'importance du soudage de l'aluminium, nous avons fait une étude pour améliorer ses caractéristiques physico-chimiques et son aspect métallurgique

Cette thèse fait partie du thème de soudage à l'arc électrique des tôles d'aluminium pur industriel. Alors nous nous sommes intéressés au comportement microstructural du joint soudé de l'aluminium industriel 1050A sous l'effet du soudage par TIG. Dans le cadre du suivi de l'évolution de la microtexture, des traitements d'homogénéisation par recuit sont appliqués sur le joint soudé d'aluminium. Nous avons utilisé différentes techniques expérimentales telles que la microscopie optique (MO), la microscopie électronique à balayage (MEB), La diffraction des électrons rétrodiffusés (EBSD), la diffraction des rayons X (DRX) et la microdureté Vickers (Hv).

La présente thèse est organisée comme suit :

- 🌿 Le premier chapitre est consacré à un aperçu sur l'aluminium pur, généralités sur les propriétés, les aspects cristallographiques et le phénomène de la corrosion, ainsi que sur la formation des phases, la production et les applications de l'aluminium.
- 🌿 Le deuxième chapitre est consacré au soudage par fusion, essentiellement le soudage à l'arc électrique TIG, caractéristiques de la soudure, les zones principales, puis le processus détaillé de la solidification des soudures, et enfin les aspects métallurgique du soudage TIG.
- 🌿 Le troisième chapitre présente une étude sur la texture cristallographique. Des définitions de base pour la compréhension qualitative « figure de pôle » et quantitative « Fonction de Distribution des Orientations Cristallines, FDOC » sont présentées, et enfin une présentation de la texture de recristallisation et du laminage.
- 🌿 Dans le quatrième chapitre, nous avons présenté notre matériau étudié, les différents traitements thermiques appliqués et la description des méthodes expérimentales utilisées.

- Les résultats expérimentaux obtenus par les différentes techniques expérimentales et leurs discussions font l'objet du cinquième chapitre.
- Enfin, nous terminons par une conclusion présentant les principaux résultats obtenus, ainsi que des indexes et une liste des références bibliographiques.

Le manuscrit prend fin en évoquant quelques perspectives et éléments de continuation dans ce domaine de recherche.

# Chapitre I



*Généralités sur l'aluminium pur et  
ses propriétés.*

## I. Introduction

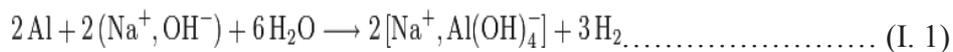
L'aluminium est l'élément métallique naturel le plus abondant de l'écorce terrestre, dont il est le 3<sup>ème</sup> élément constitutif le plus important. Il représente environ 8 %. Il n'y est présent que combiné avec l'oxygène et le silicium [Roo02]. L'aluminium est le plus léger des métaux d'usage courant. Sa densité est relativement faible, le tiers de celle du fer ou de l'acier, le quart de celle du plomb ou de l'argent... Additionné, à de faibles proportions, à d'autres métaux sous forme d'alliage, il conserve toutefois cette légèreté.

### I. 1 Propriétés d'aluminium pur

#### I. 1. 1 Propriétés chimiques

En solution, l'aluminium se trouve le plus généralement sous la forme d'ions  $Al^{3+}$ . Il s'oxyde lentement à froid et rapidement à chaud pour former l'alumine  $Al_2O_3$  [Sev03]. L'action des acides sur l'aluminium produit l'ion cité plus haut.

La réaction de l'aluminium avec une solution aqueuse d'hydroxyde de sodium (soude) produit de l'aluminate de sodium et du dihydrogène gazeux, selon une réaction exothermique d'équation :



Les hydroxydes d'aluminium, bauxites [Sev03], s'obtiennent en général en précipitant une solution contenant des cations  $Al^{3+}$  à l'aide d'une base. Cette méthode permet de former, selon les conditions de précipitation, différentes phases cristallographiques telles que la bayerite, la boehmite et la gibbsite.

L'aluminium est aussi utilisé en tant que réducteur fort, notamment pour l'aluminothermie et en pyrotechnie dans les feux d'artifice, où il joue un rôle similaire au magnésium, à moindre coût et avec une puissance plus grande.

#### I. 1. 2 Propriétés physiques

L'aluminium est un métal mou, léger, mais résistant avec un aspect argent-gris mat, dû à une mince couche d'oxydation de cinq à dix nanomètres qui se forme rapidement quand on l'expose à l'air et qui empêche la corrosion de progresser dans des conditions normales d'exposition chimiques. Contrairement à l'aluminium qui est un très bon conducteur, l'oxyde d'aluminium est un excellent isolant. Bombardé par un laser à électrons libres, l'aluminium devient transparent dans les ultraviolets extrêmes [Nat09].

L'aluminium a une densité d'environ trois fois plus faible que celle de l'acier [Hes08]; il est malléable, ductile et facilement usiné et moulé. Il possède une excellente résistance à la corrosion et une grande longévité. Il est également paramagnétique et ne provoque pas d'étincelles. Une conductivité thermique de 230 W/m. K pour l'aluminium pur commercial par rapport à 50 W/m. K pour les aciers [Mer03], et une conductivité électrique élevée de  $38.10^6$  S/m pour l'aluminium pur commercial comparée avec  $10.10^6$  S/m pour les aciers [Mer03].

Le *tableau .I. 1*, résume les propriétés physiques de l'aluminium qui dépendent de son affinité à la pureté, ce qui fait la différence entre une pureté industrielle et une super pureté d'aluminium.

<i>Propriétés</i>	<i>Pureté, %</i>				
	<i>99.999</i>	<i>99.990</i>	<i>99.800</i>	<i>99.500</i>	<i>99.000</i>
<i>Point de fusion, °C</i>		<i>660.2</i>	<i>-</i>	<i>-</i>	<i>657.0</i>
<i>Point d'ébullition, °C</i>		<i>2480</i>	<i>-</i>	<i>-</i>	<i>-</i>
<i>Température latente de fusion, cal/g</i>		<i>94.6</i>	<i>-</i>	<i>-</i>	<i>93.0</i>
<i>Température spécifique à 100°C, cal/g</i>		<i>0.2226</i>	<i>-</i>	<i>-</i>	<i>0.2297</i>
<i>Densité à 20°C, g/cm<sup>3</sup></i>	<i>2.7</i>	<i>2.7</i>	<i>2.71</i>	<i>2.71</i>	
<i>Résistivité électrique, μΩ-cm à 20°C</i>	<i>2.63</i>	<i>2.68</i>	<i>2.74</i>	<i>2.8</i>	<i>2.87</i>
<i>Coefficient de résistivité de la température</i>		<i>0.0042</i>	<i>0.0042</i>	<i>0.0041</i>	<i>0.0040</i>
<i>Coefficient d'expansion thermique x 10<sup>6</sup></i> <i>(20- 100°C)</i>		<i>23.86</i>	<i>23.5</i>	<i>23.5</i>	<i>23.5</i>
<i>Conductivité thermique à 100°C</i>		<i>0.57</i>	<i>0.56</i>	<i>0.55</i>	<i>0.54</i>
<i>Réflexivité (total), %</i>		<i>90</i>	<i>89</i>	<i>86</i>	<i>-</i>
<i>Module d'élasticité, lb/in<sup>2</sup> x 10<sup>6</sup></i>		<i>9.9</i>	<i>-</i>	<i>-</i>	<i>10.0</i>

*Tableau .I.1 Propriétés physiques de l'aluminium [Var70].*

### **I. 1. 3 Propriétés mécaniques**

C'est le deuxième métal le plus malléable et le sixième le plus ductile. Les propriétés mécaniques de l'aluminium ne dépendent pas seulement de sa pureté et de l'application du traitement thermique. La *figure I. 1* présente l'effet de la pureté sur la microdureté Vickers (Hv) d'aluminium non allié.

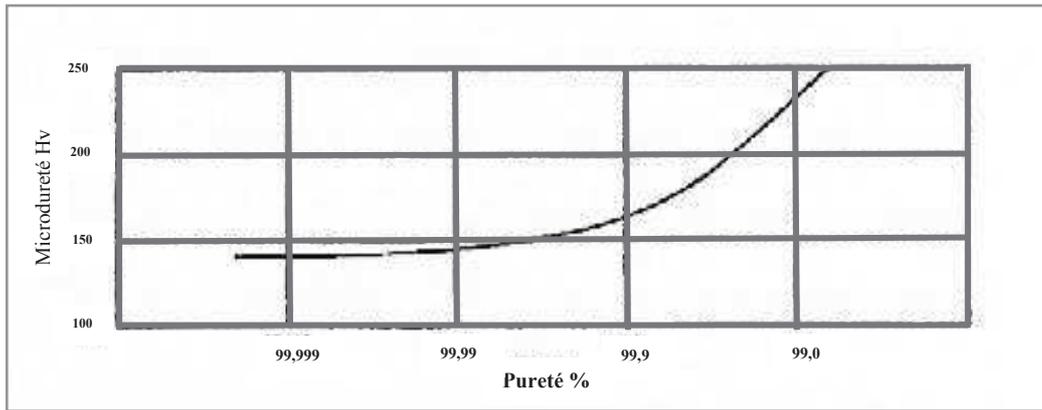


Figure I. 1 : Effet de la pureté de l'aluminium sur la microdureté Vickers [Sev03].

Ses propriétés, comme la résistance à la déformation plastique et la résistance à la pénétration (la dureté), ont toutes un impacte d'une grande sensibilité à la température. La *figure I. 2* présente la relation entre la température et les propriétés mécanique d'aluminium pur commercial, alliage d'aluminium 1050.

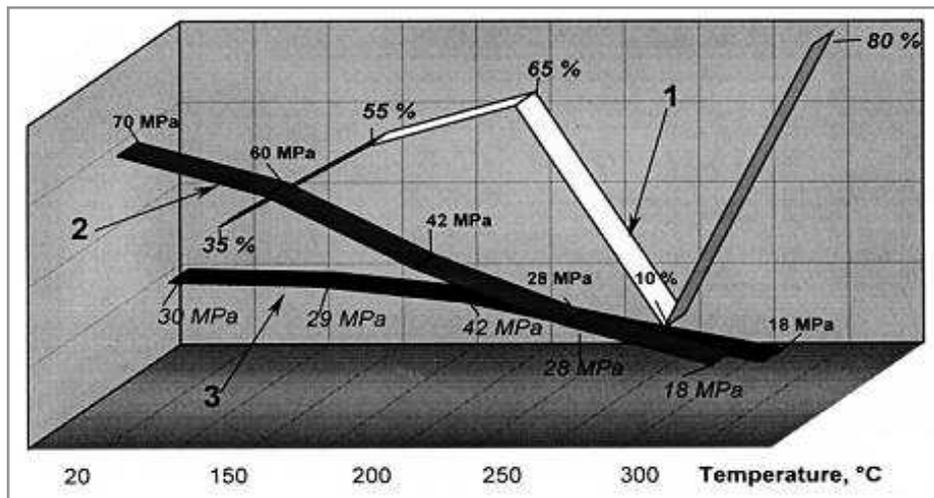


Figure I. 2 : Propriétés mécaniques de l'aluminium (99,50%) à des températures élevées [Tou73]. (1) Résistance à la traction, MPa; (2) Limite d'élasticité, MPa; (3) Elongation, %.

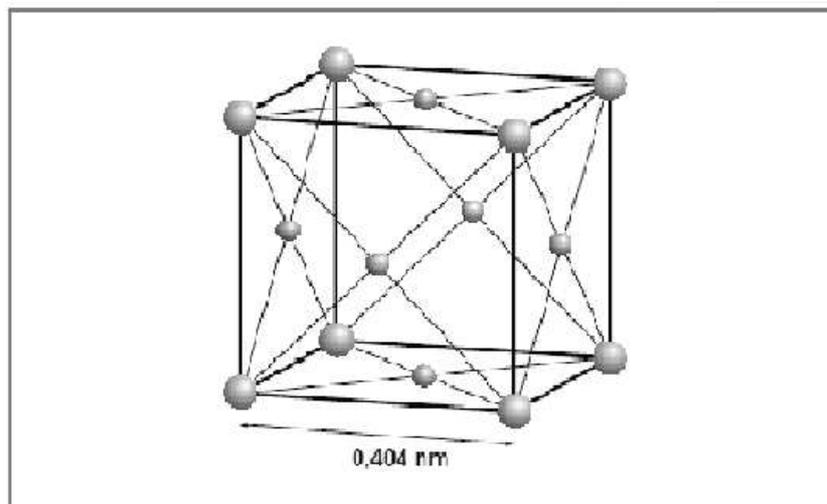
#### I. 1. 4 Propriétés optiques

Le pouvoir réflecteur de l'aluminium poli est excellent et varie avec la longueur d'onde. Dans le spectre visible il est de l'ordre de 85% à 90%, seul l'argent peut faire mieux. Cette propriété peut être améliorée par des traitements de surfaces comme le polissage et le brillantage, ainsi que par un titre plus élevé. Le pouvoir émissif de l'aluminium revêtu de sa couche naturelle d'oxyde est très faible, de l'ordre de 5% du corps noir à l'état poli. Cette propriété est utilisée en isolation.

## I. 2 Aspects cristallographiques

L'aluminium non allié possède, à la température ambiante, une structure cristalline cubique à faces centrées (CFC), (*figure I. 3*), une arête  $a$  égale à 0,4049 nm à 298 K. Sa coordinence est égale à 12. Son diamètre atomique est de 286 nm et son volume atomique de  $10 \text{ cm}^3 \cdot \text{mol}^{-1}$ . La plupart des éléments d'addition ne modifient que très faiblement les paramètres cristallographiques de l'aluminium, tout au plus la quatrième (exceptionnellement la troisième) décimale. La seule exception connue concerne le magnésium qui, au maximum de la solubilité dans l'aluminium (15,6 at %), élargit l'arête à 0,4117 nm [Tec14].

Contrairement à d'autres métaux usuels, l'aluminium a toujours, à l'état solide, la même structure cristalline CFC quelle que soit la température : de 4 K à la température de fusion (933 K). Il n'y a donc aucune « variété allotropique » de la structure cristalline de l'aluminium. Il en est de même pour ses alliages.



*Figure I. 3: Structure cristalline « cubique à faces centrées »  
de l'aluminium [Tec14].*

## I. 3 La corrosion

Contrairement à l'acier, dont l'oxydation lente altère la surface sous forme de rouille, l'aluminium en raison de sa grande affinité avec l'oxygène [Sev03], s'oxyde dès qu'il est placé au contact de l'air en  $10^{-4}$  second [Sin86]. Il se forme alors spontanément très rapidement à sa surface une mince couche d'alumine  $\text{Al}_2\text{O}_3$  [Ail69] qui le protège des attaques de produits chimiques ou de facteurs environnementaux agressifs (*figure I. 4*). À la différence de la plupart des métaux, il est utilisable même s'il est oxydé en surface. On peut même dire que

sans cette couche d'oxyde, il serait impropre à la plupart de ses applications. Il est possible d'augmenter artificiellement l'épaisseur de cette couche d'oxydation par anodisation, ce qui permet d'augmenter la protection.

L' $\text{Al}_2\text{O}_3$  est l'un des oxydes d'aluminium les plus stables, de plus, l'aluminium garde ses propriétés au cours de l'oxydation chimique [Roo02].

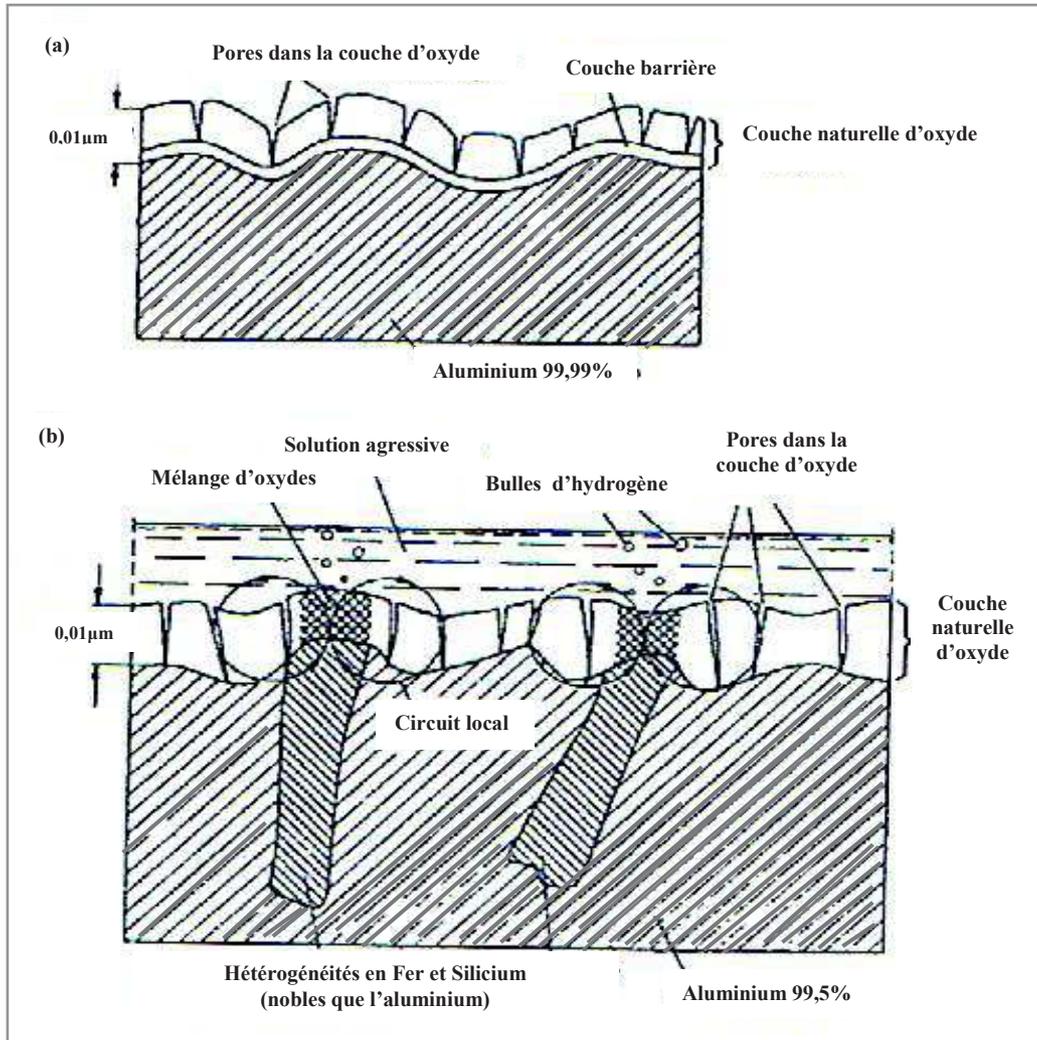
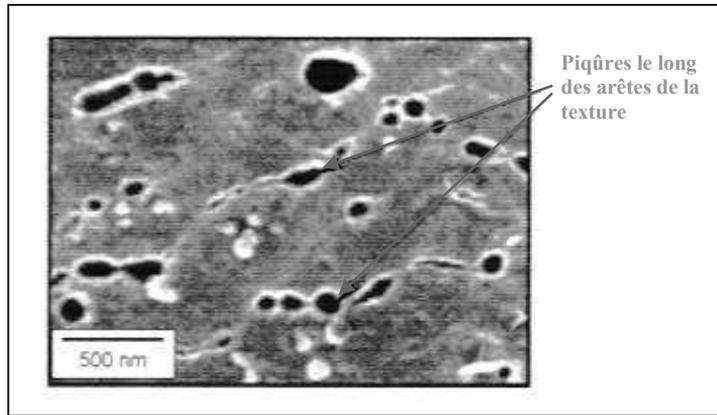


Figure I. 4 : (a) Couche naturelle d'oxyde dans l'aluminium super pur, (b) Corrosion d'Al 99,50% dans une solution agressive, couvert d'une couche naturelle d'oxyde. [Sev03]

Dans le cas d'une rupture du film d'oxyde, la corrosion par piqûres est provoquée, c'est une corrosion localisée, par exemple dans l'aluminium 1050, le fer et le silicium ont une faible solubilité en solution solide d'Al et forment des ségrégations aux joints des grains pendant la solidification après un soudage par fusion. Selon leur taille, leur distribution et leur réactivité, de telles ségrégations influencent les propriétés locales de la couche d'oxyde. Elles provoquent, après un nettoyage alcalin ou le polissage de la surface et une attaque chimique

par un réactif acide (ex : le milieu contenant des ions chlorure  $\text{Cl}^-$ ), des formes de texture à l'échelle nanoscopique. Les arêtes de ces formes de texture constituent des emplacements privilégiés pour la nucléation de piqûres, comme le montre la *figure I. 5*.



*Figure I. 5 : Photo MEB d'un alliage d'aluminium 1050 soumis à un nettoyage alcalin, suivi d'une attaque électrolytique acide [Alu12].*

#### **I. 4 Grades de pureté de l'aluminium**

Les principales impuretés dans l'aluminium pur sont le silicium et le fer, des éléments résiduels restants lors des processus de fonderie. Cuivre, manganèse et zinc peuvent être présent avec de petite quantité [Bar08]. Dans le cas d'une pureté élevée d'aluminium, les impuretés sont d'une très petite concentration où ils sont complètement dissous dans la matrice d'aluminium [Kin87]. En fonction de la quantité des impuretés, l'aluminium pur non allié est classé entre la pureté extrême et la pureté commerciale (aluminium primaire), où il est attribué à un groupe ou une série dite 1XXX. Dans ce groupe, la pureté est au minimum de 99,00% ou plus, par exemple 1070 indique une pureté de 99,70%. Le tableau suivant présente quelques classifications internationales selon le grade de pureté d'aluminium (*tableau I. 2*).

USA AA	UK BS	Allemagne DIN	France NF	Internationale ISO	Japan JIS	Russie GOST
1050	-	-	-	-	A1050	-
1050A	1B	A 199,5	A5	Al 99,5	-	-
1060	-	-	-	Al 99,6	A1060	A6
1065	-	-	-	-	-	-
1070	-	-	-	-	A1070	A7
1070A	-	A 199,7	A7	Al 99,7	-	-
1100	A45	-	A45	Al 99,0 Cu	A1100	-
1200	A4	A 199	A4	Al 99,0	A1200	A0

Tableau I. 2 : Internationale Cross Références d'Aluminium [Non98].

## I. 5 Formation des phases intermétallique

Généralement pour modifier les propriétés d'un métal, l'ajout des éléments est essentiel. Cet alliage se fait par sélection et contrôle selon les propriétés souhaitées. Dans la solution solide alliée, l'élément à allier, où le soluté est complètement dissous dans le métal, le solvant. La solubilité solide d'un second élément conduit à la formation d'une seconde phase microscopiquement visible. Cette seconde phase peut être une solution solide secondaire, un composant intermétallique ou un élément pur d'alliage. L'introduction d'une seconde phase entraîne un changement dans les propriétés du métal. On peut distinguer deux formes de dissolution, par insertion ou par substitution, illustrées dans la *figure I. 6*.

L'alliage 1050 appartient à la série 1000, c'est-à-dire un alliage d'aluminium sans élément d'addition et ne comportant que les impuretés fer et silicium. Il s'agit d'un alliage dont la pureté est  $\geq 99,5\%$ . Il est donc relativement homogène [Per07].

La combinaison avec les impuretés peut, toutefois, conduire à la formation de différents types de phases intermétalliques [Cam02] :

- une phase stable  $Al_3Fe$ ,
- des phases métastables  $Al_6Fe$ ,  $Al_xFe_y$ ,  $Al_2Fe_9$  et enrichies en silicium  $\alpha-Al-Fe-Si$ ,  $\beta-Al-Fe-Si$ ,  $Al_3FeSi$ ,  $Al_4FeSi_2$ .

Dans tous les cas, ces phases contenant du fer et du silicium sont plus nobles que la matrice. Elles ont donc un comportement cathodique par rapport à la matrice : cette dernière va se dissoudre préférentiellement autour de ces particules [Per07].

En plus, la formation des phases intermétalliques dans l'aluminium et ses alliages provoque un processus de corrosion microgalvanique entre les particules intermétalliques (cathode locale), parce qu'elle contient du Fe, et la matrice d'aluminium (anode) [Nis92].

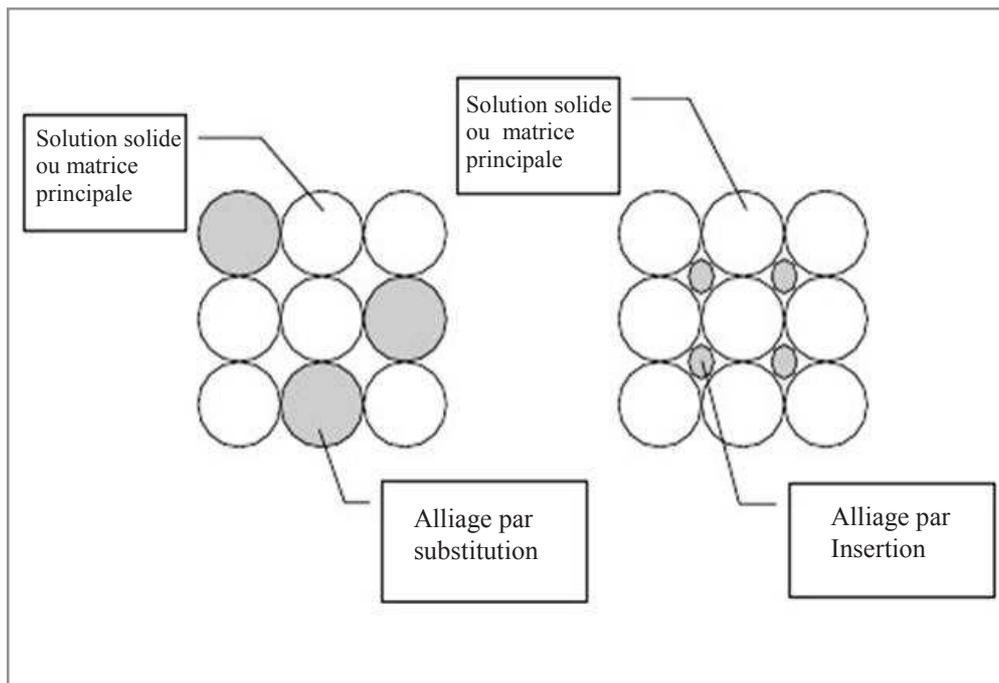


Figure I. 6: Schéma illustrant l'alliage par substitution

et l'alliage par insertion [Mat02].

## I. 6 Production et Application

L'aluminium primaire ou de 1<sup>ère</sup> fusion est obtenu par électrolyse de l'alumine dissoute dans de la cryolithe fondue à une température de 960 °C. L'opération s'effectue dans un caisson en acier garni de briques réfractaires et de blocs de carbone (la cathode) traversé par un courant électrique de haute intensité. L'aluminium se dépose au fond de la cuve tandis que l'oxygène réagit avec le carbone des anodes pour se dégager sous forme de gaz carbonique. Périodiquement et automatiquement, un trou est percé à l'aide d'une pointerolle dans la croûte solidifiée qui se forme à la surface du bain. Une nouvelle dose d'alumine est alors introduite dans le bain d'électrolyse. L'aluminium liquide qui se dépose au fond de la cuve est régulièrement prélevé par siphonage dans une poche pour être transporté à la fonderie, comme

le montre la *figure I. 7*. Là, il subit un traitement de dégazage en continu avant d'être solidifié, soit pur, soit allié, sous des formes variées.

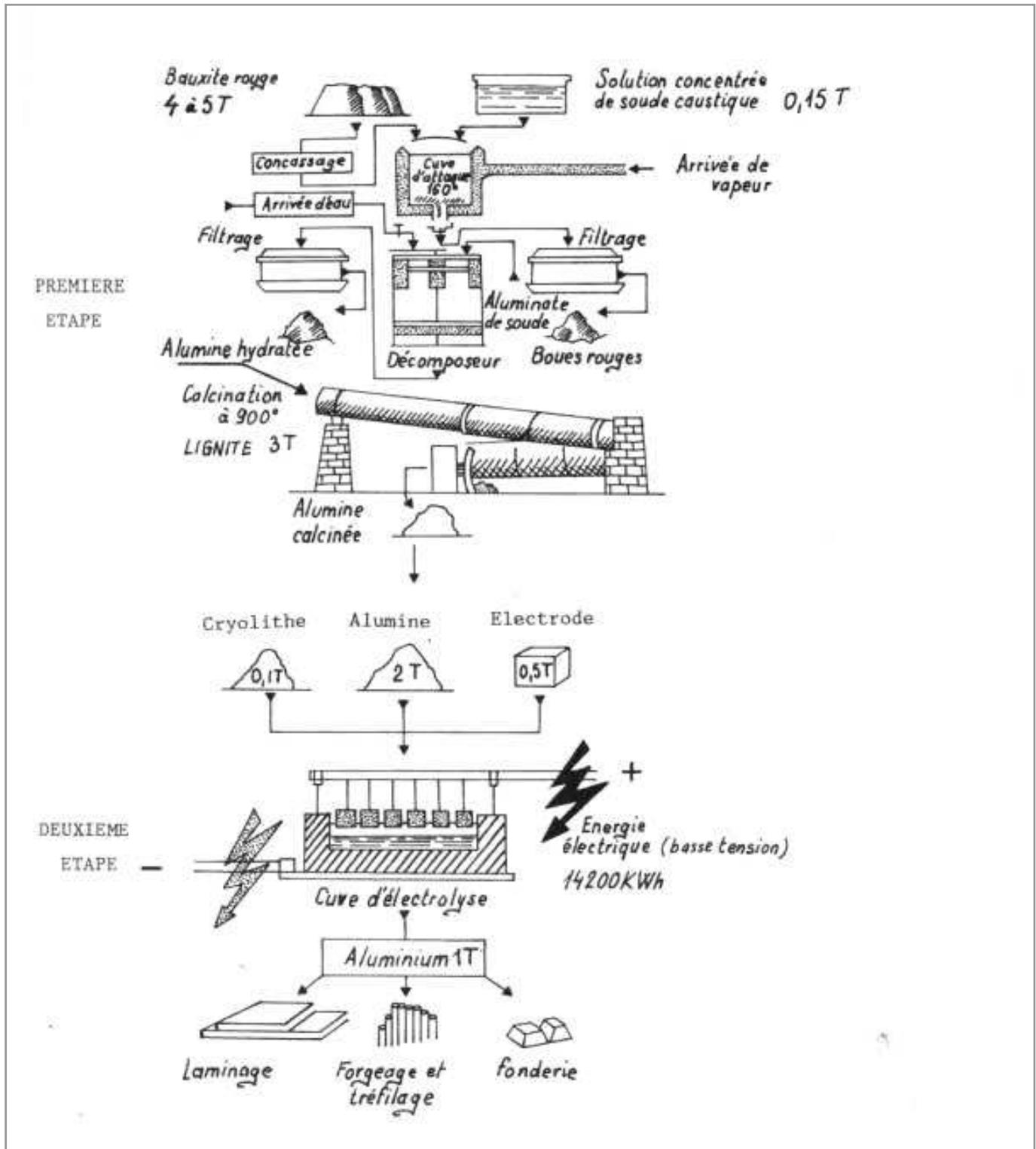


Figure I. 7 : Production de l'aluminium pur par électrolyse [Vid14].

L'aluminium peut sortir de l'usine d'électrolyse sous quatre formes différentes :

#### ☪ Plaques

Le laminage permet d'obtenir des tôles ou bandes d'aluminium, nécessaires à la fabrication de tous les produits (ailes d'avion, citernes, boîtes d'emballage...) alliant la légèreté à des qualités de surfaces et nécessitant des propriétés mécaniques performantes. La plaque d'aluminium fait l'objet d'un premier laminage à chaud, puis, en fonction de son utilisation ultérieure, d'un laminage à froid qui permet d'obtenir une feuille d'aluminium d'une épaisseur pouvant atteindre 6 microns.

#### ☪ Fils

Le passage dans des filières permet d'obtenir des câbles de section variée utilisés dans le transport et la distribution de l'énergie, mais aussi pour des usages mécaniques (rivets, fil de soudage, grillage...).

#### ☪ Lingots

Destinés à la fonderie, ils servent à la fabrication par moulage de pièces complexes comme les blocs moteur...

#### ☪ Billettes Cylindriques

Les billettes sont en général destinées au filage. Le filage de l'aluminium permet notamment d'obtenir des profilés aux sections et aux formes variées d'une grande précision. Les billettes peuvent également être forgées pour la fabrication de bouteilles sous pression, de trains d'atterrissage...

A partir de ses propriétés, l'aluminium est devenu le plus important métal non ferreux et le light-weight matériel de construction dans les applications industrielles [Bar08]. Par exemple, la production d'aluminium primaire aux Etats Unis d'Amérique a augmenté de 2.300 t en 1900 à 450.000 t en 1945 et à 1730.000 t en 2009 [Kel09], pour ces raisons, l'aluminium est encore demandé [Kar12]. De plus, l'aluminium dit de 2<sup>ème</sup> fusion ou secondaire qui est obtenu par la seconde fusion d'aluminium issu du recyclage, devient de plus en plus important [Soa03]. L'aluminium secondaire présente en outre l'avantage d'être nettement moins gourmand en énergie. Sa production n'utilise que 5% de l'énergie nécessaire

à la production d'aluminium primaire, ce qui a justifié l'augmentation de la production d'Européen recyclage de 40 % à 90% en 2007 [Hei10].

L'aluminium 1050 A ( $Al \geq 99,50\%$ ) de très grande consommation reçoit les applications les plus variées dans les domaines :

- ☺ du bâtiment et des travaux publics : couvertures, bardages, revêtements de façades, plafonds, gaines de ventilation...
- ☺ de l'industrie chimique et alimentaire : cuves, échangeurs...
- ☺ de l'industrie mécanique : circuits basse pression, accessoires pour canalisations, diffuseurs de climatisation...
- ☺ de l'emballage : tubes souples, étuis rigides, boîtiers d'aérosols...
- ☺ du matériel ménager : ustensiles divers, circuits de réfrigérateurs, pièces de décoration...

# Chapitre II

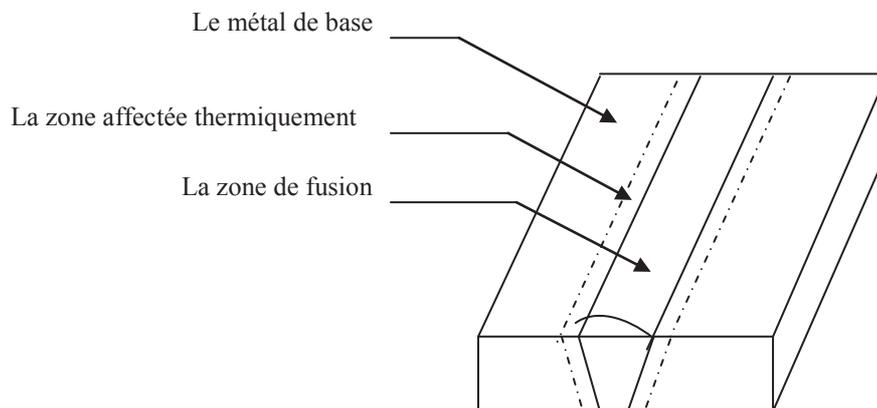


*Soudage d'aluminium par TIG.*

## II. Le soudage

### II.1 Le soudage par fusion

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 [Fer05]. Quel que soit le procédé de soudage par fusion, la structure d'une soudure typique d'un alliage est composée de 3 zones principales [Dav03] : le métal de base (MB), la zone affectée thermiquement (ZAT) et la zone de fusion (ZF), comme il est illustré dans la *figure II. 1*.



*Figure II. 1 : Schéma illustrant les zones principales dans un cordon de soudure par fusion.*

## II.2 Caractéristiques de la soudure

### II.2.1 La zone de fusion (ZF)

La zone de fusion (ZF) est la région chauffée au-dessus de la température du liquidus. En dehors de la ZF, au-delà des lignes de fusion, le matériau est resté à l'état solide ou semi-solide. La composition de la ZF peut être différente de celle du métal de base selon le choix d'un éventuel métal d'apport (MA), et elle peut également varier par évaporation de certains éléments de l'alliage. Même si cette zone est présente dans toutes les soudures, elle n'est facilement visible que dans les soudures utilisant un métal d'apport de composition chimique différente du métal de base. Le bain de fusion est délimité par l'interface de soudure qui est la

surface formant clairement la frontière entre le métal de base non fusionné et le métal de la soudure solidifiée.

### **II. 2. 2 La zone affectée thermiquement (ZAT)**

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

### **II. 2. 3 Le métal de base (MB)**

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

## **II. 3 Soudage de l'aluminium**

Le soudage est largement appliqué dans la technologie d'assemblage des produits d'aluminium [Rei10]. L'aluminium pur se caractérise par une bonne aptitude au soudage. Une des applications du soudage d'aluminium les plus connues est le soudage structurel composant les matériaux ménagers: ustensiles divers et circuits de réfrigérateurs. Une utilisation accrue de l'aluminium dans l'automobile et l'industrie de construction navale a suscité un intérêt renouvelé dans l'aptitude au soudage des alliages d'aluminium [Gul14]. Aussi, il y a treize ans que le soudage d'aluminium a commencé dans l'industrie aérospatiale où l'aluminium est devenu le plus important matériel de construction [Nas01]. Parmi les technologies de soudage d'aluminium les plus importants on cite le soudage par friction [Daw96], le soudage friction stir [Deh13] [Mir13] [Nor00], le soudage par impulsion magnétique [Aiz07], le soudage par fusion comme TIG, le soudage MIG et par Laser [Hec04] [Rat04], aussi au Plasma-MIG et soudage par points [Shu12], dans lesquels c'est le processus d'assemblage de l'état solide. En comparant l'aluminium avec l'acier, sa microstructure ne subit pas de transformations à l'état solide.

Par conséquent, le phénomène de solidification est le seul à déterminer les propriétés de l'aluminium soudé [Cro03]. La légèreté de la partie fusionnée de l'aluminium soudé est d'habitude la zone fondue et/ou la zone affectée thermiquement (qui conduit à la

précipitation- dureté des alliages) [Mat02].

Le problème qu'on peut observer dans le soudage de l'aluminium est la porosité [Cro11] à cause de la solubilité élevée de l'hydrogène dans l'aluminium liquide et la rapidité de la solidification de l'aluminium soudé en le comparant avec l'acier [Kou03]. Dans le soudage, l'apparition de rupture est le grand challenge pour l'aluminium durant la solidification [Cro11]. La susceptibilité de la rupture pendant la solidification explique la soudabilité de l'aluminium et de ses alliages [Dvo91] où elle dépend du système d'alliage, des conditions de soudage et de la géométrie de la soudure.

## II. 4 Processus de solidification des soudures par TIG

Pour les structures de solidification au cours du soudage [Tag00], la formation des premiers cristaux solides se fait de manière très différente. Alors qu'en fonderie la solidification s'effectue par un procédé de germination hétérogène et croissance, la solidification des soudures s'effectue par croissance épitaxiale à partir des grains non fusionnés de la zone affectée thermiquement adjacente (zone de fusion partielle) [Sav66] ou la ligne de fusion [Kou03]. La croissance des grains progresse parallèlement à la direction du gradient maximal de température produit par le mouvement de la source de chaleur, perpendiculairement au front de solidification. De plus, la distribution thermique dans le métal fondu dépend de la forme du bain de fusion [Sav66]. Notons que la croissance des grains se fait de manière compétitive dans des directions cristallographiques privilégiées et les grains favorablement orientés (direction cristallographique  $\langle 100 \rangle$  pour les cristaux cubiques [Cha64]) tendent à croître plus vite que leurs voisins qui seraient défavorablement orientés, comme le montre la *figure II. 2*. Cette croissance épitaxiale et compétitive va donc être perturbée par les variations du gradient thermique et donc par la forme du bain de fusion.

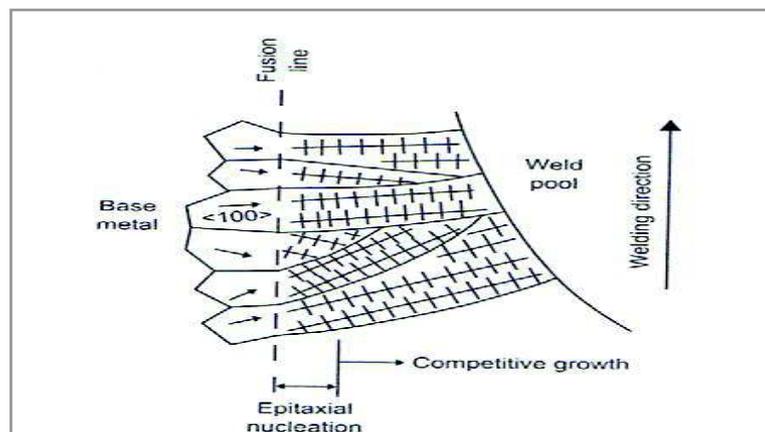


Figure II. 2: Germination par épitaxie à la ligne de fusion et de la croissance de grain compétitive en métal soudé [Kou03]

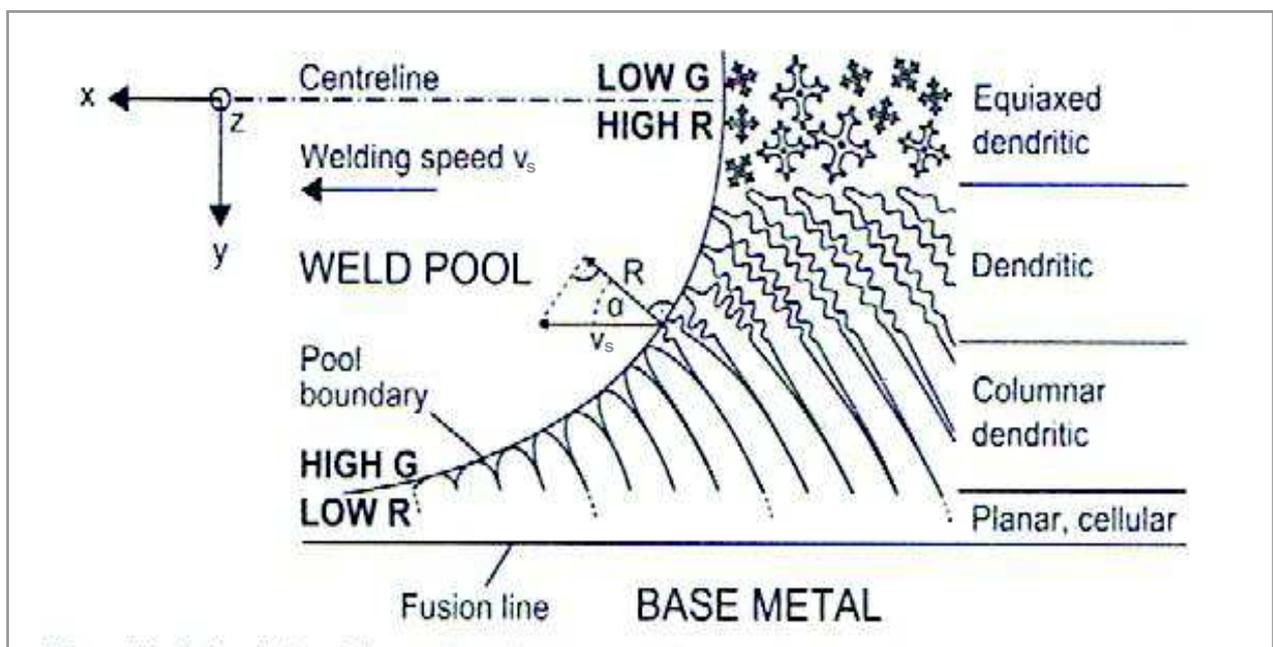
La forme du bain de fusion dépend principalement de la vitesse de soudage qui influence la cinétique de solidification par le contrôle de la vitesse de croissance du front de solidification. Cette vitesse est décrite sur la *figure II. 3.* et s'exprime par la relation suivante [90Bro] [99Mes] :

$$R = V_s \cdot \cos \alpha \quad (\text{II. 1})$$

R : vitesse de croissance linéaire en tout point du front de solidification (cm/min)

$V_s$  : vitesse de soudage (cm/min)

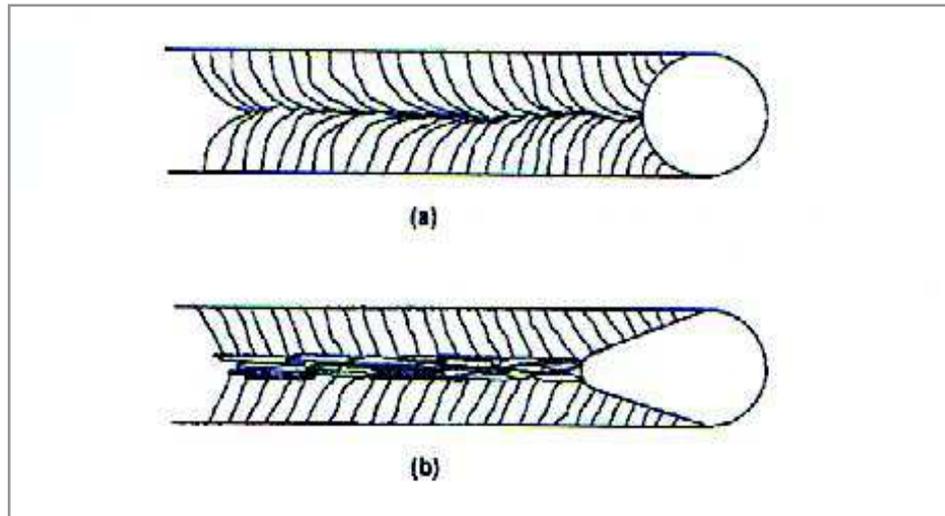
$\alpha$  : angle entre la direction de soudage et la direction de croissance des cristaux



*Figure II. 3 : Représentation schématique d'un bain de fusion elliptique : la variation du gradient thermique locale G, vitesse de croissance linéaire de solidification R et la substructure des grains correspondant [Sch14b].*

Pour une vitesse de soudage faible, comme lors du soudage par procédé TIG, le bain de fusion présente une forme elliptique. Le gradient maximal de température varie continuellement en direction et en intensité. Il impose de ce fait une variation de la direction et de la vitesse de croissance des grains. Les grains vont s'incurver progressivement lors de la solidification avec une croissance compétitive jusqu'à l'axe de la soudure où ils deviennent parallèles à celui-ci. Pour une vitesse de soudage plus importante, comme le soudage par faisceau laser, la forme du bain tend à s'étirer vers l'arrière en créant un front de solidification

plan. De ce fait les grains vont se développer perpendiculairement au front de solidification dans la direction du gradient maximal de température. Ils vont se rejoindre au centre de la soudure en formant une ligne centrale de joints de grains successifs. Les soudures qui se solidifient avec cette forme étirée présentent une faible résistance à la fissuration à chaud à cause des impuretés et des constituants à bas points de fusion. La *figure II. 4* présente ces différences de structure de solidification.



*Figure II. 4 : Comparaison de l'influence du gradient de température sur la croissance des grains en fonction de la forme du bain de fusion. (a) Bain de fusion elliptique avec variation continue de la direction de croissance des grains. (b) Bain de fusion étiré avec une direction de croissance des grains constante [Sev03].*

## II. 5 Aspects métallurgiques du soudage

### II. 5. 1 Structure globale de solidification

Au cours du soudage par fusion la structure de solidification en zone de fusion se réalise à partir de la structure du métal solide des zones environnantes [Bab91]. La solidification s'établit à l'interface solide-liquide à partir des grains existant à cette interface. Ces grains servent de substrats à partir desquels la croissance débute et se développe selon la direction du gradient maximum de température. Cette direction de croissance est celle de l'avancée du front de solidification afin de dissiper la chaleur latente de solidification vers le métal solide avoisinant. La structure d'une soudure est fortement influencée par les cycles thermiques du soudage [Dav03]. La taille et la forme des anciens grains ainsi que les transformations de phase qui se produisent lors du refroidissement sont des caractéristiques essentielles qui

définissent les propriétés mécaniques des assemblages. Selon la nature des métaux de base à assembler et les cycles thermiques appliqués, les microstructures des cordons de soudure des zones de fusion et des zones affectées thermiquement, vont présenter des différences de morphologie et des caractéristiques mécaniques.

## II. 5. 2 Sous structure de solidification

### II. 5. 2. 1 Mécanisme de formation des sous structures

Les conditions de solidification, hors équilibre, pendant le soudage par fusion impliquent la déstabilisation du front plan solide-liquide avec la formation d'une sous structure de solidification [Hei83].

Chaque grain colonnaire de la structure d'une soudure d'un alliage contient une sous structure de solidification sous forme cellulaire ou dendritique. Même si la composition globale de la soudure est homogène, les sous structures cellulaires ou dendritiques représentent des formes de microségrégations. La microségrégation est caractérisée par une différence de composition entre le cœur et la périphérie des cellules individuelles ou des dendrites cellulaires. Les cellules sont des protubérances de métal solide microscopiques en forme de crayon qui refroidissent en avant de l'interface solide-liquide. Les dendrites sont plus développées que les cellules et ont une forme d'arbre avec un bras de dendrite primaire et des branches orthogonales appelées bras de dendrite secondaires. Généralement, les paramètres importants contrôlant les sous structures cellulaires ou dendritiques dans les soudures sont :

- ☉ le coefficient de partage à l'équilibre  $K$  qui indique le potentiel de ségrégation d'un alliage.

$$K = \frac{C_S^*}{C_L^*} \quad (\text{II. 2})$$

( $C_S^*$  : concentration du soluté à l'interface solide-liquide,  $C_L^*$  : concentration du liquide à l'interface solide-liquide).

- ☉ la composition de l'alliage elle-même ( $C_0$ ).
- ☉ le gradient de température ( $G$ ) dans le liquide à l'interface (en  $^{\circ}\text{C}/\text{mm}$ ).
- ☉ la vitesse de croissance ou vitesse d'avance du front de solidification à l'interface ( $R$ ) (en  $\text{mm}/\text{s}$ ).

$$dT / t = G.R \quad (\text{en } ^{\circ}\text{C}/\text{s}) \quad (\text{II. 3})$$

Qu'elle soit planaire, cellulaire ou dendritique, la sous structure qui se produit au refroidissement est déterminée par  $G$  et  $R$  qui contrôlent la quantité de surfusion constitutionnelle. La zone de surfusion constitutionnelle est la région du liquide où la température réelle est inférieure à la température d'équilibre à cause des variations de compositions et des gradients thermiques. Si une soudure est réalisée à vitesse constante, la vitesse d'avance du front de solidification  $R$  est fixe (figure .II. 5).

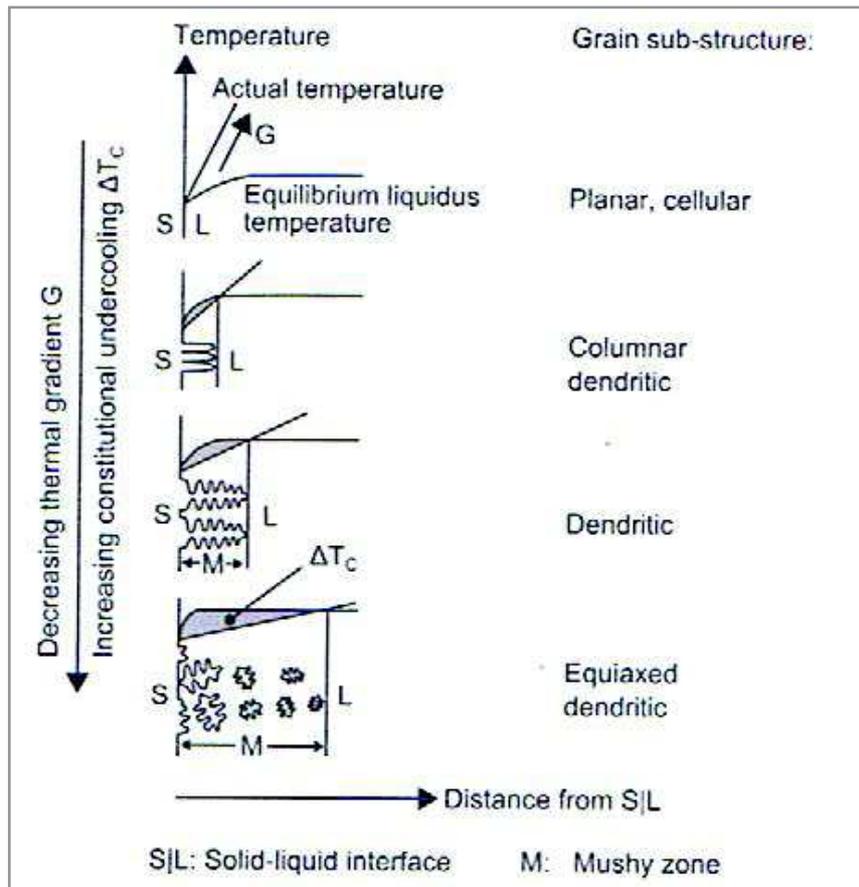


Figure II. 5: Profil de la température actuelle et la température d'équilibre du liquidus, effet du gradient de température  $G$  et le  $\Delta T_c$  sur le mode de solidification des sousstructures [Kou03].

En induisant un gradient de température extrêmement élevé (pente importante) il n'y a pas de surfusion constitutionnelle et la structure de solidification est plane. Quand le gradient décroît légèrement, les protubérances du métal solide à l'interface croissent plus vite que l'interface plate restante car le solide croît dans une zone de liquide en surfusion. De ce fait les protubérances solides sont présentes à une température en dessous du liquidus de l'alliage. Il en résulte une sous structure cellulaire dans chaque grain à croissance épitaxiale.

Si la valeur du gradient de température décroît encore, la zone de surfusion est si importante que des bras secondaires se forment et une croissance dendritique cellulaire ou dendritique colonnaire est observée. Dans une sous structure dendritique cellulaire chaque grain contient plusieurs dendrites cellulaires alors que dans une structure dendritique colonnaire, un grain est occupé par une seule dendrite.

### II. 5. 2. 2 Morphologie de la zone de fusion

La forme et la constitution du bain de fusion dépendent de multiples facteurs tels que la nature du matériau à souder, les caractéristiques de l'arc ou du plasma permettant la fusion du métal qui sont liées aux paramètres technologiques du procédé, et les mouvements du bain de fusion. Les bains de fusion créés lors des opérations de soudage sont le siège de processus thermo physiques très complexes mettant en jeux des phénomènes thermiques [Dav92] [Deb95], convectifs, chimiques et électromagnétiques interdépendants selon la nature du procédé utilisé [Blo01]. Ces mouvements de convection du métal liquide ou gazeux influencent de façon importante la forme du cordon et les transferts de chaleur pouvant induire des hétérogénéités (ségrégations) ou la présence de défauts tels que les inclusions ou porosités. D'une façon globale le bain de fusion est en équilibre sous l'action de forces aux effets variables. Ces forces d'origine différentes sont [Mes99]:

- ☉ les forces de gravité (ou flottabilité),
- ☉ les tensions superficielles (forces de Marangoni),
- ☉ la pression du plasma ou de l'arc en surface,
- ☉ les forces électromagnétiques (forces de Lorentz) pour les procédés de soudage à l'arc.

Seulement une partie de l'énergie calorifique produite par l'arc sert au soudage, le reste étant perdu par rayonnement, convection et conduction dans le métal adjacent.

### II. 5. 2. 3 Effet de la vitesse de refroidissement

L'effet cumulé de  $G$  et de  $R$  gouverne le mode de croissance et donc la forme de la sous structure de solidification. Le produit ( $G \times R$ ) est équivalent à une vitesse de refroidissement exprimé en  $^{\circ}\text{C}/\text{s}$  et par conséquent plus ( $G \times R$ ) sera important et plus les structures cellulaires, dendritiques colonnaires ou même dendritiques équiaxes seront fines. L'espacement entre les bras des dendrites est aussi influencé par la vitesse de refroidissement, une faible vitesse favorisant un espacement plus grand et donc un effet de grossissement de la

sous structure. L'effet du gradient de température  $G$  et de la vitesse de solidification  $R$  sur la morphologie de la sous structure sont résumés dans le schéma suivant (figure .II. 6).

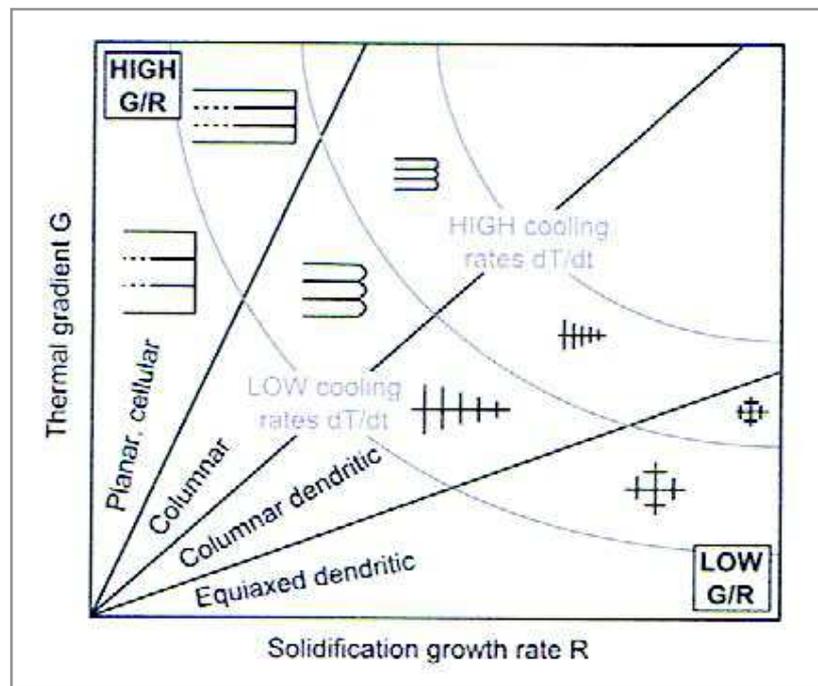


Figure II. 6 : Schéma du gradient de température en fonction de la vitesse de solidification montre les modes de solidification possibles [Kou03].

En pratique, les sous structures cellulaires et dendritiques cellulaires sont les plus fréquemment observées dans les structures de soudage. De plus, il est très difficile de contrôler  $G$  et  $R$  indépendamment lors du processus de soudage car en règle générale une vitesse de soudage importante, et donc une vitesse d'avance de l'interface  $R$  grande, produira un gradient thermique élevé. De ce fait la sous-structure de solidification d'un alliage donné dépendra des concentrations en soluté, du degré de partage, à l'équilibre des éléments d'alliage et des paramètres de soudage.

#### II. 5. 2. 4 Création des porosités

A la solidification du métal liquide dans la zone de fusion d'une soudure, la chute de la solubilité va induire la formation de bulles de gaz non soluble, principalement près des limites du bain de fusion où le métal fondu est le plus froid. Selon la nature des forces de convection qui régissent les mouvements dans le métal liquide, les bulles de gaz peuvent s'échapper vers la surface ou, ce qui est le plus souvent constaté, rester prisonnières du métal solidifié créant ainsi des porosités, (figure I. 2, chapitre 1).

Les porosités seraient en partie dues au gaz d'hydrogène initialement présent dans le métal de base ainsi qu'à une mauvaise préparation des bords à souder tels que la présence de bavures d'usinage. Cependant les paramètres de soudage semblent également jouer un rôle important sur la rétention des bulles de gaz d'hydrogène. Les vitesses de soudage importantes empêchent la formation initiale des bulles de H<sub>2</sub> [Moh99]. L'effet de la présence des porosités sur les propriétés mécaniques est principalement marqué par la fatigue, avec des résultats variables pour évaluer la fiabilité des soudures [Fuj88].

## II. 6 Processus du soudage par TIG

### II. 6. 1 Le soudage TIG (Tungsten Inert Gas) des alliages d'aluminium

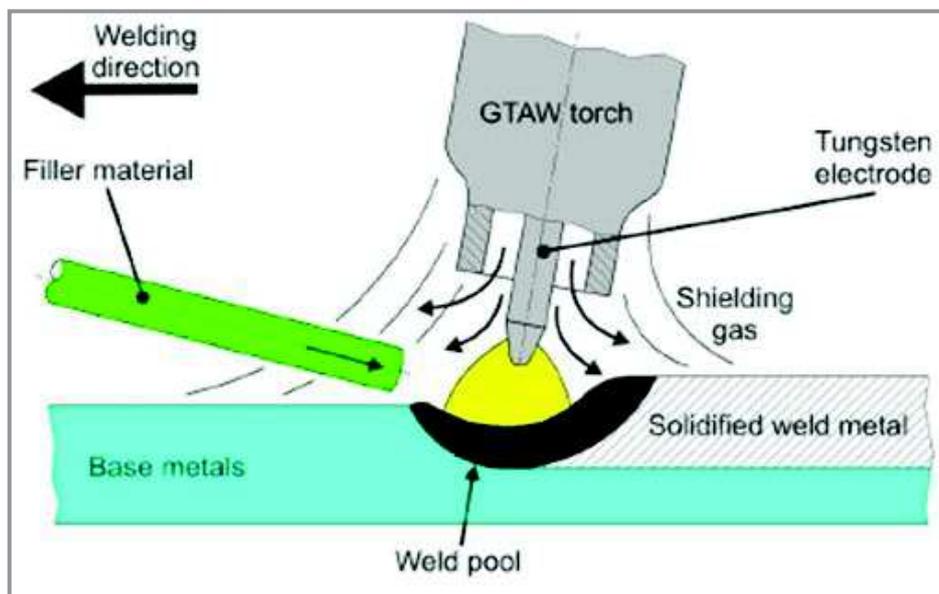
Les procédés de soudage par fusion qui utilisent un arc électrique comme source de chaleur sont appelés « procédés de soudage à l'arc ». C'est la source d'énergie la plus utilisée car la chaleur de fusion peut être facilement produite, concentrée et contrôlée. Le procédé de soudage TIG, également appelé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

De nombreuses études appliquées au soudage TIG des alliages d'aluminium [Xu14] ont été faites pour l'amélioration des procédés et les caractéristiques d'assemblages [Cro11] [Gul14]. Par contre, il y a peu d'études sur le même procédé de soudage en utilisant un aluminium d'une pureté 99.50% comme métal de base soudé avec un métal d'apport hors la série 1XXXA [Sch13] [Sch14a] et [Sch14b].

### II. 6. 2 Principe

Lorsque le soudeur actionne la gâchette, celui-ci actionne d'une part la sortie du gaz, et en même temps, il ferme le circuit électrique qui permet le passage du courant. Si le fil est suffisamment proche d'une pièce en contact avec la masse, il se crée un arc électrique d'une énergie suffisante pour fondre la matière avec une tension électrique de 100 A et un voltage de 20 V. Dans le procédé à l'arc électrique, l'électrode au pôle positif accélère des ions positifs dans l'arc en direction du métal à charge négative, ce qui a pour effet de déchirer la

couche  $Al_2O_3$  qui vient de se former [Cro03]. Cet oxyde possède un point de fusion d'environ  $2000^\circ C$  comparé avec celui de l'aluminium pur qui est de  $660^\circ C$  [Mer03]. Le soudeur apporte manuellement (ou automatiquement sur certaines installations) le métal d'apport (d'un diamètre d'environ 0,8 mm à 4 mm) pour le mélanger à la matière et ainsi grossir la partie fondue en créant le cordon de soudure [Oat96]. Le tout s'exécute sous protection gazeuse de gaz inerte, l'argon pur, qui est le plus couramment utilisé en soudage TIG, avec une électrode non fusible et réfractaire en tungstène utilisée pour les courants alternatifs. Le gaz de protection inerte empêche la formation de nouveaux oxydes et assure une soudure de grande qualité technique. Durant le soudage, un gaz protecteur circule à l'extérieur de la torche. Ce gaz protecteur protège l'électrode [Cro11]. La *figure II. 7* montre le processus de soudage par TIG.



*Figure II. 7 : Principe du procédé de soudage TIG simple flux.*

La chaleur générée par l'arc électrique  $H$  est donnée par [Sch13c] :

$$H = U I / v \quad (\text{J/mm}) \quad (\text{II. 4})$$

avec  $U$  : tension de l'arc (V)

$I$  : intensité du courant (A)

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

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

$$H_n = f_1 U I / v \quad (\text{II.5})$$

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

### II. 6. 3 Paramètres ayant une influence sur la soudure TIG :

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

### II. 6. 4 Applications de la soudure TIG :

- ☉ la réalisation d'ouvrages alimentaires.
- ☉ la chaudronnerie d'acier inoxydable.
- ☉ l'industrie aéronautique et spatiale.
- ☉ la carrosserie
- ☉ plus généralement, les entreprises travaillant des matériaux à bases d'aciers inoxydables et d'alliages légers.

### II. 6. 5 Avantages et inconvénients du soudage TIG:

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

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

- ☉ *Le chauffage* : est un résultat direct des transferts d'énergie survenant entre l'arc électrique et le métal.

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

## II. 7 Traitements thermiques d'homogénéisation

Par l'effet de la solidification rapide durant le laminage industriel du métal, la structure se trouve dans un déséquilibre. Suite à l'usinage, la structure aux bords de l'éprouvette se trouve également modifiée. Ceci conduit à un écrouissage initial du matériau. Pour éliminer cet effet indésirable, un traitement thermique d'homogénéisation est effectué. Ce traitement d'homogénéisation permet d'atteindre l'état d'équilibre du matériau par diffusion des atomes dans la structure.

Le retour du matériau vers l'état d'équilibre au cours du traitement thermique s'effectue selon les processus de restauration et de recristallisation.

### II. 7.1 Restauration

Durant la restauration, on aura :

- ☉ Minimisation des défauts ponctuels par diffusion.
- ☉ Elimination des dislocations de signes opposés.
- ☉ Réorganisation des dislocations dans des sous-joints de grains par glissement et montée des dislocations.

Au cours du traitement de restauration, la position des joints de grains ne varie pas. Ce processus ne change pas encore le comportement mécanique car les propriétés mécaniques sont peu sensibles aux défauts ponctuels.

### II. 7.2 Recristallisation

Au cours du traitement de recristallisation, il se forme de nouveaux grains et donc une nouvelle structure cristalline, par germination et croissance. Cet effet est appelé recristallisation et conduit à la restauration des propriétés mécaniques avant déformation plastique.

Pour qu'une recristallisation ait lieu, différentes conditions préalables doivent être satisfaites. Il existe un taux d'écroutissage critique en dessous duquel le phénomène de recristallisation n'est pas possible. Ce taux dépend de l'alliage utilisé et de la température du traitement thermique. De même, une température minimale est indispensable. Cette dernière dépend de la pureté d'alliage, du taux d'écroutissage et de la durée du traitement thermique.

Le diamètre moyen des grains obtenu après recristallisation dépend essentiellement du taux d'écroutissage et de la température du traitement thermique.

Les grains de diamètre plus élevé sont obtenus pour un taux d'écroutissage faible et une température de recristallisation aussi élevée que possible.

Par ailleurs, la température minimale nécessaire pour obtenir une recristallisation diminue lorsque le taux d'écroutissage augmente. La température nécessaire pour engendrer la recristallisation est généralement comprise entre le tiers et la moitié de la température de fusion absolue d'un métal ou d'un alliage.

# Chapitre III



*Textures cristallographiques.*

### III. Introduction

Les matériaux présentent une anisotropie cristallographique, ou texture, lorsque les grains ou cristallites possèdent une ou plusieurs orientations préférentielles. L'anisotropie cristallographique trouve son origine dans le processus de fabrication [Shi09].

#### III. I Définition de la texture cristallographique

La texture cristallographique d'un matériau est la connaissance des différentes distributions d'orientations cristallines existantes dans le matériau.

Le référentiel lié au cristallite (Oxyz) est construit selon la symétrie cristallographique. Dans le cas d'une structure cubique, les axes du référentiel lié au cristallite sont définis usuellement comme suit :  $O_x // [100]$ ,  $O_y // [010]$  et  $O_z // [001]$ .

Les tôles métalliques sont dites polycristallines car elles sont constituées d'un agencement compact de grains. Or chaque grain est un empilement d'atomes ordonné à grande distance dont il est possible de fixer arbitrairement un repère (maille CFC pour l'aluminium et ses alliages). L'orientation cristallographique d'un grain correspond à l'orientation de sa maille cristalline par rapport au repère de référence lié à la tôle laminée. (DL, DT, DN) sont les trois directions orthogonales définissant ce référentiel [Jak04]. DL est la direction de laminage de la tôle (1), DT la direction transverse au laminage (2) et DN la direction normale traversant l'épaisseur de la tôle (3) (Figure III.1).

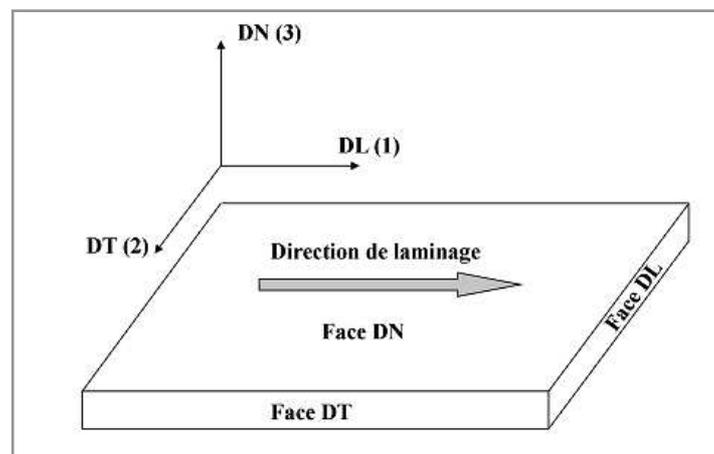
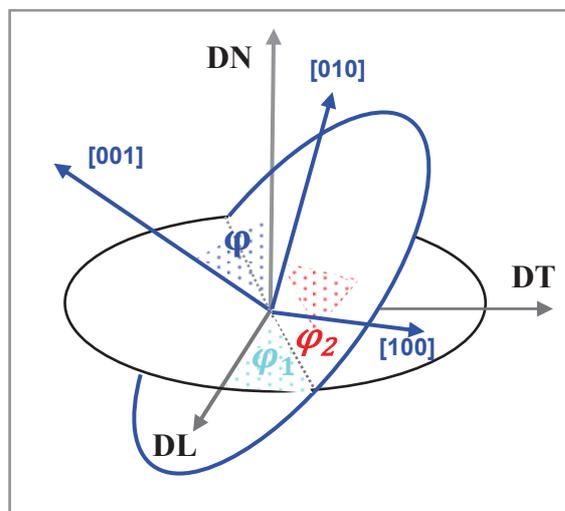


Figure III. 1 : Schématisation d'une tôle laminée et représentation du repère lié à la symétrie du laminage (DL, DT, DN).

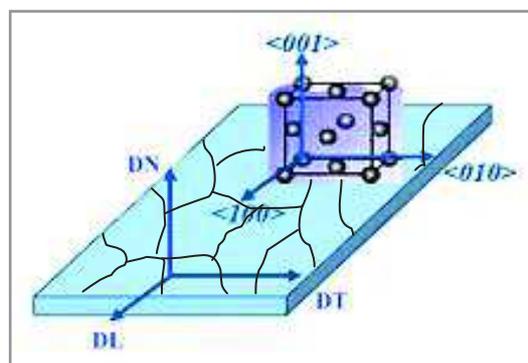
Le triplet d'angles d'Euler ( $\phi_1, \varphi, \phi_2$ ) est le plus couramment employé selon les notations équivalentes (les notations de Bunge) pour décrire l'orientation d'un cristal. Ces angles représentent les trois rotations successives pour faire coïncider le repère de la maille du cristal avec le repère de la tôle laminée (*figure III.2*). La convention de Bunge fixe l'ordre des rotations [Bun82]:

- 1) Tout d'abord, une rotation de  $\phi_1$  autour de DN ( $0 \leq \phi_1 \leq 360^\circ$ )
- 2) Puis une rotation  $\varphi$  autour de DL' ( $0 \leq \varphi \leq 180^\circ$ )
- 3) Enfin une rotation de  $\phi_2$  autour de DN'' ( $0 \leq \phi_2 \leq 360^\circ$ )



*Figure III. 2 : Définition des angles d'Euler dans la convention de Bunge permettant de passer du repère de la tôle à celui du cristal [Bun82].*

Les indices de Miller  $\{hkl\}\langle uvw \rangle$  sont aussi très répandus car ils indiquent directement l'orientation de la maille en fixant le plan  $\{hkl\}$  et la direction normale de ce plan  $\langle uvw \rangle$ . Ainsi les directions  $\langle 100 \rangle$ ,  $\langle 010 \rangle$  et  $\langle 001 \rangle$  correspondent respectivement aux directions DL, DT, DN (*figure III. 3*).



*Figure III. 3 : Définition des repères liés à la tôle laminée et au cristal.*

Une tôle polycristalline est souvent texturée, ce qui signifie que statistiquement les orientations de ses grains ne sont pas réparties aléatoirement mais selon une ou des directions privilégiées. Des composantes de textures idéales ont donc été définies et correspondent à des orientations de référence. Le *tableau III.1* en liste quelques unes et détaille leurs orientations à l'aide des indices de Miller et des angles d'Euler.

### III. 2 Figures de pôles

Les figures de pôles représentent la répartition des normales  $\vec{h} = \langle hkl \rangle^*$  aux plans  $\{hkl\}$  de tout l'échantillon. Ainsi, une figure de pôles donnée  $\{hkl\}$  concerne toute la famille de plans réticulaires  $\{hkl\}$ , i.e. toute la multiplicité des plans  $(hkl)$  mesurés au même angle de diffraction  $2\theta_{hkl}$ . De plus, il se peut que d'autres plans soient localisés aux mêmes angles  $2\theta_{hkl}$  (plans (300) et (211) d'un système cubique par exemple). On parlera alors de ligne de pôles multiples.

### III. 3 Figures de pôles directes

Une figure de pôles directe (FDP) est celle que l'on peut y accéder expérimentalement. Chaque figure de pôles directe est la projection stéréographique sur le plan de l'échantillon, de la distribution des densités de pôles d'une famille de plans  $\{hkl\}$  dans toutes les directions de l'échantillon. Celles-ci sont données par l'ensemble des couples  $(\chi, \Phi)$  ( $\chi$  et  $\Phi$  sont les angles repérant le plan cristallographique  $\{hkl\}$  par rapport aux axes du référentiel échantillon :  $\chi \in [0, 90^\circ]$ ,  $\Phi \in [0, 360^\circ]$ ) (exemple de la *Figure III. 4*). En fait, pour un élément cristallin de volume unité donné, on suppose qu'il existe un plan cristallographique  $\{hkl\}$  passant par le centre d'une sphère imaginaire ( $\Sigma$ ); la normale au plan diffractant  $\langle hkl \rangle$  intercepte la demi-sphère de référence en  $P_1$ . Le point  $P_2$  intersection de  $SP_1$  avec le plan  $\pi$  est le pôle du plan réticulaire étudié. Si l'on recommence avec tous les éléments de volume du matériau, on obtient la figure de pôles  $\{hkl\}$  qui est rapportée à des axes liés à l'échantillon : en particulier le plan  $\pi$  est pour un fil un plan perpendiculaire à son axe et pour une tôle le plan de la tôle de laminage.

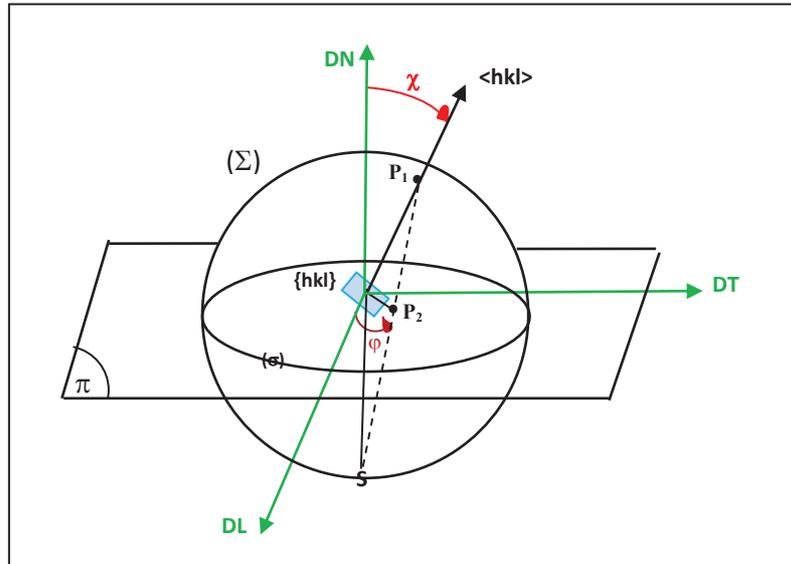


Figure III. 4 : Projection stéréographique.

### III. 4 La FDOC (Fonction de Distribution des Orientations cristallines)

La façon la plus satisfaisante et la plus complète de décrire une texture quelconque est de donner sa fonction de distribution des orientations cristallines (FDOC) ou  $f(g)$  qui est une fonction statistique qui caractérise la texture cristalline de la phase étudiée [Jak04]. Pour un volume total  $V$  de l'échantillon, la fonction  $f(g)$  qui est la densité de distribution (Fonction de Distribution d'Orientations Cristalline, FODC) et proportionnelle à la fraction volumique  $\Delta V(g)$  des grains dont l'orientation est comprise entre  $g$  et  $g+\Delta g$ .

La FDOC est alors définie par :

$$\frac{dV(g)}{V} = K \cdot f(g) \cdot dg \quad (\text{III. 1})$$

D'où en intégrant (1) :

$$K \int f(g) dg = \frac{1}{V} \int_V dV = 1 = K = \int_0^{2\pi} \int_0^{\pi} \int_0^{2\pi} f(\varphi_1, \varphi, \varphi_2) \cdot \sin \varphi \cdot d\varphi_1 \cdot d\varphi \cdot d\varphi_2 \quad (\text{III. 2})$$

$$\varphi_1 = 0 \text{ à } 2\pi, \quad \varphi = 0 \text{ à } \pi, \quad \varphi_2 = 0 \text{ à } 2\pi$$

Pour un échantillon non texturé (isotrope), c'est-à-dire présentant une distribution uniforme d'orientations,  $f(g)$  a une valeur constante quelle que soit  $g$ . Si l'on prend  $f(g) = 1$  m.r.d,  $K = 1/8\pi^2$ . De plus la fonction  $f(g)$  ne tient pas compte ni de la forme, ni de la taille, ni de la position. Son calcul peut être effectué à partir des figures de pôles [Bun82].

$$f(g) = \frac{8\pi^2 \Delta V(g)}{\Delta g V} \quad (\text{III.3})$$

La FDOC ou  $f(g)$  permet de représenter les différentes orientations des cristallites, ainsi que leurs distributions. C'est une description quantitative de la texture de l'échantillon.  $f(g)$  concerne l'orientation des cristallites d'une seule phase (même composition et même structure cristalline).

☺ L'unité utilisée pour  $f(g)$  est le m.r.d. (multiple of a random distribution). Puisque  $f(g)$  est une densité, elle doit être supérieure ou égale à zéro quelque soit  $g$ . Ainsi, pour une FDOC quelconque, les valeurs de  $f(g)$  pourront s'étendre de 0 à l'infini, 0 représentant une absence de cristaux orientés pour le  $g$  correspondant et l'infini représentant la valeur d'un monocristal parfait pour quelques  $g$  particuliers. Ainsi, pour un échantillon donné, il pourrait exister des valeurs de  $g$  pour lesquelles  $f(g) = 0$ , sans pour autant que certaines autres valeurs de  $f(g)$  soient égales à l'infini. Par contre pour un monocristal, seule quelques valeurs de  $f(g)$  seront égales à l'infini, et toutes les autres seront nulles.

☺ L'indice de texture ( $I$ ) est un paramètre qui caractérise l'état global de la texture. Il est égal à 1 pour un état isotrope et plus la texture est accusée plus l'indice de texture est élevé. Il est calculé à partir de l'expression suivante :

$$I = \frac{1}{8\pi^2} \int_G f^2(g) \cdot dg \quad (\text{III. 4})$$

où  $f(g)$  est la valeur de la FDOC et  $G$  est l'espace d'Euler.

En particulier, la fonction de distribution d'orientations  $f(g)$  peut être représentée comme une fonction tridimensionnelle dans l'espace d'Euler de telle manière qu'à chaque point  $g = \{\varphi_1, \varphi, \varphi_2\}$  dans cet espace soit associé une valeur de  $f(g)$ .

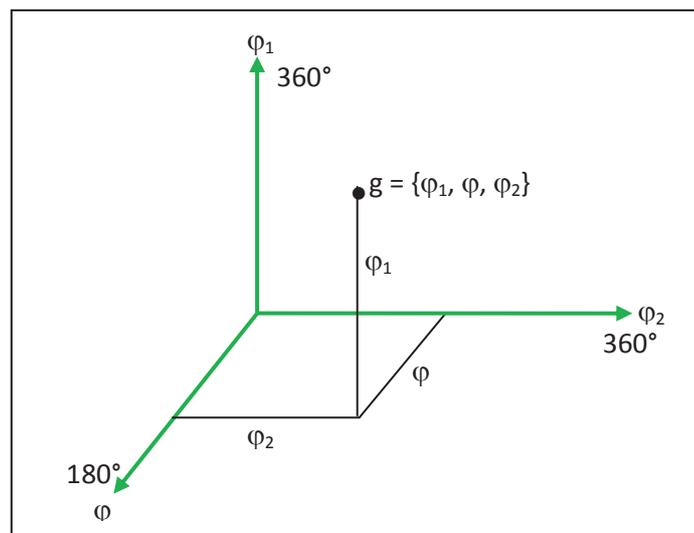


Figure III. 5: Représentation d'une orientation dans l'espace d'Euler.

Composante de Texture	Indices de Miller		Angles d'Euler		
	Plan	Direction	$\phi_1$	$\varphi$	$\phi_2$
Cube	{0 0 1}	< 1 0 0 >	0.0	0.0	0.0
Goss	{1 1 0}	< 0 0 1 >	0.0	45.0	0.0
Laiton	{0 $\bar{1}$ 1}	< 2 1 1 >	54.74	90.0	45.0
Cuivre	{1 1 2}	< 1 1 $\bar{1}$ >	90.0	35.26	45.0
S	{1 2 3}	< 6 3 4 >	301.02	36.7	26.57

Tableau III. 1: *Quelques composantes idéales de texture des matériaux cfc, accompagnées de leurs orientations en indices de Miller et en angles d'Euler.*

### III. 5 Techniques de mesure des orientations cristallographiques

Généralement ce sont des méthodes qui fournissent la microtexture du matériau analysé [Ran00]. Pour mesurer la texture cristallographique d'une tôle métallique, il existe plusieurs manières. Il faut néanmoins distinguer les méthodes locales des méthodes globales. Sans rentrer trop loin dans les détails, donnons une description succincte inspirée de l'ouvrage de [Ran00] des techniques utilisées lors de cette étude.

#### III. 5. 1 Décalage de pics

Le décalage des pics par rapport à la position théorique peut créer des problèmes pour l'identification des phases, mais cela peut aussi être une source d'informations sur les caractéristiques physiques de l'échantillon. Si l'on mesure le décalage des pics, on peut donc en déduire l'état de contrainte de l'échantillon. La position  $2\theta$  des pics mesurés selon la loi de Bragg (relation III.5) nous donne les distances interréticulaires  $d_{hkl}$  du cristal et donc les paramètres de maille de notre produit, on peut ainsi en déduire en quoi il est différent du produit idéal.

$$n\lambda = 2d_{hkl} \sin(\theta) \quad (\text{III. 5})$$

avec  $n$  un nombre entier appelé «ordre de diffraction».

$\lambda$  la longueur d'onde du faisceau incident

$d_{hkl}$  la distance inter-réticulaire entre deux plans d'indices {hkl}

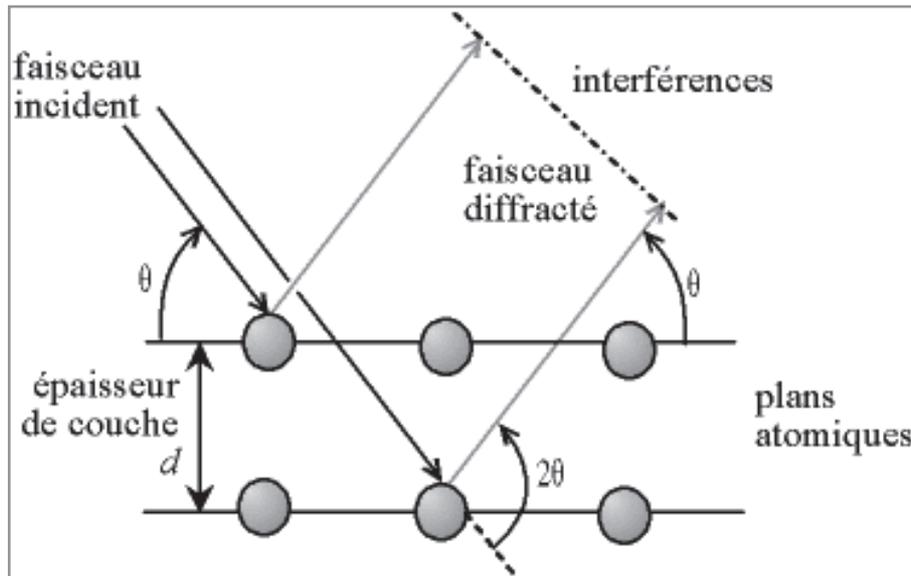


Figure III. 6 : Diffraction de rayonnement X sur un matériau selon la loi de Bragg.

### III. 5. 2 Mesure des contraintes

Les contraintes sont les forces internes de la matière. Si ces forces induisent des déformations de la maille cristalline (déformation élastique), elles vont faire varier les distances interréticulaires  $d$ , et donc décaler la position des pics ; la *figure III. 7* présente l'explication de ce décalage. Cependant, les matériaux ne sont jamais parfaitement continus, ils présentent des hétérogénéités telles que les joints de grains, les porosités ou les inclusions. A une échelle plus fine (grain), des discontinuités existent aussi (précipités, lacunes et dislocations). Certains de ces défauts peuvent migrer, s'éliminer ou se multiplier au cours de la mise en charge.

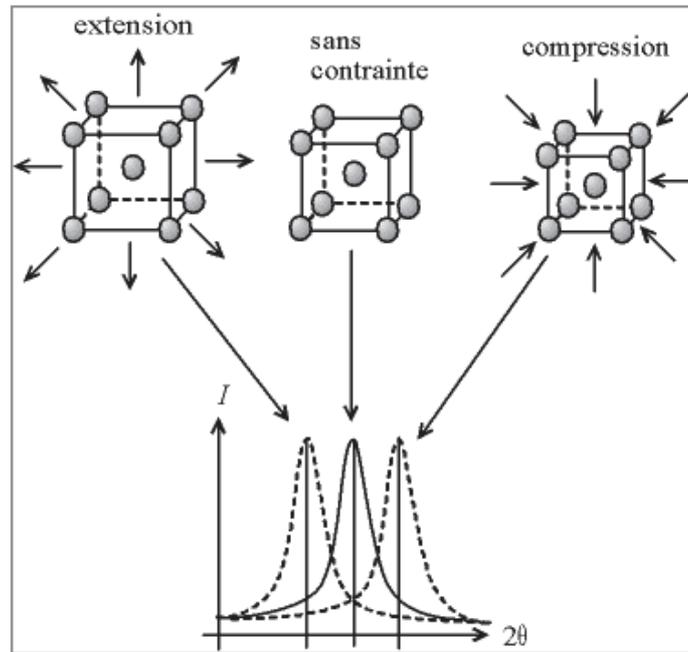


Figure III. 7 : Ecart sur la position du pic dû à une contrainte.

### III. 5. 3 Mesure des paramètres de maille

Les modifications chimiques dans la solution solide les plus courantes se font par introduction en quantités massiques importantes d'éléments d'addition ou d'impuretés en quantité négligeable. En mesurant les déplacements des pics, on peut déduire la déformation de la maille, soit les atomes "originaires" sont remplacés par des atomes étrangers, on parle de «**substitution**» (si l'atome étrangers est plus gros, on a une *dilatation* de la maille, s'il est plus petit, on a une *contraction*) ; soit les atomes étrangers viennent se glisser dans les interstices de la maille, on parle d'«**insertion**» (on a une *dilatation*), comme le montre la figure III. 8.

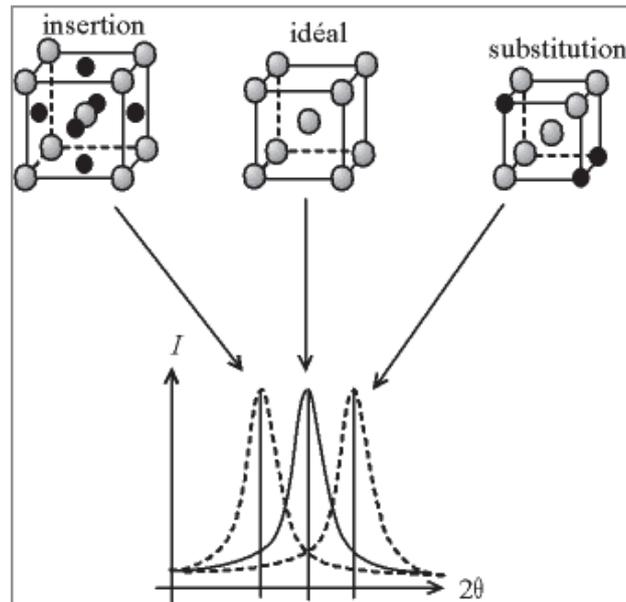


Figure III. 8 : Variation des paramètres de maille.

### III. 5. 4 Mesure de la microtexture

La microtexture d'un matériau correspond, quant à elle, à la distribution spatiale de l'orientation de ses grains. L'EBS (Electron Back Scattering Diffraction) est le nom de la technique actuelle d'acquisition par analyse cristallographique locale.

### III. 6 Représentation des textures

La texture d'un matériau polycristallin peut se représenter sous plusieurs formes :

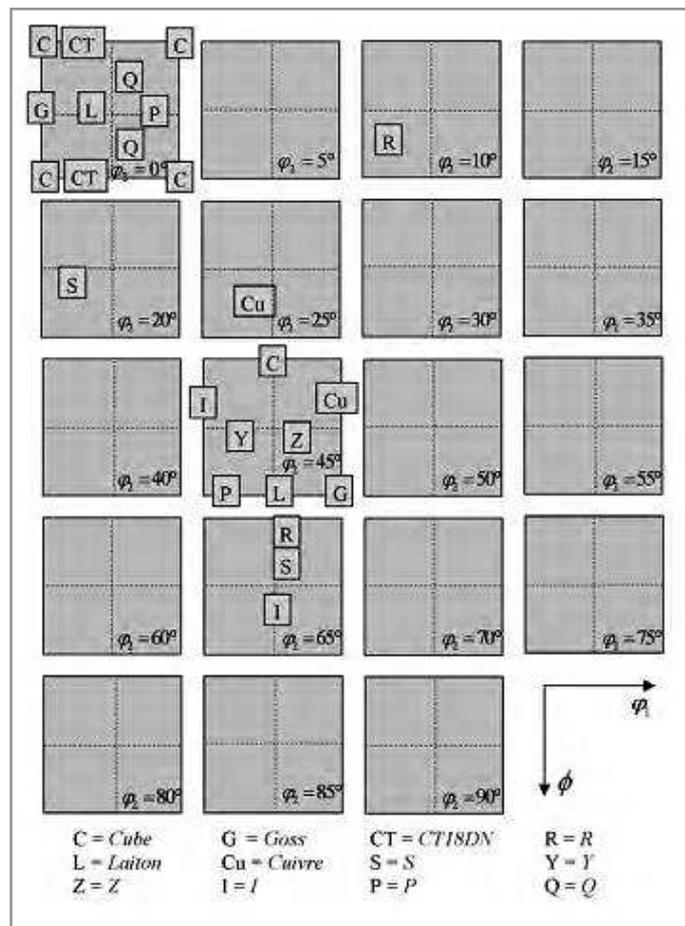
☺ Les fractions volumiques de composantes sont des nombres scalaires qui permettent très simplement de quantifier la texture globale à travers la présence de composantes de texture idéales. En effet, si l'orientation d'un grain est contenue à l'intérieur du cône d'angle solide  $\hat{S}$  pointant sur une composante idéale, alors ce cristal appartient à la même famille que cette composante. Il est courant de fixer l'angle  $\hat{S}$  à  $15^\circ$ , ce qui peut physiquement s'expliquer par des considérations énergétiques. Cette formulation est pratique car elle permet de quantifier la présence de certaines composantes de texture, mais elle n'offre pas une vision très large de toutes les composantes.

☺ Les fonctions de distribution des orientations cristallines FDOC (ou ODF en anglais) permettent de visualiser la distribution des orientations dans l'espace tridimensionnel des angles d'Euler ( $0 \leq \phi_1, \phi, \phi_2 \leq 90^\circ$ ). La représentation graphique d'une FDOC sous forme d'une série de coupes, typiquement à  $\phi_2$  constant, est constituée de lignes d'isodensités de

présence des orientations d'un échantillon. Les valeurs numériques associées à ces lignes sont relatives avec les densités de présence rencontrées dans une texture aléatoire, donc dans un matériau non texturé. La *figure III. 9* indique les positions de quelques orientations idéales de l'aluminium dans une série de coupes de la FDOC.

★ Les figures de pôles correspondent aux projections stéréographiques des directions normales aux plans cristallographiques du matériau sur un des plans macroscopiques du laminage, typiquement  $\{111\}$  ou  $\{100\}$ .

★ Les cartes de textures sont des représentations locales bidimensionnelles des orientations cristallographiques après acquisition par EBSD. Elles donnent accès à de nombreuses informations telles que la répartition des composantes de texture idéales, la forme et la taille des grains, ou encore le voisinage des grains tels que les désorientations.



*Figure III. 9 : Exemple de coupes de la FDOC dans lesquelles sont indiquées la localisation de quelques composantes de texture idéales.*

### III. 7 Relations entre orientations cristallographiques et laminage

Expérimentalement, le laminage de tôles d'aluminium favorise le développement d'orientations particulières classiquement appelées composantes de laminage. Lors du LaF (laminage à froid), les textures S et Cuivre se développent ainsi que la composante Laiton mais dans une intensité plus faible. Le LaC (laminage à chaud) quant à lui renforce la composante Laiton au détriment de l'orientation Cuivre. Des travaux ont montré que l'orientation Cube était instable en laminage à froid mais plutôt stable à chaud (au-dessus de 430 °C) à cause de l'activation par la température de plans de glissement supplémentaires aux 12 plans (111) : les plans non-octaédriques [Mau93].

### III. 8 Textures de recristallisation

La recristallisation d'une tôle est un processus activé thermiquement et qui modifie radicalement la microstructure du matériau. Elle correspond à la formation d'une nouvelle structure granulaire au dépend de la structure initialement déformée par germination et croissance de grains. Ce phénomène très complexe est contrôlé par de nombreux paramètres tels que le taux de déformation [Cai09], la température, la vitesse de montée en température ou encore la taille de grains initiale. La recristallisation entière ou non d'un matériau métallique entraîne une diminution de son énergie stockée ainsi qu'un changement de sa texture cristallographique.

Typiquement, il a souvent été constaté lors de la recristallisation d'une tôle d'aluminium après LaF, une augmentation de la quantité des textures Cube, Goss, P et Q [Zae01] [Hum95]. Cependant, le développement quantitatif et spatial de ces composantes est dicté par les conditions thermomécaniques et l'ancienne microstructure, c'est à dire par la distribution spatiale initiale des textures, des particules de seconde phase et de la précipitation durcissante.

# Chapitre IV



*Matériaux étudiés et méthodes  
expérimentales.*

## IV. Introduction

Pour comprendre les résultats de cette étude, l'approche expérimentale est mise en évidence dans ce chapitre. Tout d'abord, une présentation des matériaux, métal de base, métal d'apport y compris trois échantillons d'aluminium pur industriel soudés par la technique de soudage à l'arc sous gaz inerte TIG, qui ont subi des traitements thermiques pendant des durées choisies. Ensuite, c'est par des techniques et des méthodes d'analyses expérimentales qu'on a essayé de suivre, caractériser et comparer l'évolution de la morphologie structurale dans chaque zone du joint soudé des échantillons. Alors on s'est intéressée essentiellement à l'influence du traitement thermique d'homogénéisation sur la microstructure et la texture cristallographique du joint soudé. Les résultats obtenus lors de notre étude seront présentés dans le chapitre qui suit dans le but de comprendre et de discuter les changements observés.

### IV. 1 Matériaux utilisés

#### IV. 1. 1 Présentation du métal de base

Le métal de base utilisé dans notre travail est sous forme de tôles de dimensions 120×250 mm et d'une épaisseur de 1,6 mm. Il nous a été fourni par la société Algérienne ENIEM (ENTREPRISE NATIONALE DES INDUSTRIES DE ELECTROMENAGER) à Tizi Ouzou, atelier d'assemblage, unité froid, sous forme des tôles d'aluminium où elles sont utilisées pour les parois d'évaporateur des réfrigérateurs électriques [Eni11].

##### IV. 1. 1. 1 Identification du métal de base

La nuance de métal de base est du type alliage 1050A. C'est un aluminium pur industriel d'une pureté de 99, 50%, alors l'élément de constitution de base est l'aluminium d'un réseau cristallin d'atomes d'Al cubique à faces centrées. Des impuretés (fer, silicium...) sont également présentes en faible quantité massique.

##### IV. 1. 1. 2 Composition chimique

La microanalyse locale de la composition chimique a été faite par Energie Dispersive de rayons X (EDX) (*Tableau IV. 2*), par contre le *tableau IV. 1* présente la composition chimique fournie par le service technique de la société ENIEM [Eni11]. On observe une différence dans la quantité des éléments impuretés comme le Fe, Si et Cu. D'autre part, l'analyse a montré l'existence d'autres éléments chimiques tels que Mg et Mn.

Éléments	Al	Si	Fe	Cu	Zn	Ti	Autres
(% mass.)	99,50	0,30	0,40	0,05	0,07	0,05	0,03

Tableau IV. 1: Composition chimique du métal de base (Al99,50%)

fournie par ENIEM [Eni11].

Element	Wt%	At%
Ti	00.00	00.00
Mn	00.32	00.16
Fe	00.48	00.24
Cu	00.23	00.10
Zn	00.43	00.18
Mg	00.82	00.91
Al	97.65	98.35
Si	00.07	00.06

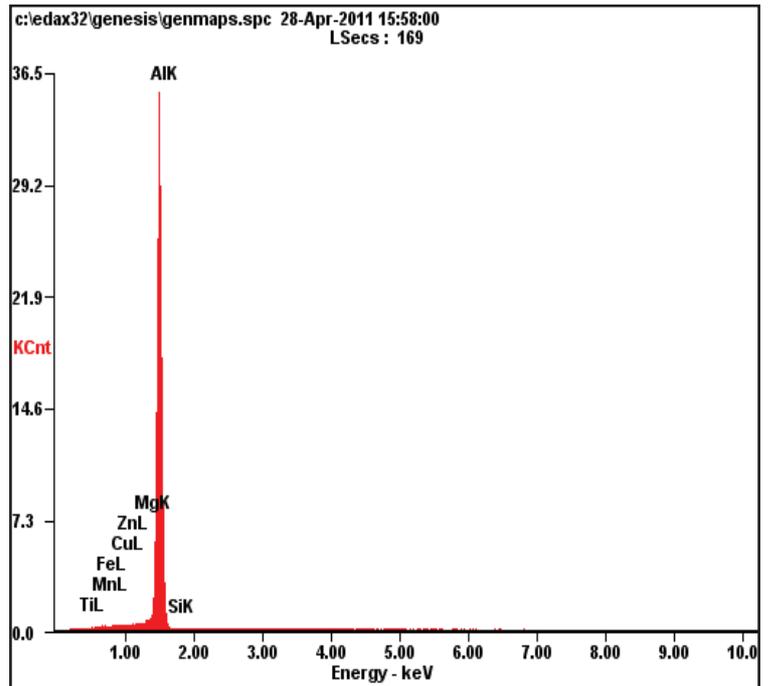


Tableau IV. 2 : La composition chimique du métal de base analysé par la microanalyse (EDAX) du MEB.

Figure IV. 1: Spectre de l'analyse quantitative de la composition chimique du MB.

### IV. 1. 1. 3 Caractéristiques mécaniques

Les principales caractéristiques mécaniques de notre matériau sont rassemblées dans le tableau IV. 3.

Propriétés		Critères
Résistance à la traction	Rm	<b>min. 110 N/mm<sup>2</sup></b> <b>max. 150 N/mm<sup>2</sup></b>
Limite élastique	Rp 0,2	<b>min. 90 N/mm<sup>2</sup></b>
Allongement	A5	<b>min. 6%</b>
	A 10	<b>min. 4%</b>
Dureté Brinell	(HB) 2,5/ 62,5	<b>35</b>

*Tableau IV. 3 : Les caractéristiques mécaniques du métal de base fournies par la société ENIEM.*

#### IV. 1. 2 Présentation du métal d’apport

Le métal d’apport est sous forme de barres d’aluminium du type alliage 1070A, d’un diamètre de 2,4 mm et une longueur d’un mètre, utilisé au niveau de la société ENIEM pour l’assemblage par soudage TIG de l’évaporateur et du tube de jonction.

##### IV. 1. 2. 1 Composition chimique

La composition chimique du métal d’apport est fournie par le service technique de la société ENIEM [Eni11], elle est présentée dans le *tableau IV. 4*.

Eléments	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Zn	Ti	Mg	Autres
% mass.	99,70	<0,2	<0,25	<0,04	<0,03	<0,04	<0,03	<0,03	< 0,03

*Tableau IV. 4: Composition chimique du métal d’apport (Al99,70%) fournie par ENIEM [Eni11].*

On remarque bien que la composition chimique globale du métal d’apport est proche de celle du métal de base.

##### IV. 1. 2. 2 Caractéristiques physiques du métal d’apport

Les caractéristiques physiques du métal d’apport sont les suivantes :

- Resistance à la traction : > 7,5 Kgf/ mm<sup>2</sup>
- Essai de pliage : -Absence de fente > 3mm  
- Et autres défauts.

## IV. 2 Conditions de soudage

Le procédé de soudage bord à bord TIG est un procédé couramment utilisé notamment au sein de la société ENIEM pour le soudage des plaques d'aluminium. Ce procédé est associé à des énergies de soudage importantes et de faibles vitesses, mais permet une grande flexibilité d'application. Les dispositifs de soudage TIG sont peu encombrants, ils nécessitent peu d'investissements et ils sont plus facilement adaptables à une grande variété de configurations d'assemblage.

## IV. 3 Dispositif de soudage TIG

Des soudures TIG longitudinales d'une seule passe avec le métal d'apport 1070A avec une pénétration complète ont été réalisées manuellement en configuration bord à bord des plaquettes d'aluminium pur industriel (99,50 %) ou l'alliage d'aluminium 1050A.

La machine de soudage utilisée est une machine de soudage TIG manuelle 300 OTC standard compa de la marque Toshiba avec une torche simple flux utilisant un gaz de protection d'argon pur 99,99% (en volume) en accord avec la norme française NF E29-653 et une électrode de tungstène de diamètre 1,6 mm. L'ensemble de l'installation de soudage est représenté sur la *figure IV. 1*.

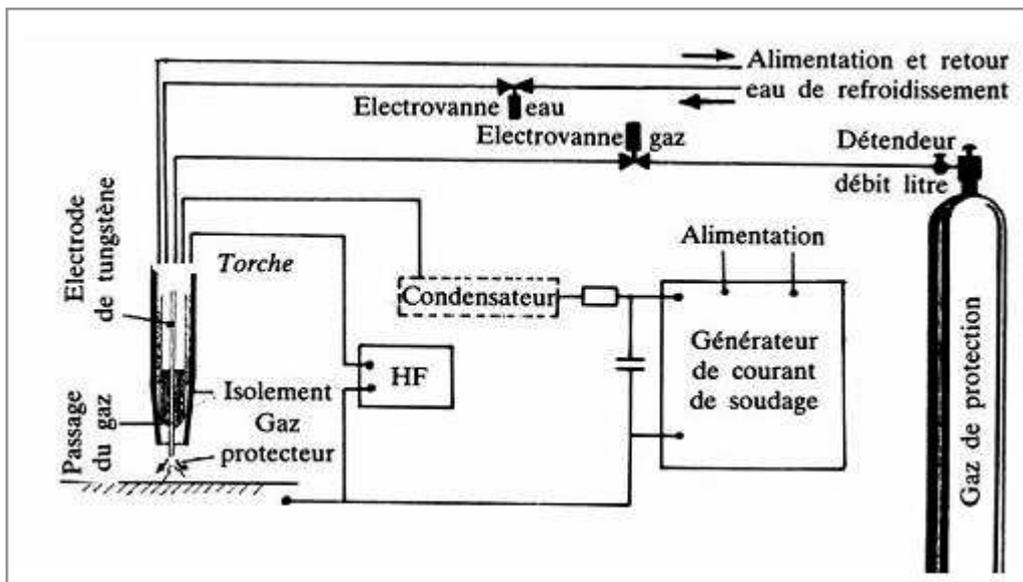


Figure IV. 2: Schéma général du procédé TIG.

Le soudage s'est effectué en courant alternatif élevé de 100A, en polarisation directe avec l'électrode définie comme pôle négatif, afin d'obtenir une bonne pénétration, des dimensions de cordon en accord avec la norme ISO, une largeur de soudure doit être à 5mm environ, la surépaisseur doit être uniforme avec une hauteur de 1,5 à 2mm. Les paramètres de soudage, résumés dans le *tableau IV. 5*, ont été établis en collaboration avec les opérateurs de soudage TIG de la société ENIEM.

Paramètres	Conditions
Distance électrode - coupon (mm)	3
Gaz de protection	100% Ar
Débit torche (l/min)	10
Intensité CA (A)	100
Voltage (V)	380
Fréquence (Hz)	50
Vitesse de soudage (mm/s)	5,5
Diamètre de l'électrode (mm)	1,6

*Tableau IV. 5 : Paramètres de soudage TIG.*

L'expérience d'ENIEM dans le soudage TIG des alliages d'aluminium classiques et l'utilisation des paramètres définis dans la littérature n'ont pas nécessité la mise en place d'une campagne de paramétrage. On notera cependant que seules les intensités de soudage ont varié en fonction de l'épaisseur des matériaux à souder afin d'obtenir une pénétration totale. Les différences de soudabilité des cordons de soudure dépendent donc de la nature des matériaux.

## IV. 4 Paramètres technologiques

### IV. 4. 1 Système de protection

Afin de protéger les soudures vis-à-vis des contaminations par les gaz de l'atmosphère pendant la fusion mais également au refroidissement, un système de protection des cordons a été utilisé (*figure IV. 2*). La protection gazeuse du cordon de soudure est assurée par un flux 100% d'argon provenant de la torche simple flux. L'argon est le gaz le plus utilisé actuellement dû à un moindre coût et à son faible potentiel d'ionisation qui favorise la

formation d'un plasma au passage de l'arc électrique. De plus, l'argon étant plus lourd que d'autre gaz de protection comme l'hélium, il reste plus facilement sur la surface de soudage assurant ainsi une meilleure protection.

Avant de commencer la procédure de soudage il faut s'assurer que les plaques d'aluminium à assembler sont en contact étroit avec la plaque de terre.

Aussi avant tout il faut s'assurer que les parties à souder sont exemptes de saleté. Dans le cas contraire, les frotter avec une brosse métallique propre et les essuyer avec un chiffon imprégné de liquide dégraissant.

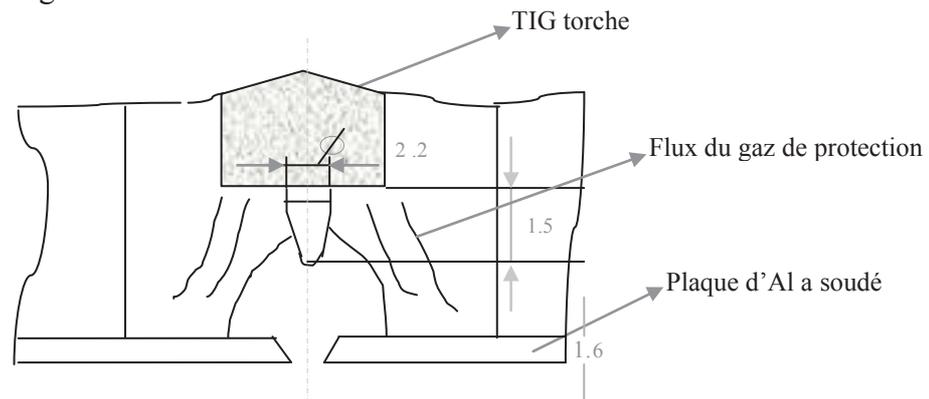


Figure IV. 3: Dispositif de soudage TIG (dimensions en mm).

#### IV. 4. 2 Conformité et exigences qualité

Pour des applications électroménagers, et spécifiquement dans la société ENIEM, les soudures réalisées par procédé TIG doivent satisfaire les critères internationaux de la norme ISO dans le processus de fabrication. Les fissures ne sont pas admises et les soudures doivent présenter une couleur grise argentée brillante. Un contrôle visuel à l'œil nu est effectué le long du joint soudé. Pour confirmer la validité de la soudure, un deuxième examen, où les joints soudés sont plongés dans un bassin d'eau normale, est réalisé pour vérifier l'absence de la formation des bulles d'air, afin d'avoir une soudure de qualité.

#### IV. 4. 3 Intensité et vitesse de soudage

Les paramètres les plus importants à contrôler sont l'intensité et la vitesse de soudage parce qu'ils sont directement liés à la profondeur de pénétration, à la largeur du bain de fusion, et à la qualité du joint soudé. L'intensité affecte également la tension si la longueur de l'arc (distance entre la pointe de l'électrode et la pièce à souder) est fixée. D'après des travaux, [Sch14B] la morphologie de solidification d'un cordon de soudure TIG de tôles en alliage d'aluminium d'épaisseur 3 mm, caractérisée par la vitesse de refroidissement, le

rapport de différentiel thermique sur le temps de soudage ( $dT/t$ ) [Dav75], est plutôt conditionnée par chacun des paramètres technologiques séparés que par l'apport thermique théorique résultant de la combinaison de ces paramètres. Ainsi l'augmentation de l'intensité de courant favorise une pénétration et une largeur de cordon importantes alors qu'une augmentation de la vitesse de soudage aura une influence inverse.

#### **IV. 4. 4 Nature de l'électrode**

L'électrode est généralement composée d'un alliage de tungstène avec 2% de  $\text{ThO}_2$  ; l'ajout de thorine entraîne une plus grande émissivité que le tungstène pur et de ce fait une plus grande efficacité du courant produit. La forme de la pointe de l'électrode peut affecter la forme du bain de fusion.

### **IV. 5 Méthodes expérimentales**

Une étude effectuée sur un alliage d'aluminium 1050A soudé par la technique TIG, dans le but d'étudier les évolutions microstructurales et la caractérisation des microstructures et des textures cristallographiques où nos joints soudés ont subi différents traitements thermiques pendant différents temps d'homogénéisation.

Dans la partie expérimentale, une préparation des échantillons a été réalisée au sein de l'université Mohamed Khider- Biskra : traitement thermique (laboratoire de métallurgie), prise des micrographies (laboratoire de physique) et obtention des diffractogrammes des RX (laboratoire des rayons X).

Les cartographies EBSD présentées dans ce travail ont été effectuées au Laboratoire de Physico-Chimie de l'Etat Solide, ICMMO, Université Paris-Sud VI.

#### **IV. 5. 1 Préparation des échantillons**

Les matériaux en étude sont des joints d'aluminium soudés par TIG non traités; c'est l'état initial et des joints l'aluminium soudés traités pendant 4, 8, 20 et 36 heures à 200 °C puis traité à 400 °C, et ensuite refroidis à l'air libre. La préparation des échantillons a été effectuée de sorte à éviter tout échauffement ou déformation du matériau, afin d'éliminer toute modification structurale. L'obtention de la surface d'observation commence par le prélèvement de l'échantillon jusqu'à l'attaque chimique.

Après une opération de découpage soignée utilisant de l'eau de robinet comme lubrifiant, nous avons préparé des échantillons de joint soudé de dimension 20 x 6 mm, dont l'épaisseur est environ de 0.6 mm.

Les faces de ces échantillons soudés ont été polies aux disques abrasifs de granulométries (grades 120, 180, 400, 600, 800, 1200, 2400 puis 4000) avec lubrification à l'eau et une vitesse de 250 tours / min, puis à une phase de finition au disque en feutre avec l'addition du lubrifiant et de la pâte diamantée de granulométrie 6  $\mu\text{m}$ , dans le but d'obtenir des faces miroir. A la fin, les échantillons sont nettoyés à l'eau distillée et séchés.

Après polissage, les échantillons soudés sont attaqués chimiquement pour révéler les macro. et les microstructures des différentes zones.

Plusieurs essais d'attaque chimiques ont été effectués sur nos échantillons polis, mais les résultats les plus satisfaisants sont obtenus en utilisant le réactif de Poulton [Ass05]:

- 12 ml de HCl (concentré).
- 6 ml de HNO<sub>3</sub>.
- 1 ml de HF (48%).
- 1 ml de H<sub>2</sub>O.

Les échantillons sont plongés environ 15 secondes dans la solution. Des micrographies sont présentées dans le chapitre suivant.

#### **IV. 5. 2 MO (Microscope optique)**

L'observation métallographique au microscope optique est une technique de base pour étudier les transformations structurales. Elle permet de caractériser et de suivre l'évolution structurale du joint soudé d'une zone à une autre, ainsi que pour les échantillons qui ont subi un traitement de recuit.

L'appareil utilisé est un microscope optique de marque "UNITRON", avec différents grossissements. Les micrographies observées sont obtenues à l'aide d'un appareil photos numérique de marque "NIKON" monté sur le microscope.

#### **IV. 5. 3 DRX (Diffraction des Rayons X)**

Les analyses ont été menées à l'aide d'un dispositif de diffraction avec data bases réalisées par ICDD. Ces acquisitions ont été réalisées sur les faces longitudinale et transversale des éprouvettes de joint soudé d'aluminium pur commercial (Al99, 50%) pour chaque zone MB,

ZAT et ZF, et les joints soudés traités thermiquement pendant 04, 08, 20 et 36 heures sur deux éprouvettes l'une à 200 °C et l'autre à 400 °C.

Dans notre étude, nous avons utilisé un diffractomètre de type BRUKER D8 ADVANCE. L'intervalle angulaire qu'il permet de mesurer s'étend de 10° à 120° sur l'échelle 2 $\theta$ . Le rayonnement X est produit par une anticathode en cuivre dont les raies  $K_{\alpha 1}$  (1.5406 Å). Les paramètres d'alimentation du tube sont : V= 40 kV et I = 30 mA.



Figure IV. 4: Diffractomètre de type Bruker D8 Advance.

#### IV. 5. 4 MEB (Microscope Electronique à Balayage)

Les examens métallographiques ont été effectués au moyen d'un microscope électronique à balayage de type JEOL-JSM-6390 LV. L'analyse EDX (Energie Dispersive des rayons X), installée sur le microscope, nous a permis de caractériser les particules d'oxydes ( $Al_2O_3$ ) ainsi que les composés de fer dans les matériaux sélectionnés pour l'étude de l'effet du traitement thermique sur l'homogénéisation du joint soudé.

#### IV. 5. 5 EBSD (Electron Back Scatter Diffraction)

La diffraction des électrons rétrodiffusés ou technique EBSD ("Electron Back Scatter Diffraction" en anglais) permet de cartographier l'arrangement cristallin d'une microstructure. Elle est associée au microscope électronique à balayage (MEB). Le principe de l'EBSD est présenté dans la *figure IV. 5*.

La méthode consiste à faire diffracter un faisceau focalisé d'électrons sur le point de la surface de l'échantillon à analyser. Une caméra CCD enregistre alors les électrons rétrodiffusés sous la forme de bandes de Kikuchi, lignes captées par un écran au phosphore. L'exploitation par analyse d'image de ce diagramme de diffraction permet d'indexer de manière automatisée l'orientation du cristal.

D'un point de vue pratique, l'échantillon doit être préalablement poli puis fixé sur une platine motorisée à l'intérieur de la chambre à vide MEB. Il est ensuite penché d'un angle de  $70^\circ$  par rapport au faisceau incident afin de maximiser la quantité d'électrons captés par le détecteur. Le contrôle informatisé du montage permet de réaliser successivement un déplacement puis une indexation des points de la surface et de créer une cartographie qui montre l'orientation des grains de l'échantillon.

Une évaluation expérimentale concernant la résolution de cette technique révèle qu'elle est extrêmement précise spatialement (résolution de l'ordre de 20 à 30 nm) [Bou11] et angulairement (moins de 1% d'incertitude sur les orientations) [Hum99].

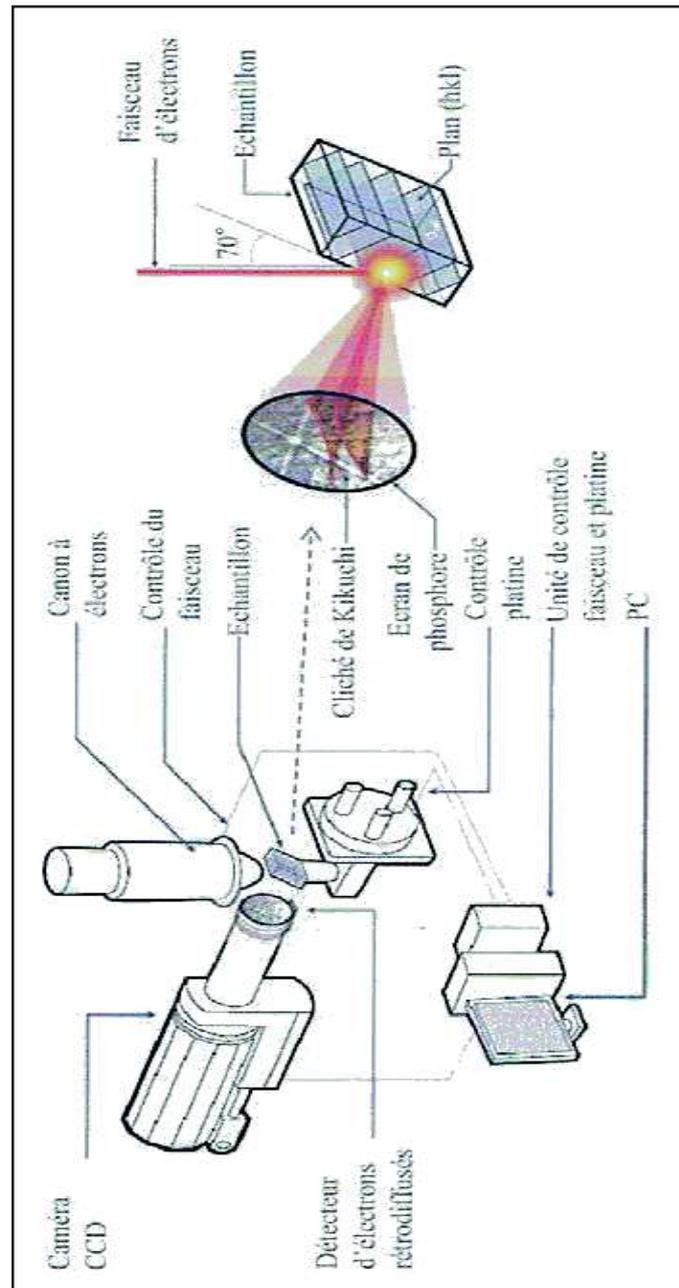


Figure IV.5 : Schéma de la diffraction des électrons rétrodiffusés par un plan  $\{hkl\}$  et de la formation des lignes de Kikuchi lors d'une mesure par EBSD.

Cette technique présente l'avantage de donner une corrélation entre la microstructure et la texture. Elle nous a permis de caractériser les microstructures de déformation et les états complètement recristallisés. La reconstruction de la microstructure est fondée sur l'indexation de diagrammes de Kikuchi.

#### IV. 5. 6 La formation des bandes de Kikuchi

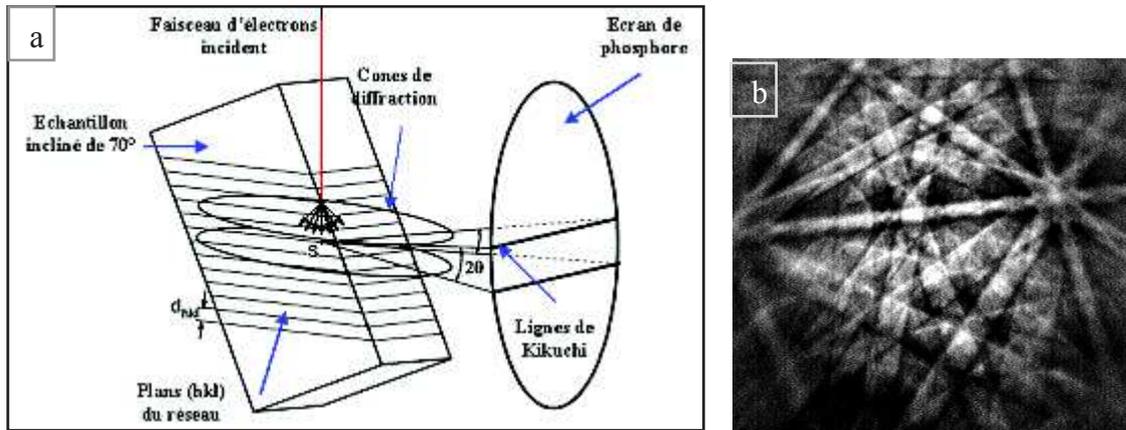


Figure IV. 6 : a) Schéma présentant la méthode de formation des lignes de Kikuchi [Eng96],

b) Cliché réel de diagramme de Kikuchi.

Le faisceau d'électron incident va engendrer une diffusion inélastique des électrons [Wil96] [Vil09]. Ces électrons ainsi rétrodiffusés vont être diffractés sur les plans cristallins lorsque la loi de Bragg est satisfaite (équation (IV. 3)).

$$n \lambda = 2 d_{hkl} \cdot \sin \theta_{hkl} \quad (\text{IV. 3})$$

Deux cônes de diffraction sont alors engendrés pour chaque plan cristallin diffractant. L'interception des deux cônes avec un écran phosphore forme une ligne de Kikuchi. L'ensemble des lignes de Kikuchi définit de manière très précise l'orientation du cristal diffractant. La transformée de Hough est ensuite utilisée pour déterminer l'orientation.

La surface à analyser est inclinée de 70° par rapport à l'horizontale pour optimiser la quantité d'électrons diffractés en direction de l'écran phosphore. En effet, la profondeur d'échappement des électrons est plus faible lorsque l'échantillon est incliné.

L'appareillage EBSD (Figure IV. 7) est constitué d'un MEB Zeiss DSM 940 couplé d'un dispositif de détection des électrons rétrodiffusés EBSD. Le traitement des données est réalisé par le logiciel OIM™ (Orientation Imaging Microscopy) 1000 x 1000 x 5 pas de la compagnie TSL.



Figure IV. 7 : Appareillage EBSD utilisé.

#### IV. 5. 7 Protocole de préparation des éprouvettes pour analyse EBSD

Les matériaux en étude sont : joint soudé d'aluminium non traité ou état initial et joint soudé traité à 200 °C et 400 °C pendant 4 heures puis refroidis à l'air. Les trois échantillons sont préparés par un polissage mécanique. Les éprouvettes sont polies jusqu'à une profondeur contrôlée, le polissage a consisté en une mise à plat de la surface au papier abrasif (grades P200, P600, P800, P1000, P2400, puis P4000), ensuite à une passe de finition au disque en feutre avec pâte diamantée de 6µm. Une dernière étape de polissage électrolytique à une solution A2 de Struers d'un flux : 12 pendant 12 s sous une tension de 12V.

#### IV. 5. 8 Mesures de microdureté Vickers

Les trois échantillons précédents sont prélevés pour la microdureté Vickers. Nous avons réalisé des mesures avec une charge de 0,05 Kgf appliquée pendant d'environ 06 secondes, pour les différents temps de recuit et pour chaque zone (MB, ZAT, ZF), sur la face transversale (DN, DL). Pour chaque échantillon des empreintes espacées de 500 µm ont été relevées le long du joint soudé. Un profil des Hv passe de la zone fondue jusqu'au métal de base, comme le montre la *figure IV.8*.

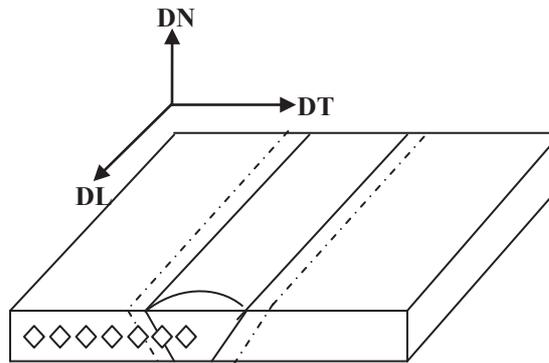
La dureté de Vickers est définie par :

$$Hv = F/S \quad (IV. 4)$$

où  $F$  est la charge appliquée en Kgf, et  $S$  la surface de l'empreinte en  $\text{mm}^2$ . La valeur  $S$  s'obtient à partir de la mesure de la diagonale  $d$  en  $\mu\text{m}$ .

Soit : 
$$S = d^2 / 2 \cos 22^\circ \quad (\text{IV. 5})$$

$$Hv = 1,8544 F / d^2 \quad (\text{IV. 6})$$



*Figure IV.8 : Illustration de la méthode de balayage en profil pour la mesure de la microdureté Vickers (Hv).*

# Chapitre V



*Résultats et discussions.*

## V. Introduction

Le chapitre V regroupe les résultats expérimentaux obtenus avec différentes techniques de caractérisation ainsi que leurs interprétations.

La première partie des résultats concerne l'analyse microstructurale des joints soudés d'aluminium 1050A étudiés par la microscopie optique (MO) et la microscopie électronique à balayage (MEB). Cette analyse est faite pour identifier la taille des grains, l'effet des traitements thermiques sur l'homogénéisation du joint soudé, l'effet des impuretés surtout le Fe, Mn et  $Al_2O_3$  sur la formation des interphases et l'étude de l'évolution microstructurale dans les joints soudés.

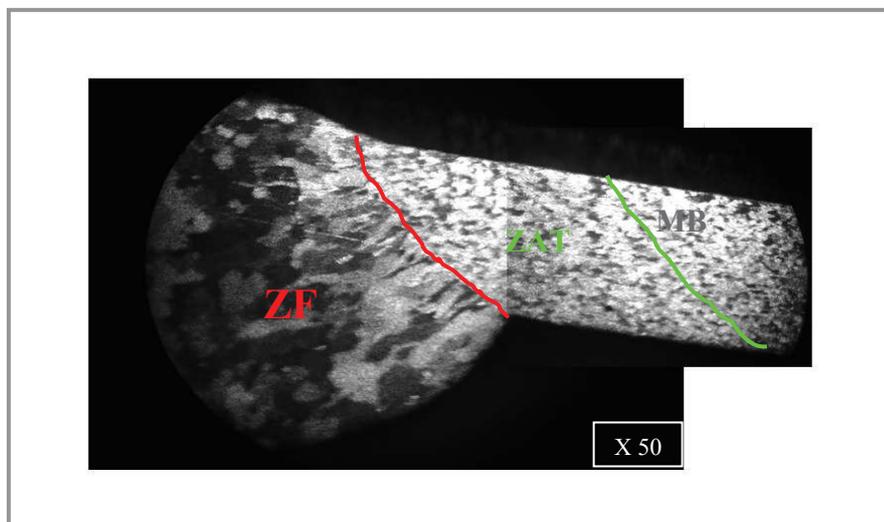
La deuxième partie est consacrée aux résultats obtenus par d'autres techniques expérimentales telles que l'EBSD, la diffraction des rayons X et la microdureté Vickers. On note que l'EBSD avait pour but d'étudier l'effet de soudage sur l'orientation des grains dans le joint soudé avant et après les différents traitements thermiques.

### V.1 Etude métallographique par microscopie optique

#### V.1.1 Macrographie de joint soudé 1050A

La *figure V. 1* présente une macrographie de l'un de nos échantillons soudés, où on observe les principales zones du joint :

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



*Figure V. 1 : Photo macrographique de la coupe transversale du joint soudé d'1050A traité à 200°C pendant 36h.*

## V. 1. 2 Micrographie du joint soudé 1050A

On rappelle que l'aluminium utilisé dans cette étude est un matériau de pureté commerciale obtenu par laminage sous forme de plaques, sans aucun traitement thermique.

### V.1. 2. 1 État initial : joint soudé non traité

La microstructure optique du joint soudé de l'aluminium 1050A est présentée dans le sens transversal **(a)** et longitudinal **(b)** (Fig. V. 2). On constate une différence entre la morphologie des grains d'une zone à une autre, du point de vue taille des grains et présence de particules étrangères.

#### *a) Métal de base*

D'abord on observe peu de différence de taille de grain entre la microstructure dans le sens transversal et longitudinal (Fig. V. 2). L'observation métallographique montre des micrographies d'une structure homogène, où la distribution des grains est uniforme, avec une forme polygonale et des joints de grain apparents. Des particules rondes réparties d'une façon aléatoire à l'intérieur des grains et sur les joints de grain sont observées. Ces particules sont formées pendant la fabrication des tôles laminées de matériau étudié. Quelques particules ont une taille pouvant atteindre quelques  $\mu\text{m}$ . Ces observations sont présentées dans la *figure V. 2-a, b*. Ces particules dites en anglais Loop-shaped particles, Globular particles et Intercellular particles ont été étudiées par Panahi [Pan11] dans un alliage d'aluminium (A4-Fe.5-Si.2) et on en distingue trois familles :

- ☺ Des particules de forme ronde et d'une taille remarquable; la composition chimique montre la présence des éléments chimiques comme le fer (Fig. V. 2. a).
- ☺ Des particules en forme de tache sombre, d'une taille de quelques microns (Fig. V. 2. b).
- ☺ Des particules intermétalliques situées aux joints de grain comme le montre la *figure V. 3*.

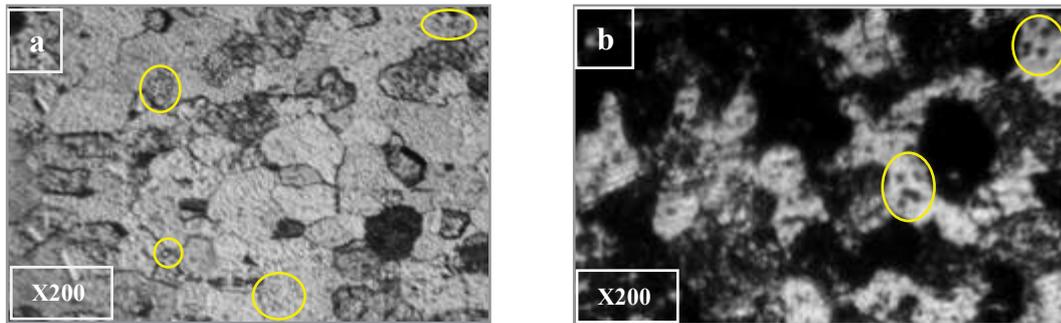


Figure V. 2 : Micrographies optiques du métal de base de joint soudé non traité 1050A dans le sens a) Transversal et b) longitudinal.

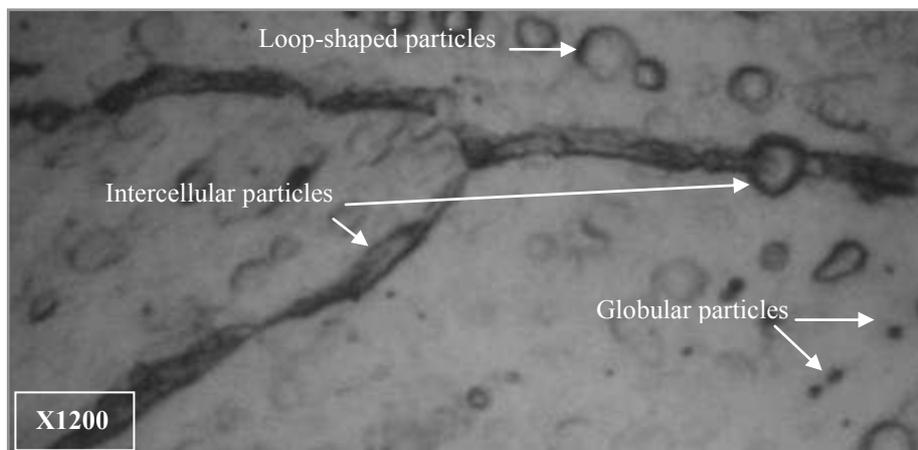


Figure V. 3 : Micrographie optique montrant un joint de grain et l'intérieur du grain de joint soudé non traité 1050A.

### **b) Zone affectée thermiquement**

L'observation métallographique, montre une structure homogène où la zone affectée thermiquement est formée de grains équiaxes, d'une structure grossière en comparaison avec celle du métal de base, comme le montre la *figure V. 4. a) et b)*. Quelques particules déjà observées à l'état de métal de base restent insolubles même après l'affection thermique. La plupart de ces particules sont réparties d'une façon aléatoire à l'intérieur des grains et sur les joints des grains.

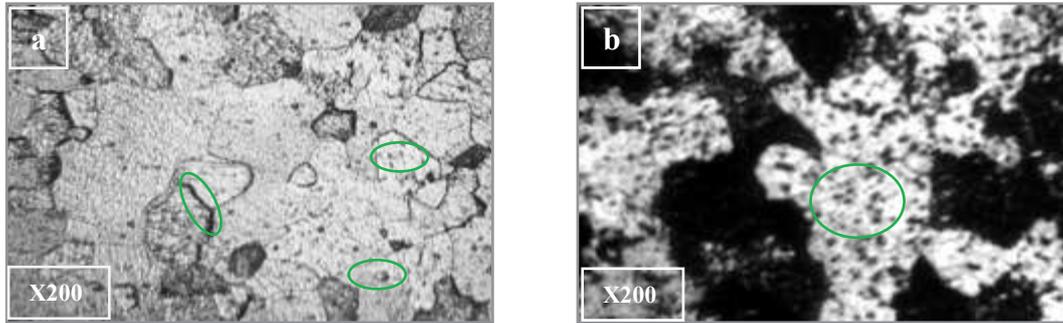


Figure V. 4 : Micrographies optiques dans le sens a) Transversal et b) longitudinal de la zone affectée thermiquement du joint soudé non traité de 1050A.

### c) La zone de liaison

La frontière entre la zone affectée thermiquement et la zone fondue présentée dans la figure V. 5 est très nette, et elle se montre avec une allure en forme de dents de scie dans les deux sens.

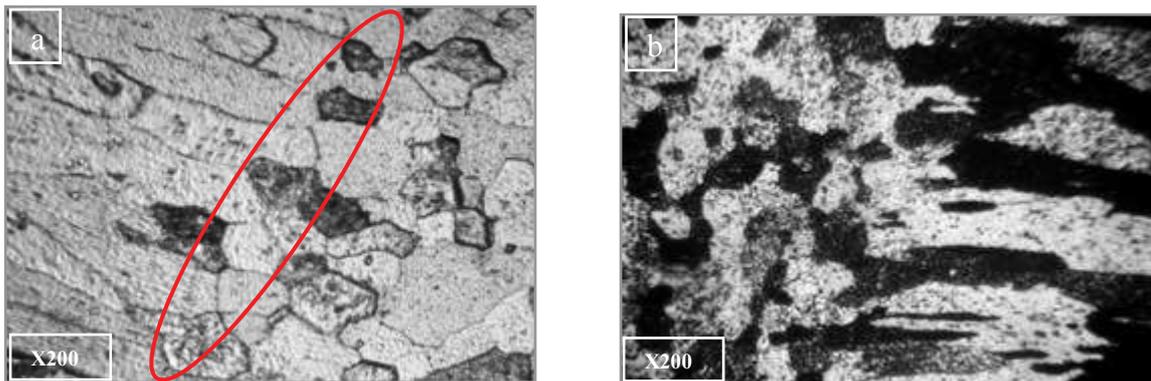


Figure V. 5 : Micrographie optique de la zone de liaison ZAT / ZF dans le sens a) Transversal et b) longitudinal.

Un schéma est proposé pour montrer la morphologie de la zone de liaison entre la zone affectée thermiquement et la zone fondue du joint soudé de notre matériau. Cette frontière est liée en forme de dents de scie, comme le montre la figure V. 6.

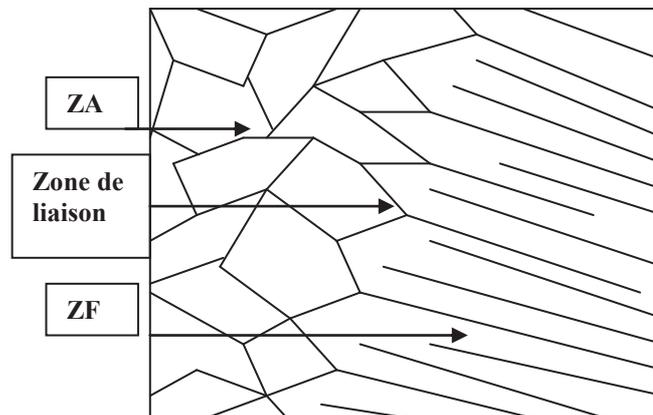


Figure V. 6 : Schéma de la liaison ZAT-ZF de notre joint soudé.

#### d) Zone fondue

On observe la présence de grains allongés de grande taille avec une longueur qui varie entre 800  $\mu\text{m}$  et 1200  $\mu\text{m}$  et une largeur moyenne de 100  $\mu\text{m}$ . Cette dernière morphologie est due à la réaction de solidification qui s'est déroulée juste après l'opération de soudage. Cette morphologie sous forme de grains fins et colonnaires [Kul03] a une liaison avec la vitesse de soudage [Sch14c] et la vitesse de refroidissement du bain de fusion.

On note que sur cette même micrographie, on observe également la présence de particules intermétalliques sous forme de Loop-shaped particles et Globular particles. Ces particules intermétalliques sont distribuées de façon aléatoire à l'intérieur des grains, comme le montre la *figure V. 7. a, b* Par contre sur les joints de grain, on observe des particules intracellulaires.

On remarque une légère diminution dans la ZF, de la quantité des particules déjà observées au métal de base et dans la zone affectée thermiquement. En effet, la fusion des métaux dans cette zone causée par le soudage, libère une partie des impuretés, ces derniers sont responsables de la formation des précipités observés à l'intérieur des grains.

La *figure V. 8* montre cette distribution des particules. Par exemple pour l'élément chimique Si, une EDAX de la ZF montre une diminution du pourcentage de cet élément, ce qui explique son évaporation, *figure V. 9*.

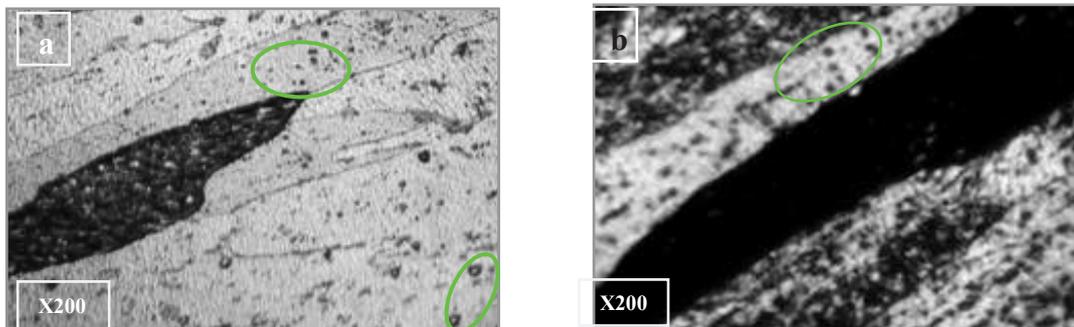


Figure V. 7 : Micrographies optiques de la zone fondue dans le sens  
a) Transversal et b) longitudinal.

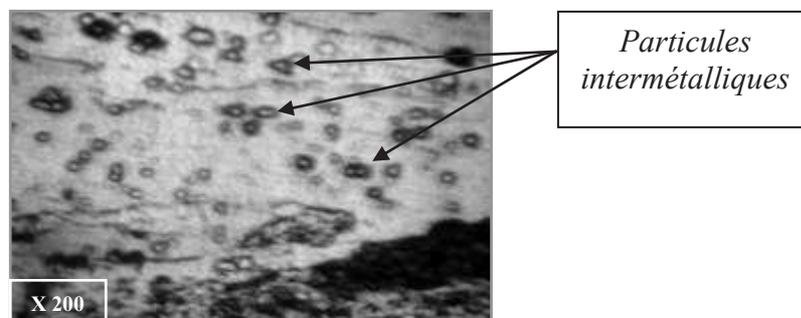


Figure V.8 : Micrographie optique des particules intermétalliques  
dans la zone fondue.

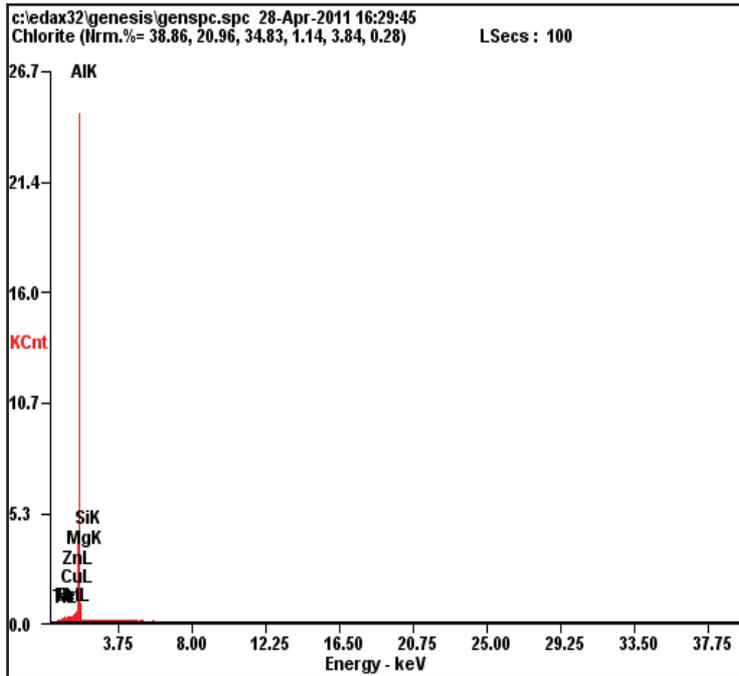


Figure V. 9: Spectre de l'analyse quantitative de la composition chimique du ZF.

Element	Wt %	At %
Ti	00.37	00.21
Mn	01.02	00.51
Fe	02.06	01.02
Cu	00.89	00.39
Zn	00.97	00.41
Mg	01.13	01.29
Al	93.45	96.06
Si	00.10	00.10

Tableau V. 1 : La composition chimique de la zone fondue analysée par la microanalyse (EDAX) du MEB.

En effet, ceci mène à l'identification d'une interphase ou une seconde phase formée à cause de l'insolubilité de quelque impuretés dans la matrice d'aluminium 1050A, essentiellement le Fe, car la présence de moins de 0,05% en masse du Fe dans la solution solide d'aluminium et ces alliages, forme une seconde phase intermétallique [Han06].

La combinaison avec les impuretés peut, toutefois, conduire à la formation de différents types de phases intermétalliques [Cam02] :

- une phase stable  $Al_3Fe$ ,
- des phases métastables  $Al_6Fe$ ,  $Al_xFe_y$ ,  $Al_2Fe_9$  et enrichies en silicium  $\alpha-Al-Fe-Si$ ,  $\beta-Al-Fe-Si$ ,  $Al_3FeSi$ ,  $Al_4FeSi_2$ .

Une différence de couleur des grains entre le gris, le noir et le sombre est observée dans les trois zones de notre échantillon. Cette différence est utilisée pour confirmer la présence de plus d'une seule phase [Asm96].

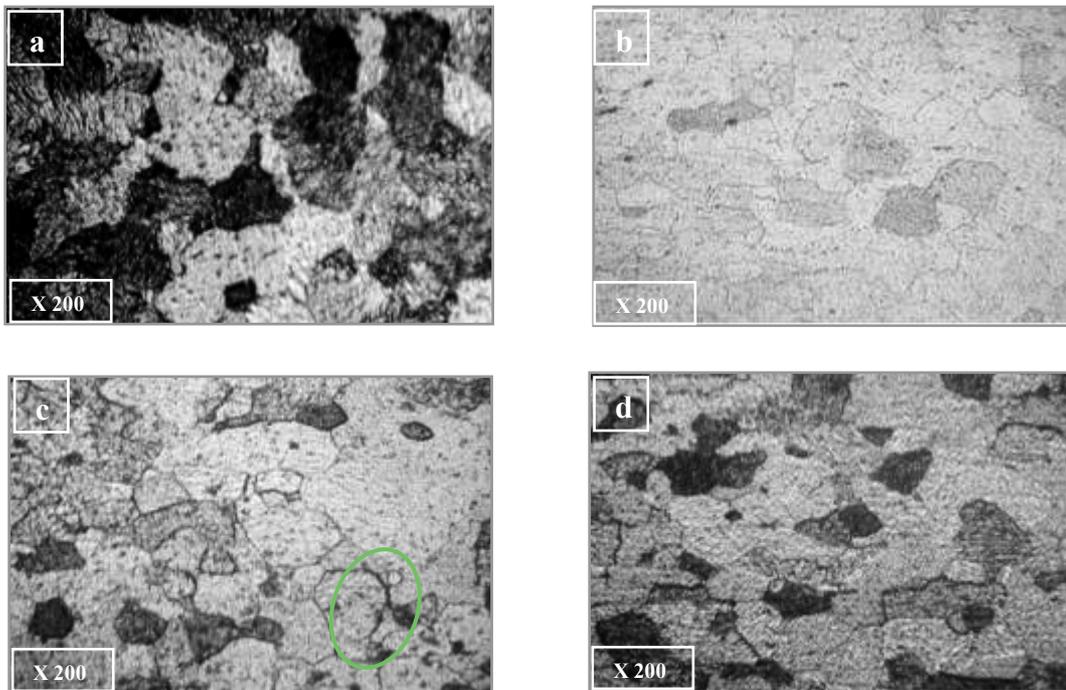
La simplicité et la netteté de cette microstructure indique une distribution homogène sur sa surface d'un film passif et protecteur d'alumine amorphe  $Al_2O_3$  [Ale02].

### V.1. 2. 2 Traitement thermique du joint soudé à 200°C

Dans cette partie d'étude, on présente l'effet des traitements thermiques sur l'évolution microstructurale des différentes zones du joint soudé.

#### a) *Métal de base*

La *figure V. 10*, présente le métal de base traité thermiquement à 200 °C pendant les durées 4, 8, 20 et 36 heures. On observe des grains avec une forme polygonale et des joints de grain apparents. Ce traitement thermique a provoqué une réaction de recristallisation de la microstructure initiale, car il y a eu une formation de nouveaux petits grains et une présence des particules intermétalliques de formes rondes distribuées de façon aléatoire à l'intérieur des grains et sur les joints du grain.



*Figure V. 10 : Micrographies optiques dans le sens transversal du métal de base traité à 200°C pendant a) 4h, b) 8h, c) 20h et d) 36h.*

#### b) *Zone affectée thermiquement*

La *figure V. 10* montre une structure homogène formée de grains équiaxes. On observe un grossissement de taille des grains par rapport à l'état initial. Quelques particules observées sont réparties d'une façon aléatoire à l'intérieur des grains et sur les joints des grains. De même, ce traitement thermique a déclenché une réaction de recristallisation surtout après un maintien de 8 h à 200°C (Fig V. 10. C).

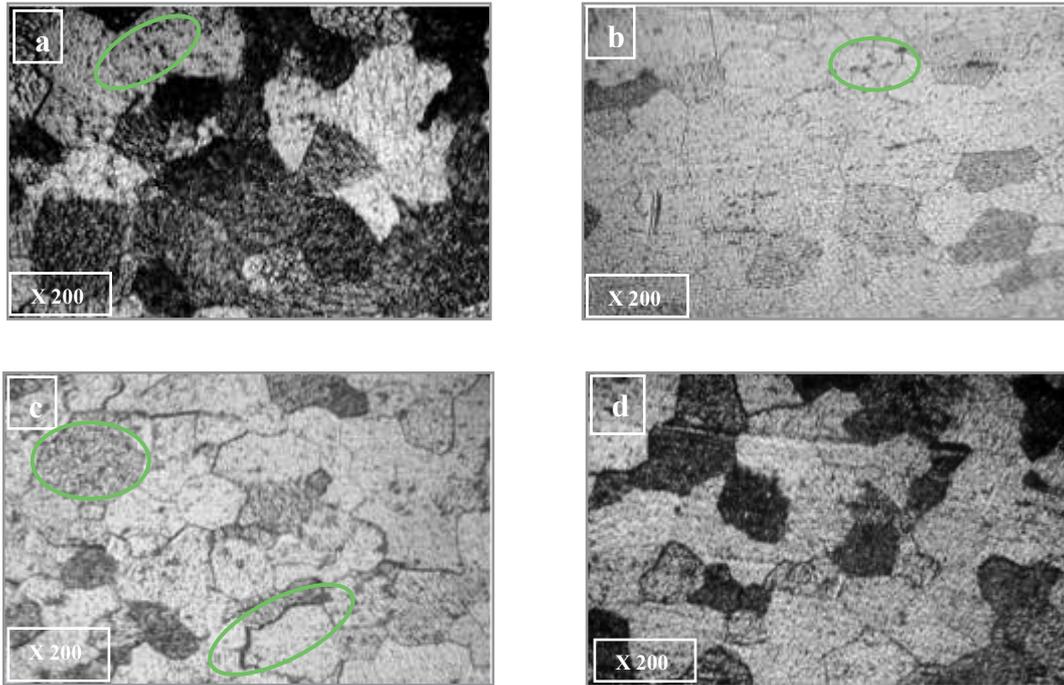


Figure V. 11 : Micrographies optiques dans le sens transversal de la zone affectée thermiquement traitée à 200°C pendant a) 4h, b) 8h, c) 20h et d) 36h.

### c) La zone de liaison

La figure V. 12 présente une morphologie très nette en forme de dents de scie et qui est différente de celle du métal de base ou de la ZAT.

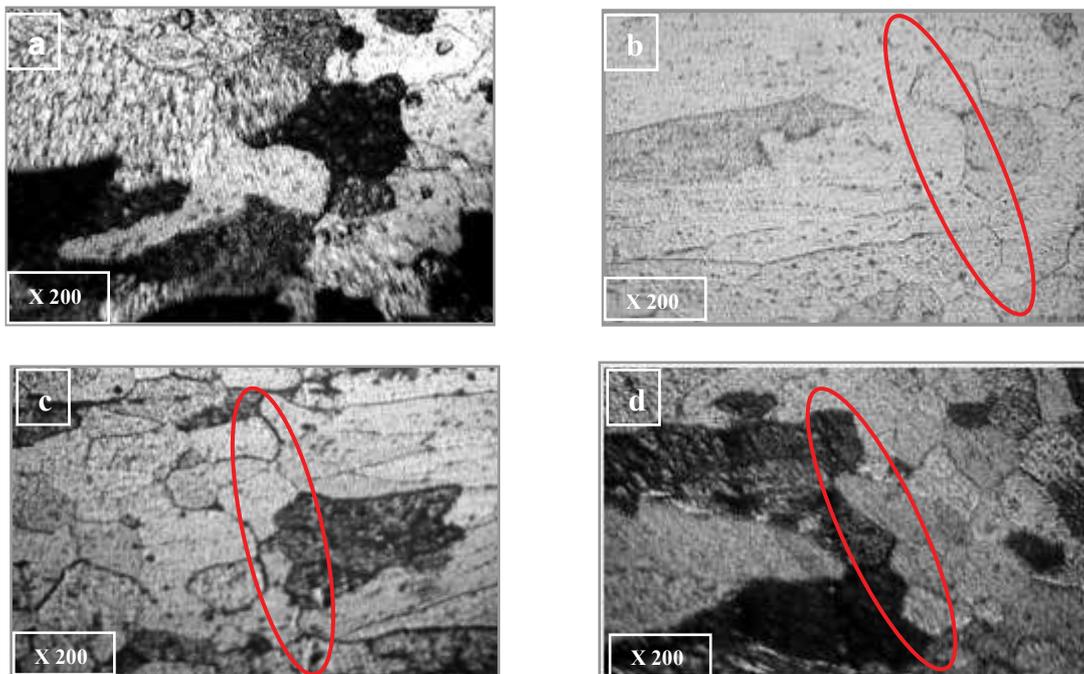
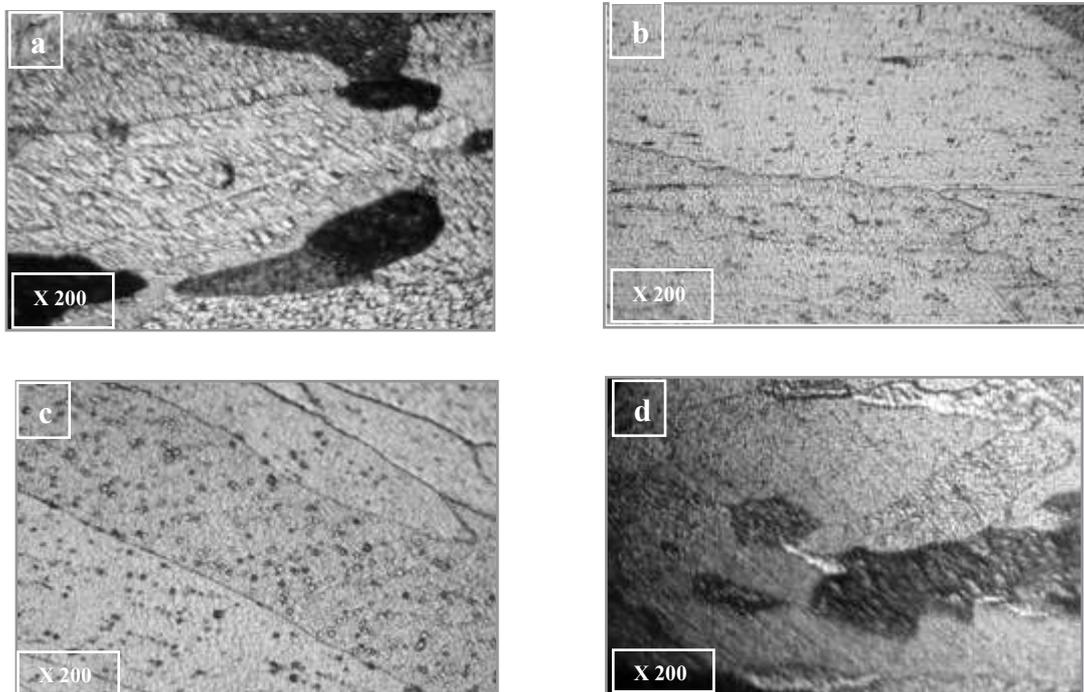


Figure V. 12 : Micrographies optiques dans le sens transversal de la zone de liaison traitée à 200°C pendant a) 4h, b) 8h, c) 20h et d) 36h.

### ***d) Zone fondue***

On remarque que les grains de la zone de fusion sont orientés vers le centre de la soudure suivant la direction du gradient thermique le plus important, avec une morphologie sous forme de grains colonnaires. Cette forme est due à la vitesse de soudage et à la vitesse de refroidissement du bain de fusion [Sch14b].

On observe toujours après les traitements thermiques la présence des particules intermétalliques distribuées de façon aléatoire à l'intérieur des grains, comme le montre clairement la *figure V. 13. c*. Dans les joints de grain, on observe des particules intracellulaires.



*Figure V. 13 : Micrographies optiques dans le sens transversal de la zone fondue traitée à 200°C pendant a) 4h, b) 8h, c) 20h et d) 36h.*

### **V.1. 2. 3 Traitement thermique du joint soudé à 400°C**

Cette partie d'étude a comme intérêt de présenter l'effet des traitements thermiques sur l'évolution microstructurale des différentes zones du joint soudé.

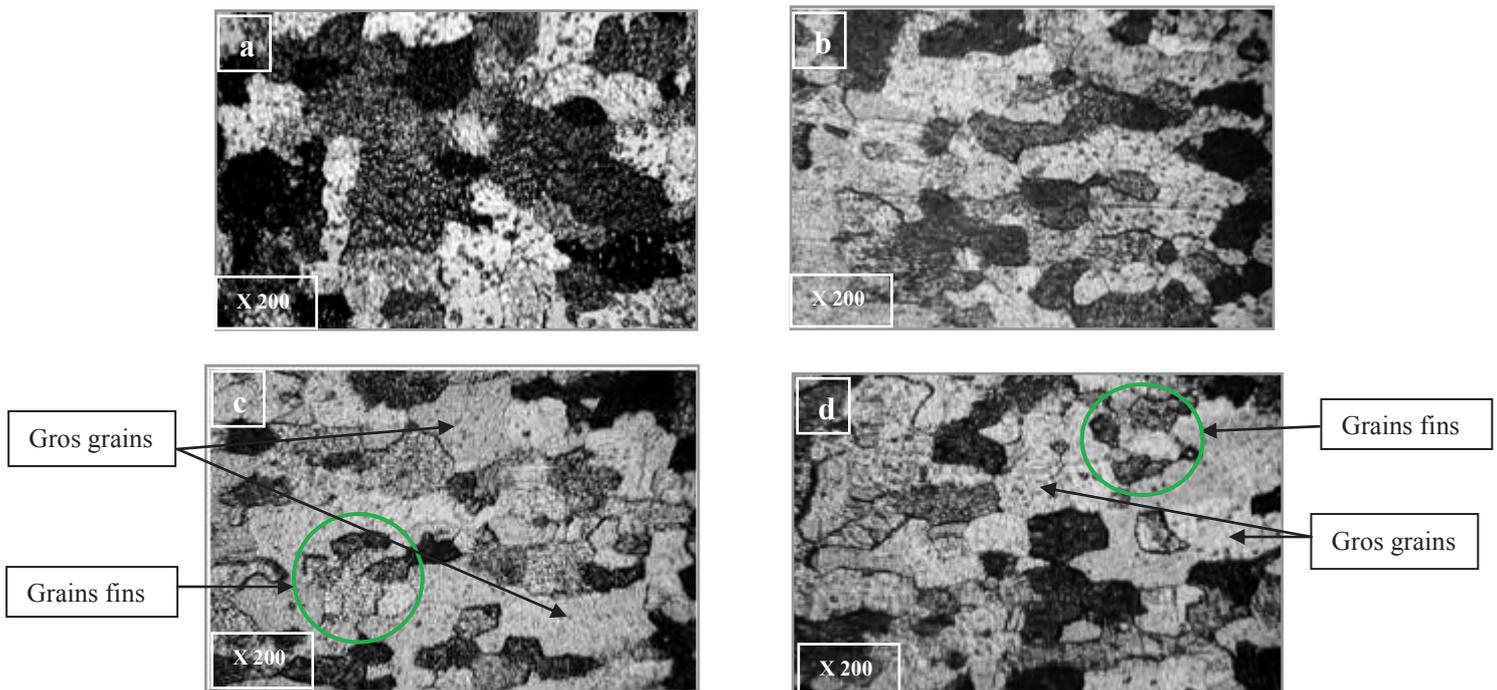
#### ***a) Métal de base***

On observe des grains avec une forme polygonale et des joints de grain apparents. On observe aussi un grossissement de la taille des grains, surtout les grains de couleur grise, au

fur et à mesure qu'on augmente la durée du traitement thermique et une diminution dans la quantité des grains sombre.

Ce traitement thermique effectué à haute température a provoqué la formation des zones à grains fins et d'autres à gros grains. Cette formation de sous-zone à gros grains correspond à un début d'une croissance exagérée des grains qui a été observée sur l'aluminium.

La *figure V. 14* montre clairement la présence des particules intermétalliques de formes rondes distribuées de façon aléatoire à l'intérieur des grains et sur les joints de grain.



*Figure V. 14 : Micrographies optiques dans le sens transversal du métal de base traité à 400°C pendant a) 4h, b) 8h, c) 20h et d) 36h.*

### ***b) Zone affectée thermiquement***

La ZAT est formée de grains équiaxes. Un grossissement de taille des grains surtout les grains de couleur grise au fur et à mesure qu'on augmente la durée du traitement thermique. On observe aussi une diminution de la quantité des grains sombres, en comparaison avec celui de l'état initial. Quelques particules observées sont réparties d'une façon aléatoire à l'intérieur des grains et sur les joints de grain.

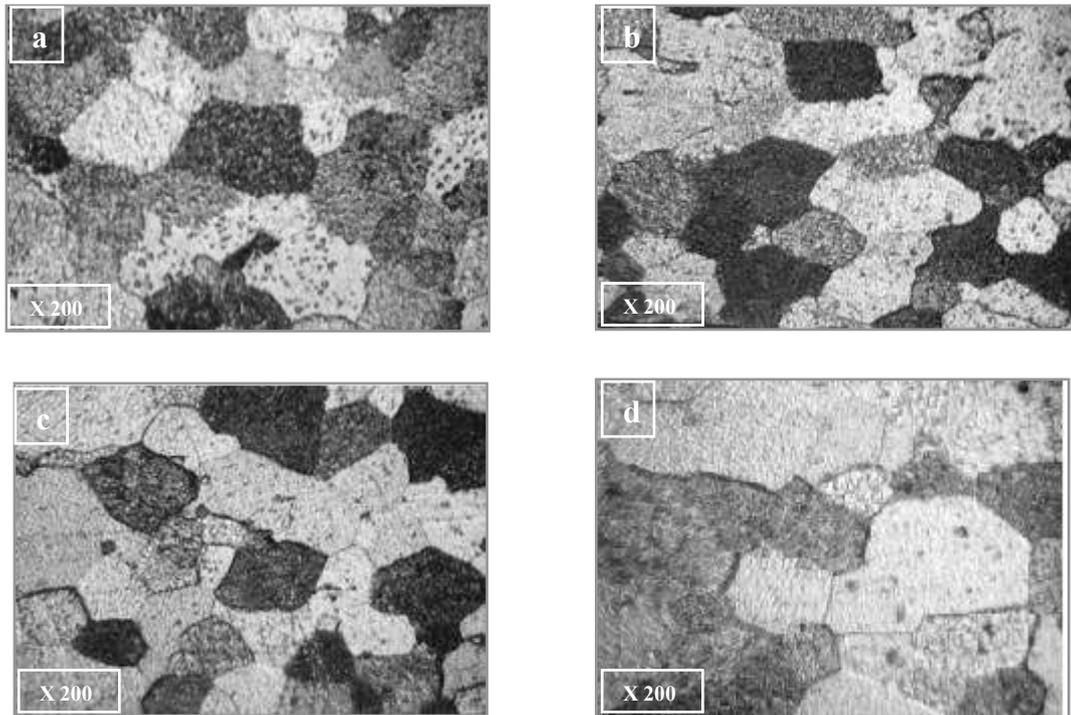


Figure V. 15 : Micrographies optiques dans le sens transversal de la zone affectée thermiquement traitée à 400°C pendant a) 4h, b) 8h, c) 20h et d) 36h.

### c) La zone de liaison

La figure V. 16 présente la ligne de fusion entre la zone affectée thermiquement et la zone fondue. Ce traitement thermique a mis en évidence la forme des grains.

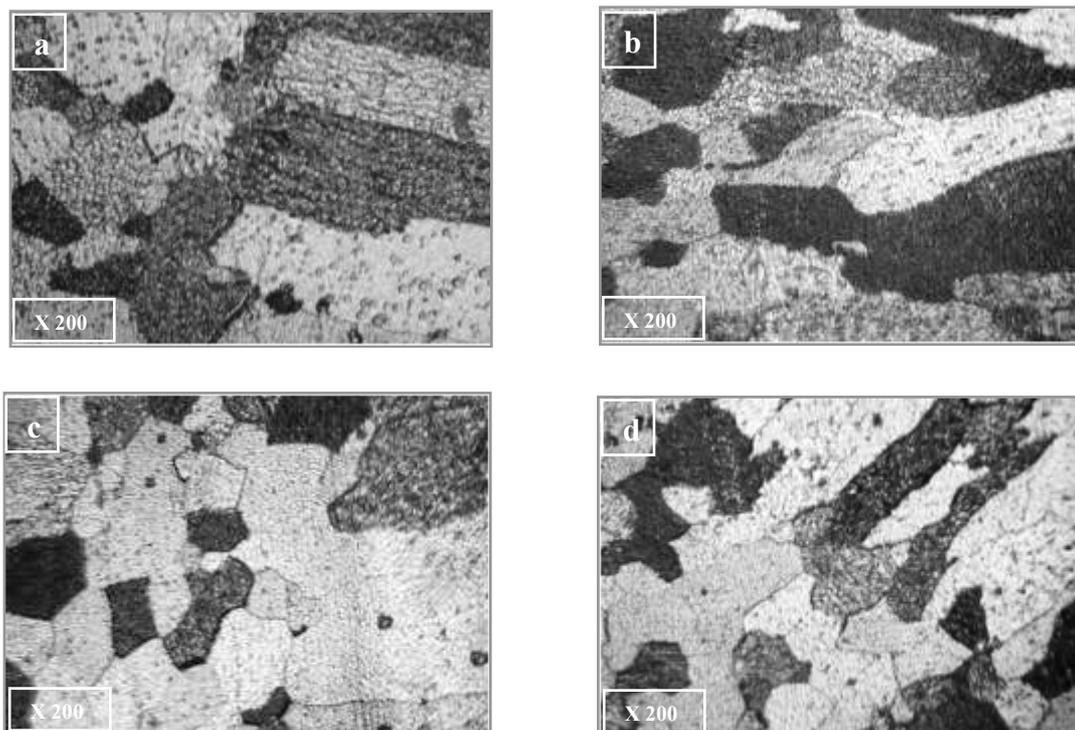
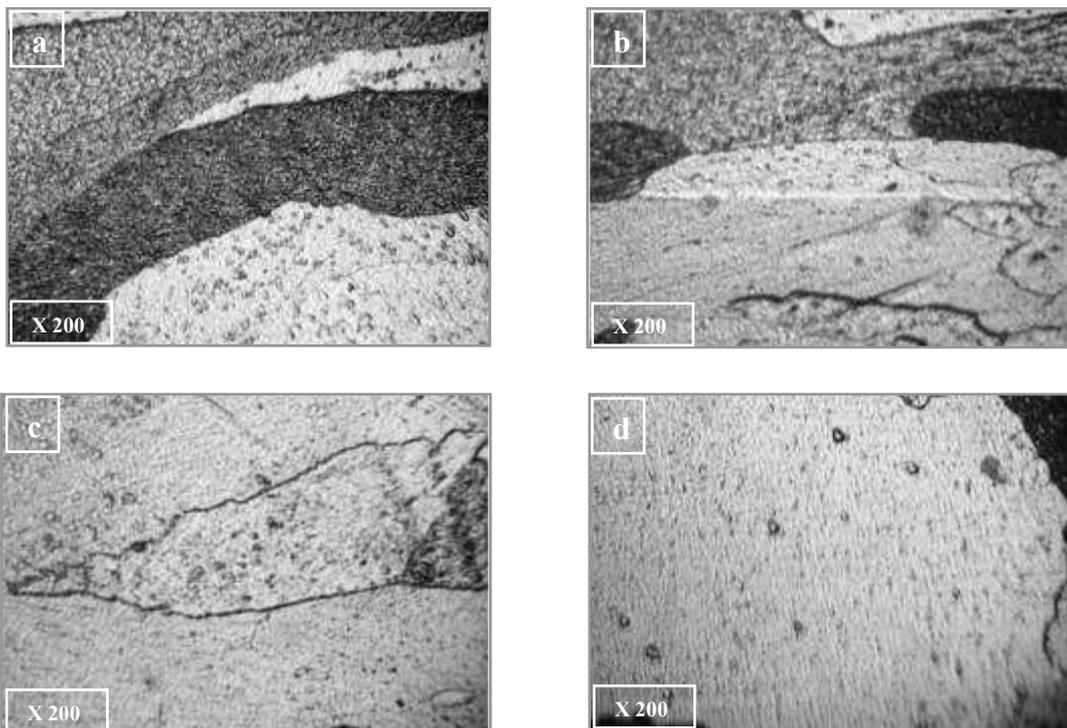


Figure V. 16 : Micrographies optiques dans le sens transversal de la zone de liaison traitée à 400°C pendant a) 4h, b) 8h, c) 20h et d) 36h.

### *d) Zone fondue*

On observe la présence des grains allongés et orientés vers le centre de la soudure suivant la direction du gradient thermique, d'une taille qui a augmenté proportionnellement avec l'augmentation de la durée du traitement thermique. On observe aussi toujours, après les traitements thermiques, la présence des particules intermétalliques distribuées de façon aléatoire à l'intérieur des grains, comme le montre clairement la *figure V. 17*. Par contre, sur les joints de grain, on n'observe pas des particules intracellulaires.



*Figure V. 17 : Micrographies optiques dans le sens transversal de la zone fondue traitée à 400°C pendant a) 4h, b) 8h, c) 20h et d) 36h.*

## **V. 2 Observations microstructurales par microscopie électronique à**

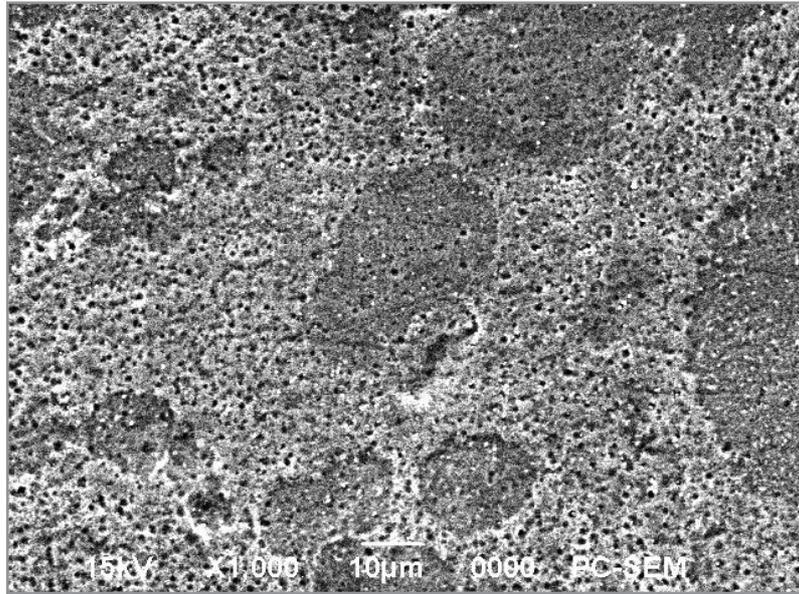
### **balayage (MEB) :**

#### **V. 2. 1 État initial :**

##### *a) Métal de base*

La *figure V. 18*, présente la microstructure du métal de base à l'état initial obtenue par MEB. Nous avons aussi analysé par l'EDAX notre métal de base, où on remarque la présence des éléments tels que Mg, Fe, Cu et Mn avec de différentes teneurs. La présence du fer

favorise la formation de composés ( $\alpha\text{-Al}_x\text{Fe}_y$ ) [Cam02]. Des particules à l'intérieur du grain sont aussi mises en évidence par observation MEB. Il est important de remarquer que la formation de ces particules provoque une diminution de la teneur en Si dans la matrice  $\alpha$ -aluminium[Tod96].



*Figure V. 18 : Microstructure obtenue dans le sens longitudinal par le MEB du métal de base non traité.*

La *figure V. 19*, présente la microstructure d'aluminium 1050A non traité thermiquement obtenue par le MEB. On observe une distribution des particules d'une façon aléatoire à l'intérieur des grains. On observe aussi que les joints de grain sont le siège du phénomène de la pénétration de la corrosion par piqûres (Chapitre I. 3). La formation de cette corrosion localisée est due, d'une part à l'oxydation par l'oxygène de l'air libre pendant et après le soudage du joint d'aluminium et d'autre part ces pores sont dus à l'attaque chimique par la solution acide.

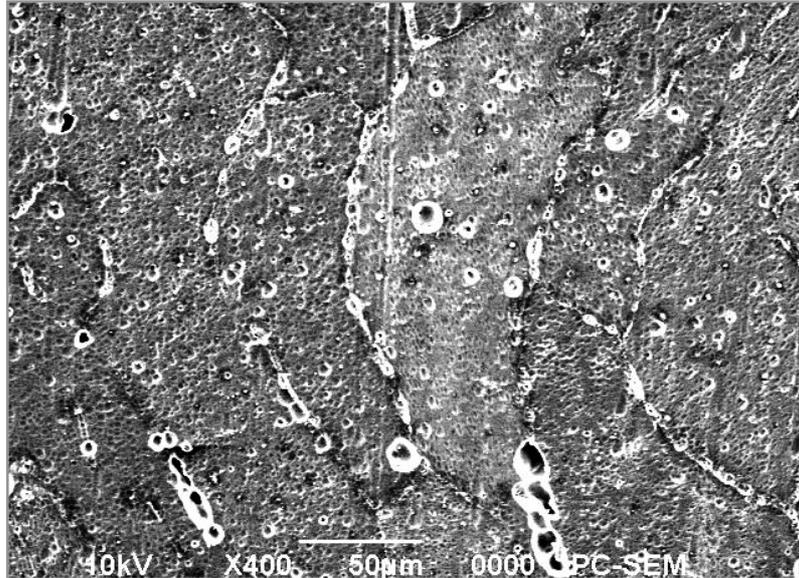


Figure V. 19 : Microstructure obtenue par le MEB montre le joint de grain et l'intérieur du grain de l'Al soudé non traité 1050A, dans le sens longitudinal.

### **b) La zone affectée thermiquement**

L'observation obtenue par MEB présentée dans la figure V. 20, montre la microstructure de la zone affectée thermiquement (ZAT) qui est caractérisée par un grossissement croissant des grains du métal de base jusqu'à la ligne de fusion avec une largeur moyenne maximale de 150  $\mu\text{m}$ . La croissance des grains en zone affectée thermiquement proche de la zone de fusion est due aux pics de température. Comme en zone de fusion, la taille des grains augmente avec la quantité d'énergie apportée.

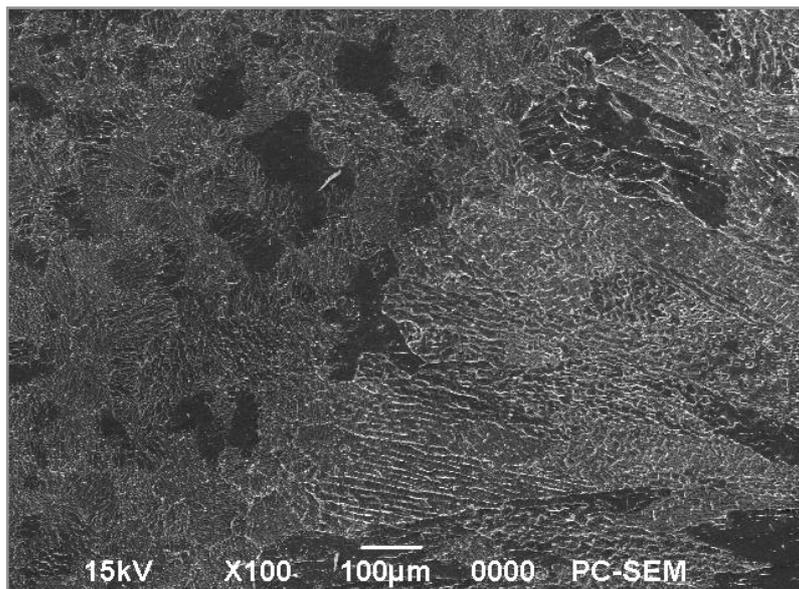
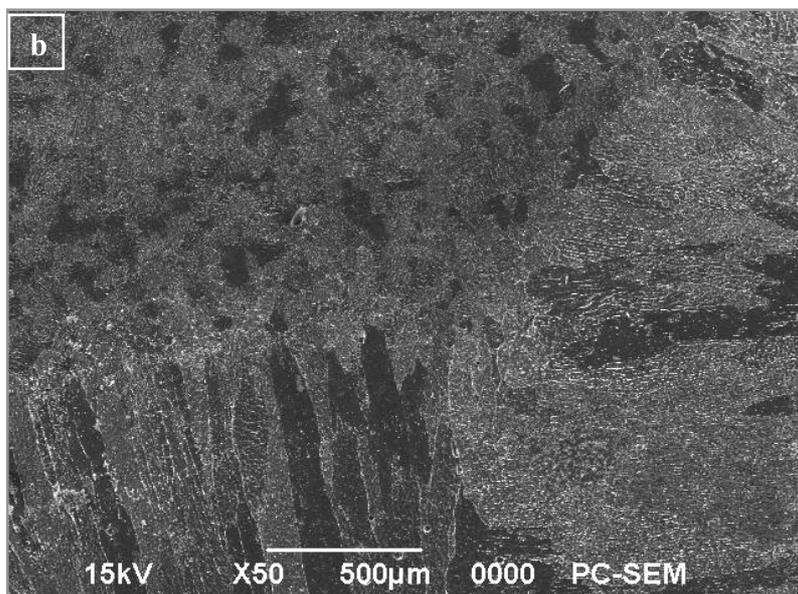
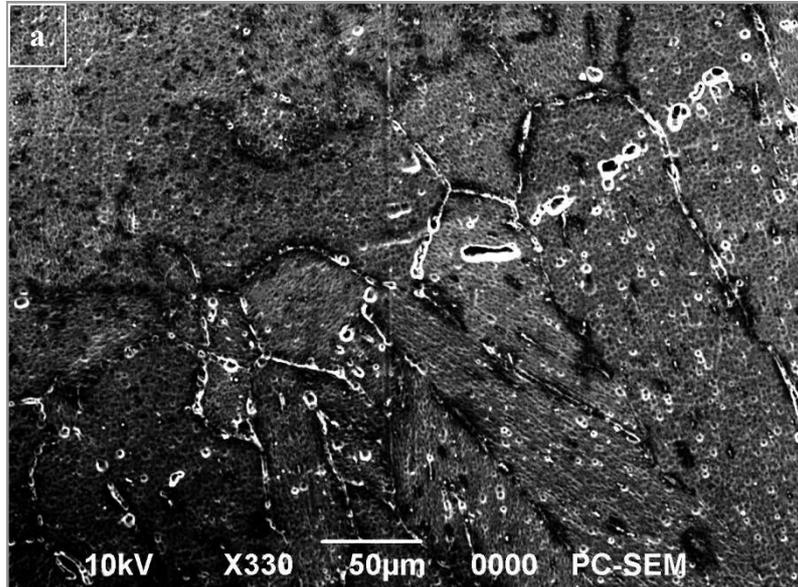


Figure V. 20 : Microstructures obtenues par le MEB de la zone affectée thermiquement non traitée, dans le sens longitudinal, attaque chimique par Poulton.

### c) La zone de liaison

La *figure V. 21* montre bien la zone de liaison entre la ZF et la ZAT, et qui illustre clairement la différence de morphologie granulaire entre les deux zones.



*Figure V. 21* : Microstructures obtenues par le MEB de la zone de liaison non traitée, dans le sens longitudinal, attaque chimique par a) Flick, b) Poulton.

#### d) La zone fondue

Les grains observés sur la zone fondue de joint soudé d'aluminium 1050A non traité montrent une morphologie allongée, caractéristique également de la zone fondue des matériaux soudés par fusion, comme le montre la *figure V. 22.b*. Sur la micrographie présentée sur la *figure V. 22.a*, on observe également la présence de particules intermétalliques grossières sous forme de petites taches noires à l'intérieur des grains. Ces particules intermétalliques sont distribuées de façon aléatoire et homogène. Dans les joints de grain, on observe des particules intracellulaires.

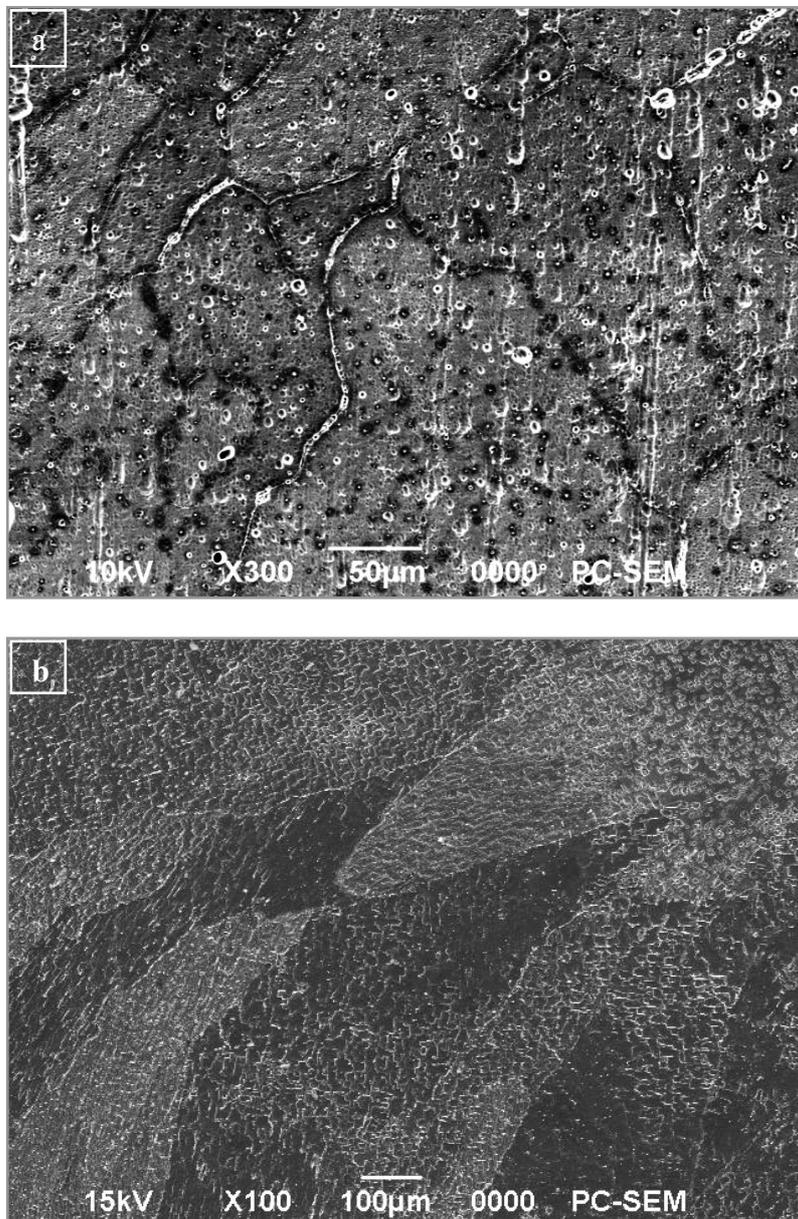


Figure V. 22 : Microstructures obtenues par le MEB de la zone fondue non traitée, dans le sens longitudinal, attaque chimique a) Flick, b) Poulton.

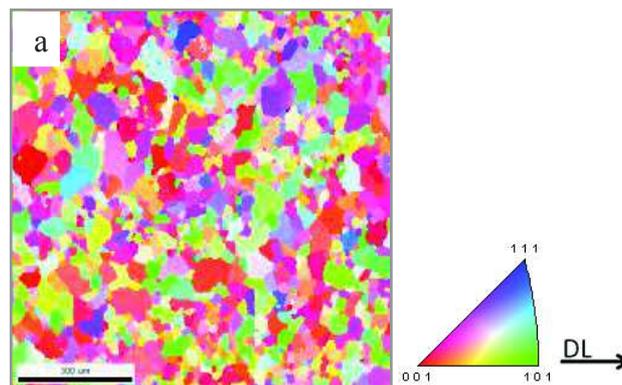
### V. 3 Etude et caractérisation par EBSD

Dans cette étude, nous nous sommes limités à caractériser la texture cristallographique selon le plan de laminage du joint soudé d'aluminium industriel 1050A à l'état initial (non traité) et à l'état d'homogénéisation, pendant 4 heures pour les températures de 200°C et 400°C. Cette microstructure a été caractérisée par EBSD en termes de forme et de taille de grains, de désorientations intergranulaires, de distributions des joints de grain et d'orientations des cristallites.

#### V. 3.1 Métal de base : État initial

##### a) Cartographie d'orientation

La microstructure est caractérisée généralement par une cartographie d'orientation et distribution des grains. Comme le montre la *figure V. 23. a*, les couleurs utilisées permettent de distinguer les familles de différentes orientations présentes. On observe une orientation privilégiée des grains, car la couleur rouge –orange est la dominante, ce qui explique une orientation vers les plans (001), comme le montre le pôle inverse. Aussi on remarque une forme polygonale des joints de grain et peu de différence de taille des grains, la *figure V. 23.b* nous donne la taille moyenne des grains qui est de 44,23  $\mu\text{m}$ .



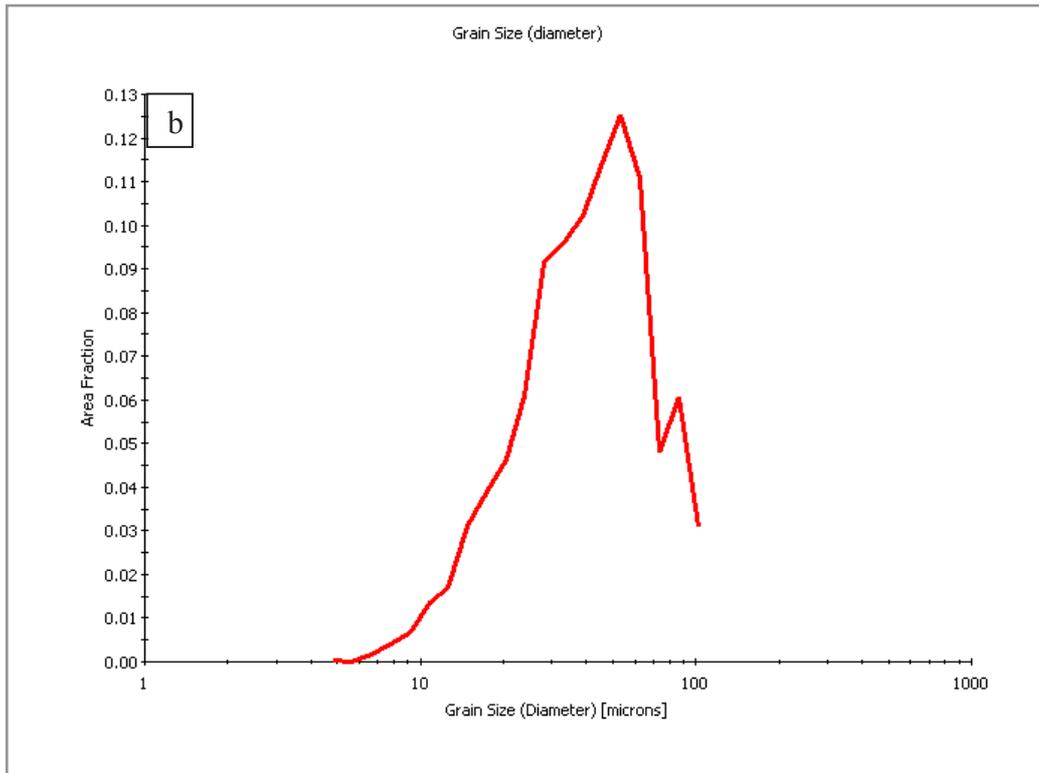


Figure V. 23 : Métal de base de l'état initial a) Cartographie d'orientation des plans  $\{hkl\}$ , b) Distribution de taille de grains

#### **b) Distribution des désorientations**

La figure V. 24, présente la distribution des désorientations des joints de grain dans le métal de base, où la désorientation  $3^\circ, 57$  est considérée comme la plus dominante. On observe que le pourcentage de joints de grain faiblement désorientés ( $<15^\circ$ ) est de 20 % et le pourcentage de joints fortement désorientés ( $> 15^\circ$ ) est de 80%, ce que explique que le métal de base non traité est formé de 80% de joints de grain à grand angle. On doit noter que ce type de joint de grains a une grande mobilité lors d'un traitement thermique. Cette dernière caractéristique a été observée par microscopie optique pendant les traitements thermiques isothermes.

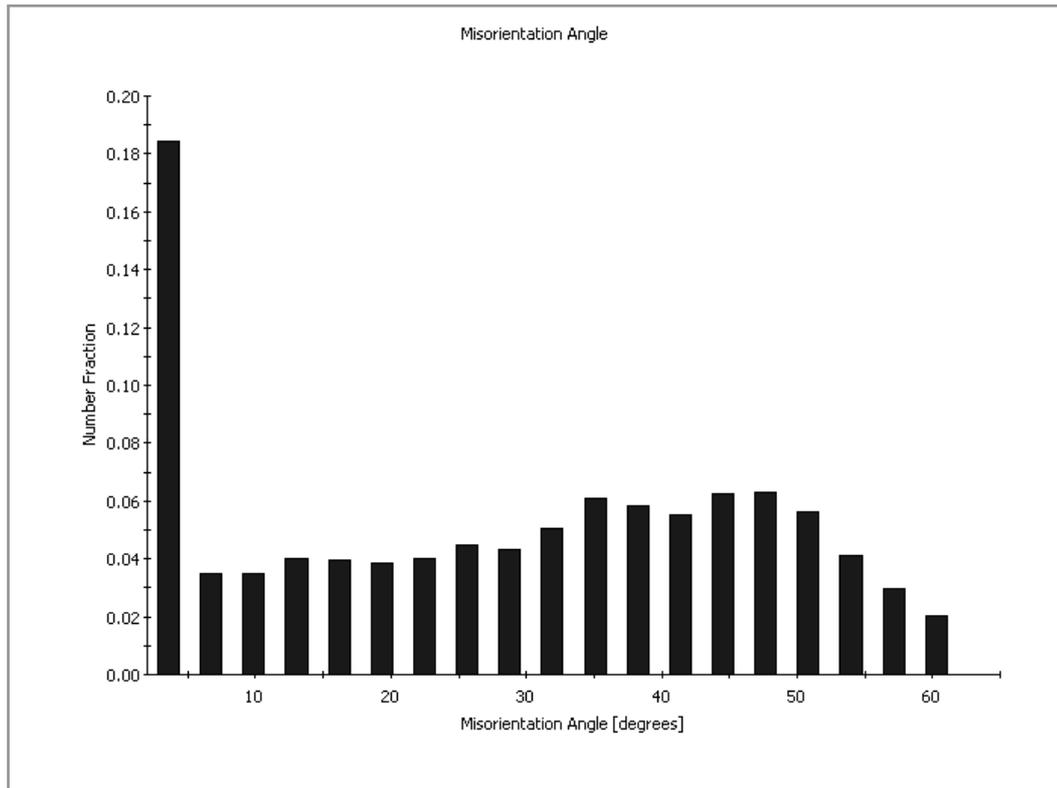


Figure V. 24 : Distribution des désorientations des joints de grain dans le métal de base à l'état initial.

### c) Figure de pôle

Dans cette étude, trois figures de pôles ( $\{001\}$ ,  $\{011\}$  et  $\{111\}$ ) ont été mesurées sur l'échantillon MB de l'état initial, mais seule la figure  $\{001\}$  sera présentée car elle illustre clairement les renforcements liés à la composante principale de la texture, comme le montre la *figure V. 26*. De même, la présentation de la FDOC sera limitée à la coupe à  $\phi_2 = 0^\circ$ , comme le montre la *figure V. 27*.

On observe que la figure de pôle du métal de base à l'état initial présente un maximum de densité de pôle (Max = 5,16), ce qui explique que le laminage provoque un effet de texture dans la microstructure [Ben09]. La texture est constituée essentiellement de l'orientation Cube  $\{001\}\langle 001\rangle$ .

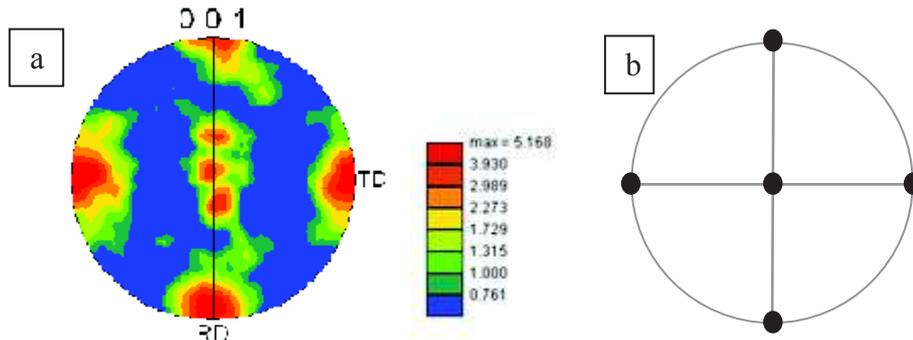


Figure V. 26 : a) Figures de pôles  $\{001\}$  du métal de base à l'état initial.  
b) Positions des orientations idéales de la composante Cube.

#### d) FDOC

La figure V. 26 montre une coupe à  $\phi_2 = 0^\circ$  de la fonction des distributions des orientations cristallines (FDOC) du métal de base à l'état initial, non traité, à partir de l'espace d'EULER. On observe que c'est l'orientation cube  $\{001\}\langle 100 \rangle$  qui apparaît en partie majoritaire.

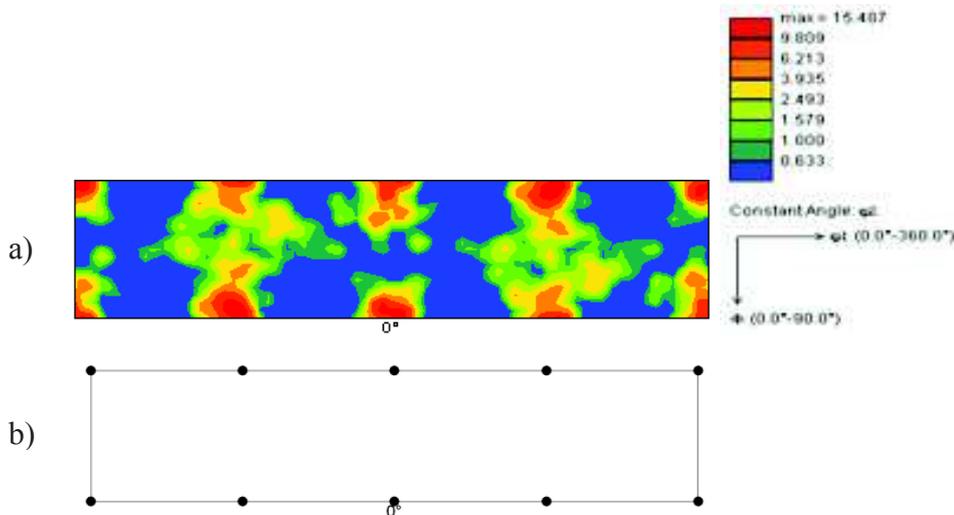


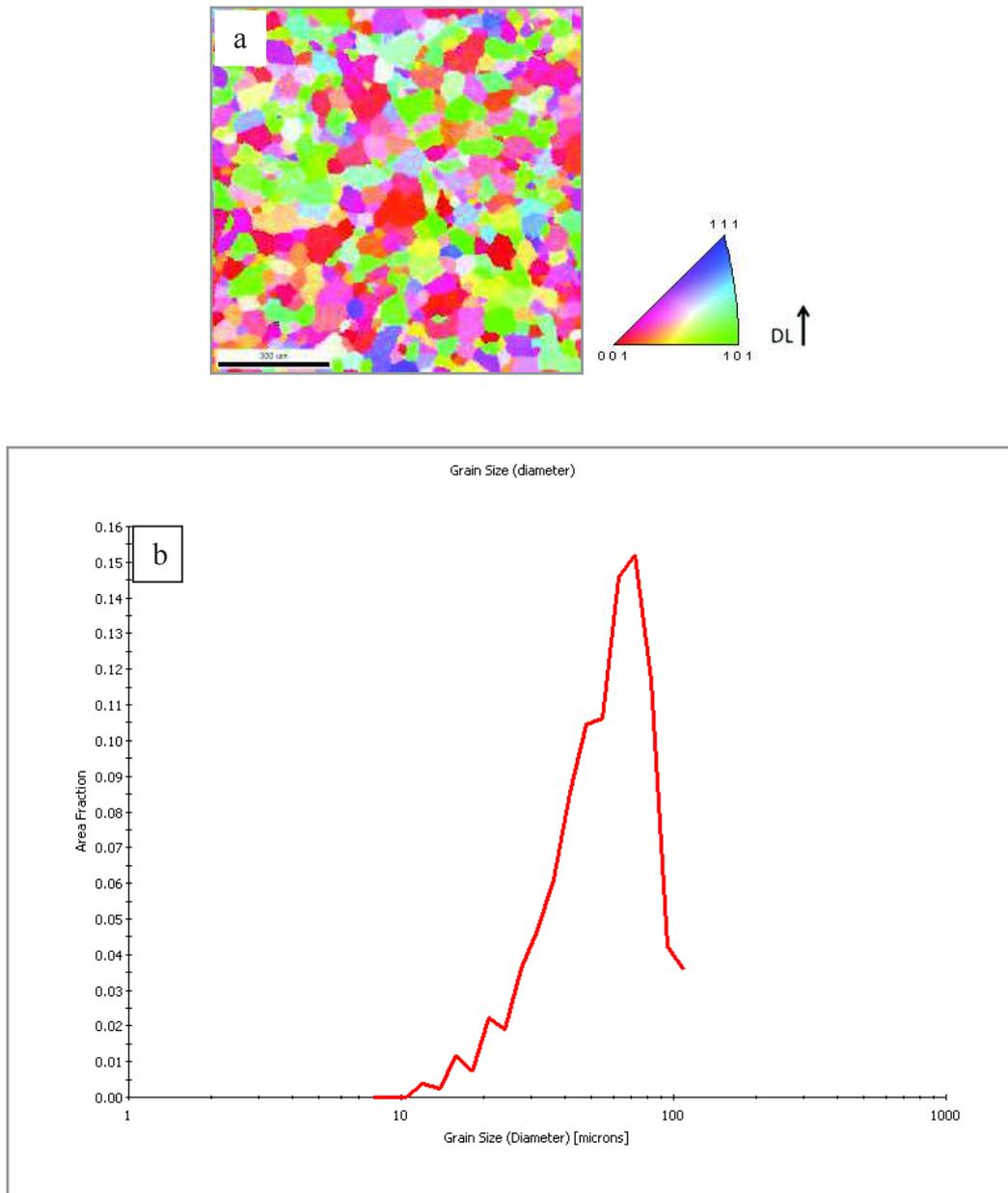
Figure V. 27 : a) Coupes à  $\phi_2 = 0^\circ$  des FDOC calculées pour de métal de base à l'état initial  
b) Positions des orientations idéales de la composante Cube.

### V. 3. 2 Zone affectée thermiquement : Etat initial

#### a) Cartographie d'orientation

La figure V. 28. A, présente une cartographie d'orientation des grains : on observe une homogénéité de la microstructure, avec une augmentation de la taille des grains par rapport au métal de base. La distribution des grains est uniforme ; ils ont une orientation favorisée. La

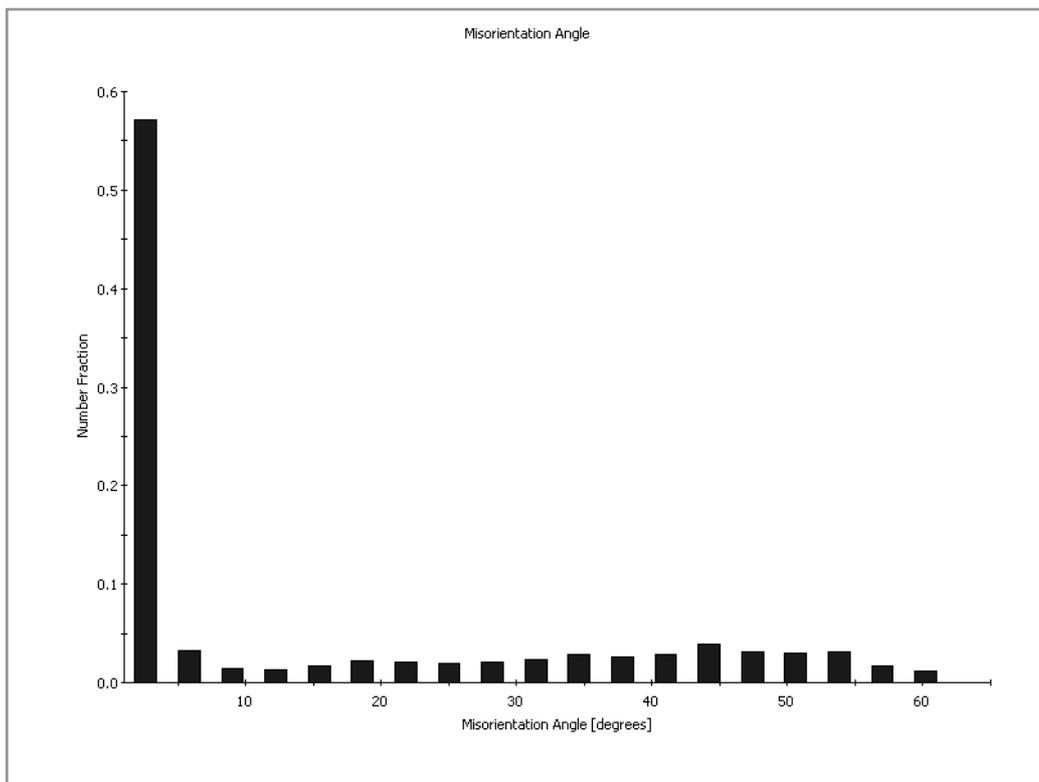
couleur rouge –orange est la dominante, ce qui explique une orientation vers les plans (001), comme le montre le pôle inverse. Aussi on remarque une forme polygonale des joints de grain et peu de différence de taille des grains. La *figure V. 23. B* nous donne la taille moyenne des grains qui est de 57,99  $\mu\text{m}$ .



*Figure V. 28 : ZAT de l'état initial a) Cartographie d'orientation des plans  $\{hkl\}$ , b) Distribution de taille de grains*

### b) Distribution des désorientations

La *figure V. 2* présente la distribution des désorientations des joints de grain dans la zone affectée thermiquement, où la désorientation  $2^\circ, 6$  est considérée comme la plus dominante. On observe que le pourcentage des joints de grain faiblement désorientés ( $<15^\circ$ ) est de 20 % et le pourcentage des joints fortement désorientés ( $> 15^\circ$ ) est de 80%, ce que explique que la ZAT non traitée est formé de 80% de joints de grain à grand angle ce qui favorise leurs mobilités pendant le traitement thermique.



*Figure V. 29 : Distribution des désorientations des joints de grain de la ZAT à l'état initial.*

### c) Figure de pôle

On observe que la *figure V. 30*, présente la figure de pôle de la zone affectée thermiquement à l'état initial. Elle a un maximum de densité de pôle (Max = 6,39), ce qui explique que l'effet de la chaleur du soudage favorise l'orientation de la texture des cristallines essentiellement vers la composante Cube  $\{001\}\langle 001\rangle$ .

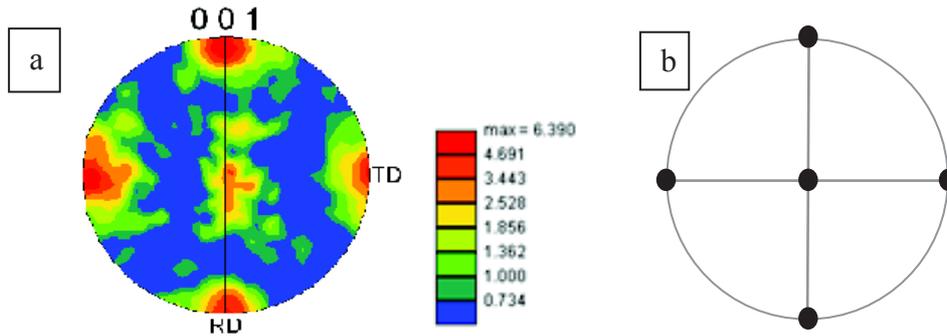


Figure V. 30 : a) Figures de pôles  $\{001\}$  de la ZAT de l'état initial d'aluminium soudé.  
b) Positions des orientations idéales de la composante Cube.

#### d) FDOC

La figure V. 31 montre une coupe à  $\phi_2 = 0^\circ$  de la fonction des distributions des orientations cristallines (FDOC) de la ZAT de l'état initial, non traité, à partir d'espace d'EULER. On observe que c'est l'orientation cube  $\{001\}\langle 100 \rangle$  qui apparaît en partie majoritaire.

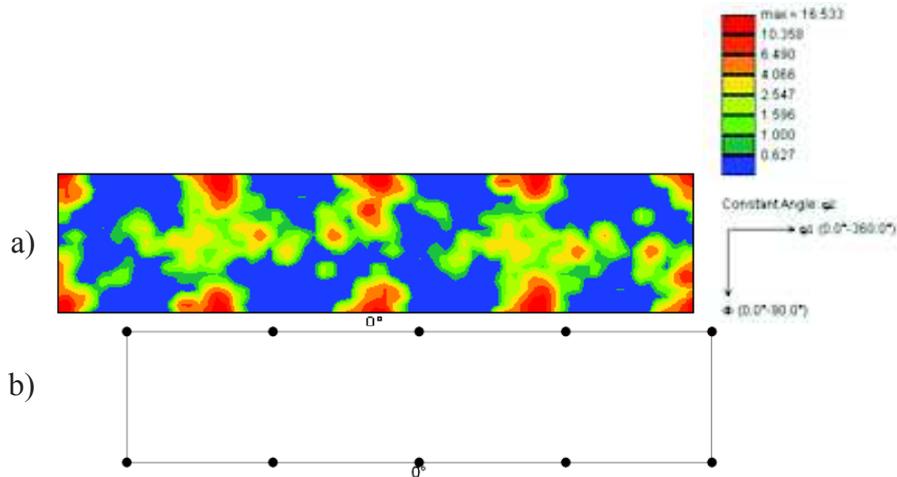


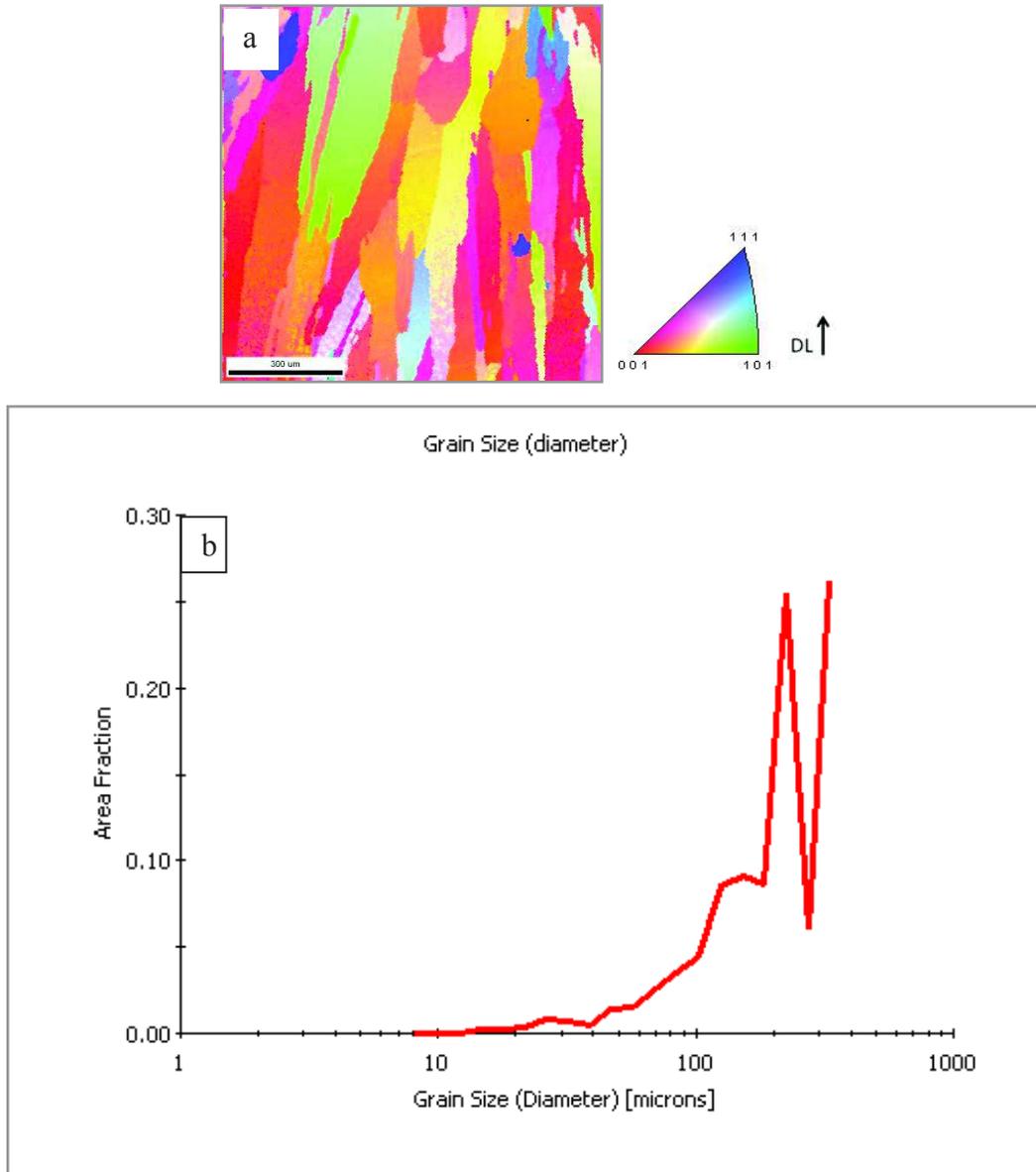
Figure V. 31 : a) Coupes à  $\phi_2 = 0^\circ$  des FDOC calculées pour la ZAT de l'état initial d'Al soudé, b) Positions des orientation idéales de la composante Cube.

### V. 3. 3 La zone fondue : Etat initial

#### a) Cartographie d'orientation

La figure V. 32. a présente une cartographie d'orientation des grains : on observe une homogénéité de la microstructure, la distribution des grains est uniforme, avec une orientation favorisée. La couleur rouge –orange est la dominante, ce qui explique une orientation vers les

plans (001), comme le montre le pôle inverse. Aussi, on remarque de gros grains d'une forme colonnaire et avec peu de différence de taille. La *figure V. 32. b*, nous donne la taille moyenne des grains qui est de 212,52  $\mu\text{m}$ . Ceci confirme les mêmes observations microscopiques.



*Figure V. 32 : ZF de l'état initial a) Cartographie d'orientation des plans  $\{hkl\}$ , b) Distribution de taille de grains.*

### **b) Distribution des désorientations**

La *figure V. 33*, présente la distribution des désorientations des joints de grain de la zone fondue, où la désorientation  $2^{\circ},6$  est considérée comme la plus dominante. On observe que le pourcentage de joints de grain faiblement désorientés ( $<15^{\circ}$ ) est de 20 % et le pourcentage de

jointes fortement désorientés ( $>15^\circ$ ) est de 80%, ce que explique que la zone fondue d'aluminium soudé non traité est formé de 80% des joints de grain à grand angle.

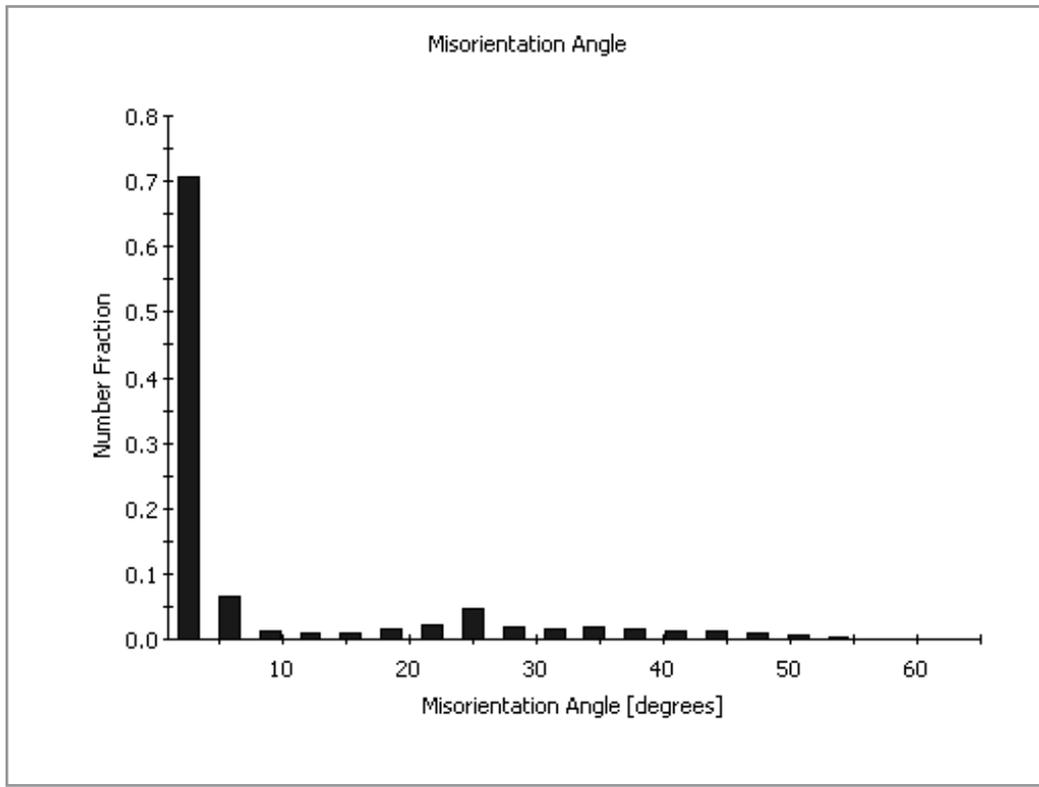


Figure V. 33 : Distribution des désorientations des joints de grain de la zone fondue à l'état initial.

### c) Figure de pôle

On observe que la figure V. 34, présente la figure de pôle de la zone fondue à l'état initial. Elle a un maximum de densité de pôle (Max = 17,18), ce qui explique que l'effet de la chaleur du soudage favorise l'orientation de la texture des cristallines essentiellement vers la composante Cube  $\{001\}\langle 001\rangle$ .

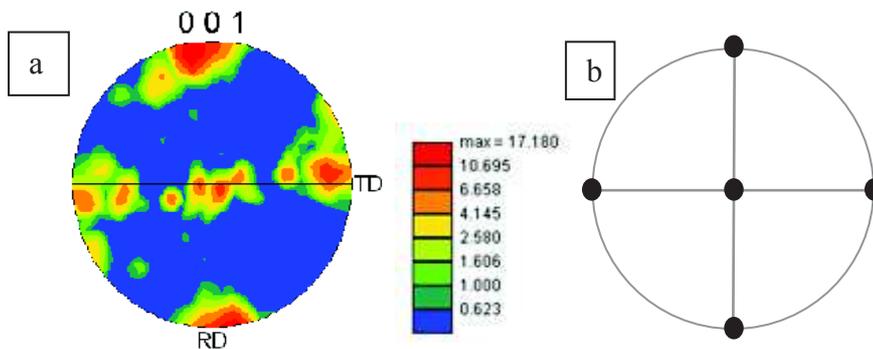


Figure V. 34 : a) Figures de pôles  $\{001\}$  de la zone fondue à l'état initial d'aluminium soudé.  
b) Positions des orientations idéales de la composante Cube.

### d) FDOC

La *figure V. 35* montre une coupe à  $\phi_2 = 0^\circ$  de la fonction des distributions des orientations cristallines (FDOC) de la zone fondue de l'état initial, non traité, à partir d'espace d'EULER. On observe que c'est l'orientation cube  $\{001\}\langle 100 \rangle$  qui apparaît en partie majoritaire.

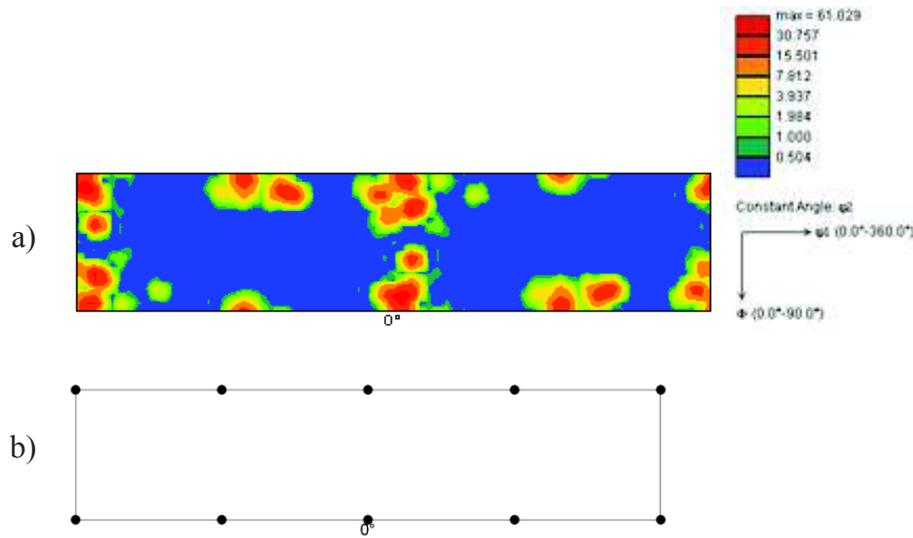


Figure V. 35 : a) Coupes à  $\phi_2 = 0^\circ$  des FDOC calculées pour la ZF de l'état initial d'Al soudé, b) Positions des orientation idéales de la composante Cube.

### V. 3. 4 Comparaison de la texture cristallographique entre les MB

#### a) Cartographie d'orientation

Les cartographies d'orientation de distribution des plans  $\{hkl\}$  montrent qu'il y a une évolution de la microstructure du métal de base entre l'aluminium industriel soudé (état initial) et l'aluminium industriel soudé traité à  $200^\circ\text{C}_4\text{h}$  et l'Al traité à  $400^\circ\text{C}_4\text{h}$ , selon le pôle inverse standard. La couleur vert – bleu ciel est la dominante, ce qui explique une nouvelle orientation favorisée des grains vers les plans (101) dans les deux cas traités.

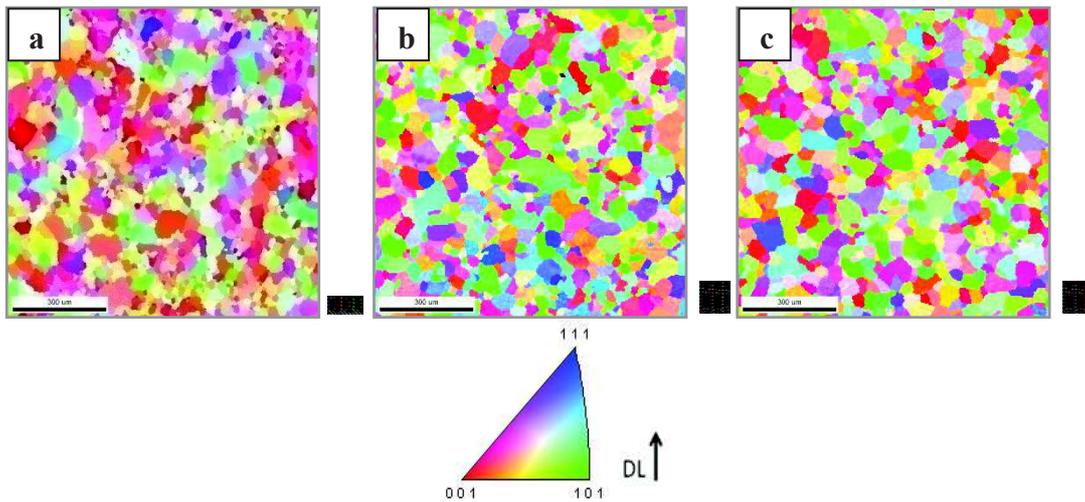


Figure V.36 : Cartographies d'orientations, distribution des plans  $\{hkl\}$  de l'Al soudé :  
 a) MB non traité, b) MB traité 4h à 200°C et c) MB traité 4h à 400°C.

Cet histogramme montre l'évolution de la taille des grains au niveau du MB de l'état initial et MB d'Al traité. On remarque un grossissement dans la taille des grains ( $\sigma \sim 53.8 \mu\text{m}$ ) dans les deux cas traités par rapport à l'état initial ( $\sigma \sim 44.23 \mu\text{m}$ ). Ce changement est dû au traitement thermique.

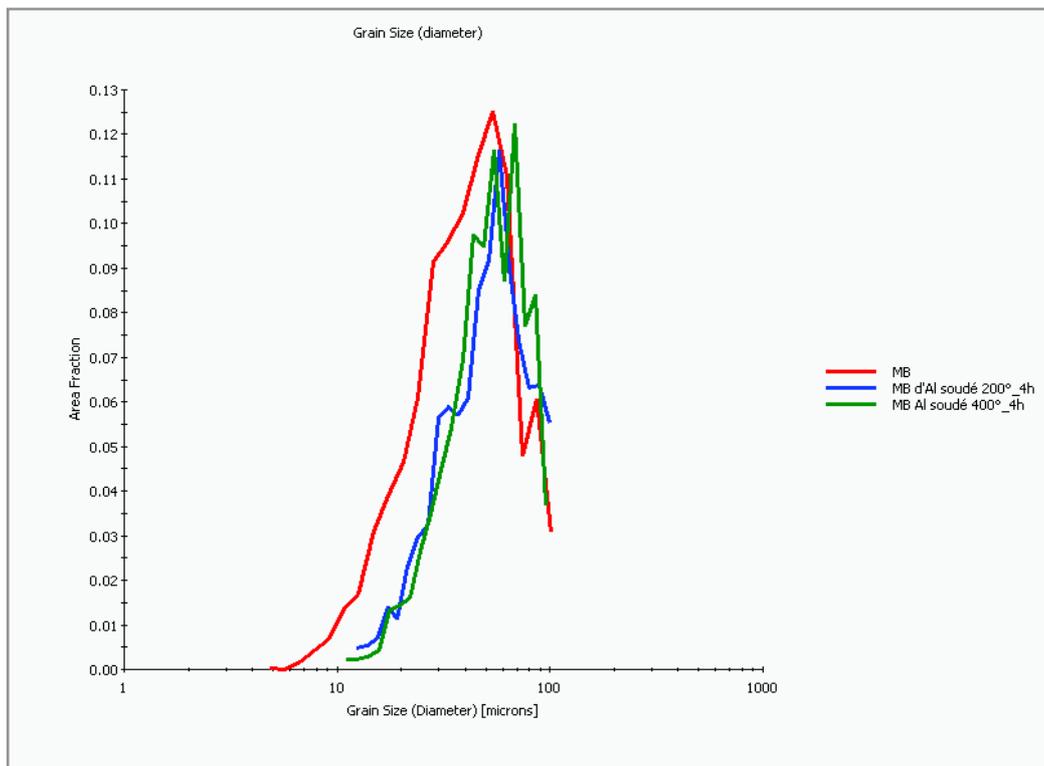
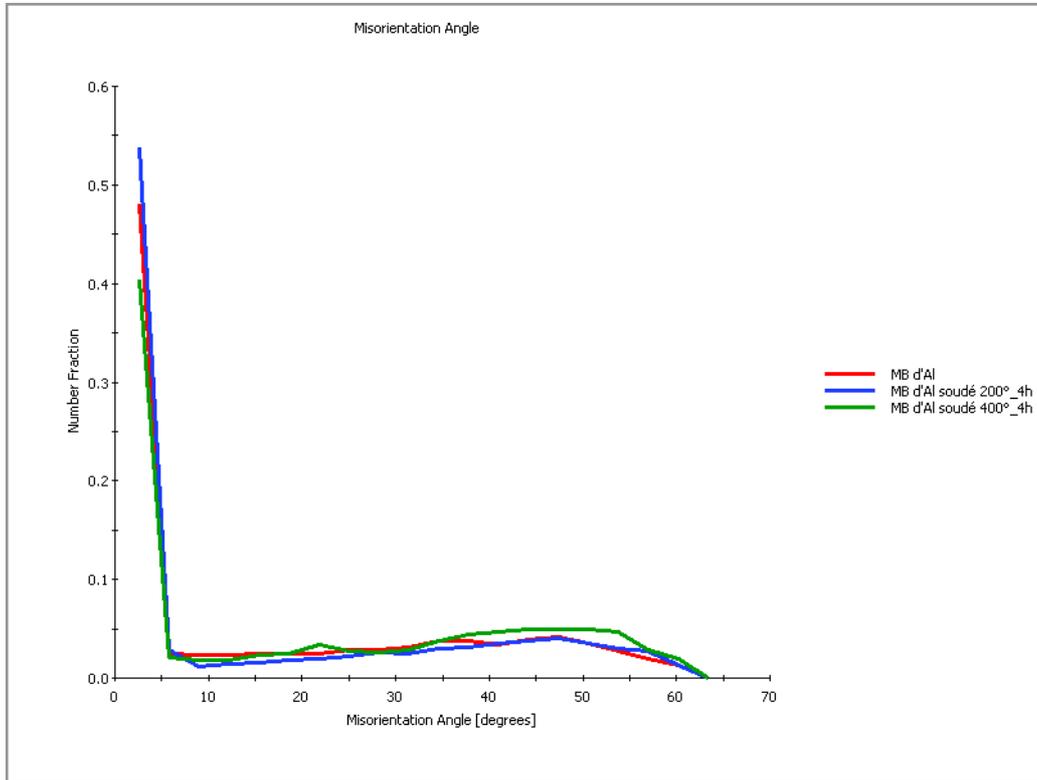


Figure V. 37 : Taille des grains dans le métal de base de l'Al soudé (en microns) :  
 non traité (44.2322), traité 4h à 200°C (53.8237) et traité 4h à 400°C (53.8511).

### b) Distribution des désorientations

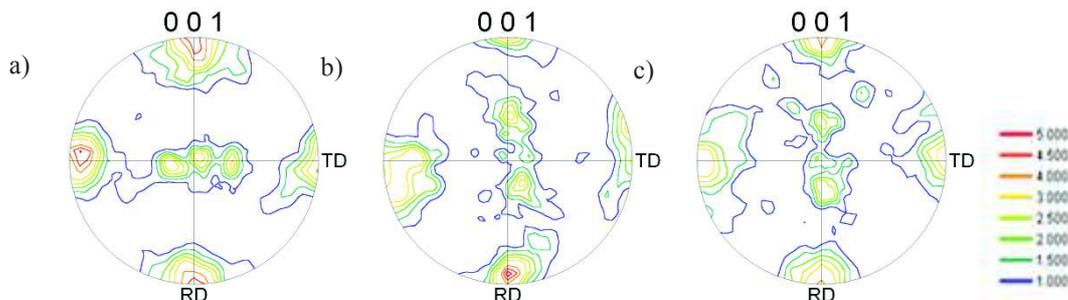
La *figure V. 38*, montre une désorientation du joint de grains dans le cas du métal de base non traité et le MB traité à 200°C pendant 4h. Par contre, le MB traité à 400°C pendant 4h présente une augmentation dans la désorientation des joints des grains.



*Figure V. 38* : Désorientation du joint de grain dans le métal de base de l'Al soudé : non traité (18.2653), traité 4h à 200°C (17.4386) et traité 4h à 400°C (22.3932).

### c) Figure de pôle

On remarque que la texture est constituée essentiellement de l'orientation Cube  $\{001\}\langle 001\rangle$ , avec une intensité de pôle différente, en comparant entre le métal de base non traité et le traité pendant 4h à 200°C et 400°C.



*Figure V. 39* : Figure de pôles du métal de base de l'alliage 1050A : a) non traité (max= 5.038), b) traité 4h à 200°C (max=5.366), c) Al traité 4h à 400°C (max=4.318).

### d) FDOC

On observe que c'est l'orientation Cube  $\{001\} \langle 100 \rangle$  qui apparait en partie majoritaire dans le métal de base avant et après le traitement thermique. Une nouvelle composante, la Brass, apparait dans les deux cas traités à  $200^{\circ}\text{C}$  et  $400^{\circ}\text{C}$  pendant 4 heures. Le changement de la texture, à cause du traitement thermique, s'explique par l'augmentation de la taille des grains.

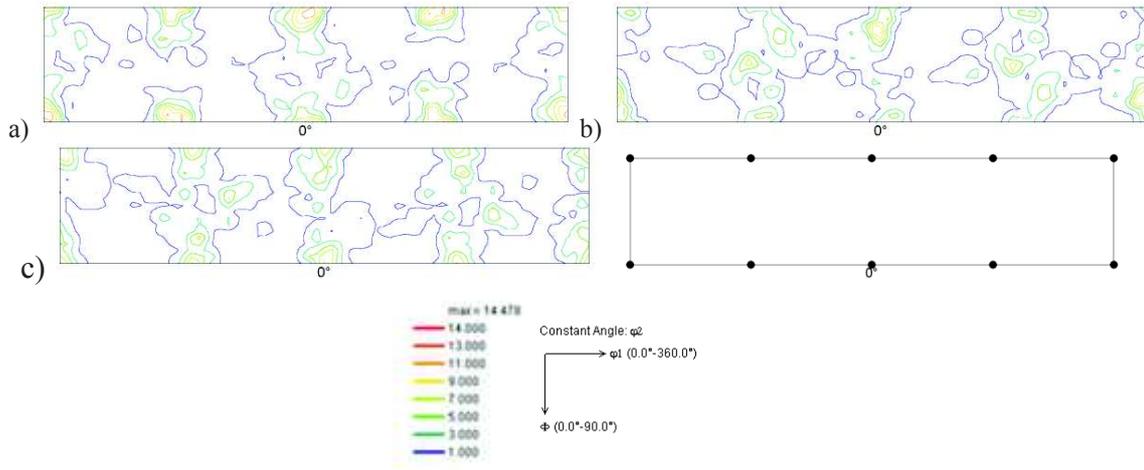


Figure V.40 : FDOC de métal de base de l'Al soudé 1050A: a) non traité, b) traité 4h à  $200^{\circ}\text{C}$ , c) traité 4h à  $400^{\circ}\text{C}$ .

### V. 3. 5 Comparaison de la texture cristallographique entre les ZAT

#### a) Cartographie d'orientation

En comparant entre les cartographies d'orientation de distribution des plans  $\{hkl\}$  de la ZAT : non traitée, traitée pendant 4 heures à  $200^{\circ}\text{C}$  et traitée à  $400^{\circ}\text{C}$ , on peut déduire qu'il n'y a pas une évolution de la microstructure. Selon le pôle inverse standard l'orientation des grains est vers les plans (101).

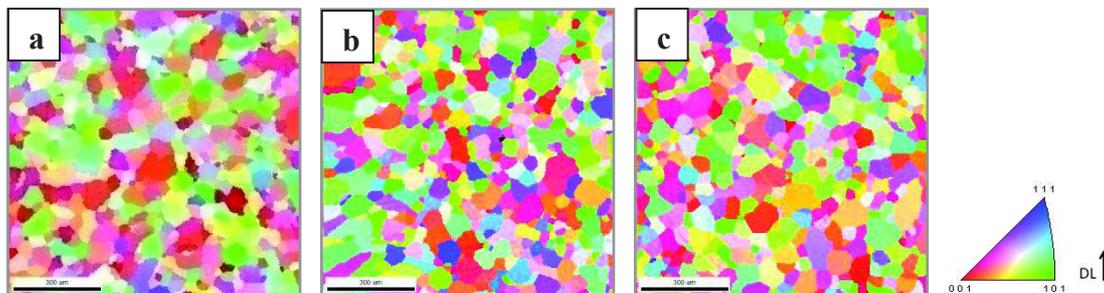
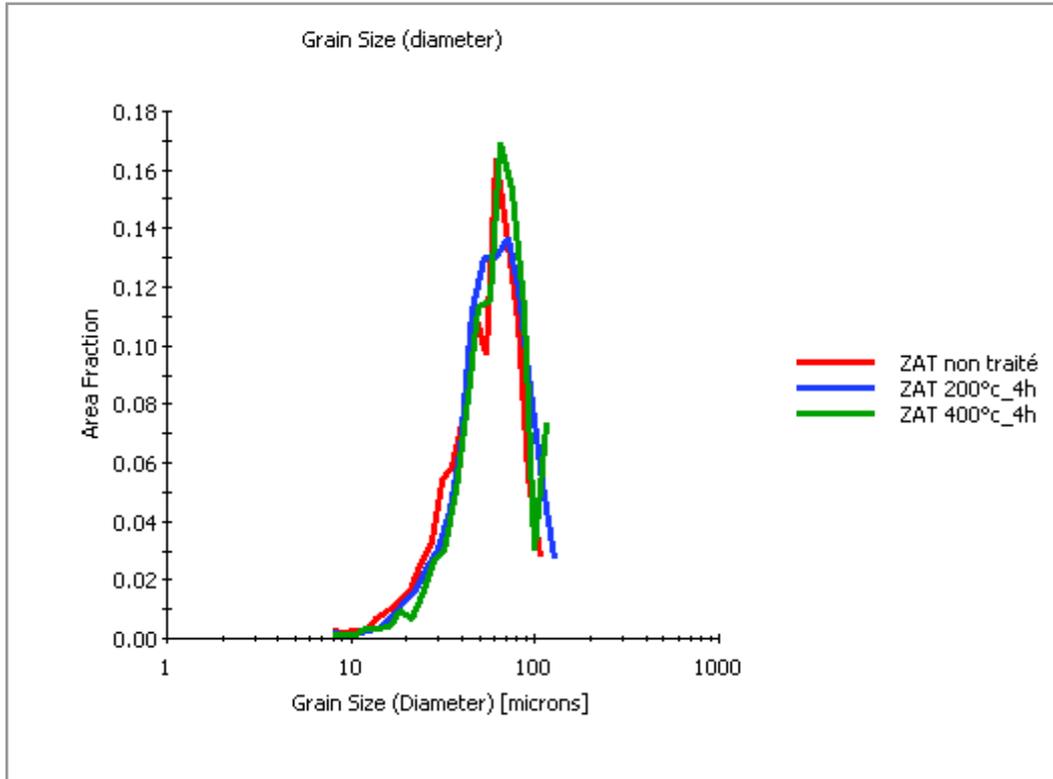


Figure V. 41 : Cartographies d'orientation de la ZAT, distribution des plans  $\{hkl\}$  : a) non traitée, b) traitée 4h à  $200^{\circ}\text{C}$  et c) traitée 4h à  $400^{\circ}\text{C}$ .

L'histogramme de la *figure V. 42* montre l'évolution de la taille des grains après traitement thermique de la zone affectée thermiquement. Un grossissement d'une dizaine de microns dans la taille des grains est remarqué après le traitement thermique par rapport à l'état non traité. Ce changement est dû au traitement thermique.



*Figure V. 42 : Taille de grain dans la ZAT (en microns) : non traitée (56.2974), traitée 4h à 200°C (63.2036) et traitée 4h à 400°C (63.7521).*

#### ***b) Distribution des désorientations***

La *figure V. 43* présente une désorientation des joints des grains et qui est presque identique.

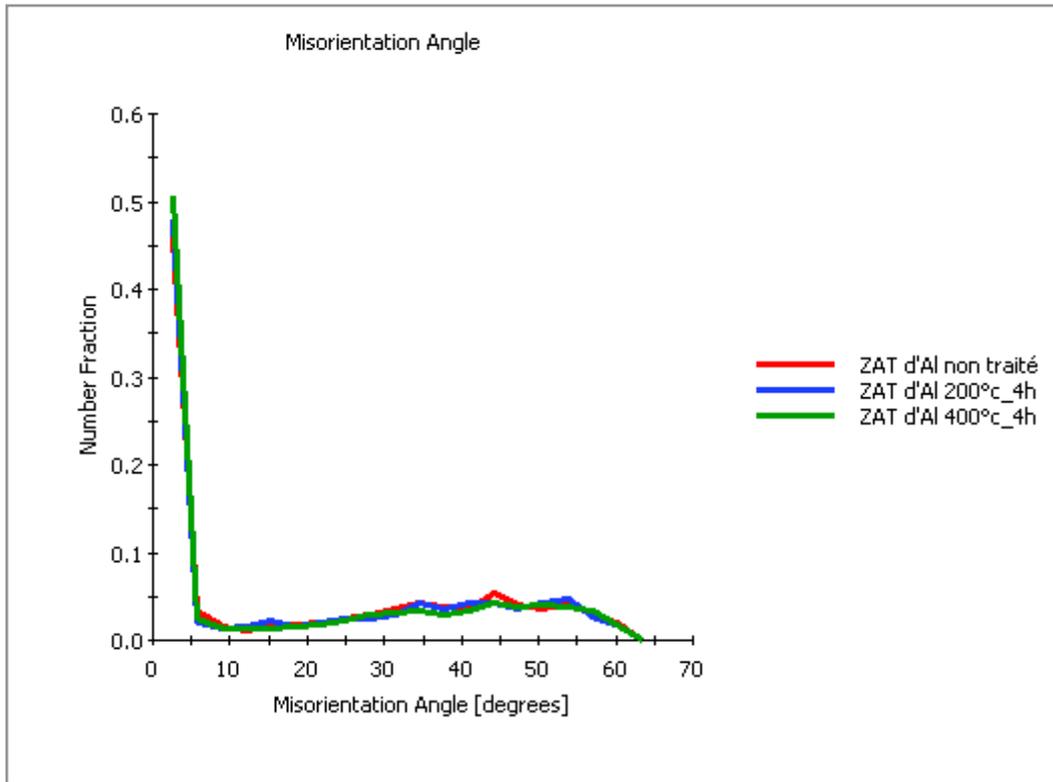


Figure V. 43 : Histogramme de désorientation : ZAT non traitée (20.51), ZAT traitée 4h à 200°C (20.0391) et ZAT traitée 4h à 400°C (19.1582).

### c) Figure de pôle

On remarque que la texture est constituée essentiellement de l'orientation Cube  $\{001\}\langle 001\rangle$ , avec une intensité de pôle différente, en comparant entre la zone affectée thermiquement non traitée et celle traitée pendant 4h à 200°C et 400°C.

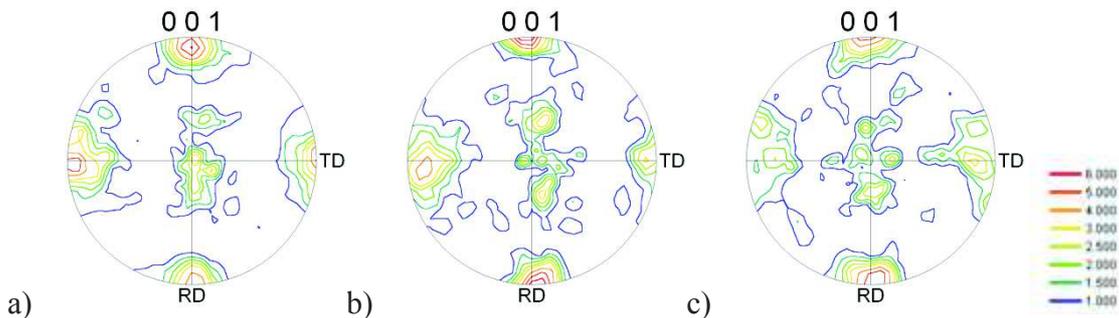


Figure V. 44 : Figures de pôles  $\{001\}$  de la ZAT d'1050A : a) non traitée (max= (6.39), b) traitée 4h à 200°C (max=6.80) et c) traitée 4h à 400°C(max=5.80).

#### d) FDOC

A partir de la fonction de distribution des orientations cristalline (FDOC), on observe que c'est la composante Cube  $\{001\}\langle 100 \rangle$  qui apparaît en partie majoritaire. La *figure V. 45* montre aussi une autre orientation.

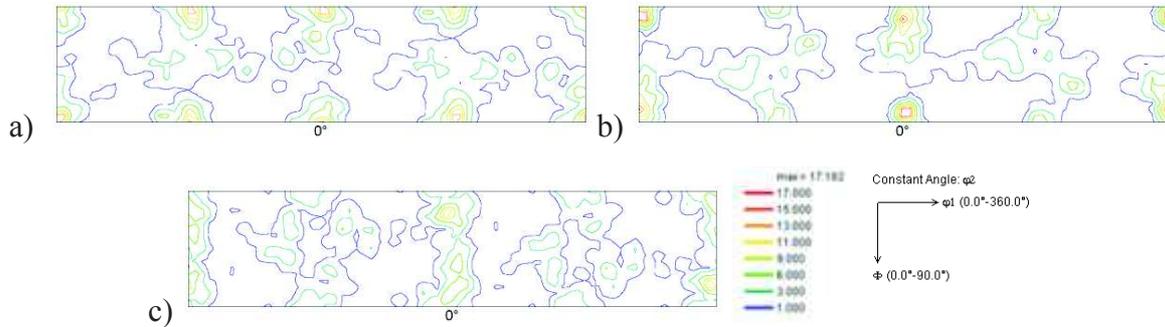


Figure V.45 : FDOC de la ZAT de l'Al soudé 1050A: a) non traitée, b) traitée 4h à 200°C et c) traitée 4h à 400°C.

### V. 3. 6 Comparaison de la texture cristallographique entre les ZF

#### a) Cartographie d'orientation

La *figure V. 46* présente une comparaison entre les cartographies d'orientations des zones fondues. Selon le pôle inverse, la distribution des plans  $\{hkl\}$  varie entre les zones fondues. Dans le cas de la ZF non traitée, l'orientation favorisée des grains est vers le plan (001). Par contre dans la ZF traitée à 200°C pendant 4 heures, l'orientation des grains est vers les plans (001). Une autre orientation apparaît vers les plans (101) qui présentent selon le pôle inverse la couleur vert-jaune. Dans le cas traité à 400°C pendant 4 heures, les grains de la zone fondue présentent une orientation dominante vers les plans (101); d'après le pôle inverse c'est la couleur verte.

On peut expliquer ça par l'influence de l'augmentation de la température de traitement thermique dans l'orientation des grains.

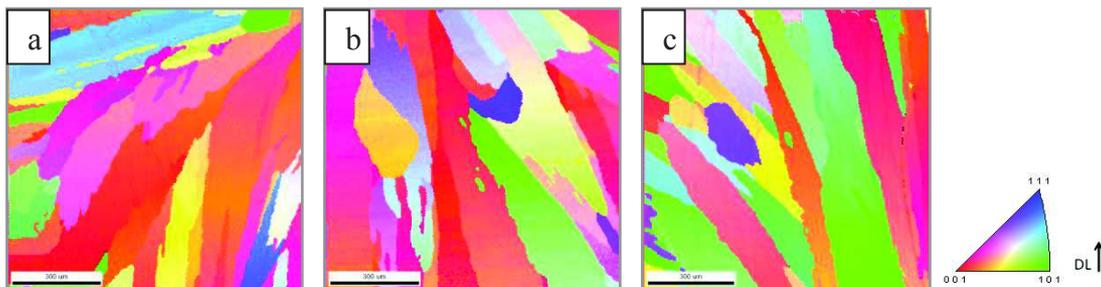


Figure V. 46 : Cartographies d'orientations des ZF, distribution des plans  $\{hkl\}$  : a) non traitée, b) traitée 4h à 200°C et c) traitée 4h à 400°C.

### b) Figure de pôle

Une orientation Cube est observée à l'état initial, avec une orientation proche de la Cube qui est remarquée dans les deux cas traités, avec une faible orientation des grains.

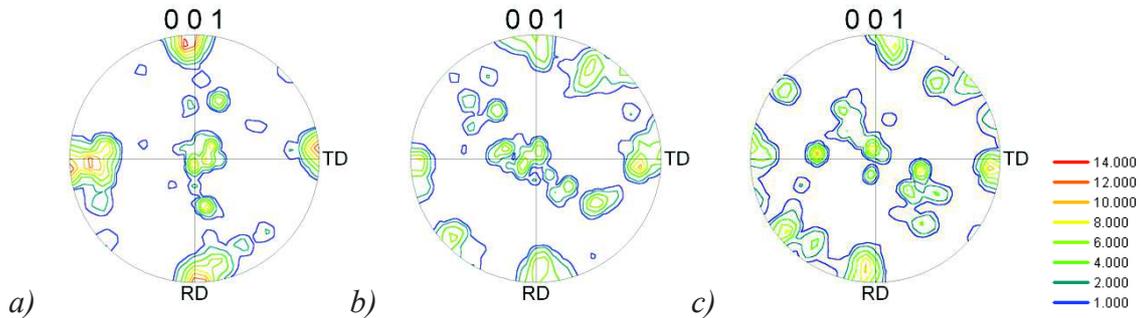


Figure V. 47 : Figures de pôles  $\{001\}$  de la ZF d'1050A : a) non traitée, b) traitée 4h à 200°C et c) traitée 4h à 400°C.

### c) FDOC

On observe une remarquable évolution dans l'orientation après le traitement thermique dans la zone fondue. L'orientation Cube  $\{001\}\langle 100 \rangle$  est la plus favorable à l'état non traité, par contre, la Brass  $\{011\}\langle 211 \rangle$  apparait dans la coupe  $\varphi_2 = 0$  comme une deuxième orientation des grains, comme le montre la figure V. 48. Dans les cas traités, la composante proche de Cube est détectable, aussi le nombre de grains est très faible.

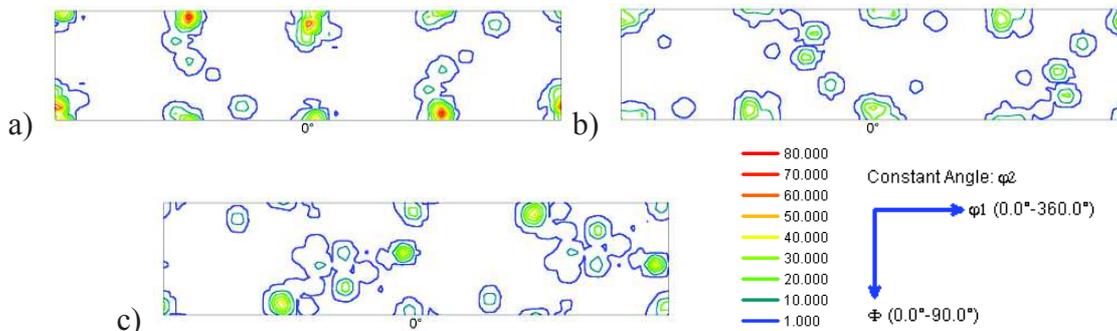


Figure V.48 : FDOC de la ZF de l'Al soudé 1050A: a) non traitée, b) traitée 4h à 200°C et c) traitée 4h à 400°C.

## V. 4 Etude par diffraction des rayons X

### V. 4. 1 État initial : Joint soudé non traité

La figure V. 49 présente les spectres de diffraction des rayons X des trois zones du joint soudé d'aluminium 1050A à l'état initial (non traité). Selon les fiches ICCD (Tableau V. 2),

les diffractions enregistrées présentent les mêmes pics de la matrice  $\alpha$ -aluminium 1050A (cfc), sauf qu'il y a une différence d'intensité. Ceci est lié à l'existence d'une orientation privilégiée (texture).

On observe l'apparition de nouveaux pics dans le spectre de la zone affectée thermiquement et la zone fondue mais avec différentes intensités, ce qui explique, d'une part la formation des phases intermétalliques résultant de la présence des impuretés dans la solution solide d'aluminium industriel et d'autre part par la formation de la couche d'oxydes d'aluminium à cause des conditions de soudage.

On doit noter que, dans le cas du métal de base, il n'y a que des pics caractéristiques d'aluminium (*Tableau V. 2*), ce qui confirme la bonne homogénéisation de l'aluminium 1050A (l'absence d'une seconde phase). Alors on parle d'une phase  $\alpha$  de structure CFC.

<i>N°</i>	<i>h k l</i>	<i>d [Å]</i>	<i>2Theta [deg]</i>	<i>I %</i>
<i>1</i>	<i>1 1 1</i>	<i>2.3380</i>	<i>38.472</i>	<i>100.0</i>
<i>2</i>	<i>2 0 0</i>	<i>2.0240</i>	<i>44.738</i>	<i>47.0</i>
<i>3</i>	<i>2 2 0</i>	<i>1.4310</i>	<i>65.133</i>	<i>22.0</i>
<i>4</i>	<i>3 1 1</i>	<i>1.2210</i>	<i>78.227</i>	<i>24.0</i>
<i>5</i>	<i>2 2 2</i>	<i>1.1690</i>	<i>82.435</i>	<i>7.0</i>
<i>6</i>	<i>4 0 0</i>	<i>1.0124</i>	<i>99.078</i>	<i>2.0</i>
<i>7</i>	<i>3 3 1</i>	<i>0.92890</i>	<i>112.04</i>	<i>8.0</i>
<i>8</i>	<i>4 2 0</i>	<i>0.90550</i>	<i>116.56</i>	<i>8.0</i>
<i>9</i>	<i>4 2 2</i>	<i>0.82660</i>	<i>137.45</i>	<i>8.0</i>

*Tableau V.2 : Fiche ICDD d'aluminium pur.*

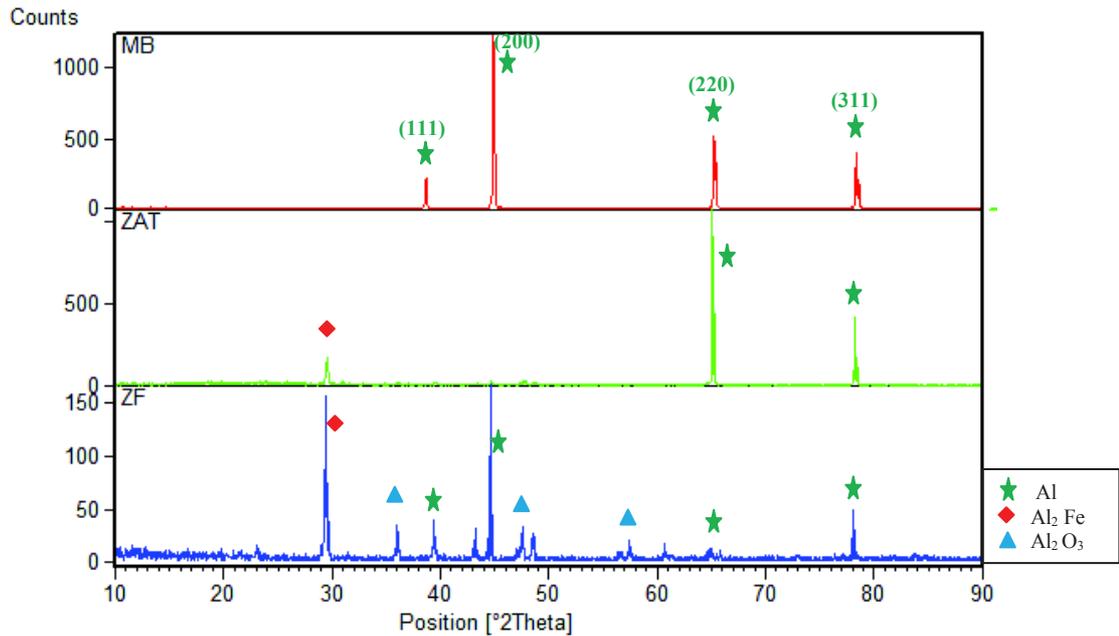


Figure V. 49 : Diffractogrammes des rayons X du joint soudé à l'état initial.

**a) Tableau des caractérisations : L'état non traité du joint soudé (MB, ZAT, ZF)**

Après la diffraction des rayons X sur le joint soudé non traité d'aluminium 1050A, les valeurs obtenues comme les angles  $2\theta$ , les plans de diffraction (hkl), les intensités et les paramètres cristallins sont classés dans le *tableau V. 3*. On remarque que la structure CFC est la seule structure cristalline dans le joint soudé d'aluminium avec un paramètre cristallin de  $4,04 \text{ \AA}$ . D'après les fiches ICDD, une interphase  $\text{Al}_2\text{Fe}$  s'est formée dans la ZAT et la ZF, ce qui explique l'effet de la chaleur de soudage sur sa formation. On observe dans la ZF que le pic ( $\bar{2}31$ ) est le plus intense, ce qui veut dire que les grains ont une orientation favorisée (une texture). On note la formation des oxydes d'aluminium par l'oxydation à l'air libre [Sev03] pendant et après le soudage.

On remarque aussi la présence des pics de faibles intensités. Cette présence est une indication de la précipitation des phases intermétalliques tels que les composés du Fer [Pan11]:  $\text{Al}_x\text{Fe}_y$  [Cam02] et les oxydes d'aluminium au niveau de la zone fondue, ce qui explique la formation du film d'alumine pendant le soudage et au refroidissement du bain de fusion avec ou sans traitement thermique dans les joints soudés étudiés.

Zone	2 $\theta$	hkl	I(%)	a(A°)	Phase proposée
MB	38,6475	(111)	24,08	4.03056	Al
	44,8844	(200)	100	4.03404	Al
	65,24	(220)	61,6	4.04012	Al
	78,3655	(311)	37,29	4.04212	Al
ZAT	29,5319	$\bar{2}$ (31)	12,9	11.3407	Al <sub>2</sub> Fe
	65,0868	(220)	100	4.04858	Al
	78,212	(311)	37,73	4.04878	Al
ZF	29,4342	$\bar{2}$ (31)	100	11.340	Al <sub>2</sub> Fe
	36,0276	(031)	12,76	-	Al(OH) <sub>3</sub>
	39,4103	(111)	19,15	3.9553	Al
	44,6262	(200)	29,58	4.05617	Al
	47,5618	(006)	13,66	-	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
	64,8208	(220)	3,7	4.0633	Al
	78,1101	(311)	9,82	4.0532	Al

Tableau V. 3 : les plans (hkl) et la position 2 $\theta$  des pics d'aluminium soudé non traité.

### b) Décalage des pics :

L'analyse par diffraction des rayons X montre que les raies de diffraction sont décalées (déplacées) d'un angle  $\Delta\theta$  par rapport au spectre DRX du métal de base (l'état référence) et ceci vers les forts et les faibles angles  $2\theta$ , ce qui représente un indice de la métastabilité des interphases formées dans la matrice d' $\alpha$ -aluminium.

### ★ Le pic $\bar{2}$ (31) :

L'apparition de cette raie est observée dans le spectre de la zone affectée thermiquement et la zone fondue, ce qui explique l'effet de la chaleur de soudage dans la formation de cette interphase correspondant à Al<sub>2</sub>Fe. Cette déduction est basée sur les données de la fiche ICDD et les travaux antérieures [06Han].

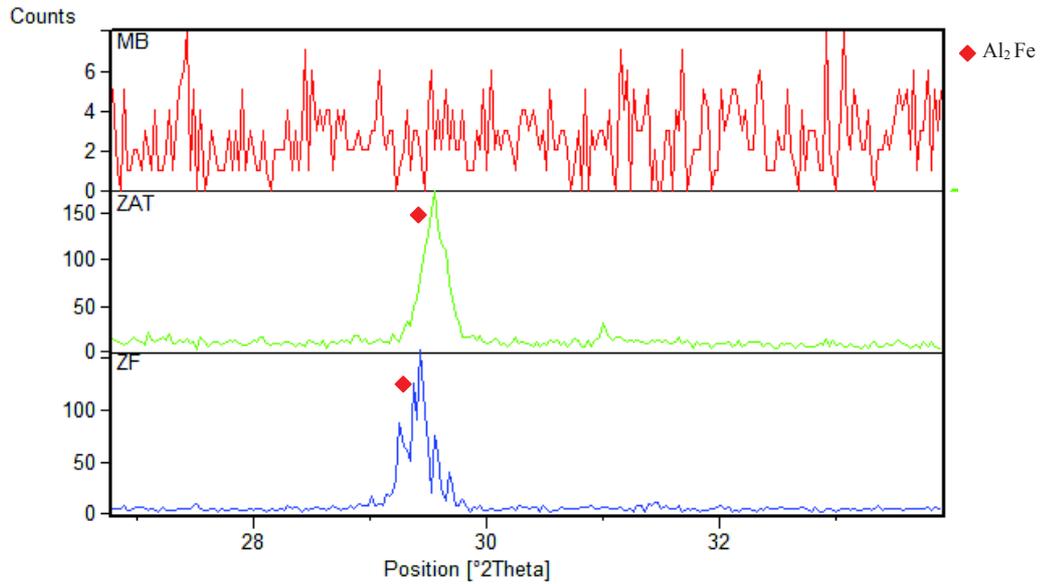


Figure V. 50 : Décalage du pic( $\bar{2}31$ ) dans le diffractogramme du joint soudé à l'état initial.

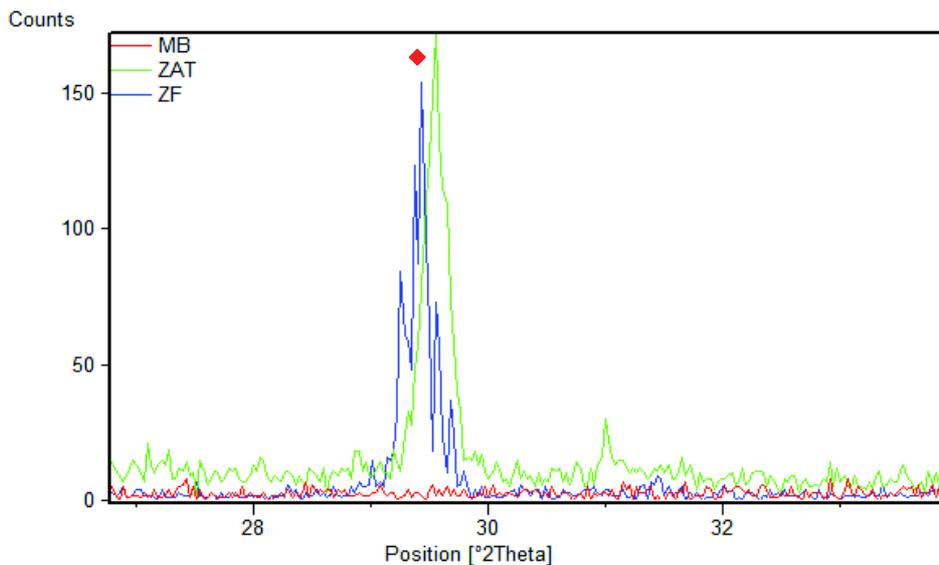


Figure V. 51 : Superposé du pic( $\bar{2}31$ ) des diffractogrammes des trois zones du joint soudé à l'état initial.

### ★ Le pic (111) :

On observe un déplacement du pic de la raie (111) de la zone fondue vers les angles forts  $2\theta$  par rapport au métal de base. Ce décalage est dû aux contraintes posées par les impuretés non solubles dans la matrice d' $\alpha$ -aluminium qui ont produit une compression dans la taille de la maille d'aluminium 1050A. On remarque aussi l'absence de ce pic dans le diffractogramme de la ZAT.

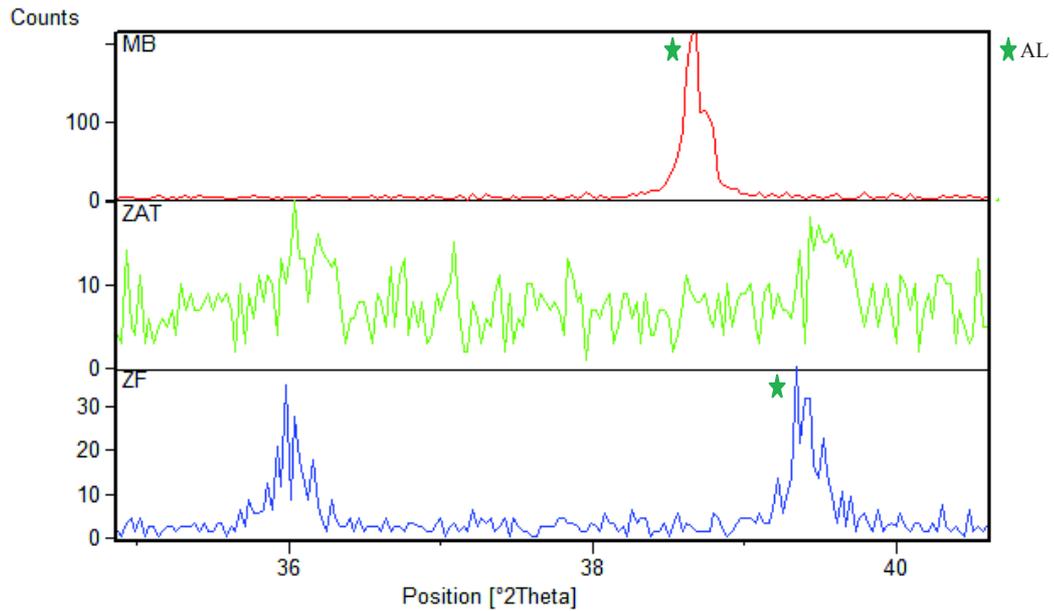


Figure V. 52 : Décalage du pic(111) dans le diffractogramme du joint soudé à l'état initial.

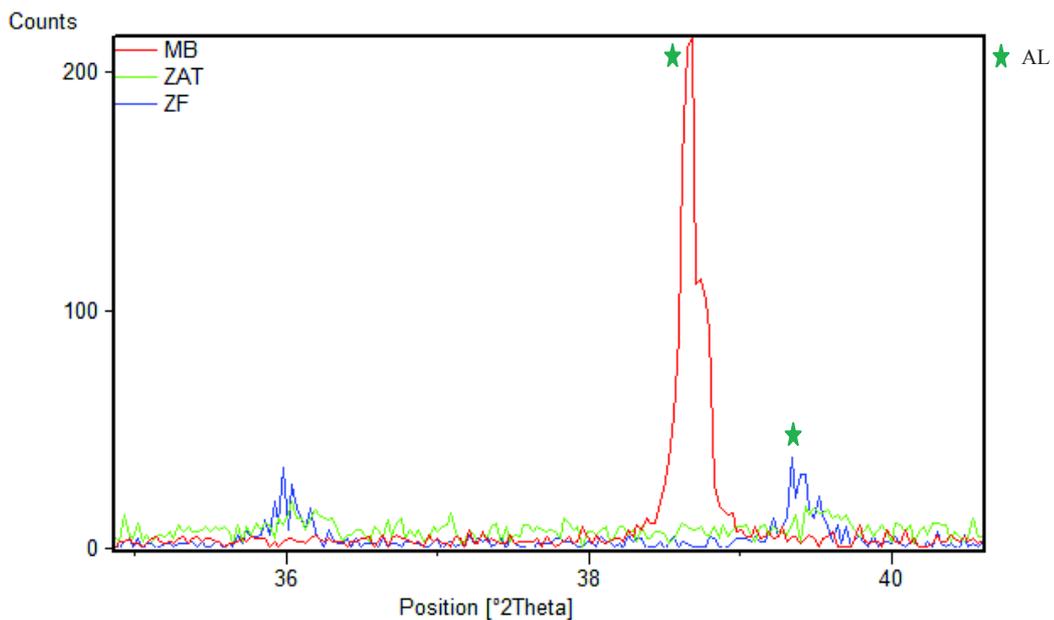


Figure V. 53 : Superposé du pic(111) des diffractogrammes des trois zones du joint soudé à l'état initial.

### ★ Le pic (200) :

Ces diffractogrammes présentés dans la *figure V. 54* montrent le décalage du pic (200) dans la ZAT et la ZF vers les faibles angles  $2\theta$  par rapport au MB (l'état de référence). Ce

déplacement est dû à l'insolubilité des impuretés dans la matrice d'aluminium 1050A qui a donné lieu à des contraintes résiduelles, cause de l'extension de la maille.

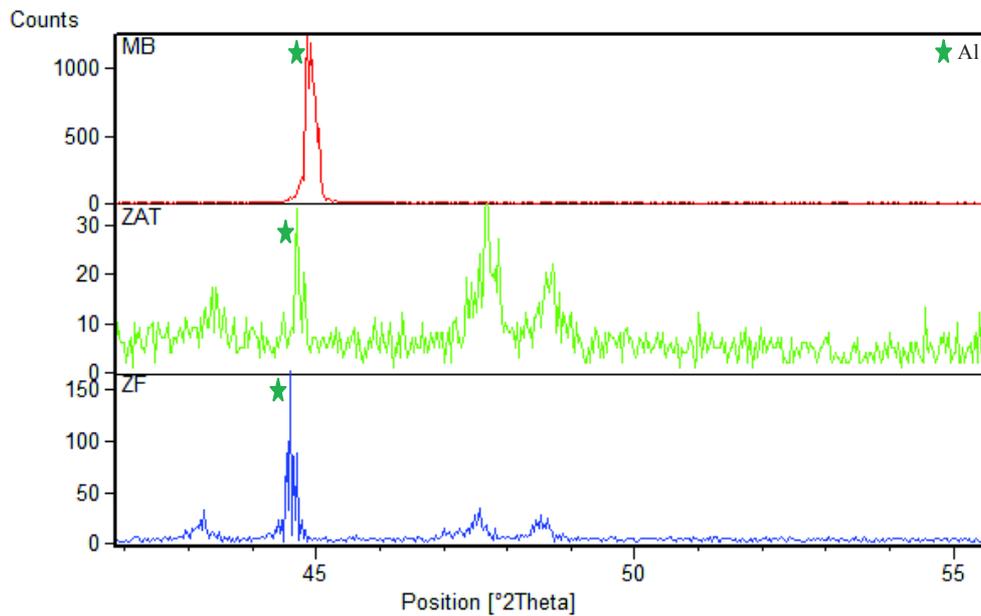


Figure V. 54 : Décalage du pic(200) dans le diffractogramme du joint soudé à l'état initial.

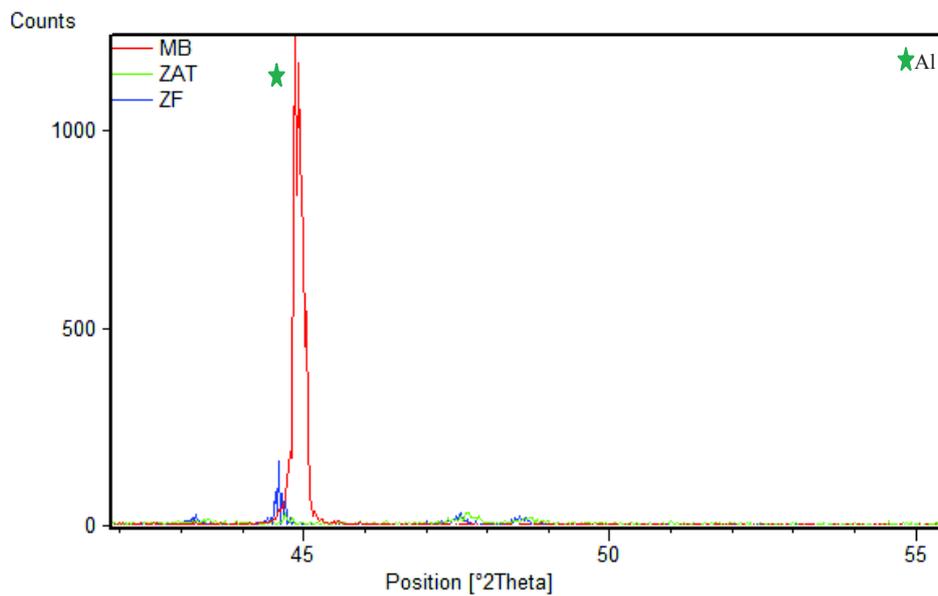


Figure V. 55 : Superposé du pic(200) des diffractogrammes des trois zones du joint soudé à l'état initial.

### ★ Le pic (220) :

Ces diffractogrammes présentent un décalage du pic (220) vers les faibles angles  $2\theta$  (voir *tableau V. 2*) pour la zone affectée thermiquement et la zone fondue par rapport au métal de base. Ce décalage est expliqué par l'effet des contraintes posées par les impuretés insolubles dans la matrice d' $\alpha$ -aluminium qui a provoqué une extension dans la taille de la maille d'aluminium 1050A.

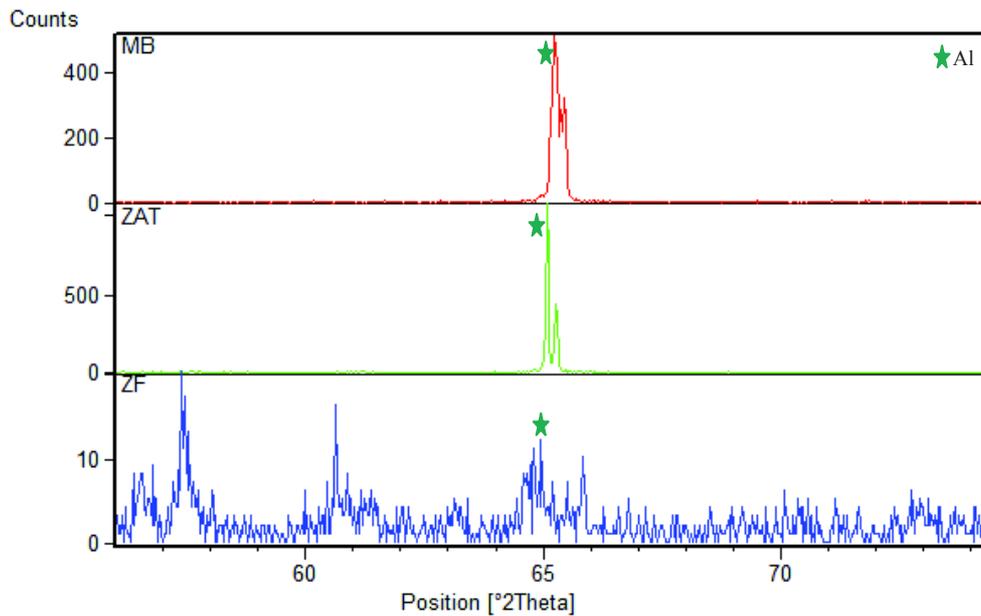


Figure V. 56 : Décalage du pic(220) dans le diffractogramme du joint soudé à l'état initial.

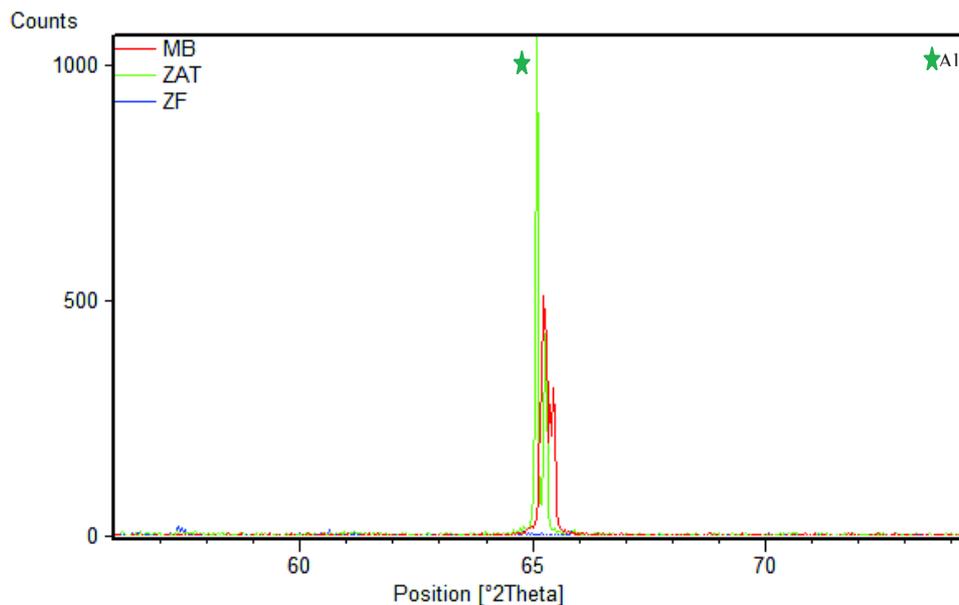


Figure V. 57 : Superposé du pic(220) des diffractogrammes des trois zones du joint soudé à l'état initial.

### ★ Le pic (311) :

Ces diffractogrammes présentent un décalage du pic (311) dans les deux cas la ZF et la ZAT, ce déplacement est vers les faibles angles  $2\theta$  par rapport à l'état de référence MB. L'explication de ce déplacement est due à l'effet des impuretés sur l'extension de la maille dans le réseau cristallin de l'aluminium industriel 1050A.

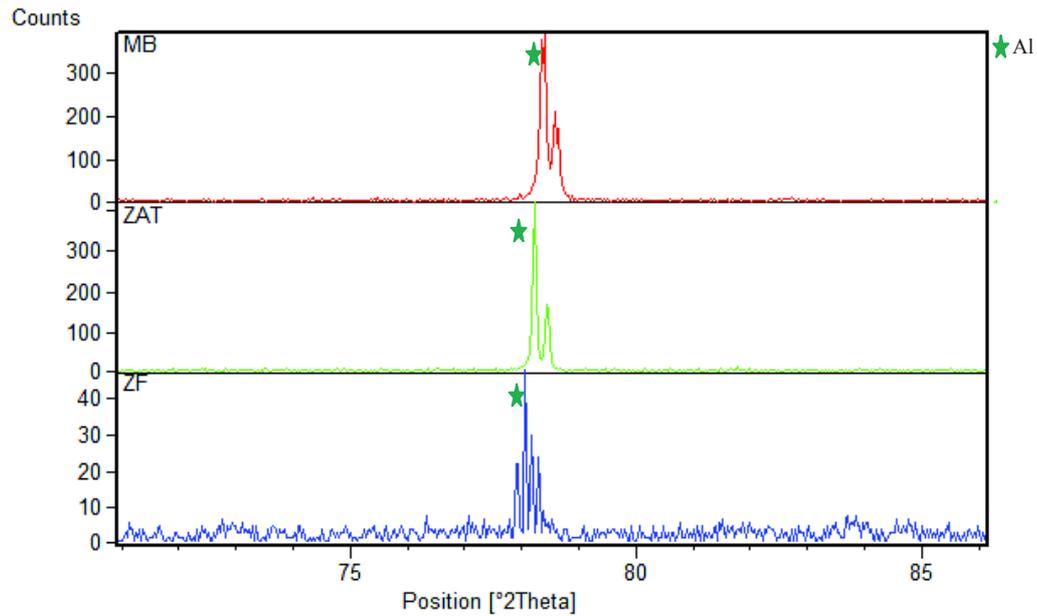


Figure V. 58 : Décalage du pic(311) dans le diffractogramme du joint soudé à l'état initial.

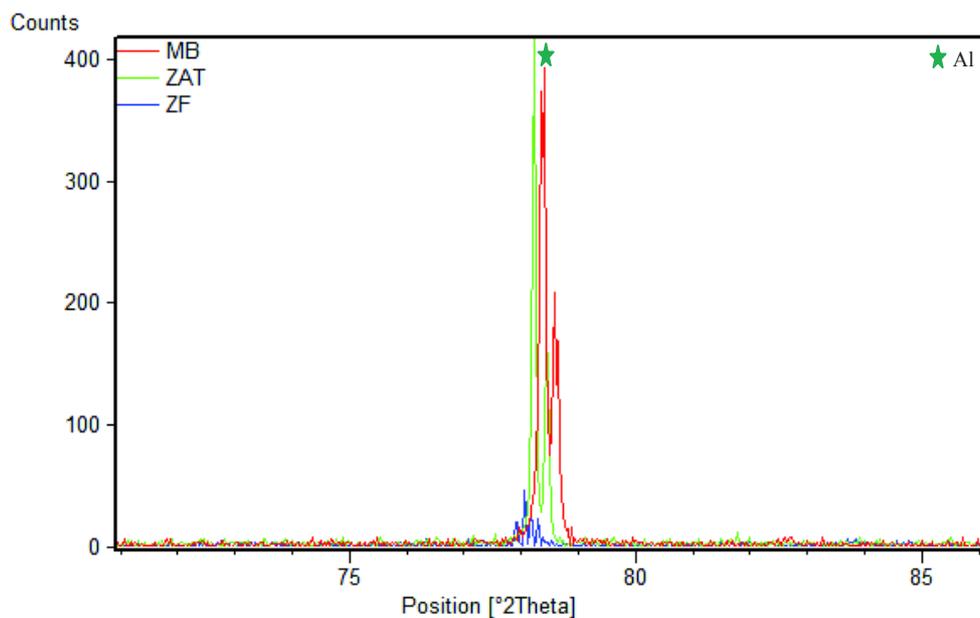
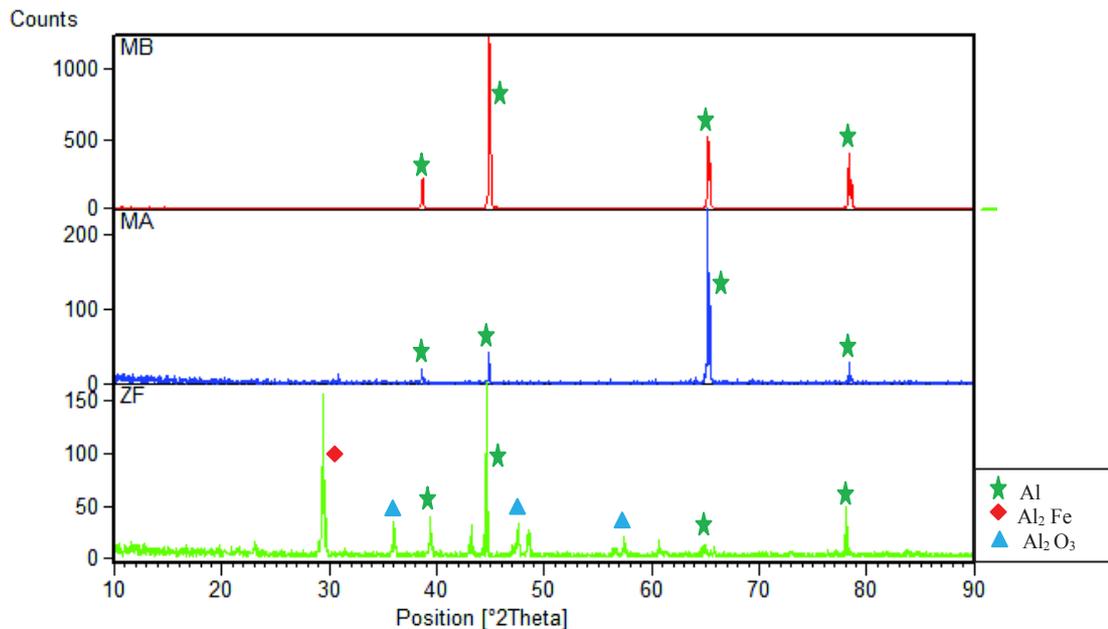


Figure V. 59 : Superposé du pic(311) des diffractogrammes des trois zones du joint soudé à l'état initial.

#### V. 4. 2 La zone fondue non traitée :

Comme la zone fondue est composée de la fusion du métal de base avec le métal d'apport, la *figure V. 60* présente les diffractogrammes de cette zone. On observe les mêmes pics de la matrice  $\alpha$ -aluminium 1050A (cfc) dans toutes les zones, sauf qu'il y a une différence d'intensité, cela est dû à l'orientation et à la taille des grains.

Dans le cas de la zone fondue, les rayons X sont diffractés sur de nouveaux plans (hkl), comme le montre la *figure V. 60*. Ceci est expliqué par la formation des phases intermétalliques due à la présence des impuretés dans la solution solide d'aluminium industriel 1050A. Ainsi, la formation des oxydes d'aluminium qui est due à l'oxydation du joint d'Al après le soudage. Des phases sont proposées selon les fiches ICDD en se basant sur la composition chimique du joint soudé.



*Figure V. 60 : Diffractogrammes des rayons X de la zone fondue du joint soudé à l'état initial.*

##### *a) Tableau des caractérisations : la zone fondue non traitée*

Cette comparaison nous a permis de conclure qu'après la fusion du métal de base avec le métal d'apport sous le soudage par TIG, une interphase  $\text{Al}_2\text{Fe}$  apparaît. Selon les fiches ICDD, cette dernière correspond au plan de diffraction  $(\bar{2}31)$  qui présente le pic le plus intense. Ceci montre que les grains ont une orientation privilégiée.

Zone	2θ	hkl	I(%)	a(A°)	Phase proposée
MB	38,6475	(111)	24,08	4.03056	Al
	44,8844	(200)	100	4.03404	Al
	65,24	(220)	61,6	4.04012	Al
	78,3655	(311)	37,29	4.04212	Al
MA	38,6426	(111)	5,29	4.03088	Al
	44,8959	(200)	11,59	4.0330	Al
	65,2004	(220)	100	4.04232	Al
	78,434	(220)	5,11	4.0391	Al
ZF	29,4342	( $\bar{2}$ 31)	100	11.340	Al <sub>2</sub> Fe
	36,0276	(031)	12.76	-	Al(OH) <sub>3</sub>
	39,4103	(111)	19,15	3.9553	Al
	44,6262	(200)	29,58	4.05617	Al
	47,5618	(006)	13,66	-	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
	64,8208	(220)	3.7	4.0633	Al
	78,1101	(311)	9.82	4.0532	Al

Tableau V. 4 : les plans (hkl) et la position 2θ des pics du bain de fusion d'Al 1050A non traité.

### b) Décalage des pics

D'après les trois diffractogrammes présentés dans la *figure V. 60*, on remarque que dans le cas du métal de base et le métal d'apport, les pics sont identiques et ils correspondent à la matrice  $\alpha$ -d'aluminium. Pour cela, l'étude du décalage  $\Delta\theta$  des angles 2θ des raies de diffraction des rayons X, sera présentée seulement pour la zone fondue de l'état initial.

#### Le pic (111)

On observe un déplacement du pic (111) de la zone fondue vers les angles forts 2θ par rapport au métal de base et au métal d'apport avec une faible intensité. Ce décalage est dû à l'insolubilité des impuretés dans la solution solide d'aluminium 1050A.

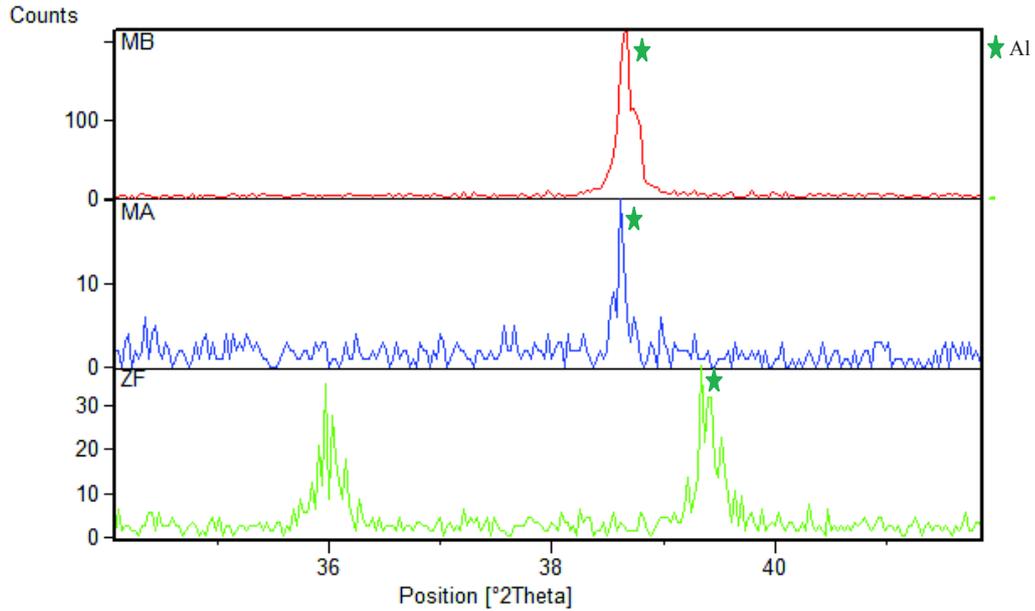


Figure V. 61 : Décalage du pic(111) dans le diffractogramme de  
La zone fondue du joint soudé à l'état initial.

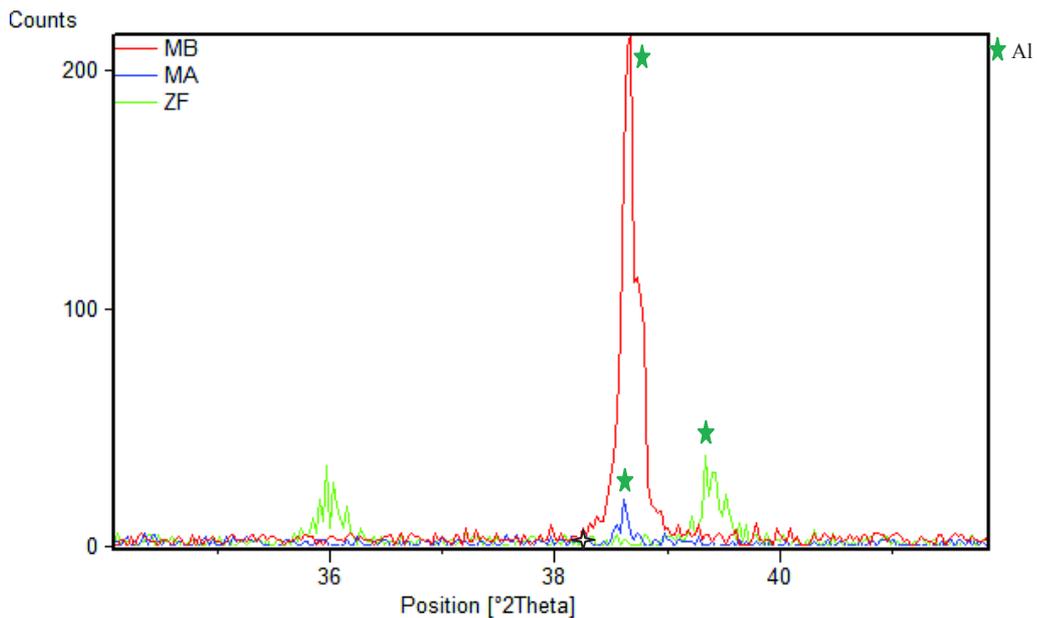


Figure V. 62 : Superposé du pic(111) des diffractogrammes des trois  
zones de la zone fondue du joint soudé à l'état initial.

### ★ Le pic (200)

La figure V. 63 présente le déplacement du pic (200) de la zone fondue vers les faibles angles  $2\theta$  par rapport au métal de base et au métal d'apport, ce qui s'explique par

l'insolubilité des impuretés dans la solution solide d'aluminium 1050A après la fusion. Ce décalage est un résultat de l'extension de la maille d'aluminium.

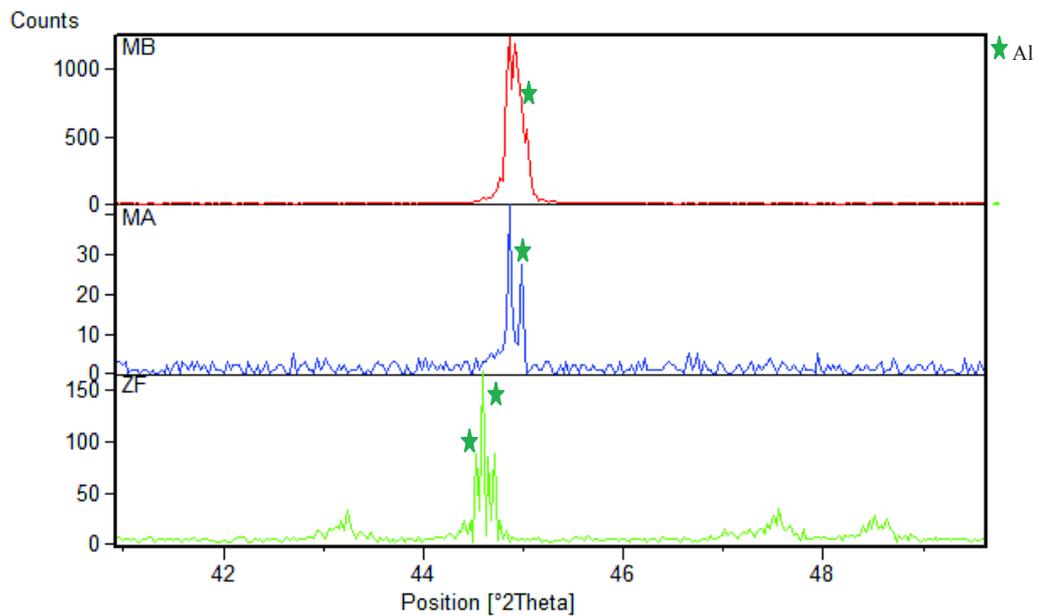


Figure V. 63 : Décalage du pic(200) dans le diffractogramme de la Zone fondue du joint soudé à l'état initial.

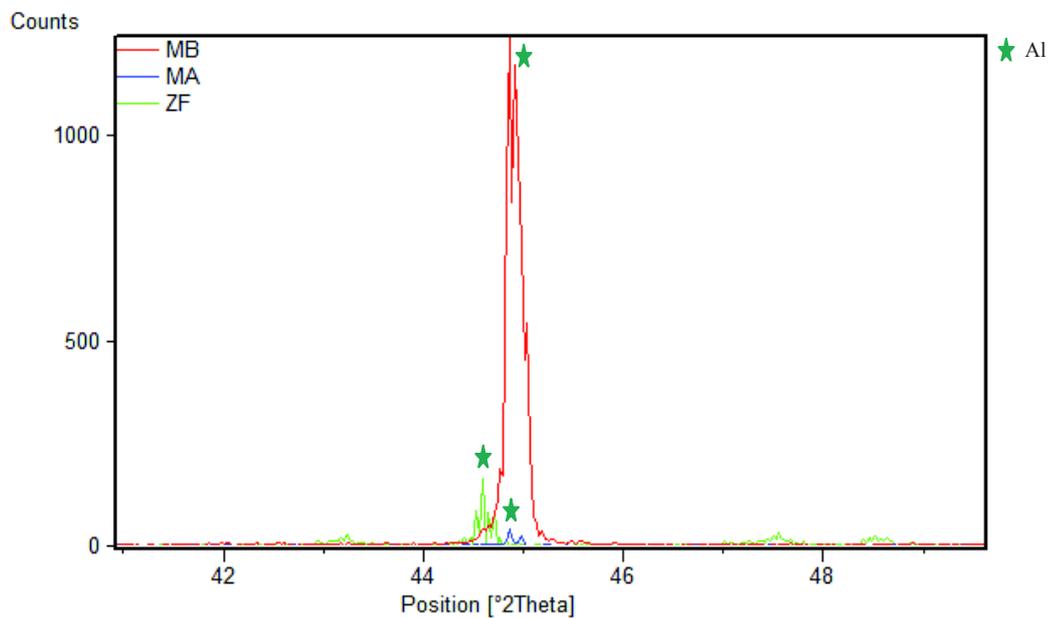


Figure V. 64 : Superposé du pic(200) des diffractogrammes des trois zones de la zone fondue du joint soudé à l'état initial.

### ★ Le pic (220)

Ces diffractogrammes de comparaison présentent le déplacement du pic (220) de la matrice d'aluminium vers les faibles angles  $2\theta$  entre la zone fondue, le métal de base et le métal d'apport, ce qui explique l'effet des impuretés dans l'extension de la maille dans le réseau cristallin de l'aluminium pur industriel 1050A.

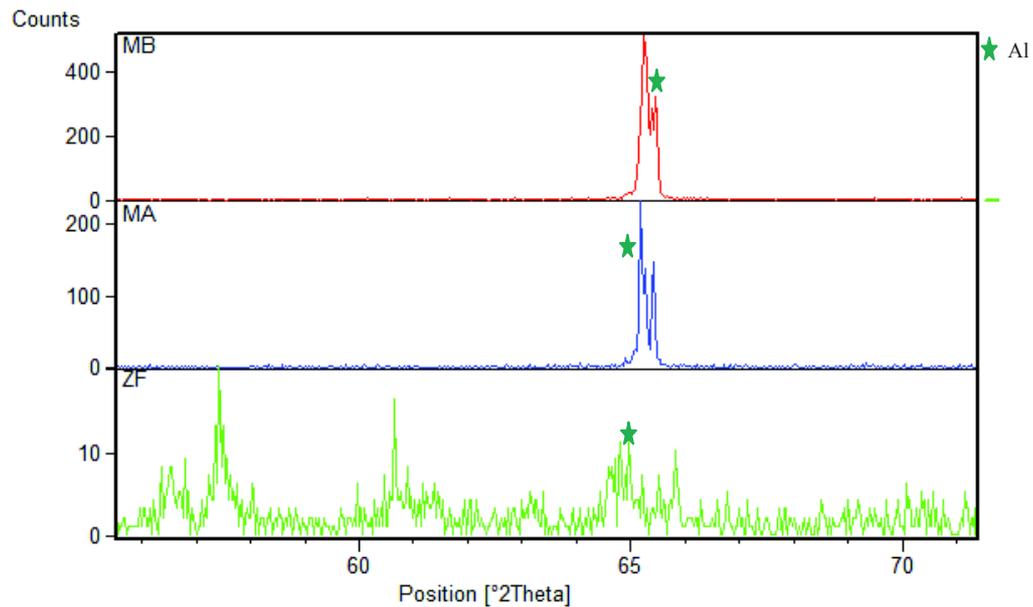


Figure V. 65 : Décalage du pic(220) dans le diffractogramme de La zone fondue du joint soudé à l'état initial.

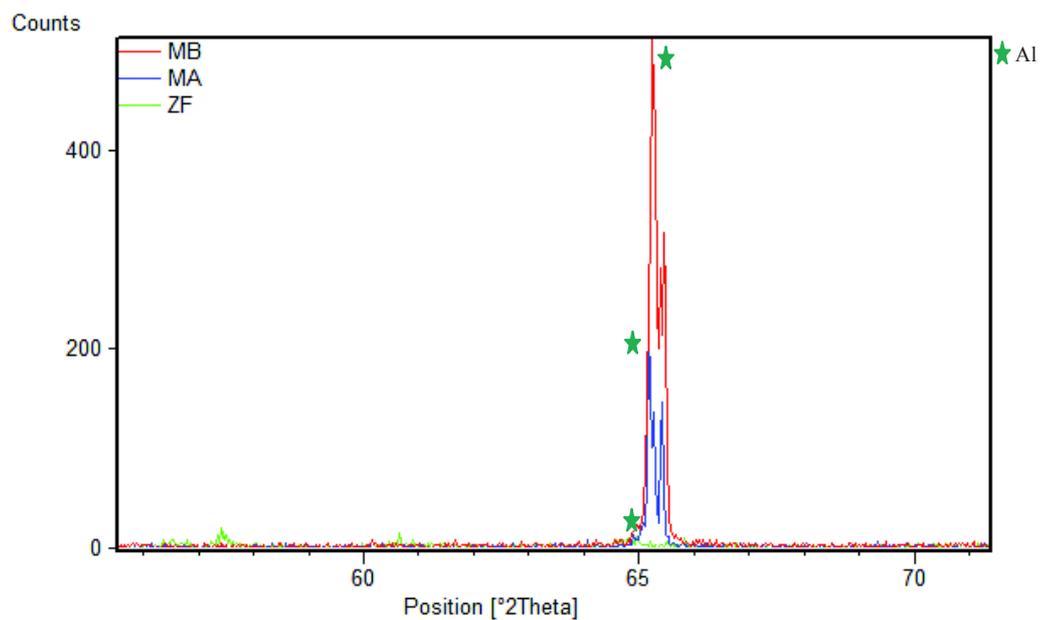
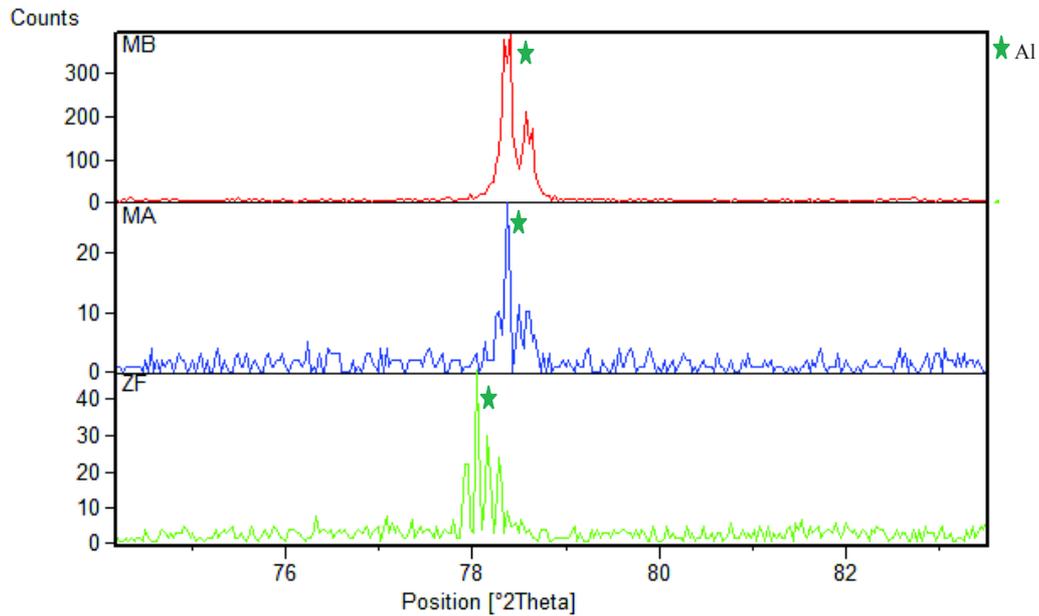


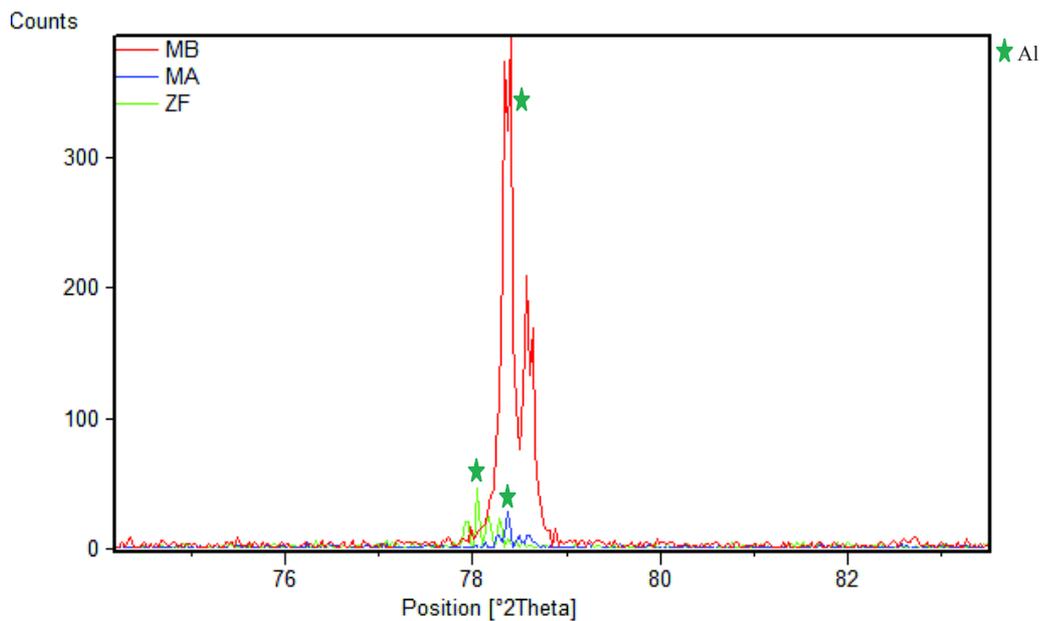
Figure V. 66 : Superposé du pic(220) des diffractogrammes des trois zones de la zone fondue du joint soudé à l'état initial.

### ★ Le pic (311)

La *figure V. 67* présente le déplacement du pic (311) de la zone fondue vers les faibles angles  $2\theta$  par rapport au métal de base et au métal d'apport. Ce décalage est expliqué par l'effet des impuretés dans l'augmentation des paramètres cristallins de la maille.



*Figure V. 67 : Décalage du pic(311) dans le diffractogramme de la zone fondue du joint soudé à l'état initial.*



*Figure V. 68 : Superposé du pic(311) des diffractogrammes des trois zones de la zone fondue du joint soudé à l'état initial.*

### V. 4.3 L'état d'homogénéisation à 200°C

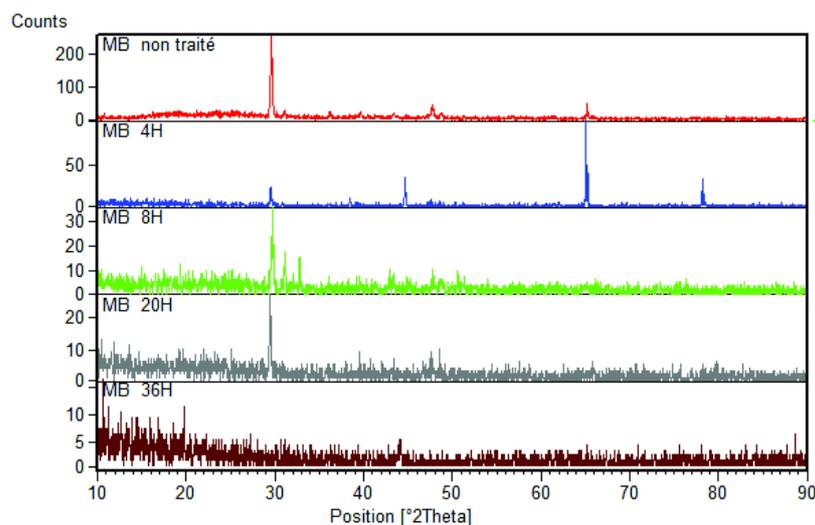
Dans cette partie du travail, on va faire une discussion avec comparaison entre les différents résultats obtenus pour un traitement thermique (TT) à 200°C des trois zones : le métal de base, la zone affectée thermiquement et la zone fondue du joint soudé d'aluminium 1050A pendant des temps choisis.

#### V. 4.3.1 Comparaison entre les DRX du MB avant et après traitements thermiques

La *figure V. 69* présente une comparaison entre les diffractogrammes des rayons X des métaux de base des joints soudés avant et après les traitements thermiques à 200°C. Selon les fiches ICCD (*Tableau V. 5*), les diffractions enregistrées présentent les mêmes pics de la matrice  $\alpha$ -aluminium 1050A (cfc) dans le cas traité pendant 4 heures seulement, avec une différence d'intensité par rapport à l'état non traité. Ceci est lié à l'existence d'une texture.

On remarque que le pic correspondant à l'angle  $2\theta = 29^\circ$  apparaît après le traitement thermique du métal de base pour tous les joints soudés d'aluminium 1050A, avec une grande intensité et des fois c'est le pic le plus intense, sauf dans le cas traité pendant 36 heures où ce pic n'apparaît pas.

On observe aussi la présence des pics correspondant à l'oxyde d'aluminium  $Al_2O_3$ , ce qui explique la formation de la couche naturelle d'alumine pendant le traitement thermique.



*Figure V. 69 : Comparaison des diffractogrammes des rayons X du métal de base entre l'état initial et les traités à 200°C.*

**a) Tableau des caractérisations MB : l'état d'homogénéisation à 200°C**

D'après les fiches ICDD, l'interphase  $Al_2Fe$  apparaît à 200°C, ce qui explique l'effet du traitement thermique sur cette formation. On observe aussi la formation d'oxydes d'aluminium par l'oxydation à l'air libre [Sev03] pendant le traitement.

Zone	2 $\theta$	Hkl	I(%)	a(A°)	Phase proposée
MB	38,6475	(111)	24,08	4.03056	Al
	44,8844	(200)	100	4.03404	Al
	65,24	(220)	61,6	4.04012	Al
	78,3655	(311)	37,29	4.04212	Al
MB04	29,5081	( $\bar{2}$ 31)	59,05	11.3129	$Al_2Fe$
	38,4698	(111)	16,89	4.0482	Al
	44,6472	(200)	99,95	4.0541	Al
	65,1132	(220)	53	4.0471	Al
	78,196	(311)	100	4.0494	Al
MB08	29,7317	( $\bar{2}$ 31)	100	11.2297	$Al_2Fe$
	31,116	(004)	-	-	$Al_2O_3$
	32.8146	(200)	-	-	$Al_2O_3$
MB20	29,4609	( $\bar{2}$ 31)	100	11.3306	$Al_2Fe$
MB36	42,94		100	-	-

Tableau V. 5 : les plans (hkl) et la position 2 $\theta$  des pics de la comparaison entre les MB traités à 200°C.

**b) Décalage des pics**

Une analyse par diffraction des rayons X est faite pour bien suivre cette comparaison entre les états traités à 200°C par rapport à l'état non traité. Elle montre que les raies de diffraction de la matrice d'aluminium sont décalées (déplacées) d'un angle  $\Delta\theta$  par rapport au spectre DRX du métal de base vers les faibles angles  $2\theta$ . Ceci est expliqué par l'extension de la maille à cause des contraintes posées par les impuretés non solubles dans la solution solide d'aluminium et leurs insertions dans la maille cristalline (une augmentation dans les paramètres cristallins).

**Le pic ( $\bar{2}$ 31)**

Ces diffractogrammes de comparaison présentent le déplacement du pic ( $\bar{2}$ 31) des métaux de base traités à 200°C pendant 4, 8, 20 et 36 heures par rapport au métal de base non traité. L'appariation de ce pic pendant les traitements thermiques à 4, 8 et 20 heures, confirme l'effet

de l'augmentation de la température dans la formation de cette interphase. On observe que ce pic n'existe pas dans le cas traité pendant 36 heures.

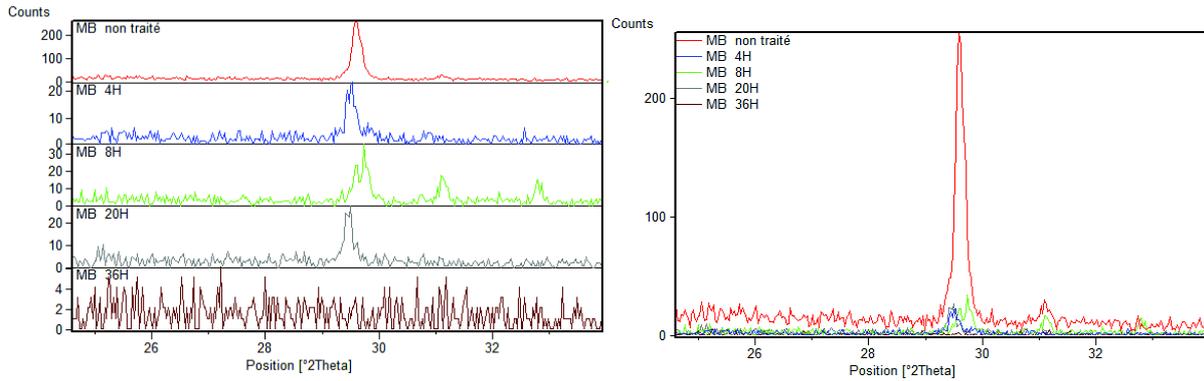


Figure V. 70 : Décalage du pic  $(\vec{231})$  de la comparaison entre les MB traités à 200°C.

### Le pic (111)

On remarque que le pic (111) est apparu seulement dans le cas traité à 200°C pendant 4 heures, avec un déplacement vers les faibles angles et une faible intensité.

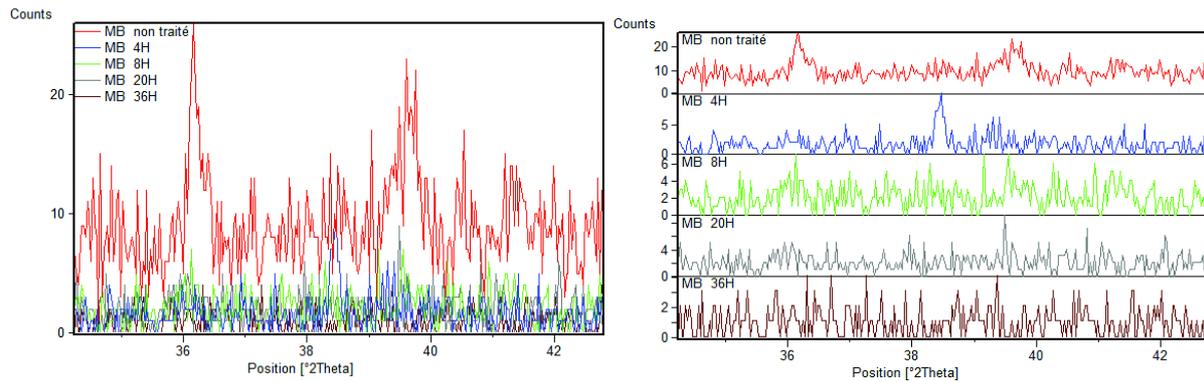


Figure V.71 : Décalage du pic  $(111)$  de la comparaison entre les MB traités à 200°C

### Le pic (200)

La figure V. 72 présente une comparaison entre les pics (200) diffractés par les métaux de base traités à 200°C. On remarque que le pic (200) est apparu seulement dans le cas traité pendant 4 heures avec une intensité de 99,95% et d'un déplacement vers les faibles angles par rapport au MB d'état non traité, ce qui explique que les grains sont orientés vers ce plan, alors on parle d'une texture privilégiée.

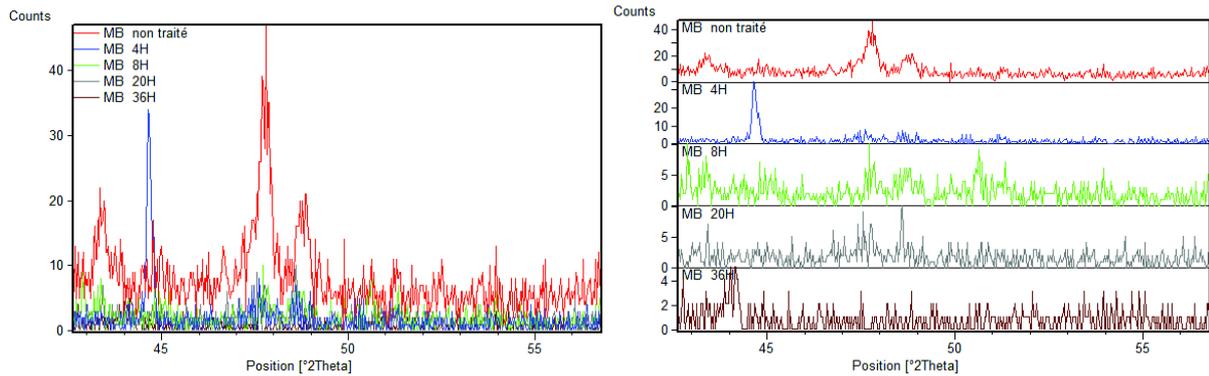


Figure V.72 : Décalage du pic(200) de la comparaison entre les MB traités à 200°C.

### ★ Le pic (220)

Ces diffractogrammes de comparaison présentent le déplacement du pic (220) des métaux de base traités à 200°C pendant 4, 8, 20 et 36 heures par rapport au métal de base non traité. On observe que ce pic est apparu seulement dans le cas traité pendant 4 heures avec un déplacement vers les faibles angles, ce qui explique l'effet des impuretés non solubles dans l'extension de la maille d' $\alpha$ -aluminium.

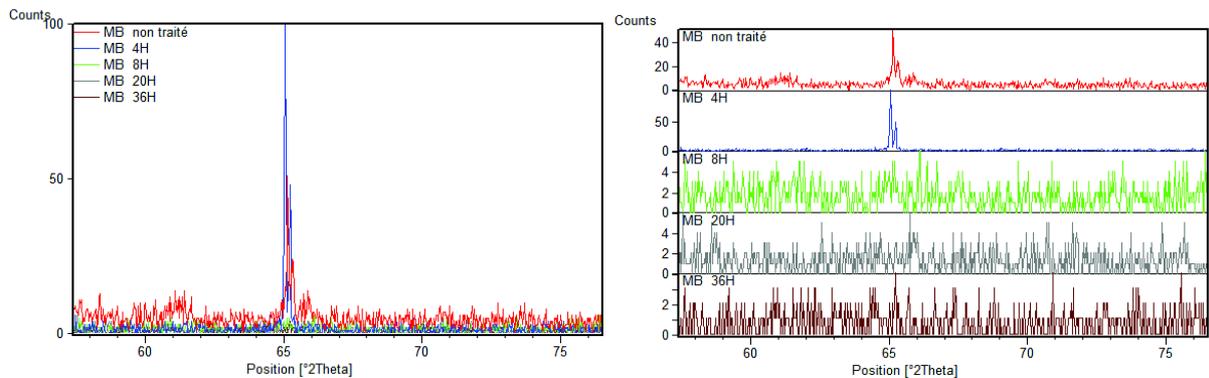


Figure V.73 : Décalage du pic(220) de la comparaison entre les MB traités à 200°C.

### ★ Le pic (311)

La figure V. 74 présente les diffractogrammes de décalage du pic (311). On observe que ce pic apparaît seulement dans le cas traité pendant 4 heures et d'un déplacement vers les faibles angles  $2\theta$  par rapport à MB de l'état de référence. L'explication de ce décalage est que l'insolubilité des impuretés dans la solution solide d'aluminium donne une extension dans la taille de la maille.

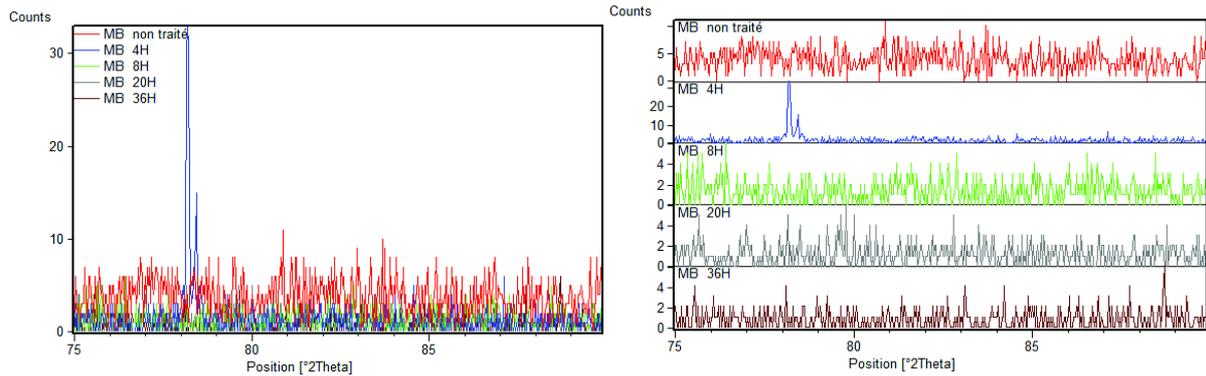


Figure V.74 : Décalage du pic(311) de la comparaison entre les MB traités à 200°C.

#### V. 4. 3. 2 Comparaison entre les DRX de la ZAT avant et après traitements thermiques

La figure V. 75 présente les diffractogrammes des rayons X qui montrent une comparaison entre les zones affectées thermiquement traitées à 200°C.

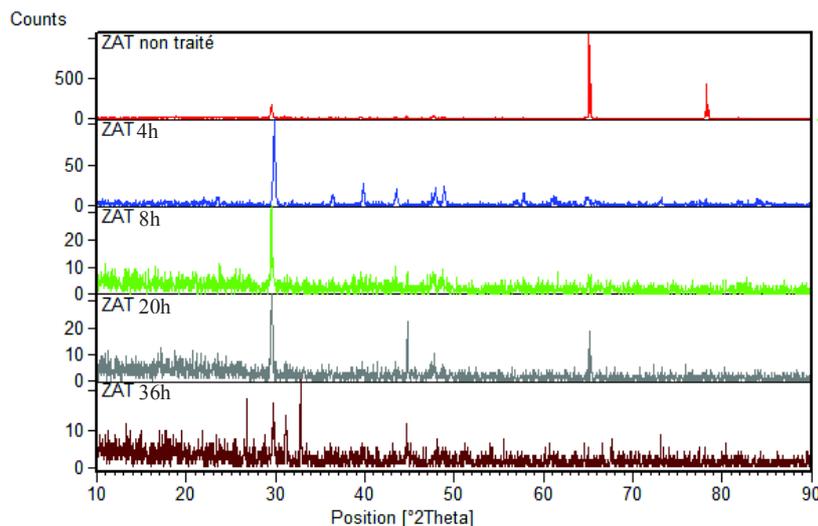


Figure V. 75 : Comparaison des diffractogrammes des rayons X de la ZAT entre l'état initial et les traitées à 200°C.

##### a) Tableau des caractérisations ZAT : l'état d'homogénéisation à 200°C

Le tableau suivant présente la comparaison entre les zones affectées thermiquement à 200°C des états traités thermiquement pendant 4, 8, 20 et 36 heures, avec des détails sur la phase proposée, le paramètre cristallin et les plans de diffraction des rayons X. A part les pics accords à la matrice  $\alpha$ -aluminium, on remarque que le pic à  $2\theta=29^\circ$  apparaît dans tous les

états traités, et presque toujours c'est le pic le plus intense. On observe des pics correspondant à  $\text{Al}_2\text{O}_3$  et  $\text{Al}(\text{OH})_3$  dus à l'oxydation par l'air libre.

Zone	$2\theta$	hkl	I(%)	$a(\text{Å})$	Phase proposée
ZAT non traité	29,5319	$\bar{2}$ (31)	12.9	11.3407	$\text{Al}_2\text{Fe}$
	65,0868	(220)	100	4.04858	Al
	78,212	(311)	37.73	4.04878	Al
ZAT04	29,8962	$\bar{2}$ (31)	100	11.1693	$\text{Al}_2\text{Fe}$
	36,4488	(031)	8,82	-	$\text{Al}(\text{OH})_3$
	39,8263	(111)	22.93	3.9157	Al
	43,5046	-	15.04	-	-
	47,9052	(006)	14.4	-	$\text{Al}_2\text{O}_3$
	48,8347	-	18.35	-	-
	64,9677	(220)	8,55	4.0551	Al
ZAT08	29,5225	(231)	100	11.3075	$\text{Al}_2\text{Fe}$
	47,7961	(006)	23,73	-	$\text{Al}_2\text{O}_3$
ZAT20	29,5722	(231)	100	11.2889	$\text{Al}_2\text{Fe}$
	44,7792	(200)	35,22	4.04193	Al
	65,2651	(220)	15,29	4.0387	Al
ZAT36	29,7328	(231)	85.08	11.2293	$\text{Al}_2\text{Fe}$
	31,1357	(004)	80.39	-	$\text{Al}_2\text{O}_3$
	32,8415	(200)	100	-	$\text{Al}_2\text{O}_3$

Tableau V. 6 : les plans (hkl) et la position  $2\theta$  des pics de la comparaison entre les ZAT traitées à  $200^\circ\text{C}$ .

### b) Décalage des pics

#### ★ Le pic $\bar{2}$ (31)

Dans ces diffractogrammes le pic  $\bar{2}$ (31) apparaît avant et après le traitement thermique pendant 4, 8, 20 et 36 heures où c'est le pic le plus intense, ce qui explique que les grains sont orientés vers le plan  $\bar{2}$ (31) qui présente l'interphase  $\text{Al}_2\text{Fe}$ . On observe que l'intensité est minimale dans la ZAT non traitée. Pour le décalage  $\Delta\theta$ , on remarque qu'il n'est pas important.

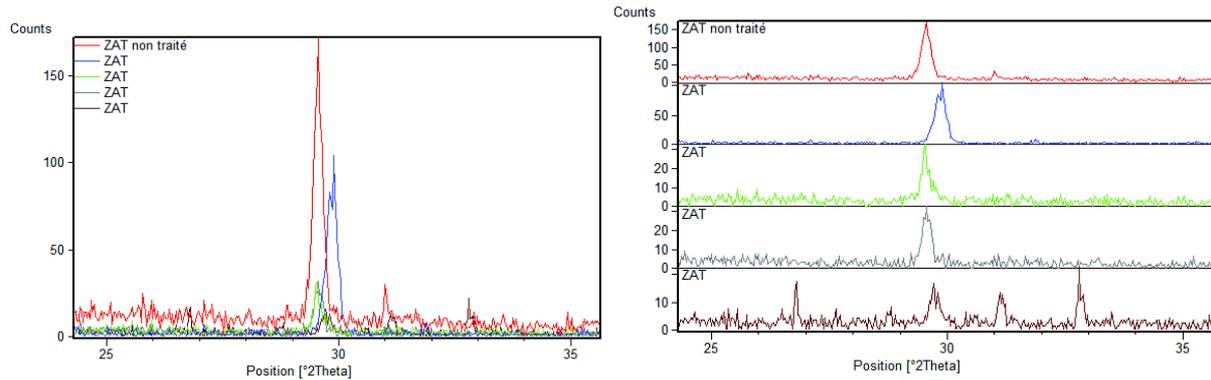


Figure V.76 : Décalage du pic( $\bar{2}31$ ) de la comparaison entre les ZAT traitées à 200°C.

### Le pic (200)

Ces diffractogrammes de comparaison présentent le déplacement du pic (200) entre les zones affectées thermiquement traitées à 200°C pendant 4, 8, 20 et 36 heures par rapport à la ZAT non traité. On observe que ce pic n'existe que dans les cas traités pendant 4 et 20 heures avec différentes intensités.

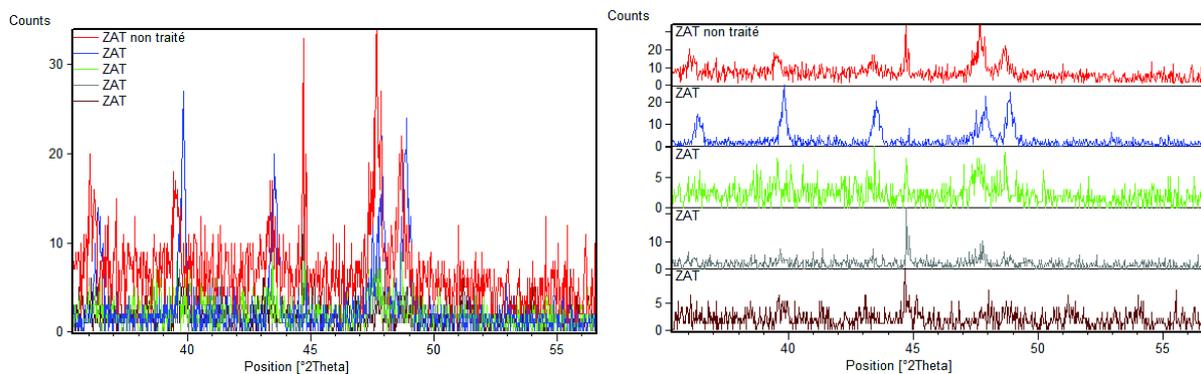


Figure V.77 : Décalage du pic(200) de la comparaison entre les ZAT traitées à 200°C.

### Le pic (220)

La figure V. 78 présente les diffractogrammes de comparaison de décalage du pic (220). On observe que ce pic n'existe que dans les cas traités pendant 4 et 20 heures avec de faibles intensités par rapport à la ZAT de l'état initial où il est le pic le plus intense.

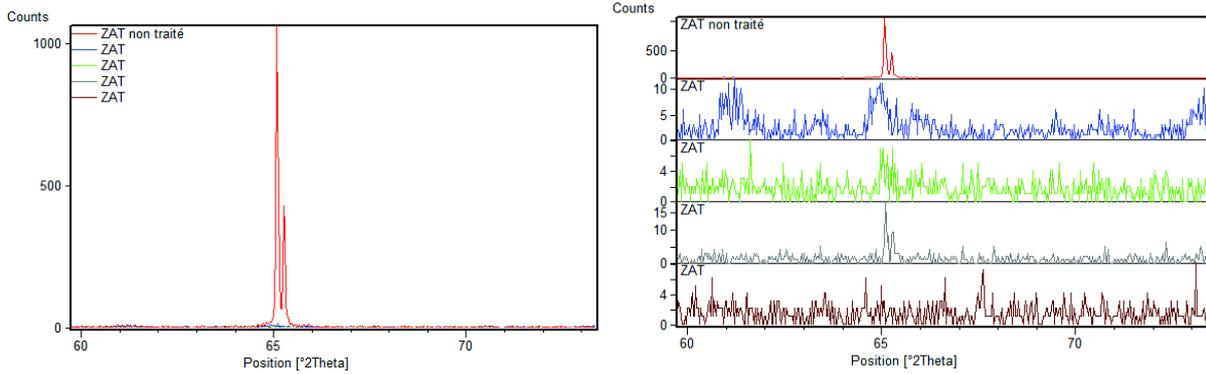


Figure V.78 : Décalage du pic(220) de la comparaison entre les ZAT traitées à 200°C.

#### V. 4. 3. 3 Comparaison entre les DRX de la ZF avant et après traitements thermiques

La figure V. 79 présente les diffractogrammes des rayons X qui montrent une comparaison entre les zones fondues traitées à 200°C.

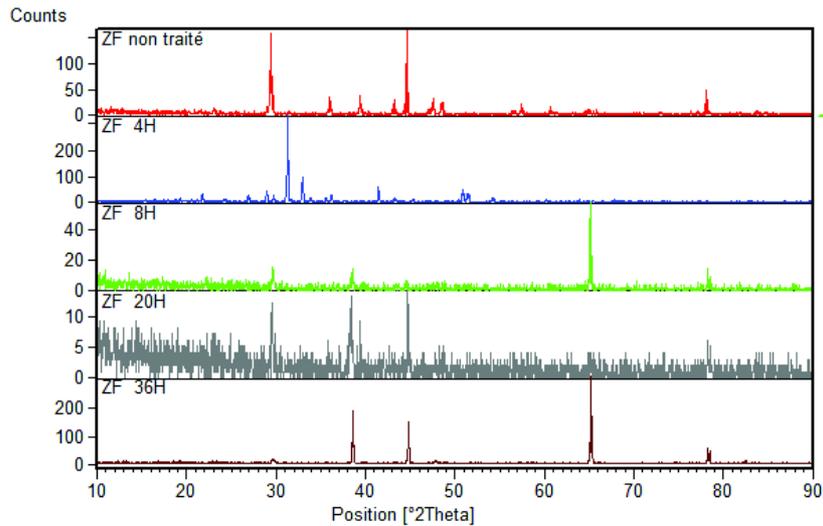


Figure V. 79 : Comparaison des diffractogrammes des rayons X de la ZF entre l'état initial et les traitées à 200°C.

##### a) Tableau des caractérisations ZF : l'état d'homogénéisation à 200°C

Le tableau suivant présente la comparaison entre les zones fondues des états traités thermiquement à 200°C pendant 4, 8, 20 et 36 heures, les paramètres cristallins et les pics les plus intenses.

Zone	2θ	hkl	I(%)	a(A°)	Phase proposée
ZF	29,4342	$\bar{2}$ (31)	100	11.340	Al <sub>2</sub> Fe
	36,0276	(031)	12.76	-	Al(OH) <sub>3</sub>
	39,4103	(111)	19,15	3.9553	Al
	44,6262	(200)	29,58	4.05617	Al
	47,5618	(006)	13,66	-	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
	64,8208	(220)	3.7	4.0633	Al
	78,1101	(311)	9.82	4.0532	Al
ZF04	26,9541	(111)	8.64	5.7225	AlFe <sub>3</sub>
	28,9418	(204)	13.72	13.0731	Al <sub>12</sub> Fe <sub>4</sub>
	29,7384	$\bar{2}$ (31)	11.68	11.2273	Al <sub>2</sub> Fe
	31,3226	(004)	100	-	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
	32,9806	(200)	47.44	-	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
36,2298	(031)	11.07	-	Al(OH) <sub>3</sub>	
ZF08	29,6586	$\bar{2}$ (31)	19,9	11.2568	Al <sub>2</sub> Fe
	38,4952	(111)	11,06	4.0457	Al
	65,1056	(220)	100	4.0475	Al
	78,3925	(311)	6,85	4.04096	Al
ZF20	29,5523	$\bar{2}$ (31)	100	11.2964	Al <sub>2</sub> Fe
	38,3703	(111)	81,87	4.0584	Al
	44,7359	(200)	76,49	4.0467	Al
ZF36	29,6857	$\bar{2}$ (31)	3,73	11.2467	Al <sub>2</sub> Fe
	38,5413	(111)	39	4.04107	Al
	44,7685	(200)	44,18	4.0439	Al
	65,1516	(220)	100	4.0450	Al
	78,2621	(311)	16,26	4.0466	Al

Tableau V. 7 : les plans (hkl) et la position 2θ des pics de la comparaison entre les ZF traitées à 200°C.

### b) Décalage des pics

#### ★ Le pic $\bar{2}$ (31)

La figure V. 80 présente les diffractogrammes de décalage du pic  $\bar{2}$ (31). On remarque que, dans toutes les zones fondues traitées à 200°C pendant 4, 8, 20 et 36 heures, le pic apparaît avec différentes intensités et d'un décalage vers les forts angles 2θ par rapport à l'état initial. Ce déplacement est dû à l'effet du traitement thermique.

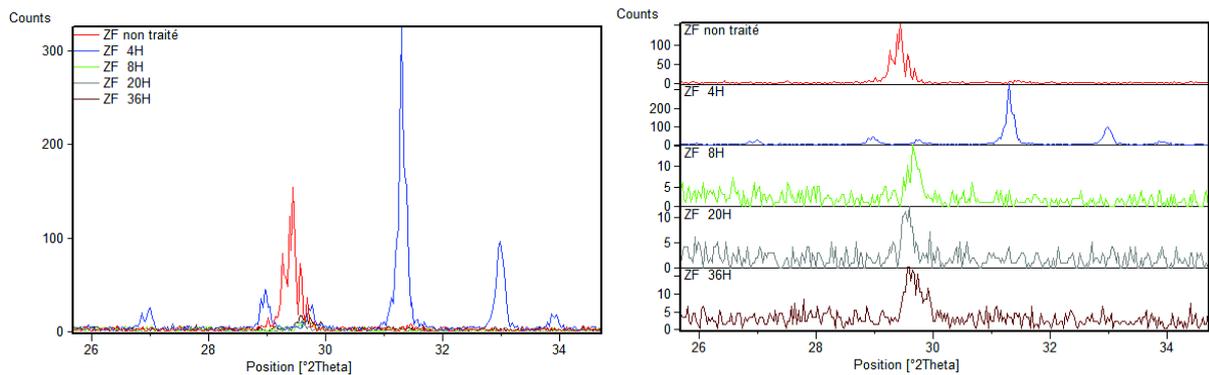


Figure V.80 : Décalage du pic(231) de la comparaison entre les ZF traitées à 200°C.

### ★ Les pics (111) et (200)

Ces diffractogrammes de comparaison présentent le déplacement des pics (111) et (200) des zones fondues traitées à 200°C. Pour le pic correspondant au plan de diffraction (111), le déplacement est vers les faibles angles  $2\theta$  par rapport à l'état initial. Ceci est expliqué par l'effet des impuretés insoluble dans la matrice  $\alpha$ -aluminium. Au même temps, un décalage vers les forts angles  $2\theta$  pour le plan (200). Alors on peut dire que ces impuretés non solubles dans la solution solide d'aluminium 1050A donnent des interphases métastables.

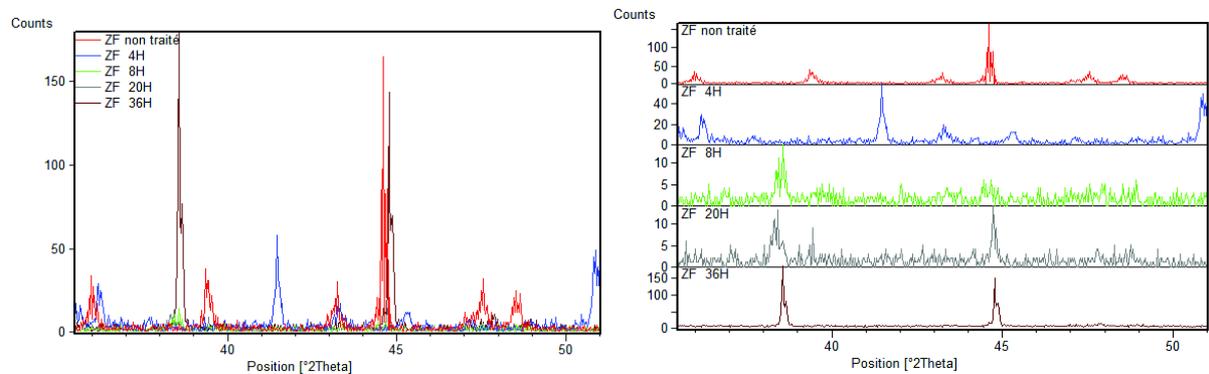


Figure V.81 : Décalage du pic(111) et (200) de la comparaison entre les ZF traitées à 200°C.

### ★ Le pic (220)

La figure V. 82 présente les diffractogrammes de décalage du pic (220). On remarque que le pic n'apparaît que dans les zones fondues traitées à 400°C pendant 8 et 36 heures où il présente le pic le plus intense, ce qui explique que l'orientation des grains vers le plan (220) est l'orientation favorisée. Aussi, ce décalage est vers les forts angles  $2\theta$ , ce qui est expliqué par l'insertion des impuretés insolubles dans la matrice d'aluminium.

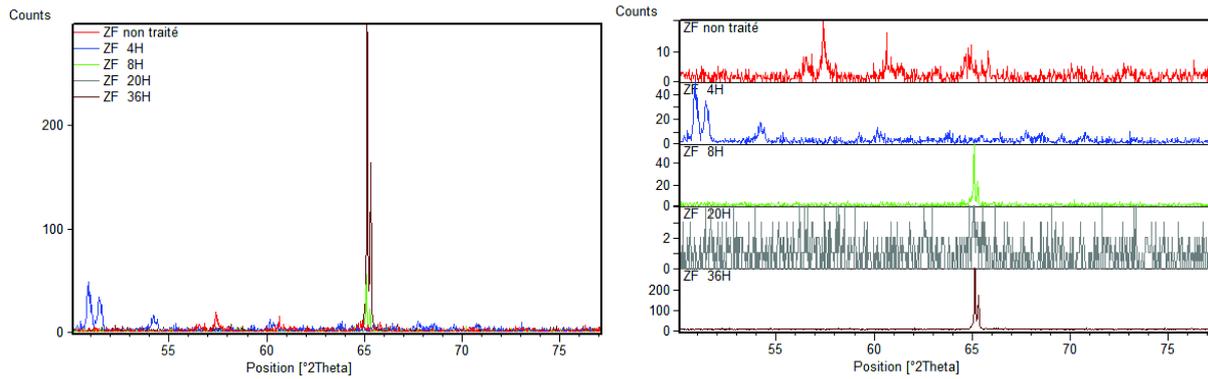


Figure V.82 : Décalage du pic(220) de la comparaison entre les ZF traitées à 200°C.

### ★ Le pic (311)

La figure V. 83 présente une comparaison entre les pics (311) diffractés par les zones fondues traitées à 200°C. On remarque que le pic (311) est apparu seulement dans le cas traité pendant 8 et 36 heures d'un déplacement vers les forts angles par rapport à la ZF d'état non traité et avec une intensité la plus importante, ce qui explique que les grains sont orientés vers ce plan ; alors on parle d'une texture privilégiée.

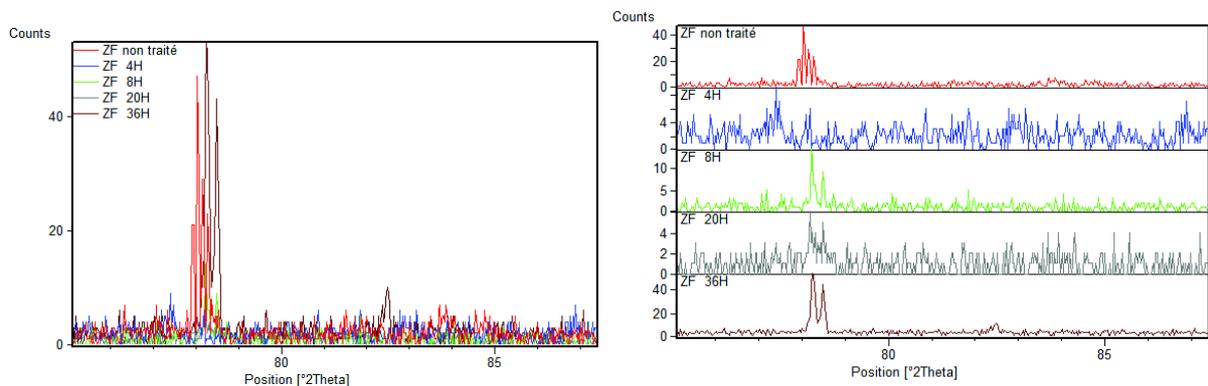


Figure V.83 : Décalage du pic(311) de la comparaison entre les ZF traitées à 200°C.

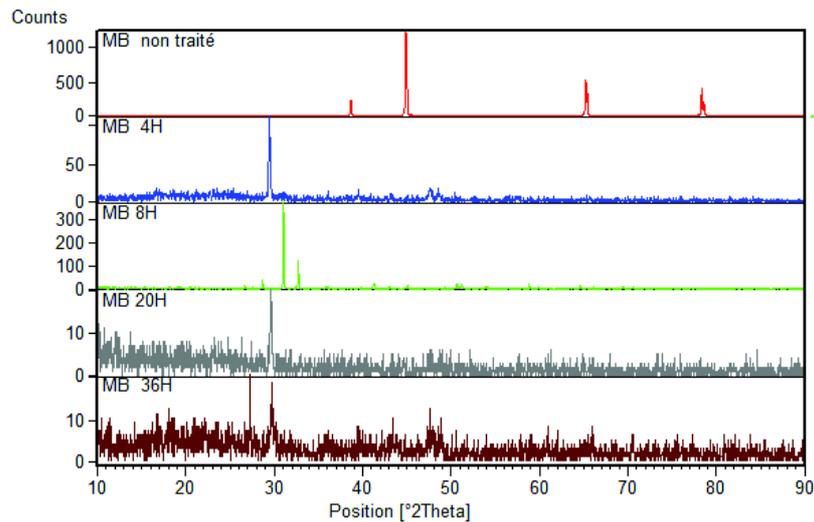
#### V. 4. 4 L'état d'homogénéisation à 400°C

Cette partie comporte une discussion sur la comparaison des résultats obtenus sur les trois zones : le métal de base, la zone affectée thermiquement et la zone fondue du joint soudé d'aluminium industriel 1050A pendant des temps choisis, pour un traitement thermique à 400°C.

#### V. 4. 4. 1 Comparaison entre les DRX du MB avant et après traitements thermiques

Ces diffractogrammes des rayons X présentés dans la *figure V. 84* montrent une comparaison entre les métaux de base avant et après les traitements thermiques à 400°C. Les pics de diffraction enregistrés montrent que le pic correspondant à l'angle  $2\theta = 29^\circ$  apparaît dans le métal de base pour tous les joints soudés d'aluminium traités avec une grande intensité où c'est le pic le plus intense, sauf dans le cas traité pendant 8 heures. Selon les fiches ICCD, ce pic correspond à l'un des composés du fer, le  $\text{FeAl}_2$ , ce qui explique l'effet du traitement thermique sur la formation des interphases à partir de l'insolubilité du fer dans la solution solide d'aluminium 1050A.

On observe aussi la présence des pics correspondant à l'oxyde d'aluminium  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , ce qui explique la formation de la couche naturelle d'alumine pendant le traitement thermique.



*Figure V. 84 : Comparaison des diffractogrammes des rayons X du métal de base entre l'état initial et les traités à 400°C.*

##### a) Tableau des caractérisations MB : l'état d'homogénéisation à 400°C

Le tableau suivant présente la comparaison entre les métaux de base des états traités thermiquement à 400°C pendant 4, 8, 20 et 36 heures, les paramètres cristallins et les pics les plus intenses. On remarque la formation d'oxyde d'aluminium  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , résultat des conditions de traitement thermique, ainsi l'apparition des interphases de type  $\text{Al}_x\text{Fe}_y$ . Cette apparition est due à l'insolubilité du fer dans la solution solide d'aluminium industriel 1050A.

On observe que l'angle  $2\theta = 29^\circ$  fait le pic le plus intense dans les cas traités pendant 4, 20 et 36 heures, ce qui explique qu'il ya une texture ; une orientation des grains vers ce plan.

Zone	2 $\theta$	hkl	I(%)	a(A°)	Phase proposée
MB	38,6475	(111)	24,08	4.03056	Al
	44,8844	(200)	100	4.03404	Al
	65,24	(220)	61,6	4.04012	Al
	78,3655	(311)	37,29	4.04212	Al
MB04	29,5293	( $\bar{2}$ 31)	100	11.3050	Al <sub>2</sub> Fe
	39,3948	(111)	3,22	3.9568	Al
	47,6428	(006)	11.47	-	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
	78,2122	(311)	52.21	4.0487	Al
MB08	28,6975	(204)	10.59	13.7648	Al <sub>12</sub> Fe <sub>4</sub>
	31,0411	(004)	100	-	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
	32,6892	(200)	25.64	-	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
	64,6063	(220)	3,75	4.0753	Al
MB20	29,6314	( $\bar{2}$ 31)	100	11.2669	Al <sub>2</sub> Fe
MB36	29,7859	( $\bar{2}$ 31)	100	11.2098	Al <sub>2</sub> Fe

Tableau V. 8 : les plans (hkl) et la position 2 $\theta$  des pics de la comparaison entre les MB traités à 400°C.

### b) Décalage des pics

L'analyse des états traités à 400°C par diffraction des rayons X montre que les raies de diffraction de la matrice d'aluminium correspondant aux plans (311) et (220) sont déplacées d'un angle  $\Delta\theta$  par rapport au spectre DRX du métal de base (l'état de référence) vers les faibles angles  $2\theta$ , ceci est expliqué par l'extension de la maille à cause des contraintes posées par les impuretés non solubles dans la solution solide d'aluminium et leurs insertion dans la maille cristalline (une augmentation dans les paramètres cristallins). En plus, on observe un décalage vers les forts angles  $2\theta$  pour le pic correspondant à l'interphase Al<sub>2</sub>Fe. On peut expliquer ça par l'effet de la durée de traitement thermique.

### ★ Le pic ( $\bar{2}$ 31)

Ces diffractogrammes de comparaison présentent le déplacement du pic ( $\bar{2}$ 31) des métaux de base traités à 400°C pendant 4, 20 et 36 heures par rapport au métal de base non traité. Le décalage d'angle  $2\theta = 29^\circ$  vers les angles forts est dû à l'augmentation du temps de traitement thermique. On observe que c'est le pic le plus intense, ce qui veut dire que les grains sont orientés vers ce plan. On remarque que ce pic n'existe pas dans le cas traité pendant 8 heures.

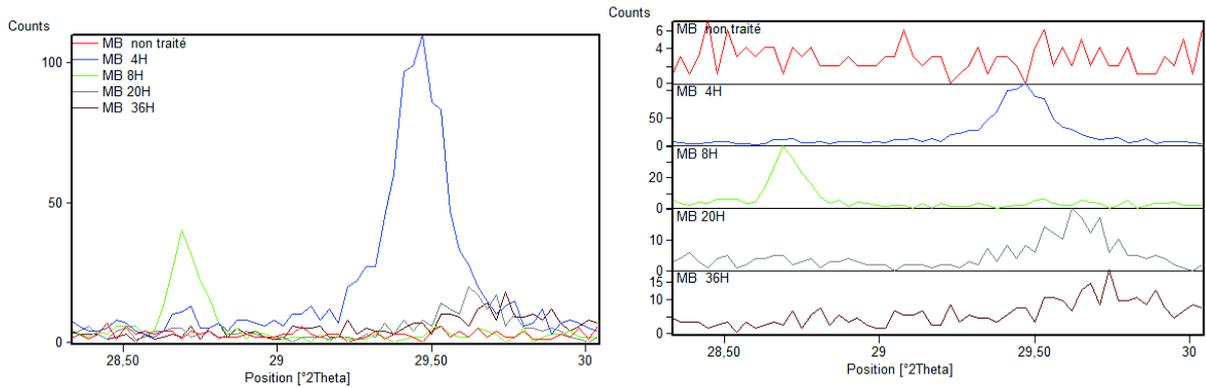


Figure V.85 : Décalage du pic( $\bar{2}31$ ) de la comparaison entre les MB traités à 400°C.

### ★ Le pic (111)

La figure V. 86 présente une comparaison entre les pics (111) diffractés par les métaux de base traités à 400°C. On remarque que le pic (111) est apparu seulement dans le cas traité pendant 4 heures d'un déplacement vers les faibles angles par rapport au MB d'état non traité et avec une faible intensité. Ce déplacement est dû à l'effet de la substitution des impuretés insolubles dans la matrice d' $\alpha$ -aluminium.

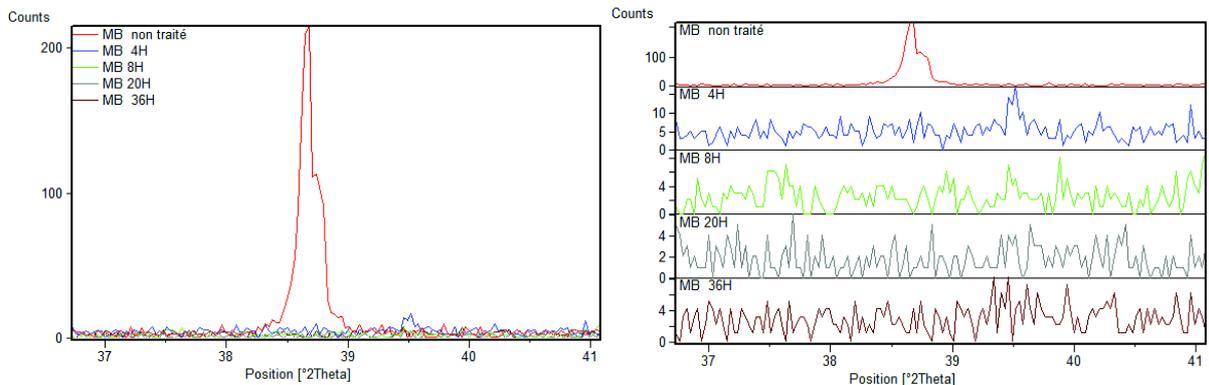


Figure V.86 : Décalage du pic(111) de la comparaison entre les MB traités à 400°C.

### ★ Le pic (220)

La figure V. 87 présente une comparaison entre les pics (220) diffractés par les métaux de base traités à 400°C. On remarque que le pic (220) est apparu seulement dans le cas traité pendant 8 heures d'un déplacement vers les forts angles  $2\theta$  par rapport au MB d'état non traité et avec une faible intensité. Ce déplacement est dû aux contraintes résiduelles.

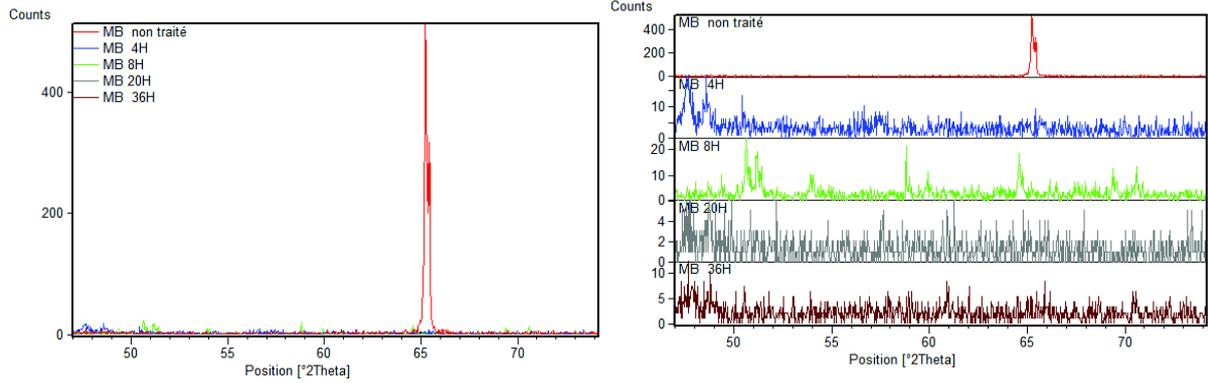


Figure V.87 : Décalage du pic(220) de la comparaison entre MB traités à 400°C.

### ★ Le pic (311)

Ces diffractogrammes de comparaison présentent le déplacement du pic (311) entre les métaux de base traités à 400°C pendant 4, 8, 20 et 36 heures par rapport au MB non traité. On observe que ce pic n'existe que dans le cas traité pendant 8 heures d'une faible intensité et avec un déplacement vers les faibles angles  $2\theta$ .

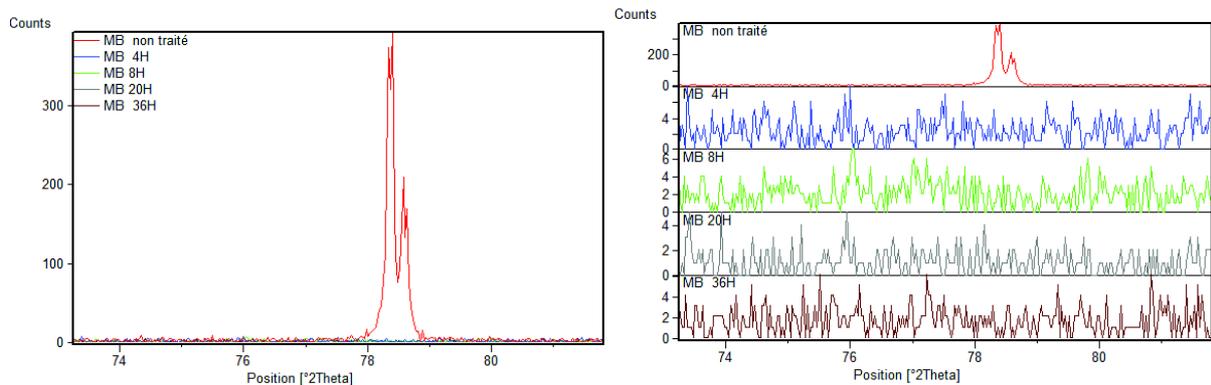


Figure V.88 : Décalage du pic(311) de la comparaison entre les MB traités à 400°C.

#### V. 4. 4. 2 Comparaison entre les DRX de la ZAT avant et après traitements thermiques

La figure V. 89 présente les diffractogrammes des rayons X qui montrent une comparaison entre les zones affectées thermiquement traitées à 400°C.

On observe que le pic (004) est le plus intense dans les cas traités à 400°C pendant 4 et 8 heures. Selon les fiches ICDD, ce pic correspond aux oxydes d'aluminium, ce qui explique l'oxydation de la surface de la ZAT pendant et après le traitement thermique.

On remarque que le pic ( $\bar{2}31$ ) est apparu seulement dans les deux cas traités pendant 20 et 36 heures ce qui indique que l'augmentation dans le temps de maintien thermique provoque la formation de cette interphase métallique.

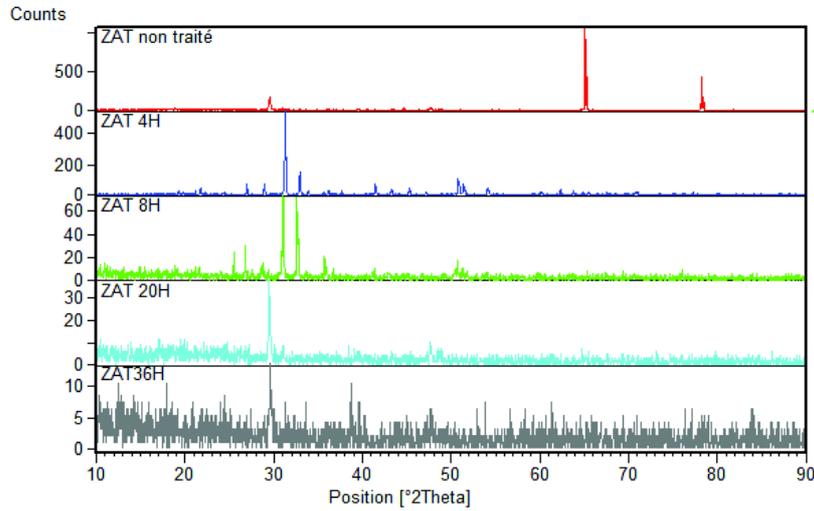


Figure V. 89 : Comparaison des diffractogrammes des rayons X de ZAT entre l'état initial et les traitées à 400°C.

a) **Tableau des caractérisations ZAT : l'état d'homogénéisation à 400°C**

Le tableau suivant présente la comparaison entre les zones affectées thermiquement des états traités thermiquement pendant 4, 8, 20 et 36 heures et les pics les plus intenses.

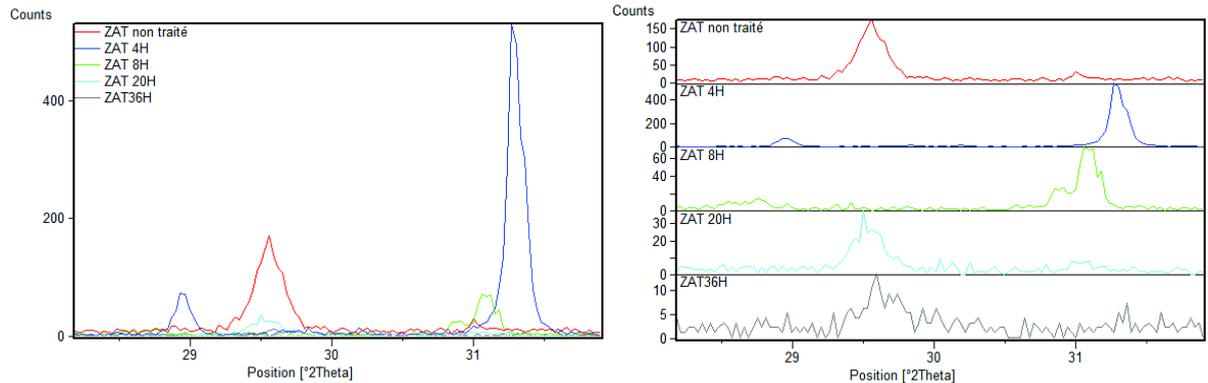
Zone	2θ	hkl	I(%)	a(A°)	Phase proposée
ZAT04	26,965	(111)	12,01	5.7203	AlFe <sub>3</sub>
	<b>28,9411</b>	( $\bar{2}31$ )	14.68	13.7806	Al <sub>12</sub> Fe <sub>4</sub>
	<b>31,2939</b>	(004)	<u>100</u>	-	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
	32,953	(200)	28.91	-	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
	36,1621	(031)	5.33	-	Al(OH) <sub>3</sub>
ZAT08	26,965	(111)	30.12	5.7203	AlFe <sub>3</sub>
	28,7043	(204)	12.7	13.8919	Al <sub>12</sub> Fe <sub>4</sub>
	<b>31,0739</b>	(004)	<u>100</u>	-	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
	32,6326	(200)	55.09	-	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
ZAT20	<b>29,5122</b>	( $\bar{2}31$ )	<u>100</u>	11.3114	Al <sub>2</sub> Fe
ZAT36	<b>29,6065</b>	( $\bar{2}31$ )	<u>100</u>	11.2762	Al <sub>2</sub> Fe

Tableau V. 9 : Les plans (hkl) et la position 2θ des pics de la comparaison entre les ZAT traitées à 400°C.

## b) Décalage des pics

### ★ Le pic ( $\bar{2}31$ )

La *figure V. 90* présente les diffractogrammes de décalage du pic ( $\bar{2}31$ ) qui présente l'interphase  $Al_2Fe$ . On remarque l'absence de ce pic dans le cas traité pendant 8 heures. Par contre, c'est le pic le plus intense dans toutes les zones affectées thermiquement traitées à  $400^\circ C$  pendant 4, 20 et 36 heures.



*Figure V.90 : Décalage du pic( $\bar{2}31$ ) de la comparaison entre les ZAT traitées à  $400^\circ C$ .*

### V. 4. 4. 3 Comparaison entre les DRX de la ZF avant et après traitements thermiques

La *figure V. 91* montre une comparaison entre les zones fondues avant et après les traitements thermiques à  $400^\circ C$ . Les pics de diffraction enregistrés montrent que le pic correspondant à l'angle  $2\theta = 29^\circ$  apparaît dans les zones fondues traitées avec une différence d'intensité. Selon les fiches ICCD, ce pic correspond à l'un des composés du fer, le  $FeAl_2$ , ce qui explique l'effet du traitement thermique sur la formation des interphases à partir de l'insolubilité du fer dans la solution solide d'aluminium 1050A.

On observe aussi la présence des pics correspondants à l'oxyde d'aluminium  $Al_2O_3$  dans les cas traités pendant 8 et 20 heures, où c'est le pic le plus intense, ce qui explique la formation de la couche naturelle d'alumine pendant et après le traitement thermique.

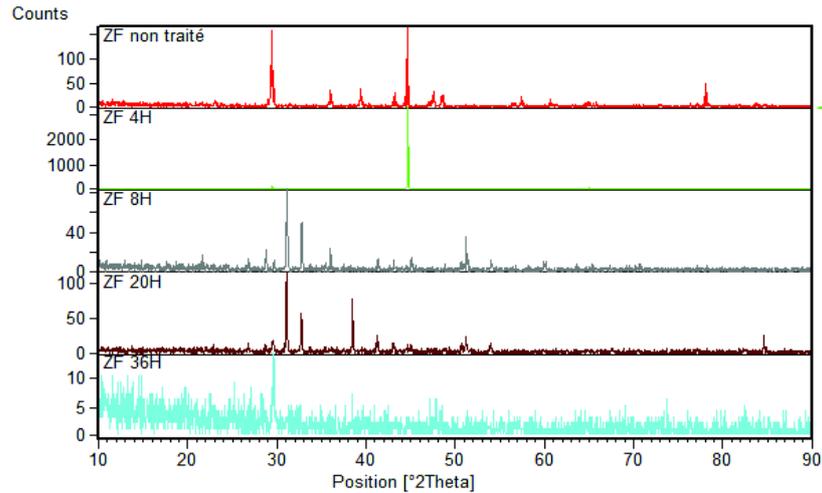


Figure V. 91 : Comparaison des diffractogrammes des rayons X de ZF entre l'état initial et les traitées à 400°C.

a) **Tableau des caractérisations ZF : l'état d'homogénéisation à 400°C**

Le tableau suivant présente la comparaison entre les zones fondues des états traités thermiquement pendant 4, 8, 20 et 36 heures, avec les pics les plus intenses.

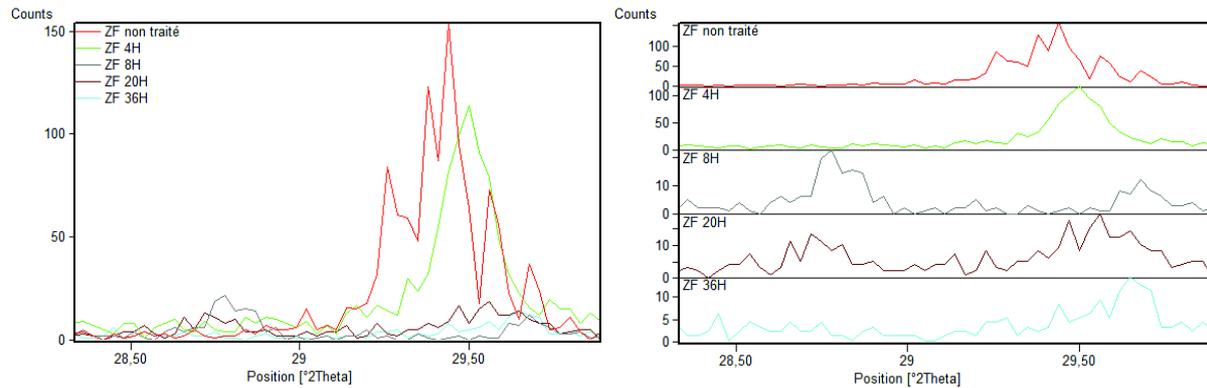
Zone	2θ	hkl	I(%)	a(Å°)	Phase proposée
ZF04	29,7384	( $\bar{2}$ 31)	3.53	11.2273	Al <sub>2</sub> Fe
	44,6754	(200)	100	4.0519	Al
ZF08	28,7902	(204)	20.11	13.7989	Al <sub>12</sub> Fe <sub>4</sub>
	29,7007	( $\bar{2}$ 31)	10.67	11.2412	Al <sub>2</sub> Fe
	31,1337	(004)	100	-	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
	32,7772	(200)	58.12	-	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
	36,1114	(031)	7.07	-	Al(OH) <sub>3</sub>
ZF20	29,5637	( $\bar{2}$ 31)	11,16	11.2921	Al <sub>2</sub> Fe
	31,0935	(004)	100	-	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
	32,7476	(200)	40,2	-	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
	38,4631	(111)	65,24	4.0489	Al
ZF36	29,6136	( $\bar{2}$ 31)	100	11.2735	Al <sub>2</sub> Fe

Tableau V. 10 : les plans (hkl) et la position 2θ des pics de la comparaison entre les ZF traitées à 400°C.

## b) Décalage des pics

### ★ Le pic $(\bar{2}31)$

La *figure V. 92* présente les diffractogrammes de décalage du pic  $(\bar{2}31)$ . On remarque que dans toutes les zones affectées thermiquement traitées à 400°C pendant 4, 8, 20 et 36 heures le pic apparaît avec différentes intensités.



*Figure V.92 : Décalage du pic  $(\bar{2}31)$  de la comparaison entre les ZF traitées à 400°C.*

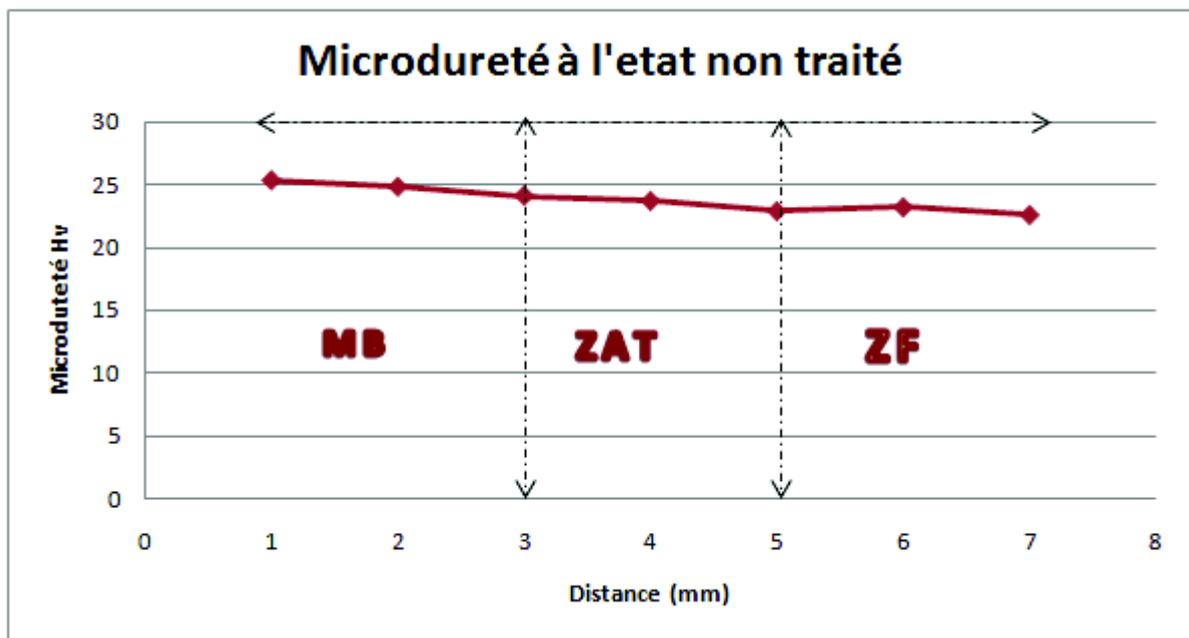
## V.5 Caractérisation par la microdureté Vickers (Hv)

Nous avons effectué un essai de microdureté sur les trois éprouvettes soudées, tout en balayant le métal de base, la zone affectée thermiquement et le cordon de soudure. Cet essai nous a permis d'observer la variation de la microdureté pour chaque zone, avec un ensemble de sept mesures prises en profil sur le joint soudé, sous une charge de 50 g appliquée pendant 10 secondes. Le *tableau V. 11* rassemble les valeurs de dureté Vickers dans le joint soudé traité et non traité thermiquement.

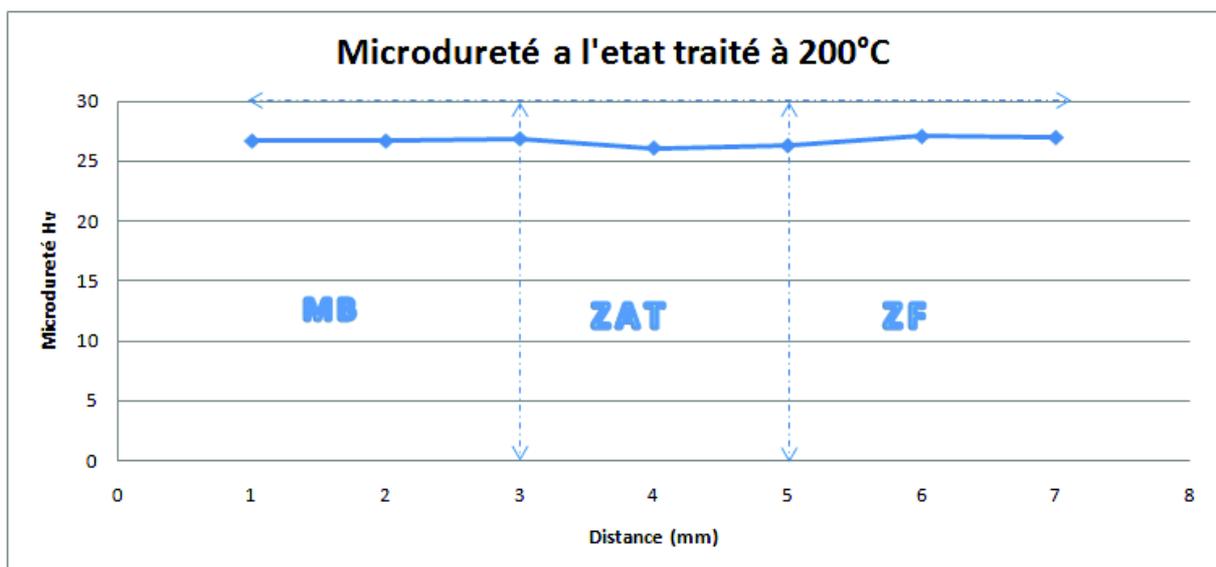
	Echantillon non traité	Echantillon traité à 200°C pendant 08h	Echantillon traité à 400°C pendant 08h
Distance (mm)	Dureté (Hv)	Dureté (Hv)	Dureté (Hv)
1	25.3	26.7	27.6
2	24.8	26.7	27.7
3	24.1	26.9	25.8
4	23.7	26.1	25.8
5	22.9	26.3	25.9
6	23.2	27.1	24.4
7	22.6	27.0	24.2

*Tableau V.11 : Résultats de la microdureté obtenus sur les trois échantillons (joint non traité, traité à 200°C et 400°C).*

La *figure V. 93* présente le profil de dureté le long du joint soudé non traité. L'analyse du graphe de dureté met en évidence l'influence du phénomène thermique du soudage sur le joint. On remarque que la moyenne de la microdureté varie d'une zone à l'autre. Sa valeur dans le métal de base est supérieure à celle dans la zone affectée thermiquement et supérieure à celle dans la zone fondue. On observe une diminution de la dureté. Ceci est expliqué par la recristallisation après le refroidissement du bain de fusion durant l'opération de soudage et les gros grains obtenus.



*Figure V. 93 : Profil de microdureté obtenu pour le joint soudé non traité.*



*Figure V.94 : Profil de microdureté obtenu pour l'échantillon traité (T=200°C\_8h)*

La figure suivante montre la variation de la microdureté dans les trois zones du joint soudé ayant subi un traitement thermique à 400°C pendant 8 heures. La même remarque peut être faite pour le cas de l'échantillon non traité où la microdureté varie d'une zone à l'autre. En plus, une augmentation remarquable de la microdureté est enregistrée dans le métal de base par rapport au cas de l'échantillon non traité.

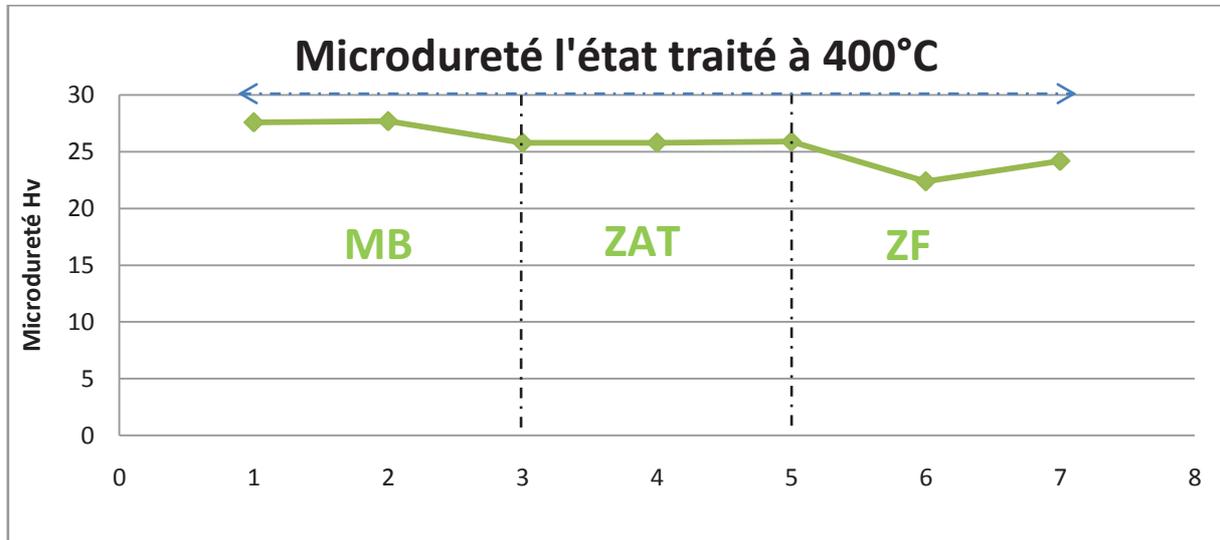


Figure V. 95 : Profil de microdureté obtenu pour l'échantillon traité ( $T=400^{\circ}\text{C}$ \_8h).

Cet essai nous a permis d'observer la variation de la microdureté pour chaque zone. La valeur dans le métal de base est proche de celle obtenue dans la zone affectée thermiquement mais très supérieure à celle dans le cordon de soudure. Les résultats sont présentés sur la figure V. 95 ci-dessous. On remarque une chute des valeurs dans la partie de la ZAT la plus proche du matériau de base.

La figure V. 96 rassemble les duretés des joints soudés d'aluminium 1050A : le non traité, le traité à 200°C pendant 8 heures et le traité à 400°C pendant 8 heures.

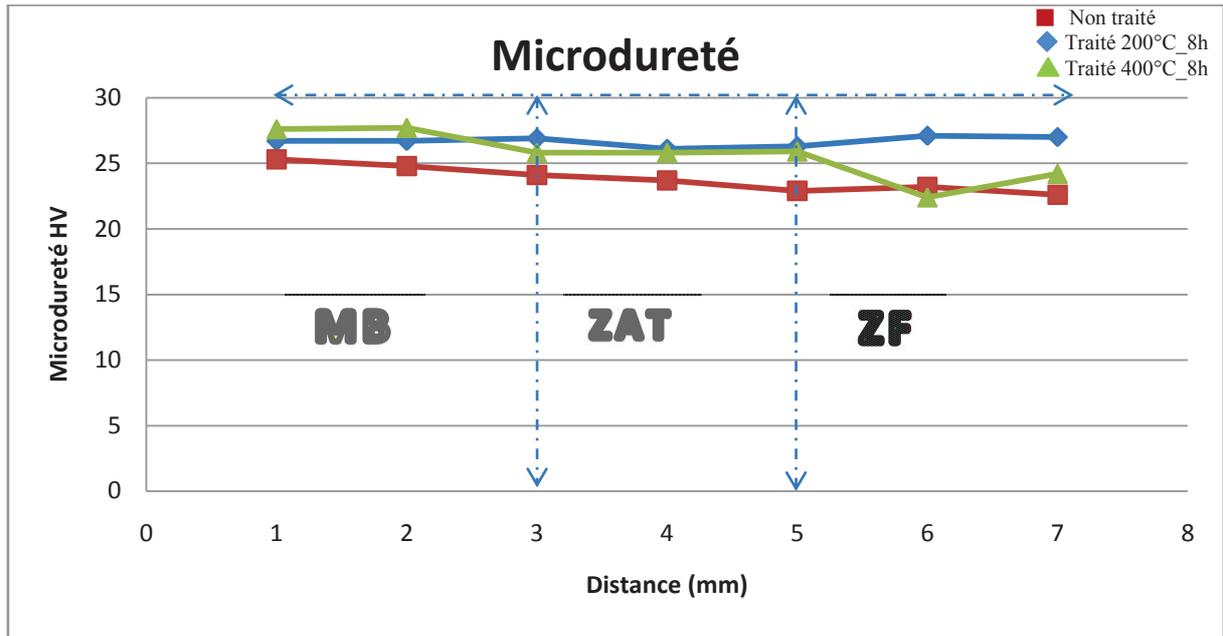


Figure V.96 Comparaison entre les microduretés des joints soudés d'aluminium 1050A.

# *Conclusion générale*

## *Conclusion générale*

Dans ce travail, nous nous sommes intéressés à l'effet du soudage par TIG sur l'évolution de la microstructure, l'orientation cristallographique et les propriétés mécaniques d'un joint soudé en aluminium pur industriel 1050A utilisé par ENIEM, Tizi Ouzou. Des traitements thermiques ont été appliqués sur le joint soudé pour voir son comportement microstructural et mécanique.

Plusieurs techniques expérimentales ont été utilisées pour étudier la différence microstructurale entre le métal de base, la zone affectée thermiquement et la zone de fusion dans les joints soudés. Nous avons essentiellement utilisés la microscopie optique (MO), la microscopie électronique à balayage (MEB), La diffraction des électrons rétrodiffusés ou technique EBSD ("Electron Back Scatter Diffraction", l'analyse chimique par EDAX, l'analyse par DRX et la microdureté (Hv).

Cette étude nous a permis de mieux interpréter et comprendre l'influence des traitements thermiques sur l'évolution de la microstructure (forme des grains, tailles des grains, texture cristallographique) et la microdureté des joints soudés.

D'après les observations et les résultats obtenus nous concluons que :

- ☺ Un joint d'aluminium industriel soudé par TIG est constitué de trois zones MB, ZAT et ZF et qui sont totalement différentes du point de vue structural.
- ☺ Le traitement thermique pendant 4, 8, 20, et 36 heures pour les maintiens à 200°C et 400°C, ont montré un grossissement des grains.
- ☺ Des précipités sous forme de particules intermétalliques et de porosités sont observés par MO et MEB, ce qui explique le rôle des impuretés dans la formation des phases intermétalliques, essentiellement le fer.

- ✪ La texture cristallographique montre que l'orientation privilégiée des grains est l'orientation Cube  $\langle 001 \rangle \{001\}$ , même après la recristallisation.
- ✪ Les diffractogrammes des rayons X montrent l'existence des interphases sous forme de  $Al_xFe_y$  dans tous les joints soudés étudiés et la confirmation de la formation de la couche d'oxyde d'aluminium.
- ✪ La faible diminution de la microdureté de joint soudé d'aluminium 1050A est attribuée à la recristallisation pendant les recuits.

## *Perspectives*

Les perspectives qui peuvent être envisagées dans le futur concernant la poursuite de ce travail, se résument en à trois points :

- ✪ L'analyse par EDAX des particules observées, pour avoir une certitude sur les éléments chimiques et le type des précipités formés.
- ✪ Terminer l'analyse par MEB et EBSD pour les joints soudés d'aluminium 1050A traités à 200°C et 400°C pour les durées 8, 20 et 36 heures.
- ✪ Observation des interphases par un microscope électronique de haute résolution (FEG).

# *Références*

## Références

- Ail69 W. H. Ailor and J. R. William, *A Review of Aluminum Corrosion in Tap Waters*, J. Hydronautics, Vol. 3, N° 3, pp. 105-115, 1969.
- Aiz07 T. Aizawa, M. Kashani, and K. Okagawa, Application of magnetic pulse welding for aluminum alloys and SPCC steel sheet joints, *Welding Journal*, Vol. 86, pp. 119-124, 2007.
- Ale02 S. P. A. Alenia Aeronautica, " *Anodizing process, with low environmental impact, for a work piece of aluminium or aluminium alloys*". European Patent AP1233084A2, 2002.
- Alu13 AluMATTER site, *photos fournie par le Centre de Corrosion et Protection*, UMIST, [http:// www.aluMATTER.info /](http://www.aluMATTER.info/), consulté décembre 2013.
- Asm98 ASM Hand Book, *Metallography and microstructures*, Vol. 9, pp. 724-732, 1998.
- Ass05 A. Asserin-Lebert, "*Etude expérimentale et prevision des mécanismes de rupture des tôles et des joints soudés bout à bout en alliages d'aluminium 6056*", Thèse doctorat, Ecole des Mines de Paris, 2005.
- Bab91 S. Babu, H. K. D. H. Bhadeshia and L. E. Svenson, *Journal of Materials Science Letters*, Vol. 10, pp 142-144, 1991.
- Bas00 F. Basson and J. H. Driver: "*Deformation banding mechanisms during plane strain-compression of cube-oriented fcc crystals*". *Acta Materialia*, Vol.48, pp.2101–2115, 2000.
- Ben09 G. Benchabane, "*Les mécanismes de recristallisation et de croissance des grains dans les métaux et les alliages métalliques légers*", Thèse doctorat, Université de Biskra, 2009.
- Blo01 R. Blondeau, "*Métallurgie et mécanique du soudage*", Hermès Science publication, Paris, pp.50-67, 2001.
- Bou11 D. Bouscaud, S. Berveiller, R. Pesci, C. Rivero, K. Inal, C. Maurice, R. Fortunier, K. Dzieciol et R. Vayrette, "*Hétérogénéités de contraintes intragranulaires : Détermination par approche couplée EBSD-Kossel* ", 20<sup>ème</sup> Congrès Français de Mécanique, 2011.
- Bro90 J. A. Brouks and K. W. Mahin, "*Solidification and structure of welds*", *Material Processing, Theory Practices*, Vol. 8, pp. 35-78, 1990.
- Cam02 P. Campestrini, "*Microstructure-related quality of conversion coating on aluminium alloys*", DUP Science, 2002.
- Cha64 B. Chalmers, "*Principles of Solidification*", 1<sup>ère</sup> Edition, John Wiley & Sons, Hoboken, 1964.

- Cob09 R. Cobden, R. T. Alcan and R.C. Banbury, "*Aluminum: Physical Properties, characteristics and Alloys*", EAA Publishing, 2009.
- Cro03 C. E. Cross, D. L. Olson and S. Liu, "*Aluminium Welding*", in Handbook of Aluminum, Vol. 1, Physical Metallurgy and Process, Edition: G.E. Totten and D.S. Mac Kenzie, Marcel Dekker Inc., New York, pp. 481-532, 2003.
- Cro11 C. E. Cross, N. Coniglio, P. Schempp and M. Mousavi, "*Critical Conditions For Weld Solidification Crack Growth*", in Hot Cracking Phenomena in Welds3, Edition: J. Lippold, T. Böllinghaus et C. E. Cross, Springer, Berlin, pp. 25-41, 2011.
- Dav75 G. J. Davies and J. G. Garland, "*Solidification structures and properties of fusion welds*", International Metallurgical Reviews, Vol. 20, pp. 83-106, 1975.
- Dav92 S. A. David and T. Deb Roy, Science, Vol. 257, pp. 497, 1992.
- Dav03 S. A. David, S. S. Babu and J. M. Vitek, JOM, Vol.55, N°06, pp. 14, June 2003.
- Daw96 C. J. Dawes and W. M. Thomas, "*Friction Stir Process Welds in Aluminum Alloys*", Welding Journal, Vol. 75, N° 3, pp. 41-45, 1996.
- Deb95 T. Deb Roy and S. A. David, Reviews of Modern Physics, Vol. 67, N°1, pp.85, 1995.
- Deh13 M. Dehghani, A. Amadeh and S.A.A. Akbari Mousavi, "*Investigations on the effects of friction stir welding parameters on intermetallic and defect formation in joining aluminum alloy to mild steel*", Materials and Design, Vol. 49, pp. 433-441, 2013.
- Dil74 I. L. Dillamore and H. Katoh, "*The mechanisms of recrystallization in cubic metals with particular reference to their orientation dependence.*", Metal Science, Vol. 8, pp.73-83, 1974.
- Dvo91 M. J. Dvornak, R. H. Frost and D. L. Olson, "*Influence of solidification Kinetics on Aluminum Weld Grain Refinement*", Welding Journal, Vol. 70, N°10, pp. 271s-276s, 1991.
- Eni11 ENIEM société, fiche technique, selon DIN 1712, Novembre 2011.
- Fer05 C. Ferdinand, "*Mise en œuvre et caractérisation d'assemblages soudés par procédés TIG et laser de tôles d'alliages de titane réfractaires*", Thèse de Doctorat en Science et Génie des Matériaux, Institut National Polytechnique de Toulouse, 2005.
- Fuj88 M. Fujita, Y. Kawabe and H. Irie, "*Mechanical properties of electron beam welded joint in Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al and Ti-6Al-4V*", Proc. 4<sup>ème</sup> colloque international sur le soudage et la fusion par faisceau d'électrons et laser, Cannes, pp. 241-248, 1988.

- Gul14 F. Gulshan and Q. Ahsan, "*Effect of Heat Input on the Structure and Properties of Aluminum Weldment TIG Welded with 4043 Filler Rod*", Chemical and Materials Engineering, Vol. 2, N° 2, pp. 25-32, 2014.
- Han06 Y. Han, C. Ban, H. Zhang, H. Nagaumi, Q. Ba and J. Zhoug Cui, "*Investigations on the Solidification Behavior of Al-Fe-Si Alloy in an Alternating Magnetic Field*" Materials Transactions, Vol. 47, N° 8, pp. 2092-2098, 2006.
- Hec04 L. G. Hector, Jr. Yen-Lung Chen, S. Agarwal and C. L. Briant, "*Texture characterization of autogenous Nd: YAG laser welds in AA5182-O and AA6111-T4 aluminium alloys*", Matall. And Mater. Trans A, 35A, pp. 3032-3038, 2004.
- Hei83 C. R. Heiple, J. R. Roper, R. T. Stagner and R. J. Aden, "*Surface Active Element Effect on the Shape of GTA, Laser, and Electron Beam Welds*", Welding Journal Research Supplement, pp.72s-77s, 1983.
- Hei10 W. Heidrich, " Aluminium, un matériau léger, nombreuses applications ", Editeur DVS, Düsseldorf, pp. 7-21, 2010.
- Hes08 W. Hesse : *Aluminium-Schlüssel*, 2<sup>ème</sup> Edition, Aluminium Verlag, Düsseldorf, 2008.
- Hum95 F.J. Humphreys and M. Hatherly, "*Recrystallisation and Related Annealing Phenomena*".Pergamon, Oxford, 1995.
- Hum99 F.J. Humphreys and I. Brough : "*High resolution electron backscatter diffraction with a field emission gun scanning electron microscope*". Journal of Microscopy, Vol. 195, pp.6-9, 1999.
- Hut92 W.B. Hutchinson : "*Nucleation of recrystallization*". Scripta Metallurgica et Materialia, 27, no 11:1471–1475, 1992.
- Jak04 S. Jakani, «*Effet des impuretés sur les mécanismes de recristallisation du cuivre tréfilé*», Thèse doctorat, LLB CEA. , Paris, 2004.
- Kar12 V. Karow, "*Demand for rolled aluminium products on a growth trend*", Aluminum, Vol. 88, N° 12, pp. 3, 2012.
- Kel09 T. D. Kelly and G. R. Matos, "*Aluminum statistics*", in *Mineral Commodity Summaries 2009*, U.S. Geological Survey and U.S. Bureau of Mines, Reston, 2009.
- Kin87 F.King, "*Aluminum and Its Alloys*", Ellis Horwood Limited UK, 1987.
- Kou03 S. Kou, "*Welding Metallurgy*", 2<sup>ème</sup> Edition, John Wiley & Sons, Hoboken, 2003.
- Kul03 A. Kulkarni, A. Vaidya, A. Goland, S. Sampath and H. Herman, "*Processing effects on porosityproperty correlations in plasma sprayed yttria-stabilized zirconiacoatings*", Materials and Engineering A, Vol. 359, pp. 100-111, 2003.
- Kva84 F. I. Kvasov and I. N. Fridlyander, 2<sup>ème</sup> Edition, "*Commercial Aluminum Alloys*", Handbook, Metallurgia, Moscow, 1984.

- Mat02 G. Mathers, "*The Welding of Aluminum and Its Alloys*", 1<sup>ère</sup> Edition, TWI Limited, UK, Woodhead Publishing, 2002.
- Mau93 C. Maurice and J. H. Driver, "*High temperature plane strain compression of cube oriented aluminium crystals*", *Acta Metallurgica et Materialia*, Vol. 41, pp.1653–1664, 1993.
- Mer03 M. Merkel and K.-H. Thomas, "*Taschenbuch der Werkstoffe*", 6<sup>ème</sup> Edition, Carl Hanser Verlag, München, 2003.
- Mes99 R.W. Messler, "*Principles of Welding*", John Willey & Sons Edition, New York, pp. 50-55, 1999.
- Moh99 T. Mohandas, D. Banerjee and V. V. Kutumba Rao, "*Fusion Zone Microstructure and porosity in Electron Beam Welds of an  $\alpha+\beta$  Titanium Alloy*", *Metallurgical and Materials Transaction* 30A, pp.789-798, 1999.
- Mou13 M. M. Mohammed, O. A. Elkady and A. Wazeer Abdelhameed, "*Effect of Alumina Particles Addition on Physico-Mechanical Properties of Al- Matrix Composites*" *Open Journal of Metal*, Vol. 3, N°4, pp. 77-79, 2013.
- Nas01 Nasa, "*Friction Stir Welding*", Pub 8-1263 FS-2001- 03-60-MSFC, 2001.
- Nat09 Nature Physics, "*L'aluminium peut devenir transparent aux ultraviolets*", Vol. 5, pp. 693-696, 2009.
- Nis92 K. Nisancioglu, *Proceeding of ICAA3*, Trondheim, 1992.
- Non98 Non ferrous Metals, "*The Metals Red Book*", Vol. 2, CASTI Publishing Inc., 1998.
- Oat96 W. R. Oates, "*Materials and Applications*", *Welding Handbook*, Part 1, 8<sup>ème</sup> Edition, Vol. 3, AWS, Miami, 1996.
- Pan11 D. Panahi, DV. Malakhov, M. Gallerneault and P. Marois, "*Influence of cooling rate and composition on formation of intermetallic phases in solidifying Al-Fe-Si melts*" *Canadian Metallurgical Quarterly*, Vol. 50, N° 2, pp. 173-180, 2011.
- Per07 Aurélie Pernot–Gehin, "*Etude des procédés de colmatage d'alliages d'aluminium anodisé*", Thèse de Doctorat en Physique et Chimie de la Matière et des Matériaux, Université Henri Poincaré Nancy-I, page 13, 2007.
- Ran02 V. Randle and O. Engler, "*Introduction to Texture Analysis : Macrotecture, Microtexture and Orientation Mapping*". Gordon and Breach Science Publishers, 2000.
- Rat04 M. J. Rathod and M. Kutsuna, "*Joining of aluminum alloy 5052 and low-carbon steel by laser roll welding*", *Welding Journal* Vol.83, N°1, pp. 16-26, 2004.
- Rei10 U. Reisgen, S. Olschok, N. Wagner, M. F. Zäh, F. Oefele and M. Ruhstorfer, "*Actuelle Fügeverfahren für Aluminiumwerkstoffe*", en *DVS-Berichte*, vol. 266 (en allemand), DVS-Verlag, Düsseldorf, pp. 22-27, 2010.

- Rid82 A.A. Ridhaa and W.B. Hutchinson : Recrystallisation mechanisms and the origin of cube texture in copper. *Acta Metallurgica*, 30, no 10:1929–1939, 1982.
- Roo02 E. Roos and K. Maile : *Werkstoffkunde für Ingenieure*, 1<sup>ère</sup> Edition (en Allemand), Springer, Berlin, 2002.
- Sav66 W. F. Savage and A. H. Aronson, "*Preferred Orientation in the Weld Fusion Zone*", *Welding Journal Research Supplement*, pp. 85s-89s, 1966.
- Sch13a P. Schempp, C. E. Cross, A. Pittner and M. Rethmeier, "*Influence of grain size on mechanical properties of aluminium GTA weld metal*", *Welding in the World*, Vol. 57, N°3, pp. 293-304, 2013.
- Sch14b P. Schempp, C. E. Cross, A. Pittner, G. Oder, R. Saliwan Neumann, H. Rooch, I. Dörfel, W. Österle and M. Rethmeier, "*Solidification of GTA aluminium weld metal: Part I- Grain morphology dependent upon alloy composition and grain refiner content*", *Welding Journal*, Vol. 93, pp. 53-59, 2014.
- Sch14c P. Schempp, C. E. Cross, A. Pittner and M. Rethmeier, "*Solidification of GTA aluminium weld metal: Part II-Thermal conditions and model for columnar to equiaxed transition*", *Welding Journal*, Vol. 93, pp. 69-77, 2014.
- Sev03 A. Sverdlin, "*Introduction to Aluminum*", in *Handbook of Aluminum*, Vol. 1, Physical Metallurgy and Processes, Edition: G.E. Totten and D.S. MacKenzie, Marcel Dekker Inc., New York, pp. 1-32, 2003.
- Shu12 R. N. Shubhavardhan and S. Surendran, "*Friction welding to join stainless steel and aluminum materials*", *International Journal of Metallurgical & Materials Science and Engineering (IJMMSE)* Vol. 2, N°3, pp.53-73, 2012.
- Sin86 V. S. Sinyavski, V.D. Valkov and V. D. Kalinin, "*Corrosion and metal Protection of Aluminum alloys*", Moscow, Matallurgia, pp. 368, 1986.
- Soa03 J. A. Soares Tenório and D. C. Romano Espinosa, "*Recycling of Aluminium*", in *Handbook of Aluminum*, Vol. 2, Alloy Production and Materials manufacturing, Edition G.E. Totten and D.S. Mackenzie, Marcel Dekker Inc., New York, pp. 115-154, 2003.
- Tec14 Techniques de l'ingénieur. Site en français [consulté le 03 mai 2014].
- Tod96 I. Todd and H. Jones, "*The effect of cumulative alloying additions on intermetallics phase selection in alloys based on Al-0.5 wt. %Fe*", *Materials Science Forum*, Vol. 217-222, pp. 201-206, 1996.
- Tou73 Y. S. Touloukian and C. Y. Ho, "*Properties of Aluminium and Aluminum Alloys.*" Thermophysical Properties. Research centre, Purdue University, West La fayette, IN, Report 21, pp. 518-519, 1973.

- Var70 P. C. Varley, "*The Technology of Aluminum and Its Alloys*", CRC Press, International Scientific Series, London, 1970.
- Vat94 H.E. Vatne, O. Daaland et E. Nes, " *On the formation of cube texture in Aluminium*", Material Science Forum, pp.157–162, pp.1083–1094, 1994.
- Vid14 Vidal. Free.fr /alumi.htm, site consulté le 22/ 09/ 2014.
- Vil09 S. Villert, C. Maurice, C. Wyon and R. Fortunier, "*Accuracy assessment of elastic strain measurement by EBSD*", Journal of Microscopy, pp 290-301, 2009.
- Wil96 Wilkinson A.J., *Measurement of elastic strains and small lattice rotations using electron back scatter diffraction*, Ultramicroscopy, Vol. 62, pp.237-247, 1996.
- Xu14 Z. Xu, Z. H. Zhao, G. Wang, C. Zhang and J. Cui, "*Microstructure and mechanical properties of the welding joint filled with microalloying 5183 aluminium welding wires*",IJMMM journal, Vol. 21, N°6, pp. 577, 2014.

## *Résumé :*

L'objectif de cette étude est la compréhension de l'effet de soudage par TIG sur l'aluminium industriel 1050A. D'abord, l'étude expérimentale vise à caractériser le matériau soudé à l'état initial, non traité et aussi après traitements thermiques pour suivre l'évolution microstructurale dans chaque zone du joint soudé. Différentes techniques expérimentales de caractérisation telles que la microscopie électronique à balayage (MEB), la diffraction des électrons rétrodiffusés ou technique EBSD et la microdureté (Hv) ont permis de définir l'influence du traitement thermique sur la texture de recristallisation et le phénomène de précipitation. L'influence des traitements thermiques d'homogénéisations sur la microstructure et la texture cristallographique est observée par un grossissement des grains dans le MB et la ZAT, par contre l'orientation cristallographique "la Cube" est restée inchangée. L'analyse DRX, a montré la formation des phases intermétalliques dans tous les états étudiés.

**Mots clés :** Aluminium industriel 1050A, Soudage TIG, Texture, EBSD, Traitements thermiques.

## **ملخص**

الهدف من هذا البحث هو دراسة مدى تأثير اللحام با TIG على صفوحة الألمنيوم النقي الصناعي المعروف أيضا بـ 1050A. أولاً، الدراسة التطبيقية من اجل معرفة خصائص المعدن الملحوم في الحالة الابتدائية، غير المعالجة و أيضا بعد المعالجة الحرارية من اجل متابعة التطور البنيوي المجهرى. لكل منطقة من العينات الملحومة. استعمال عدة تقنيات ووسائل تجريبية مثل المجهر الالكتروني الماسح (MEB) ، جهاز قياس الصلادة (Vickers) وتقنية EBSD سمح لنا بمعرفة مدى تأثير المعالجة الحرارية على التبلور و ظاهرة الترسيب. إن تأثير المعالجة الحرارية للتجانس على البنية المجهرية و النسيج البلوري ، أين لاحظنا كبر الحبيبات في معدن الأساس و المنطقة المتأثرة حراريا كلما زادت درجة الحرارة و فترة المعالجة، و بالعكس الوجهة البلورية "Cube" بقي محافظ عليها. التحليل بالأشعة السينية تظهر لنا ترسبات في شكل طبقات داخل معدن في كل الحالات المدروسة.

**الكلمات المفتاحية :** الألمنيوم الصناعي 1050A، اللحام TIG، نسيج، EBSD، المعالجة الحرارية.

## *Abstract :*

The goal of this research was to study the effect of the welding TIG on industrial aluminium 1050A. First of all, experimental study aims to characterize the welded joint before and after heat treatment and its effect on the microstructure evolution in different zones of welded metals. The use of the different experimental techniques such as Scanning Electronic Microscopy (SEM), Electron Back Scattered Diffraction (EBSD) and Hardness Vickers (Hv) allowed us to determine the influence of heat treatment on the recrystallization texture and the precipitation phenomena. The effect of isothermal heat treatment on homogenization of welded joint has been observed by grain growth reaction, and it was shown that the "Cube" orientation is the dominant texture component in welded joint before or after heat treatments. XRD analysis confirmed a formation of intermetallics phases.

**Key words:** industrial aluminium 1050A, welding TIG, texture, EBSD, Heat treatments.