

الجمهورية الجزائرية الديمقراطية الشعبية
Republique Algerienne Democratique Et Populaire
وزارة التعليم العالي والبحث العلمي

Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique

جامعة العربي التبسي - تبسة

Université Larbi Tébessi- Tébessa –

Faculté des Sciences et de la Technologie

Département de Génie Mécanique

MEMOIRE

Présenté pour l'obtention du **diplôme de Master Académique**

En : Génie Mécanique

Spécialité : Génie des Matériaux

Par : (Taha Saker et Kamel Behiri)

Sujet

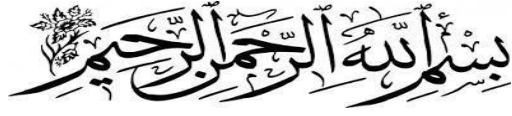
**Influence des paramètres microstructuraux sur
le comportement mécanique d'alliage
d'aluminium 6xxx et de leurs assemblages
soudés**

Présenté et soutenu publiquement, le 12/06/2022, devant le jury composé de :

M/HANACHI MOHAMMED TAHAR	Professeur	Président
M/DIHA ABDALLAH	MCA	Examineur
M/BOUZID LAOUADI	MCB	Rapporteur

Promotion : 2021/2022

Dedicaces



وعسى أن تكرهوا شيئاً وهو خير لكم

Je voudrais remercier dieu pour toute l'énergie qu'il m'a donné durant ces années, grâce à notre foi, nous croyons au destin, nous pouvons traverser les moments difficiles en regardant toujours le bon côté de la chose, hamdoulillah.

Je voudrais dédier mon travail à toutes les personnes qui m'ont aidé durant mon cursus universitaire.

Je voudrais principalement remercier mes chers parents, mes chers frères, ma grand-mère ainsi que toute ma famille sans qui je n'aurais jamais pu faire ce travail.

Remerciements

Je remercie également le département génie mécanique de m'avoir appris à aimer le monde de la mécanique et les matériaux.

Je remercie également mes enseignants pour la qualité de l'enseignement qu'ils m'ont prodigué au cours de mes années passées à l'université de CHIKH L'ARBI TEBESSA.

Je remercie tout particulièrement Mr. EL OUADI BOUZID (respectivement encadreur) qui m'a laissé une large part d'autonomie dans ce travail tout en m'aiguillant sur des pistes de réflexions riches et porteuses

Je souhaiterais aussi remercier tout le corps administratif, ainsi que toutes les personnes qui souhaiteraient voir un jour notre université au meilleur rang.

Je remercie enfin l'ensemble des mes proches qui m'ont aidé et motivé durant ce cursus. Je les remercie pour l'aide qu'ils m'ont apporté dans la réalisation de ce travail.

Merci à Tous

TAHA SAKER
KAMEL BEHIRI

Liste des symboles

D Critère de dommage	PW Soudure optimisée (Properly Welded)
da/dN Ratio de propagation des fissures	RS Côté reculant (Retreating Side)
Fu Résistance ultime en traction	SEM Microscope à balayage électronique (Scanning Electron Microscopy)
E Module d'élasticité	SFM Soudage par friction malaxage
Fy Limite d'élasticité	UT Inspection par ultrasons (Ultrasonics Testing)
HV Dureté Vickers	UTS Résistance ultime en traction (Ultimate Tensile Strength)
k Rapport de vitesse (rotation / avance)	VA Essai de fatigue à amplitude variable (Variable Amplitude)
ΔK Facteur d'intensité de contrainte	WH Trou de ver (Wormhole)
m Pente d'une courbe de fatigue	ZAT Zone affectée thermiquement
n État de contrainte	ZATM Zone affectée thermomécaniquement
N Nombre de cycles en fatigue	ADM Aluminum design manual
q Sensibilité d'un nœud	MRS Décalage axial du côté reculant (Misalignment on Retreating Side)
R Rapport de contrainte	CA Essai de fatigue à amplitude constante (Constant Amplitude)
Ra Rugosité moyenne arithmétique	ED Essai destructif
Ry Amplitude moyenne	ÉF Analyse par éléments finis
Rz Rugosité en 10 points	END Essai non destructif
Kf Facteur de concentration de contrainte de fatigue effectif	FCC Facteur de concentration de contrainte
Kt Facteur de concentration de contrainte de Neuber	FCCF Facteur de concentration de contrainte de fatigue
Kt' Facteur de concentration de contrainte effectif de Neuber	JLR Couche d'oxyde résiduelle (Joint Line Remnant)
ΔSeq Étendue de contrainte équivalente	LEFM Mécanique de rupture linéaire élastique (Linear Elastic Fracture Mechanics)
T Période moyenne	MAS Décalage axial du côté avançant (Misalignment on Advancing Side)
α Angle d'inclinaison de l'outil	MIG Soudage à l'arc en atmosphère inerte avec électrode fusible
γ Constante du matériau	MP Manque de pénétration
ε Déformation	
ν Vitesse d'avance de l'outil	
ρ Rayon de courbure d'un nœud	
$\Delta\sigma$ Étendue de contrainte	
σa Amplitude de contrainte	
σm Contrainte moyenne	
ω Vitesse de rotation de l'outil	
AS Côté avançant (Advancing Side)	

Liste des tableaux

Tableau I.1. Premier symbole de la désignation numérique des alliages corroyés suivant la norme NF A 02 104.....	02
Tableau I-2: Caractéristiques morphologiques, cristallographiques et structurales De la précipitation dans les alliages d'aluminium de la série 6005.....	10
Tableau I-3: Influence du manganèse sur la température de recristallisation d'un alliage Al Si-Mg....	12
Tableau I.4 : Morphologie des phases formées dans l'alliage Al-Mg-Si.....	16
Tableau III-1. Compositions chimiques du premier alliage étudié AA6005 (% en poids).....	41
Tableau III-2. Composition chimique du deuxième alliage étudié AA 6082 (% en poids).....	41
Tableau III-3. Compositions chimiques du premier alliage étudié AA6061 (% en poids).....	41
Tableau III-4. Taux de réduction surfacique des échantillons.....	44
Tableau III.5. Paramètres et propriétés mécaniques de l'alliage AA 6005 sous différents états de traitement thermique.....	53
Tableau III.6. Valeurs de Microdureté de l'alliage AA6005 sous différents états de traitement.....	58
Tableau III.7. Taille moyenne des grains de l'alliage étudié sous différents états de traitement.....	60
Tableau III-08. Propriétés mécaniques de l'alliage AA 6082 dans les différentes directions de prélèvement.....	66
Tableau III-09. Taille de grain des trois plans orthogonaux d'AA 6082 laminé à chaud "état de réception".....	69
Tableau III.10. Dimensions des pièces à souder.....	72
Tableau III.11. Tentatives par Guo pour créer un défaut sous la surface de type WH.....	73
Tableau.III.12. Tentatives pour créer un défaut sous la surface de type WH.....	74
Tableau III.13. Détails des outils utilisés pour les pièces de 6,35 mm.....	70
Tableau III.14. Détails des outils utilisés pour les pièces de 9,53 mm.....	71
Tableau III.15. Nombre d'échantillons testés en fatigue.....	83
Tableau III.16 Résultats moyens des essais de traction pour l'alliage 6061	85

Tableau III.17 Coefficient de soudure de l'alliage 6061.....	86
Tableau III.18 Résultats des essais de traction des joints soudés par la fraiseuse à 1000 rpm et 280 mm/min.....	87
Tableau III.19 Résultats des essais de traction des joints soudés par le robot à 750 rpm et 270 mm/min.....	89
Tableau III.20 Faciès de rupture après essais de fatigue.....	97

Liste des figures

Figure I.1: Fabrication des semi-produits et des pièces moulées.....	09
Figure I.2 : Les différents types d'alliage d'aluminium utilisés dans la construction d'un Avion civil et leur localisation.....	04
Figure I-3: Coupe pseudo binaire Al-Mg ₂ Si de l'alliage Al-Mg-Si.....	11
Figure I-4 : Partie du diagramme d'équilibre Aluminium-Mg ₂ Si, coupe pseudo binaire.....	14
Figure I.5 : Microstructures obtenues par MET de Al-Mg-Si homogénéisé et trempé puis vieilli à 180°C pendant a) 5 min, b) 1 h c) entre 5 et 10h et d) 30h.....	15
Figure I.6 : Microstructures obtenues par le MET de Al-Mg-Si homogénéisé et trempé puis a) vieilli à 180°C pendant 540 min et b) vieilli naturellement une semaine puis vieilli artificiellement à 180°C pendant 540 min.....	15
Figure I.7 : Morphologie de (a) Al-Fe-Si et (b) Mg ₂ Si et Si.....	17
Figure I-8: Morphologie des phases α -Al + β -AlFeSi + Mg ₂ Si + Si.....	17
Figure I.9 : Morphologie de la phase α -Al et β -Al ₅ FeSi.....	17
Figure I.10: Morphologie de la phase β -Al ₅ FeSi « Chines script».....	18
Figure I.11 : Représentation des précipités grossiers observés au MEB.....	18
Figure I.12 : Dureté Brinell de l'alliage AA 6061 pour différentes conditions de Vieillissement.....	19
Figure I.13: Dureté Vickers de l'alliage Al - 0,4% Mg- 1,3% Si - 0,25% Fe pour différentes conditions de vieillissement.....	20
Figure I.4 : Dureté Vickers de l'alliage Al-0.89 %Wt. Mg - 0.75 %Wt. Si vieilli à 180°C.....	20
Figure I.15: Dureté Vickers de l'alliage Al-0.89 %Wt. Mg- 0.75 %Wt. Si vieilli Naturellement à différentes temps de vieillissement puis vieilli à 180°C.....	20
Figure I.16 : Spectres de diffraction de l'alliage Al-15% Mg ₂ Si après coulée.....	21
Figure I.17 : Spectres de diffraction de l'alliage 6061.....	22
Figure I.18 : Spectres de diffraction de l'alliage 1 et 2 vieilli à 150°C pendant 120 et 240 h respectivement.....	22
Chapitre 02	
Figure II.1 : Sources thermiques et densités d'énergie.....	26

Figure II.2: Principe de base du FSW. Le joint est formé par un outil rotatif, constitué d'un pion profilé qui est enfoncé dans la matière, et un épaulement qui chauffe la matière par friction.....	27
Figure II.3. Divers types de pion conique.....	31
Figure II.4. Contraintes de soudure autour du pion de l'outil.....	31
Figure II.5 . Soudure dissimilaire d'une plaque de 12,7 mm avec a) un outil fileté b) un outil lisse....	32
Figure II.6. Écoulement de la matière de type tourbillon en fonction du pion.....	32
Figure II.7 résistance à la traction en fonction de a) vitesse d'avance b) vitesse de rotation.....	33
Figure II.8. Macrostructure d'une soudure d'alliage 6061-T6 de 9,53 mm.....	34
Figure II.9. Micro-dureté mesuré à mi-profondeur des soudures.....	35
Figure II.10. Défauts de surface sur une soudure en 6061-T6.....	36
Figure II.11. Détails de la rugosité de surface d'une soudure en 6061-T6.....	36
Figure II.12. Divers profils de stries.....	37
Figure II.13. Macrographie d'une soudure en 6061-T6 de 9,5 mm.....	38
Figure II.14. Mesures de défauts à la racine pour a) manque de pénétration b) soudure adéquate.....	38

Chapitre 03

Partie 1

Figure III.1. Les cycles de traitements appliqués sur l'alliage AA6005.....	42
Figure III.2. Génération d'UFG par la haute pression.....	43
Figure III.3. Principe de CW utilisé pour SPD de l'alliage 6061T6.....	43
Figure III.4. (a) Schematic of different directions and planes in the as rolled 6082 aluminum alloy plate, (b) tensile test piece; (c) CTE specimen (all dimensions in mm).....	44
Figure III.5. Eprouvette de fatigue.....	45
Figure III.6. Eprouvette de traction pour l'alliage AA 6061 "dimensions en mm".....	45
Figure III.7. Représentation conventionnelle d'une courbe de traction.....	48
Figure. III.8. Banc d'essai de Traction MP 12.....	48
Figure. III.9. Banc d'essais de fatigue : marque WP 140 [GUNT].....	49

Figure III.10. Microscope Optique type: A13.1013-B.....	50
Figure III.15. Microduromètre de type WILLSON HARDNESS type TUKON 2500.....	52
Figure III.16. Courbes conventionnelles de traction de l'alliage AA6005 sous les différents états de traitement.....	53
Figure III.17. Histogramme de variation des propriétés mécaniques de l'alliage AA6005.....	54
Figure.III.18. Facies de rupture en traction des éprouvettes en AA6005 pour les états : (a) AA6005 AS-R, (b) AA 6005 T1, (c) AA6005 T4, (d) AA6005 T5, (e) AA 6005 T6, 1: amorçage, 2: propagation, 3: zone de rupture brutale.....	55
Figure III. 19. Courbes Contrainte-durée de vie de l'alliage AA 6005 en différents états de traitement.....	57
Figure III.20. Principe de calcul de la dureté Vickers.....	58
Figure III.21. Histogramme de variation de Microdureté de l'alliage AA6005.....	59
Figure. III.22. Méthode planimétrique pour le calcul de la taille moyenne des grains.....	60
Figure. III.23. Microstructure obtenue par M O de l'alliage étudié à l'état de réception.....	61
Figure III.24. Microstructure obtenue MO de l'alliage étudié à l'état de traitement T6.....	62
Figure III.25. Microstructure obtenue par M O de l'alliage étudié à l'état de traitement T5.....	63
Figure. III.26. Microstructure obtenue par M O de l'alliage étudié à l'état de traitement T4.....	64
Figure. III.27. Microstructure obtenue par M O de l'alliage AA 6005 à l'état de traitement T1.....	64
Figure III.28. Courbes de traction de l'alliage AA 6082 dans les différentes directions.....	66
Figure.III.29. Courbes des CTE de l'alliage AA 6082 pour trois directions (LR, LT, et ST).....	68
Figure.III.30. Micrographes optiques montrant des microstructures de l'aluminium 6082 laminé à chaud : (a) plan transversal ; (b) plan de laminage ; (c) plan longitudinal ; (d) Tri planaire micrographe, montrant la grande variation dans la taille du grain et la forme dans les trois directions orthogonales.....	69

Partie 02

Figure III.31. Conditions des joints avec défauts intentionnels.....	73
Figure III.32. Banc d'essai du portique spécialisé au CSFM-UQAC.....	75
Figure III.33. Détails d'une pièce décalée.....	76

Figure III.34. Banc d'essai de la fraiseuse CNC au Cural.....	77
Figure III.35. Banc d'essai du robot industriel au CSFM-UQAC.....	78
Figure III.36. Détails des outils utilisés pour les pièces de 6.35 mm.....	78
Figure III.37. Détails des outils utilisés pour les pièces de 9.53 mm.....	79
Figure III.38. Stratégie de fabrication des outils du portique et du robot.....	79
Figure III.39. Position des échantillons de fatigue et de métallographie.....	80
Figure III.40. Échantillon de fatigue a) Usinage b) Forme finale.....	81
Figure III.41 Presse hydraulique pour les essais de traction.....	82
Figure III.42 Conditions de surface des soudures a) M10AS01 b) M10RS0.....	83
Figure III.43. Cadre hydraulique utilisé pour les essais de fatigue.....	84
Figure III.44 Résultats moyens des essais de traction pour les soudures d'alliage 6061.....	86
Figure III.45. Trou de ver dans les soudures de l'alliage 1375-50 a) Fraiseuse b) Portique.....	87
Figure III.46 Condition de surface laissée par le robot à 750 rpm et 270 mm/min.....	89
Figure III.47. Force axiale générée par le robot à 750 rpm et 270 mm/min.....	90
Figure III.48. Comparaison des courbes S-N des soudures de qualité (PW).....	91
Figure III.49. Courbe S-N des soudures avec décalage du côté AS (MAS) inférieur à 1,0 mm.....	92
Figure III.50 Qualité de surface des soudures avec décalage du côté AS (MAS) supérieur à 1,0 mm.....	93
Figure III.51 Section d'un échantillon avec décalage du CA supérieur à 1,0 mm.....	93
Figure III.52 Courbe S-N des soudures avec décalage du côté AS (MAS) supérieur à 1,0 mm.....	94
Figure III.53. Courbe S-N des soudures avec décalage du côté RS (MRS) inférieur à 1,0 mm.....	95
Figure III.54. Courbe S-N des soudures avec décalage du côté RS (MRS) supérieur à 1,0 mm.....	95
Figure III.55 Courbe S-N des soudures avec trou de ver (WH).....	96
Figure III.56. Distribution de contraintes dans une soudure avec décalage du côté RS.....	97
Figure III.57. Résultats des déformations de la soudure M05RS07-A a) Surface supérieure b) Racine.....	99

Figure III.58 Agrandissement de la déformation à la surface supérieure de l'échantillon M05RS07-A.....	100
Figure III.59 Distribution de contraintes dans une soudure avec décalage du côté AS.....	100
Figure III.60 Déformation des surfaces de la soudure M05RS07-A à un chargement de ± 0 kN.....	101
Figure III.61 Distribution de contrainte de la soudure M05RS07-A à un chargement de ± 0 kN.....	102
Figure III.62 Modèle de distribution de contraintes dans une soudure avec décalage axiale.....	102

ملخص

إن خصائص الألمنيوم تسمح له بان يكون مادة أساسية في الصناعات المختلفة, وذلك راجع إلى خصائصه المميزة, حيث يتكون من عدة أصناف مختلفة التركيبات الكيميائية, حيث قمنا في هاته الدراسة الى التطرق إلى السبائك ذات الصنف 6000, من اجل معرفة خصائص السبائك والسبائك الملحومة, ومدى تحملها للاجهادات المطبقة عليها.

Résumé

Les propriétés de l'aluminium lui permettent d'être un matériau de base dans diverses industries, en raison de ses propriétés distinctives, Il se compose de plusieurs familles aux propriétés chimiques différentes, Où nous avons touché dans cette étude, les alliages avec la classification 6000, Connaître le comportement des alliages et des alliages soudés, En plus de savoir à quel point ce série est ce que supporte les efforts et la résistance contre la fatigue.

Abstract

The properties of aluminum allow it to be a basic material in various industries, due to its distinctive properties, It consists of several families with different chemical properties, Where we have touched in this study, the alloys with the classification 6000, Knowing the behavior of alloys and welded alloys, In addition to knowing how this series is what supports efforts and resistance against fatigue

Table des matières

Introduction Générale

Chapitre I Les alliages d'aluminium Al -Mg – Si

I/1 Description générale des alliages de l'aluminium	01
I/2 Désignation numérique et symbolique des alliages d'aluminium	01
I/2-1 Désignation de l'aluminium corroyé	01
I/ 2-1-1 Aluminium corroyé	01
I/ 2-1-2 Désignation numérique de l'aluminium corroyé non allié	01
I/ 2-1-3 Désignation symbolique de l'aluminium corroyé non allié	02
I/ 2-1-4 Désignation numérique de l'aluminium corroyé allié	02
I/ 2-1-5 Désignation symbolique de l'aluminium corroyé allié	03
I/3 Les alliages d'aluminium	03
I/4 Caractéristiques des alliages	04
I/ 4-1 Série 2000.....	04
I/ 4-2 Série 3000.....	04
I/ 4-3 Série 4000	04
I/ 4-4 Série 5000	04
I/ 4-5 Série 6000	05
I/ 4-6 Série 7000	05
I/5 Influence des éléments d'addition	05
I/ 6 Alliages étudiés Al-Mg-Si	08
I/7 Métallurgie des alliages Al-Mg-Si	09
I/7-1 Les éléments d'additions et les principales phases.....	10
I/7-2 La précipitation structurale.....	10
I/ 7-3 Eléments d'addition secondaires	12
I/7-4 Système ternaire Al-Si-Mg	13

I/8 Les techniques de caractérisations de l'alliage Al- Mg- Si.....	14
I/8-1 Microscopie électronique à transmission.....	14
I/8-2Analyse par la calorimétrie différentielle (DSC).....	16
I/8-3 Microscopie électronique à balayage	16
I/8-4 La mesure de la micro dureté.....	18
I/8-5 Diffraction des rayons X.....	21

Chapitre II Les Assemblages soudés des alliages Al -Mg - Si

II/A Introduction.....	23
II/1 Description du procédé de soudage.....	23
II/1-1 Définition	23
II/1-2 Conséquences métallurgiques	24
II/1-3 Conséquences géométriques et mécaniques.....	24
II/2 Soudage par friction malaxage	25
II/2-1 Description du procédé	25
II/2-2 Avantages et inconvénients	26
II/3 Paramètres de soudage	29
II/3-1 Caractérisation métallurgique.....	32
II/3-2 Défauts de fabrication	34

Chapitre III Comportement en fatigue des alliages et de leurs assemblages soudés

Partie 01 : Comportement en fatigue des alliages

III/A Introduction.....	38
III-1 Matériaux étudiés	38
III/1-1 Traitements thermiques appliqués à l'alliage AA6005.....	39
III/1-2 Traitement thermomécanique appliqué à l'alliage AA 6061	40
III/3 Eprouvettes de l'alliage AA 6005	42
III/4 Eprouvettes de l'alliage 6082.....	43

III/5 Eprouvettes de l'alliage 6061	43
III/6 Prélèvement des échantillons	44
III.6-1 Echantillons en AA6005	44
III.6-2 Echantillons en AA6082	44
III/6-3 Préparation des échantillons	44
III/7 Matériel d'essai et démarches	45
III/7-1 Banc d'essais de traction et déroulement.....	45
III/7-2 Banc d'essais de fatigue et déroulement.....	47
III/7-3 Microscopie Optique.....	48
III/7-4 Microscopie Electronique à Balayage (MEB)	49
III/7-5 Micro dureté	49
III/8 Résultats obtenus sur l'alliage AA 6005	50
III/8-1 Résultats des essais de traction	50
III/8-2 Discussion des essais de traction.....	52
III/8-3 Résultats des essais de fatigue.....	54
III/8-4 Résultats des essais de Micro-dureté	55
III/8-5 Discussion Micro-dureté.....	56
III/8-6 Etude métallographique par M O de l'évolution microstructurale.....	57
III/8-7 Microstructure de l'état de réception.....	59
III/8-8 Etat vieillis artificiellement.....	59
III/8-9 Etat de vieillissement naturel	61
III/9 Résultats obtenus sur l'alliage AA 6082	63
III/9-1 Résultats des essais de traction	63
III/10 Résultats des mesures de dilatation	64
III/11 Caractérisation microstructurale	66
Conclusion	69

Partie 02 : Comportement en fatigue des assemblages soudés

III/12 Matériel et détails des soudures	70
III/13 Équipements et bancs d'essai	72
III/13-1 Portique spécialisé SFM	74
III/13-2 Fraiseuse universelle adaptée	68
III/13-3 Robot industriel poly articulé	75
III/13-4 Outils	76
III/14 Étude de la fatigue	78
III/15 Caractérisation mécanique :.....	79
III-15-1 Essais de traction	79
III/16 Discussion	82
III/16-1 Généralités	82
III/16-2 Essais de traction	83
III/16-3 Soudures fabriquées par la fraiseuse :.....	85
III/16-4 Soudures fabriquées par le portique	86
III/16-5 Soudures fabriquées par le robot	87
III/16-6 Essais de fatigue	88
III/16-6-1 Soudures de bonne qualité (PW)	89
III-16-6-2 Soudures des pièces décalées du côté avançant (MAS)	90
III/16-6-3 Soudures des pièces décalées du côté reculant (MR)	92
III/16-6-4 Soudures avec trou de ver (WH)	94
III/17 Mesure des déformations	96
Conclusion Générale	101

LISTE DES REFERENCES

ANNEXE –A– Résultats des essais de fatigue

ANNEXE –B– Spécimens fracturés après essai de fatigue

Introduction Générale

Les alliages d'aluminium continuent à être le centre d'intérêt de plusieurs travaux de recherche en sciences des matériaux. Leur grande utilisation dans l'industrie automobile et aéronautique dépend largement de leurs caractéristiques mécaniques et thermiques.

Le durcissement structural dans ces alliages permet d'obtenir des propriétés mécaniques requises. Toutefois, une température lente peut par des méthodes conventionnelles favoriser la précipitation de phases grossières qui appauvrissent la solution solide sursaturé et de ce fait réduit considérablement le potentiel de durcissement structural qui confère à ces matériaux d'intéressantes propriétés physiques.

Grace aux possibilités offertes par des techniques d'investigations physiques, de plus en plus performantes, le durcissement des alliages d'aluminium par précipitation est à présent bien caractérisé du point de vue de la connaissance qualitative des séquences de précipitation et de son influence sur leurs propriétés mécaniques.

L'un des objectifs de ce travail est l'étude des assemblages soudés des alliages Al -Mg – Si et le comportement en fatigue des alliages et de leurs assemblages soudés notre étude comprend trois chapitres :

Le premier chapitre porte à l'étude des alliages d'aluminium et leurs série, ainsi que leurs caractéristiques structurales, par contre le second chapitre se consacre à la présentation du procédé de soudage utilisé en occurrence c'est le soudage par flexion malaxage, c'est le meilleur procédé de soudage adapté aux série 6xxx.

En troisième chapitre nous interprétons les résultats des 3 cas des alliages soudés, en se basant sur les propriétés mécaniques et structurales après essais mécaniques. On achèvera cette étude par une conclusion générale.

Chapitre I
Les Alliages de l'aluminium
Al-Mg-Si

I/1 Description générale des alliages de l'aluminium :

Un alliage d'aluminium est une composition chimique où d'autres éléments sont ajoutés à l'aluminium pour améliorer ses propriétés. La principale raison est d'augmenter sa résistance mécanique. Ces éléments comprennent le fer, le silicium, le cuivre, le magnésium, le manganèse et le zinc à des concentrations combinées pouvant représenter jusqu'à 15% de l'alliage en poids. Les alliages sont identifiés par un numéro à quatre chiffres dans lequel le premier chiffre identifie une série caractérisée par ses principaux éléments d'alliage.

I/2 Désignation numérique et symbolique des alliages d'aluminium:

I/2-1 Désignation de l'aluminium corroyé :

I/ 2-1-1 Aluminium corroyé :

Le corroyage est une opération consistant à déformer une pièce avec allongement (forgeage, laminage, etc...) à chaud ou à froid afin d'obtenir une pièce de la forme désirée.

Il est à noter que la norme européenne **EN 573-1 (produits corroyés)** indique qu'un ensemble de 4 chiffres doit être précédé, pour les alliages destinées à être corroyés, par le préfixe EN, les lettres « A » (aluminium), « W » (pour les produits corroyés, wrought en anglais) et un tiret « - ».

Exemple : EN AW-5052, EN AW-1070

I/ 2-1-2 Désignation numérique de l'aluminium corroyé non allié :

La désignation numérique de l'aluminium corroyé non allié est constituée :

- Du préfixe **EN** suivi d'un espace
- De la lettre **A** qui représente l'aluminium
- De la lettre **W** qui représente les produits corroyés
- D'un **tiret**
- De **quatre chiffres** indiquant la pureté de l'aluminium :
 - Le premier chiffre est le **1** qui indique que le matériau est de l'aluminium avec une pureté supérieure ou égale à 99 %
 - Le deuxième chiffre indique le nombre d'impuretés pour lesquelles des contrôles sont prévus (0 correspond à l'alliage originel. Les chiffres de 1 à 9 correspondent aux modifications successives)
 - Les deux derniers chiffres indiquent le pourcentage d'aluminium (multiplié par 100) au-delà de 99 %.

Exemple : EN AW-1070. Cet aluminium (EN A) est corroyé (W) et composé d'aluminium ayant une pureté de 99,7 % (99 + 70/100).

I/ 2-1-3 Désignation symbolique de l'aluminium corroyé non allié :

Elle est composée du symbole chimique de l'aluminium Al suivi de la pureté du métal exprimé en pourcentage avec une ou deux décimales.

Exemple : EN AW-1080[Al99, 8] ou EN AW-Al99, 8

Cet aluminium (EN A) est corroyé (W) et composé d'aluminium (Al) ayant une pureté de 99,80 %.

I/ 2-1-4 Désignation numérique de l'aluminium corroyé allié :

La désignation de l'aluminium corroyé allié est composée :

- Du préfixe EN suivi d'un espace
- De la lettre A qui représente l'aluminium
- De la lettre W qui représente les produits corroyés
- Un tiret suivi de quatre chiffres indiquant la composition chimique de l'alliage.
 - Le premier chiffre indique le type d'alliage (voir tableau ci-dessous).
 - Le deuxième chiffre indique les modifications subies depuis l'alliage originel.
 - Les deux derniers chiffres donnent des précisions sur la composition chimique de l'alliage.

Tableau I.1. Premier symbole de la désignation numérique des alliages corroyés suivant la norme NF A 02 104[01]

Groupe	Type d'alliage
1	aluminium-Cuivre
2	Aluminium-Manganèse
3	Aluminium-Silicium
4	Aluminium-Magnésium
5	Aluminium-Magnésium-Silicium
6	Aluminium-Zinc
7	Autre Alliage d'aluminium.

Exemple : Exemple : 6005A = alliages à base de magnésium et silicium.

I/ 2-1-5 Désignation symbolique de l'aluminium corroyé allié :

Elle est composée du symbole chimique de l'aluminium Al suivi d'un espace puis des symboles chimiques des éléments d'addition suivi de leur teneur. Ces éléments sont classés par ordre décroissant de leur teneur.

Exemple : EN AW-2024 [AlCu4Mg1] ou EN AW-AlCu4Mg1

Cet aluminium (EN A) corroyé (W) est composé d'aluminium (Al), de 4 % de cuivre (Cu4) et de 1 % de magnésium (Mg).

I/3 Les alliages d'aluminium :

L'aluminium est un élément du troisième groupe de classification de Mendeleïev, dont le nombre atomique est 13, la masse atomique 26.28 et la température de fusion 660°C. Il cristallise dans le système cubique à faces centrées, avec un paramètre de maille 0.404 nm.

Sa masse volumique est 2.7 kg/dm³, son coefficient de dilatation thermique linéaire est de l'ordre de 23.10⁻⁶, son module de Young de 6600 bar. L'aluminium pur possède des propriétés mécaniques très réduites et insuffisantes pour son utilisation dans un bon nombre d'applications structurales, il est léger, ductile et il résiste à la corrosion. Il présente aussi une très bonne conductivité thermique et électrique. Il constitue de ce fait 80% du poids des avions actuels. Il est très utilisé aussi dans le transport (25%) (Terrestres rapides TGV et maritimes, et de plus en plus dans l'automobile), le bâtiment (20%), l'emballage (20%). On l'utilise aussi dans la construction électrique et la construction mécanique (10%).

Bien que, en tonnage, la production d'aluminium ne représente qu'un peu plus de 2% de celles des aciers, ce métal arrive en seconde position en ce qui concerne la production et l'utilisation des matériaux métalliques. Il offre une excellente conductivité électrique pour un poids inférieur à celui du cuivre.

C'est pour cela qu'on le retrouve de plus en plus pour les lignes à haute tension. Les alliages d'aluminium sont utilisés pour de multiples applications aussi bien dans le domaine de l'aéronautique

Figure. I.2 que dans celui de l'industrie automobile.

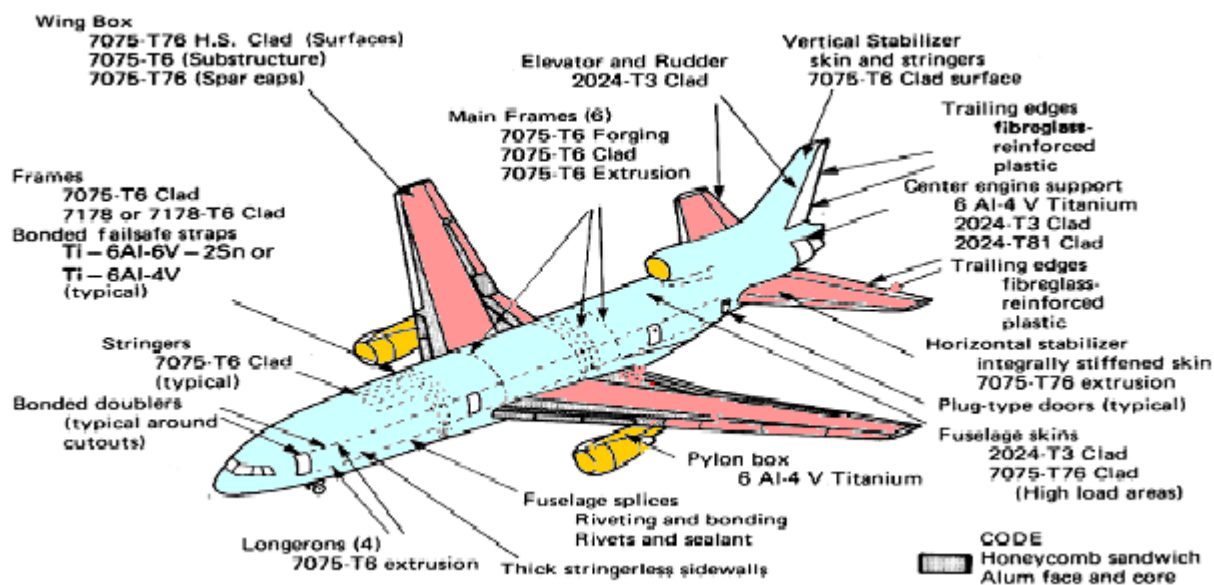


Figure I.2 : Les différents types d'alliage d'aluminium utilisés dans la construction d'un Avion civil et leur localisation [02]

I/4 Caractéristiques des alliages :

Les principales caractéristiques de ces alliages sont les suivantes :

I/ 4-1 Série 2000 :

Cet alliage avec addition éventuelle de magnésium se caractérise par une excellente résistance mécanique qui justifie son coût généralement plus élevé (le « duralumin » est particulièrement apprécié et doit ses qualités à la trempe suivie de maturation). Si le comportement à haute température est très correct, il n'en est pas de même pour sa soudabilité ni sa résistance anticorrosive.

I/ 4-2 Série 3000 :

C'est un alliage au manganèse qui conserve une bonne durabilité dans une atmosphère marine ou dans l'eau de mer.

I/ 4-3 Série 4000 :

Composé d'aluminium et de silicium, cet alliage est principalement utilisé comme métal d'apport lors du soudage.

I/ 4-4 Série 5000 :

Cet alliage d'aluminium et de magnésium, d'un coût relativement élevé, présente une exceptionnelle résistance à la corrosion, surtout à l'eau de mer qui en fait tout l'intérêt, malgré une qualité mécanique somme toute assez moyenne.

I/ 4-5 Série 6000 :

Au composé précédent de la série 5000, aluminium et magnésium, il suffit d'ajouter un peu de silicium comme additif secondaire pour obtenir l'alliage léger le plus couramment employé en application structurale. Après un traitement thermique de trempe puis de revenu, ces métaux présentent une bonne résistance mécanique, une remarquable inertie chimique vis-à-vis d'agents corrosifs divers et une soudabilité très correcte. Il faut toutefois noter une chute notable de résistance à même le cordon de soudure.

I/ 4-6 Série 7000 :

Alliage à base de zinc et secondairement additionné de magnésium, ce métal se caractérise par une corrodabilité modérée jointe à une résistance mécanique correcte et une soudabilité ne présentant aucune sujétion (gêne) spéciale.

I/5 Influence des éléments d'addition

La résistance mécanique de l'aluminium pur est relativement faible et interdit son emploi pour certaines applications. Cette résistance mécanique peut être notablement augmentée par l'addition d'autres métaux, formant ainsi des alliages. Ceux-ci peuvent être classés en deux catégories :

- Les alliages sans durcissement structural (alliages non trempant),
- Les alliages à durcissement structural (alliages trempant).

Cette différence entre alliages est due à l'élément d'addition principal, quelle que soit sa teneur. Il n'y a rarement qu'un seul élément ajouté (élément principal). Des additions d'autres éléments secondaires vont aussi influencer sur les caractéristiques de l'alliage. Il y a enfin des éléments présents dans l'alliage sans qu'ils aient été ajoutés volontairement ; ce sont les impuretés dont les plus importantes sont le fer et le silicium, et dont il faut contrôler

Précisément la teneur pour certaines utilisations car leur influence peut être défavorable.

Tous les éléments jouent, par leur nature et leur teneur, sur plusieurs propriétés de l'alliage comme :

- les caractéristiques mécaniques (charge de rupture R_m , limite élastique $R_{p0.2}$, l'allongement à la rupture $A\%$, la dureté HB),
- la masse volumique,
- les conductivités électrique et thermique,
- la résistance à la corrosion,
- l'aptitude au soudage,

- l'usinabilité,
- l'aptitude à la déformation,
- l'aptitude à l'anodisation.
- Les nouveaux alliages ainsi formés sont soit plus résistants, plus ductiles, plus durs...*etc.* selon le choix. Toutefois, pour obtenir précisément ce que l'on veut, il faut savoir quel
- élément fait quel effet

Béryllium :

À haute température, cet élément améliore la fluidité des alliages, raffine les grains et augmente les propriétés mécaniques. De même, il contribue à réduire l'oxydation et la décoloration. Dans les alliages eutectiques modifiés de fonderie aluminium-silicium, il retient le sodium, un agent modifiant. Comme l'arsenic, il est absent des alliages en contact avec la nourriture, car c'est un poison et il provoque des allergies.

Bore :

Le bore lorsqu'il est combiné à d'autres métaux forme des borures comme par exemple le borure de titane (TiB₂). Ce composé forme des sites stables de germination qui interagissent avec les phases de l'affineur de grain (T1Al₃) dans l'aluminium en fusion. Il contribue également à l'accroissement de la conductivité électrique par précipitation de d'autres éléments (*ex. Va, Ti, Cr, etc.*).

Chrome :

Cet élément réduit la susceptibilité des alliages Al-Zn-Mg à la corrosion sous tension. Plutôt vu comme une impureté, son effet est surtout au niveau de la résistivité électrique. Dans certains cas, il sert à contrôler la structure des grains.

Cuivre :

Cet élément forme avec l'aluminium le Cu-Al servant au durcissement des alliages. De plus, il contribue de plus à l'augmentation de la résistance mécanique, à la réduction du retrait lors de la coulée et à l'amélioration de l'usinabilité. Toutefois, il diminue généralement la résistance à la corrosion. Les alliages contenant de 4 à 6 % de cuivre sont ceux qui répondent le plus fortement aux traitements thermiques.

Etain :

L'étain, en petite quantité (< 1 %), améliore l'usinabilité des alliages d'aluminium et facilite le vieillissement artificiel, d'où émane l'augmentation à la résistance mécanique et à la corrosion. Cependant, en quantité plus importante il favorise la fissuration à chaud.

Fer :

Le fer accroît la résistance au craquage à chaud et réduit la tendance de l'alliage à se coller ou à se souder aux parois du moule. Or, l'augmentation de la proportion de fer est normalement accompagnée d'une réduction de la ductilité.

Magnésium :

Le magnésium est la base du développement de la résistance et de la dureté lors des traitements thermiques des alliages Al-Si. Il est en général utilisé dans les alliages Al-Si plus complexes qui contiennent du cuivre, du nickel et d'autres éléments dont le but est également de durcir l'alliage. La phase de Mg_2Si qui durcit l'alliage montre une solubilité limite de 0,70 % de magnésium. Au-delà de cette limite, il n'y a pas davantage de durcissement et il peut même survenir un adoucissement de l'alliage. La composition de magnésium habituellement employée pour les alliages de la famille Al-Si varie de 0,070 à 0,40 %.

Hydrogène :

Dû à sa grande solubilité à l'état liquide, l'hydrogène a tendance à former des pores au cours de la solidification, ce qui résulte en une baisse des propriétés mécaniques.

D'un côté plus négatif, le magnésium contribue à accélérer l'oxydation de l'aluminium liquide et les précipités aux frontières des grains rendent l'alliage susceptible à la fissuration inter granulaire. Finalement, selon Morgan l'ajout de magnésium peut augmenter la micro dureté de la matrice d'aluminium de 100 à 115 KHN (dureté Knoop).

Manganèse :

Il sert à augmenter la résistance mécanique à haute température des alliages de fonderie (suite à la formation d'une structure fibreuse) et à réduire le retrait lors de la solidification. Mais, comme ces alliages ne possèdent pas d'opération de durcissement mécanique, le manganèse n'offre pas d'effets bénéfiques pour ces derniers. Certains le considèrent comme une impureté à cause de sa faible solubilité.

Molybdène :

Même s'il est considéré par plusieurs comme une impureté, le molybdène peut servir de raffineur de grains, car la limite de la zone d'aluminium sur le diagramme d'équilibre est péritectique.

Nickel :

Ce dernier augmente la résistance mécanique des aluminiums de haute pureté mais réduit la ductilité. De plus, dans les alliages Al-Si, il accroît la dureté et diminue le coefficient d'expansion thermique. Il est souvent employé avec le cuivre à température élevée pour améliorer les propriétés.

Silicium

L'effet le plus remarquable du silicium dans les alliages d'aluminium, c'est l'amélioration des caractéristiques de mise en forme (moulage). L'addition du silicium à l'aluminium pur augmente de beaucoup la fluidité, la résistance au craquage à chaud et les caractéristiques de l'écoulement du métal liquide. La composition la plus utilisée dans les alliages d'aluminium de fonderie est d'ailleurs celle de la famille Al-Si. Les alliages commerciaux hypoeutectiques et hypereutectiques ont une proportion de silicium qui peut varier jusqu'à environ 25 % en poids.

I/6 Alliages étudié Al-Mg-Si :

Les alliages Al-Mg-Si sont obtenus à partir d'aluminium pur auquel on ajoute lors de la coulée certains éléments d'addition. Leurs propriétés mécaniques dépendent d'un grand nombre de paramètres, dont les principaux sont la composition chimique, les traitements thermiques et thermomécaniques.

Dans ce paragraphe, l'objectif est de présenter le processus d'élaboration de l'aluminium et de ses alliages, ainsi que la dénomination des demi-produits et des pièces moulées.

A partir d'alumine anhydre, l'aluminium est obtenu par le procédé HALL HEROULT. Ce procédé repose sur une électrolyse d'un mélange d'alumine et de cryolithe (fluor-aluminate de sodium) dont le point de fusion avoisine la température de 935°C. L'aluminium ainsi obtenu possède une pureté voisine de 99,7 %. Par une autre électrolyse ou une série de fusions successives, l'aluminium peut être purifié pour atteindre des titres molaires compris entre 99,990% et 99,999 %.

En général, on utilise rarement de l'aluminium pur pour la fabrication de demi-produits ou de pièces moulées. En effet, il a été montré que l'association de métaux d'addition, même en petite quantité, augmente de façon significative certaines propriétés mécaniques. Ainsi, l'opération de fabrication de demi-produits ou de pièces moulées nécessite l'élaboration d'un alliage en fonderie. Deux méthodes sont couramment utilisées:

- d'une part, la méthode classique qui consiste à mélanger les éléments d'addition à de l'aluminium pur en fusion.
- d'autre part, la fabrication des alliages d'aluminium à partir de produits recyclés qui se développe depuis quelques années dans certaines industries. Généralement, les déchets (copeaux de découpe, extrémités des billettes, profilés inutilisables ...) sont acheminés vers

Un four pour y être fondu. Des lingots d'aluminium pur y sont ajoutés afin de diluer les impuretés des déchets. Cette adjonction représente 10 à 15% du mélange. Un prélèvement est ensuite effectué et analysé par spectrométrie. A partir de cette analyse, le taux des différents éléments présents dans le

mélange est déterminé, ce qui permet de connaître les quantités d'éléments d'addition à ajouter pour obtenir l'alliage d'aluminium souhaité [09] [10].

Ce mélange en fusion (appelé aussi coulée) permet la réalisation de pièces moulées ou la fabrication de brames et de billettes. Les brames sont destinées à être laminées pour donner des tôles, des bandes ou des feuilles. Par contre, les billettes sont extrudées et donnent des profilés, des tubes, des barres ou des fils. La **figure I. 1** résume schématiquement la fabrication des semi-produits et des pièces moulées.

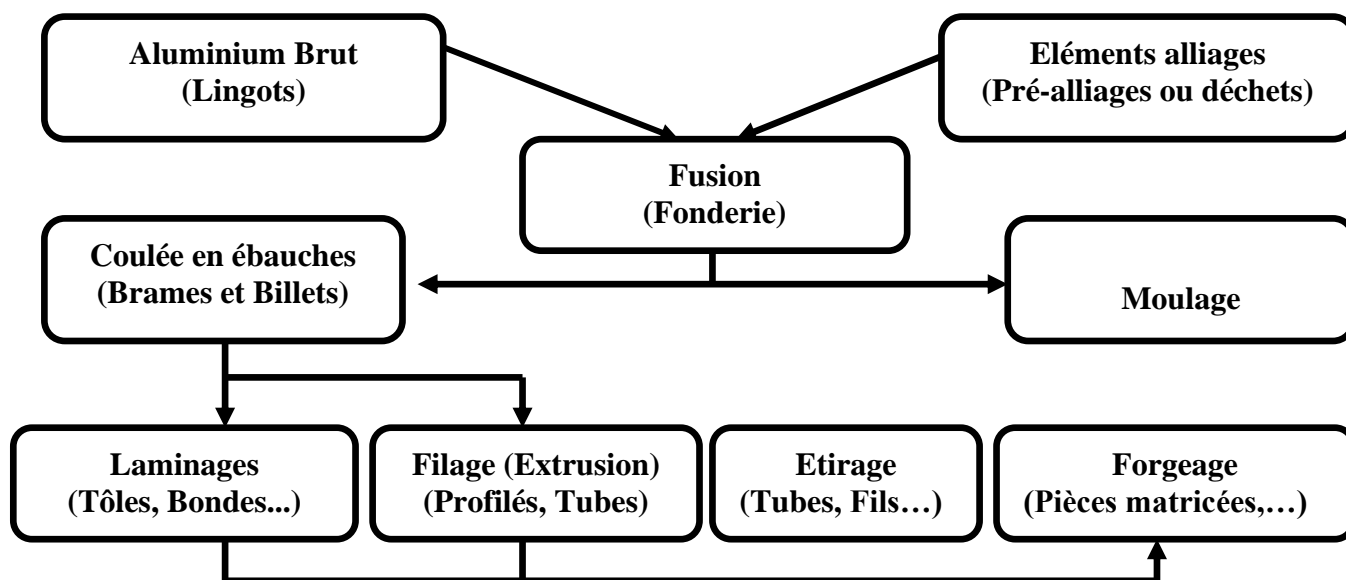


Figure n° 1.1:Fabrication des semi-produits et des pièces moulées [03].

I/7 Métallurgie des alliages Al-Mg-Si

Il a été vu précédemment que les éléments d'addition principaux des alliages d'aluminium de la série 6000 sont le magnésium et le silicium. Cependant, lors de l'élaboration de ces alliages, des additions secondaires sont courantes. L'ensemble de ces additions d'éléments chimiques et des traitements thermiques et thermomécaniques conditionnent alors les caractéristiques microstructurales de

l'alliage. Ce paragraphe a donc pour but de faire le point sur la métallurgie des alliages d'aluminium de la série 6000.

I/ 7-1 Les éléments d'additions et les principales phases :

Les éléments d'addition des alliages corroyés de la série 6000 se divisent en deux familles:

- les éléments participant au durcissement de l'alliage (il s'agit du magnésium et du silicium),
- les éléments secondaires qui permettent d'améliorer certaines propriétés physiques (les principaux sont le fer, le manganèse et le chrome).

I/ 7-2 La précipitation structurale

En 1904, un métallurgiste allemand, A. WILM, trempa un échantillon d'alliage Al-Cu.

Deux jours plus tard, il eut la surprise de le retrouver sensiblement transformé : il était devenu plus dur. Plus tard, en 1937, GUINIER et PRESTON ont démontré que ce durcissement était dû à l'agglomération des atomes de cuivre en petits amas. En effet, juste après la trempe, les atomes de cuivre sont répartis de façon homogène ; ils se trouvent en position de substitution dans la matrice d'aluminium. La surconcentration en lacunes, par rapport à l'équilibre thermodynamique, occasionne alors la diffusion des atomes de cuivre qui se rassemblent ainsi en petits précipités. Cette migration d'atomes se fait à température ambiante en quelques heures par un phénomène d'hétéro diffusion suivant un mécanisme lacunaire.

Ce mécanisme de précipitation structurale se retrouve dans les alliages ternaires de la série 6000. Cependant, le fait de passer d'un alliage binaire à un alliage ternaire modifie légèrement la séquence de précipitation. En effet, une étude de G.A. EDWARDS et al. a permis de préciser cette séquence pour les alliages de la série 6000. Après trempe, la solution solide sursaturée est métastable. Ainsi, au cours de la phase appelée maturation ou encore vieillissement naturel, il se forme de petits agglomérats d'atomes de silicium d'une part et de magnésium d'autre part. Par un phénomène de diffusion atomique à la température ambiante, le magnésium migre vers les agglomérats de silicium et donne ainsi des petits précipités cohérents avec la matrice d'aluminium appelés zones de GUINIER PRESTON (G.P).

A ce stade, ces précipités ne sont composés que de quelques atomes.

Tableau I-2: Caractéristiques morphologiques, cristallographiques et structurales De la précipitation dans les alliages d'aluminium de la série 6005. [04]

Type de précipités	Paramètres cristallographiques	Epitaxie	Réseau du précipité
Zones G.P Filiformes (β'')		Zones // $[001]_{Al}$	
β'	a= 0,634 nm	Aiguilles // $[001]_{Al}$	cubique à faces centrées
β - Mg ₂ Si	a=0,634 nm	plaquettes : $(001) \beta // (001)_{Al}$ $[110] \beta // [100]_{Al}$	cubique à faces centrées

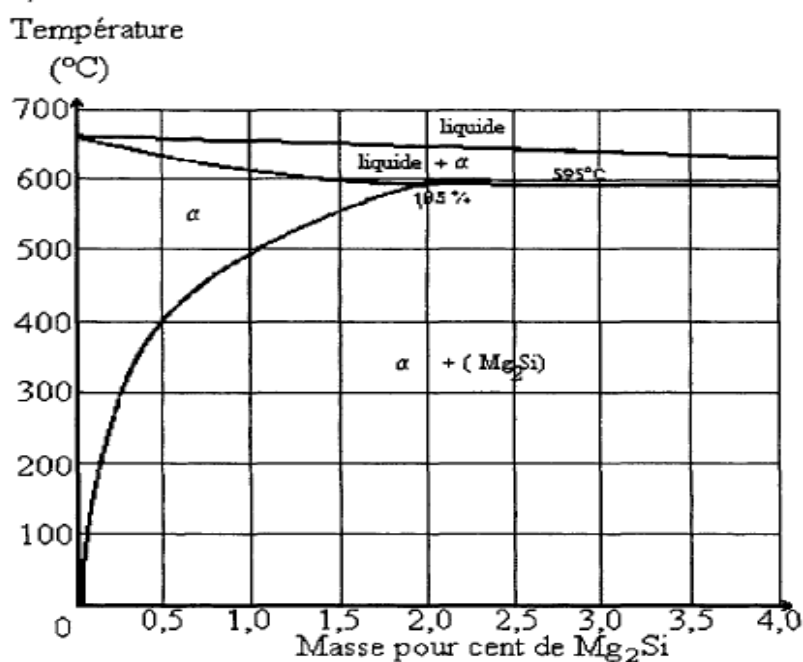


Figure I-3: Coupe pseudo binaire Al-Mg₂Si de l'alliage Al-Mg-Si. [04]

Le fait d'obtenir comme précipité d'équilibre le composé Mg₂Si a poussé les métallurgistes à utiliser la coupe pseudo binaire Al-Mg₂Si du diagramme de phase ternaire de l'alliage Al-Mg-Si (figure n° I-2). Cependant ce diagramme reste une approximation (suffisante dans la plupart des études). En effet, G.A. EDWARDS ont montré que la composition chimique des phases β' et β'' dépend de la composition chimique de l'alliage et plus particulièrement de la teneur en silicium. La modification de composition chimique des phases durcissantes s'explique par le fait qu'un excès de silicium, en augmentant la sursaturation de l'alliage, favorise un accroissement du nombre des précipités durcissant qui se forment au cours du vieillissement naturel ou artificiel. De plus, dans un même alliage, plusieurs phases durcissantes de structures différentes coexistent. Ainsi, pour un alliage Al-1,0 % Mg₂Si-0,4% Si trempé et revenu, trois types de précipités différents de la phase P' classique ont été observés.

I/ 7-3 Eléments d'addition secondaires :

Tous les alliages d'aluminium de corroyage industriels contiennent des éléments secondaires en faible quantité (0,01 à 0,8 % en masse). Ces éléments permettent d'améliorer certaines propriétés physiques. Ainsi, dans les alliages de la série 6000, il est courant d'ajouter du cuivre (de 0,1 à 0,3 % en masse). Après trempe, cet élément se retrouve dans les précipités intermétalliques ~' et les zones G.P filiformes participant alors au durcissement structural.

D'autres métaux sont présents sous forme de traces mais ils n'en sont pas moins actifs. C'est le cas du titane et du zirconium qui permettent d'affiner le grain lors de la coulée de l'alliage. En effet, sans ces

éléments, le refroidissement rapide subi par le liquide lors de la coulée fait que l'alliage se solidifie sur des impuretés présentes dans le bain pour une température inférieure à celle de son solidus. Le nombre de grains alors créés est faible et leur vitesse de croissance est importante. Les éléments titane et zirconium suppriment le phénomène de surfusion de l'alliage. Il se forme, dans le bain en fusion, des phases contenant du titane ou du zirconium (TiAl₃ par exemple) qui deviennent alors des sites de nucléation des dendrites d'aluminium.

D'autre part, certains ajouts comme le manganèse et le chrome peuvent être en quantité relativement importante (0,2 à 0,8 % en masse). Ces éléments secondaires sont généralement présents en solution solide à l'état brut de coulée. Du fait de leur faible solubilité et de leur faible diffusivité dans l'aluminium à l'état solide, ils se répartissent préférentiellement au cœur des branches de dendrites d'aluminium qui sont, de ce fait, sursaturées par ces éléments secondaires. Lors de l'homogénéisation ou de la mise en solution, ils précipitent alors essentiellement au cœur de ces branches de dendrites primaires sous formes de phases dispersées. Ces éléments sont très utiles. En effet, ils inhibent ou retardent la recristallisation des demi-produits lors de leur mise en forme ou lors de la mise en solution ultérieure. Une étude de L.ZHUANG et montre que le contrôle de la taille de grain et de la texture requiert une bonne combinaison de petits et de gros précipités contenant du manganèse ou du chrome (précipités du type Al-Mn-Si ou Al-Mn-Fe-Si).

En effet, les précipités grossiers, constitués de phases riches en fer, facilitent le processus de nucléation, alors que les petites particules, appelées phases dispersées, retardent ou inhibent le grossissement du grain par blocage des joints de grains. La présence de ces éléments a par ailleurs un rôle important sur la texture des alliages corroyés. Comme ces éléments augmentent la température de recristallisation, il est donc possible d'obtenir une texture fibrée non recristallisée **tableau I-3**.

Tableau I-3: Influence du manganèse sur la température de recristallisation d'un alliage Al-Si-Mg.

[04]

Addition de Mn (% en masse)	Température de recristallisation (0C)
0	<480
0.3	<480
0.6	505-520
0.9	520-530

Cependant, l'existence des phases intermétalliques ne dépend pas uniquement de la composition chimique de l'alliage. En effet, les traitements thermiques et thermomécaniques agissent considérablement sur la forme et la nature des précipités.

La série 6XXX contient des additions de magnésium et de silicium et parfois un peu de cuivre, de chrome ou de manganèse. Les alliages sont faits pour obtenir les plus grands niveaux de résistance par la précipitation de la phase Mg_2Si .

Les alliages Al-Mg-Si sont performants aux basses températures mais leurs propriétés mécaniques et électriques peuvent diminuer plus ou moins rapidement lorsque la température atteint des valeurs de l'ordre de 150 à 200°C du fait de l'évolution de la microstructure

I/7-4 Système ternaire Al-Si-Mg :

Le système ternaire Aluminium-Silicium-Magnésium est à la base de plusieurs alliages sensibles aux traitements thermiques. Le diagramme de phase obtenu à l'équilibre peut être relativement simplifié si on le considère comme étant binaire c'est-à-dire: aluminium et Mg_2Si pour une proportion de magnésium - silicium qui voisine 1,73 pour 1 (toujours en pourcentage poids).

La température de cet eutectique appelé pseudo binaire est de 595 °C. La composition du liquide eutectique est de 8,15 % poids Mg et de 4,75 % poids Si en équilibre, avec une solution solide d'aluminium contenant 1,13 % poids Mg et 0,67 % poids Si (pour un total d'environ 1,85 % poids Mg_2Si). La **figure 1.4** représente le système binaire aluminium et Mg_2Si .

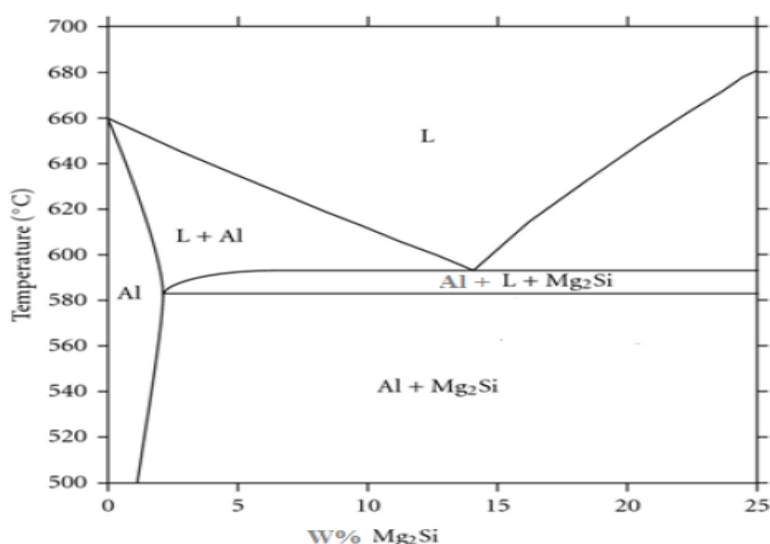


Figure I-4 : Partie du diagramme d'équilibre Aluminium-Mg₂Si, coupe pseudo binaire [06]

La division du système selon cette ligne permet de constater que l'extrémité riche en aluminium du diagramme de phase peut être considérée comme deux systèmes eutectiques tertiaires: Al-Mg₂Al₃-

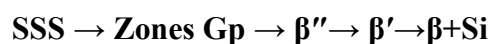
Mg₂Si à une température de 450°C et Al-Si-Mg₂Si à 555 °C. La solubilité à l'état solide de la phase Mg₂Si dans l'aluminium diminue avec l'excès de silicium et encore plus avec l'excès de magnésium. Les réactions de précipitation que l'on retrouve dans ce système se traduisent comme suit dans des conditions de solidification normales : solution solide sursaturée => bâtonnets semi-cohérents β'' parallèles à {001}Al => aiguilles semi-cohérentes β' parallèles à {001}Al => plaquettes semi-cohérentes β parallèles à {001} Al => β Mg₂Si non cohérent.

I/8 Les techniques de caractérisations de l'alliage Al- Mg- Si :

On note que cet alliage a été étudié par plusieurs techniques de caractérisations. Parmi ces techniques :

I/8-1 Microscopie électronique à transmission :

X. Fang et al [80] ont montré en utilisant le MET que la séquence de précipitation dans l'alliage AL-Mg-Si est la suivante :



Les **figures I.5 a et b** montrent la formation du précipité dans l'alliage vieilli à 180°C pendant 5 min sous forme sphérique suivant la direction <001>, ces précipités sont les zones GP dues à la ségrégation d'atomes de Mg et de Si.

Les **figures I.5. C, d** et montrent la formation de la phase β'' sous forme des aiguilles après 1h de vieillissement, la β'' sous forme bâtonnet entre 1h et 5h de vieillissement, la phase β stable et Si après de 30 h de vieillissement.

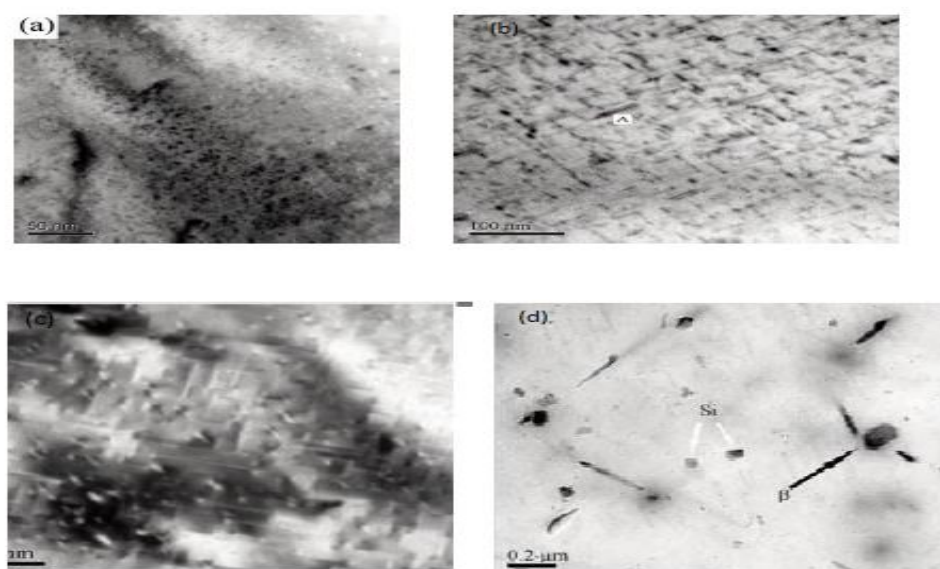


Figure I.5 : Microstructures obtenues par MET de Al-Mg-Si homogénéisé et trempé puis vieilli à 180°C pendant a) 5 min, b) 1 h c) entre 5 et 10h et d) 30h [06]

J. Banhart ont montré l'effet négatif de vieillissement naturel sur le vieillissement en utilisant le MET. La **figure I.6** montre les images de microscopie électronique à transmission de l'alliage **Al-Mg-Si** homogénéisé et trempé puis vieilli à 180°C pendant 540 min. La différence entre (a) et (b) est que, dans (b) l'alliage a été vieilli naturellement pendant une semaine avant d'un vieillissement artificiel. Dans les deux cas, le précipité β'' peut être vu dans trois différentes orientations. Une analyse quantitative plus détaillée consiste à mesurer la longueur et la densité des précipités. De toute évidence, le vieillissement naturel de l'alliage avant un vieillissement artificiel conduit à un faible densité.

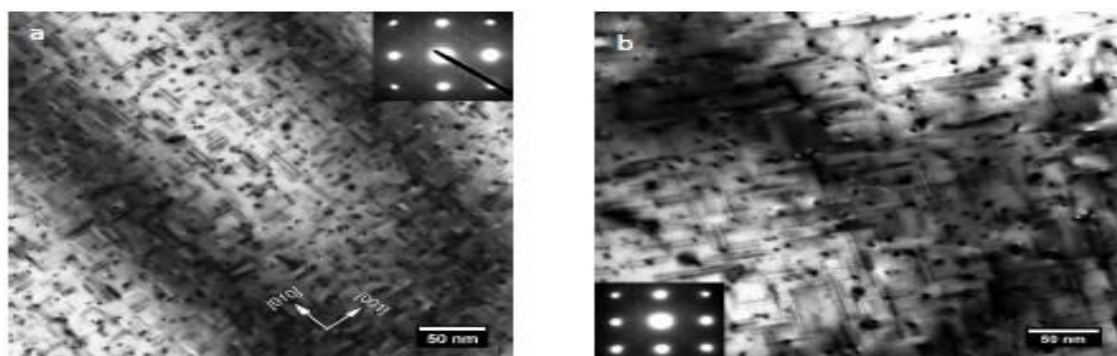


Figure I.6 : Microstructures obtenues par le MET de Al-Mg-Si homogénéisé et trempé puis a) vieilli à 180°C pendant 540 min et b) vieilli naturellement une semaine puis vieilli artificiellement à 180°C pendant 540 min. [06]

I/ 8-2Analyse par la calorimétrie différentielle (DSC) :

G.A. Edwards ont montré, en utilisant une analyse calorimétrique différentielle (DSC), la formation d'autres précipités au cours du durcissement structural d'un alliage d'aluminium AA 6061, de composition massique **0,80 Mg - 0,79 Si - 0,22 Fe - 0,18 Cu - 0,01 Ti**. Ces auteurs ont effectivement montré la présence de précipités de type **B** au sein de la matrice. Ils proposent ainsi une séquence de précipitation plus complète : Solution solide initiale \rightarrow clusters de Si et de **Mg** \rightarrow dissolution des clusters de **Mg** \rightarrow formations de clusters **Mg/Si** \rightarrow précipités β'' \rightarrow précipités β' et **B'** \rightarrow précipités β - **Mg₂Si**.

La structure cristallographique des précipités **B'** est hexagonale de paramètre $a = 10,5$.

Å avec un paramètre c non déterminé. Ces observations sont à mettre en relation avec les travaux antérieurs de S. D. Dumolt qui décrivent les précipités **B'** comme hexagonaux de paramètres $a = 10,4$ Å et $c = 4,05$ Å. K. Matsuda ont confirmé la présence des précipités de type **B** dans un alliage de composition massique **Al-1,0 Mg₂Si-0,4**.

Si, obtenu par addition de Si en excès. Ce matériau a été soumis à un traitement de vieillissement artificiel à 523 K. Dans ces travaux, des précipités de type **A** et **C** ont été également observés, en plus

des précipités de type B. La composition du précipité de type C n'a pas été précisée par les auteurs. Les précipités de type A et B contiennent les trois éléments Al-Mg-Si dans les proportions suivantes :

- type A → Al : Mg : Si = 4 : 1 : 5

- type B → Al : Mg : Si = 4 : 2 : 5

I/8-3 Microscopie électronique à balayage :

En utilisant le MEB, plusieurs chercheurs ont montré la morphologie des

Précipités formés dans l'alliage Al-Mg-Si **Tableau 1.4**.

Tableau I.4 : Morphologie des phases formées dans l'alliage Al-Mg-Si. [07]

Phase	Alliage
Al-Fe-Si (Fig. 1.9. a) Mg ₂ Si (Fig. 1.9. b) Si (Fig. 1.9. b)	6061
α-Al + β-AlFeSi + Mg ₂ Si + Si (Fig. 1.10) α-Al et β-Al ₅ FeSi (Fig.1.11) β-Al ₅ FeSi « Chinese script » (Fig. 1.12)	6081

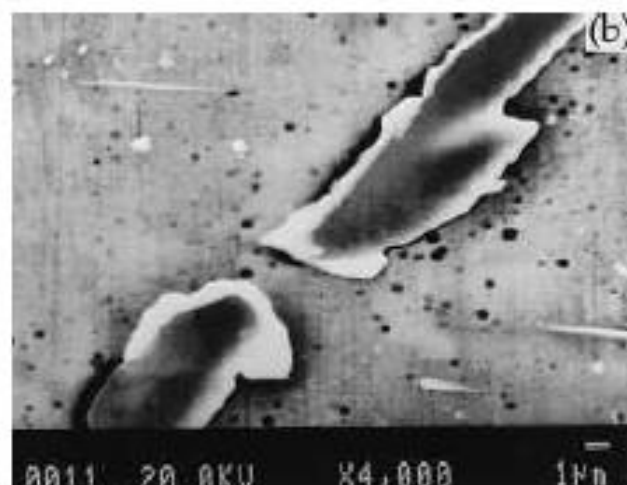


Figure I.7 : Morphologie de (a) Al-Fe-Si et (b) Mg₂Si et Si. [07]

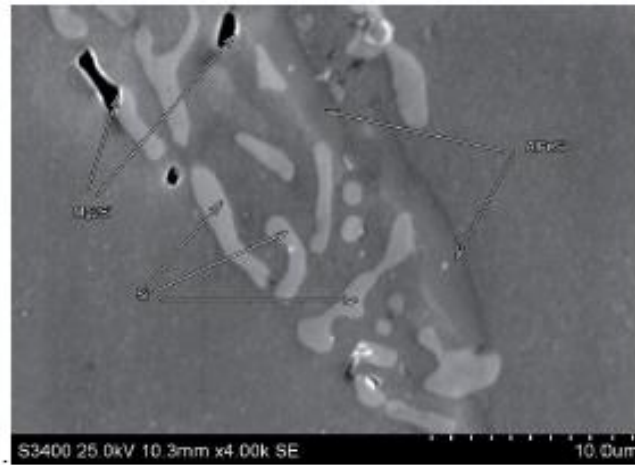


Figure I-8: Morphologie des phases α -Al + β -AlFeSi + Mg₂Si + Si. [07]

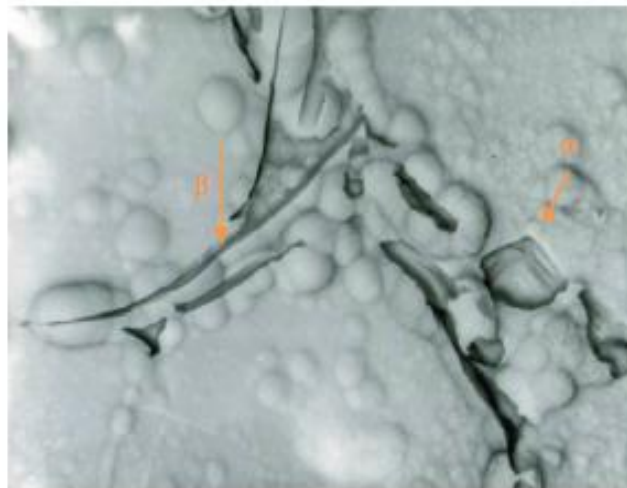


Figure I.9 : Morphologie de la phase α -Al et β -Al₅FeSi. [07]

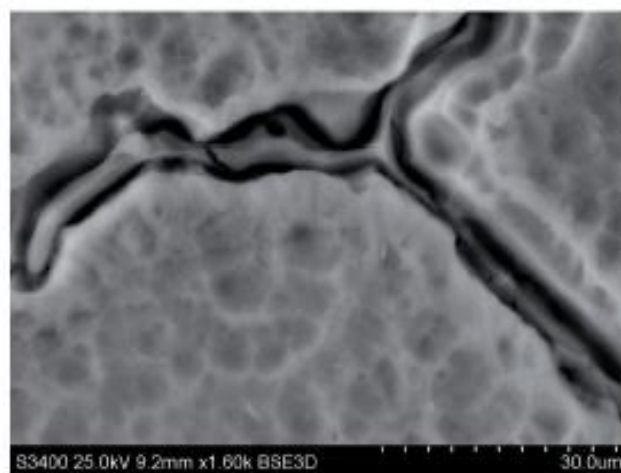


Figure I.10: Morphologie de la phase β -Al₅FeSi « Chines script» [07]

En utilisant le MEB, Shen a confirmé la présence de deux types de précipités grossiers : des précipités Mg_2Si (taches noires) et des intermétalliques au fer (IMF) (taches blanches) dans l'alliage Al-Mg-Si
Figure I.13.

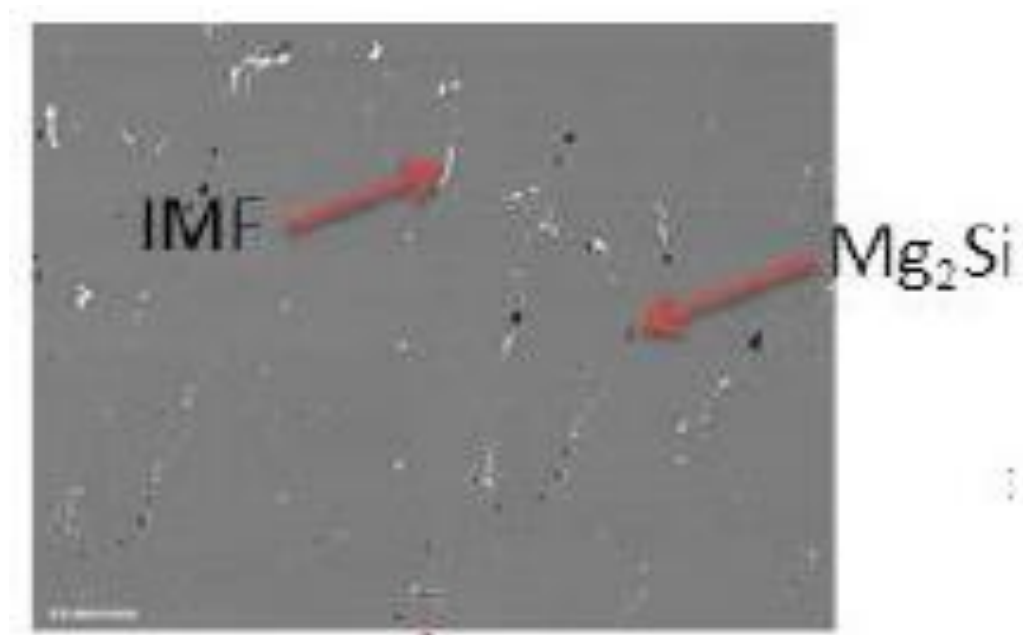


Figure I.11 : Représentation des précipités grossiers observés au MEB. [07]

I/8-4 La mesure de la micro dureté :

Plusieurs auteurs ont montré que les précipités les plus favorables au durcissement structural sont les composés cohérents β'' [86, 85, 87]. En effet, le pic de dureté est obtenu lors de la précipitation de ces précipités. Les précipités formés après les phases β'' ne s'avèrent pas être des agents durcissant aussi efficaces.

Les travaux de G.A Edwards ont porté sur l'influence de la durée des revenus sur la microstructure et les propriétés mécaniques des alliages de la série 6xxx. Suite à une mise en solution à 530°C pendant 1,5 heure et une trempe à l'eau, des traitements de vieillissement artificiel ont été effectués à 175°C et à 200°C pendant différentes durées sur l'alliage AA 6061. Des mesures de dureté Brinell montrent que les propriétés mécaniques de cet alliage d'aluminium augmentent rapidement. Cependant, un phénomène de sur vieillissement est visible après 1 heure de vieillissement à 200°C, entraînant une perte de la tenue mécanique. Ce pic de dureté est atteint pour 8 heures de vieillissement à 175°C
Figure I.12. Afin d'expliquer ce phénomène, différentes analyses ont été réalisées. Les observations réalisées au microscope électronique à transmission ont montré que le pic de dureté correspondait à la précipitation des phases β'' et que le sur-vieillissement était dû à la précipitation des composés B' .

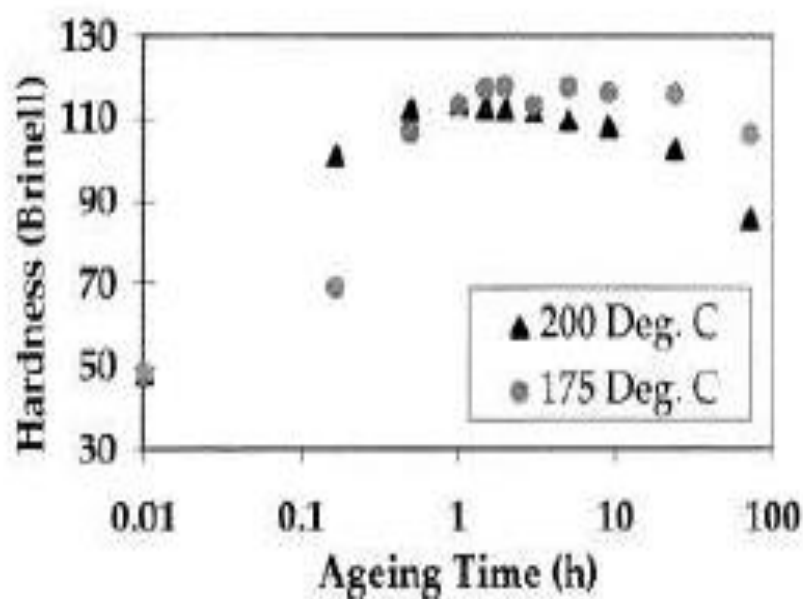


Figure I.12 : Dureté Brinell de l'alliage AA 6061 pour différentes conditions de Vieillissement [08]

A.K. Gupta ont mis en évidence des résultats identiques pour un alliage Al-Mg- Si-Fe (système similaire à l'alliage AA 6101) auquel ils ont fait subir différents traitements thermiques. Les courbes de la figure 1.15 correspondent ainsi aux traitements suivants :

- a = mise en solution et vieillissement à 180°C
- b = mise en solution et vieillissement à 200°C
- c = état thermique T4 puis vieillissement à 180°C

On peut observer, pour cet alliage, que le phénomène de sur-vieillissement intervient pour des durées de traitement plus courtes à 200°C (durée comprise entre 0,5 heure et 1 heure) qu'à 180°C (9 heures).

X. Fang ont trouvé que le temps de maintien nécessaire pour l'apparition de phase durcissante β'' dans l'alliage Al-Mg %Wt. 0.89-Si %Wt. 0.75 vieilli à 175°C est de 4 à 6.5 h **Figure 1.13**.

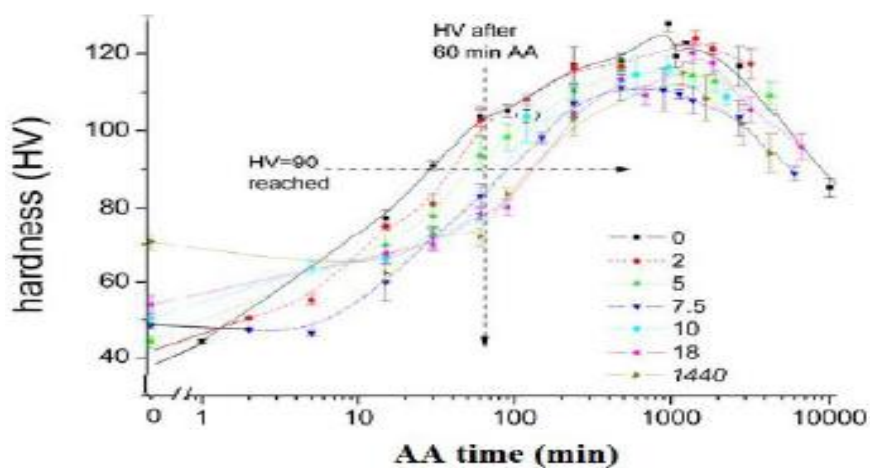


Figure I.13 : Dureté Vickers de l'alliage Al - 0,4% Mg- 1,3% Si - 0,25% Fe pour différentes conditions de vieillissement [08]

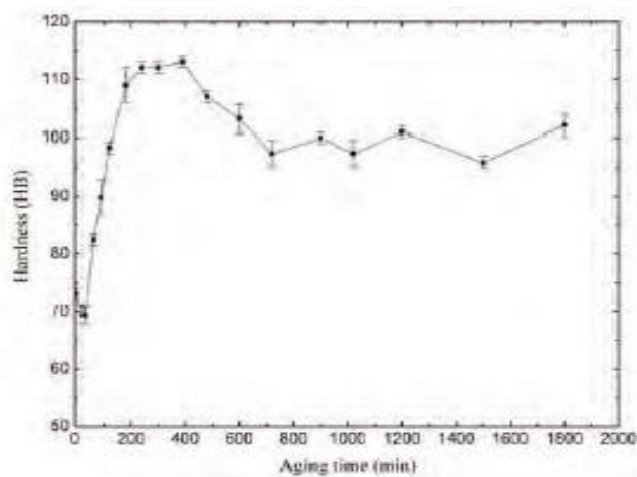


Figure I.14 : Dureté Vickers de l'alliage Al-0.89 %Wt. Mg - 0.75 %Wt. Si vieilli à 180°C [08]

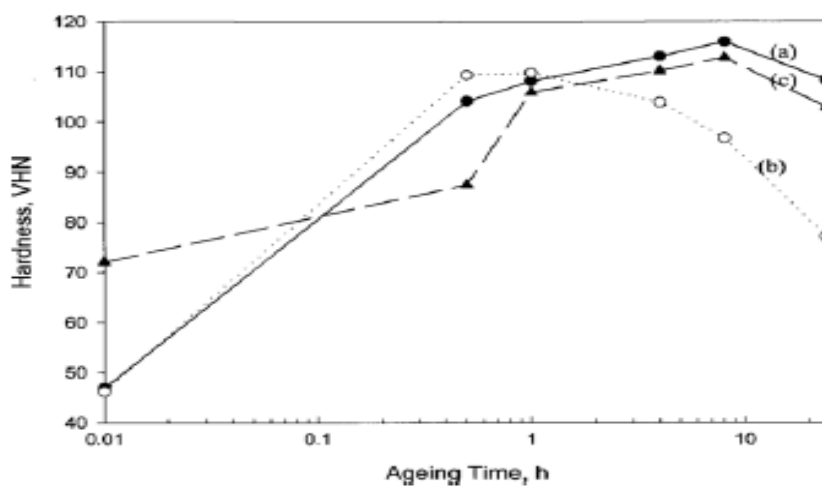


Figure I.15: Dureté Vickers de l'alliage Al-0.89 %Wt. Mg - 0.75 %Wt. Si vieilli Naturellement à différents temps de vieillissement puis vieilli à 180°C [08]

J. Banhart ont étudié l'effet de vieillissement naturel sur le vieillissement artificiel pour l'alliage Al-Mg-Si **Figure I.17**, ils ont trouvé que le vieillissement naturel a un effet négatif sur le vieillissement artificiel, cet effet est dû à la formation des zones GP lors le vieillissement naturel.

I/8-5 Diffraction des rayons X :

En utilisant le diffractomètre, E. Georgatis ont montré la formation de la phase α -Al, β (Mg₂Si) stable et Si de l'alliage Al-15% Mg₂Si **Figure I.16**.

D'autre part, G. Maroka ont analysé l'alliage 6061 par diffraction des rayons x et ont trouvé la formation de α Al, des phases intermétalliques (Al₅FeSi, α -Al₁₅(FeMn)₃Si, Al₉Mn₃Si, α -Al₁₂Fe₃Si) et la phase Mg₂Si (Figure 1.19). Li a analysé les alliages Al- 0.55% Mg- 0.7% Si (1) et Al- 0.57 % Mg- 0.69 % Si (2) vieillis à 150°C pendant 120 et 240 h **Figure I.18**. La figure montre que les intensités du précipité Si sont similaires pour les deux alliages mais le précipité peut difficilement être détectée par diffraction des rayons X du fait de leur faible fraction volumique et leur petite taille.

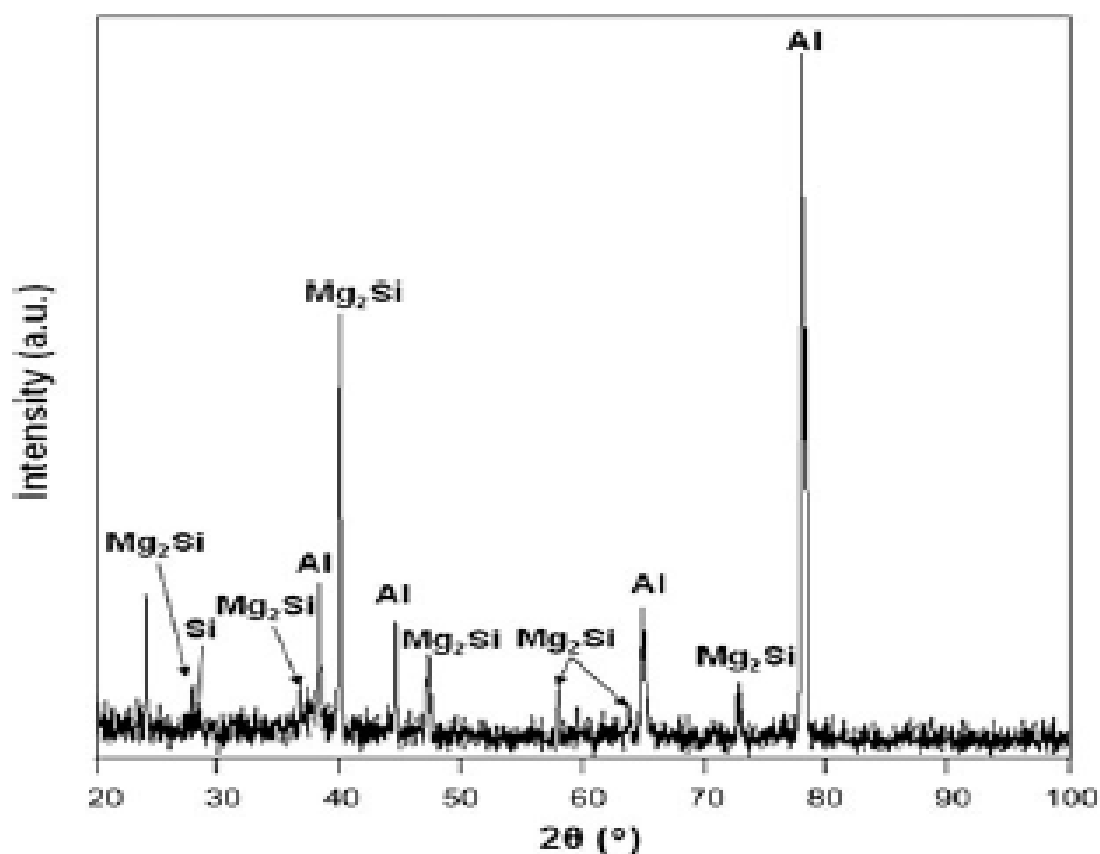


Figure I.16: Spectres de diffraction de l'alliage Al-15% Mg₂Si après coulée. [09]

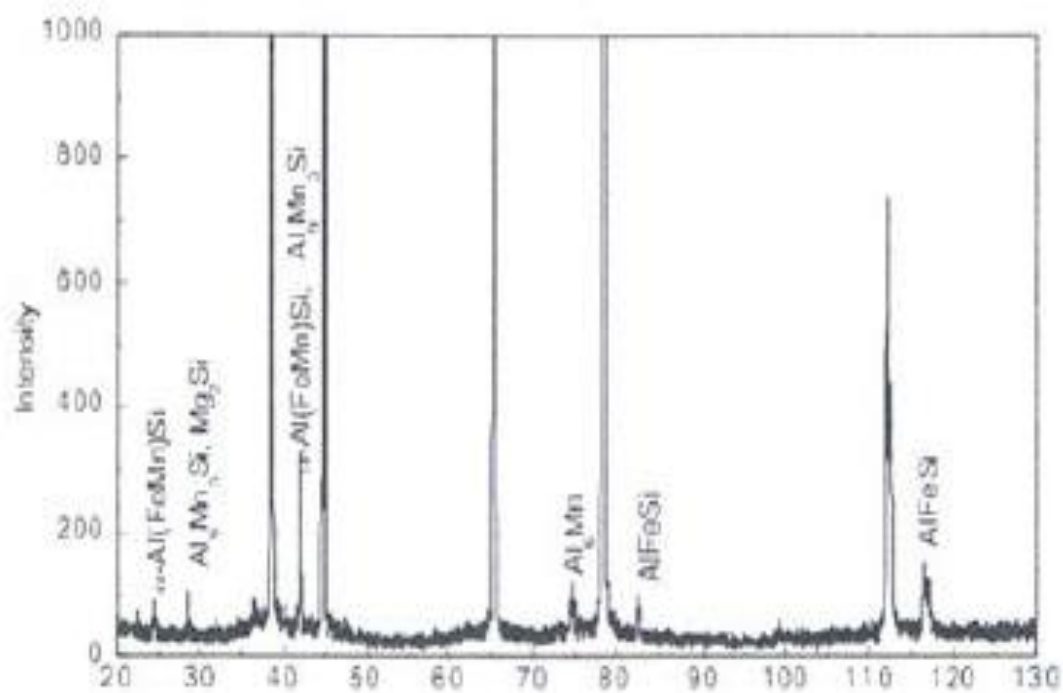


Figure I.17 : Spectres de diffraction de l'alliage 6061[09]

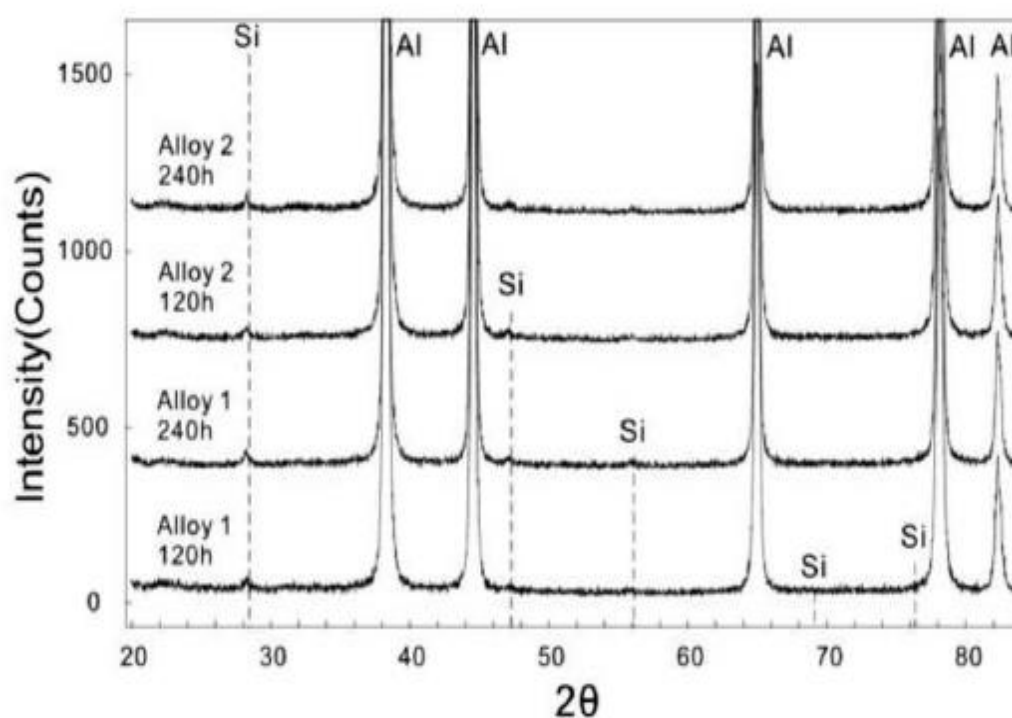


Figure I.18 : Spectres de diffraction de l'alliage 1 et 2 vieilli à 150°C pendant 120 et 240 h respectivement [09]

Conclusion :

L'aluminium, sous sa forme pure ou dans des alliages, est l'un des métaux les plus utiles sur la planète de part sa polyvalence, sa légèreté, son faible coût de production et son esthétique. Le succès de l'industrie de l'aluminium repose en grande partie sur sa capacité d'innovation et de sa capacité à se positionner comme le métal par excellence dans le domaine du développement durable. Ces propriétés ont fait de ce métal l'un des plus utilisés dans le monde, mais grâce à la grande quantité de ressources encore disponible, et son recyclage presque illimité, son utilisation devrait devenir prééminente dans le futur. Toute porte à croire que l'aluminium ne nous a pas encore livré tous ses secrets.

Chapitre II
Les Assemblages soudés des alliages
Al -Mg - Si

II/A Introduction :

La première apparition de l'aluminium était en 1854 lors d'une présentation à l'académie des sciences par le chimiste français Sainte-Claire Deville, sous la forme d'un lingot. Cette pièce avait été obtenue par voie chimique. En 1886 il y'a eu l'invention du procédé d'électrolyse l'aluminium par Paul Héroult (France) et Charles Martin Hall (USA).

Depuis, l'aluminium a connu un développement très important grâce notamment à son utilisation dans les industries ayant attrait au transport: aviation, automobile, marine .Il est aussi employée dans l'emballage, le bâtiment, l'électricité, la mécanique...

L'aluminium est produit par électrolyse de l'alumine dans de la cryolithe (Na_3AlF_6) fondue, à environ 1000°C dans une cuve comportant un garnissage intérieur en carbone.

L'aluminium se dépose au fond de la cuve avec un titre de 99,7% (les principales impuretés étant le fer et le silicium). Plusieurs procédés de raffinage permettent d'obtenir un titre plus élevé sachant que pour fabriquer une tonne d'aluminium, il faut deux tonnes d'alumine et quatre tonnes de bauxite.

En tonnage, la production d'aluminium ne représente que 2% environ de celle des aciers Cependant, ce métal et ses alliages arrivent en seconde position dans l'utilisation des matériaux métalliques. L'aluminium doit cette place à un ensemble de propriétés qui en font un matériau remarquable. L'aluminium et ses alliages prennent encore aujourd'hui une place importante dans les différents domaines de l'industrie. Son utilisation s'accroît de jour en jour grâce à ses propriétés particulières.

Le soudage est facile si l'on tient compte de la présence de la couche protectrice d'alumine. Les procédés sont donc des procédés sous gaz protecteur (TIG, MIG) ou sous vide (faisceaux d'électrons). Mais s'il n'y a pas de difficulté pour les alliages non trempant, par contre des problèmes peuvent exister pour les alliages trempant ayant une vitesse de trempe élevée (série 2000 ou Al-Cu).

II/1 Description du procédé de soudage

II/1-1 Définition :

Le soudage est une opération consistant à assembler deux éléments métalliques, par fusion et ré-solidification. Il permet d'assurer la continuité mécanique entre les parties à assembler avec ou sans l'aide d'un produit d'apport permettant un meilleur lien entre les pièces. Dans le cas de l'utilisation d'un métal d'apport, ce composé doit avoir des propriétés au moins égales et une température de fusion du même ordre de grandeur que celle des matériaux à assembler.

Le soudage est aussi une opération de micro-métallurgie consistant à exécuter un cordon fondu liant les bords de deux pièces; il est dit homogène quand ces deux pièces, ainsi que l'état du métal d'apport du joint, ont une composition chimique identique ou voisine, et hétérogène dans les autres cas. Il constitue un moyen privilégié d'assemblage pour toute construction faisant intervenir des matériaux métalliques. Il a pour objet d'assurer la continuité de la matière à assembler. Dans le cas des métaux, cette continuité est réalisée à l'échelle de l'édifice atomique.

Les assemblages soudés se distinguent des assemblages boulonnés, rivetés, agrafés,... par la continuité qu'ils assurent, absence de possibilité de jeu. Ils sont probablement les plus importants, autant en grande série (carrosserie...) qu'en pièce unitaire (cuve de centrale) et nécessitent un apport de chaleur.

Les avantages de ces assemblages sont

- Une excellente rigidité de liaison obtenue par des joints peu encombrants et économiques,
- Une étanchéité parfaite et permanente. Les assemblages soudés sont généralement obtenus par action d'un chauffage local intense dont les conséquences sont de deux ordres:

II/1-2 Conséquences métallurgiques :

(Dépendant de la nature du matériau à assembler et du mode de soudage adopté) : L'opération de soudage induit de par son apport énergétique et parfois par l'apport de métal des modifications métallurgiques au niveau du joint soudé. Ces modifications vont affecter les microstructures de la zone fondue et des zones affectées thermiquement. De ce fait, le joint soudé est soumis à diverses problématiques résultant de ces modifications :

- Fragilisation par l'hydrogène : phénomène de fissuration à froid,
- Apparition de fissuration à chaud (liquation) en cours de solidification : retassures, fissuration inter granulaire,
- Tenue à la corrosion différente du métal de base : essentiellement due aux phénomènes de ségrégation.

II/1-3 Conséquences géométriques et mécaniques :

Les modifications métallurgiques impactent la tenue mécanique du joint soudé. Aussi, faut-il s'assurer d'obtenir une tenue mécanique suffisante et tenir compte des soudures dans le calcul et le dimensionnement des pièces. Les défauts géométriques des cordons de soudure jouent un grand rôle

dans la tenue à la fatigue des assemblages soudés. Les procédés de soudage sont nombreux et le plus souvent complémentaires les uns des autres. La grande variété de ces procédés de soudage existants peut être classée en fonction de la nature des énergies mise en œuvre. Les procédés de soudage par fusion sont de plus en plus utilisés dans la

Construction des avions civils et militaires et voitures. Ils peuvent aussi être classés suivant l'intensité de la source d'énergie qui induit des différences de caractéristiques importantes sur les cordons de soudure. Cette énergie spécifique de chaque procédé agit sur la pénétration, qui est le rapport de la profondeur de la soudure sur la largeur, et sur les caractéristiques mécaniques des cordons de soudure.

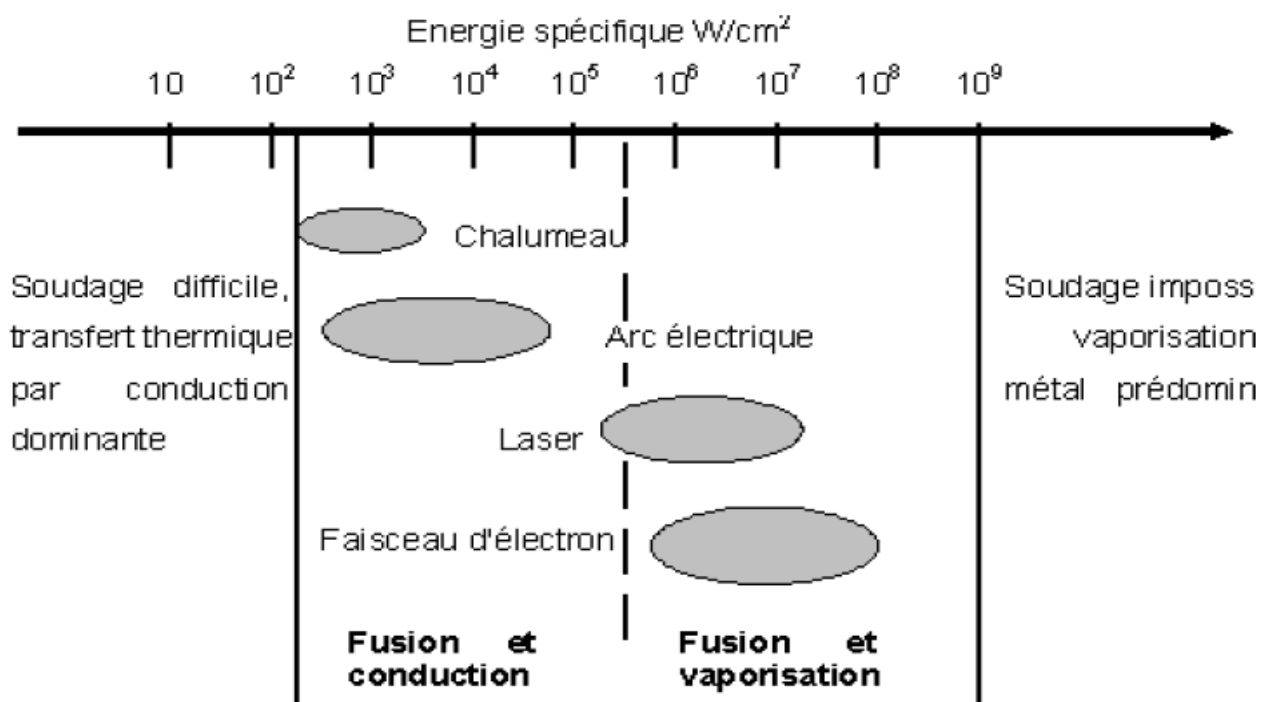


Figure II.1 : Sources thermiques et densités d'énergie [10]

II/2 Soudage par friction malaxage :

II/2-1 Description du procédé :

Tel qu'expliqué dans l'introduction, le soudage par friction malaxage est un moyen d'assemblage en phase solide de divers métaux. D'abord, l'outil pénètre à une profondeur optimale dans les pièces à souder selon une force axiale, une vitesse de rotation et un angle de plongée si nécessaire. La friction générée par l'épaulement de l'outil en rotation lorsque complètement pénétré dans les pièces génère un flux de chaleur facilitant les déformations de la matière. L'outil en rotation se met dès lors à se

déplacer le long de la ligne de joint avec une vitesse d'avance constante. Ainsi, le pion mélange la matière des deux pièces, ce qui permet de les assembler. À la fin de la soudure, l'outil est retiré des pièces. Un trou se crée, car l'outil n'a plus de surface de contact avec les pièces. Généralement, cette partie est tout simplement coupée. Par ailleurs, cette anomalie peut être évitée en utilisant un pion rétractable. [12]

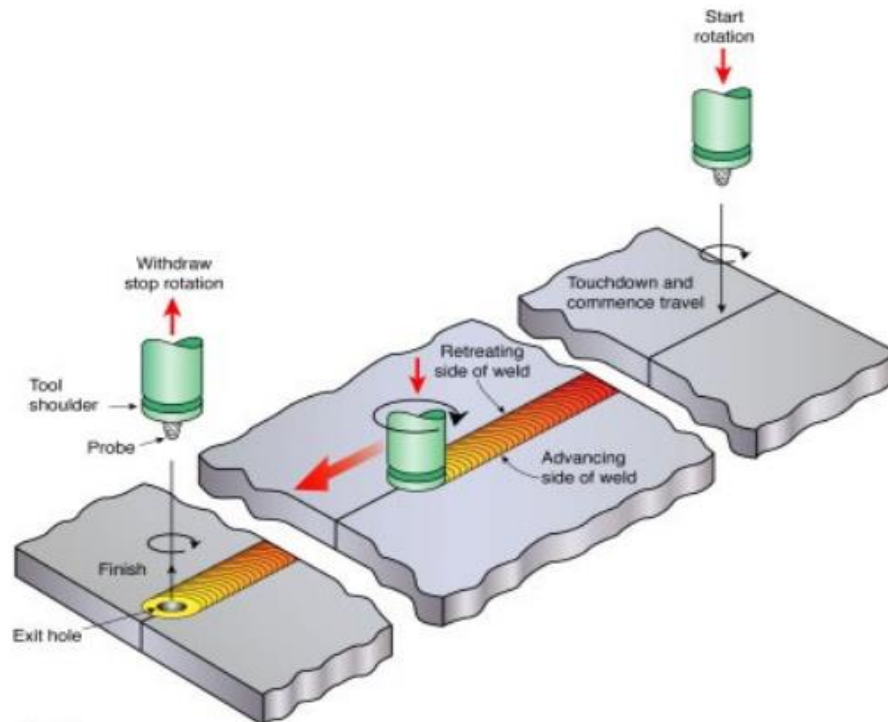


Figure II.2: Principe de base du FSW. Le joint est formé par un outil rotatif, constitué d'un pion profilé qui est enfoncé dans la matière, et un épaulement qui chauffe la matière par friction. [11]

II/2-2 Avantages et inconvénients :

Le procédé de soudage par friction malaxage est une technologie qui comporte de nombreux avantages. En comparant par exemple les techniques de soudage par fusion au SFM, ce dernier apporte plusieurs atouts bénéfiques aux assemblages. Selon plusieurs auteurs dans le domaine, voici quelques-uns de ces atouts.

❖ Soudure à l'état solide

Le fait que la matière se plastifie sous le point de fusion lors du soudage engendre une meilleure qualité d'assemblage au niveau métallurgique. Des problèmes de fusion locale, de porosité, de fissuration à chaud, de perte de matériel sont de ce fait réduits. De plus, étant donné une température maximale atteinte moins élevée, la zone affectée thermiquement

(ZAT), zone la plus faible d'une soudure, est diminuée de taille. Ceci améliore le comportement mécanique de la soudure.

❖ **Distorsions de soudage réduites**

La fusion de matière a des effets indésirables lors des phases de solidification et de refroidissement après avoir fait une soudure par fusion, créant des distorsions entre la pièce soudée par rapport à sa forme initiale. Avec le SFM, ces effets sont considérablement réduits, en raison du procédé demeurant à l'état solide.

❖ **Facilité de soudabilité des pièces selon les matériaux**

Certains métaux et certains alliages d'aluminium peuvent être assez difficiles à souder par des procédés de fusion. En raison de la présence de cuivre, de zinc et de magnésium, les alliages à durcissement structural (séries 2000, 6000 et 7000) sont plus sensibles à la fissuration post-soudage, qui ne peut survenir dans le SFM. De plus, pour souder à l'arc les alliages d'aluminium, la couche d'oxyde doit être entièrement éliminée et la conductivité thermique élevée de l'aluminium rend le soudage très énergivore. La propreté des surfaces demeure quand même importante et la couche d'oxyde peut aussi avoir un effet sur la qualité d'un joint SFM. Mais il faut s'attendre à un assemblage de qualité supérieure en termes de résistance, de ductilité, de propriétés en fatigue et de consommation d'énergie.

❖ **Soudabilité de pièces de matériaux ou d'alliages d'aluminium différents**

Le procédé SFM permet de souder des pièces de matériaux dissimilaires. Par exemple, le soudage de pièces d'aluminium et de magnésium, de pièces d'aluminium et de cuivre et même de pièces d'aluminium et d'acier est possible. Ceci permet de diminuer le poids de certaines pièces pour des applications bien précises dans les industries qui utilisent le SFM.

❖ **Uniformité et continuité de la soudure**

Pour les soudures à l'arc par moyens manuels, la qualité de la soudure dépend beaucoup de l'expérience du soudeur. Pour le SFM, ceci n'a aucun impact étant donné l'utilisation d'une machine automatisée, dont les opérations sont toujours constantes et en continu. De plus, une machine à commande numérique est facilement opérable, ce qui nécessite moins d'expérience, moins de main-d'œuvre et moins de préparation des pièces

❖ **Procédé respectueux de l'environnement**

Plusieurs particularités du SFM le rendent plus écologique que les méthodes traditionnelles de soudage. En effet, le procédé consomme moins d'énergie, aucun gaz ni fumée toxique n'est

émis dans l'atmosphère et des outils rigides non consommables et réutilisables sont utilisés dans le procédé.

❖ **Meilleures conditions de travail**

Les rayons ultraviolets, les gaz et les émissions sonores produits lors du soudage à l'arc sont éliminés en procédant au SFM.

❖ **Remplacement d'autres types d'assemblages comme le rivetage**

Tel que mentionné plus tôt, le procédé SFM permet de remplacer l'utilisation de rivets comme moyen d'assemblage en ayant recours à une soudure en recouvrement. Cela apporte quelques avantages tels que la diminution du temps d'assemblage, la réduction de poids et l'amélioration de l'aérodynamisme d'éléments de fuselage pour l'industrie aéronautique. Naturellement, le SFM **ne** présente pas que des avantages, il y a aussi certaines limitations. Ce ne sont pas nécessairement des désavantages en soi, mais bien des précautions à connaître afin d'optimiser son utilisation.

❖ **Forces très importantes**

La force axiale appliquée sur les outils de soudage peut monter jusqu'à des dizaines de kN, selon le matériau et l'épaisseur des éléments à assembler. De plus, le couple nécessaire à la mise en rotation et l'effort horizontal de translation de l'outil peuvent être tous les deux très élevés. Par exemple, pour une plaque d'alliage d'aluminium 6061-T6 de 6,3 mm, la force axiale maximale à laquelle le matériau peut réagir est de 20 kN alors que le couple et l'effort horizontal sont respectivement de 150 N·m et de 6 kN [14]. Cela exige des équipements très rigides en plus de fixer solidement les pièces à un système d'ancrage de sorte qu'elles ne se déplacent pas.

❖ **Limitations géométriques**

Bien que l'éventail de configurations de soudure soit assez varié, le procédé est quand même limité à des soudures simples pour des trajectoires linéaires. C'est surtout pour conserver un effort axial constant sur toute la ligne de joint.

❖ **Présence d'un trou de sortie à la fin de la soudure**

À l'étape de la rétraction du pion à la fin de la soudure, celui-ci laisse un trou au moment où l'épaulement n'est plus en contact avec la surface des éléments. Ce problème est facilement évitable en utilisant un pion rétractable, ou autrement, il est simplement coupé. Un pion rétractable permet d'éviter ce problème.

❖ Investissement important pour les entreprises

Le coût d'une unité spécialisée pour assembler des pièces par FSW est supérieur à des instruments de soudage à l'arc. En contrepartie, les coûts à long terme relatifs à l'exploitation de la machine sont inférieurs. Notez toutefois qu'une entreprise qui possède, par exemple, une fraiseuse universelle ou un robot industriel pourrait adapter leurs instruments afin de procéder à ce type de soudure sans investissement majeur. Il existe aussi des centres de transfert spécialisés dans le FSW où des entreprises peuvent y réaliser des projets, sans être nécessairement obligées de s'équiper. [18]

II/3 Paramètres de soudage :

Contrairement aux soudures par fusion, il est difficile d'évaluer ce type de soudure en cours, sous l'épaulement de l'outil. Encore, l'automatisation du procédé nécessite de programmer les paramètres de soudage avant même de débiter le processus. La précision et le contrôle des soudures étant aussi importants que tout autre procédé, il faut forcément bien comprendre l'effet des différents paramètres qui dépendent des besoins d'un assemblage. Selon l'épaisseur, le type de matériau et la configuration à souder, les paramètres qui ont le plus d'impact sur la soudure même sont :

- La géométrie de l'outil ;
- La vitesse et le sens de rotation de l'outil ;
- La vitesse d'avance de l'outil ;
- L'angle d'inclinaison de l'outil ;
- La configuration de la soudure.

D'abord, les propriétés d'une soudure sont très conséquentes des caractéristiques de l'outil de soudage. En effet, les deux composants de l'outil, soient l'épaulement et le pion, vont affecter les flux de chaleur, les efforts ainsi que l'écoulement de la matière plastique. La géométrie de l'outil est d'ailleurs un des paramètres les plus influents dans le procédé.

L'épaulement de l'outil possède trois utilités : générer le frottement nécessaire pour réchauffer la matière, presser l'outil contre la surface à assembler et contenir la matière déformée sous sa surface. Plus son diamètre n'est important, plus l'apport de chaleur et le couple sont élevés. En général, en raison de sa simplicité et de son efficacité éprouvée, la plupart des outils utilisés dans la recherche sont constitués d'un épaulement lisse et concave.

La géométrie du pion va avoir un effet sur les déformations plastiques et l'agitation de la matière au passage de l'outil. De fait, la section transversale, la forme longitudinale

La longueur et la présence ou non de filets et/ou de plats sont des configurations à considérer. La **figure II.3** présente d'ailleurs divers détails de géométrie de pions.

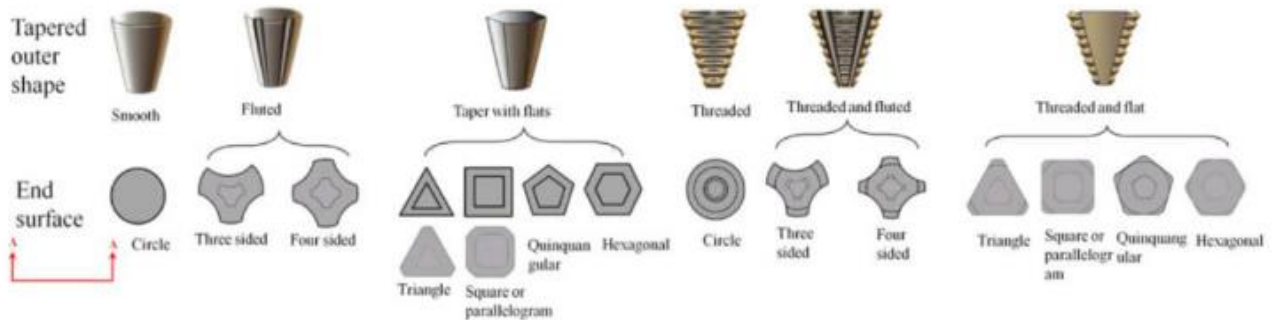


Figure II.3. Divers types de pion conique [11]

La présence de plats modifie l'écoulement de la matière autour du pion. En effet, les plats génèrent une augmentation locale des déformations en plus d'augmenter la turbulence dans l'écoulement de la matière plastifiée. Les plats agissent en quelque sorte comme des rames ou comme le rebord coupant d'un couteau. La matière emprisonnée dans les plats est relâchée derrière le pion. Cela permet un malaxage plus efficace. Il a été montré aussi que les plats génèrent une augmentation de la température et de la surface du noyau

Le soudage génère des contraintes localisées autour du pion et de l'épaulement. La **figure II.4** illustre d'ailleurs la contrainte normale au pion σ_{pt} et la contrainte de cisaillement tangentielle au pion en rotation τ_s . Pour un pion cylindrique sans détail géométrique ni filet, la contrainte normale au-devant de l'outil (leading) fait remonter le matériel à la surface, ce qui augmente la pression sous l'épaulement. À l'inverse, un pion conique introduit un composant vertical vers le bas qui améliore l'écoulement de la matière et la consolidation de la soudure. L'ajout de filet améliore encore plus cet effet

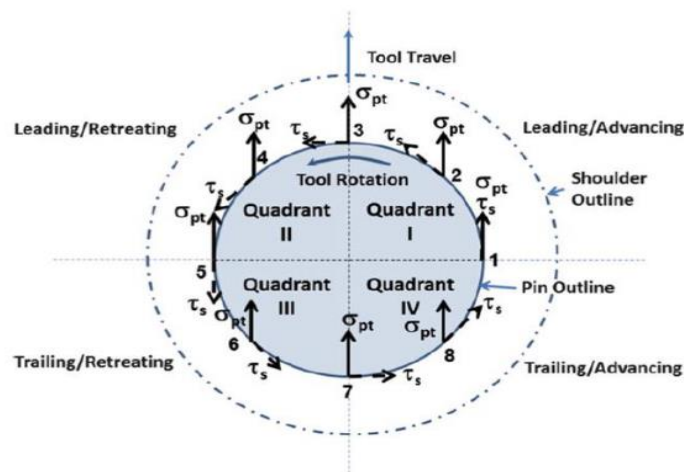


Figure II.4. Contraintes de soudure autour du pion de l'outil [11]

La présence de filets sur le pion va améliorer la capacité de déformation de la matière. En fait, les filets diminuent considérablement le glissement entre l'outil et le matériau déformé, ce qui pousse le pion à mieux entraîner latéralement et verticalement le matériel lors de sa rotation, donc à mélanger plus efficacement les deux plaques ensemble. En plus, des vides internes du côté AS peuvent être générés dans le joint avec un outil lisse. La **figure II.5 a)** en témoigne, en raison d'un effort de cisaillement autour de l'outil insuffisant pour transférer la matière d'un côté à l'autre ainsi que de l'écoulement de type tourbillon. [18] [17].

Le pion lisse ne permet pas de pousser le matériel plastifié vers le bas, qui va plutôt glisser vers le haut, comme illustré à la **figure II.5**.

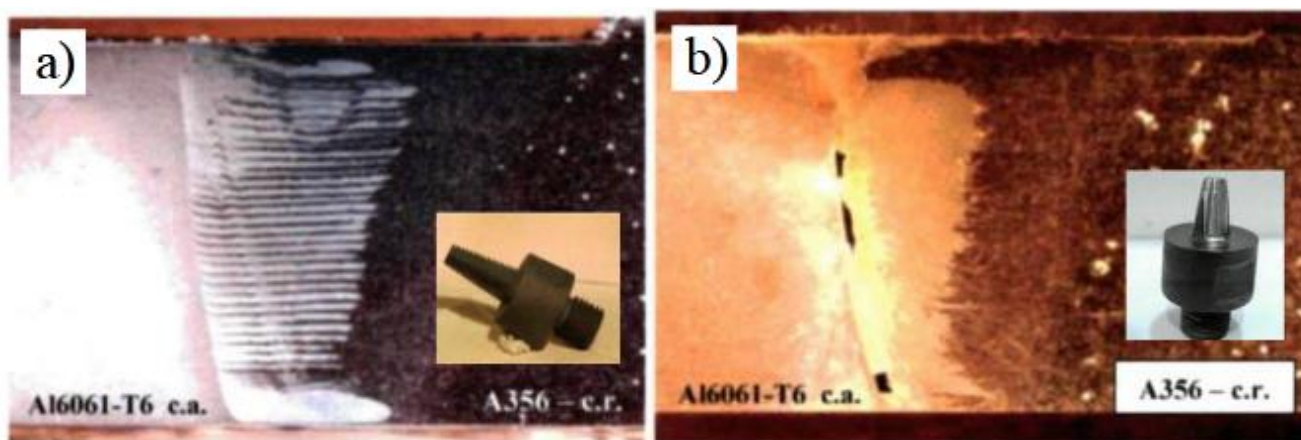


Figure II.5 .Soudure dissimilaire d'une plaque de 12,7 mm avec a) un outil fileté b) un outil lisse. [12]

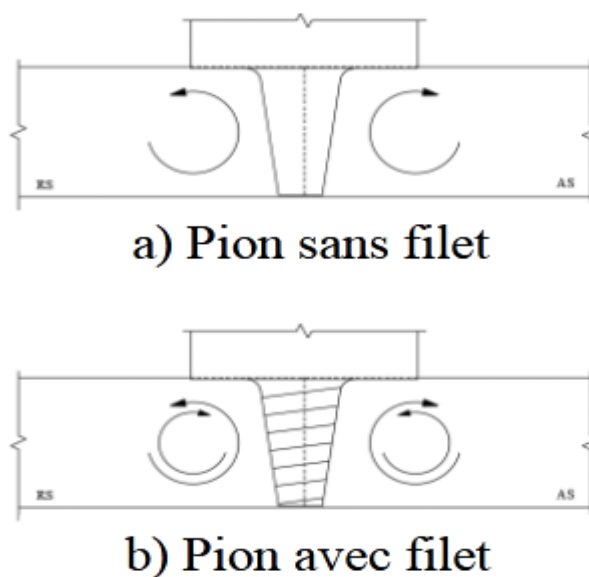


Figure II.6. Écoulement de la matière de type tourbillon en fonction du pion [12]

Les vitesses de rotation et d'avance de l'outil sont deux paramètres très déterminants dans l'assemblage de pièces par friction malaxage. Ceux-ci régulent le malaxage et les déformations de la matière autour du pion. Naturellement, plus la rotation est rapide, plus la température est élevée en raison du frottement plus important entre l'outil et l'interface des pièces. Cette même condition survient lorsque la vitesse d'avance diminue, car le temps d'exposition des surfaces face à l'outil en rotation augmente. Ces deux paramètres doivent être optimisés avant de procéder aux soudures. L'étude paramétrique sur l'alliage 6061-T6 de Gharaibeh offre une plage de paramètres acceptables afin d'obtenir une résistance à la traction maximale. La **figure II.7** montre que pour atteindre cette propriété avec un profil de pion triangulaire, la vitesse de rotation doit être imposée à 900 rpm et la vitesse d'avance à 90 mm/min

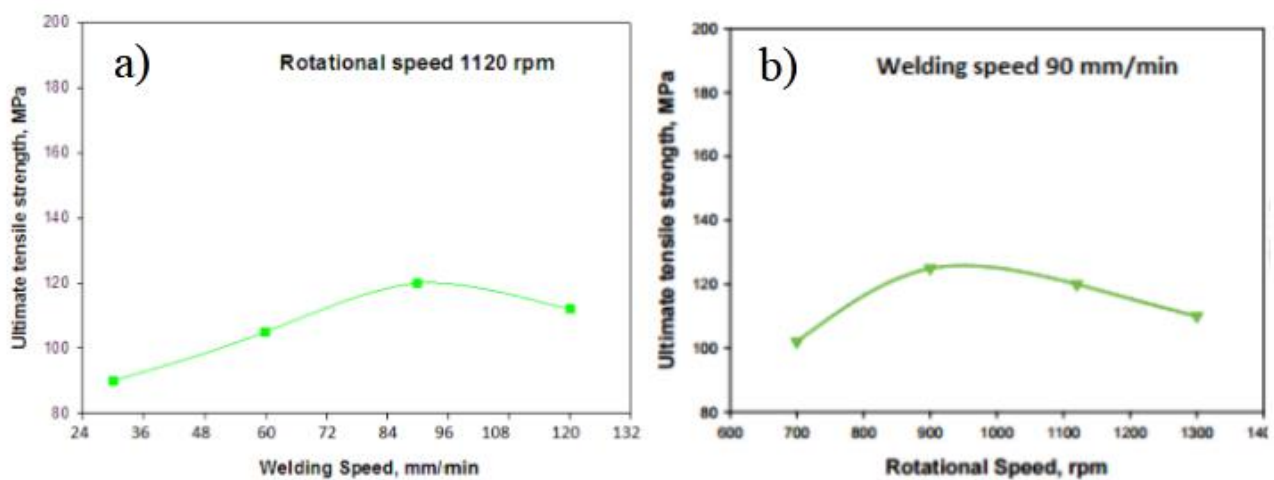


Figure II.7 résistance à la traction en fonction de a) vitesse d'avance b) vitesse de rotation [12]

II/3-1 Caractérisation métallurgique :

Au passage de l'outil lors de la réalisation d'une soudure, le matériau des pièces subit d'intenses déformations plastiques provoquées par l'outil en rotation. Ce phénomène occasionne la modification de la structure cristalline et le développement d'une texture dans la zone de la soudure. Pour les alliages traitables thermiquement, il s'y produit de plus une dissolution ou un grossissement des précipités dans cette même zone, mais aussi dans les zones entourant l'outil. Ces changements sur la microstructure du matériau se développent en trois zones distinctes du matériel de base. **La figure II.08** distingue les 4 différentes zones d'une macrostructure. Considérant aussi la rotation de l'outil, la soudure asymétrique possède un côté avançant (**AS**) et un côté reculant (**RS**). [19] [20]

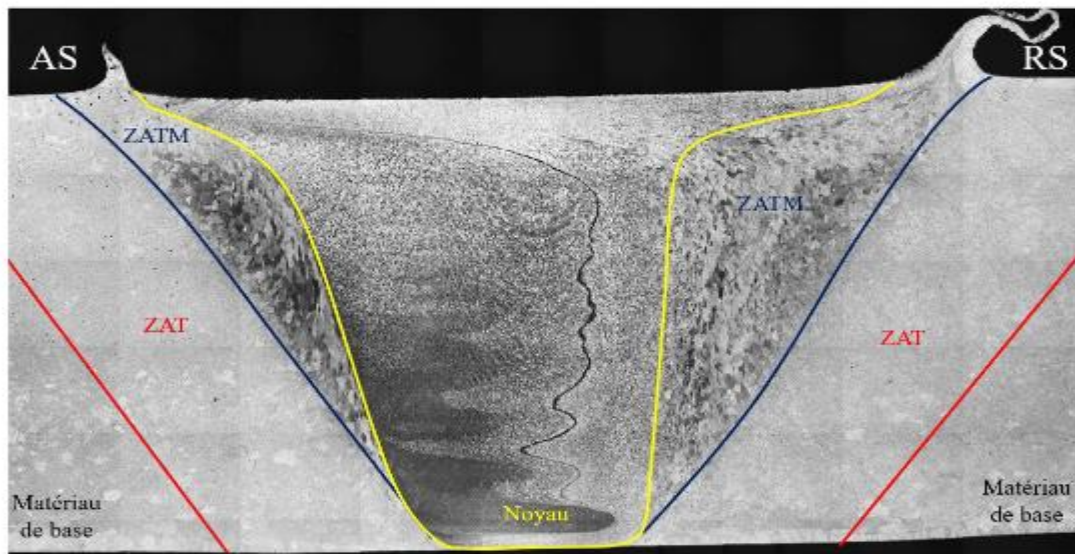


Figure II.8. Macrostructure d'une soudure d'alliage 6061-T6 de 9,53 mm [12]

❖ Noyau

Le noyau, la zone malaxée ou la zone dynamiquement recristallisée, subit, au passage de l'outil, d'intenses déformations plastiques à haute température. Le taux élevé de déformation locale produit une accumulation d'énergie qui forme de nouveaux grains plus fins qu'initialement dans une orientation aléatoire. La recristallisation se produit pour diminuer l'énergie des atomes jusqu'à l'équilibre thermique. De plus, la taille des grains diffère selon la location, les profils de température et la dispersion de chaleur dans le noyau. À titre d'exemple, pour le côté avançant, la vitesse de rotation tangentielle de l'outil, dans le même sens que l'avance de l'outil, va à l'encontre de la vitesse d'avance des plaques. La microstructure est plus raffinée et la micro-dureté est supérieure sur le **RS**.

❖ Zone affectée thermo-mécaniquement (ZATM)

La zone affectée thermo-mécaniquement subit des déformations plastiques, une augmentation de température et une réorientation verticale des grains sans toutefois produire une recristallisation des grains. Ce qui est aussi observé dans cette zone dans les alliages traitables thermiquement est une dissolution des précipités qui varie selon le cycle thermique.

❖ Zone affectée thermiquement (ZAT)

La zone affectée thermiquement fait face à une élévation de température ce qui modifie sa structure cristalline en augmentant la taille des grains. C'est la zone la plus affectée par le procédé en termes de résistance. Elle est quand même réduite dans les soudures SFM, en raison des pics de température plus faibles que par d'autres procédés par fusion. Encore ici,

l'exposition à des températures élevées a un effet complexe sur la structure des précipités. Ces zones appelées Guinier-Preston (GP zone) sont des précipités de très petites tailles qui obstruent le mouvement des dislocations. Il y a aussi des précipités de type β , β' et β'' présents dans la microstructure de la ZAT pour l'alliage 6061-T6. Dans les alliages traitables thermiquement, ceci cause une diminution de la microdureté. Dans les alliages non traitables thermiquement, cet effet est moins ressenti, tel qu'observé à la **figure II.9**. Sur cette figure, A6PW est une soudure de qualité d'alliage 6061-T6 alors qu'A5PW est dans l'alliage 5083-H321.[19]

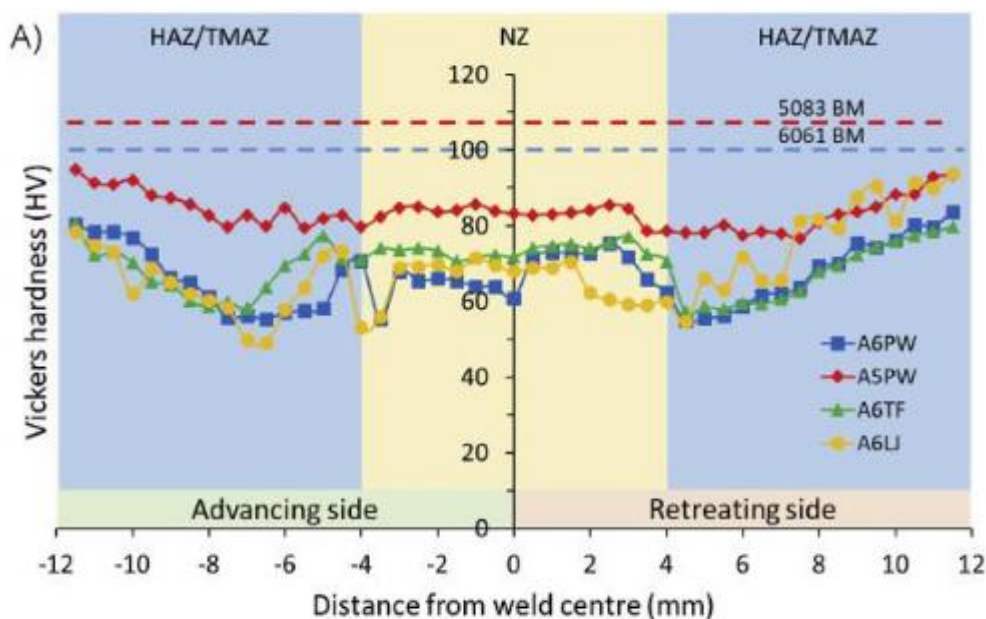


Figure II.9. Micro-dureté mesurée à mi-profondeur des soudures [13]

II/3-2 Défauts de fabrication :

L'importance de la compréhension des paramètres de soudage et de leurs effets a une incidence directe sur la qualité de soudure obtenue. Si ceux-ci ne sont pas optimisés selon les besoins d'une soudure Quelconque, des défauts pourraient apparaître dans cette dernière.

La plupart des défauts sont causés par une chaleur inadéquate, un mauvais écoulement de la matière autour du pion ainsi qu'une mauvaise consolidation de la soudure. Ces indésirables font diminuer la résistance mécanique et la durée de vie en fatigue des soudures, car ils les rendent plus susceptibles à l'initiation et la propagation de fissure que le matériau de base intact. Ils existent deux catégories de défauts : les défauts de surfaces et les défauts sous la surface

L'apparition de défauts de surface dépend de la force axiale, de la profondeur de pénétration et des caractéristiques de l'outil [34]. Une simple inspection visuelle permet de détecter ces défauts. Parmi ces irrégularités, comptons la sous-épaisseur (underfill), les bavures excessives, les sillons et les stries. Une trop forte force axiale, ou une trop importante profondeur de pénétration, génère une augmentation de température trop forte de la matière. Cela provoque une trop grande facilité aux déplacements et une difficulté de retenue par l'outil, d'où l'amincissement des pièces et la bavure excessive sur le RS montrée à la **figure II.10**. Même un sillon de surface peut être créé dans cette condition.

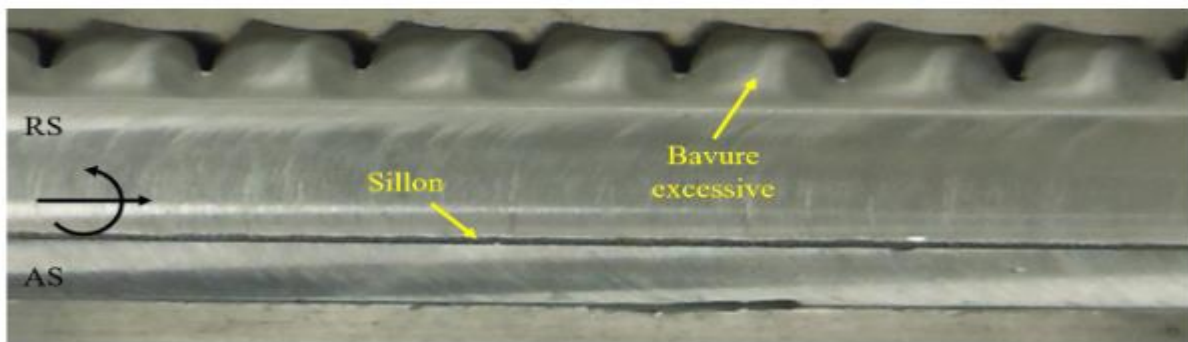


Figure II.10. Défauts de surface sur une soudure en 6061-T6 [14]

La rotation de l'outil, les déformations et les vibrations mécaniques de l'équipement peuvent en partie expliquer la présence des stries de surface de la **figure II.11**, qui sont présentes sur toutes les soudures. Celles-ci sont définies comme étant des discontinuités favorables à l'initiation de fissures en fatigue. Concernant ces stries, quelques observations ont déjà été faites. D'abord, pour une vitesse d'avance constante, la période entre deux stries reste constante. Ensuite, pour une vitesse de rotation constante, la période tend à augmenter lorsque la vitesse d'avance augmente. Ceci améliore quelque peu la résistance en fatigue à cycle élevé. Finalement, l'amplitude des stries diminue lorsque la surface de l'épaulement de l'outil est composée d'une texture en spirale, plutôt que d'une surface lisse.

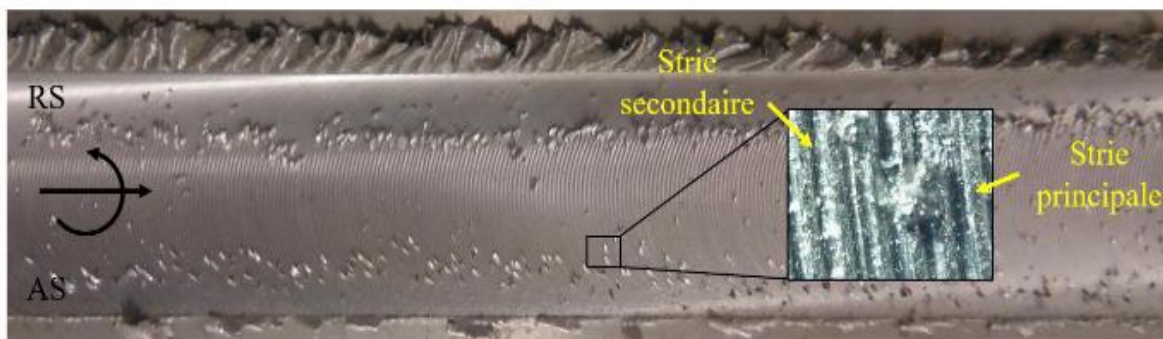


Figure II.11. Détails de la rugosité de surface d'une soudure en 6061-T6 [14]

Les stries induisent une concentration de contrainte entraînant une diminution des propriétés en fatigue. La **figure II.12** présente assez bien l'agressivité de certains profils étant des sites de concentrations de contraintes. Une amplitude de strie élevée induit une vie en fatigue moins longue.

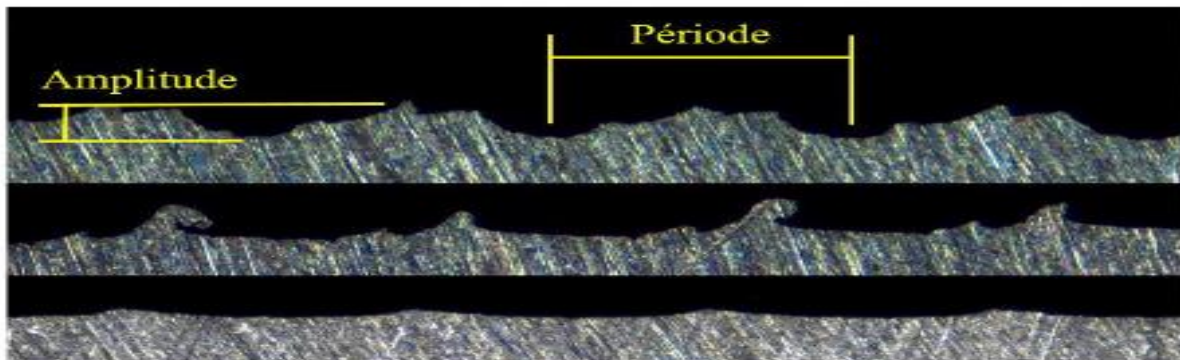


Figure II.12.Divers profils de stries [14]

Les défauts fréquemment observés sous la surface sont les vides internes ou trou de ver (**WH**), le manque de pénétration (**MP**) et les couches d'oxyde résiduelles (**JLR**). La présence de ceux-ci dépend essentiellement des paramètres opératoires et du matériau à assembler. L'ensemble de ces défauts peut être observé par une inspection au microscope d'une section métallographique. Des méthodes d'inspections non destructives peuvent aussi être efficaces pour identifier ces défauts, comme une inspection radiographique ou par ultrasons.

Les vides internes, ou trou de ver (**WH**), sont une conséquence d'un mauvais écoulement et d'une expulsion de matière exprimés par des paramètres non idéals. Un **WH** à mi-épaisseur se localise généralement du côté **AS**, en raison des efforts de cisaillement autour de l'outil lors du soudage. Un effort de cisaillement autour du pion insuffisant ne permet pas de transférer la matière du côté **AS** au **RS** lors du passage de l'outil, ce qui forme un **WH** comme à la **figure II.13**. Ce défaut affecte particulièrement les propriétés mécaniques, puisqu'il possède deux points d'initiation et de propagation de fissures. Heureusement, il est facilement détectable par moyens d'inspection non destructifs, comme l'ultrason ou radiographie et difficilement fabricable lorsque le pion de l'outil et les paramètres opératoires sont optimisés

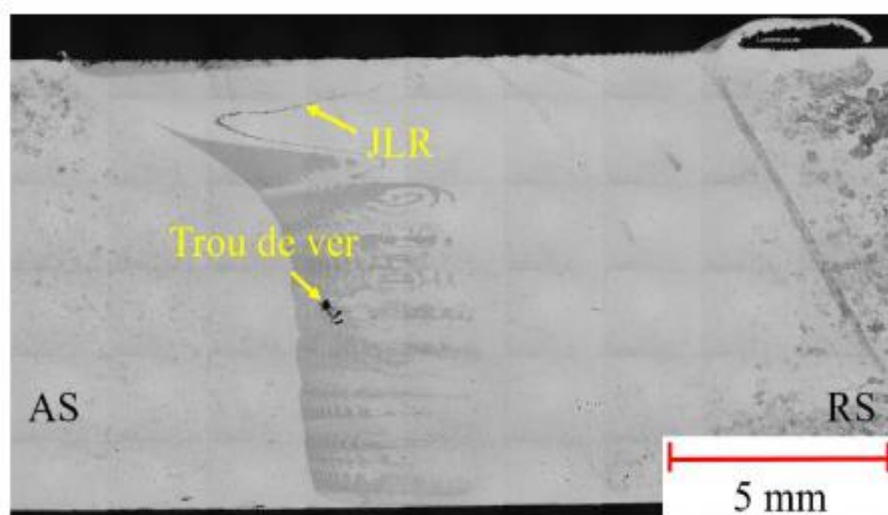


Figure II.13. Macrographie d'une soudure en 6061-T6 de 9,5 mm [14]

Le manque de pénétration (**MP**) se présente sous forme de fissure à la racine de la soudure, comme celles exposées à la figure 2.16. C'est en fait une zone à la racine où les deux pièces ne se sont pas soudées. Ce type de défaut a un effet direct sur la résistance à la traction et en fatigue, puisqu'il est un site de concentration de contrainte propice à l'initiation et à la propagation de fissure.

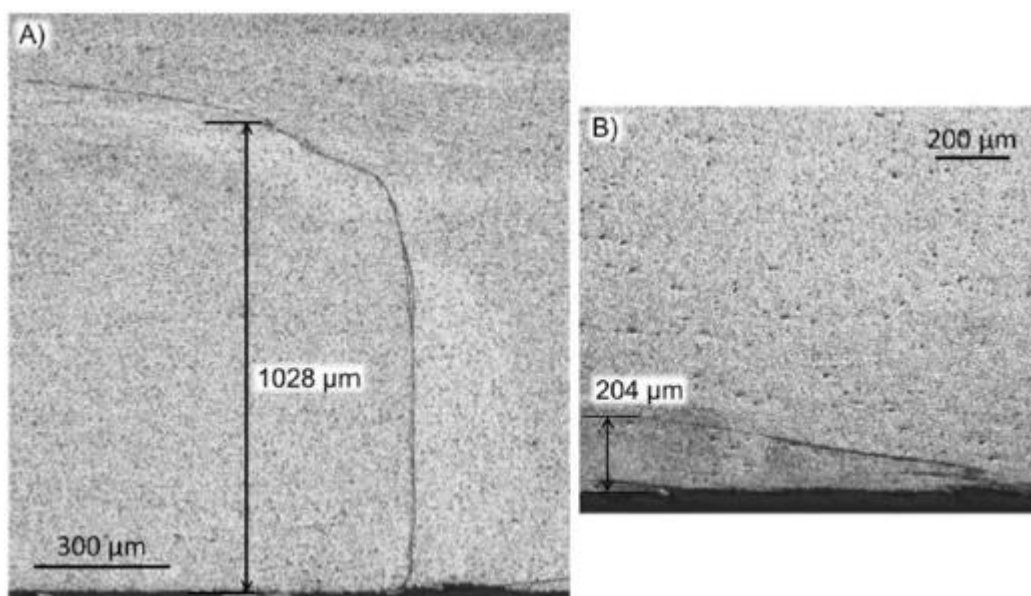


Figure II.14. Mesures de défauts à la racine pour a) manque de pénétration b) soudure adéquate

[15]

Conclusion :

Le procédé de soudage a progressivement pris sa place dans l'industrie automobile en tant que procédé d'assemblage de pièces métalliques. En effet, il constitue une technique d'assemblage prometteuse pour l'allègement des structures métalliques. Néanmoins ce procédé d'assemblage présente d'importants enjeux liés à sa complexité (automatisation, maniabilité, rendement etc.) et aux défauts (porosité, fissuration, vaporisation des éléments chimiques etc.) générés dans les soudures. La prévision du résultat du procédé devient plus délicate lorsqu'il s'agit d'assemblage des pièces d'alliages légers en particuliers les alliages d'aluminium.

Chapitre III
Comportement en fatigue des alliages
et de leurs assemblages soudés

Partie 01 :
Comportements mécaniques des
alliages soudés

III/ A Introduction :

Les essais mécaniques sont des expériences dont le but est de caractériser les lois de comportements des matériaux (mécanique des milieux continus) la loi de comportement établit une relation entre les contraintes (pression = force / surface) et les déformations (allongement-unitaire sans dimensions) il ne faut pas confondre une déformation avec un déplacement ou une dilatation.

Cependant la déformation d'une pièce dépend de la forme de la pièce et de la manière dont sont exercés les efforts extérieurs sur cette pièce. Il faut donc normaliser les essais.

Notre alliage d'aluminium (série 6000) a une grande importance industrielle, il est très utilisé pour les différents profilés est surtout pour l'emballage des produits alimentaires, ils résistent bien la corrosion atmosphérique et sont facilement soudable.

Ces caractéristiques mécaniques peuvent être augmentées par addition de manganèse et de magnésium ce dernier un durcissement secondaire par solution solide.

III-1 Matériaux étudiés :

Dans le cadre de ce travail, trois alliages à base d'aluminium du système Al-Mg-Si (série 6xxx), aptes au durcissement structural, le premier sous forme de barreaux industriels de diamètre 25 mm, le deuxième est sous forme de barre rectangulaire, alors que le troisième est sous forme de rond de diamètre 16 mm, ont fait l'objet de notre étude.

La désignation du premier alliage selon PN-EN standard 573-3 est AA6005, dont la composition chimique, fait par spectroscopie, est indiquée dans le **tableau III-1**, avec un rapport (Mg-Si=1.69). Les conditions de la production de l'alliage étaient comme suit : un lingot était premièrement réchauffé à 500°C puis soumis au procédé d'extrusion des profils avec la section ronde de diamètre 25 mm. La température de l'extinction de profil de la presse était environ le °C 550, le refroidissement du côté de sortie de la presse n'était pas appliqué.

Vue la présence du manganèse, l'alliage AA6005 possède des meilleures formabilité et ductilité à chaud, car une petite addition de manganèse accélère de manière significative le processus d'homogénéisation.

L'alliage 6005A est employé pour différentes applications structurales et architecturales, telles que : les équipements de transport, l'industrie des véhicules à moteur, industrie aéronautique, électrique. L'alliage 6005A peut être employé pour produire toutes formes de pièces d'extrusion standard "pleines et creuses".

Tableau III-1. Compositions chimiques du premier alliage étudié AA6005 (% en poids). [16]

Al	Mg	Si	Mn	Ni	Fe	Cu	Cr	Zn	Sn	Ti	Na
98,561	0,690	0,408	0,109	0,002	0,199	0,004	0,001	0,01	0,001	0,01	0,001

La deuxième investigation a été effectuée sur un alliage d'aluminium laminé à chaud d'une barre rectangulaire AA6082. L'alliage a été obtenu de l'algérienne de l'aluminium « ALGAL+ », avec une section transversale rectangulaire de dimensions (210*80 millimètre). Les conditions de production de l'alliage étaient comme suite: un plat a été initialement chauffé jusqu'à 500°C pendant quatre heures et directement soumis au procédé de laminage avec un taux de laminage de 33% en épaisseur, pour obtenir le profil rectangulaire avec des dimensions mentionnées ci-dessus, puis la barre était refroidie en l' air libre. La composition chimique de l'alliage a été déterminée par analyse spectroscopique, désignée selon l'ASTM-6082 standard et indiquée dans le **tableau III-2**.

Tableau III-2. Composition chimique du deuxième alliage étudié AA 6082 (% en poids) [17]

Al	Mg	Si	Mn	Fe	Cu	Cr	Zn
BAL	0.83	0.63	0.38	0,21	0.12	0.003	0.03

La troisième investigation, présentée dans ce mémoire, s'inscrit dans le cadre d'amélioration des propriétés mécaniques de l'alliage d'aluminium à durcissement structural dont les propriétés mécaniques sont étroitement liées à l'état de précipitation dans le matériau, cet alliage est désignée selon l'ASTM-6061 standard, l'alliage, développé spécialement pour l'industrie automobile, est traité à l'état T6, puis sollicité à l'application d'une série de travail de compression mécanique "Cold Working (CW)". Ce travail de compression, s'applique sur des barreaux d'extrusion de diamètre de 16 mm, en plusieurs passes, produit un taux d'écrouissage de 3.5, 10,18.8 et 28 % sur la section initiale du barreau, la composition chimique de notre alliage est donnée au **tableau III-3**.

Tableau III-3. Compositions chimiques du premier alliage étudié AA6061 (% en poids). [16]

Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ti	Zn	Cr	Ni	Sn	Na
BAL	0,589	0,167	0,25	0,030	0,823	0,008	0,008	0,06	0,004	0,001	0,001

III/1-1 Traitements thermiques appliqués à l'alliage AA6005 :

L'alliage du système **Al-Mg-Si** (avec manganèse) constitue une catégorie importante d'alliages industriels à caractéristiques mécaniques moyennes. La possibilité de traiter thermiquement cet alliage est due à l'augmentation de la solubilité en état solide des éléments d'addition avec la température. Ce

traitement est appelé traitement de durcissement structural (par précipitation). Comme la précipitation joue un rôle primordial dans l'amélioration des propriétés mécaniques de notre alliage, le but de notre travail s'articule essentiellement sur l'étude des effets de précipitation dans l'alliage étudié lors des traitements thermiques appliqués sur les caractéristiques mécaniques statiques et dynamiques. Des barreaux de diamètre 25 par 500 mm de longueur en alliage **AA6005** ont subi différents traitements thermiques. Ces barreaux sont homogénéisés à la température 520°C pendant 01 heure. Afin d'élucider l'effet de la vitesse de refroidissement sur l'état solide sur saturation (SSSS) de notre alliage, nous avons procédé à un refroidissement dans deux milieux différents, lesquels, nous présentons ci-dessous :

- 1- Un lot de moitié de ces barreaux suit une trempe à l'ambiante rapidement à l'eau froide.
- 2- Le reste est trempé aussi à l'ambiante par l'air comprimé froid avec une vitesse de 45°C/min

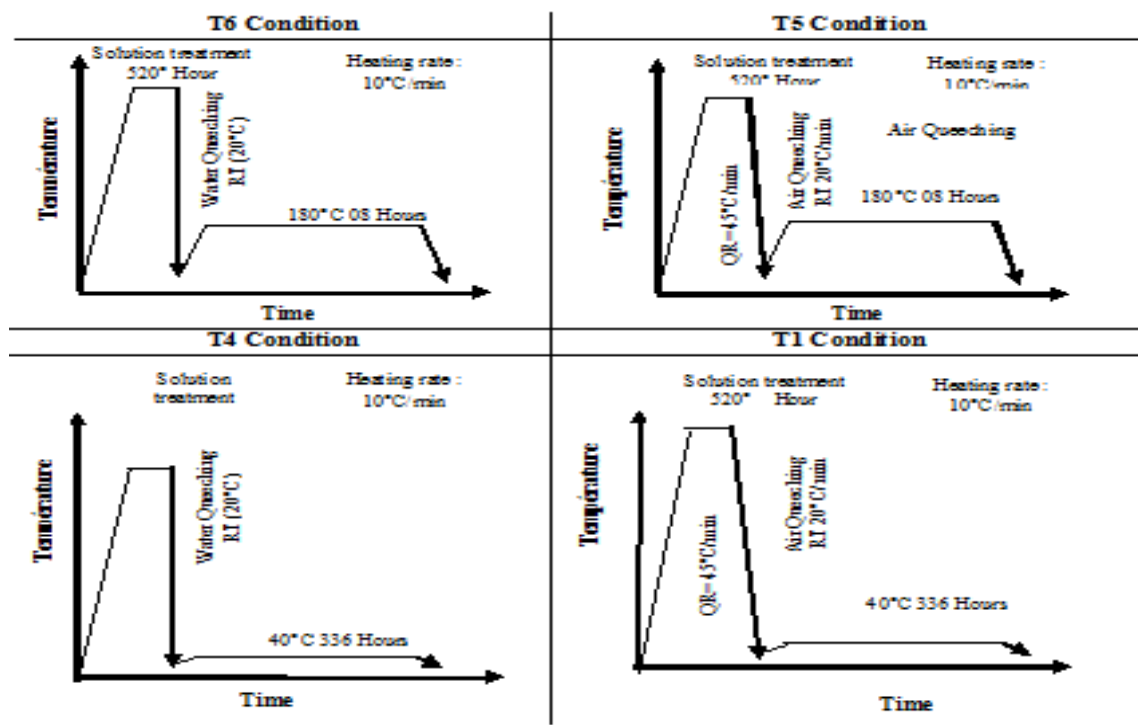


Figure III.1. Les cycles de traitements appliqués sur l'alliage AA6005. [16]

III/1-2 Traitement thermomécanique appliqué à l'alliage AA 6061 :

Le traitement thermique de l'alliage AA 6061 à l'état T6 a pour but d'augmenter les performances mécaniques par l'application d'un cycle de mise en solution à 520°C plus un maintien isotherme afin de dissoudre les intermétalliques ensuite une trempe à l'eau pour figer l'état **SSSS**, ce cycle primaire doit être suivi par un deuxième cycle de maturation artificielle à 180 °C pour 8 heures pour activer le phénomène de précipitation. La réduction de la taille des grains à l'ordre nanométrique (UFG "Ultrafine-grained"), **Figure. III.2**, est l'une des trois méthodes adaptées pour l'amélioration des

propriétés mécaniques des alliages d'aluminium série 6000 soit par précipitation structurale (HT" Heat treatment"), par écouissage (SPD "Several Plastic Deformation") ou par (CW "Cold Working"). Pour cette dernière, plusieurs techniques sont maintenant disponibles comme (ECAP – PC" Equal channel angular pressing with parallel channels"), (ECAE "Equal Channel Angular Extrusion"), (THP" Torsion under High Pressure"), (MM" Mechanical Milling"), (ARB" Accumulative Roll Bonded"). Le travail à froid par compression sous haute pression (CW -CHP) peut être appliqué en plusieurs cycles en fonction du comportement au durcissement du matériau. L'influence de la taille fine des grains produite par le (CW -CHP) d'une rouleuse cylindrique avec quatre passes de SPD, **Figure. III.3**, dont les rapports de réduction sont (3.5, 10, 18.8 et 28 %), sur le comportement mécanique de l'alliage 6061, a été analysée par détermination de la résistance mécanique maximale R_m , la limite d'élasticité $R_{p0,2}$, le potentiel de durcissement par déformation ($R_m - R_{p0,2}$), le coefficient d'écrouissage n , le module d'écrouissage K , et la déformation limite ϵ_f .

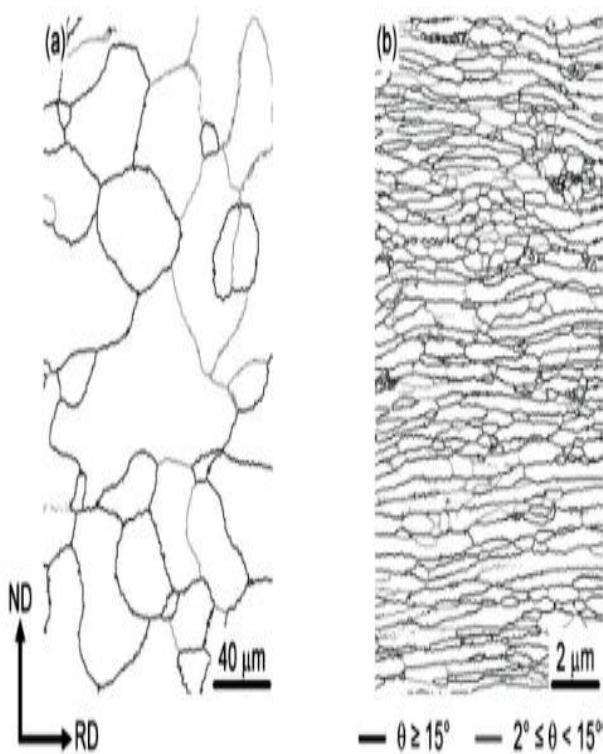


Figure III.2. Génération d'UFG par la haute Pression [18]

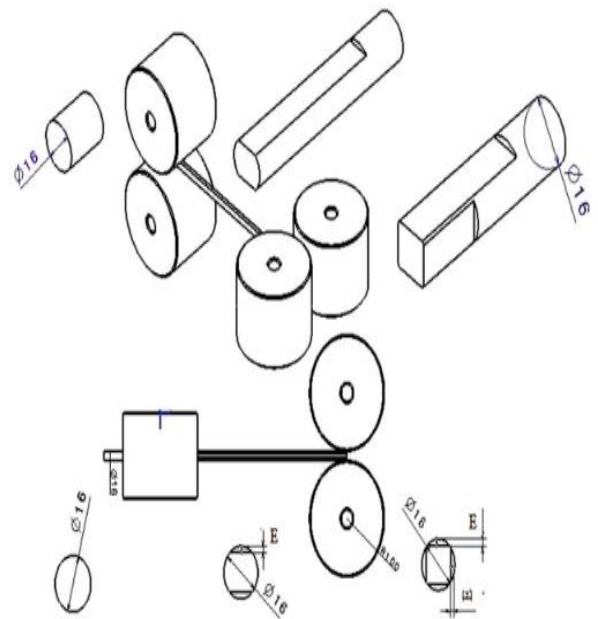


Figure III.3. Principe de CW utilisé pour SPD de l'alliage 6061T6 [18]

Tableau III-4. Taux de réduction surfacique des échantillons. [18]

Rondaudiamètre16mm				
E" flèches de réduction"	0,5mm	1,0mm	1,5mm	2,0mm
Taux de réduction surfacique	3,5%	10%	18,8%	28%

III/3 Eprouvettes de l'alliage AA 6005 :

Des éprouvettes cylindriques ont été réalisées, à partir des barreaux déjà traités, et utilisées pour les essais de traction unidirectionnel et de fatigue en flexion rotative, dont la géométrie a été caractérisée par des rayons de raccordement entre les têtes d'amarrage (filetées pour la traction et lisses pour la fatigue) et les parties actives afin d'éviter les concentrations de contrainte au maximum, éprouvette de traction **Figure. III.4b**, **Figure III.5** Ces éprouvettes ont été ébauchées sur un tour conventionnel puis finies sur un tour à commande numérique

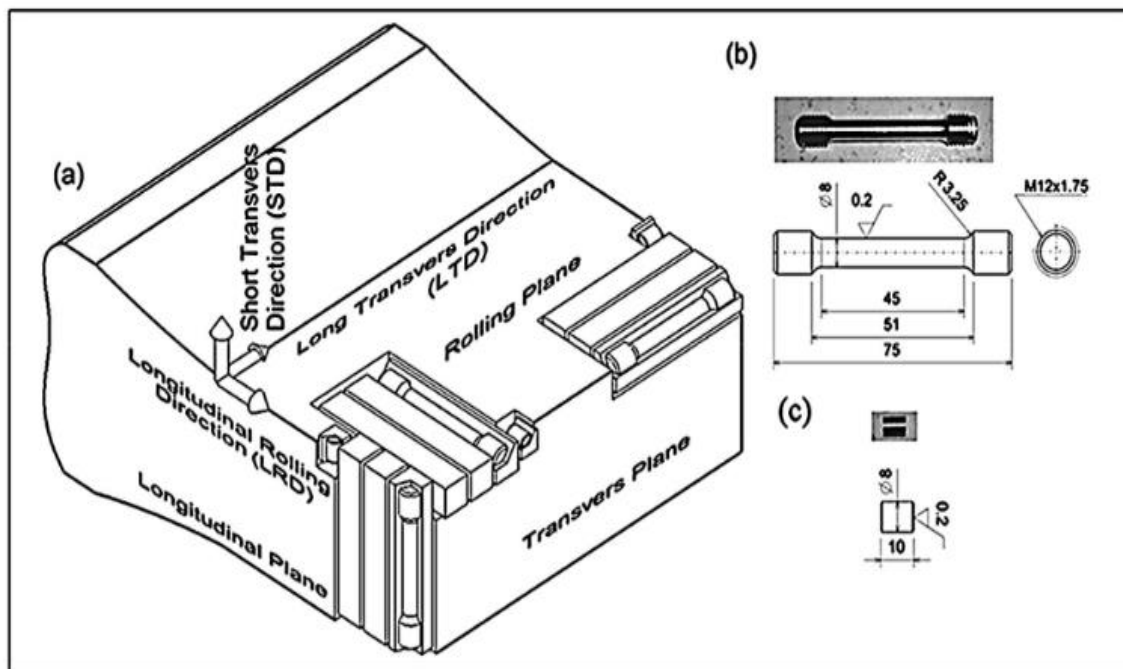


Figure III.4. (a) Schematic of different directions and planes in the as rolled 6082 aluminum alloy plate, (b) tensile test piece; (c) CTE specimen (all dimensions in mm).

[19]

III/6 Prélèvement des échantillons :

III.6-1 Echantillons en AA6005 :

La découpe des échantillons se fait à l'aide d'une scie fine ; on obtient généralement des échantillons dont les dimensions (diamètre x épaisseurs) : $\varnothing 20 \times 3$ mm pour les observations au microscope optique, au microscope électronique à balayage, et des disques minces ayant 5 mm de diamètre et 3 mm d'épaisseur pour les analyses thermiques par DSC, alors que pour les l'analyse aux rayons X, les échantillons sont de forme disque de diamètre 20 mm et épaisseur de 2 mm.

III.6-2 Echantillons en AA6082 :

Pour l'analyse calorimétrique, deux échantillons aux dimensions ($\varnothing 5 * 3$ mm), avec un poids de 160 mg, ont été coupées de la barre d'aluminium. Le premier échantillon est utilisé à l'état de réception, alors que le deuxième est traité à l'état trempé, avec un échauffement à 550°C, puis trempé à l'eau. Pour l'observation microscopique, trois échantillons de forme rectangulaire ont été coupés dans les trois plans orthogonaux (plan de laminage "**RP**", plan longitudinal "**LP**", et plan transversal "**TP**"). Pour l'analyse aux rayons X, deux échantillons ont été coupés du la barre, dont le premier est utilisé à l'état de réception, alors que le deuxième est analysé a l'état traité T6. L'état T6 est un échauffement à 530 °C pour une heure, trempe à l'eau puis une maturation artificielle à 180°C pour 6 heures. Trois échantillons aux dimensions ($\Delta 8 * 10$ mm), dont chaque' un représente une direction, ont été coupés de la barre, usinés et rectifiés de la même manière que les éprouvettes de traction. Ces échantillons sont utilisés à l'état de réception pour détermination du coefficient de dilatation thermique de l'alliage AA6082, **figure. III.4c**.

III/6-3 Préparation des échantillons :

Afin d'effectuer des observations et des analyses de qualité de nos échantillons, conformément aux recommandations métallographiques standard du référence [ASM V9 2004], il n'est souvent pas possible de les utiliser à leur état brut. Une phase préalable de préparation adéquate est nécessaire. Cette préparation consiste à:

- Polissage mécanique grossier en utilisant du papier émeris et de l'alumine Al₂O₃ pour la finition, ce polissage se fait par la mise en contact des particules abrasives avec l'échantillon en présence de l'eau courante qui assure simultanément l'évacuation des copeaux et le refroidissement de l'échantillon et de l'abrasif.
- Lavage des échantillons afin d'éliminer les débris de polissage.

- dégraissage des impuretés organiques attachées aux surfaces d'analyse par l'utilisation d'un diluant spécifique aux alliages d'aluminium "acétone". Une attaque chimique de suite a pour but de révéler les joints des grains par corrosion sélective. La méthode consiste à tremper la face à attaquer dans le réactif choisi pendant un temps convenable. L'attaque a lieu généralement à la température ambiante. Le réactif utilisé est de type Keller, dont la composition chimique est :
- eau distillée (H₂O) : 180 ml
- acide fluorhydrique (HF) : 2 ml
- acide chlorhydrique (HCL) : 2 ml
- acide nitrique (NHO₃) : 2 ml.

III/7 Matériel d'essai et démarches :

III/7-1 Banc d'essais de traction et déroulement :

La traction est un essai fondamental. Il sert à déterminer les principales caractéristiques mécaniques telles que le module d'élasticité "E", le coefficient de Poisson "u", la limite d'élasticité "Re", la résistance à la rupture "Rm", l'allongement à la rupture "A%" et la capacité et l'exposant d'écrouissage "HSC" et "n", **figure. III .7** . Cet essai est réalisé sur une machine de traction servo-hydraulique de type MP 12, modèle Zi de 100 KN de charge, **Figure. III.8**, équipé d'un dispositif de mesure d'allongement et Dispositif d'enregistrement de diagramme plus un capteurs de force, et un système d'amarrage coaxiale adapté à la forme des éprouvettes filetées. Le capteur d'allongement mesure instantanément l'allongement Δl alors que le capteur de force indique la charge appliquée. Afin de pouvoir utiliser les courbes brutes de traction, on doit les modifier pour que les résultats obtenus ne soient fonction que du matériau étudié et non de la géométrie de l'éprouvette. Pour ce faire, on rapporte la charge F à la section initiale S₀ de l'éprouvette en vue d'obtenir la contrainte nominale σ :

$$\sigma_{\text{nom}} = \frac{F}{S_0}$$

Et on apporte l'allongement Δl à la longueur initiale entre repères l₀, pour obtenir la déformation nominale ϵ Tel que:

$$\epsilon = \frac{\Delta l}{l_0}$$

Le calcul de A :

$$A = \left[\frac{(l_f - l_0)}{l_0} \right] 100\% = \left(\frac{\Delta l}{l_0} \right) 100\%$$

$$Z = \left[\frac{(S_0 - S_f)}{S_0} \right] 100\% = \left(\frac{\Delta S}{S_0} \right) 100\%$$

Le coefficient de striction:

L'expression utilisée pour le calcul, du coefficient d'érouissage K et l'exposant d'érouissage n, est celle de Lüduik:

$$\sigma_v = \sigma_0 + K(\epsilon_v)^n$$

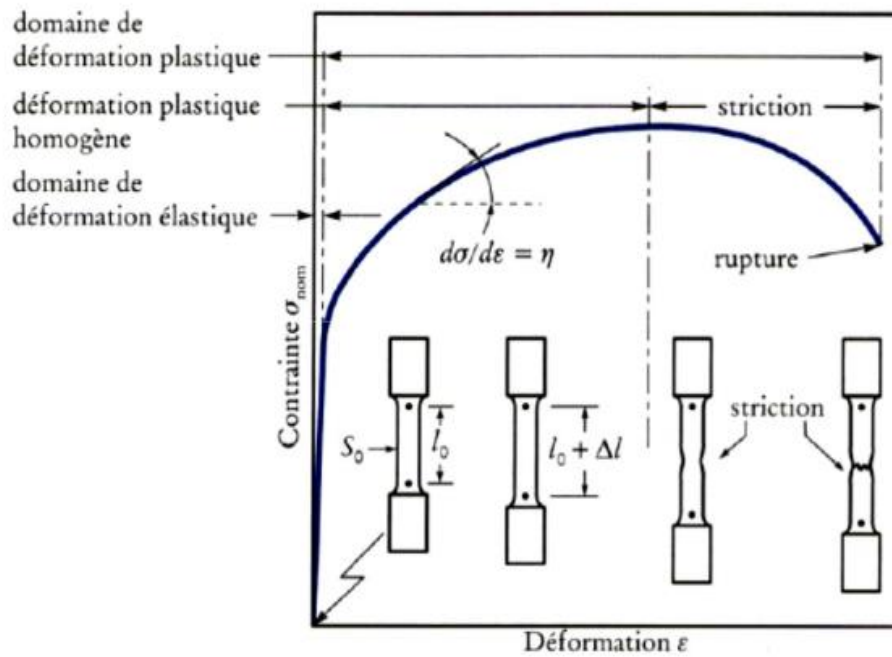


Figure III.7. Représentation conventionnelle d'une courbe de traction [20]

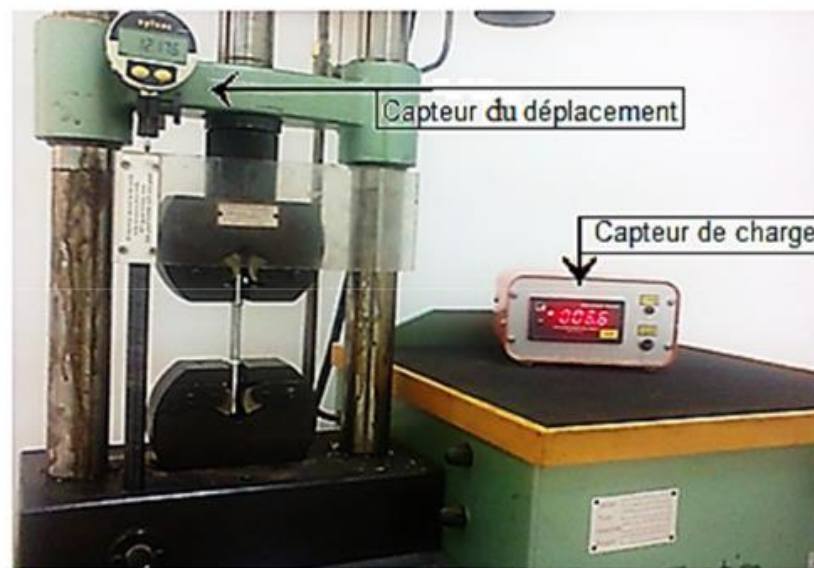


Figure. III.8. Banc d'essai de Traction MP 12. [21]

III/7-2 Banc d'essais de fatigue et déroulement :

En flexion rotative (FR), toutes les fibres consécutives, sauf la fibre neutre, sont successivement tendues puis comprimées, ce mode de sollicitation par la rotation de l'éprouvette soumise à un effort de flexion de direction fixe. L'éprouvette est montée en porte -à-faux, l'effort est appliqué en un point, le moment de flexion varie linéairement le long de l'éprouvette, la rotation de l'éprouvette indique la fréquence, on utilise un roulement à billes orientable afin d'assurer un axe d'application de l'effort vertical a l'axe de rotation de l'éprouvette.

La contrainte agissant sur chaque fibre varient en fonction du temps suivant une loi sinusoïdale avec une valeur moyenne nulle, et un rapport de charge ($R_{max} / R_{min} = - 1$), chaque révolution correspond à un cycle d'effort. Les fibres externes sont les plus sollicitées, l'amplitude de variation de l'effort est maximale.

La contrainte de la fibre externe se calcule par la formule de Navier:

$$\sigma = \frac{(M. y)}{I}$$

($M = P. l$: moment fléchissant, I : moment d'inertie de la section d'éprouvette)

Les essais de fatigue en flexion rotative sont exécutés sur un banc d'essai de fatigue de type WP 140 [GUNT], sous chargement à amplitude constante. Le rapport de chargement est maintenu à ($R = - 1$), les éprouvettes de fatigue **figurent. III.9** sont sollicités avec une fréquence de 28 Hertz, conformément à la norme [ASTM E 466-82]. Ce mécanisme est équipé par un système de chargement de (0 à 300 N), un capteur taché métrique de cycle.



Figure. III.9. Banc d'essais de fatigue : marque WP 140 [21]

III/7-3 Microscopie Optique :

Afin d'entreprendre une caractérisation microstructurale du premier alliage étudié (AA6005) en différents états, état de réception, états traités, les échantillons des trois directions pour le deuxième alliage (AA 6082), ainsi que les facies de rupture des éprouvettes déformées plastiquement du troisième alliage, le point de départ consiste à faire une étude métallographique optique de ces matériaux. Cette étape a pour but principal d'obtenir des informations sur les éléments constitutifs de la microstructure. On note que l'attaque chimique est indispensable afin de révéler des traces d'impuretés non observées, Ainsi que la morphologie des précipités. Le principe consiste à augmenter le pouvoir séparateur de l'œil.

Ce pouvoir séparateur est de l'ordre de grandeur de la longueur d'onde vraie. Il permet l'observation par réflexion d'une surface métallique parfaitement plane, obtenue par polissage mécanique. Les observations optiques sont suivis par un microscope métallographique à grand champ, type "Metallographic Microscopy A13.1013-B", figure. III.10. Ce microscope optique muni de lentilles qui permettent le grossissement de l'image (*100, *200, *500 et *1000) et est équipé d'une caméra photographique connectée à un ordinateur dans lequel le logiciel "TOUPE VIEW" était installé. Ces observations sont faites sur les sections transversales des cinq échantillons (AS-R plus les quatre traitées) de l'AA6005, les trois échantillons des trois directions du AA 6082, et les facies de rupture des éprouvettes déformées plastiquement.

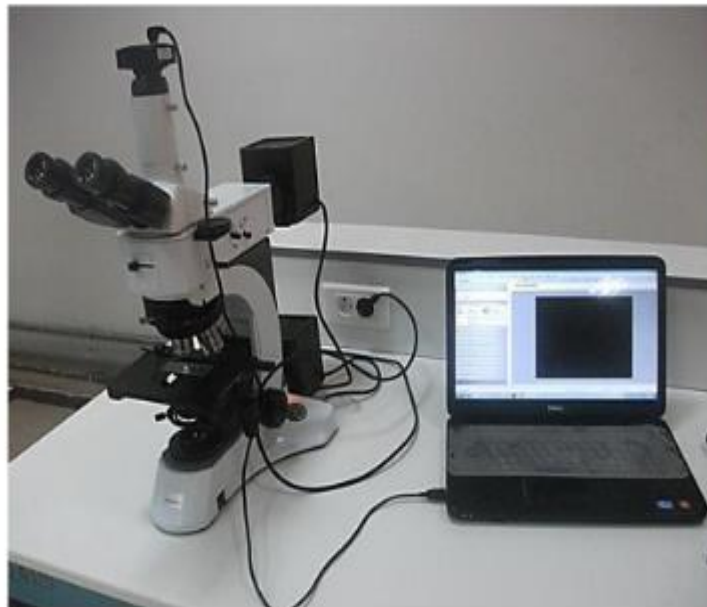


Figure III.10. Microscope Optique type: A13.1013-B. [21]

III/7-4 Microscopie Electronique à Balayage (MEB) :

La recherche d'une technique plus puissante que la microscopie optique pour la caractérisation microstructurale peut être révélée dans les échantillons traités ont été étudiés par microscope électronique à balayage (MEB) couplé à un système d'analyse EDX (Energie dispersive X ray), ce dernier donne plus de détails sur la répartition et la nature chimique des particules, composés intermétalliques et dispersoïdes. La technique est basée sur le principe des interactions électrons-matière. La remise des particules, par la rétrodiffusion des électrons de balayage de la surface analysée, aux détecteurs permet la reconstruction de l'image de cette surface. Un MEB équipé de détecteurs d'électrons secondaires permettent l'obtention des images avec un pouvoir séparateur de l'ordre de 20 nm, une grande profondeur de champ et un grossissement (bien que ce facteur soit moins important) qui peut aller jusqu'à 300 000 fois. Nous avons utilisé un microscope électronique à balayage JEOL- JSM 7001F figure. III.11, avec une tension d'accélération de 20 KV, équipé d'un système EDX.

III/7-5 Micro dureté :

La réponse au durcissement de l'alliage étudié est une caractéristique extrêmement importante dans notre étude. En effet, le rôle des traitements de vieillissement par précipitation dans ces alliages c'est l'amélioration davantage des propriétés mécaniques. Le durcissement de l'alliage AA6005 a été étudié par les mesures de la micro dureté. On définit la dureté d'un métal comme le potentiel de résistance qu'il oppose à la pénétration d'un autre corps plus dur que lui. Expérimentalement, la dureté du métal est d'autant plus grande que la pénétration du corps est plus faible.

La technique micro dureté permet la mesure de la dureté des matériaux sans les endommager. Le principe de l'essai consiste à exercer sur la surface de l'échantillon à étudier une force constante pendant un temps (t) donné à l'aide d'un poinçon en diamant très dur appelé pénétrateur, ce dernier a une forme pyramidale à base carrée, la dureté Vickers (Vicker's Hardness) est alors définie par le quotient de la charge appliquée F par la surface de l'empreinte permanente S (F : la charge appliquée (en kg) par le pénétrateur ; S : la surface latérale (en mm²) de l'empreinte pyramidale. Elle est définie par : $H_v = 1.854 \times (F/d^2)$. L'angle θ au sommet entre deux faces opposées, de $136^\circ \pm 0,5^\circ$.

Le principe consiste à mesurer la longueur de la diagonale de la base carrée de l'empreinte pour accéder à la valeur de la dureté Vickers ; on tire les valeurs de la dureté à partir de deux longueurs d1 et d2 des deux diagonales et on fait la moyenne et ceci est répété pour trois empreintes ; on prend ensuite la valeur moyenne de ces trois mesures, laquelle sera prise comme la valeur de HV pour l'alliage AA6005 à l'état de réception et sous différents états de traitement.

L'appareil utilisé est un microduromètre du type **Wilson Hardness model TUKON 2500**, à pénétration Vickers sous une charge de mesure de 0.5 N pour 15 Secondes sur trois points de mesure, lié à un micro-ordinateur qui permet la mesure automatique de Microdureté grâce à un logiciel approprié. **Figure. III.15.**



Figure III.15. Micro-duromètre de type WILLSON HARDNESS type TUKON 2500. [21]

III/8 Résultats obtenus sur l'alliage AA 6005 :

III/8-1 Résultats des essais de traction :

Afin de déterminer les lois de comportement monotone, identifier l'effet des traitements de vieillissement sur les caractéristiques mécaniques de notre alliage, des essais quasi statique connus sous le nom essais de traction ont été réalisés sur des éprouvettes cylindriques ayant subi différents traitements thermiques. Les résultats de ces essais sont présentés sur la **Figure III-16** et le **Tableau III.5** Par des courbes conventionnelles de traction. Compte tenu du nombre important de traitements thermiques étudiés et par mesure de lisibilité et de comparaison, il n'a pas été jugé nécessaire de présenter une courbe représentative pour chaque type de traitement, mais les présentées en superposition. Ces essais ont été réalisés avec une vitesse de déformation ($d\epsilon/dt=10^{-3} \text{ s}^{-1}$). Les courbes ont été tracées avec une moyenne de trois éprouvettes pour chaque essai. Les courbes montrent que les comportements quasi statique sont affectés par le type de traitement par des évolutions en augmentation de la contrainte maximale, de la limite conventionnelle d'élasticité et en

diminution de l'allongement à rupture **Figure III.17**, pour l'ensemble des traitements T6, T4, T5, T1 par rapport l'état de réception.

Le module d' Young est approximativement identique pour les différents états de traitement.

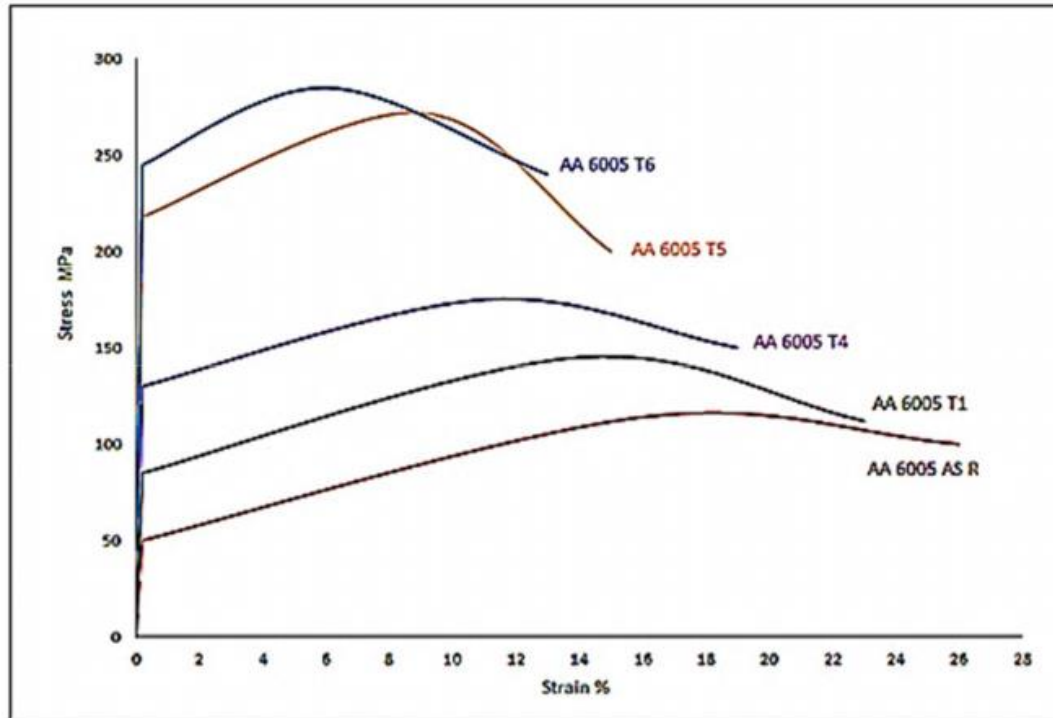


Figure III.16. Courbes conventionnelles de traction de l'alliage AA6005 sous les différents états de traitement. [02]

Tableau III.5. Paramètres et propriétés mécaniques de l'alliage AA 6005 sous différents états de traitement thermique. [02]

Condition	Quenching Media	Aging paramètre	UTS	YS	A%	SHC	UTS/ YS	n	K
6005AS R	/	/	114	50	26	64	2,28	0,16	150
6005 T6	Water	180°C-8h	285	245	13	40	1,16	0,06	340
6005 T5	Cooled air	180°C-8h	272	218	15	46	1,24	0,09	335
6005 T4	Water	40°C - 336 h	175	130	19	55	1,34	0,11	225
6005 T1	Cooled air	40°C - 336 h	145	85	23	60	1,70	0,14	190

III/8-2 Discussion des essais de traction:

Une première observation sur l'effet du taux de refroidissement, mis en évidence que les limites d'élasticités et les résistances mécaniques des éprouvettes trempés à l'air sont réduites par rapport à ceux qui sont trempés à l'eau, Contrairement aux allongements à rupture. Cela ne peut être expliqué que par la sensibilité à la trempe (Quench Sensitivity), fonction de la vitesse de refroidissement entre (État T6 et T5) d'un cote et (état T4 et T1) d'autre.

Pour une même vitesse de refroidissement entre (T6-T4) et (T5-T1), les limites d'élasticités et les résistances mécaniques des premiers états sont élevés par rapport aux deuxièmes états, par contre qu'aux allongements à rupture. Ces résultats sont justifiés par le type de vieillissement appliqué (Artificiel ou Naturel) attaché à l'effet de la cinétique de précipitation fonction de la température et du temps de traitement.

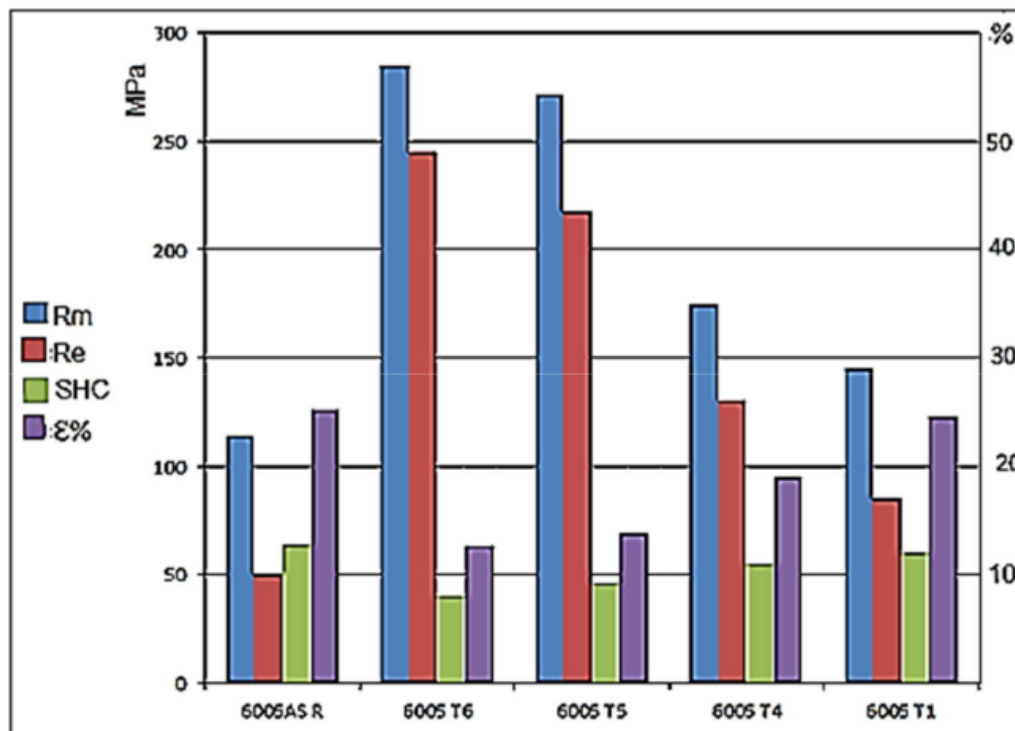


Figure III.17. Histogramme de variation des propriétés mécaniques de l'alliage AA6005.

[02]

Le rapport R_m/Re et la capacité de durcissement par déformation (Strain Hardening Capacity) sont inversement proportionnels, ces deux paramètres caractérisent le domaine de déformation plastique, une SHC élevée (64 MPa pour l'état de réception) indique le comportement ductile à rupture sous sollicitation monotone, Figure IV.3(a et b), et aussi un comportement durcissant sous sollicitation

cyclique, inversement aux petites valeurs de SHC (40 MPa pour l'état T6) qui peuvent indiquer un comportement fragile sous sollicitation monotone, Figure IV.3 (d et e) et un comportement adoucissant sous sollicitation cyclique. **Figure III.18.**

Le coefficient d'érouissage (n) et le module d'érouissage K sont aussi inversement proportionnels, les valeurs élevées de (n), réduites de K pour les états de réception et T1 indiquent les grandes dislocations produites par les contraintes internes autour des précipités et les courtes longueurs des joints de grain ce qui favorisent la propagation des fissure. Le phénomène inverse sera attaché aux états T5 et T6, pour les faibles valeurs de (n) et grandes valeurs de K .

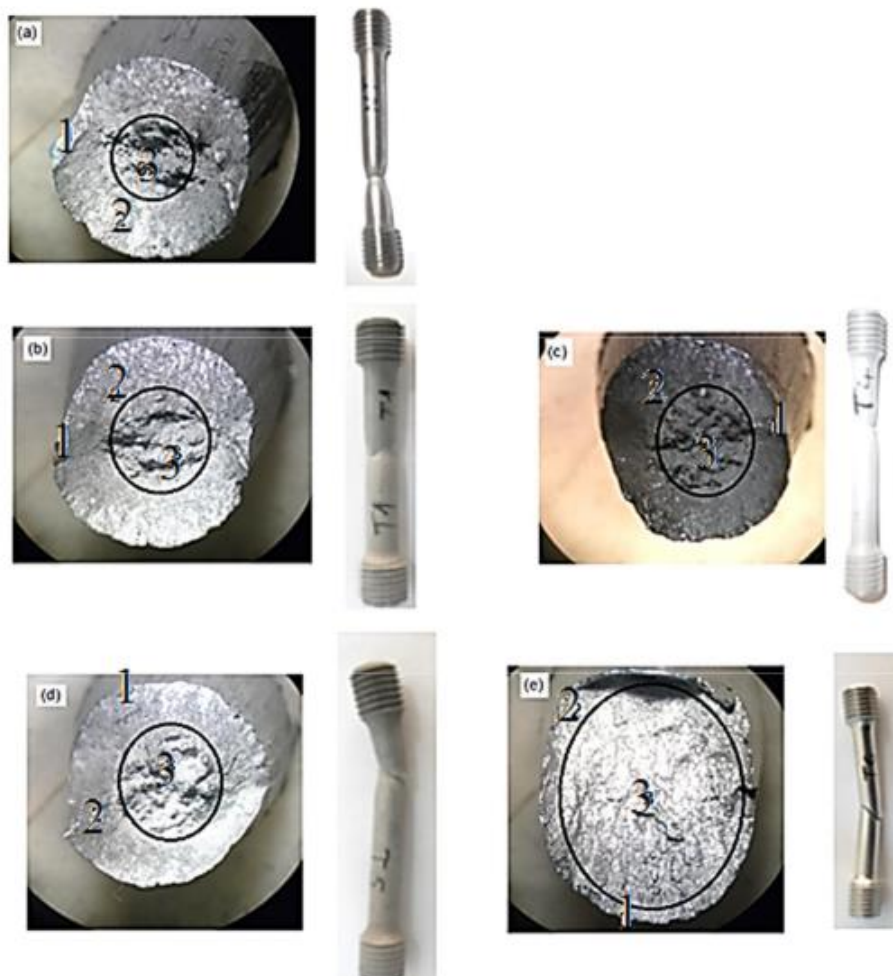


Figure.III.18. Facies de rupture en traction des éprouvettes en AA6005 pour les états : (a) AA6005 AS-R, (b) AA 6005 T1, (c) AA6005 T4, (d) AA6005 T5, (e) AA 6005 T6, 1: amorçage, 2: propagation, 3: zone de rupture brutale. [14]

III/8-3 Résultats des essais de fatigue :

Nous rappelons que dans le cas de notre alliage AA6005, les essais ont été réalisés en flexion rotative purement alternée ($R = -1$), sous chargement constant et à l'ambiante. Les résultats des essais de fatigue obtenus pour une fréquence de 28Hz, sur des éprouvettes cylindriques à rugosité identique pour l'ensemble des états "réception et traités", sont présentés à la **figure III.19**. Nous pouvons constater la forte influence des traitements sur la tenue en fatigue. Cette influence est faible pour les niveaux élevés de contrainte et se caractérise par une convergence entre les nombres de cycles à rupture de chaque type de traitement, alors elle est d'autant plus marquée " divergence" que le niveau de contrainte appliquée est faible " endurance". La diminution de l'abattement, lorsque le niveau de contrainte augmente, s'explique par le fait que, lorsque le niveau de contrainte augmente, la phase d'amorçage tend à perdre son caractère prédominant au bénéfice de la propagation, car les défauts métallurgiques situés en surface, comme les précipités, sont fortement sollicités et génèrent de fortes concentrations de contrainte, qui prennent le dessus sur la concentration de contrainte liée à la rugosité. Par contre, pour les faibles niveaux de contrainte, pour lesquels la durée de vie est essentiellement consommée par la phase d'amorçage des fissures de fatigue, ces défauts préexistants perdent leur caractère prédominant, laissant le contrôle de la phase d'amorçage à la rugosité d'usinage et ce d'autant plus que le niveau de contrainte diminue.

L'état de réception "AS-R" montre la plus faible résistance à la fatigue par rapport les autres états de traitement, ce niveau de résistance est due au faible longueur de joint de grain , fonction inverse de la taille de grain ($d= 41.3 \mu\text{m}$), **Figure III.23**, aussi au présence de précipités micrométriques Mg_2Si

L'adaptation de la microdéformation initiale de l'adoucissement cyclique pendant la fatigue, et à la plus grande longueur du joint de grain ($d= 27 \mu\text{m}$), **Figure III.24**, le nombre élevé des précipités non-cisaillables β " et le β' , **Figure III.24**, et la taille adéquate taille de cristallites (**Tableau III.07**) qui peuvent augmenter la densité de dislocation donc les interactions précipités - dislocations et dislocations - dislocations. La vitesse de propagation des fissures de fatigue dans les alliages Al-Mg-Si peut être fortement influencée par le contenu des dispersoïdes dû à la présence du manganèse,

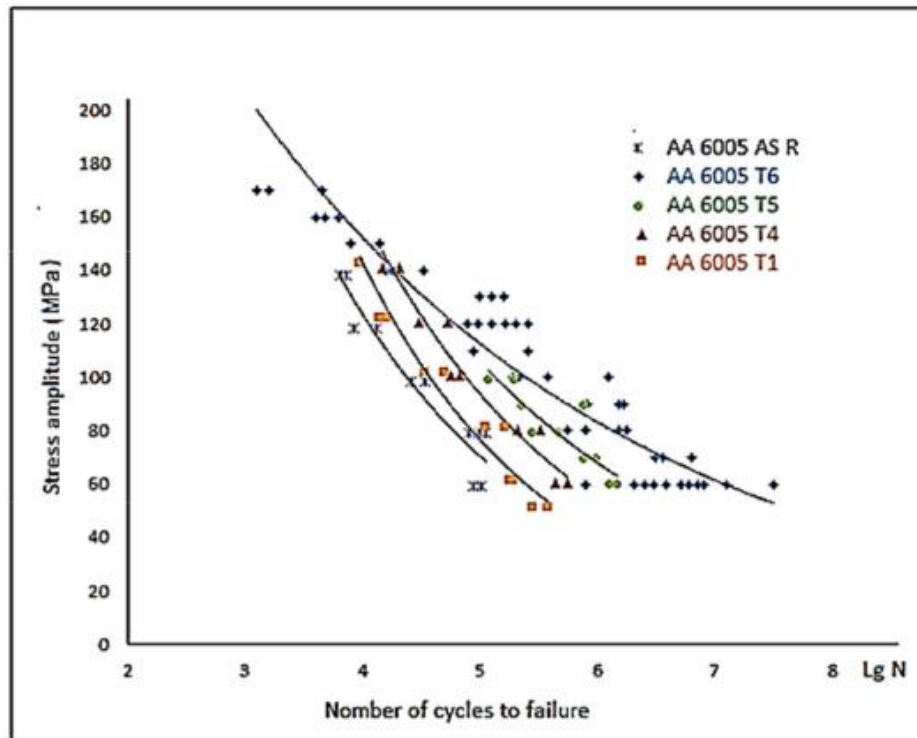


Figure III. 19. Courbes Contrainte-durée de vie de l'alliage AA 6005 en différents états de traitement.

[14]

III/8-4 Résultats des essais de Micro-dureté :

Le principe de calcul de la dureté au cours des essais, suite à l'utilisation d'un pénétrateur de forme pyramidal de base carrée d'angle au sommet 136° , sous une charge constante pendant un temps (t), se fait par mesure de longueur d moyenne des deux diagonales de l'empreinte, à l'aide d'un système optique. La dureté Vickers "Hv" est donnée par la relation :

$$Hv = 1.854 \times (0.152 F/d^2)$$

F est une charge exprimée en N, et **d** en mm. (**Figure III.20**) les valeurs de la Micro-dureté des échantillons " état de réception et différents états de traitement sont présentées sur le **Tableau III-6** et **Figure III.21**, sur lesquels on peut remarquer une variation de ces valeurs.

On note que du point de vue scientifique, on peut séparer les essais de dureté des essais de Micro-dureté par le fait que les premiers intéressent un nombre quelquefois très important de grains de métal, alors que les seconds sont destinés en principe à définir les propriétés à l'intérieur des grains soit de la matrice, soit de ses divers constituants. Alors que les essais de dureté procurent une valeur moyenne des propriétés d'une zone de métal assez importante, les essais de Micro-dureté permettent de déterminer des caractéristiques locales. De ce fait cette distinction entre les valeurs de Micro-dureté est

due à la variation en composition chimique, taille et en nombre des différents dispersoïdes et Bprécipites, fonction des conditions de traitement de chaque échantillon testé.

La variation enregistrée en Micro-dureté traduit l'aptitude au durcissement structural par vieillissement selon les conditions imposées.

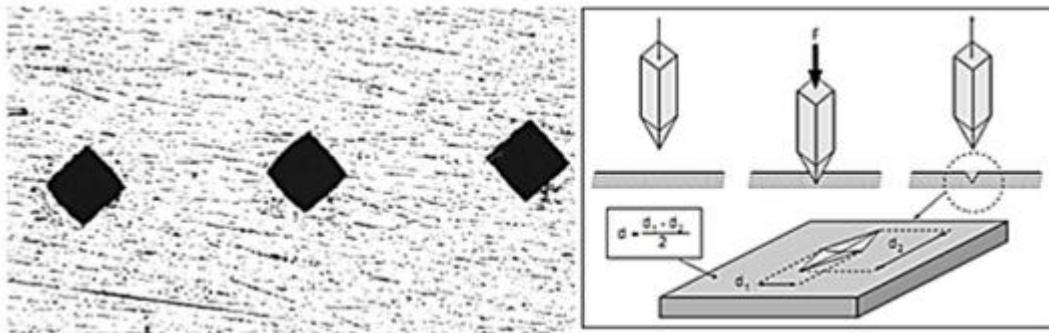


Figure III.20. Principe de calcul de la dureté Vickers [14]

La Micro-dureté est en relation directe avec le rapport (Mg/Si) de l'alliage à l'état de réception avec le même rapport au niveau des précipités en cas de traitement. Notre alliage présente un rapport (Mg/Si) de $(0,690 / 0,408 \approx 1,7)$ à l'état de réception, ce rapport rend notre matériau en alliage stœchiométrique. L'écart à la stœchiométrie $< 1,7$, implique une présence d'un excès de silicium, premier responsable de durcissement des alliages de la série 6000.

Tableau III.6. Valeurs de Micro-dureté de l'alliage AA6005 sous différents états de traitement [14]

Condition	6005 T1	6005 T4	6005 T5	6005 T6	6005 AS R
Hv (MPa)	72.6	82.85	85.65	88.15	62.05

III/8-5 Discussion Micro-dureté :

L'alliage AA6005, montre un pic en Micro-dureté à l'état T6, elle est liée à la formation des phases β'' et β' . Ces phases sont formées en grande quantité, due à la grande vitesse de précipitation à haute température. La valeur maximale de la micro dureté est de 88.15 Hv. **Figure III.21.**

Le deuxième pic en Micro-dureté se présente à l'état T5, vu la quantité réduite en lacunes liée à la faible vitesse de refroidissement.

La présence des zones GP, caractérisées par leur faible dureté, même en quantité, en état T4, améliore la Micro-dureté de cet état par rapport l'état non traité. La faible quantité en lacune, sous l'effet de

faible vitesse de refroidissement, et la faible cinétique de précipitation due à la basse température (vieillesse naturel), indique la faible Micro-dureté de l'état T1.

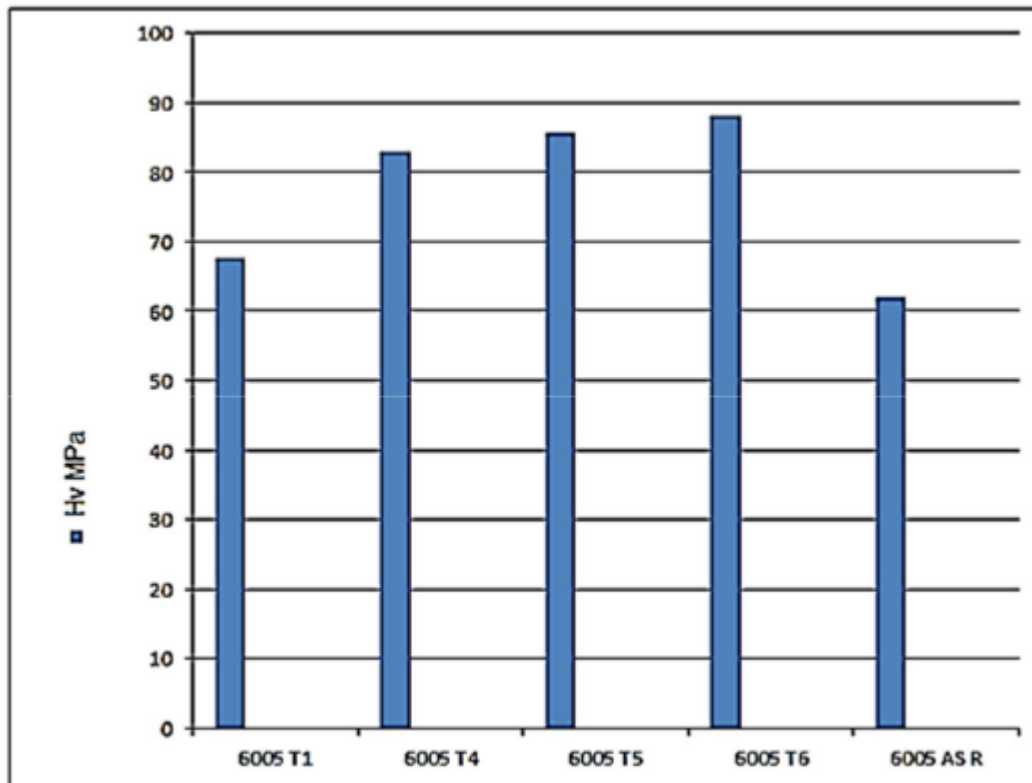


Figure III.21. Histogramme de variation de Microdureté de l'alliage AA6005.

[14]

III/8-6 Etude métallographique par M O de l'évolution microstructurale :

Le changement microstructural des échantillons en alliage étudié, en différents états, états de réception et traités thermiquement, a été caractérisé et suivi au préalable par un Microscope Optique. L'observation métallographique, nous a permis de révéler des certains détails microstructuraux et en particulier de suivre la variation de la taille des grains et la présence des particules. Nous avons utilisés la méthode de comptage basée sur la technique planimétrique, appelé de Jefferies, pour la détermination estimative de la taille des grains. Cette technique est la plus usuelle lorsqu'on cherche une estimation quantitative de la taille de grains, que ce soit dans le contrôle de la production ou dans la recherche.

Cette méthode consiste à inscrire sur l'image de l'échantillon un cercle d'aire connue tracé sur écran dépoli du microscope optique. On compte le nombre de grains situés entièrement à l'intérieur du cercle (N_i) et on l'ajoute ensuite à la moitié du nombre des grains coupés par la circonférence (N_c) de ce cercle. Le nombre total de grains, (N_T) sera donc:

$$NT=Ni+Nc/2$$

L'aire vraie divisée par le nombre total de grains comptés donne l'aire moyenne des grains. Si G est le Grossissement de l'image qui apparaît sur l'écran dépoli, la vraie surface, A_v explorée sur l'échantillon est :

$$A_v= A_{\text{observé}}/G^2$$

D'où l'aire moyenne réelle du grain qui est donnée par:

$$A_g=A_v/NT$$

Le diamètre moyen en millimètres du grain de vraie grandeur est: $d=\sqrt{A_v/NT}$

On note que la détermination de la taille des grains sur des échantillons métallographiques est réalisée à un grossissement adapté à la taille de grains. Ce grossissement est choisi de façon à avoir un nombre suffisant de grains dans l'image. **Figure III.22.**

L'utilisation de la méthode planimétrique de jefferies nous a permis de calculer estimativement la taille des grains et suivre leurs variations. Les tailles moyennes des grains de l'alliage AA6005 à l'état de réception et sous différents états de traitement sont présentées dans le **Tableau III.7.**

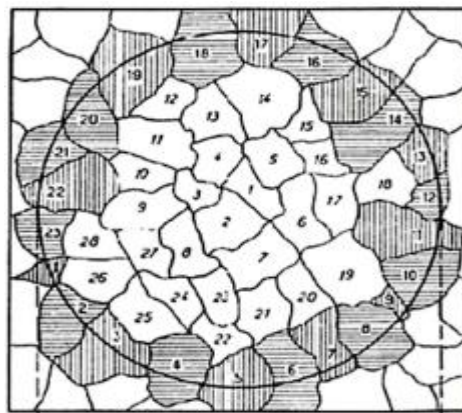


Figure. III.22. Méthode planimétrique pour le calcul de la taille moyenne des grains [14]

Tableau III.7. Taille moyenne des grains de l'alliage étudié sous différents états de traitement.

[14]

Etat d'alliage	6005 AS-R	6005 T6	6005 T5	6005 T4	6005 T1
Taille moyenne du grain (μm)	41.3	27	39	29	39.6

III/8-7 Microstructure de l'état de réception:

La figure III.23 présente la microstructure optique typique de l'alliage AA6005 étudié à l'état de réception, cet état qui dépend intimement de l'histoire d'obtention du matériau, se manifestent par l'existence des taches sombres et d'autres clairs repartis aléatoirement à l'intérieur des grains, pouvant être attribués aux particules, composés intermétalliques et dispersoids présents à l'état de coulée. Certaines particules ont une taille micrométrique, elles sont formées durant l'élaboration des alliages étudiés. La taille moyenne des grains qui sont presque hétérogène, a été déterminée à partir d'une moyenne de plusieurs mesures prises simultanément, est de l'ordre de 41.3 μm .

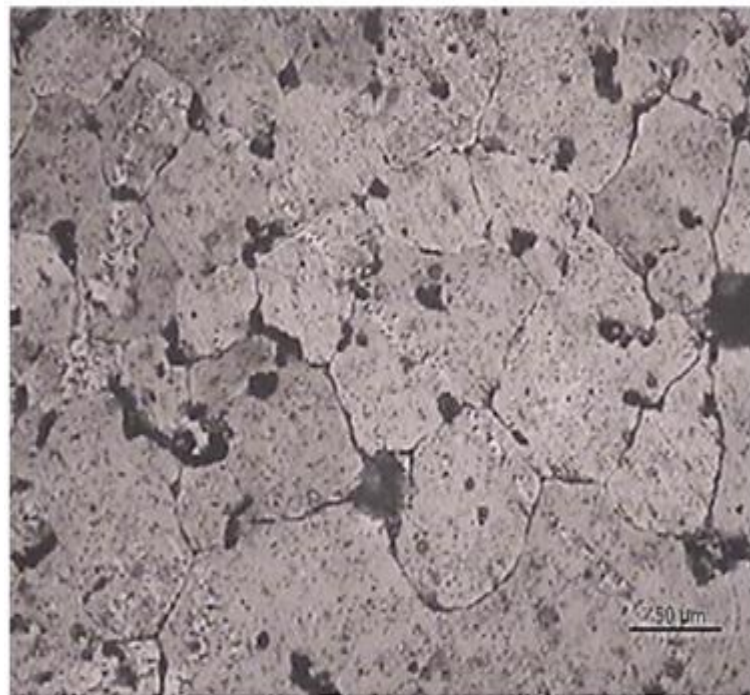


Figure. III.23. Microstructure obtenue par M O de l'alliage étudié à l'état de réception

[14]

III/8-8 Etat vieillis artificiellement:

Après avoir homogénéisés à 520°C pendant 01 heure et trempés dans deux milieux différents " l'eau froide et l'air comprimé" et avec deux différentes vitesses, la première est de plus de 3°C par seconde, la deuxième avec une vitesse de 45°C par minute, les deux états homogénéisés ont subi un traitement de vieillissement à la température 180°C pendant 8 h. Les microstructures obtenues par le microscope optique sont présentées sur les **Figures III.24 et III.25**.

La **Figure III.24** présente la microstructure optique de l' alliage étudié homogénéisés à la température 520°C pendant une heure , trempé à l'eau froide puis vieillis à la température 180°C pendant 8heure,

appelé état T6, sur laquelle nous pouvons observer, une nouvelle microstructure homogène , caractérisée par une taille de grain moyenne de 27 μm , plus petite que la taille de l'état de réception et plus régulière , calculé par la méthode citée précédemment , aussi un changement en taille des taches sombres sur les joints de grain et la présence d'autres taches claires plus répandues et repartis aléatoirement à l'intérieur des grains avec des tailles différentes de celles observées dans la **Figure III.23**. Cette nouvelle répartition des taches sombres et claires est due aux formations des phases métastables et stables par la cinétique de diffusion à haute température du traitement de vieillissement, la réduction en taille de grain est due à la grande vitesse de refroidissement, alors que la régularité de la taille de grain est due au même paramètre du rapport de refroidissement.

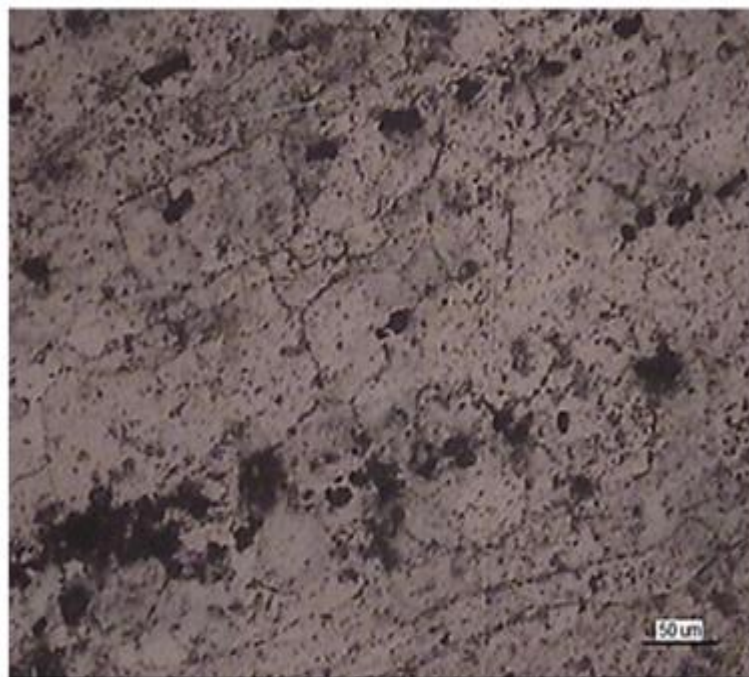


Figure III.24. Microstructure obtenue MO de l'alliage étudié à l'état de traitement T6

[14]

On observe sur la **Figure III.25**, la microstructure optique de l'alliage AA6005 homogénéisés à la température 520°C pendant une heure, trempé à l'air avec la vitesse de 45°C/min puis vieillis à la température 180°C pendant 8heure, appelé état T5, cette figure présente des grains légèrement grands et hétérogènes par rapport à ceux observés dans la **Figure III.24**, avec une taille de 39 μm , on observe aussi la réapparition des particules observées dans l'état de réception **Figure III.23**, ce qui signifié que ces particules restent insolubles même après ce traitement d'homogénéisation. Des taches sombres et claires avec une quantité réduite que l'état T6 due aux formations des phases métastables et stables par la cinétique de diffusion à haute température du traitement de vieillissement sur un nombre de lacune

réduit suite à la vitesse modérée de refroidissement et avec une répartition hétérogène dans la matrice d'aluminium. Une irrégularité de la taille de grain est remarquée sur la microstructure de l'état T5, elle est due aussi à la vitesse modérée de refroidissement.

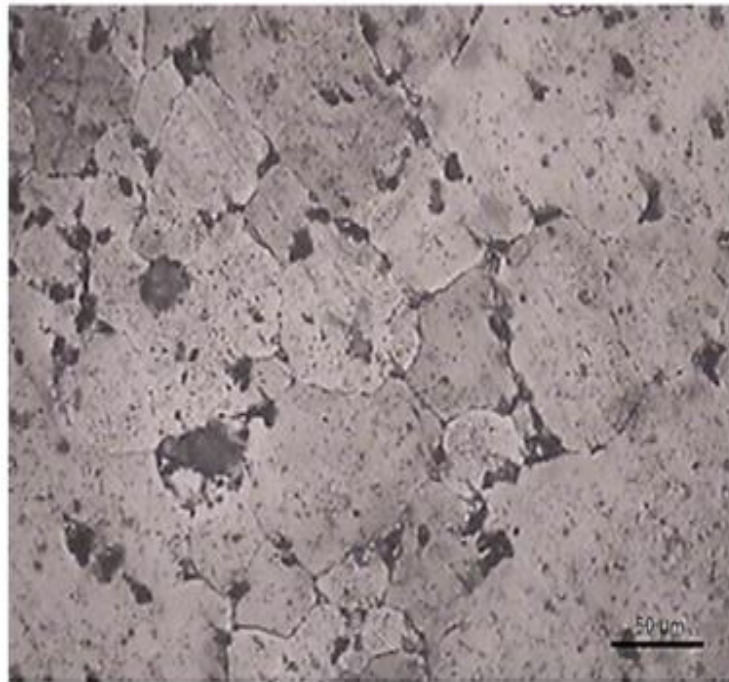


Figure III.25. Microstructure obtenue par M O de l'alliage étudié à l'état de traitement T5.

[14]

III/8-9 Etat de vieillissement naturel :

La Figure III.26 présente la microstructure de l'alliage AA6005, ayant subi une maturation naturelle à 40°C pour une durée de 336 heures après une trempe à l'eau, état par T4. Nous observons sur cette dernière une structure régulière et homogène avec une taille moyenne de 29 µm. Les deux types de particules sombres et claires sont réduits en quantité et en taille par rapport celles observés à l'état T6, distribuées de façon hétérogène aux joints des grains de la phase mère. La réduction de la taille des grains après la maturation naturelle est un résultat de la grande vitesse de refroidissement alors que la diminution de la taille et de la quantité des particules est provoquée par la faible cinétique de diffusion à basse température, ce qui réduit le nombre obstacles à la libre propagation des dislocations du réseau sous sollicitation statique et dynamique.

La **Figure III.27** présente la microstructure optique de l'alliage étudié homogénéisés à la température 520°C pendant une heure, trempé à l'air avec la vitesse de 45°C/min puis vieillis à la température 40°C pendant 336 heures, appelé état T1, sur laquelle nous pouvons observer, une structure hétérogène plus proche à celle de l'état de réception, cette microstructure est de taille moyenne de 39.6 µm. Les

particules sombres et claires sont presque de même nombre et taille que de l'état de réception réparties sur les joints des grains et parfois concentrer dans certaines régions à l'intérieur du grain, la grande taille du grain de la phase mère est due à la faible vitesse de refroidissement au cours de trempe , alors que le nombre réduit et la petite taille des particules sont due au faible cinétique de diffusion à basse température .

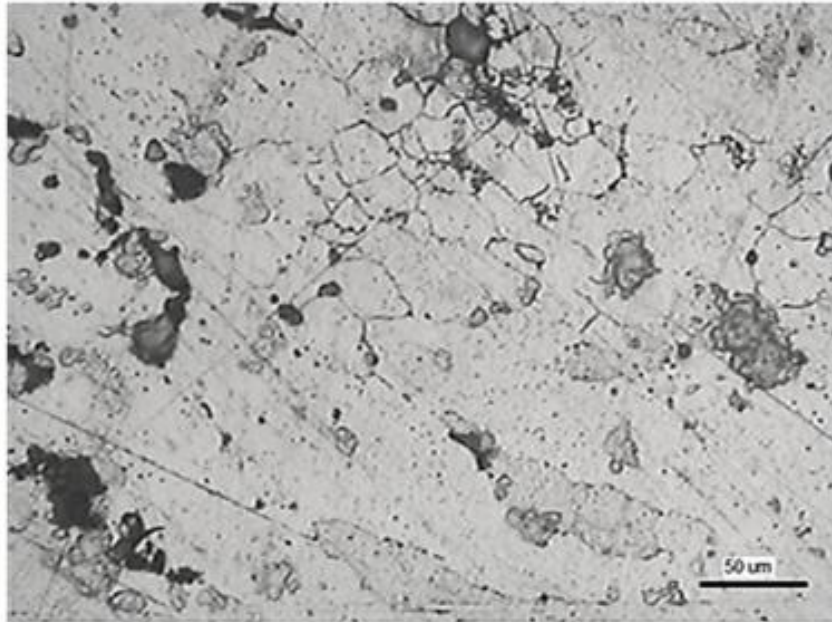


Figure. III.26. Microstructure obtenue par M O de l'alliage étudié à l'état de traitement T4.

[14]

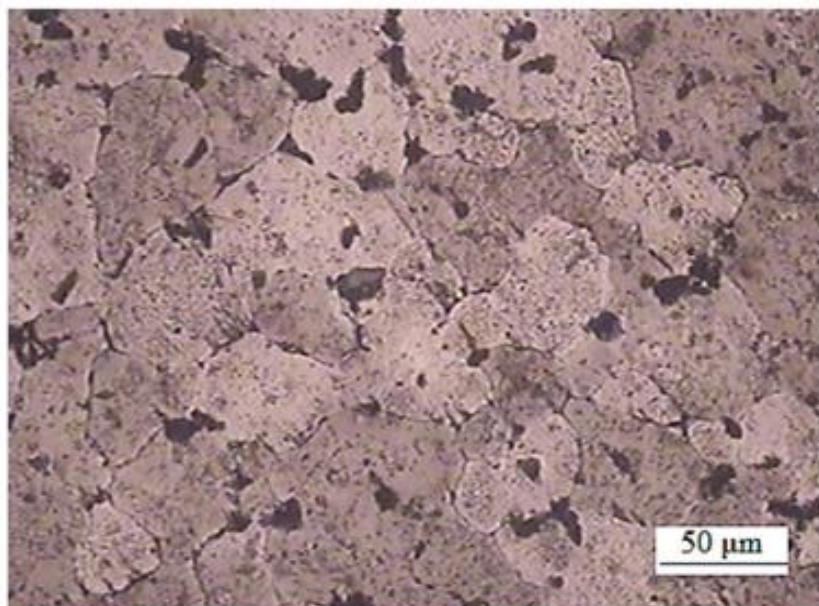


Figure. III.27. Microstructure obtenue par M O de l'alliage AA 6005 à l'état de traitement T1.

[14]

III/9 Résultats obtenus sur l'alliage AA 6082 :

III/9-1 Résultats des essais de traction :

Pour la confirmation de l'anisotropie des propriétés mécaniques sous l'effet de la déformation par laminage à chaud de l'alliage AA6082, les essais de traction ont été effectués sur des éprouvettes prélevées des trois directions du laminage, longitudinal, transversale au laminage et courte transversale au laminage. La vitesse de déformation est de 10^{-3} s $^{-1}$. Pour des différentes directions de sollicitation, une présence permanente des instabilités sur les courbes de traction a été observée. Ces instabilités se manifestent par des décrochements répétés ou de paliers successifs, puisque les atomes du soluté peuvent en diffusant rattraper les dislocations qui glissent. Plus exactement, les dislocations glissent jusqu'à un obstacle ou elles s'arrêtent et sont ancrées par la diffusion des atomes du soluté, il faut alors augmenter la contrainte pour faire repartir les dislocations. Ce phénomène d'instabilité est appelé: effet de Portevin le Chatelier (**PLC**). **Figure III.28**.

De même observations, une évolution importante de la limite d'élasticité et de la résistance mécanique à la traction ainsi qu'une diminution de l'allongement sont mentionnées à la direction courte transversale au laminage (**STD**). Les deux autres directions (**LR** et **TR**) présentent des valeurs plus proches des propriétés mécaniques, relativement réduites par rapport celles de la direction courte transversales (**ST**), Tableau III-08. Cette divergence en propriétés peut être justifiée par la divergence en taille de grain, selon la loi de Hall-petch, des trois directions de la barre. Plus le taux de réduction en épaisseur est élevé, plus le taux de déformation par le laminage à chaud est proportionnel. Par suite, les valeurs de la limite élastique et de la résistance à la traction, dans les différentes directions, s'écartent. De ces faits, nous pouvons dire que le laminage à chaud provoque un écrouissage important du matériau, et induit une anisotropie volumique de la limite d'élasticité et de la résistance à la traction, ces résultats sont en bon accord avec le travail développé par [HOC et al 2010].

La réduction d'épaisseur provoque une multiplication des défauts de structures, de tout ordre, par la création de dislocations et lacunes fraîches et la fragmentation des particules intermétalliques. L'interaction des dislocations en mouvement dues à la déformation plastique par le laminage à chaud avec les atomes libre du réseau cristallin augment. Ces atomes sont mobiles, en raison de l'échauffement du matériau au cours du laminage à chaud, migrent vers les dislocations et construit un nuage de Cottrell, qui freine le mouvement des dislocations, tous ces paramètres font que le nombre d'obstacles au déplacement des dislocations augmentent, pour un fort taux de déformation par laminage à chaud, l'énergie stockée par le matériau est suffisante pour déclencher une recristallisation dynamique localisé, qui fait augmenté la quantité des joints des grains et par suite le nombre des

obstacles au mouvement des dislocation, ce qui induit une augmentation des propriétés de mécaniques, telles que, l'élasticité et la résistance à la traction dans la direction (ST).

On note que le comportement mécanique de l'alliage AA 6082, laminé à chaud, est affecté par la direction de prélèvement des échantillons, une augmentation de 148% en capacité d'écroutissage (SHC) est observée dans la direction courte transversale (ST) par rapport les deux autres directions longitudinale et transversale. La limite d'élasticité est mesurée à 0.2% d'allongement plastique ($\epsilon = 0.002$) et est notée "Rp0.2". La variation en module d'élasticité dans la direction (ST) peut être justifiée par la haute densité de dislocation engendrée par écroutissage sous l'effet du laminage à chaud.

Tableau III-08. Propriétés mécaniques de l'alliage AA 6082 dans les différentes directions de prélèvement. [24]

Direction	Rm (MPa)	Rp0, 2 (MPa)	SHC(MPa)	A %	E (GPa)
LR	121	55	66	21	19.6
LT	130	59	64	19	21
ST	172	84	95	14	30

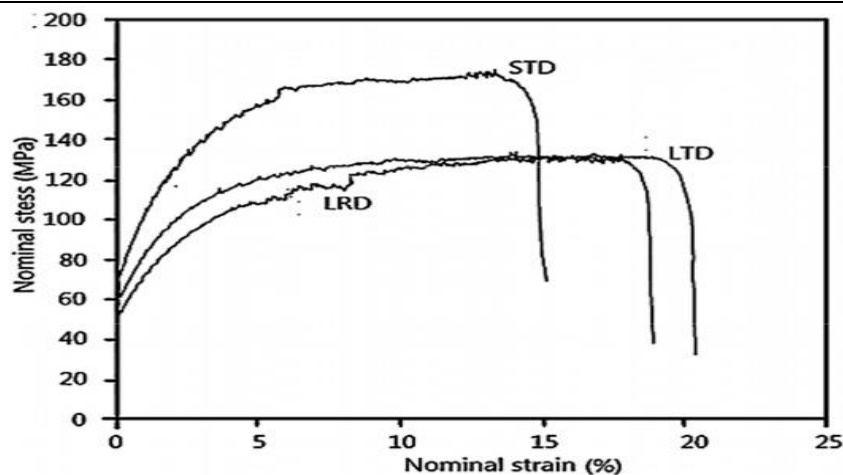


Figure III.28. Courbes de traction de l'alliage AA 6082 dans les différentes directions.

[24]

III/10 Résultats des mesures de dilatation :

Afin d'observer la variation du comportement thermomécanique de l'alliage AA6082, des mesures de dilatation thermique selon les trois directions orthogonales ayant été effectuées sur des échantillons normalisés selon DIN 51045-1. Les résultats obtenus sont représentés à la **Figure III.29**. L'examen de la **figure III.28** montre que:

- 1- les courbes du coefficient de dilatation thermique, suivant les deux directions, LR, TR, sont plus proches le long de l'intervalle d'échauffement. Ces deux courbes sont très divergentes par rapport la courbe de la troisième direction (ST). Cette divergence indique la naissance d'une anisotropie volumique qui s'intensifie avec l'augmentation de la température, alors que les alliages d'aluminium classiques sont habituellement isotropes.
- 2- La convergence des courbes de dilatation thermiques, pour les deux directions, longitudinale et transversale, expose une isotropie planaire dans le plan de laminage (RP).
- 3- A une température inférieure à 60°C, la courbe de dilatation thermique de la direction ST ne présente aucun changement de valeur et les courbes du coefficient de dilatation thermique suivant les deux directions, LR et TR, sont presque confondues, cela peut être expliqué par la taille et la forme du grain presque similaire des deux axes, et la haute densité de dislocation produite par l'écrouissage intensif par le processus de laminage du troisième axe (ST). **Figure III.30.**
- 4- à partir de 120°C, le coefficient de dilatation de la direction (ST) a diminué de moitié devant ceux des deux autres directions (LR et TR). Il peut être justifié par les grandes interactions entre la haute densité de dislocation et la précipitation de certaines phases durcissantes durant l'échauffement de dilatation.
- 5- les premières anomalies dilatométriques attachées à la formation des zones GP apparaissent plutôt suivant les directions (LR et TR) que selon la direction (ST). Elles sont dues à la grande stabilité présentée par la taille et la forme du grain dans la courte transversale direction.
- 6- les rapports α_{LR}/α_{ST} et α_{TR}/α_{ST} dépassent largement 200%. Ce comportement peut être lié à une répartition importante des dispersoïdes stables à haute température (< 0.7 température de fusion) suivant la direction ST, ce qui implique un important renforcement des liaisons interatomiques conduisant à une amélioration des caractéristiques mécaniques de notre alliage.
- 7- toutes les courbes ont la même allure générale et comportent plusieurs anomalies dilatométriques. Apparemment leurs nombres est le même d'une direction à une autre. Par contre, les intensités des pics varient selon les directions. Ces anomalies sont dues aux formations des précipités selon la séquence de précipitation de la série 6000. La distinction des courbes dilato-métriques est due à la taille et la forme de grain de chaque direction **Tableau III-09.**
- 8- à haute température (> 0.7 température de fusion de l'aluminium), les valeurs des différents coefficients s'éloignent l'un de l'autre. Ce comportement signifie que les propriétés générales de l'alliage sont perdues due l'effondrement de la matière.
- 9- donc, α (T) dépend de la direction de la mesure. Les résultats montrent que le mode d'élaboration

joue un rôle non négligeable dans le comportement du matériau.

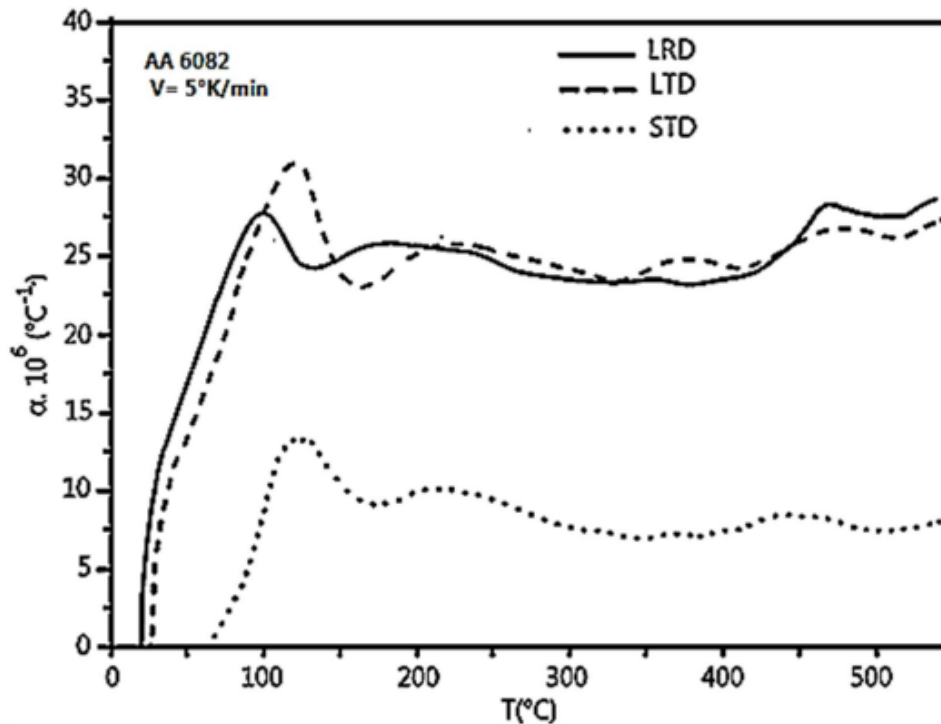


Figure.III.29. Courbes des CTE de l'alliage AA 6082 pour trois directions (LR, LT, et ST).

[24]

III/11 Caractérisation microstructurale :

L'évolution microstructurale des échantillons en trois directions de l'alliage étudié, en état de réception qui dépend intimement de l'histoire thermomécanique du matériau, a été caractérisée et suivie au préalable par un microscope optique. L'examen métallographique, nous a permis de révéler certains détails microstructuraux et en particulier de suivre la variation en taille. **Figure III.30** et **tableau III 09**.

Les mesures des tailles de grain ont été calculées selon la relation linéaire:

$$D = L/PM$$

Là où D est la taille de grain, L est la longueur totale de la ligne mesurée, M le rapport de magnification, et P le nombre de grains présent sur la ligne.

La microstructure des échantillons, prélevés de la barre à l'état de réception, est représentée sur la Figure IV.18. Cette microstructure, dans les trois plans orthogonaux, relève une répartition plus ou moins uniforme avec une taille allongée et claire joint de grain (band-like) pour les grains des plans de laminage et longitudinale. Cette structure devient plus fine et elliptique dans le plan transversal, avec

des tailles de grain trois fois plus moins que les tailles des autres plans. Cette divergence en taille de grain est due à la déformation extensive dans le plan transversal. Elle est le responsable direct de la divergence en propriétés mécaniques de traction et thermique en dilatation. Cette divergence indique l'anisotropie volumique de notre alliage, les grains plus au moins uniforme en répartition, **Figure III.30**, et de taille divergente **Tableau III-09**, révélées dans les plans longitudinale et de laminage peut indiquer que le matériau est planaire isotrope. La taille et la morphologie finale du grain sont en relation direct avec le processus de fabrication exercé sur le matériau.

Tableau III-09. Taille de grain des trois plans orthogonaux d'AA 6082 laminé à chaud "état de réception". [24]

Grain size (μm)					
Rolling Plane (LRD, LTD)		Longitudinal Plane (LRD, STD)		Short-Transversal Plane(LTD, STD)	
Length	Width	Length	Width	Length	Width
32	11	29	8	9	5

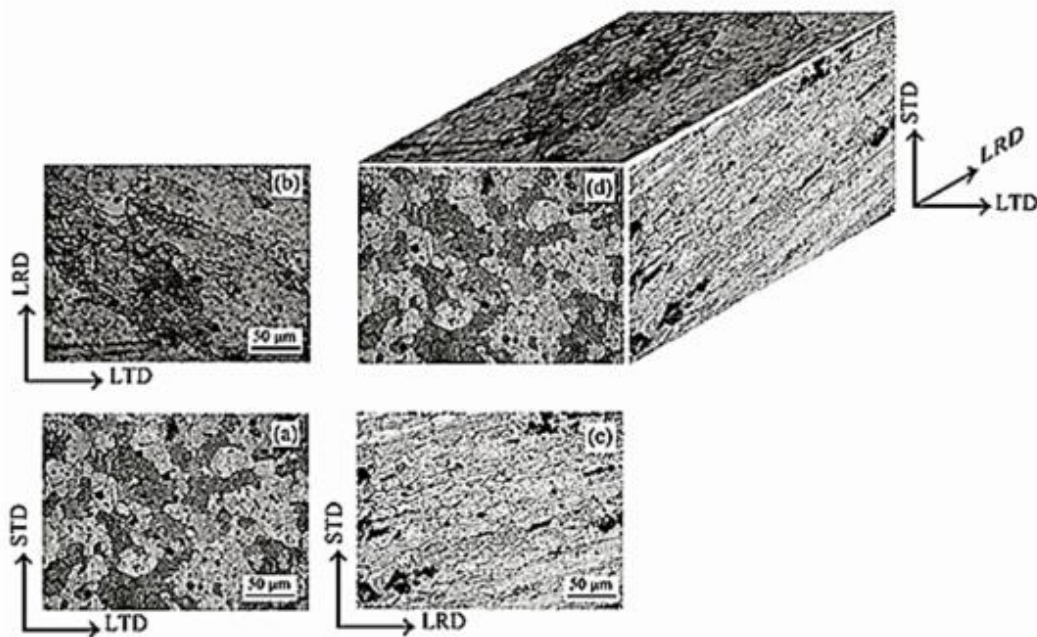


Figure.III.30. Micrographes optiques montrant des microstructures de l'aluminium 6082 laminé à chaud : (a) plan transversal ; (b) plan de laminage ; (c) plan longitudinal ; (d) Tri planaire micrographie, montrant la grande variation dans la taille du grain et la forme dans les trois directions orthogonales.

[27]

Les conclusions obtenues montrent la relation entre les propriétés mécaniques statiques et dynamiques des alliages d'Al-Mg- Si. Ces propriétés sont étroitement liées à la texture et la microstructure contrôlée par l'histoire thermomécanique du matériau.

Les traitements thermiques peuvent modifier toutes les propriétés mécaniques et structurales de l'alliage d'aluminium AA6005, tels que:

- Le comportement à la fatigue de notre alliage AA6005, sous différents états de traitement peut être prévu à partir la capacité d'érouissage par déformation (HSC) et l'exposant d'érouissage (n).
- Les états de réception et de traitements de maturations naturelles (T1 et T4), selon les deux vitesses de refroidissements (rapide et lente), indiquent un durcissement cyclique durant les essais de fatigue à l'ambiante.
- Les états de vieillissement artificielles (T5 et T6), selon les deux vitesses de refroidissement (rapide et lente), indiquent un adoucissement durant les essais de fatigue à l'ambiante.
- La vitesse de refroidissement et la taille de grain recristallisée sont proportionnelles, elles peuvent améliorer la dureté de l'alliage AA 6005.
- La vitesse de refroidissement est facteur primordial déterminant de la quantité des lacunes présentes dans la matière (état solide sur saturé).
- Selon les analyses, deux types de précipités peuvent se former durant le traitement thermique de l'alliage AA 6005, un premier de composition Mg_2Si , et un deuxième est de type intermétallique de fer de composition Al(Mn-Si- Fe).
- Le vieillissement naturel peut avoir un effet négatif sur les caractéristiques d'AA6005, si ce dernier va subir un vieillissement artificiel ultérieur.

Les traitements thermomécaniques de leurs tours peuvent influencer le comportement isotropiques de l'alliage AA6082. Par suite, l'anisotropie du comportement mécanique de l'alliage AA 6082 est généralement attribuée à une texture cristallographique très intense développée lors du procédé de laminage à chaud.tel que:

- Le processus d'élaboration de l'alliage est un facteur essentiel pour l'adaptation des propriétés thermomécaniques recherchées.

- Dans la conception intelligente, l'anisotropie thermomécanique volumique peut être exploitée autant que conditions aux limites pour le choix de la direction de prélèvement pour l'usinage des produits.
- Les résultats similaires (mécaniques et thermiques) obtenues dans le plan de laminage, indiquent une isotropie planaire dans l'alliage AA 6082;
- La réduction mécanique de la taille de grain peut présenter une réduction en coefficient de dilatation thermique (CTE) et l'allongement à la rupture (A%), alors que le module d'élasticité (E) et la résistance mécanique (Rm) peuvent montrer une amélioration.
- La forme de grain, la structure, la quantité de dislocations et de précipités sont aussi des responsables de l'anisotropie volumique de l'alliage.
- La taille de grain est le premier responsable en divergence des courbes de dilatation thermique, alors que la quantité de dislocations et de précipités sont les responsables des anomalies dilatométriques.
- Les instabilités présentées aux zones de déformations plastiques des courbes de traction sont expliquées par l'effet "Portevin-LeChatelier".

Conclusion :

Cette partie de l'étude de la fatigue des alliages légers en prenant en compte les singularités structurales. L'objectif était de focaliser plus de lumière sur l'influence des changements microstructuraux pendant les traitements thermomécaniques des deux types d'alliages Al-Mg-Si. Afin d'aboutir à nos objectifs, nous avons utilisé plusieurs techniques expérimentales essentiellement, la calorimétrie différentielle à balayage, la diffraction des rayons X, la microscopie électronique à balayage, les mesures de la micro dureté et la microscopie optique. Grâce aux possibilités offertes par ces techniques d'investigation physiques et structurales de plus en plus performantes, les changements structuraux de ces trois alliages d'aluminium sont à présent bien caractérisés, du point de vue de la connaissance qualitative des séquences de précipitation suite aux traitements thermiques pour le premier alliage et anisotropie volumique en traction et dilatation thermique pour le deuxième, et l'effet des traitements mécaniques sur le troisième alliage .

Partie 02 :
Comportement en fatigue des
assemblages soudés

III/12 Matériel et détails des soudures :

Deux alliages ont été sélectionnés pour l'étude, soit l'alliage 6061-T6 et l'alliage 1375-50. Le premier est un alliage à durcissement structural alors que le second a plutôt des applications de conduction thermique et de conductivité électrique. Il est utilisé par exemple dans la fabrication de jeu de barres (busbar) qui agit comme conducteur d'électricité dans les usines. Il y a un intérêt économique à souder l'alliage 1375-50. En effet, la productivité des soudures pourrait être accrue considérablement si l'assemblage des barres se faisait par **SFM** plutôt qu'à la main par le procédé **MIG**. Or, cet alliage n'est aucunement documenté dans le domaine, donc une étude paramétrique visant à définir les paramètres de fabrication optimums est en plus réalisée. Quand même, quelques études, qui ont servi de référence, ont été menées sur d'autres alliages de la série 1000. Les **tableaux III.10 et III.11** présentent la composition chimique et certaines propriétés de ces alliages.

Pour l'alliage 6061-T6, des barres extrudées ont été utilisées comme matériel de base. Pour l'alliage 1375-50, les pièces ont été obtenues à partir de blocs d'aluminium découpés à la scie pour ensuite être usinés aux dimensions désirées en utilisant une fraiseuse. Le tableau 3.1 présente les dimensions des pièces à souder, la forme 1 étant destinée à l'étude comparative des équipements et la forme 2 à l'étude en fatigue. Cette dernière est plus grosse pour permettre la fabrication des échantillons en forme d'os des essais de fatigue. Toutes les soudures sont de configuration bout à bout. Avant le soudage, les faces soudées ont été préalablement nettoyées à l'acétone pour enlever toutes impuretés.

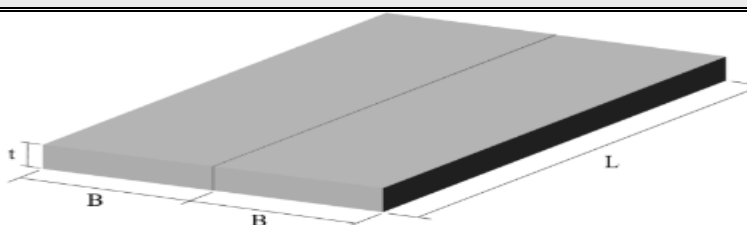
	B [mm]	L [mm]	t [mm]	Schéma
Forme 1	100	300	6,35	
Forme 2	200	480	9,53	

Tableau III.10.Dimensions des pièces à souder [28]

Pour l'étude en fatigue, les quatre conditions de joints de la **figure III.31** sont étudiées, soit une soudure de qualité optimisée (**PW**) qui agit comme référence, un décalage axial des pièces du côté avançant (**MAS**), un décalage axial des pièces du côté reculant (**MRS**) et un défaut sous la surface de type vide interne, ou trou de ver (**WH**)

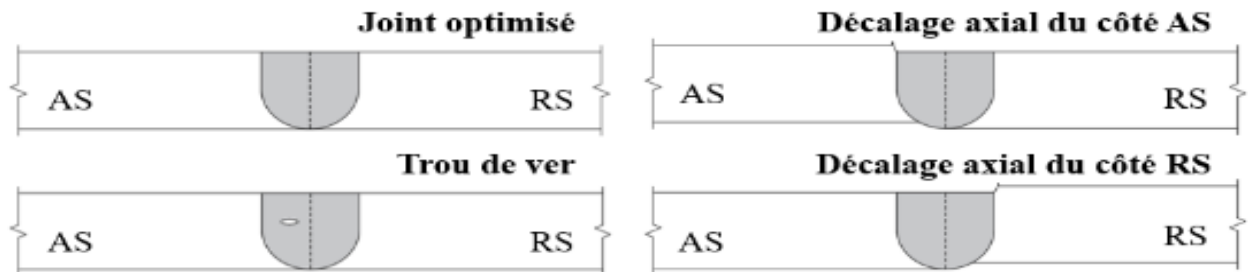


Figure III.31. Conditions des joints avec défauts intentionnels [28]

La condition de décalage des pièces est une simulation d'un problème qu'un travailleur peut rencontrer dans un projet réel. La tolérance dans le procédé de fabrication par extrusion peut permettre de légères distorsions initiales dans les pièces. De plus, un mauvais bridage ou une installation inappropriée des extrusions peut aussi être la cause de décalages et même d'espacements entre les pièces. Ce dernier cas n'est pas étudié dans le cadre de cette recherche.

Tableau III.11. Tentatives par Guo pour créer un défaut sous la surface de type WH [28]

Type	Alliage	Vitesse de rotation [rpm]	Vitesse d'avance [mm/min]	Inclinaison de l'outil [°]	Remarques
Joint intègre	6061-T6	1120	63	2,5	Référence
Vide interne	6061-T6	1120	350	2,5	Pion cassé
Vide interne	6061-T6	1120	180 et 250	2,5	Sans WH
Vide interne	5083-H321	1120	90, 180 et 355	2,5	WH non constant

L'approche dans cette étude est similaire pour l'alliage 6061-T6, avec un accent plutôt mis sur les paramètres de soudage et le détail du pion. La première idée pour augmenter les chances de créer un WH est de générer une soudure encore plus froide en diminuant la vitesse de rotation et en augmentant la vitesse d'avance. La deuxième idée est de diminuer l'angle d'inclinaison. La dernière idée est de modifier l'écoulement dynamique de la matière en utilisant un outil sans filet. La combinaison des trois

conditions a permis de créer un **WH** non constant sur trois soudures de longueur de 450 mm. L'approche est résumée au **tableau III.12**.

Tableau.III.12.Tentatives pour créer un défaut sous la surface de type WH [28]

Type	Outil	Vitesse de rotation [rpm]	Vitesse d'avance [mm/min]	Inclinaison de l'outil [°]	Remarques
Joint intègre	Intact	1120	63	2,5	Référence
Vide interne	Intact	655	120	0	Pion cassé
Vide interne	Intact	560	150	0	Sans WH
Vide interne	Sans filet	600	120	0,5	WH non constant

III/13 Équipements et bancs d'essai

Trois équipements différents ont permis de réaliser les soudures, avec des conditions de soudage idéalement similaires. Ceci permet de mettre l'accent sur la rigidité de l'équipement et de réduire les sources d'erreurs. Les plaques de base sont faites en acier bas carbone et la température avant chaque soudure était maintenue sous une valeur spécifique pour conserver des conditions limites thermiques similaires. Un temps de refroidissement de l'équipement systématique a permis un certain contrôle de cette condition. Par exemple, sur le côté de la plaque de base de la fraiseuse, un thermocouple était positionné, ce qui a permis de mesurer grossièrement sa température et de la maintenir sous 30°C avant chaque soudure. Un thermomètre numérique permettait de mesurer la température en surface des plaques de base du portique et du robot.

La fraiseuse ne permet pas le contrôle en force, donc un asservissement en position est priorisé. Avec une longueur du pion de 6,20 mm, la profondeur de pénétration de l'outil est demeurée constante à 6,30 mm. Cependant, ce contrôle n'a pas pu être utilisé avec le robot et a plutôt causé des problèmes de soudage, alors un asservissement en force a été adopté pour cet équipement seulement. La force axiale pour le contrôle du robot a été estimée selon les mesures recueillies par le portique lors du soudage.

III/13-1 Portique spécialisé SFM :

Le portique spécialisé SFM au Centre de soudage par friction malaxage (CSFM) de la **figure III.32** a été utilisé. Le portique spécialisé très rigide d'une capacité de 67 kN en charge utile permet de souder des pièces de grande envergure. Sa table de travail mesure 19,5 m par 3 m. Des asservissements en force, en position et même en température sont possibles. Un de ses avantages est qu'il est instrumenté, ce qui permet d'obtenir un suivi en temps réel des paramètres, des forces de soudage, du couple et de la position **XYZ** du mandrin entre autres. L'équipement offre même de modifier à intervalle de $\pm 20\%$ la vitesse de rotation, la vitesse d'avance, la profondeur de pénétration, l'inclinaison de l'outil et la force axiale durant le soudage. Le banc d'essai contient un système de bridage horizontal et vertical pour empêcher tout mouvement des pièces sous l'effet des forces de soudage. C'est cet équipement, en contrôle de position, qui a fabriqué les soudures de 9,5 mm d'épaisseur destinées à l'étude en fatigue.



Figure III.32. Banc d'essai du portique spécialisé au CSFM-UQAC [29]

Un bridage et une installation inappropriés des extrusions peuvent être la cause de décalages et même d'espacements entre les pièces, ce dernier n'étant pas étudié. Pour simuler cette condition, une cale en tôle d'aluminium a été placée sous une des pièces à une certaine distance de la ligne de joint pour y laisser un vide, soit sous le côté AS ou le côté RS. Comme indiqué sur la figure 3.3, un vide doit être comblé à la racine de la soudure. L'aluminium a été choisi pour ne pas modifier le transfert de chaleur entre la pièce surélevée et la plaque de base, ce qui s'est avéré être un mauvais choix. En effet, l'aluminium a un coefficient de dilatation thermique supérieur à l'acier et est facilement déformable, ce qui a influencé la hauteur du décalage en soudant. Il a été difficile d'obtenir un décalage d'une

hauteur constante sur toute la longueur d'une soudure. Le décalage est d'une hauteur qui se situe entre 0,5 mm et 1,0 mm. De plus, la microstructure d'une soudure a pu être affectée par le choix de ce matériau pour la cale.

Une cale en aluminium facilite la dissipation de chaleur dans la soudure et augmente sa vitesse de refroidissement.

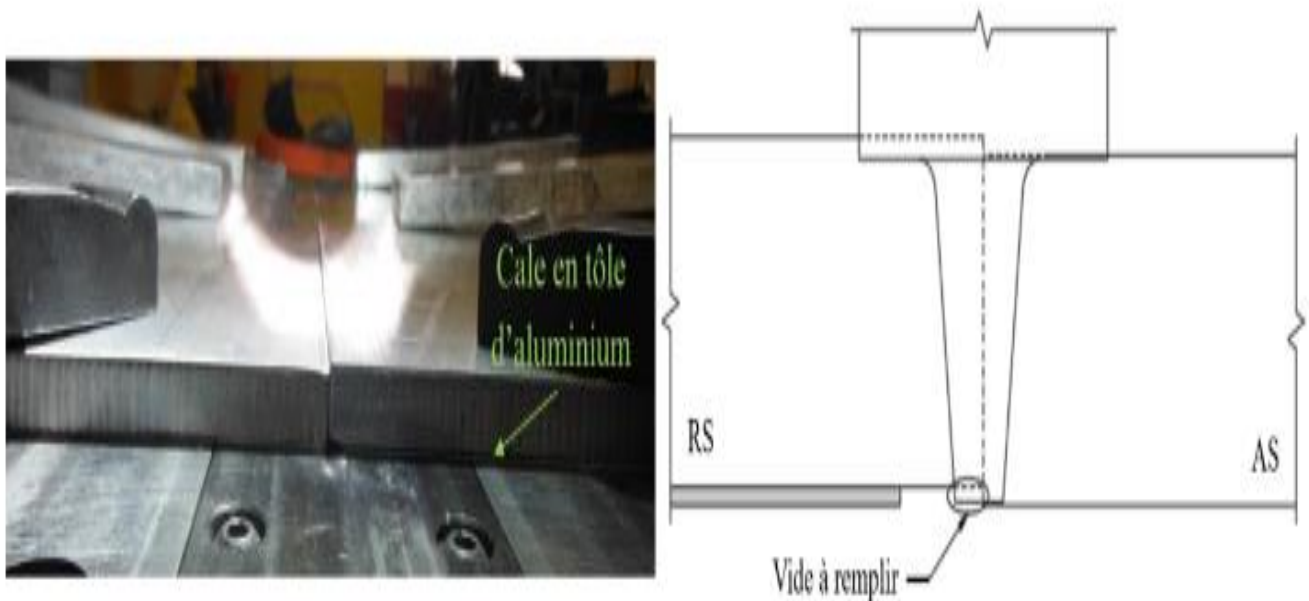


Figure III.33. Détails d'une pièce décalée [29]

III/13-2 Fraiseuse universelle adaptée :

La fraiseuse universelle de la figure 3.4 est un équipement du Centre universitaire de recherche sur l'aluminium (CURAL) de l'UQAC. C'est une fraiseuse à commande numérique de modèle Millac 5VA d'une capacité de charge utile de 1000 kg. La table de travail fait 1400 mm par 550 mm et elle travaille sur 3 axes (XYZ). Le mandrin contrôle la position en Z, mais ne s'incline pas. Seul un asservissement en position est possible. Un système de bridage vertical est jugé suffisant pour empêcher le déplacement latéral des pièces.



Figure III.34. Banc d'essai de la fraiseuse CNC au Cural [29]

III/13-3 Robot industriel poly articulé :

Le robot industriel de modèle Fanuc M-900/600iA (700 kg) incluant une cellule de soudage par friction malaxage de la figure 3.5 se trouve au CSFM-UQAC. Il possède une capacité de 16 kN de pression et peut travailler sur 6 axes. La machine est assez flexible comparativement aux autres, ce qui fait que l'épaisseur maximale potentiellement soudable d'une pièce est de 6,35 mm pour un alliage d'aluminium 6061-T6 soudé bout à bout. Au-delà de cette dimension, les efforts de soudage deviennent trop importants. Lorsque ça se produit, le robot ne peut supporter les déformations de sa structure et s'arrête instantanément. Le robot peut être asservi en force et en position. Cependant, le contrôle de la position est difficile à gérer, puisque sous l'effet des forces de soudage, le robot se déforme. La position dans les 3 axes (**XYZ**) ne demeure pas constante, ce qui fait qu'il faut imposer une valeur de correction initiale, qui est inconnue au départ. Le contrôle en force est donc l'idéal. Cet équipement est instrumenté, ce qui permet d'obtenir un suivi en temps réel des paramètres, des forces de soudage et du couple



Figure III.35. Banc d'essai du robot industriel au CSFM-UQAC [29]

III/13-4 Outils :

Pour les pièces d'aluminium de 6,35 mm d'épaisseur et la comparaison des équipements de soudage, trois outils différents ont été utilisés pour chaque équipement, mais avec la même configuration. Celle-ci est d'ailleurs détaillée au **tableau III.13**. L'outil de la fraiseuse est du fabricant Friction Stir Link. Les dimensions de celui-ci ont été prélevées à partir de mesures au vernier de façon à faire fabriquer les mêmes outils pour le portique et le robot. Ces derniers ont été fabriqués au Centre du Métallurgie du Québec (CMQ) à Trois-Rivières. Les outils sont en acier H13 ayant subi un traitement thermique pour atteindre un état de dureté 46-48 HRc.




Portique	Fraiseuse	Robot	Pion	Epaulement
			Conique taraudé à trois plats Longueur = 6,20 mm	Surface lisse Concave Diamètre = 18 mm

Figure III.36. Détails des outils utilisés pour les pièces de 6,35 mm [29].

Pour les pièces de 9,53 mm d'épaisseur, À partir du dessin de cet outil, l'outil a aussi été fabriqué au **CMQ** dans le même matériau, en adaptant au portique la zone d'insertion pour la tête de l'équipement. L'outil est présenté au tableau 3.5. Deux détails de pion ont été nécessaires.

Le pion sans filet a permis de fabriquer les soudures avec un défaut sous la surface de type vide interne. Les filets du pion ont simplement été usinés à la meuleuse portative.



Intact	Sans filet	Pion	Epaulement
		Conique taraudé à trois plats Longueur = 9,30 mm	Surface lisse Diamètre = 15 mm

Figure III.37. Détails des outils utilisés pour les pièces de 9,53 mm [29].

Pour les outils du portique et du robot, la figure 3.6 illustre que le pion et l'épaulement ont été fabriqués en deux pièces. Le pion s'insère dans l'épaulement et est fixé à l'aide d'une vis d'arrêt. Ceci est pratique en cas de bris du pion, puisqu'il peut être changé facilement. L'épaulement, très peu endommagé lors de sa vie utile, peut être réutilisé pratiquement indéfiniment. C'est une stratégie économique, puisque le pion coûte moins cher que l'épaulement et sa géométrie peut être modifiée au besoin.



Figure III.38. Stratégie de fabrication des outils du portique et du robot [29]

III/14 Étude de la fatigue :

Après fabrication des soudures de 450 mm de longueur, les plaques ont été usinées pour en tirer quatre échantillons pour les essais de fatigue et quatre autres pour les analyses métallographiques. Une scie horizontale a permis de couper les bandes illustrées à la **figure III.37**. Les échantillons de fatigue ont une largeur de 95 ± 1 mm et les rebuts entre les échantillons d'une largeur de 10 ± 1 mm sont utilisés pour les métallographies

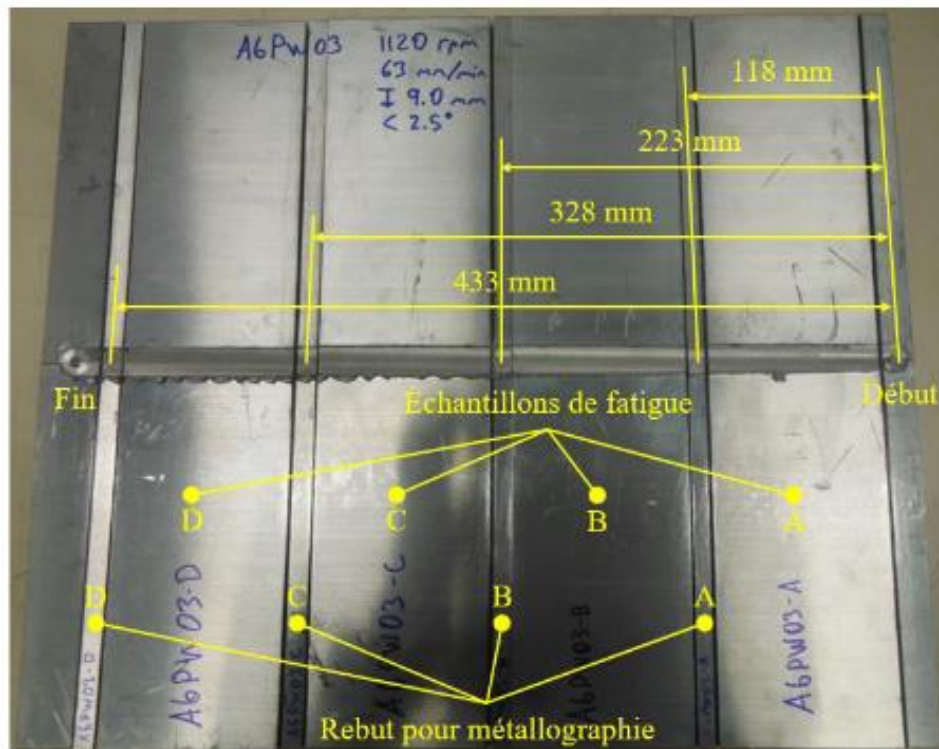


Figure III.39. Position des échantillons de fatigue et de métallographie [29].

À l'aide d'une fraiseuse à commande numérique (voir **figure III.38 a**), les bandes rectangulaires ont été usinées pour obtenir la géométrie désirée en **b**). Une première passe grossière servait à enlever la plus grande partie de matière et une deuxième passe plus lente permettait d'obtenir un fini de surface acceptable sur les rebords des échantillons. Ceux-ci sont destinés aux essais de fatigue à amplitude constante (**CA**) et variable (**VA**).

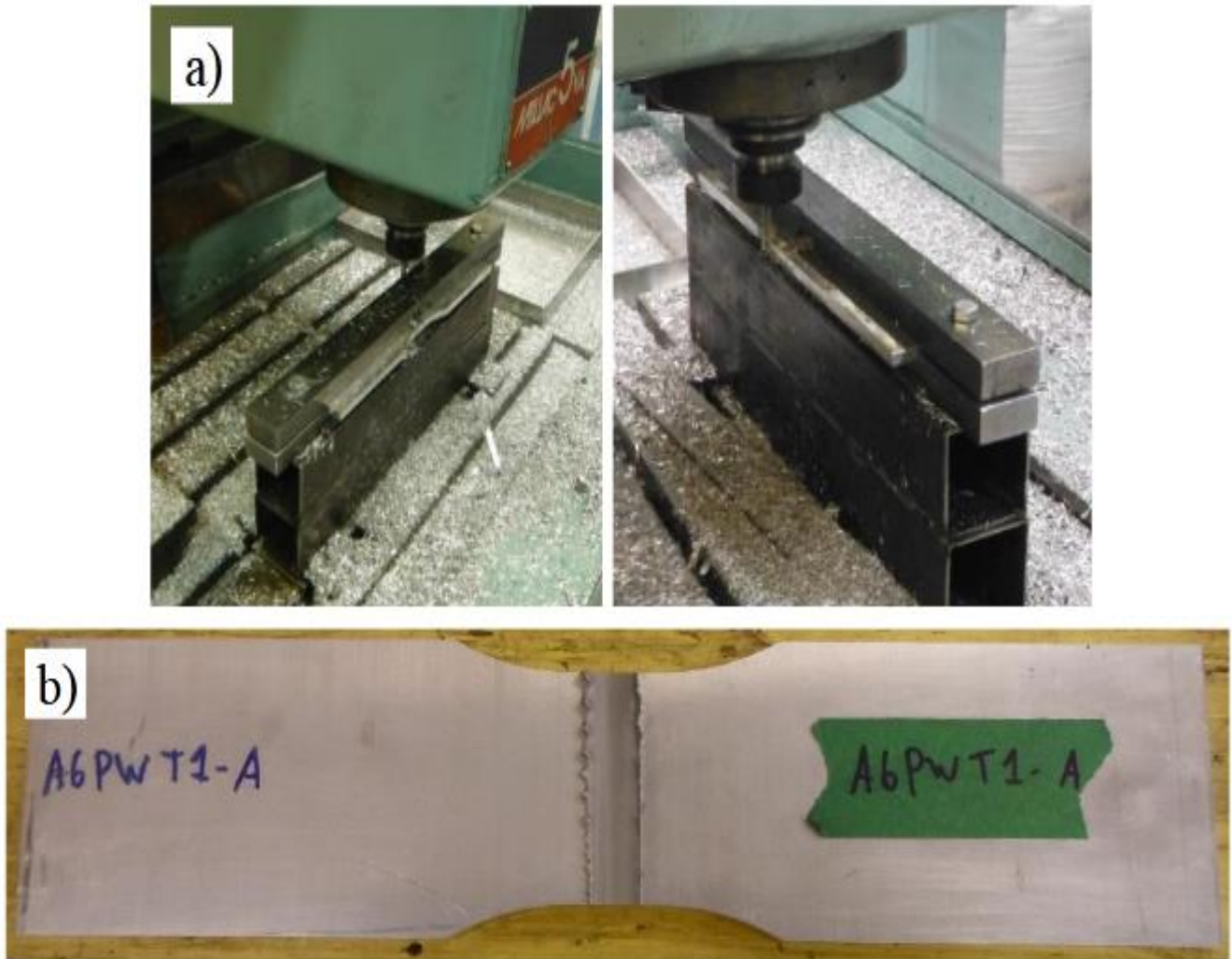


Figure III.40. Échantillon de fatigue a) Usinage b) Forme finale [29].

III/15 Caractérisation mécanique :

III-15-1 Essais de traction :

La forme des échantillons proposée par la norme ASTM-E8 n'a pas été respectée par souci de rapidité d'usinage. Comme c'est un échantillon soudé et non un échantillon de matériau uniforme, les chances que la rupture survienne dans les environs du joint (zone soudée ou **ZAT**) sont élevées. De plus, seule la résistance à la traction ultime doit être mesurée dans cette étude. Il n'est donc pas nécessaire d'usiner une section réduite dans le cas de soudure par friction malaxage. La **figure III.39** montre la presse hydraulique de traction-compression d'une capacité de 10 tonnes de marque MTS Alliance RT/100 utilisée pour les essais de traction. Elle est équipée du logiciel Test Works. Un taux de chargement de 1,778 mm/min a été imposé et l'essai s'arrêtait lorsque la force de traction subissait une perte de 50% à partir de sa valeur maximale atteinte. L'allongement du spécimen avec un extensomètre n'a pas été mesuré, puisqu'à titre comparatif, mesurer la résistance ultime en traction suffisait.



Figure III.41. Presse hydraulique pour les essais de traction [29].

Le but principal est d'étudier 12 échantillons de fatigue pour chaque condition de soudage afin de procéder à une analyse statistique complète. L'IIW propose de tester au moins 10 échantillons pour obtenir une population significative. Dans ces 12, 4 à 6 échantillons devaient être testés sous un chargement à amplitude constante (CA) et le même nombre sous amplitude variable (VA). Cependant, ce n'est pas le cas pour les conditions M10AS, M10RS et WH. D'abord, pour l'étiquette M10AS01, une cavité est présente à la surface supérieure du joint, comme il est présenté à la **figure III.40 a**). Cette soudure ne passe pas l'inspection visuelle, ce qui fait qu'elle serait rejetée dès le départ. De toute façon, il est clair que la vie en fatigue sera très basse, en sachant que la cavité est un site important de concentration de contrainte. Une seule plaque a donc été soudée, ce qui fournit 4 échantillons de fatigue testés à CA. Ensuite, pour l'étiquette M10RS01, une bavure excessive est présente telle qu'illustrée à la **figure III.40 b**), donc elle ne passe pas l'inspection visuelle non plus. Une seule soudure a aussi été faite pour cette condition. Finalement, pour la condition WH, le vide n'est pas constant sur toute la longueur des soudures. Après analyse macrographique et inspection par ultrasons, seulement 8 des 12 échantillons de fatigue contiennent un vide interne. Voir l'Annexe A pour le rapport d'inspection aux ultrasons et l'Annexe D pour les analyses macrographiques des soudures. Pour cette condition, les essais sous un chargement à CA sont alors priorités. Le tableau 3.8 présente la matrice d'essai pour l'étude en fatigue.

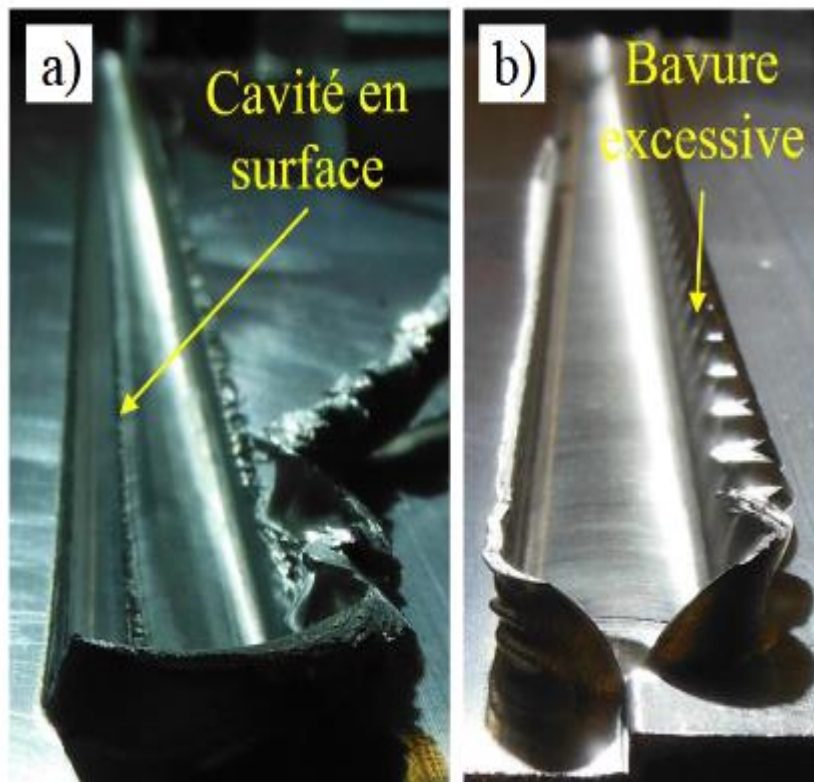


Figure III.42. Conditions de surface des soudures a) M10AS01 b) M10RS0 [30]

Tableau III.15. Nombre d'échantillons testés en fatigue [30]

Type	Essais à CA	Essais à VA
PW	6	6
M05AS	6	6
M05RS	6	6
M10AS	4	0
M10RS	4	0
WH	8	0

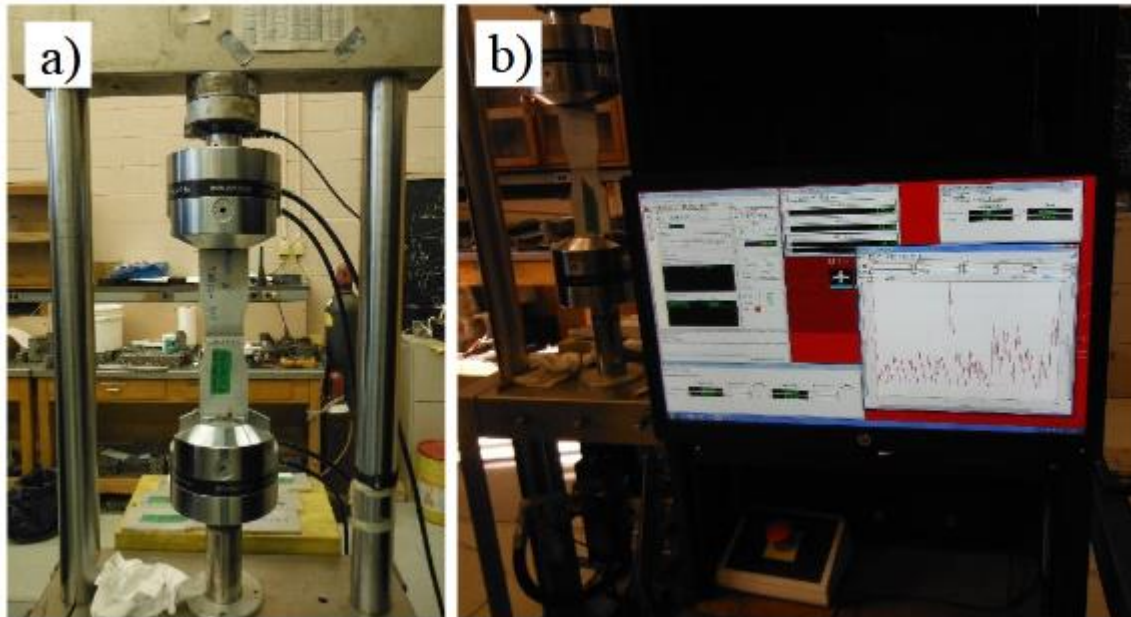


Figure III.43. Cadre hydraulique utilisé pour les essais de fatigue [30]

Le cadre est équipé d'une unité de contrôle hydraulique et de mors hydrauliques. Les essais sont soumis à un chargement en traction seulement dans un contrôle de force en boucle fermée. L'unité servohydraulique est reliée à un ordinateur et le contrôle des conditions se fait sur le **MTS Station Manager Software** incorporé du logiciel **MTS Flex Test 40**. Deux conditions d'arrêt de l'essai ont été imposées au système. Pour la force, la limite supérieure est égale à la force maximale de l'essai plus 5 kN et la limite inférieure est de -5 kN. Pour le déplacement, la limite supérieure est de 2,5 mm et la limite inférieure est de 0,5 mm. Généralement, le déplacement contrôle l'arrêt de l'essai, puisqu'au-delà de la limite supérieure, l'échantillon a atteint la rupture.

III/16 Discussion :

III/16-1 Généralités :

Cette discuter les résultats obtenus autant pour l'étude comparative que pour l'étude en fatigue de joints SFM. Les essais de caractérisation mécanique sont d'abord présentés et discutés. Les essais de traction d'échantillons rectangulaires d'alliage 6061 et les essais de fatigue sur des plaques épaisses d'alliage 6061 en forme d'os sont analysés. Par la suite, les essais de caractérisations physiques sont présentés, qui offrent un surplus d'informations à l'analyse des propriétés mécaniques. Les analyses macro et microstructurales, les mesures de micro-dureté, la caractérisation du fini de surface ainsi qu'une comparaison qualitative et quantitative des équipements de soudage sont discutées.

III/16-2 Essais de traction :

L'identification des soudures et des échantillons est réalisée à l'aide de cinq caractères. Le premier numéro signifie l'alliage d'aluminium, 1 étant pour l'alliage **1375-50** et 6 étant pour l'alliage **6061-T6**. Le second est une lettre qui désigne l'équipement utilisé ; F est pour fraiseuse, P est pour portique et R est pour robot. Le troisième est un chiffre qui signifie les paramètres de soudage utilisés. Chaque numéro est détaillé au **tableau III.16**. Le quatrième est un chiffre qui représente le numéro de la soudure. Chaque combinaison de paramètre est soudée trois fois, donc les numéros vont de 1 à 3. Le dernier est une lettre qui signifie l'emplacement de l'échantillon retiré ; A est au début de la soudure, B au milieu et C à la fin. Par exemple, 6F32B exprime l'échantillon de traction du milieu de la deuxième soudure d'alliage 6061-T6 faite et avec les paramètres 900 rpm et 75 mm/min en utilisant la fraiseuse.

Les résultats moyens pour l'alliage 6061-T6 de chaque combinaison de paramètres sont présentés au **tableau III.16** et à la **figure III.44**. Le coefficient de soudure du **tableau III.17** montre l'efficacité de la soudure à la traction par rapport à la résistance ultime nominale du matériau, qui est de 310 MPa. La valeur pour la résistance ultime maximale en traction est de 202,3 MPa pour les soudures fabriquées avec la fraiseuse à une vitesse de rotation.

Tableau III.16 Résultats moyens des essais de traction pour l'alliage 6061[31]

N°	Vitesse de rotation [rpm]	Vitesse avance [mm/min]	Résistance ultime en traction [MPa]					
			Fraiseuse		Portique		Robot	
			Moyenne	Écart-type	Moyenne	Écart-type	Moyenne	Écart-type
1	500	180	190,0	3,0	183,8	3,0	-	-
2	800	75	168,9	2,7	-	-	-	-
3	900	75	173,3	3,8	-	-	-	-
4	750	270	202,3	5,8	190,0	5,7	181,0	22
5	1200	120	186,7	4,5	-	-	-	-
6	1000	280	171,7	41	185,7	6,2	196,0	8,3
7	1800	350	146,5	49	196,1	2,7	201,7	10

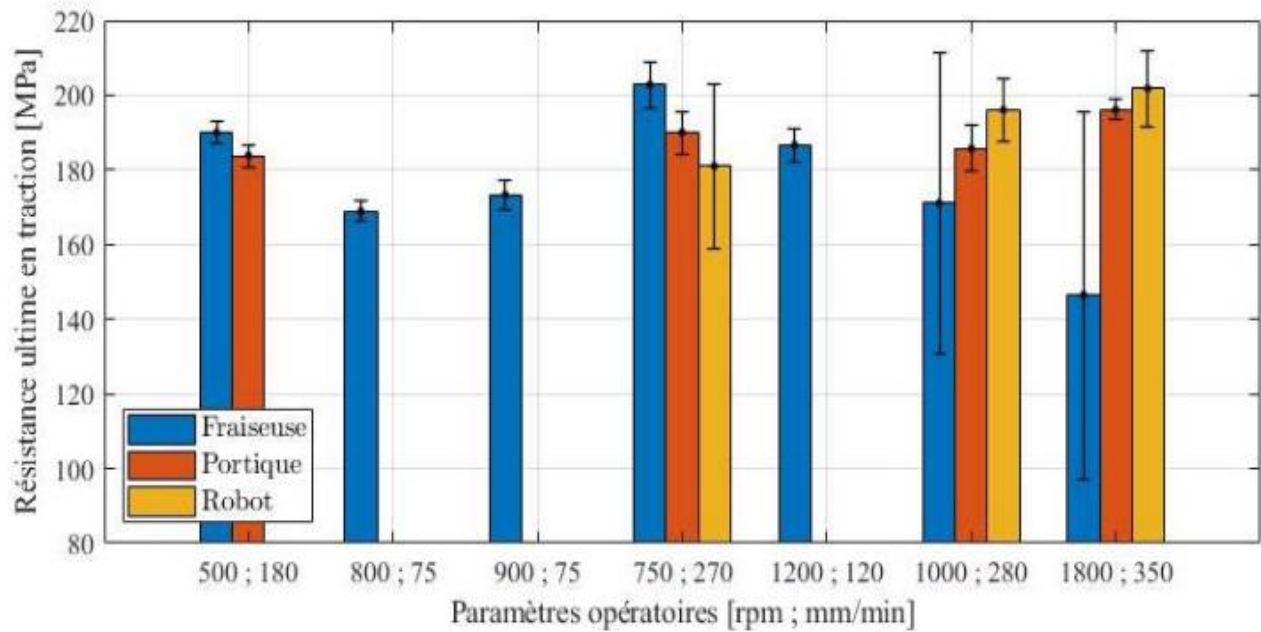


Figure III.44 Résultats moyens des essais de traction pour les soudures d'alliage 6061 [31]

Tableau III.17 Coefficient de soudure de l'alliage 6061 [31]

N°	Vitesse de rotation [rpm]	Vitesse d'avance [mm/min]	Résistance ultime en traction [MPa]		
			Fraisuse	Portique	Robot
1	500	180	61,3%	59,3%	-
2	800	75	54,5%	-	-
3	900	75	55,9%	-	-
4	750	270	65,3%	61,3%	58,4%
5	1200	120	60,2%	-	-
6	1000	280	55,2%	59,9%	63,2%
7	1800	350	47,2%	63,3%	65,1%

Pour l'alliage 1375-50, les pièces soudées n'ont pas été testées en traction pour deux raisons. Premièrement, parce que toutes les soudures contiennent des défauts de type trou de ver dans le noyau ; la figure III.43 montre deux exemples. Les résultats de la résistance à la traction dans tous les cas seraient médiocres. Deuxièmement, cet alliage n'est pas destiné à être utilisé dans des applications structurales, c'est-à-dire que même la soudure pourrait être acceptée, malgré la présence de tel défaut. Acceptable jusqu'à un certain point, car cela peut quand même diminuer la conduction. Le 1375-50 est

plus intéressant pour des applications de conduction thermique et de conductivité électrique contraignant au minimum les pièces.

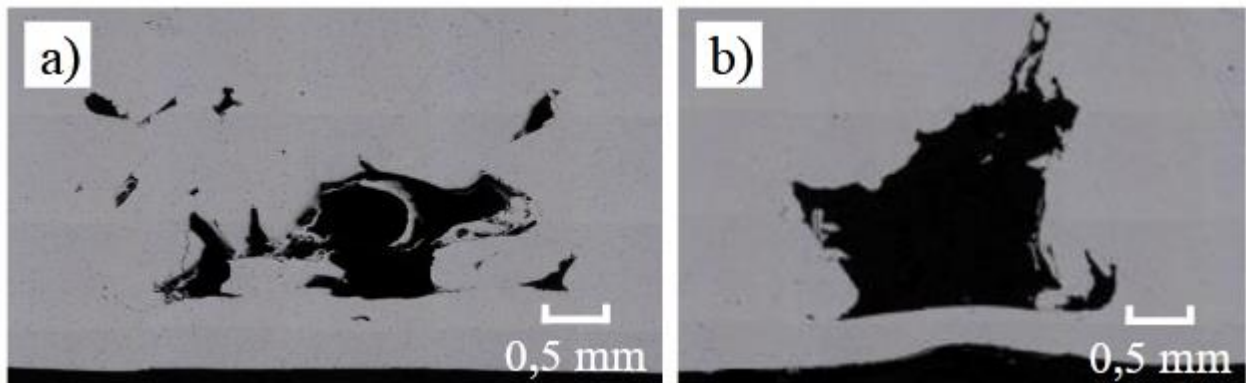


Figure III.45. Trou de ver dans les soudures de l'alliage 1375-50 a) Fraiseuse b) Portique [31]

III/16-3 Soudures fabriquées par la fraiseuse :

Pour les soudures 6F61 à 6F63 avec les paramètres de 1000 rpm et 280 mm/min, certaines données sont aberrantes, ce qui pourrait expliquer l'écart-type élevé. Les données surlignées en rouge du **tableau III.18** sont ces valeurs aberrantes. En effet, la rupture des échantillons de la première soudure s'est faite dans le noyau en raison de la présence d'un trou de ver. La liaison entre les deux pièces pour cette soudure était incomplète, ce qui a fragilisé l'ensemble du joint.

Tableau III.18 Résultats des essais de traction des joints soudés par la fraiseuse à 1000 rpm et 280 mm/min [31]

ID	UTS [MPa]	UTS moyen [MPa]	Écart- type	Rupture	Commentaires
6F61A	91,3	123,8	31,4	NZ	Trou de ver
6F61B	126,0			NZ	Trou de ver
6F61C	154,1			NZ	Trou de ver
6F62A	205,8	190,9	22,1	RS	
6F62B	201,3			RS	
6F62C	165,5			AS / NZ	
6F63A	197,9	198,6	2,4	RS	
6F63B	196,6			RS	
6F63C	201,2			RS	

Un thermocouple positionné sur le côté de la plaque de base a permis de prendre des mesures assez rustiques de la température. Il se situe à 90 mm de la ligne de joint du côté AS à mi-chemin de la longueur de la soudure. L'historique de température est présenté à la figure 4.3 avec la température initiale et finale. Ce ne sont pas des mesures précises et significatives, mais elles offrent quand même quelques indices sur le profil de température subit par chaque soudure. À garder en tête que ce n'est pas la température de la soudure même, mais bien du côté de la plaque de base. Donc, ces trois soudures ont été faites une à la suite de l'autre et la prise de mesures de la température s'est réalisée en continu. La hausse de température se fait durant la fabrication d'une soudure et la chute de température représente la phase de refroidissement de la plaque de base à la suite de celle-ci. La première soudure a atteint une température maximale inférieure aux deux autres. La chaleur a probablement été insuffisante pour bien malaxer les deux pièces ensemble, ce qui a introduit un trou de ver plus important dans cette soudure. Si on ne considère pas cette soudure dans la moyenne, une résistance ultime en traction de 200,6 MPa et un écart-type de 3,58 MPa seraient obtenus pour cette combinaison de paramètres. Les propriétés en traction et la constance des joints de cette combinaison, en condition de température optimale, seraient alors comparables à celles des joints de la combinaison 4 avec 750 rpm et 270 mm/min.

III/16-4 Soudures fabriquées par le portique :

Pour le portique spécialisé, la résistance des soudures est constante et a une bonne répétabilité. Pour les combinaisons de paramètre 1 et 4, les joints fabriqués avec la fraiseuse ont une meilleure résistance ultime en traction et une répétabilité similaire. En revanche, pour les combinaisons 6 et 7, les joints fabriqués avec le portique donnent une meilleure résistance, une meilleure constance au sein d'une même soudure et une meilleure répétabilité. Aucun défaut n'a été observé sur ces soudures faites avec le portique alors que, comme discuté plus haut, il y a eu des trous de ver et des cavités de surface dans les soudures de la fraiseuse.

Cet équipement est très rigide et est spécialement conçu pour le soudage par friction malaxage. C'est pourquoi, même sans optimisation des paramètres, le portique peut fabriquer des joints de bonne qualité tout en ayant une bonne répétabilité, ce qui permettrait de procéder à une production en série adéquate. En considérant ce qui a été discuté précédemment pour la fraiseuse, sans les problèmes de défaut, de constance et de répétabilité survenus, cette dernière aurait en théorie fabriquée des joints avec de meilleures propriétés en traction.

III/16-5 Soudures fabriquées par le robot :

Contrôle de force a dû être utilisé et que des problèmes de fabrication et d'opération sont survenus en soudant avec le robot. L'un de ces problèmes est que le robot se met à avancer avant d'avoir atteint la pénétration complète de l'outil. Deux hypothèses permettent d'expliquer ceci. D'abord, comme il est en contrôle de force, dès qu'il détecte sa force axiale cible, il se met à avancer, même s'il est toujours en phase de pénétration. Au début de la soudure, les pièces étant froides, il faut une force axiale plus élevée pour pénétrer dans les pièces. Au fur et à mesure qu'il avance, les pièces se réchauffent et il doit pénétrer davantage pour aller chercher sa force cible, jusqu'à ce que l'épaule atteigne la surface des pièces. Ensuite, la déformation des axes génère un décalage de la position désirée en Z. Une valeur compensatoire difficile à mesurer doit être entrée dans l'interface, ce qui n'a pas été fait

Tableau III.19 Résultats des essais de traction des joints soudés par le robot à 750 rpm et 270 mm/min [31]

ID	UTS [MPa]	UTS moyen [MPa]	Écart- type	Rupture
6R41A	49,9	49,9	0,0	NZ
6R42A	137,5	172,0	29,9	NZ
6R42B	191,1			NZ
6R42C	187,4			NZ
6R43A	180,4	190,0	8,3	AS
6R43B	194,6			RS
6R43C	194,9			RS

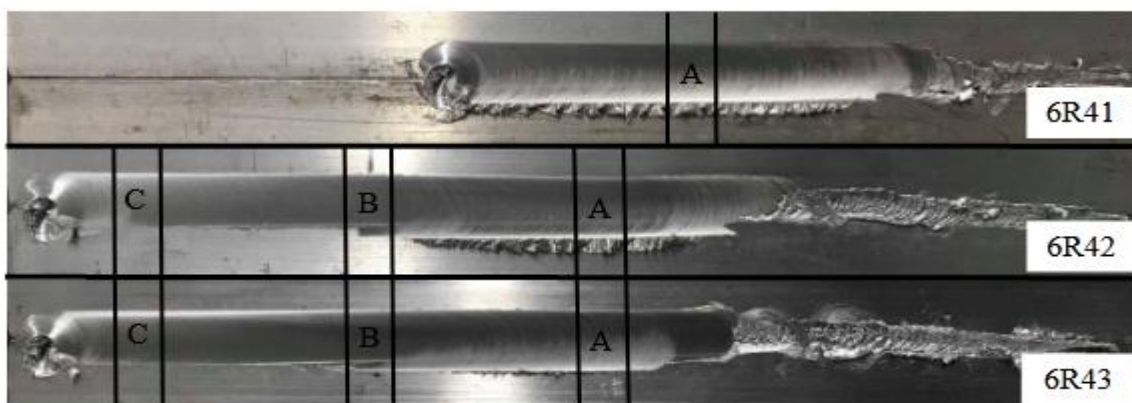


Figure III.46. Condition de surface laissée par le robot à 750 rpm et 270 mm/min [31]

Un écart-type élevé est aussi tiré des résultats non constants entre les 6 échantillons considérés. En effet, le début de la deuxième soudure possède une résistance bien inférieure à tous les autres spécimens de cette combinaison de paramètres. En comparant le début des soudures 6R42 et 6R43, la résistance de la première est à 137,5 MPa et celle de la deuxième est à 180,4 MPa. Cet écart entre les deux peut être expliqué par la force axiale générée par l'équipement et présenté à la **figure III.45**. Le point d'atteinte de la force axiale optimale, indiqué par la flèche, survient avant pour la soudure 6R43, soit 8 secondes plus tôt. Celle-ci s'est alors stabilisée plus rapidement que la soudure 6R42

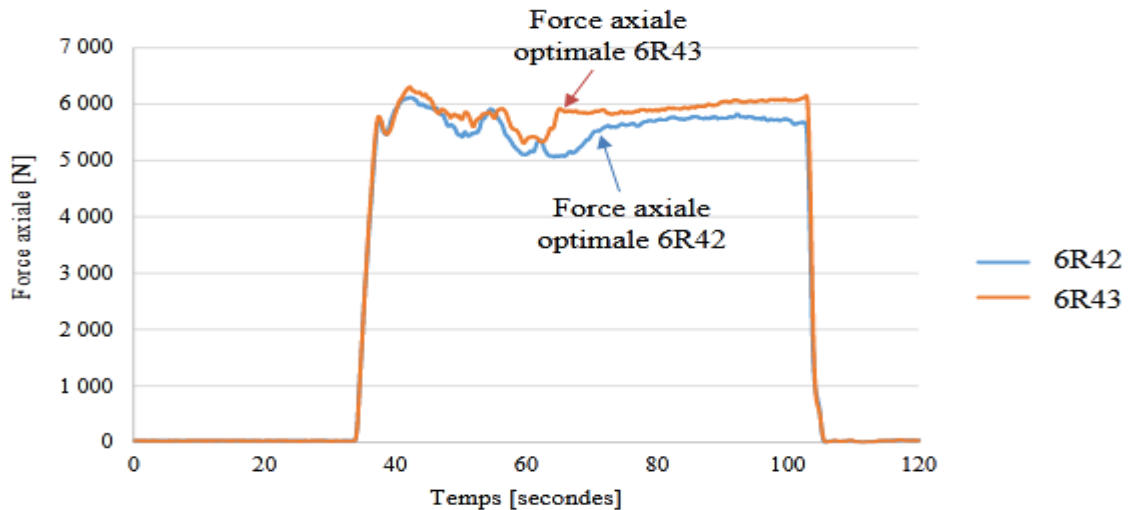


Figure III.47. Force axiale générée par le robot à 750 rpm et 270 mm/mi [32]

III/16-6 Essais de fatigue :

Les résultats présentés ont été réalisés sur des échantillons de soudure avec un ratio de contrainte de 0,1 dans un chargement en traction uniaxiale à amplitude constante (CA) et variable (VA). Un histogramme de chargement réaliste a été utilisé pour les essais à VA. Pour obtenir un nuage de points significatif, plusieurs essais ont été exécutés avec des étendues de contrainte diverses, Tous les résultats des essais sont présentés à l'**Annexe A**. Quelques photos des spécimens fracturés sont présentes à l'**Annexe B**. Ceci a permis de tracer la courbe S-N sur une échelle logarithmique pour chaque condition étudiée (PW, MAS, MRS et WH). De plus, l'analyse statistique a permis de proposer des courbes de conception en fatigue plus appropriées à certaines conditions spécifiques. Finalement, les résultats sont comparés et discutés aux courbes existantes de conception en fatigue de l'IIW et de l'ADM. Ici-bas sont expliquées quelques clarifications concernant la nomenclature.

- **Vie infinie** : le spécimen n'a pas cassé après un nombre cycle de chargements très élevé. L'essai est alors interrompu et l'hypothèse d'une vie en fatigue infinie est émise pour cette étendue de contrainte. À noter que certains essais qui ont atteint cette condition ont pu être exclus de l'analyse statistique.

- **Rupture dans le BM** : le spécimen a cassé dans le matériau de base (BM), et non dans la soudure même. La vie en fatigue du joint même n'a donc pas été atteinte dans la zone soudée. En Annexe C, l'échantillon PW03-A montre une rupture dans le BM.
- **Rupture à la racine** : le spécimen a cassé directement dans le noyau, en raison de la présence d'un manque de pénétration. L'échantillon n'est pas une soudure de qualité, mais un joint avec défaut à la racine de type manque de pénétration (MP).
- **Rupture dans le WH** : le spécimen a cassé directement dans le noyau, en raison de la présence d'un trou de ver

III/16-6-1 Soudures de bonne qualité (PW) :

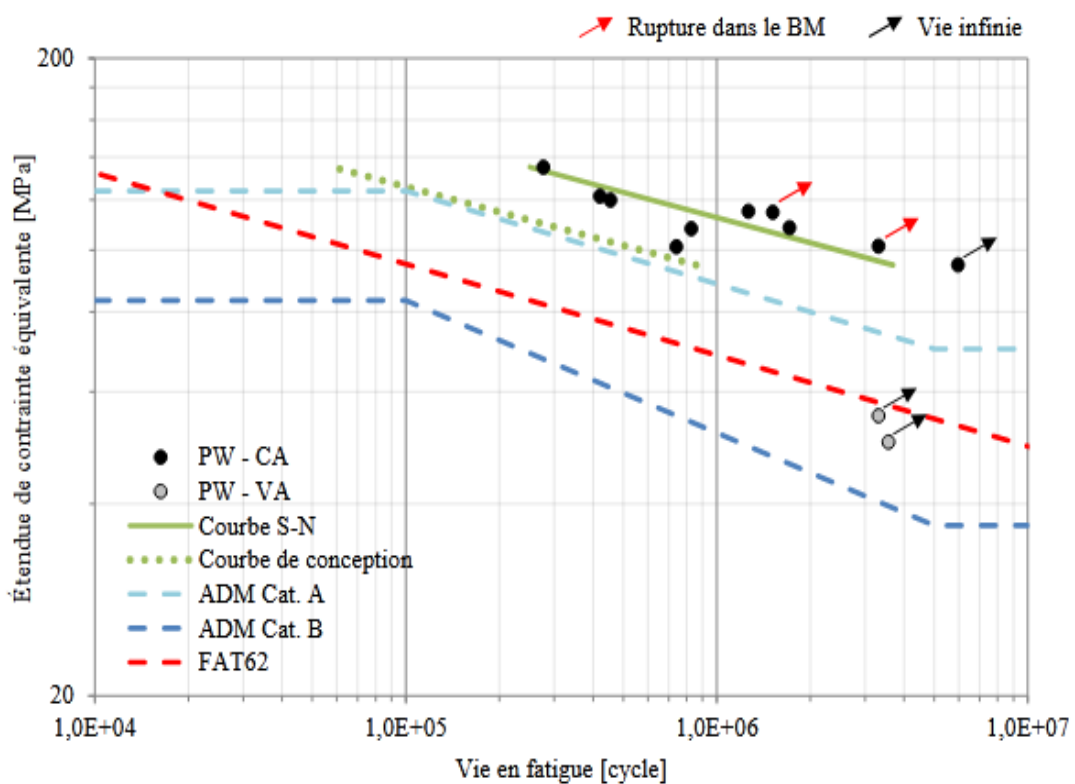


Figure III.48. Comparaison des courbes S-N des soudures de qualité (PW) [32]

III-16-6-2 Soudures des pièces décalées du côté avançant (MAS) :

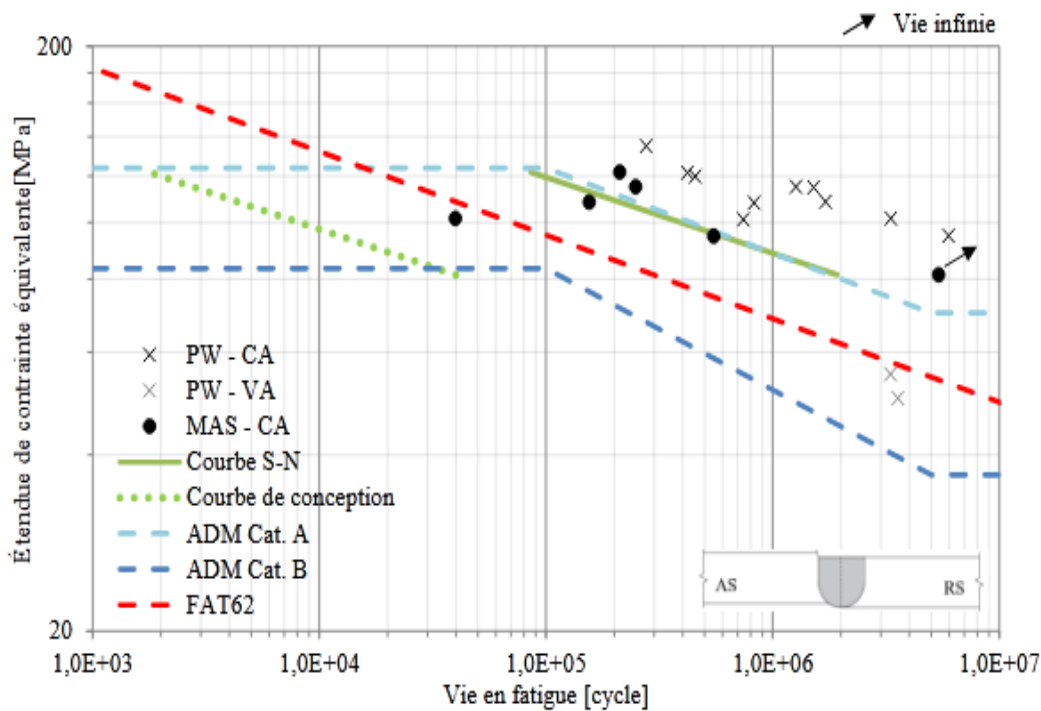


Figure III.49. Courbe S-N des soudures avec décalage du côté AS (MAS) inférieur à 1,0 mm

[33]

Il y a un écart assez important dans les résultats des essais. Le fait que le décalage n'est pas constant sur toute sa longueur peut expliquer cet écart. Pour tous les essais réalisés, la hauteur du décalage se situe entre 0,4 mm et 1,0 mm (moins de 10% de l'épaisseur initiale des plaques). Ceci fait en sorte que la courbe de conception en fatigue se situe sous la courbe ADM Cat. B. Sinon, tous les échantillons à un chargement CA ont cassé dans le bout de la soudure du côté AS, où il y a une forte concentration de contrainte au changement de géométrie à la surface supérieure. Ces soudures pourraient être de plus classées selon les tolérances de l'AWS D17.3. Au cas le plus critique, une soudure de classe C selon le critère de sous-épaisseur est obtenue (une sous-épaisseur de 0,95 mm est acceptable). [33]

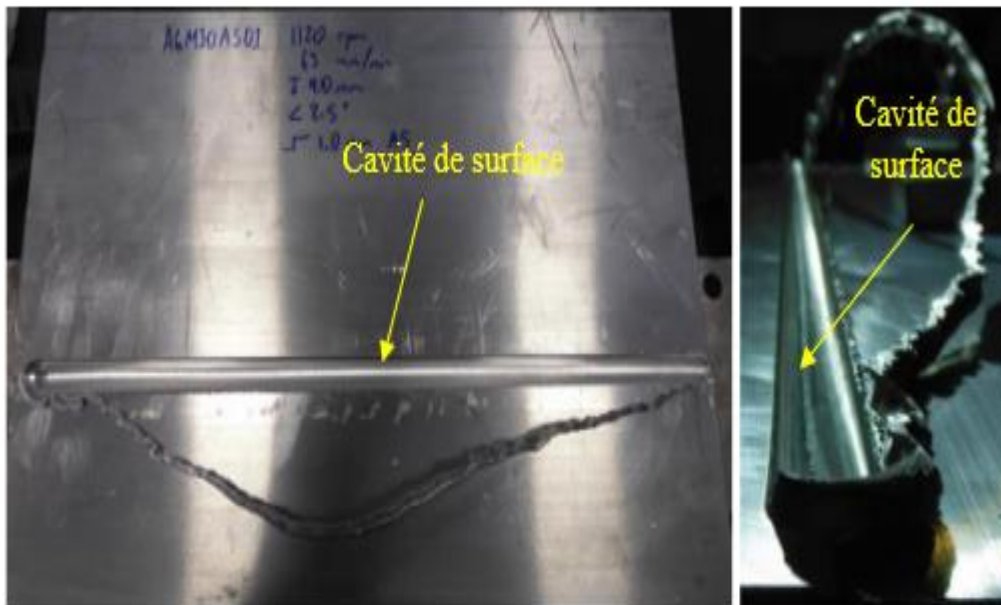


Figure III.50 Qualité de surface des soudures avec décalage du côté AS (MAS) supérieur à 1,0 mm

[33]



Figure III.51 Section d'un échantillon avec décalage du CA supérieur à 1,0 mm [33]

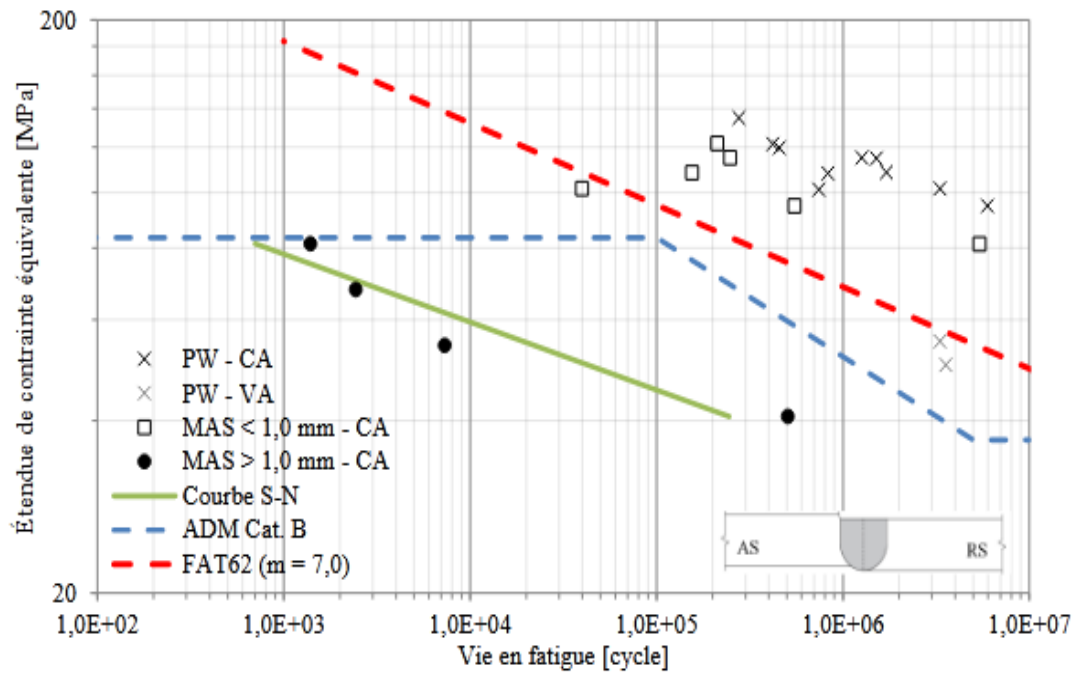


Figure III.52 Courbe S-N des soudures avec décalage du côté AS (MAS) supérieur à 1,0 mm

[33]

III-16-6-3 Soudures des pièces décalées du côté reculant (MR) :

La **figure III.51** présente les résultats obtenus lorsque c'est la pièce du côté reculant qui est surélevée, contrairement à la figure 4.9, où c'était celle du côté avançant. La courbe S-N à la figure **III.51** est assez près de celle des soudures de bonne qualité **PW**. Tous les résultats sont au-dessus des courbes de conception en fatigue. Il y a une très faible diminution de la vie en fatigue lorsqu'un décalage inférieur à 1,0 mm (environ 10% de l'épaisseur initiale des pièces) est présent dans une soudure. Malgré la variabilité dans la mesure de la hauteur réelle du décalage, les résultats des essais donnent une pente assez droite de -5,68, avec un écart-type respectable de 0,215. En effet, encore dans ce type de soudure, le décalage n'est pas constant sur toute la longueur d'une soudure. Il varie entre 0,4 mm et 1,0 mm. Il n'a pas été possible lors de la fabrication des soudures de conserver un décalage constant de 0,5 mm, comme il était prévu au départ. Par exemple, la mesure exacte du décalage de l'échantillon de fatigue nommé MRS05-A (début de la soudure) est égale à 0,697 mm alors que l'échantillon nommé MRS05-D (fin de la soudure) est égal à 0,837 mm. La même discussion qu'auparavant pour le décalage du côté AS peut être ici avancé par rapport aux normes AWS et ISO. Ce problème peut être lié à un mauvais choix de matériau pour la cale sous la pièce surélevée, comme discuté au préalable à la section.

L'aluminium a un coefficient de dilatation thermique plus élevé que l'acier. Sous l'effet de la chaleur lors du soudage, la cale se dilate beaucoup plus que si elle avait été en acier

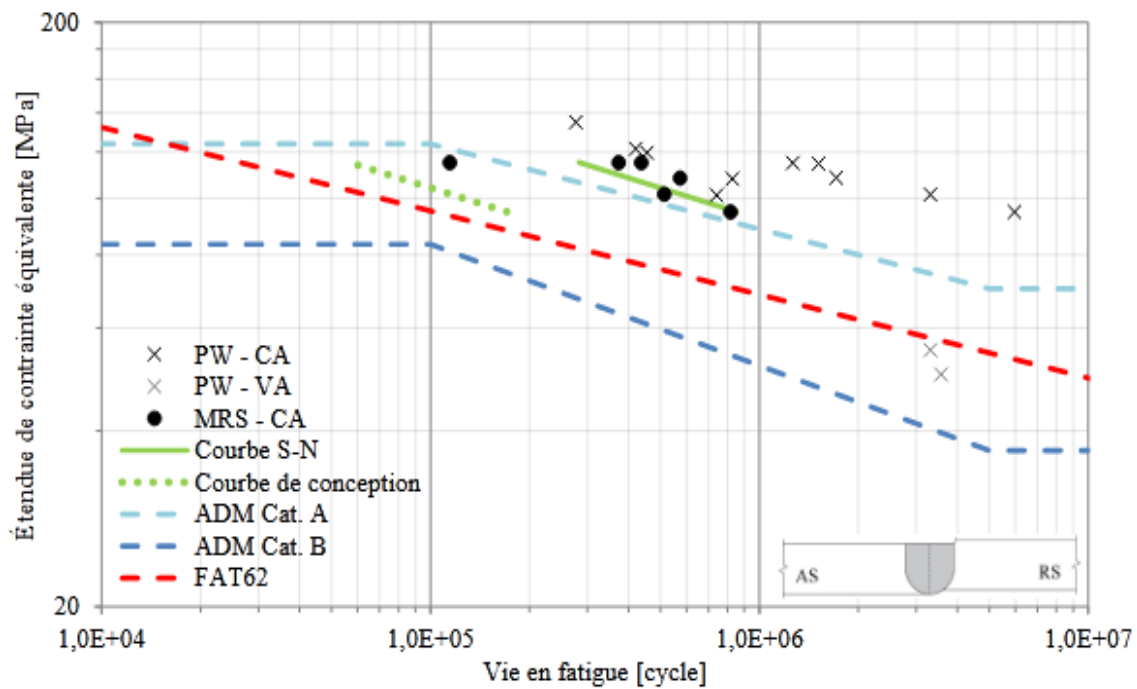


Figure III.53. Courbe S-N des soudures avec décalage du côté RS (MRS) inférieur à 1,0 mm

[33]

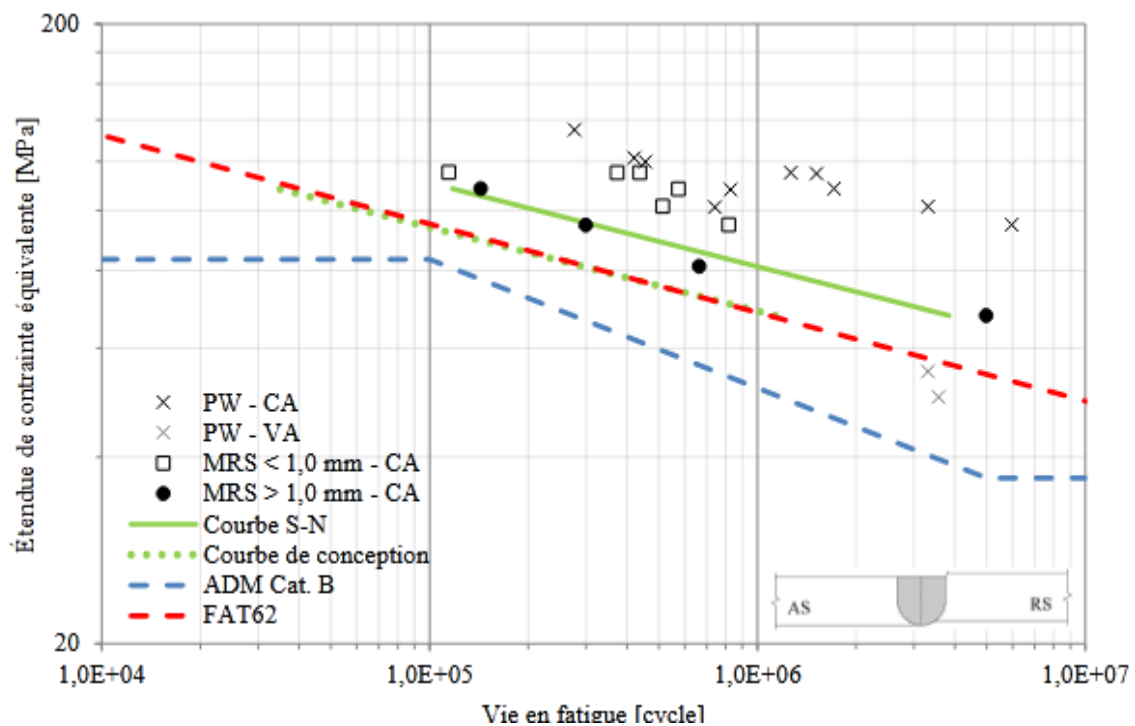


Figure III.54. Courbe S-N des soudures avec décalage du côté RS (MRS) supérieur à 1,0 mm [33]

En contrepartie, ce type de décalage n'est pas pratique au niveau constructif non plus. Des opérations supplémentaires sont nécessaires pour retirer la bavure du côté RS. Peut-être même que des opérations délicates d'usinage seraient nécessaires pour adoucir le changement de géométrie entre le bout de la soudure et la pièce surélevée. Considérant les tolérances initiales de fabrication des extrusions à souder et un système de bridage rigoureusement installé par l'opérateur, il est invraisemblable de faire face à un décalage supérieur à 1,0 mm du côté RS, et même du côté AS. [45]

III-16-6-4 Soudures avec trou de ver (WH) :

Les résultats obtenus pour les échantillons ayant un défaut de type trou de ver sont présentés à la **figure III.53**. En consultant la courbe S-N ainsi obtenue, il est observé qu'un trou de ver diminue la vie en fatigue. Naturellement, ce défaut est une zone de concentration de contrainte disposant de deux sites d'initiation de fissure de fatigue, peut-être même plus. Par ailleurs, le trou de ver, présent dans la plupart des échantillons, n'a pas atteint une taille suffisante pour affecter la vie en fatigue de façon dramatique. Selon des mesures au SEM, la taille de la plus grande dimension du vide varie entre 0,25 mm et 0,9 mm. Les résultats sont tout de même au-dessus des courbes de l'IIW et de l'ADM. La pente de la courbe moyenne de régression est égale à -7,00 avec un écart-type de 0,415 contre une pente de -7,61 pour les joints PW.

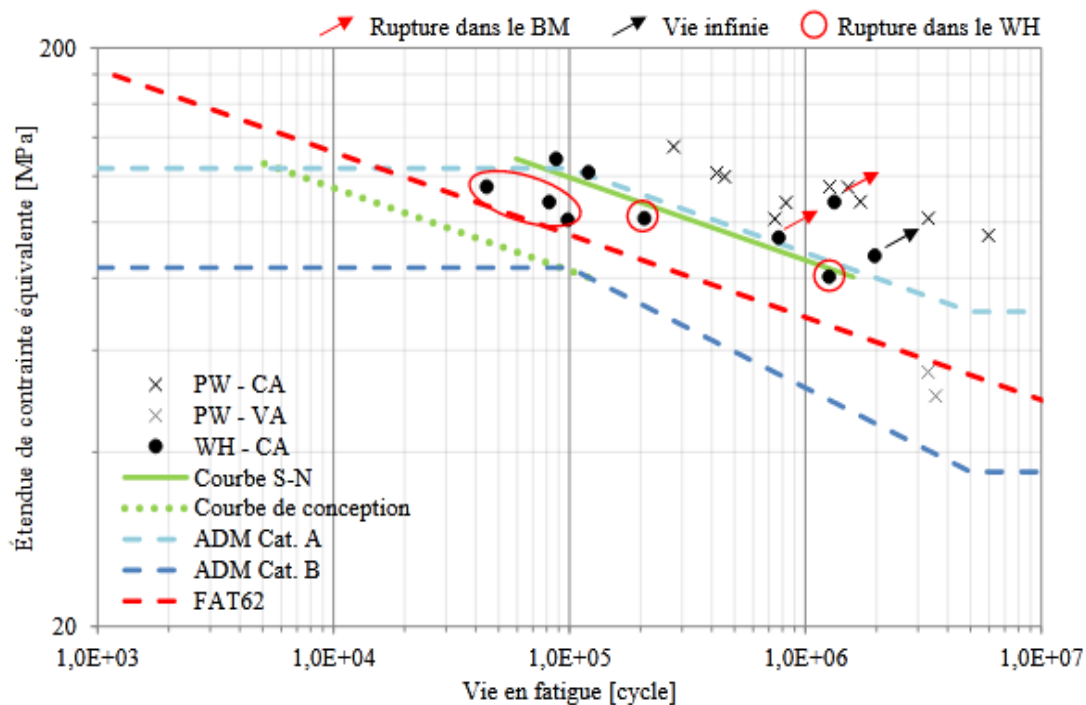







Figure III.55 Courbe S-N des soudures avec trou de ver (WH) [33]

Toutefois, ce ne sont pas tous les échantillons qui ont présenté des signes de trou de ver. Sur dix échantillons testés, cinq ont cassé dans le noyau au sein même du trou de ver. Le reste a cassé soit dans

la ZAT, soit dans le matériau de base. Le **tableau III.20** montre d'ailleurs quelques faciès de rupture où le trou de ver est clairement visible sur toute la largeur de l'échantillon. L'échantillon WH06-A a cassé à 770 194 cycles pour une étendue de contrainte de 93,97 MPa. Sa rupture est survenue dans le BM, mais il y a présence d'un vide interne dans un côté de l'échantillon où il y a eu une elongation. Il semble donc y avoir un vide interne sur une petite partie de l'échantillon, comme observé durant l'inspection par ultrasons. L'échantillon WH04-D a cassé à 87 820 cycles pour une étendue de contrainte de 128,55 MPa et l'échantillon WH05-D a cassé à 120 097 cycles pour 121,80 MPa. La rupture dans la ZAT semble montrer qu'il n'y avait pas de trou de ver sur toute la largeur de l'échantillon. Il pourrait quand même en avoir un de faible taille sur une petite partie de la largeur, et si c'est le cas, celui-ci n'a pas eu d'incidence sur le site de rupture. L'échantillon ayant subi une vie en fatigue infinie est le WH06-C. Aucun des essais, métallographie ou ultrasons, n'a permis de détecter la présence d'un trou de ver dans les échantillons WH06-B, WH06-C et WH06-D.

Tableau III.20 Faciès de rupture après essais de fatigue [33]

ID	Faciès de rupture Mors du haut	Faciès de rupture Mors du bas	Localisation rupture
WH04-C [240-310] mm			Noyau WH
WH05-A [30-100] mm			Noyau WH
WH06-A [30-100] mm		Face déformée à une distance de 30 mm à partir du début de la soudure	HAZ sous l'AS

Qui plus est, ce défaut est détectable par une inspection par ultrason (UT) et se traduit par une augmentation de l'amplitude du signal. Toutefois, le code des structures soudées en aluminium CAN/CSA W59.2 ne fournit aucune relation entre la taille d'une porosité interne et l'amplitude du signal de l'ultrason durant l'inspection, contrairement au code des structures soudées en acier CAN/CSA W59. Ce défaut pourrait être acceptable du point de vue performance en fatigue, mais la taille du trou est impossible à estimer par un test UT. Comme il est impossible d'évaluer la taille de cette discontinuité interne, un degré de tolérance du signal des ultrasons ne peut être établi. Peut-être qu'une inspection par rayon X permettrait d'évaluer la taille de la porosité, mais pour l'instant, seulement une analyse métallographique permet de mesurer sa taille. De plus, la norme ISO n'accepte pas un tel défaut et la norme AWS donne une classe C à une soudure avec un trou de ver, car seule une cavité en surface est à rejeter pour cette classe. Toutefois, vu le fait que ce défaut est facilement évitable avec une optimisation des conditions et des paramètres de soudage, autant respecter la norme ISO et rejeter toute présence de défaut de cette nature.

III/17 Mesure des déformations :

Des mesures de déformations durant un essai de fatigue ont été faites. Les jauges ont été placées dans les environs de soudure sur un échantillon décalé du côté RS et un autre décalé du côté AS. Les échantillons M05RS07-A et M05AS04-A ont été instrumentés de sorte à mesurer les déformations à la surface supérieure et à la racine lors d'un essai de fatigue. Les deux échantillons ont été soumis à un chargement CA avec des étendues de contraintes égales à 115,15 MPa et 114,99 MPa respectivement. À partir de ces mesures, une estimation simple de la distribution de contrainte peut ainsi être réalisée par la loi de Hooke à l'aide de l'équation suivante, La valeur du module d'élasticité à température ambiante est imposée, soit de 69,5 GPa.

$$\sigma = E \times \varepsilon$$

Théoriquement, un échantillon décalé devrait subir une distribution de contrainte non uniforme due à un possible moment de flexion. Ceci est généré en raison de l'excentricité de la plaque surélevée de l'échantillon de soudure par rapport à l'axe de la machine d'essais de fatigue. L'échantillon durant l'essai subit deux types de contraintes ; la force axiale génère une contrainte uniforme et la flexion génère la contrainte non uniforme. Ceci est observé dans lors des essais de fatigue, en supposant une distribution linéaire entre les points de mesure à la surface supérieure et à la racine. En analysant les résultats de l'échantillon décalé du côté RS aux **figures III.54** et **III.55**, la distribution de contrainte est bel et bien non uniforme. À noter qu'à la **figure III.55**, les courbes présentent les valeurs extrêmes

de la déformation lorsque le chargement est soit au minimum soit au maximum. La courbe de déformation réelle oscille plutôt de façon sinusoïdale, telle qu'à la **figure III.56**.

Considérant le chargement sinusoïdal durant l'essai de fatigue, la courbe pleine de la **figure III.54** est la distribution lorsque le chargement est au minimum, soit à 8,5 kN (12,79 MPa), alors que la courbe tiretée se définit lorsque le chargement est maximum, soit à 85 kN (127,95 MPa).

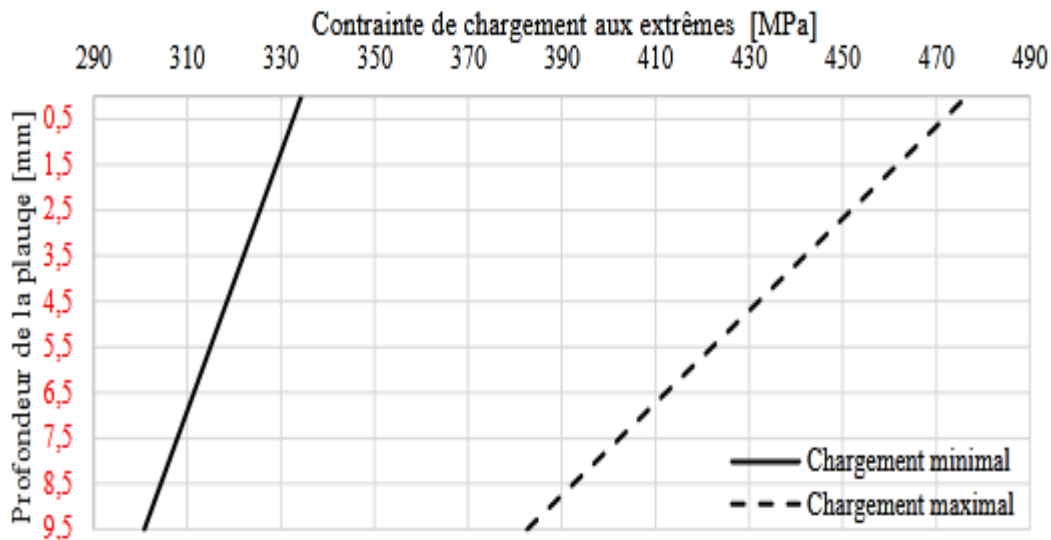


Figure III.56. Distribution de contraintes dans une soudure avec décalage du côté RS

[33]

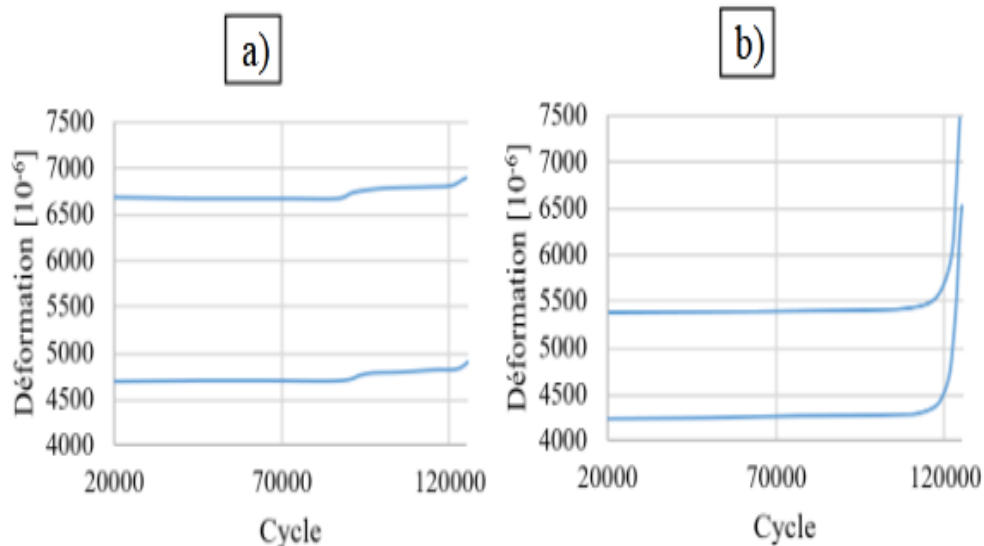


Figure III.57. Résultats des déformations de la soudure M05RS07-A a) Surface supérieure b) Racine

[33]

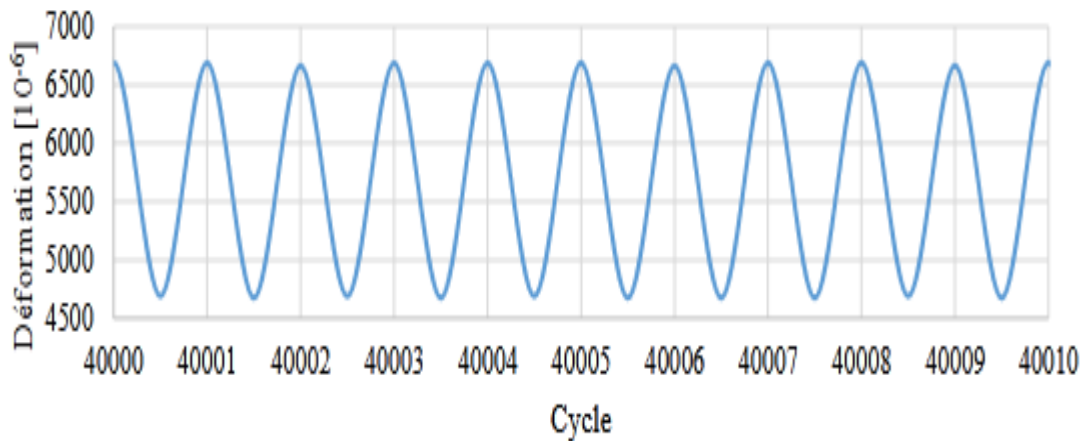


Figure III.58 Agrandissement de la déformation à la surface supérieure de l'échantillon M05RS07-A [33]

La contrainte uniforme engendrée par le chargement axial durant l'essai oscille entre 12,79 MPa et 127,95 MPa. Dans le cas du décalage du côté RS, la contrainte moyenne calculée à partir de la déformation de l'échantillon oscille entre 334,4 MPa et 476,6 MPa à la surface supérieure ainsi qu'entre 300,8 MPa et 382,6 MPa à la racine. La tension dans cette configuration est plus importante à la surface supérieure qu'à la racine. La **figure III.57** montre que ceci survient aussi, de façon moins prononcée, dans la soudure M05AS04-A, où la plaque du côté AS est surélevée. La contrainte moyenne calculée oscille entre 330,1 MPa et 364,1 MPa à la surface supérieure ainsi que 323,6 MPa et 345,2 MPa à la racine.

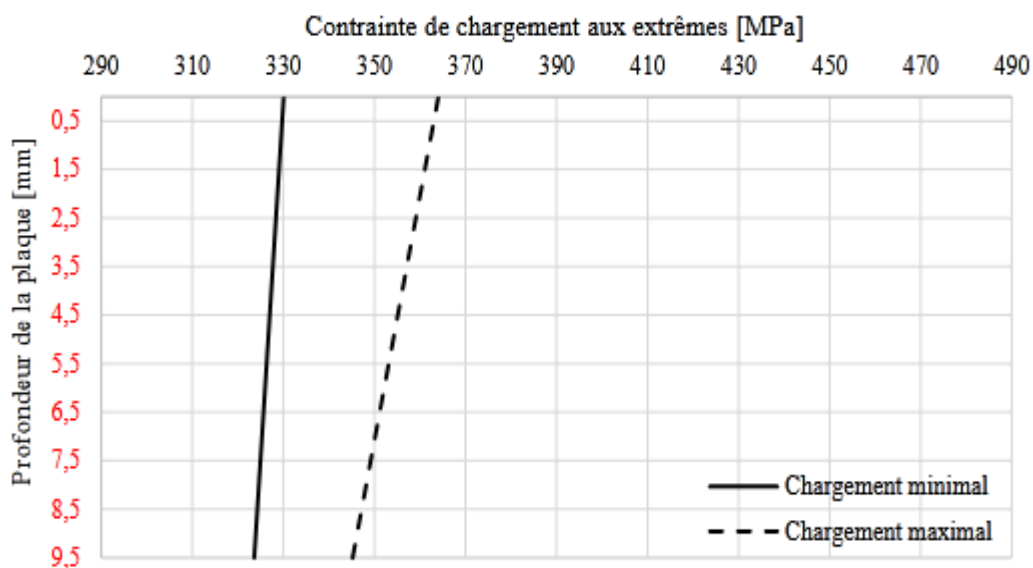


Figure III.59 Distribution de contraintes dans une soudure avec décalage du côté AS [33]

Une contrainte en tension supplémentaire à la racine est plus critique qu'à la surface supérieure, puisqu'il y a la possibilité de la présence d'un défaut de type manque de pénétration. Toutefois, dans le cas de ces soudures, il n'y a aucune trace de défaut de ce type, donc en théorie aucune concentration de contrainte à la ligne de joint. Toutefois, il y a deux changements de géométrie, donc deux concentrations de contrainte locales. L'une à la racine et l'autre à la surface supérieure au bout de la soudure du côté de la plaque surélevée. Le rayon de transition est plus petit à la surface supérieure, ce qui fait qu'une traction supplémentaire en surface favoriserait une propagation de fissure en fatigue

Qui plus est, des mesures de déformation à la **figure III.58** ont été prises à un chargement gravitant autour de 0 kN pour la soudure M05RS07-A. L'échantillon est installé dans les mors alignés et la machine d'essai en fatigue est au repos. La déformation est négative à la surface supérieure et positive à la racine. L'hypothèse de départ affirmant que la racine sera soumise à une tension supplémentaire, alors que la surface supérieure à une compression supplémentaire est ici vérifiée. Les valeurs de la tension à la racine et de la compression en surface observées à la **figure III.95** sont respectivement de -14,5 MPa et de +12,5 MPa.

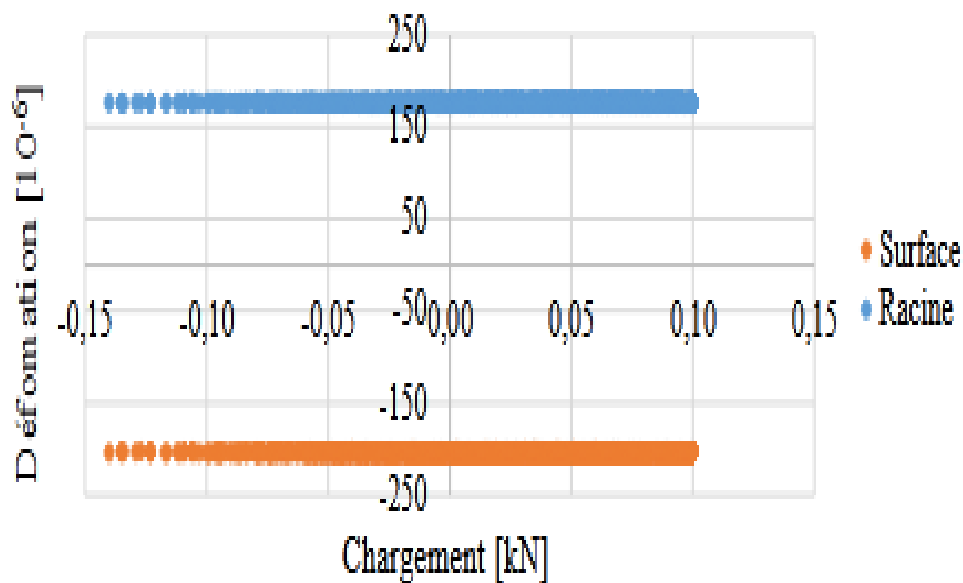


Figure III.60 Déformation des surfaces de la soudure M05RS07-A à un chargement de ± 0 kN

[34]

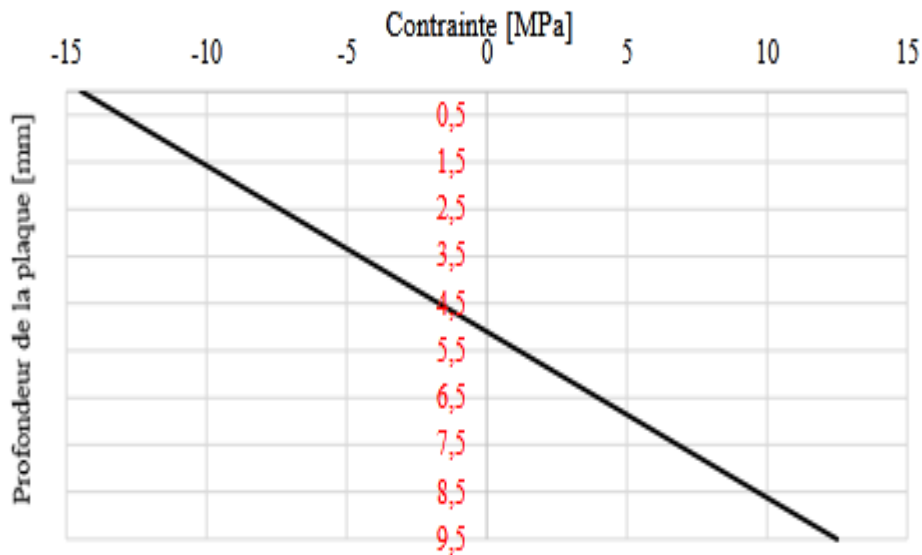


Figure III.61 Distribution de contrainte de la soudure M05RS07-A à un chargement de ± 0 kN

[35]

Ces résultats permettent ici de proposer le modèle de chargement à la **figure III.60**. D'abord au repos, le serrage des pièces provoque une flexion dans le sens antihoraire, ce qui génère une compression à la surface et une traction à la racine. Après pendant le chargement, deux types de contraintes sont générées : la contrainte uniforme due au chargement axial et la contrainte de flexion dans le sens horaire créée par l'excentricité de la résultante par rapport à l'alignement de la machine

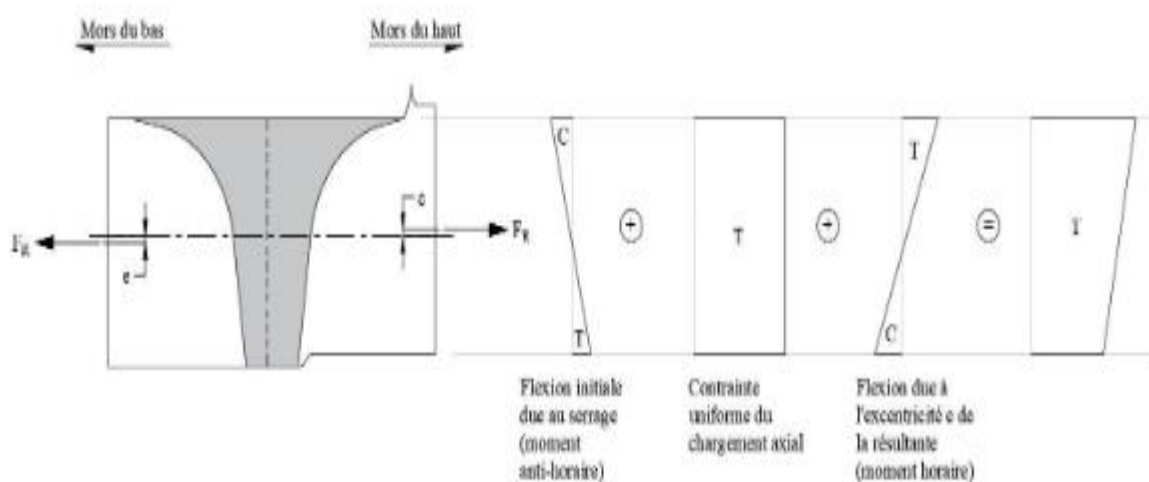


Figure III.62 Modèle de distribution de contraintes dans une soudure avec décalage axiale

[35]

Conclusion Générale

L'étude de la fatigue des alliages légers en prenant en compte les singularités structurales. L'objectif était de focaliser plus de lumière sur l'influence des changements microstructuraux pendant les traitements thermomécaniques des deux types d'alliages **Al-Mg-Si**. Afin d'aboutir à nos objectifs, nous avons utilisé des résultats de plusieurs techniques expérimentales essentiellement, la calorimétrie différentielle à balayage, la diffraction des **rayons X**, la microscopie électronique à balayage, les mesures de la micro-dureté et la microscopie optique. Grâce aux possibilités offertes par ces techniques d'investigation physiques et structurales de plus en plus performantes, les changements structuraux de ces trois alliages d'aluminium sont à présent bien caractérisés, du point de vue de la connaissance qualitative des séquences de précipitation suite aux traitements thermiques pour le premier alliage et anisotropie volumique en traction et dilatation thermique pour le deuxième, et l'effet des traitements mécaniques sur le troisième alliage.

Cette étude nous a permis de tirer certaines conclusions concernant la vie en fatigue des joints soudés par friction malaxage, en plus de comparer le potentiel de fabrication de différents outils de soudage. En somme, les joints soudés par friction malaxage possèdent de meilleures propriétés en fatigue que les joints soudés par procédé de fusion.

Nous préconisons de prendre en considération certaines recommandations pour augmenter le cycle de vie des assemblages soudés et la qualité des joints soudés qui sont :

- La méthode utilisée doit être adaptée au type d'alliage.
- L'outil de soudage utilisé, doit être compatible avec les dimensions de pièce.
- Le traitement thermique adapté aux alliages.
- Les conditions de refroidissement adapté.
- La connaissance d'opérateur au domaine.

ANNEXE

ANNEXE –A– Résultats des essais de fatigue
Par ANTHONY FLEURY.ing.jr –UQAC

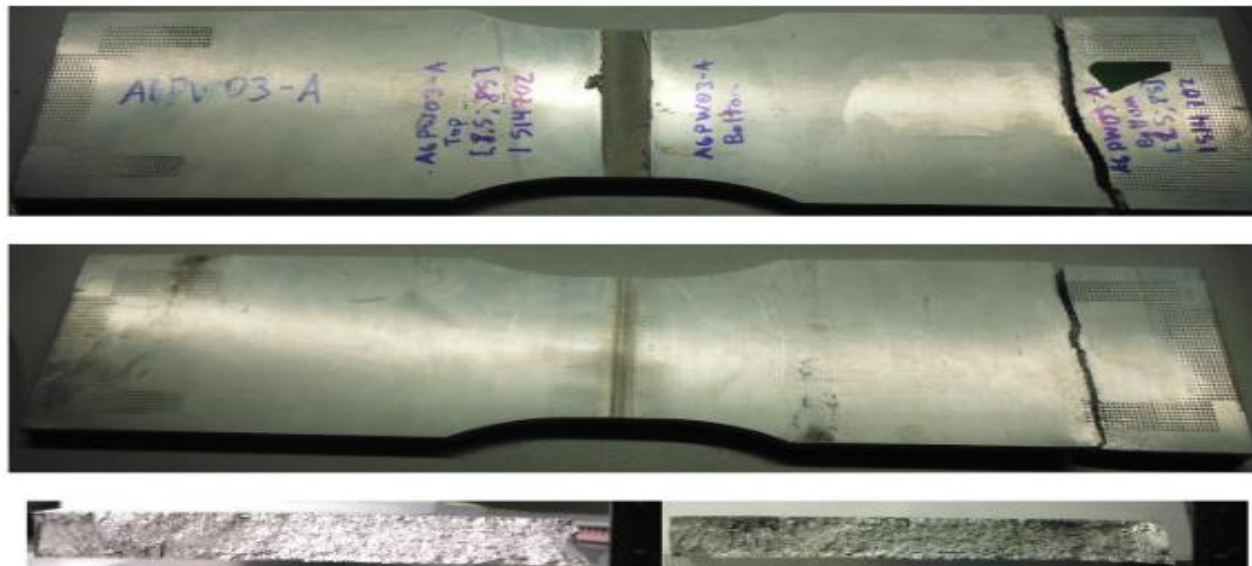
ID	Type of loading	Dimensions [mm]		Load [kN]		Stress [MPa]		Stress ratio	Stress range [MPa]	Fatigue life	Initial crack location	Frequency (Hz)	Fracture location	Notes
		Width	Thickness	Min	Max	Min	Max							
PWT1-A	CA	69,78	9,52	8	80	12,04	120,43	0,1	108,38	1712903	One above RS / One on RS	10	One above RS / One below RS	2 cracks
PWT2-A	CA	69,99	9,5	7,5	75	11,28	112,80	0,1	101,52	3315177	On BM at the grip	10	At the bottom grip	Alignment issue?
PW03-A	CA	69,75	9,56	8,5	85	12,75	127,47	0,1	114,73	1514704	-	10	Fractured in BM at bottom grip	Fatigue life incomplete in SZ
PW03-C	CA	70	9,5	8,5	85	12,78	127,82	0,1	115,04	1264823	IC on RS	10	Fractured on RS	
PW04-A	CA	69,95	9,67	9	90	13,31	133,05	0,1	119,75	455056	IC above RS	10	Fractured on and above RS	
PW04-C	CA	69,88	9,51	7	70	10,53	105,33	0,1	94,80	5964389	Runout	10	N/A	Runout
PWT1-B	VA	55	9,5	9,382	93,82	17,96	179,56	0,1	70			10, 15 or 20		2 500 000 estimated life
PWT2-B	VA	55	9,5	8,712	87,12	16,67	166,74	0,1	65			10, 15 or 20		3 500 000 estimated life
PW03-B	VA	55	9,5	8,042	80,42	15,39	153,91	0,1	60			10, 15 or 20		4 000 000 estimated life
PW03-D	VA	70,07	9,61	9,382	93,82	13,93	139,33	0,1	55	3311896	Runout	10	N/A	
PW04-B	VA	69,92	9,62	8,529	85,29	12,68	126,80	0,1	50	3565034	Runout	10	N/A	Runout
M10AS01-A	CA	69,89	9,5	3	30	4,52	45,18	0,1	40,67	506372	Initial surface wormhole at weld bead	10	Through width crack from top	
M10AS01-B	CA	70	9,5	4	40	6,02	60,15	0,1	54,14	7308	Top of the weld	10	Through width crack from top	
M10AS01-C	CA	70	9,5	5	50	7,52	75,19	0,1	67,67	2430		10	Through width crack from top	
M10AS01-D	CA	69,86	9,5	6	60	9,04	90,41	0,1	81,37	1387	top of the weld near stress concentration	10	Through width crack from top	
M05AS02-A	CA	69,91	9,5	6	60	9,03	90,34	0,1	81,31	5395875	Runout	10	Runout	Runout
M05AS02-C	CA	70	9,5	7,5	75	11,28	112,78	0,1	101,30	39754	Semi-elliptical crack	10		
M05AS04-A	CA	70,03	9,5	8,5	85	12,78	127,76	0,1	114,99	248171	Semi-elliptical at HAZ but propagates to weld toe	10	HAZ and AS weld toe	
M05AS04-C	CA	70	9,5	7	70	10,53	105,26	0,1	94,74	549459	Middle of the plate, top side	10	Semi-elliptical crack from top side of the weld	
M05AS05-A	CA	70	9,5	9	90	13,33	133,34	0,1	121,80	211452		10		
M05AS05-C	CA	70	9,5	8	80	12,03	120,30	0,1	108,27	154968	Failed from top side of the weld	10	Failed from top side of the weld	
M05AS02-D	VA	55	9,5	9,382	93,82	17,96	179,56	0,1	70			10, 15 or 20		5 000 000 estimated life
M05AS04-B	VA	55	9,5	8,712	87,12	16,67	166,74	0,1	65			10, 15 or 20		8 000 000 estimated life
M05AS04-D	VA	55	9,5	8,042	80,42	15,39	153,91	0,1	60			10, 15 or 20		10 000 000 estimated life
M05AS05-B	VA	70	9,5	9,382	93,82	14,11	141,08	0,1	55			10, 15 or 20		Runout estimated
M10RS01-A	CA	70	9,5	5	50	7,52	75,19	0,1	67,67	4976110	Runout	10	Runout	
M10RS01-B	CA	69,91	9,5	6	60	9,03	90,34	0,1	81,31	663763	Through thickness crack	10	Weld bead towards RS toe	
M10RS01-C	CA	70	9,5	7	70	10,53	105,26	0,1	94,74	299180	SE crack on AS	10	AS	
M10RS01-D	CA	69,93	9,5	8	80	12,04	120,42	0,1	108,38	143141	Top of the weld	10	Semi-elliptical	
M05RS05-A	CA	69,96	9,5	8,5	85	12,79	127,89	0,1	115,10	373232	Quarter elliptical at AS toe	10	AS toe	
M05RS05-C	CA	69,93	9,5	7,5	75	11,29	112,89	0,1	101,61	514069	SE at RS toe	10	RS toe	
M05RS06-A	CA	69,99	9,5	8,5	85	12,78	127,84	0,1	115,05	437781	Semi-elliptical in RS toe	10	RS toe	
M05RS06-C	CA	69,94	9,5	7	70	10,54	105,35	0,1	94,82	817301	Semi-elliptical in RS toe	10	RS toe	Two cracks
M05RS07-A	CA	69,93	9,5	8,5	85	12,79	127,95	0,1	115,15	114431	SE at AS toe	10	AS toe	
M05RS07-C	CA	70	9,5	8	80	12,03	120,30	0,1	108,27	573390	Through thickness crack	10	Side of the weld	
M05RS05-D	VA	70	9,5	9,382	93,82	14,11	141,08	0,1	55			10, 15 or 20		Runout estimated
M05RS06-B	VA	55	9,5	8,042	80,42	15,39	153,91	0,1	60			10, 15 or 20		10 000 000 estimated life
M05RS06-D	VA	55	9,5	8,712	87,12	16,67	166,74	0,1	65			10, 15 or 20		6 000 000 estimated life
M05RS07-B	VA	55	9,5	9,382	93,82	17,96	179,56	0,1	70			10, 15 or 20		5 000 000 estimated life
WHD4-A	CA	70,01	9,5	7,5	75	11,28	112,77	0,1	101,49	207800	Fractured in Wormhole	10	Fractured in Wormhole	
WHD4-C	CA	69,9	9,61	6	60	8,93	89,32	0,1	80,39	1260124	Fractured in Wormhole	10	Fractured in Wormhole	
WHD5-A	CA	69,98	9,57	7,5	75	11,20	111,99	0,1	100,79	98290	Fractured in Wormhole	10	Fractured in Wormhole	
WHD5-C	CA	69,98	9,5	8	80	12,03	120,34	0,1	108,30	82078	Fractured in Wormhole	10	Fractured in Wormhole	
WHD6-A	CA	69,98	9,58	7	70	10,44	104,41	0,1	93,97	770194	Cracked on AS in Base Metal	10		
WHD6-C	CA	70	9,56	6,5	65	9,71	97,13	0,1	87,42	1968488	Runout	10	N/A	Runout - No WH
WHD1-A	CA	70	9,5	8	80	12,03	120,30	0,1	108,27	102003	-	10	Fractured on AS	Dummy specimen
WHD4-B	CA	69,98	9,5	8	80	12,03	120,34	0,1	108,30	1327223	On BM at the grip	10	Semi-elliptical at EM	Alignment issue?
WHD4-D	CA	70,01	9,5	9,5	95	14,28	142,84	0,1	128,55	87 820	Semi-elliptical at AS toe	10	AS toe	
WHD5-B	CA	69,96	9,5	8,5	85	12,79	127,89	0,1	115,10	44526	Fractured in Wormhole	10		
WHD5-D	CA	70	9,5	9	90	13,33	133,34	0,1	121,80	120097	Semi-elliptical at AS toe	10	AS toe	

ANNEXE –B– Spécimens fracturés après essai de fatigue
Par ANTHONY FLEURY.ing.jr –UQAC

PWT1-A



PW03-A



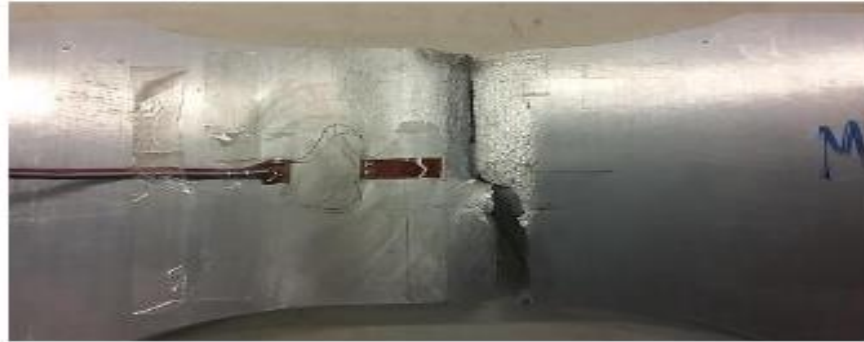
PW03-C



PW04-A



M05AS04-A



M05RS05-C



M05RS06-A



M05RS06-C



M05RS07-A



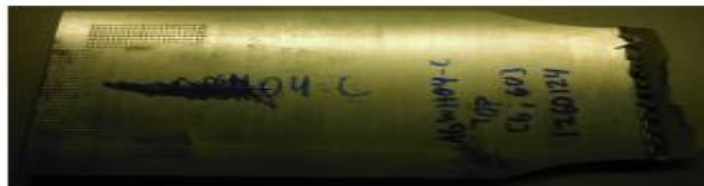
WH01-A



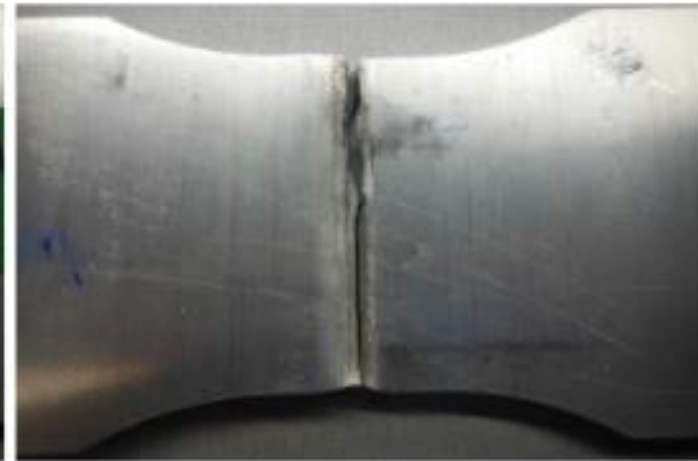
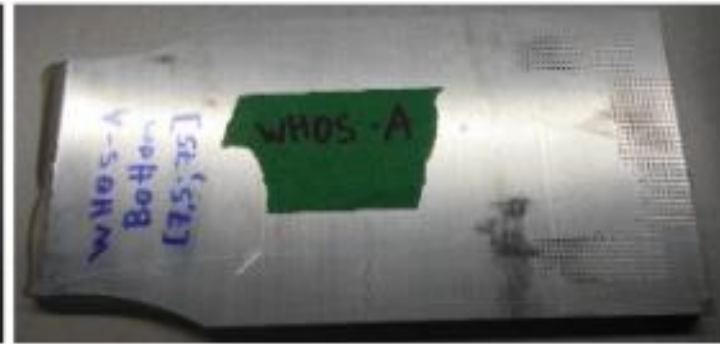
WH04-B



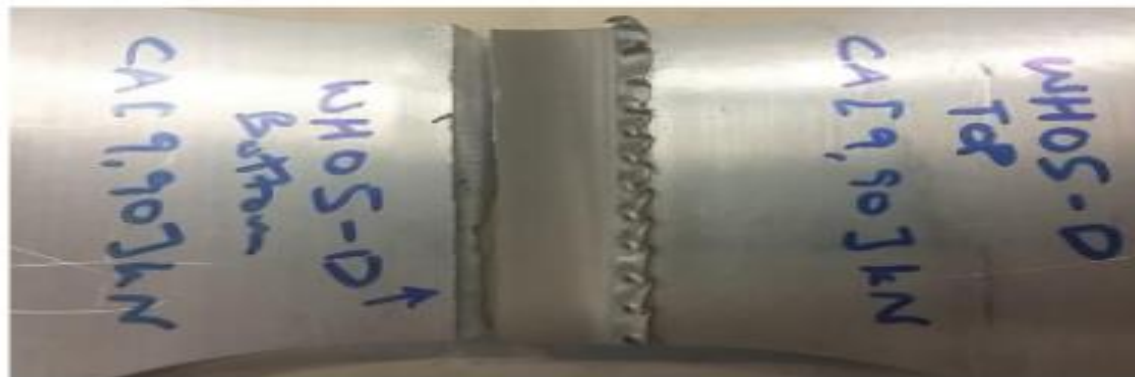
WH04-C



WH05-A



WH05-D



WH05-C



WH06-A



LISTE DES REFERENCES

- [1] L. St-Georges and L. I. Kiss, Le soudage par friction malaxage : principes et applications. Les Presses de l'Aluminium, 2015, 215 p.
- [2] Ministère des Transports de la Mobilité durable et de l'Électrification des transports, "Rapport annuel de gestion," Gouvernement du Québec, Bibliothèque et Archives nationales du Québec, 2017.
- [3] Ministère des Transports, "Rapport annuel de gestion," Gouvernement du Québec, Bibliothèque et Archives nationales du Québec, 2018.
- [4] American Society of Civil Engineering, "2013 Report card for America's infrastructure," 2013.
- [5] American Society of Civil Engineering, "2017 Report card for America's infrastructure," 2017.
- [6] M. Gagnon, V. Gaudreault, and D. Overton, "L'âge de l'infrastructure publique : une perspective provinciale," Statistique Canada, Rapport technique, 2008, 31 p.
- [7] D. Villeneuve. (2018, 10 avril). Passerelle d'aluminium: ouvrage unique au Canada, Le Quotidien, Disponible à : <https://www.lequotidien.com/actualites/passerelle-daluminium-ouvrage-unique-au-canada-5e5b07708b03c562950f603fdce719ad>
- [8] D. Beaulieu and J. Internoscia, "Chantier Infrastructures et Ouvrages d'art : Mission technique sur les ponts en aluminium," Alu Québec et Association de l'aluminium du Canada, Rapport technique, 2015, 23 p.
- [9] W. Hegmann, Travailler l'aluminium : manuel de l'artisan et du technicien comprenant la description des propriétés des principaux alliages. SIRPE, 1993, 283 p.
- [11] R. S. Mishra, P. S. De, and N. Kumar, Friction stir welding and processing (Science and engineering). Springer, 2014, 338 p.
- [12] F. Thibeault, "Étude numérique et expérimentale du soudage par friction malaxage," M. Sc., Département des Sciences Appliquées, Université du Québec à Chicoutimi, Saguenay, 2012.
- [13] R. S. Mishra and Z. Y. Ma, "Friction stir welding and processing," Materials Science and Engineering: R: Reports, vol. 50, no. 1-2, pp. 1-78, 2005, doi: 10.1016/j.mser.2005.07.001.168

- [14] H. Atharifar, D. Lin, and R. Kovacevic, "Numerical and Experimental Investigations on the Loads Carried by the Tool During Friction Stir Welding," *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 18, no. 4, pp. 339-350, 2008, doi: 10.1007/s11665-008-9298-1.
- [15] Y. N. Zhang, X. Cao, S. Larose, and P. Wanjara, "Review of tools for friction stir welding and processing," *Canadian Metallurgical Quarterly*, vol. 51, no. 3, pp. 250-261, 2012, doi: 10.1179/1879139512y.0000000015.
- [16] R. S. Mishra, M. W. Mahoney, and T. J. Lienert, *Friction stir welding and processing V: proceedings of a symposia*. Warrendale, Pa: TMS, 2009.
- [17] W. M. Thomas, I. M. Noris, D. G. Staines, and F. R. Watts, "Friction stir welding – process development and variant techniques," présenté à Proc. SME Summit, Milwaukee, WI, USA, août, 2005.
- [18] A. Banik, B. Saha Roy, J. Deb Barma, and S. C. Saha, "An experimental investigation of torque and force generation for varying tool tilt angles and their effects on microstructure and mechanical properties: Friction stir welding of AA 6061-T6," *Journal of Manufacturing Processes*, vol. 31, pp. 395-404, 2018, doi: 10.1016/j.jmapro.2017.11.030. 169
- [19] ASM INTERNATIONAL. *Métallography and Microstructures. Volume 9 of the ASM Handbook*. (2004). USA.
- [20] N. Gharaibeh, J. Al-Jarrah, and S. Sawalha, "Effect of pin profile on mechanical properties of 6061 Al alloy welded joints prepared by friction stir welding," *International Journal of Mechanics and Application*, pp. 39-42, 2016.
- [21] V. Balasubramanian, "Relationship between base metal properties and friction stir welding process parameters," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 480, no. 1-2, pp. 397-403, 2008, doi: 10.1016/j.msea.2007.07.048.
- [22] H. Doude, J. Schneider, B. Patton, S. Stafford, T. Waters, and C. Varner, "Optimizing weld quality of a friction stir welded aluminum alloy," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 222, pp. 188-196, 2015, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2015.01.019.
- [23] S. Cui and Z. W. Chen, "Effects of rotation speed and welding speed on material flow and stir zone formation during FSW/P," *Friction Stir Welding and Processing V*, pp. 125-133, 2009.
- [24] D. Beaulieu, *Les caractéristiques de l'aluminium structural*. 2ème ed. Presses de l'aluminium, 2014, 132 p.

- [25] S. Walbridge and A. de la Chevrotière, "Possibilités d'utilisation de l'aluminium dans la construction de ponts routiers et de viaducs," Maadi Group, Rapport technique, 2012, 22 p.
- [26] P. L. Threadgill, A. J. Leonard, H. R. Shercliff, and P. J. Withers, "Friction stir welding of aluminium alloys," *International Materials Reviews*, vol. 54, no. 2, pp. 49-93. [Online]. Disponible à <http://www.twi-global.com/technical-knowledge/published-papers/friction-stir-welding-of-aluminium-alloys/>
- [27] A. P. Reynolds, "Flow visualization and simulation in FSW," *Scripta Materialia*, vol. 58, no. 5, pp. 338-342, 2008, doi: 10.1016/j.scriptamat.2007.10.048.
- [28] P. Heurtier, M. J. Jones, C. Desrayaud, J. H. Driver, F. Montheillet, and D. Allehaux, "Mechanical and thermal modelling of Friction Stir Welding," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 171, no. 3, pp. 348-357, 2006, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2005.07.014.
- [29] J. Zhang et al., "Numerical simulation and experimental investigation on friction stir welding of 6061-T6 aluminum alloy," *Materials & Design*, vol. 60, pp. 94-101, 2014, doi: 10.1016/j.matdes.2014.03.043.
- [30] M. Guerra, C. Schmidt, J. C. McClure, L. E. Murr, and A. C. Nunes, "Flow patterns during friction stir welding," *Materials Characterization*, vol. 49, no. 2, pp. 95-101, 2002, doi: 10.1016/s1044-5803(02)00362-5.
- [31] P. Cavaliere, A. Squillace, and F. Panella, "Effect of welding parameters on mechanical and microstructural properties of AA6082 joints produced by friction stir welding," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 200, no. 1-3, pp. 364-372, 2008, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2007.09.050.
- [32] P. Cavaliere, "Friction Stir Welding of Al Alloys: Analysis of Processing Parameters Affecting Mechanical Behavior," *Procedia CIRP*, vol. 11, pp. 139-144, 2013, doi: 10.1016/j.procir.2013.07.039.
- [33] A. F. Hobbacher, *Recommendations for Fatigue Design of Welded Joints and Components*. International Institute of Welding, 2016, 111 p.
- [34] B. Liu, R. Villavicencio, and C. Soares, "Failure characteristics of strength- equivalent aluminium and steel plates in impact conditions," pp. 167-174, 2013, doi: 10.1201/b15120-25.
- [35] R. Fortunier, *Comportement mécanique des matériaux*. École Nationale Supérieure des Mines, 83 p.

- [36] L. Long, G. Chen, S. Zhang, T. Liu, and Q. Shi, "Finite-element analysis of the tool tilt angle effect on the formation of friction stir welds," *Journal of Manufacturing Processes*, vol. 30, pp. 562-569, 2017, doi: 10.1016/j.jmapro.2017.10.023.
- [37] F. Gemme, "Modélisation numérique des phénomènes physiques du soudage par friction-malaxage et comportement en fatigue des joints soudés en aluminium 7076-T6," Ph. D., Département de Génie Mécanique, École Polytechnique, Montréal, 2011.
- [38] S. Guo, L. Shah, R. Ranjan, S. Walbridge, and A. Gerlich, "Effect of quality control parameter variations on the fatigue performance of aluminum friction stir welded joints," *International Journal of Fatigue*, vol. 118, pp. 150-161, 2019, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2018.09.004.
- [39] L. Trueba, G. Heredia, D. Rybicki, and L. B. Johannes, "Effect of tool shoulder features on defects and tensile properties of friction stir welded aluminum 6061-T6," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 219, pp. 271-277, 2015, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2014.12.027.
- [40] D. Lohwasser and Z. Chen, *Friction stir welding: From basics to applications*. Elsevier, 2010, 436 p. 170
- [41] S. Lomolino, R. Tovo, and J. Dossantos, "On the fatigue behaviour and design curves of friction stir butt-welded Al alloys," *International Journal of Fatigue*, vol. 27, no. 3, pp. 305-316, 2005, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2004.06.013.
- [42] D. Burford, C. Widener, and B. Tweedy, "Advances in Friction Stir Welding for aerospace applications," présenté à 6th AIAA Aviation Technology, Integration and Operations Conference (ATIO), ATIO-12 Materials for Aerospace Vehicles, Kansas, USA, 25 septembre, 2006.
- [43] A. Farah, "Comportement en fatigue de joints d'aluminium 7075-T6 soudés par friction-malaxage et parachevés," Ph. D., Département de Génie Mécanique, École Polytechnique, Montréal, 2013.
- [44] B. T. Gibson et al., "Friction stir welding: Process, automation, and control," *Journal of Manufacturing Processes*, vol. 16, no. 1, pp. 56-73, 2014, doi: 10.1016/j.jmapro.2013.04.002.
- [45] A. Fleury, R. Ranjan, L. Shah, L. St-Georges, A. Rahem, and S. Walbridge, "Fatigue design of friction stir welded joints in aluminium bridge decks," présenté à Canadian Society of Civil Engineering Annual Conference, Laval, Canada, 12 -15 juin, 2019.
- [46] T. Dickerson and J. Przydatek, "Fatigue of friction stir welds in aluminium alloys that contain root flaws," *International Journal of Fatigue*, vol. 25, no. 12, pp. 1399-1409, 2003, doi: 10.1016/s0142-1123(03)00060-4.

- [47] S. Guo, "Fatigue behavior of aluminum friction stir welds under highway bridge loading conditions," MASC, Mechanical and Mechatronics Engineering, University of Waterloo, Waterloo, 2018.
- [48] M. Ericsson, L. Jin, and R. Sandstrom, "Fatigue properties of friction stir overlap welds," *International Journal of Fatigue*, vol. 29, no. 1, pp. 57-68, 2007, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2006.02.052.
- [49] N. Cloutier and L. St-Georges, "Friction stir lap welding of Aluminium 2024-T3 for
- [50] S. Fowler, A. Toumpis, and A. Galloway, "Fatigue and bending behaviour of friction stir welded DH36 steel," *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 84, no. 9-12, pp. 2659-2669, 2015, doi: 10.1007/s00170-015-7879-3.
- [51] R. Ranjan, A. C. de Oliveira Miranda, S. Guo, S. Walbridge, and A. Gerlich, "Fatigue analysis of friction stir welded butt joints under bending and tension load," *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 206, pp. 34-45, 2019, doi: 10.1016/j.engfracmech.2018.11.041. 171
- [52] R. I. Stephens, A. Fatemi, R. R. Stephens, and H. O. Fuchs, *Metal fatigue in engineering*, 2nd ed. Wiley-Interscience Publication, 2001, 496 p.
- [53] A. Fatemi and L. Yang, "Cumulative fatigue damage and life prediction theories: a survey of the state of the art for homogeneous materials," *International Journal of Fatigue*, vol. 20, no. 1, p. 26, 1998.
- [54] D. Arola and C. L. Williams, "Estimating the fatigue stress concentration factor for machined surfaces," *International Journal of Fatigue*, vol. 24, pp. 923-930, 2002.
- [55] N. E. Dowling, *Mechanical Behavior of Materials: Engineering Methods for Deformation, Fracture, and Fatigue*, 4th ed. Pearson, 2013, 936 p.
- [56] N. Mendes, P. Neto, A. Loureiro, and A. P. Moreira, "Machines and control systems for friction stir welding: A review," *Materials & Design*, vol. 90, pp. 256-265, 2016, doi: 10.1016/j.matdes.2015.10.124.
- [57] S. Zimmer, "Contribution à l'industrialisation du soudage par friction malaxage," Ph. D., Arts et Métiers ParisTech, Paris, 2010.
- [58] G. Voellner, F. Zaeh, and J. Silvanus, "Influence of the machine types on FSW seam qualities," présenté à 7th International FSW Symposium, Awaji Island, Japan, 2008.

- [59] P. Lours and F. Baillon. (2015, 24 mars). Au coeur des Matériaux Cristallins [En ligne]. Disponible à : https://nte.mines-albi.fr/SciMat/co/module_SM.html
- [60] G. E. Dieter, Mechanical metallurgy, 1st ed. McGraw-Hill Book Company, 1961, 751 p.
- [61] D. P. DeLuca. Understanding fatigue [En ligne]. Disponible <http://files.asme.org/IGTI/Knowledge/Articles/13048.pdf>
- [62] Xuemei Chen. Thesis Master. The effect of extrusion conditions on yield strength of 6060 Aluminium Alloy. Auckland University of technology. Auckland, New Zealand. (2008).
- [63] Hayette Bedboudi. Thèse de Doctorat. Etude de développement de structures dans les alliages à base d'aluminium : Al-Zn et Al-Cu-Zn. Université Badji Mokhtar Annaba.
- [64] Bruno Barlas. Thèse de Doctorat. Etude du comportement et de l'endommagement en fatigue d'alliages d'aluminium de fonderie. L'école Nationale Supérieure des Mines de Paris. (2004).
- [65] Aitao Tang, Fusheng Pan, Mingbo Yang and Renju Cheng. Mechanical Properties and Microstructure of Magnesium-Aluminum Based Alloys Containing Strontium. Materials Transactions, Vol. 49, No. 6 (2008) pp. 1203 to 1211. The Japan Institute of Metals.
- [66] Adnan N. Abood, Ali H. Saleh & Zainab W. Abdullah; Effect of Heat Treatment on Strain Life of Aluminum Alloy AA 6061. Journal of Materials Science Research; Vol. 2, No. 2; (2013).
- [67] John Banhart, Cynthia Sin Ting Chang, Zeqin Liang, Nelia Wanderka, Matthew D.H. Lay, Anita J. Hill. Natural ageing in Al-Mg-Si alloys – a process of unexpected complexity. Advanced Engineering Materials 12 (7), 559-571 (2010).
- [68] Nicholas E. Nanninga. High cycle fatigue of AA6082 and AA6063 aluminum extrusions. Dissertation, Michigan Technological University. (2008)
- [69] K Hockauf, T Niendorf, S Wagner, T Hallea, L.W Meyer, "Cyclic behavior and microstructural stability of ultrafine-grained AA6060 under strain-controlled fatigue", Proce. Eng., 2, 2199–2208 (2010).
- [70] Genki Horii, Daisuke Terada and Nobuhiro Tsuji. Strain hardening and softening in ultrafine grained Al fabricated by ARB process. 15th International Conference on the Strength of Materials (ICSMA-15) IOP Publishing. Journal of Physics: Conference Series 240 (2010) 012114

[71] Katharina Strobel, Mark A. Easton, Lisa Sweet, Malcolm J. Couper; and Jian-Feng Nie. Relating Quench Sensitivity to Microstructure in 6000 Series Aluminium Alloys. *Materials Transactions*, Vol. 52, No. 5 (2011) pp. 914 to 919. 2011 The Japan Institute of Light Metals

[72] O Kessler, M Reich. Mechanical properties of an undercooled aluminium alloy Al-0.6Mg-0.7Si. 15th International Conference on the Strength of Materials (ICSMA-15) IOP Publishing Journal of Physics: Conference Series 240 (2010) 012093.

[73] K Hockauf, T Niendorf, S Wagner, T Hallea, L.W Meyer, "Cyclic behavior and microstructural stability of ultrafine-grained AA6060 under strain-controlled fatigue", *Proce. Eng.*, 2, 2199–2208 (2010).