

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE
Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique
Ecole Nationale Polytechnique



Département Métallurgique

Mémoire du projet de fin d'étude

Pour l'obtention du diplôme d'ingénieur d'état en Génie des Matériaux

Thème

**Amélioration de la tenue mécanique des alliages d'aluminium par
modification des états métallurgiques : Etude multi-échelles**

Réalisé par :

BOUGUERRA Ibtihel

DIABI Djazia

Sous la direction de

Pr. DJEGHLAL Mohammed Elamine (ENP)

Présenté et soutenu publiquement le 03/07/2019

Composition du Jury :

Président	Pr.H.YOUSFI	ENP
Promoteur	Pr.M.E.DJEGHLAL	ENP
Examineurs	Dr.A.BOUDIAF	EMP
	Dr.L.HEMMOUCHE	EMP

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE
Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique
Ecole Nationale Polytechnique



Département Métallurgique

Mémoire du projet de fin d'étude

Pour l'obtention du diplôme d'ingénieur d'état en Génie des Matériaux

Thème

**Amélioration de la tenue mécanique des alliages d'aluminium par
modification des états métallurgiques : Etude multi-échelles**

Réalisé par :

BOUGUERRA Ibtihel

DIABI Djazia

Sous la direction de

Pr. DJEGHLAL Mohammed Elamine (ENP)

Présenté et soutenu publiquement le 03/07/2019

Composition du jury :

Président	Pr.H.YOUSFI	ENP
Promoteur	Pr.M.E.DJEGHLAL	ENP
Examineurs	Dr.A.BOUDIAF	EMP
	Dr.L.HEMMOUCHE	EMP

Dédicace

*A mon très cher père **Ali**, source d'amour, d'affection, de générosité et de sacrifices. Tu étais toujours là près de moi pour me soutenir, m'encourager et me guider avec tes précieux conseils. Que ce travail soit le témoignage des sacrifices que vous n'avez cessé de déployer pour mon éducation et mon instruction. Aucune dédicace ne saurait exprimer l'amour et l'admiration que je porte au grand homme que vous êtes. Puisse Dieu le tout puissant, vous préserver et vous accorder santé, longue vie et Bonheur.*

*A ma très chère maman **Leïla**, source de ma vie, d'amour et de tendresse qui n'a pas cessé de m'encourager et de prier pour moi. Vous m'avez toujours aidé par vos conseils et vos sacrifices. Puisse Dieu le tout puissant t'accorder meilleure santé et longue vie.*

*A ma sœur **Selma** et a mes frères **Kamel** et **Abd el haq**, pour leur patience, soutien et leurs sentiments d'amour aux moments les plus difficiles. Je vous souhaite plein de succès, de joie et de bonheur. Que dieu vous garde et illumine vos chemins.*

*A ma formidable **grand-mère** que je ne l'oublierai jamais jamais, paix à son âme.....*

*A mon âme sœur **Amel** (Fatima kabachi) pour les sacrifices et les efforts que tu m'as fait que dieu te garde et illumine le chemin, je te souhaite tout le Bonheur que tu mérites.*

*A mon amie et binôme **Ibtihel**, merci pour les bons moments qu'on a partagé, afin de donner naissance à ce projet.*

A ma très chère famille, tantes, oncles, cousins et cousines

A tous mes chers amis.....

A toute personne que j'aime et je respecte.....

Je dédie cet humble travail

Djazi

Dédicace

Je dédie ce modeste travail

*Aux êtres les plus chers, mes parents Lamrí et Samíra
pour leur grand amour, leur soutien et sacrifices.*

À mes grands-parents : Taher, Sassi, Zahía, Fatíma

À mes frères :

Amin et Dhíaa

A mes sœur Nourhene et Raním

À toute ma grande famille,

À Mon adorable binôme Djazia

À mes amis.

*Et À tous ceux qui m'ont nourri de leur savoir, à ceux qui
ont voulu toujours que je réussisse.*

Ibtíhel

Remerciements

Nous remercions Dieu le tout puissant de nous avoir donné patience, santé et volonté tout au long de nos études ;

Tout d'abord, nous tenons à remercier nos Parents de nous avoir inculqués, très jeune, une éducation portée sur l'intégrité, la droiture et la justice ;

Nous tenons à remercier Monsieur le Professeur M.E. DJEGHLAL qui nous a encadré tout au long de ce projet de fin d'études et qui nous a fait partager ses brillantes intuitions. Qu'il soit aussi remercié pour sa disponibilité permanente et pour les nombreux encouragements qu'il nous a prodigués ; nous remercions le Dr .HEMMOUCHE qui nous aidé tout au long de ce projet et nous donnez assez de son temps; Nous tenons aussi à exprimer notre gratitude à M. KABA pour nous avoir apporté le soutien nécessaire ; et nous remercions également tous les membres du jury d'avoir accepté de juger notre travail Messieurs le Pr.H. YOUSFI qui a bien voulu présider notre jury , le Dr. L.HEMMOUCHE et le Dr. BOUDIAF et respectivement qui ont bien voulu examiné ce travail. C'est vraiment un grand honneur pour nous. Merci Nous ne saurions oublier ici tous nos enseignants du département de Métallurgie de l'ENP, pour avoir participé à notre formation ;

Nous voudrions exprimer notre reconnaissance envers les amis et collègues qui nous ont apporté leur soutien moral et intellectuel tout au long de notre démarche, pour tous les moments agréables partagés durant cette formation ainsi que pour la bonne ambiance de travail qui a régné pendant la période de préparation de nos PFE. Bon courage pour la suite.

الملخص:

العمل الحالي يهدف إلى دراسة تأثير المعالجة الحرارية على الخصائص الميكانيكية لخليط الألمينيوم A2017 A5154 المخصص للاستعمال في مجال الطيران و تأثير الأكسدة الأنودية على الخصائص الميكانيكية لخليط الألمينيوم 17A20. في البداية قمنا بإنجاز عينات التجارب لغرض اجراء التجارب الميكانيكية ; هذه العينات خضعت للمعالجة الحرارية والميكانيكية ;بعدها قمنا بالتخصيص الميتالوجرافي والميكانيكي. لاحظنا تحسن في المقاومة الميكانيكية و قوة التحمل أثناء تجارب الاجهاد لخليط الألمينيوم A2017 بعد عملية المعالجة الحرارية T6 .

الكلمات الأساسية: المعالجة الحرارية الأكسدة الانوية A2017 5154

Abstract:

The objective of this work is to study the first effect of heat treatment on the mechanical properties of aluminium alloys 2017A and 5154A, intended for aeronautical application and the effect of anodizing treatment on the mechanical properties of Aluminium Alloy 2017A. In the first place we carried out standardized test pieces to carry out the mechanical tensile tests. These specimens underwent different heat treatments of structural hardening by varying the conditions (holding time and temperature) and then a sulphuric anodizing treatment.

Then we did a mechanical and metallographic characterization. We found that there is an improvement in the mechanical strength and micro hardness of the Aluminum Alloy 2017A after tempering heat treatment T6.

Keywords: 5154 A, 2017 A, sulphuric anodizing, heat treatment, structural hardening, metallography, micro hardness, tensile test, bending.

Résumé :

Le présent travail a pour objectif d'étudier l'effet d'abord du traitement thermique sur les propriétés mécaniques des alliages d'aluminium 2017A et 5154A, destinés à l'application aéronautique et l'effet par la suite du traitement d'anodisation sur les propriétés mécaniques de l'alliage d'Aluminium 2017A. En premier lieu nous avons réalisé des éprouvettes normalisées pour effectuer les essais mécaniques de la traction. Ces éprouvettes ont subi différent traitements thermiques du durcissement structural en variant les conditions (temps et température de maintien) puis un traitement d'anodisation sulfurique.

Ensuite nous avons fait une caractérisation mécanique et métallographique. Nous avons constaté qu'il y a une amélioration de la résistance mécanique et de la micro dureté de l'alliage d'Aluminium 2017A après le traitement thermique de revenu T6.

Mots clés : 5154 A, 2017 A, Anodisation sulfurique, Traitement thermique, durcissement structural, Métallographie, Micro dureté, Essai de traction, flexion.

Tables des matières

Liste des figures

Liste des tableaux

Liste des symboles

Liste des abréviations

Introduction générale.....14

CHAPITRE 1: Généralités sur l'aluminium et ses alliages

1.1 Introduction..... 18

1.2 Elaboration de l'aluminium 18

1.2.1 Production d'alumine 18

1.2.2 Production de l'aluminium 18

1.3 Propriétés physiques et chimiques de l'aluminium pur 19

1.4 Caractéristiques de l'aluminium et de ses alliages..... 19

1.5 Influence des éléments d'alliage sur les propriétés d'aluminium 20

1.6 Influence des impuretés sur les propriétés d'aluminium 21

1.7 Désignation et classification des alliages d'aluminium 22

1.7.1 Les séries des alliages d'aluminium et leurs propriétés..... 24

1.8 Les alliages d'aluminium de la série 2000 (Al-Cu) 26

1.8.1 caractéristiques microstructurales..... 26

1.8.2 L'alliage d'aluminium 2017A 27

1.8.3 Caractéristiques mécaniques de l'alliage 2017A 27

1.9 Les alliages de la série 5000 (Al-Mg)..... 28

1.9.1 Caractéristiques microstructurales..... 28

1.9.2 L'alliage d'aluminium 5154A 29

1.9.3 Caractéristiques mécaniques de l'alliage 5154A 29

1.10 Conclusion..... 30

CHAPITRE 2: Traitements thermiques des alliages d'aluminium

2.1 Introduction..... 31

2.2 Indexation des traitements thermiques dans leur ordre chronologique..... 31

2.3 Principaux types de traitements thermiques..... 31

2.3.1 Traitements d'homogénéisation..... 31

2.3.2 Traitements d'adoucissement 32

2.3.3	Traitement de durcissement structural.....	32
2.3.4	Evolution de la dureté.....	37
2.3.5	Evolution de la résistance mécanique.....	38
2.3.6	Evolution de l'allongement	39
2.4	Conclusion	40

CHAPITRE 3: Anodisation des alliages d'aluminium

3.1	Introduction.....	41
3.2	Préparation de surface.....	41
3.2.1	Dégraissage.....	41
3.2.2	Décapage.....	41
3.3	Anodisation de l'aluminium et de ses alliages.....	41
3.3.1	Définition de l'anodisation	41
3.3.2	Principe de l'anodisation	41
3.3.3	Structure des couches d'anodisation.....	42
3.3.4	Descriptif des principaux procédés d'anodisation.....	45
3.3.5	Facteurs influençant les propriétés des couches d'anodisation	47
3.4	Conclusion	48

CHAPITRE 4: Techniques expérimentales

4.1	Introduction.....	50
4.2	Conduite des techniques expérimentales	50
4.3	Composition chimique des matériaux.....	52
4.4	Traitements thermiques appliqués	52
4.5	Anodisation sulfurique.....	53
4.5.1	Dégraissage.....	53
4.5.2	Décapage.....	53
4.5.3	Le blanchiment	53
4.6	Traitement d'anodisation	54
4.6.1	Réalisation de bac d'anodisation	54
4.7	Caractérisation métallurgique	55
4.7.1	Techniques de préparation.....	55
4.8	Microscope optique (MO).....	56

4.8.1	Mesure de la taille des grains.....	56
4.9	Microscopie Electronique à Balayage (M.E.B)	57
4.10	Caractérisation mécanique	57
4.10.1	Essai de micro dureté.....	57
4.10.2	Essai de traction.....	58
4.10.3	Eprouvettes réalisées	58
4.11	Essai de flexion trois points	58
4.11.1	Réalisation du dispositif	59
4.11.2	Eprouvette de flexion.....	59
4.12	Conclusion.....	60
CHAPITRE 5: Résultats et discussion		
5.1	Introduction.....	61
5.2	Etude de l'effet de traitement thermique à différentes échelles.....	61
5.2.1	Métallographie.....	61
5.2.2	Taille de grain.....	71
5.3	Caractérisation mécanique:.....	71
5.3.1	Essai de traction.....	71
5.3.2	Essai de micro dureté.....	73
5.4	Métallographie MEB	74
5.5	Etude de l'effet de traitement d'anodisation sur l'alliage d'Aluminium 2017 A à différentes échelles.....	76
5.5.1	Observation par microscope de la couche d'anodisation	76
5.5.2	Essai de traction.....	77
5.5.3	Essai de flexion trois points.....	80
5.5.4	Calcul de la ténacité.....	82
5.6	Conclusion	83
	Conclusion générale.....	85
	Références bibliographiques.....	86
	ANNEXE.....	88

Liste des figures

Figure 1-1 : Diagramme d'équilibre de l'alliage Al-Cu	27
Figure 1-2: diagramme d'équilibre de l'alliage Al-Mg	29
Figure 2-1 : Représentation schématique des opérations effectuées sur les alliages à durcissement structural.....	33
Figure 2-2 : Evolution de la dureté selon l'état métallurgique.	35
Figure 2-3: Evolution de la dureté suivant la durée de revenu.	37
Figure 2-4 : Evolution de la dureté et de la résistance mécanique au cours d'un traitement thermique après trempe fraîche d'un alliage	38
Figure 3-1: Principe de l'anodisation des alliages d'aluminium	42
Figure 3-2 : a) Réponse en tension pour une anodisation de type barrière sous densité de courant constante, b) Représentation schématique de la croissance d'une couche anodique de type barrière	43
Figure 3-3 : a) Réponse en tension ou en densité de courant pour une anodisation de type poreux, b) Représentation schématique de la croissance d'une couche anodique de type poreux	44
Figure 3-4 : Représentation schématique d'une couche d'anodisation de type poreux formée sur de l'aluminium pur.....	45
Figure 3-5 : Phénomène de pulvérulence	48
Figure 4-1 : Bac d'anodisation à doubles parois.	54
Figure 4-2 : Schéma du dispositif d'anodisation.	55
Figure 4-3 : Mesure de la taille des grains.....	57
Figure 4-4 : Empreinte type laissée par un indenteur de type Vickers.....	58
Figure 4-5 : Eprouvette de flexion trois points.....	59
Figure 5-1 : La microstructure des alliages 2017A et 5154A après traitement thermique de recuit T0.	61
Figure 5-2 : La microstructure des alliages 2017A et 5154A après traitement thermique de maturation T4.....	62
Figure 5-3 : La microstructure des alliages 2017A et 5154A après traitement thermique de revenu T6.....	62
Figure 5-4: La microstructure des alliages 2017A et 5154A après traitement thermique de sur-revenu T7.	62

Figure 5-5 : Micrographie de 2017A T0 à différents grossissements .	63
Figure 5-6: Micrographie de 2017A T4 à différents grossissements.	64
Figure 5-7: Micrographie de 2017A T6 à différents grossissements.	65
Figure 5-8: Micrographie du 2017A T7à différents grossissements.	66
Figure 5-9: Micrographie du 2017 A T7 à différents grossissements.	66
Figure 5-10: Micrographie du 5154A T4 à différents grossissements .	67
Figure 5-11: Micrographie MEB de l'alliage d'Aluminium 2017A T7.	68
Figure 5-12: Micrographie MEB de l'alliage d'Aluminium 5154A T0.	69
Figure 5-13: Diagramme de DRX de l'alliage d'Aluminium 2017A T6.	70
Figure 5-14: Diagramme de DRX de l'alliage d'Aluminium 5154A T0.	70
Figure 5-15 : Evolution de Rm, Re et A% pour les différents états métallurgiques du 2017A et du 5154A.	72
Figure 5-16 : Evolution de la micro-dureté pour les différents états métallurgiques du 2017A et du 5154A.	74
Figure 5-17 : Observation de l'épaisseur et de la morphologie du film d'oxyde par MO : a) état recuit T0 ; b) état mûri T4 ; c) état revenu T6 ; d) état sur-revenu T7.	76
Figure 5-18 : Courbe de traction pour le 2017A à l'état recuit T0 avant et après anodisation.	77
Figure 5-19 : Courbe de traction pour le 2017A à l'état mûri T4 avec et sans anodisation.	78
Figure 5-20 : Courbe de traction pour le 2017A à l'état revenu T6 sans et avec anodisation.	79
Figure 5-21 : Courbe de traction pour le 2017A à l'état sur-revenu T7 avant et après traitement d'anodisation.	79
Figure 5-22 : Eprouvettes cassées après essai de flexion pour différents états métallurgiques et après anodisation	80
Figure 5-23 : Courbes de flexion trois points à différents états métallurgiques en fonction de la déflexion des éprouvettes	81
Figure 5-24 : Représentation schématique de l'essai de ténacité suivant la norme ASTM-E399-90	82

Liste des tableaux

Tableau 1-1 : Les propriétés de l'Aluminium pur.....	19
Tableau 1-2 : Désignation des séries principales des alliages d'aluminium.....	23
Tableau 1-3 : Désignation des états métallurgiques de base	23
Tableau 1-4 : classement des alliages d'aluminium corroyés.....	24
Tableau 1-5: Composition chimique de l'alliage 2017A	27
Tableau 1-6: caractéristique mécaniques de 2017A.....	28
Tableau 1-7: Composition chimique de l'alliage 5154A	29
Tableau 1-8: caractéristique mécaniques de 5154A.....	29
Tableau 2-1: Indexation des traitements thermiques pour les alliages d'aluminium.	31
Tableau 4-1 : composition chimique du 2017A et 5154A en %.	52
Tableau 4-2 : Paramètres des différents traitements thermiques.....	53
Tableau 4-3 : Réactif métallographique.....	56
Tableau 4-4 : Dimensions du banc de flexion.....	59
Tableau 4-5 : Dimensions de l'éprouvette.	60
Tableau 5-1 : Evolution de la taille des grains de l'alliage 2017A après traitements thermiques.....	71
Tableau 5-2 : Evolution de la taille des grains de l'alliage 5154A après traitement thermique.....	71
Tableau 5-3 : Résultats des essais de traction pour les différents traitements thermiques des alliages 2017A et 5154A.....	72
Tableau 5-4 : résultat d'essai de micro durté	73
Tableau 5-5 : Observation par MEB des éprouvettes après essai de traction.	74
Tableau 5-6 : évolution de l'épaisseur moyenne de dépôt selon l'état métallurgique.	76
Tableau 5-7 : Evolution des propriétés mécanique de l'alliage 2017 A avant et après traitement d'annodisation pour différent états métallurgiques.....	80
Tableau 5-8 : Résultats de l'essai de flexion trois points.....	81
Tableau 5-9 : Calcul de F_Q et le rapport F_{\max}/F_Q	82

Liste des symboles

T_f	Température de fusion
H_v	Dureté Vickers
P	Charge [grammes]
X	Angle au sommet de la pyramide
D	Valeur moyenne de la diagonale de l'empreinte [mm]
I	Moment statique de la section de l'éprouvette [mm ⁴]
V	Distance de la fibre externe à la fibre interne [mm]
M	Moment de flexion [N.m]
N	Nombre de divisions
A_m	Déformation plastique à la striction
E	Module de Young [MPa]
R_e	Limite élastique [MPa]
R_m	Limite à la rupture [MPa]
$A\%$	Allongement à la rupture
K_{IC}	Facteur d'intensité de contrainte
F_{max}	Force maximale

Liste des abréviations

OAC	Oxydation Anodique Chromique
OAS	Oxydation Anodique Sulfurique
OASB	Oxydation Anodique Sulfuro-borique
CFC	Cubique à Face Centrée
GP	Zone de Guinier Preston
MO	Microscopie Optique
MEB	Microscope Electronique à Balayage
DRX	Diffraction des rayons X
EDS	Spectroscopie à rayon X à dispersion d'énergie

INTRODUCTION GENERALE

Les matériaux en général et les métaux en particulier prennent une place importante dans tout développement industriel ou progrès technologique. Vu les exigences de l'industrie moderne, nombreux programmes de recherches sont en route pour le développement d'autres matériaux plus performants et moins coûteux tels que les composites, les céramiques, les polymères...etc., mais les alliages métalliques occupent toujours une place importante, car les caractéristiques de ces derniers s'améliorent de jour en jour grâce aux recherches entreprises.

Les alliages d'aluminium continuent à être le centre d'intérêt de plusieurs travaux de recherche en science 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 peut par des méthodes conventionnelles favoriser la précipitation de phases grossières qui appauvrissent la solution solide sursaturée et de ce fait réduit considérablement le potentiel de durcissement structural qui confère à ces matériaux d'intéressantes propriétés mécaniques.

Les alliages d'aluminium et notamment les alliages de la série 2000 (Al-Cu) sont très utilisés dans les constructions aéronautiques particulièrement en raison de leurs faibles densités et de leurs bonnes caractéristiques mécaniques. Pour augmenter la résistance à la corrosion de ces alliages, on procède à une anodisation de la surface, soit en bain chromique(OAC), soit en bain sulfurique (OAS) soit encore en bain sulfuro-borique(OASB). Le principe de ce traitement est de développer à la surface des pièces, par une voie électrochimique d'anodisation, une couche d'oxyde d'épaisseur beaucoup plus importante (quelques microns) que celle de la couche d'oxyde Al_2O_3 se formant naturellement en surface. Mais l'augmentation de la tenue à la corrosion s'accompagne d'une diminution des propriétés mécaniques. Cet abattement de la durée de vie est expliqué en partie par la grande fragilité de la couche d'oxyde formée lors du traitement d'anodisation, par la multi-micro-fissuration de cette couche et par les contraintes résiduelles induites lors de ce dernier traitement.

Dans ce travail, nous nous sommes intéressés au cas des alliages d'aluminium- cuivre et aluminium- magnésium et plus particulièrement à l'alliage 2017A et 5154A. Le travail que nous avons réalisé, avait pour objectif essentiel, d'étudier l'influence des traitements thermiques sur les propriétés mécaniques et structurales du 2017A et 5154A et L'anodisation sur les propriétés mécaniques et structurales du 2017A.

Notre travail se présente en deux parties :

La première partie concerne l'étude bibliographique qui englobe le premier chapitre qui présente quelques généralités sur l'aluminium et ses alliages, leurs caractéristiques mécaniques et métallurgiques. Le deuxième chapitre consiste à situer les différents traitements thermiques, leurs aspects métallurgiques ainsi que leurs influences sur les propriétés mécaniques des alliages d'aluminium. Le troisième chapitre est réservé à la

présentation du traitement d'anodisation, leur type ainsi que les paramètres mis en jeu dans ce genre de traitement.

La deuxième partie exprime les différentes méthodes expérimentales adoptées à ce genre de travaux scientifiques.

Les résultats obtenus, leurs discussions et leurs interprétations sont regroupés dans le dernier chapitre de cette deuxième partie.

PREMIERE PARTIE

ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

CHAPITRE 1: Généralités sur l'aluminium et ses alliages

1.1 Introduction

L'aluminium est un matériau qui a connu beaucoup de changements d'un point de vue des propriétés mécaniques ces dernières années. En effet, le développement de la recherche a fait apparaître de nouveaux alliages d'aluminium adaptés à de nombreuses applications spéciales. C'est la raison pour laquelle, ce métal léger trouve son application dans des domaines où il semblait encore inadapté, il y a quelques années.

L'aluminium et ses alliages sont présents sous les formes les plus variées, pratiquement sur tous les marchés ou domaines d'applications.

L'aluminium pur possède des propriétés mécaniques très réduites, et insuffisantes pour son utilisation dans bon nombres d'applications.

Depuis longtemps, les métallurgistes ont montré qu'en ajoutant certains éléments à l'aluminium, ses propriétés changent et que certaines additions ont tendance à augmenter par différents processus leurs propriétés mécaniques, électriques et structurales.

On peut considérer qu'aujourd'hui, les chercheurs disposent d'éléments suffisants pour obtenir une microstructure optimale répondant à des exigences précises. Cela dépend essentiellement de l'addition dans la matrice d'aluminium.

1.2 Elaboration de l'aluminium

L'aluminium est abondant dans l'écorce terrestre. Par contre, puisqu'il s'oxyde facilement en présence de dioxygène, la quasi-totalité de l'aluminium que l'on trouve dans la nature est oxydée, principalement sous forme d'alumine Al_2O_3 . L'alumine est particulièrement présente dans une roche du nom de bauxite (**Michel et Coll, 2008**).

1.2.1 Production d'alumine

Le procédé utilisé pour obtenir l'alumine à partir de la bauxite est le procédé Bayer. Après broyage, la bauxite est attaquée à chaud, sous pression, par de la soude, ce qui permet d'obtenir une liqueur d'aluminate de soude avec insolubles en suspension. Cette liqueur est ensuite décantée : les oxydes de fer et de silicium forment une boue rouge, chimiquement inerte, qui est évacuée vers un site de déversement approprié, la liqueur restante est envoyée dans des décomposeurs pour précipitation de l'alumine, qui est ensuite récupérée par filtration et calcinée (**Michel et Coll, 2008**).

1.2.2 Production de l'aluminium

L'aluminium est produit actuellement dans le monde entier par le procédé mis au point par Héroult et Hall en 1886, qui consiste en l'électrolyse de l'alumine dissoute dans la cryolithe fondue à environ 1 000 °C, dans une cuve comportant un garnissage intérieur en carbone-

cathode. L'aluminium formé par électrolyse se dépose au fond de la cuve, et l'oxygène de l'alumine réagit avec le carbone de l'anode pour former de l'oxyde de carbone et du gaz carbonique (Michel et Coll, 2008).

1.3 Propriétés physiques et chimiques de l'aluminium pur

L'aluminium est un élément de symbole Al de numéro atomique 13, il est du III^{ème} groupe de la classification de Mendeleïev et son état d'oxydation le plus stable est +3. Sa structure est (et reste) cubique à faces centrées à toute température inférieure à sa température de fusion (660 °C). L'aluminium représente environ 7.5% en masse dans l'écorce terrestre (Guy, 2010). En résumant ci-dessous les propriétés générales de l'aluminium :

Tableau 1-1 : Les propriétés de l'Aluminium pur (Michel et Coll, 2008).

Symbole	Al
Numéro atomique	13
Masse molaire atomique	27 g. mol ⁻¹
Système cristallin	Cubique à faces centrées
Point de fusion	660 °C
Point d'ébullition	2056 °C
Densité	2,7
Résistance électrique	2,7.10 ⁻⁸ Ohm. m
Résistivité électrique à 20 °C	2.63 μΩ cm
Conductivité thermique	22 W. m ⁻¹ .K ⁻¹
Capacité thermique massique	9,102 J. Kg ⁻¹ . K ⁻¹
Coefficient de dilatation	24.10 ⁻⁶ K ⁻¹
Retrait volumique	5.6 %
Module d'élasticité	69000 MPa
Charge de rupture	80 à 100 MPa

1.4 Caractéristiques de l'aluminium et de ses alliages

Le développement des applications de l'aluminium et de ses alliages s'explique par plusieurs propriétés, en particulier celles que nous citons ci-dessous (Michel et Coll, 2008 ; Guy, 2010) :

◆ **Légèreté**

C'est le premier des atouts de l'aluminium. Ce dernier est le plus léger de tous les métaux usuels, sa masse volumique est de 2700 kg/m^3 , soit trois fois moindres que celle du fer.

De ce fait, l'aluminium constitue 80% du poids des avions actuels. Il est très utilisé aussi dans le transport maritime et terrestre rapide, et de plus en plus dans l'automobile.

◆ **Conductivité thermique**

L'aluminium pur a une excellente conductivité thermique, de l'ordre de 60% de celle du cuivre. Les applications des échangeurs en aluminium sont très nombreuses : automobiles, véhicules industriels, climatisation, dessalement de l'eau de mer, énergie solaire...etc.

◆ **Conductivité électrique**

La conductivité électrique de l'aluminium est de l'ordre de deux tiers de celle du cuivre (237 W/m.K à température ambiante). L'aluminium est très utilisé dans les postes de connexion des réseaux aériens de haute et moyenne tension.

◆ **Tenue à la corrosion**

L'aluminium et ses alliages ont en général une bonne tenue à la corrosion atmosphérique, en milieu marin, urbain et industriel. L'aluminium est utilisé de façon courante par les architectes. Tout en offrant de nombreuses possibilités de formes et de traitements de surface, les structures de bâtiment en Aluminium résistent bien au temps. Cette bonne tenue à la corrosion alliée à sa faible densité lui a permis un développement large pour des applications dans le bâtiment.

◆ **Diversité des alliages d'aluminium**

Les alliages d'aluminium sont très nombreux et variés quant à leur composition, à leurs propriétés et à leurs usages.

◆ **Facilité de mise en œuvre**

Les alliages d'aluminium se prêtent bien aux techniques d'assemblage telles que : soudage, boulonnage, rivetage, collage...etc.

1.5 Influence des éléments d'alliage sur les propriétés d'aluminium

L'aluminium pur, non allié, possède des propriétés mécaniques relativement faibles, afin d'améliorer ces propriétés, on est conduit à ajouter des éléments d'alliage lors de sa fusion.

Le nouveau alliage ainsi formé est soit plus résistant, plus ductile, plus dur...etc. selon le choix. Toutefois, pour obtenir précisément ce que l'on veut, il faut connaître l'effet de chaque élément (**Lanthony, 1984**). Pour cela voici les cinq (5) principaux éléments d'alliages de base avec l'aluminium :

♦ **Cuivre**

Cet élément forme avec l'aluminium du CuAl_2 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 (**Varel, 2004**). Les alliages contenant de 4 à 6 % de cuivre sont ceux qui répondent le plus fortement aux traitements thermiques (**Morgan, 1982**).

♦ **Le magnésium**

Est le principal agent d'amélioration des caractéristiques mécaniques des alliages d'aluminium.

♦ **Manganèse**

Il sert à augmenter la résistance mécanique à haute température des alliages de fonderie 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 (**Laughlin, Miao, 2001**). Certains le considèrent comme une impureté à cause de sa faible solubilité (**Harris, 1954**).

♦ **Silicium**

Il est présent dans la majorité des alliages pour fonderie. Sa principale caractéristique est d'améliorer la coulabilité du métal et, par conséquent, de limiter les risques de criques. En revanche, le silicium diminue l'usinabilité de la pièce et rend plus difficile le traitement anodique de décoration.

♦ **Zinc**

Le zinc augmente les caractéristiques mécaniques de l'alliage mais nettement de façon moindre que le cuivre. Il diminue aussi la tenue à la corrosion.

1.6 Influence des impuretés sur les propriétés d'aluminium

Les impuretés contenues dans les alliages d'aluminium sont importantes car elles modifient, volontairement ou non, les diverses propriétés du matériau. On trouve principalement comme impuretés :

♦ **Bore :**

Le bore lorsqu'il est combiné à d'autres métaux forme des borures comme par exemple le borure de titane (TiB_2). Ce composé forme des sites stables de germination qui interagissent avec les phases de l'affinement de grain (TiAl_3) dans l'aluminium en fusion. Il contribue également à l'accroissement de la conductivité électrique par précipitation d'autres éléments (Va, Ti, Cr,....etc.) (**Laughlin et Miao, 2001**).

♦ 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 (**Lanthony, 1984**).

♦ Fer :

Une impureté naturelle de l'aluminium qui dégrade la tenue mécanique de la pièce produite. Il gêne aussi l'alimentation en métal liquide des pièces dans le moule (**Laughlin et Miao, 2001**). Pour avoir de bonnes propriétés mécaniques, sa teneur est limitée à moins de 0.13% dans les alliages de première fusion dite à haute pureté (**Margan, 1982**). La présence des Cr et Mn peuvent améliorer les propriétés de ses alliages (**Laughlin et Miao, 2001**).

♦ Nickel :

Ce dernier augmente la résistance mécanique des aluminiums de haute pureté mais réduit la ductilité (**Laughlin et Miao, 2001**). 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 (**Lanthony, 1984**).

♦ Titane :

C'est une impureté de l'aluminium, mais il permet d'affiner la dendrite de solution riche en aluminium : c'est un affinant. Au-delà de 0.4% il se forme $TiAl_3$ qui diminue l'usinabilité mais améliore encore l'affinage. Ainsi, les auteurs rapportent que l'alliage Al-Ti gagne en efficacité d'affinage s'il est laminé et/ ou traité thermiquement (**Margan, 1982 ; Laughlin et Miao, 2001**).

1.7 Désignation et classification des alliages d'aluminium

La désignation des alliages d'aluminium s'effectue suivant un système de 4 chiffres. Le premier chiffre de la série indique le principal élément alliant en présence et les chiffres subséquents indiquent la composition (voir tableau 1-2).

La désignation des alliages corroyés, conforme à la norme AFNOR NF EN 573. Ces normes affectent à chaque type d'alliage un nombre de quatre chiffres qui permet de les classer en séries (**Mechri, 2007**).

Tableau 1-2 : Désignation des séries principales des alliages d'aluminium (**Mechri, 2007**).

Série	Désignation	Elément d'alliage principal	Phase principale présente dans l'alliage
1000	1XXX	99% d'Al au minimum	-
2000	2XXX	Cuivre (Cu)	Al ₂ Cu, Al ₂ CuMg
3000	3XXX	Manganèse (Mn)	Al ₆ Mn
4000	4XXX	Silicium (Si)	-
5000	5XXX	Magnésium (Mg)	Al ₃ Mg ₂
6000	6XXX	Magnésium (Mg) et Silicium (Si)	Mg ₂ Si
7000	7XXX	Zinc (Zn)	MgZn ₂

Cinq états métallurgiques fondamentaux sont définis et symbolisés par des lettres données dans le Tableau 1-3

Tableau 1-3 : Désignation des états métallurgiques de base (**Michel et coll, 2008**).

Symbole	Etat de base
F	Brut de fabrication
O	Recuit
H	Ecroui et restauré ou stabilisé
T	Durci par traitement thermique
W	Trempé et non stabilisé

Etat **F** – les produits sont fabriqués par déformation plastique, sans maîtriser les taux d'adoucissement ou de durcissement par déformation ou traitement thermique.

Etat **O** – les produits sont dans l'état le plus ductile, obtenu par traitement de recuit.

Etat **H** – les produits sont durcis par déformation, avec ou sans maintien ultérieur à une température suffisante pour provoquer un adoucissement partiel.

Etat **W** – les produits sont soumis à une mise en solution et une trempe; ils continuent d'évoluer à la température ambiante. Cet état est un état métallurgique instable.

Etat **T** – les produits sont soumis à un traitement thermique partiel ou complet, avec application éventuelle de déformation plastique.

Parmi ces sept classes, une autre distinction peut être faite entre les alliages non trempant et les alliages trempant.

Les alliages non trempant correspondent aux séries 1000, 3000 et 5000 sont des alliages sans durcissement structural. Les alliages trempant à durcissement structural correspondent aux séries 2000, 4000, 6000 et 7000 (tableau 1.4).

Selon la classe d'alliage envisagée, différentes méthodes d'amélioration des propriétés mécaniques peuvent être adoptées.

Tableau 1-4 : classement des alliages d'aluminium corroyés.

	Alliage trempant Ou à durcissement structural Ou à durcissement par traitement thermique	Alliage non trempant Ou à durcissement par écrouissage Ou à durcissement sans traitement thermique
Série	2000 4000 6000 7000	1000 3000 5000

En effet, en ce qui concerne les alliages non trempant la méthode d'amélioration des propriétés mécaniques s'agit du durcissement par écrouissage.

Pour les alliages trempant, la principale méthode de durcissement correspond à un traitement thermique, appelé traitement à durcissement structural. Le processus de durcissement structural permet d'améliorer nettement les propriétés mécaniques des alliages d'aluminium en conduisant à la formation des précipités durcissant.

Cette modification de la microstructure du matériau s'accompagne souvent d'une chute de la résistance à la corrosion ce qui amène dans la plupart du temps à travailler, en termes de compromis entre bonnes propriétés mécaniques et résistance à la corrosion intéressante (Laughlin et Miao, 2001).

1.7.1 Les séries des alliages d'aluminium et leurs propriétés

♦ La série 1000 (aluminium pur)

Cette série ne peut pas être traitée thermiquement. La résistance à la traction varie de 69 à 186 N/mm², elle présente une excellente résistance à la traction dans un large domaine de température.

Comme cette série a des propriétés mécaniques relativement faibles, elle est rarement utilisée en raison de leurs résistance élevée à la corrosion et leur bonne conductibilité électrique. Ces alliages sont soudés avec un métal d'apport en aluminium pur ou de la série 4000 (Guy, 2010 ; Mechri, 2007).

♦ La série 2000 (alliage de Cu)

Ces alliages peuvent être traités thermiquement. La résistance à la traction varie de 186 à 427 N/mm². Ces alliages sont des alliages d'aluminium (0.7-6.8%) Cu (en poids) à résistance élevée, souvent utilisés dans l'industrie aéronautique et spatiale. Certains de ces alliages sont considérés comme non soudables (fissuration à chaud et sensibilité à la corrosion sous tension). D'autre peut être soudés avec des procédés de soudage à l'arc quand on suit une procédure de soudage correcte (Guy, 2010 ; Michel, 2005).

♦ La série 3000 (alliage de Mn)

Ces alliages sont des alliages d'aluminium (0.05-1.8)% Mn (en poids), la résistance maximale à la traction est de 110 à 283 N/mm². Ils sont des alliages qui ont une résistance modérée avec une bonne résistance à la corrosion et une bonne capacité de mise en œuvre et pouvant être utilisés à haute température (casserolles et poêles, échangeurs de chaleur,...) (Guy, 2010 ; Michel, 2005).

♦ La série 4000 (alliage de Si)

C'est une série qui contient des alliages susceptibles au durcissement par traitement thermique. Ce sont des alliages aluminium (0.6-21.5)% Si (en poids), quand on allie du silicium à de l'aluminium, on a un point de fusion plus faible et une meilleure fluidité à l'état fondu (Guy, 2010 ; Michel, 2005).

♦ La série 5000 (alliage de Mg)

Ce sont des alliages aluminium (0.2-6.2) % Mg (en poids) ayant une résistance à la traction de 125 à 352N/mm². Ils ne sont pas susceptibles au durcissement par traitement thermique et présentent une résistance la plus élevée. Ces alliages peuvent être utilisés pour diverses applications. Les alliages de cette série ayant de plus de 3% de Mg ne peuvent pas être utilisés au-dessus de 65°C, car ils peuvent alors devenir sensibles à la corrosion sous tension (Guy, 2010).

♦ La série 6000 (alliage de Mg-Si)

Les alliages de cette série sont susceptibles au durcissement par traitement thermique. La résistance à la traction varie de 125-400 N/mm². Ce sont des alliages aluminium- magnésium-silicium utilisés dans des applications soudées (Guy, 2010).

♦ La série 7000 (alliage de Zn)

Ce sont des alliages aluminium (0.8-12)% Zn (en poids) susceptibles au durcissement par traitement thermique avec une résistance variant de 220 à 605 N/mm², ils appartiennent aux alliages d'aluminium ayant la résistance la plus élevée. Comme pour la série 2000, certains sont considérés, comme non soudables avec des procédés de soudage à l'arc (Guy, 2010).

1.8 Les alliages d'aluminium de la série 2000 (Al-Cu)

L'élément d'alliage principal de la famille 2000 est le cuivre (Cu). Ils obtiennent leurs caractéristiques mécaniques par durcissement structural. Ils sont caractérisés par de bonnes caractéristiques mécaniques notamment à l'état trempé revenu ou mûré. C'est grâce à ces caractéristiques mécaniques qu'ils ont été choisis pour les applications aéronautiques. Ils présentent également de bonnes aptitudes de tenue à chaud et pour le décolletage. En revanche, ils ont une résistance à la corrosion faible en atmosphère corrosive du fait de la présence de cuivre. Par ailleurs, ces alliages sont difficilement soudables ; en effet, puisque les zone adjacente au cordon de soudure subissent un recuit lors du cycle thermique imposé par le soudage, leurs propriétés mécaniques s'en trouvent considérablement affaiblies (**Schapiro et Kirkaldy, 1968**). Ces alliages ont de nombreuses applications en aéronautique et en mécanique. En général, ils sont utilisés pour des pièces soumises à des contraintes. Les alliages de cette série se caractérisent d'une façon générale par :

- Des caractéristiques mécaniques élevées après revenu (état T6) ;
- Une bonne tenue à chaud ;
- Une résistance à la corrosion bien inférieure à celle des alliages sans cuivre ;
- Des risques, sous certaines conditions, de susceptibilité à la corrosion mais des précautions particulières de protection : placage, traitements d'anodisation, peinture, permettent de surmonter ces inconvénients ;
- des possibilités de soudage limitées : utilisation de techniques particulières telles que le soudage par faisceaux d'électrons.

1.8.1 caractéristiques microstructurales

Le diagramme d'équilibre Al-Cu fait apparaître l'existence d'une solution solide α présente jusqu'à 5.65% de Cu. L'eutectique se situe à 33% de Cu fait remarquer l'existence d'un composé défini Al_2Cu (figure 1.1).

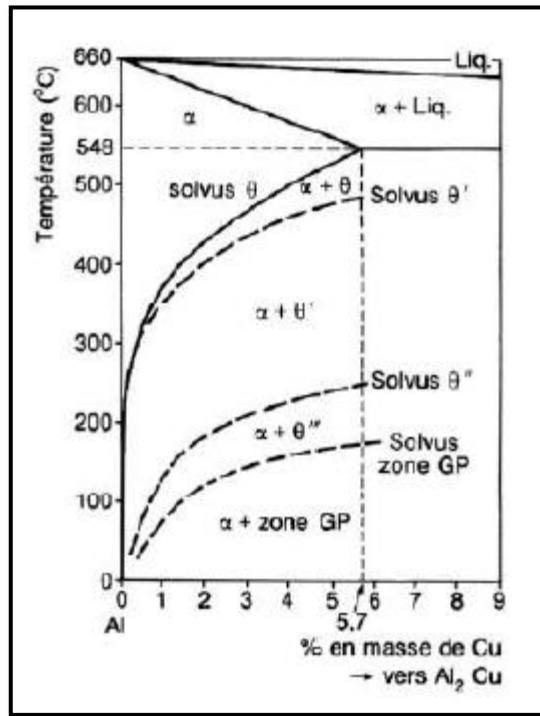


Figure 1-1 : Diagramme d'équilibre de l'alliage Al-Cu (Guinier, 1938).

1.8.2 L'alliage d'aluminium 2017A

L'alliage 2017A est utilisé pour ses bonnes aptitudes à l'usinage. Sa résistance à la corrosion en atmosphère corrosive est relativement faible dans le cas de séjour prolongés.

On présente dans le tableau ci-dessous la composition chimique qui conforme à la norme AFNOR NF EN 573 :

Tableau 1-5: Composition chimique de l'alliage 2017A .

Alliage	-	Cu	Mg	Si	Mn	Fe	Cr	Ni	Zn	Ti	Zr+Ti	Autres chacun	Autres Total	Al
2017A	Min.	3,50	0,40	0,20	0,40	/	/	/	/	/	/	/	/	le reste
	Max.	4,50	1,00	0,80	1,00	0,70	0,10	/	0,25	/	0,25	0,05	0,15	

* Les concentrations sont en pourcentage massique.

1.8.3 Caractéristiques mécaniques de l'alliage 2017A

Du fait de sa structure cristalline cubique à faces centrées, le 2017A ne présente pas de phénomène de fragilisation aux basses températures comme cela peut être le cas avec les métaux cubiques centrés, qui ont une température de transition au-dessous de laquelle ils perdent leur ténacité. Le tableau suivant présente les caractéristiques mécaniques de 2017A.

Tableau 1-6: caractéristique mécaniques de 2017A.

Masse volumique (g/cm ³)	2,79
Intervalle de fusion (°C)	510-640
Coefficient de dilatation linéique (0 à 100 °C) (10 ⁻⁶ /K)	23,0
Module d'élasticité (MPa) (1)	74 000
Coefficient de Poisson	0,33
Conductivité thermique (0 à 100 °C) (W/mC)	État T4 : 134
Résistivité à 20 °C (μΩcm)	État T4 : 5,1
Capacité thermique massique (0 à 100 °C) (J/kg C)	920
Limite élastique RP0.2 (MPa)	260 *
Limite à la rupture Rm (MPa)	390 *
Allongement (%)	9 *

* Barre filée état T4 (trempé, mûré) diamètre entre 75 et 6 mm

1.9 Les alliages de la série 5000 (Al-Mg)

Ces alliages forment, en fonction de leur teneur en magnésium, toute une gamme d'alliages présentant un poids industriel important en raison de l'ensemble performant des propriétés suivantes :

- ◆ Résistance mécanique qui est fonction de la teneur en magnésium,
- ◆ Bonne aptitude – excellent comportement aux basses et très basses températures,
- ◆ Très bonne résistance à la corrosion à l'état soudé ou non, et ceci en particulier en atmosphère marine ou dans l'eau de mer,
- ◆ Possibilité de présenter de beaux états de surface par brillantage et anodisation lorsqu'ils sont élaborés à partir d'aluminium suffisamment pur,
- ◆ Usinage facile,
- ◆ Bonne aptitude à l'anodisation de protection et de décoration,

En revanche, leur aptitude au moulage est faible en coquille, leur sensibilité à la crique est d'autant plus élevée que leur teneur en magnésium est plus faible (**Vargel, 2004**).

1.9.1 Caractéristiques microstructurales

Les alliages contiennent jusqu'à 12% de magnésium. Il existe une solution solide α contenant jusqu'à 15% de Mg à 450°C.

Ces alliages Al-Mg ont tous pour constituant la solution solide mais la variation importante de solubilité du Mg et sa faible vitesse de diffusion à l'état solide font que les alliages

contenant plus de 6% de Mg ne sont pas homogènes à l'état brut de coulée : on trouve α et l'eutectique $\alpha+\beta$. Un traitement d'homogénéisation est alors nécessaire (voir figure 1-2).

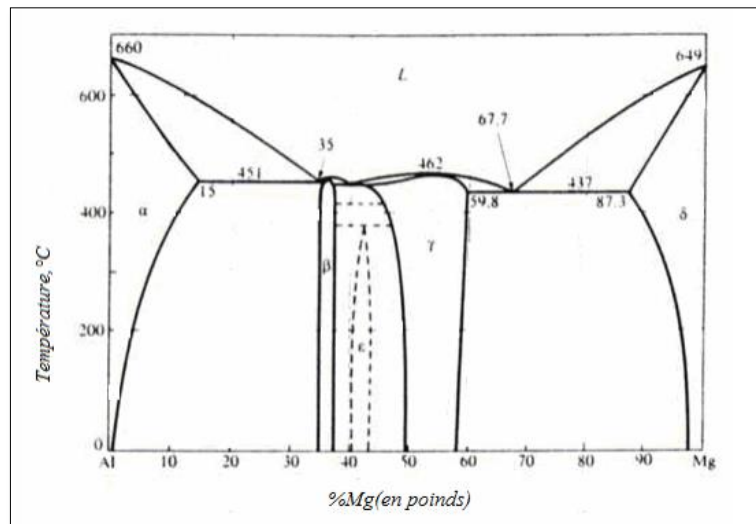


Figure 1-2: diagramme d'équilibre de l'alliage Al-Mg (Guinier, 1938).

1.9.2 L'alliage d'aluminium 5154A

L'alliage 1554A est utilisé pour sa très bonne conductibilité thermique, assez bonne usinabilité, résistance à la corrosion, excellente même en milieu marin. Sa composition chimique et qui est conforme à la norme AFNOR NF EN 573 est montrée dans le tableau suivant :

Tableau 1-7: Composition chimique de l'alliage 5154A .

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
Max : 0.5	Max : 0.5	Max : 0.10	Max : 0.5	3.1 à 3.9	Max : 0.25	Max : 0.2	Max : 0.2	Reste

1.9.3 Caractéristiques mécaniques de l'alliage 5154A

Le tableau ci-dessous présente les principales caractéristiques de 5145A :

Tableau 1-8: caractéristique mécanique de 5154A.

Module d'élasticité (MPa)	69000
R_m (MPa)	140
$R_{p0.2}$ (MPa)	70
A (%)	3
Dureté Brinell	50

1.10 Conclusion

Dans ce chapitre, nous avons présenté les alliages d'aluminium en exposant leurs compositions et leurs caractéristiques. Par ailleurs, les alliages d'aluminium couvrent un domaine étendu de caractéristiques mécaniques. Une telle gamme de caractéristiques mécaniques est obtenue non seulement en agissant sur la composition des alliages, mais aussi et pour une partie très importante, en effectuant des traitements thermiques.

CHAPITRE 2: Traitements thermiques des alliages d'aluminium.

2.1 Introduction

Les traitements thermiques ont pour but principal de changer la nature des caractéristiques d'un matériau. Selon le domaine d'application du matériau les traitements peuvent améliorer ou amoindrir les propriétés mécaniques de ce dernier (résistance à la traction, dureté...). Il existe une série des traitements thermiques standards développés par l'industrie dans le but de contrôler la microstructure et de fournir des alliages ayant des propriétés spécifiques.

2.2 Indexation des traitements thermiques dans leur ordre chronologique

Tableau 2-1: Indexation des traitements thermiques pour les alliages d'aluminium.

Etat	T1	T2	T3	T4	T5	T6	T7	T8	T9	T10
Mise en solution			X	X		X	X	X	X	
Transformation à chaud		X			X					X
Ecrouissage		X	X					X		X
Maturation	X	X	X	X						
Revenu					X	X	X*	X	X	X

*Sur-revenu = Stabilisé

2.3 Principaux types de traitements thermiques

Les traitements thermiques appliqués aux alliages d'aluminium peuvent être classés en trois types principaux :

- ◆ Les traitements dits d'homogénéisation généralement pratiqués sur les produits coulés avant leur transformation ou également sur les produits déjà corroyés.
- ◆ Les traitements d'adoucissement par recuit ou restauration, généralement appliqués en cours ou en fin de transformation.
- ◆ Les traitements de durcissement structural.

2.3.1 Traitements d'homogénéisation

Ils concernent les produits moulés et consistent à effectuer un maintien à la température la plus élevée possible en dessous du liquidus, pendant une heure à 48 heures, afin de modifier la structure pour faciliter la mise en œuvre ou améliorer les propriétés.

Les traitements d'homogénéisation ont les effets suivants sur la structure (Claude, 2007) :

- La dissolution des phases métalliques en excès ;
- L'homogénéisation des concentrations ;
- La coalescence de certaines phases ;

– La précipitation de certaines phases ;

Les traitements d'homogénéisation sont utilisés pour (**Roger, 2011**) :

– L'amélioration de l'aptitude à la déformation : les traitements d'homogénéisation améliorent l'aptitude à la déformation à chaud de tous les alliages corroyés.

– La diminution de la température de recristallisation : un autre effet de l'homogénéisation est d'abaisser la température de recristallisation des alliages corroyés lors de leur déformation à chaud ou lors du traitement thermique de mise en solution.

2.3.2 Traitements d'adoucissement

Ils comprennent les recuits de recristallisation et les traitements de restauration.

2.3.2.1 Les recuits de recristallisation

Ils correspondent à une suppression totale de l'écrouissage des alliages corroyés. Ils sont réalisés suivant les alliages entre 320 et 400°C pendant une demi-heure à 2 heures.

L'adoucissement obtenu sera d'autant plus élevé que l'écrouissage initial était fort.

On prendra garde aux risques de grossissement du grain sur les alliages dont l'écrouissage est relativement faible (à un niveau appelé écrouissage critique) (**Claude, 2004**).

2.3.2.2 Les recuits de restauration

Ils correspondent à une suppression partielle de l'écrouissage sans recristallisation lorsque la température et les temps sont inférieurs aux conditions de recristallisation : 240 à 280 °C durant 1 à 6 heures.

L'avantage de ce type de traitement est de contrôler le taux d'adoucissement et d'éviter les risques de grossissement du grain (**Claude, 2004**).

2.3.3 Traitement de durcissement structural

Le phénomène de «durcissement structural», a été découvert en 1906 par Wilm qui mit en évidence une évolution de la dureté de certains alliages d'aluminium après maintien à la température ambiante suite à une mise en solution et une trempe fraîche (**Will, 1911**). Merica et Al ont proposé dès 1919 que l'augmentation de dureté était liée à la diminution de la solubilité du cuivre à la température ambiante (**Merica, 1919**). Le durcissement structural est basé en effet sur la précipitation des éléments soluté due à la diminution de leur solubilité à la température ambiante (**Hardy et Heal, 1954**). Le processus de durcissement nécessite donc trois conditions :

- ♦ Les éléments d'alliage doivent être solubles dans l'aluminium et leur solubilité doit diminuer avec la baisse de la température ;
- ♦ Après trempe fraîche, la solution solide sursaturée (α_{SS}) doit apparaître ;
- ♦ Des précipités durcissant se forment pendant le traitement thermique de revenu ;

2.3.3.1 Les stades du traitement de durcissement structural

Le traitement thermique comporte trois étapes principales (figure 2-1) (Guy, 2010) :

- ♦ Une mise en solution solide.
- ♦ Un refroidissement rapide (trempe).
- ♦ Un maintien soit à la température ambiante, appelé « maturation » soit à une température élevée, dit « revenu »

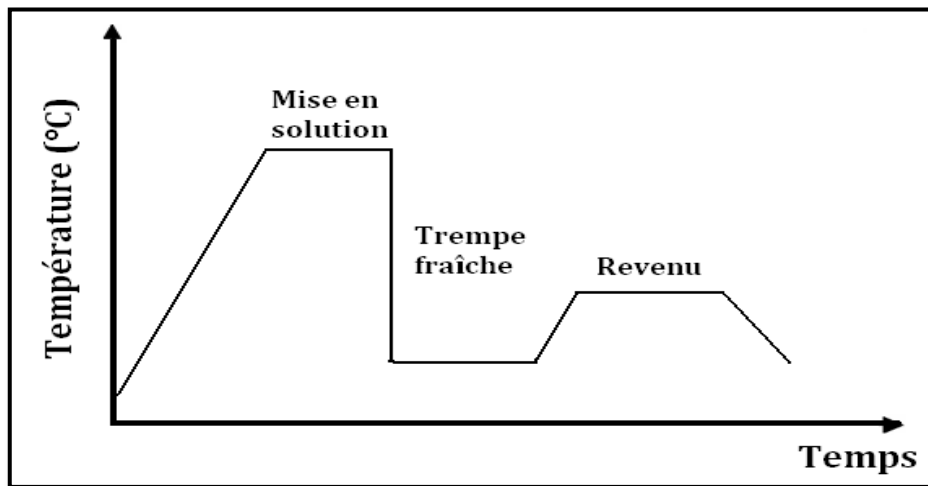


Figure 2-1 : Représentation schématique des opérations effectuées sur les alliages à durcissement structural.

a) La mise en solution

Consiste au chauffage à une température qui est comprise, en général, entre 400 °C et 600°C, la température optimale dépend surtout de la composition chimique de l'alliage bien évidemment. La durée de mise en solution est également très importante; elle doit être suffisante pour mettre en solution solide le plus grand nombre possible d'intermétalliques sans toutefois être trop longue (Develay, 1986).

Une température trop basse ne permettra pas une mise en solution complète des éléments chimiques en soluté qui conduira à de faibles propriétés mécaniques finales et par contre une température très élevée conduira à la détérioration du matériau due à des phénomènes de brûlure induits par la fusion partielle des eutectiques complexes et des précipités aux joints de grains.

b) La trempe

Est l'opération de refroidissement suffisamment rapide après l'étape de mise en solution de manière à garder la solution solide sursaturée à la température ambiante. Le refroidissement doit, en effet, être effectué le plus rapidement possible pour éviter la décomposition de la solution solide dans toute la pièce. Après la trempe, à la température ambiante, une solution

solide sursaturée en atomes de soluté en substitution et en lacunes est donc obtenue. La trempe influe sur les caractéristiques mécaniques de l'alliage.

Le refroidissement par trempe peut prendre plusieurs formes : la trempe par immersion dans l'eau, par aspersion ou à l'air soufflé.

c) Un maintien

♦ La maturation (vieillissement naturel)

Après l'étape de refroidissement la solution solide se trouve dans un état métastable; elle a donc tendance à retrouver son état d'équilibre. De manière progressive et spontanée, la solution solide se décompose à température ambiante. Ce phénomène est fondamental pour le durcissement structural des alliages 2xxx: au cours de ce processus, une augmentation des propriétés mécaniques en fonction du temps de maturation est observée. Cette maturation est qualifiée de naturelle.

♦ Le Revenu (vieillissement artificiel)

Peut, le plus souvent, être préféré à une maturation moins durcissant. Le retour de la solution solide sursaturée à l'état d'équilibre peut être accéléré par des maintiens à une température supérieure. Le revenu est donc l'étape de chauffage ultérieure à des températures inférieures aux températures de mise en solution; elles sont de l'ordre de 100 à 200 °C. Le résultat de cette précipitation sous l'effet du revenu est une augmentation des propriétés mécaniques telle que la dureté. Les conditions de revenu telles que la température et la durée sont spécifiques à chaque type d'alliage. L'évolution de la résistance mécanique en fonction du temps de revenu est caractérisée par une courbe en forme de cloche, avec un maximum de la résistance mécanique pour une durée t correspondant à l'état dit de revenu au pic. Les états sous-revenus correspondent à une durée de traitement inférieure au temps t (Figure 2-2). Dans cet état les alliages gardent une capacité de déformation plastique et donc une bonne aptitude à la mise en forme, mais la résistance à la corrosion est faible. Les états sur-revenus correspondent à une durée de traitement supérieure au temps t . Cet état présente une résistance à la corrosion supérieure à celle de l'état sous-revenu (Vargel, 2004)

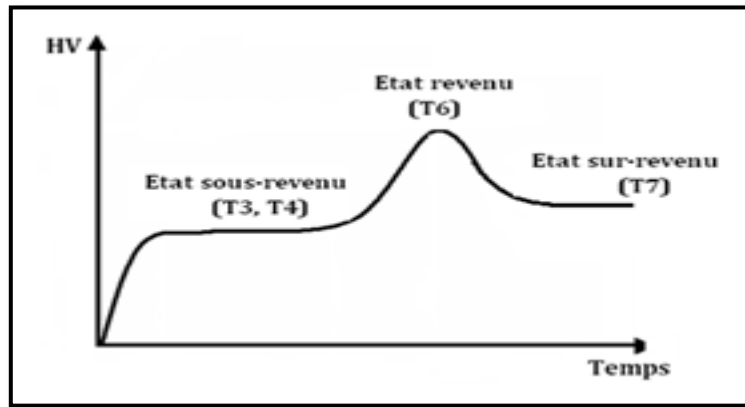


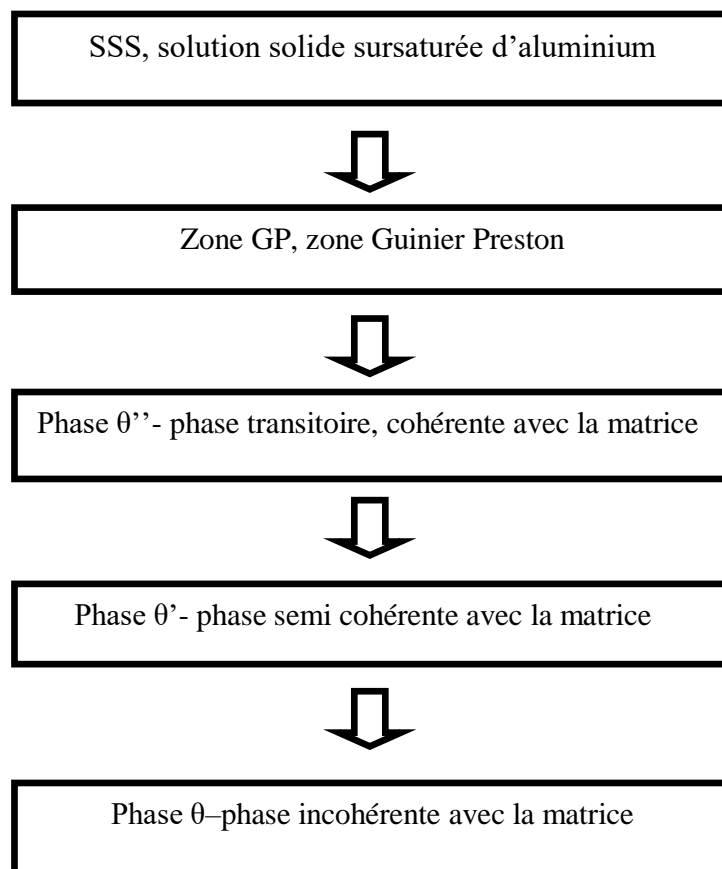
Figure 2-2 : Evolution de la dureté selon l'état métallurgique.

2.3.3.2 Aspect structural du phénomène de durcissement structural

Sur le plan structural, la décomposition de la solution solide sursaturée, obtenue par trempe, s'effectue selon une séquence complexe de phénomènes. L'évolution implique des processus de germination et de croissance et la formation du composé d'équilibre n'est obtenue que pour des temps longs de maintien de l'alliage à la température de revenu.

Elle s'effectue par l'intermédiaire d'une série de stades transitoires, correspondant au développement de phases intermédiaires différentes de celle qui est finalement obtenue.

Ses phases suivantes qui seront décrites plus précisément au paragraphe suivant :



a) Précipitation des zones GP

Elles se forment durant les premiers stades de la décomposition des solutions solides sursaturées de plusieurs alliages sous différentes formes (plaquettes, sphériques et aiguilles) selon la différence entre les diamètres atomiques des atomes du soluté et du solvant (**Karlik, Jourffrey, 1997**).

Dans les alliages Al-Cu, les premières structures des zones G.P, ont été proposés par Guinier et Preston qui ont interprété leurs résultats de diffraction des rayons X par la présence de plaquettes riches en Cu situées dans les plans {100} de la matrice (**Guinier, 1938**).

b) Précipitation de la phase θ''

La phase θ'' (ou G.P.II) qui apparaît à des températures comprises entre 130 et 200 °C correspond au début de la mise en structure quadratique. Elle se présente sous forme de plans riches en Cu (dans les plans {100} de la matrice) (**Fujita, Lu, 1992**). Cette phase qui est toujours cohérente avec la matrice est en partie responsable du maximum de durcissement des alliages du système Al-Cu. Il attribue une structure orthogonale.

c) Précipitation de la phase θ'

La phase θ' est une phase semi-cohérente avec la matrice, qui se transforme en phase stable θ . Elle précipite sous forme d'aiguilles ou bâtonnets parallèles aux directions $\langle 100 \rangle$ de la matrice.

Aaronson et Laird ont démontré, par exemple, que les champs de contraintes des plaquettes de θ' ne sont pas entièrement relâchés quand ces dernières deviennent incohérentes (**Aaronson et laird, 1393**). Les dislocations d'accommodation dans les coins des plaquettes sont étroitement espacées et leur présence est associée avec une grande anisotropie de l'énergie libre interfaciale. Il est, cependant, clair que les grandes contraintes élastiques obtenues au cours du stade de germination de la phase θ' font en sorte qu'elle germe préférentiellement sur les dislocations, puis dans les champs de contraintes des plaquettes existantes (**Aaronson et laird, 1393**). Headley et Hren ont affirmé que beaucoup de précipités θ' germent au cours de la trempe à partir de la solution solide sursaturée (**Headley, Hren, 1976**). Après la germination, les plaquettes θ' croissent par le processus de diffusion à longue distance.

d) Précipitation de la phase θ

La perte de cohérence des précipités au cours du vieillissement est due au grossissement des germes, suivi de l'apparition de réseaux de dislocations parallèles à la direction $\langle 100 \rangle$ α sur les larges faces des précipités θ' . Ces dislocations sont des dislocations de « désaccord de structure » ou d'accommodation qui minimisent les tensions internes dans la matrice. Le

processus de perte de cohérence des précipités de la phase θ' conduit à la formation d'autres précipités de la phase stable θ (Al_2Cu).

Au-dessus de $300\text{ }^\circ\text{C}$, les derniers précipités se forment très rapidement et les particules de la phase d'équilibre θ de stœchiométrie Al_2Cu totalement incohérente et de structure tétragonale prennent place. Les précipités de cette phase se trouvent sous forme de bâtonnets sans orientation déterminée et leurs sites préférentiels sont les joints de grains.

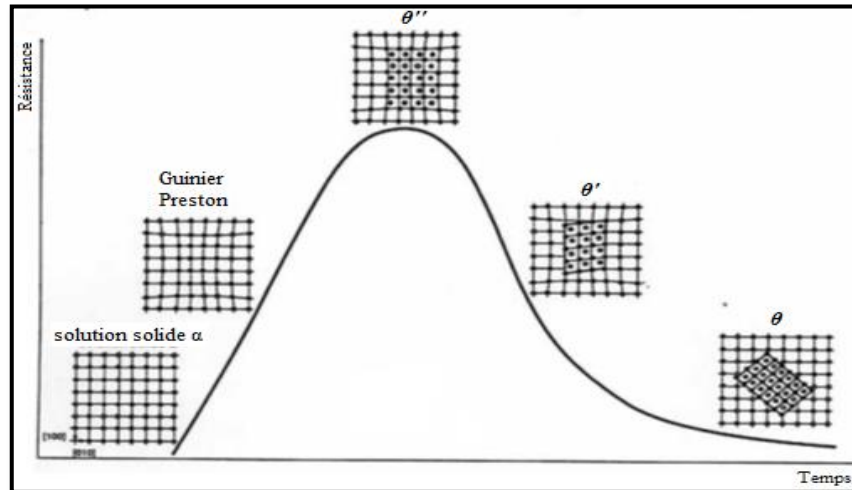


Figure 2-3: Evolution de la dureté suivant la durée de revenu.

Certaines caractéristiques des matériaux, comme les propriétés intrinsèques (module du Young, masse volumique, coefficient de dilation) sont essentiellement fonction de la composition chimique de l'alliage. Celles-ci sont donc difficilement modifiables. Par contre, les propriétés extrinsèques des matériaux, comme la ductilité, la limite d'élasticité, la résistance à la traction, la dureté et la ténacité peuvent être modifiées soit par l'addition judicieuse d'éléments d'alliages, soit par l'application de traitement thermique.

2.3.4 Evolution de la dureté

La phase d'équilibre ne se forme pas directement au cours des premiers instants du traitement de revenu. Des phases métastables commencent par se former. Ces différentes transformations successives vont avoir des conséquences sur l'évolution des propriétés mécaniques en fonction de la température et du temps de revenu. Le schéma de la Figure 2-4 présente l'évolution de la dureté et de la résistance mécanique d'un alliage d'aluminium durci au cours d'un traitement de revenu (Smith, 1996). La précipitation de la phase d'équilibre et des phases antérieures, les phases θ'' et θ' , est le facteur responsable du durcissement final.

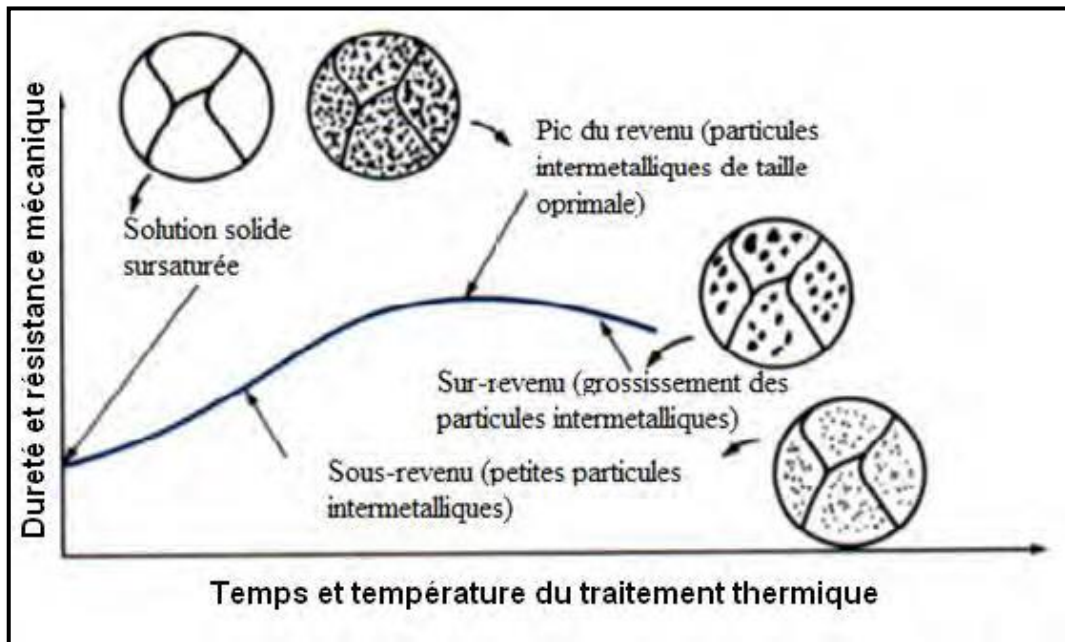


Figure 2-4 : Evolution de la dureté et de la résistance mécanique au cours d'un traitement thermique après trempe fraîche d'un alliage (**Smith, 1996**).

Une augmentation continue de la dureté est corrélée avec l'augmentation de la durée et de la température de revenu.

2.3.5 Evolution de la résistance mécanique

Les Figures 2-5 et 2-6 donnent respectivement l'évolution de la résistance à la rupture et de la limite d'élasticité quand des températures et des durées de revenu différentes sont imposées à un alliage. Les courbes déterminées pour des températures inférieures à 200 °C présentent une forme « en cloche » typique des alliages à durcissement par précipitation. Le pic de revenu, correspondant à une limite élastique maximale ou à la résistance à la rupture maximale, apparaît pour des durées différentes en fonction de la température de revenu. Ce pic est atteint d'autant plus rapidement que la température de revenu est élevée.

Le maximum de limite d'élasticité ou de résistance à la rupture évolue également en fonction de la température de revenu. La limite d'élasticité est importante pour des températures comprises entre 130 °C et 150 °C, puis diminue pour ré-augmenter à 190 °C. La résistance à la rupture est importante à 130 °C puis diminue pour des températures supérieures pour être à nouveau élevée à 190 °C. Cette évolution observée pour la résistance mécanique et la limite élastique est probablement liée à la densité et à la taille des précipités fins.

Pour un revenu à des températures élevées, 190°-200 °C, la résistance mécanique et la limite élastique passent par un maximum pour une durée de revenu plus courte d'autant plus que la température est plus élevée. Dans ces conditions les valeurs de propriétés mécaniques sont plus faibles que sous l'effet des revenus à températures plus basses durant des temps plus longs.

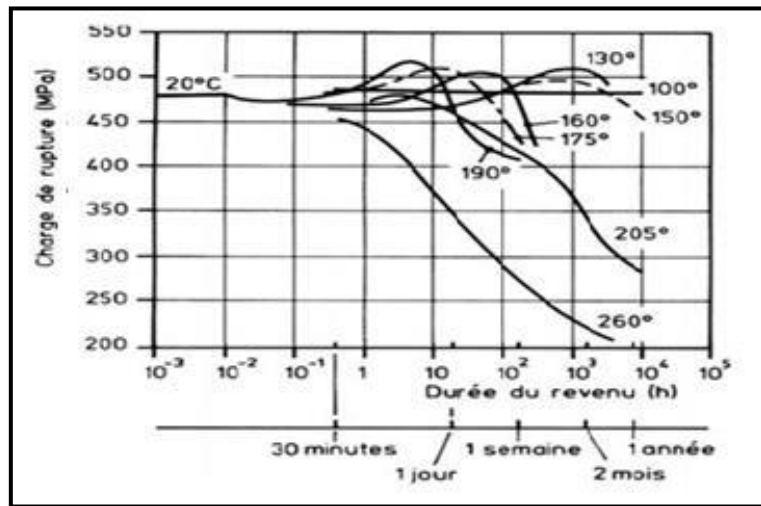


Figure 2-5 : Evolution de la charge à la rupture au cours d'un traitement thermique de revenu (Develay, 1986).

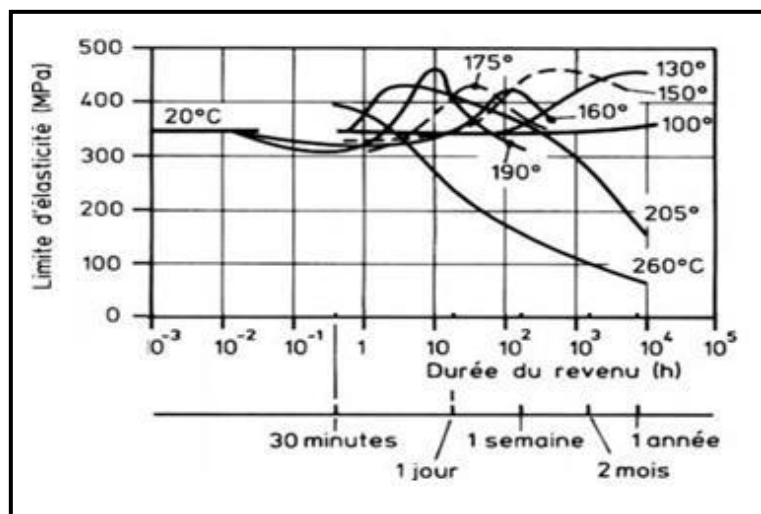


Figure 2-6 : Evolution de la limite élastique au cours d'un traitement thermique de revenu (Develay, 1986)

2.3.6 Evolution de l'allongement

La Figure 2-7 montre l'influence du traitement thermique de revenu sur la ductilité du matériau. Après trempe fraîche, l'alliage possède une ductilité très importante qui permet la mise en forme par écouissage avant d'appliquer le traitement de revenu (Bailon et Dorlot, 2000) Le pourcentage d'allongement d'un alliage 2017A chute graduellement avec l'augmentation du temps et de la température de revenu inférieure à 200 °C. Cette diminution est d'autant plus rapide dans le temps que la température de revenu est importante.

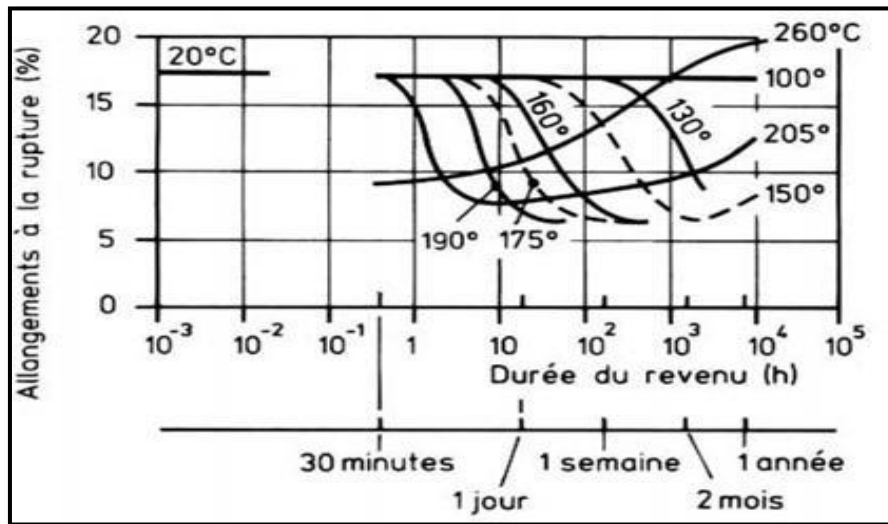


Figure 2-7 : Evolution de l'allongement au cours d'un traitement thermique de revenu (Develay, 1986).

2.4 Conclusion

Dans ce chapitre, nous avons présenté les alliages d'aluminium en exposant leurs caractéristiques, et les traitements thermiques, qui permettent l'obtention de meilleures propriétés, par une bonne adaptation de leur structure, contribuent à l'amélioration du comportement en service des pièces et à leur facilité d'usinage.

Par ailleurs, les alliages d'aluminium sont soumis à des agressions environnementales, et il convient de les protéger, en particulier contre la corrosion. Il existe plusieurs modes de protection contre la corrosion, le plus rencontré industriellement est le traitement de surface par anodisation. Nous présentons dans le chapitre suivant le détail de ce traitement.

CHAPITRE 3: Anodisation des alliages d'aluminium

3.1 Introduction

Les traitements d'anodisation sont largement employés comme moyen de protection contre la corrosion, mais aussi pour apporter des propriétés de surface spécifiques à certains usages. Il faut les considérer comme une particularité du comportement anodique de l'aluminium, où les conditions opératoires et la nature de l'électrolyte jouent un rôle important sur la qualité, la structure des couches qu'il est possible de réaliser et sur leurs propriétés d'usage.

3.2 Préparation de surface

Avant tout procédé d'anodisation, il est indispensable, au préalable, de bien préparer les surfaces par des traitements mécaniques, chimiques ou électrolytiques, ces traitements se résumant comme suit :

3.2.1 Dégraissage

Il s'effectue soit dans des solvants organiques chlorés, soit dans un milieu contenant des agents détersifs. Dans le premier cas, le dégraissage des pièces de grandes dimensions se fait en phase vapeur, cependant les petites pièces sont directement immergées dans une solution liquide. Le second type de milieux dégraissants est constitué d'agents mouillants qui permettent l'enlèvement des graisses et huiles de la surface, mais qui doivent être rigoureusement inactifs vis-à-vis de l'aluminium (**Laribi, 2000**).

3.2.2 Décapage

Son rôle est d'éliminer les traces d'oxydes qui se trouvent en surface. Il s'effectue dans deux solutions différentes, la première permet l'élimination de toute trace d'oxyde alors que la seconde a pour rôle surtout d'empêcher la formation de la couche d'oxyde qui recouvre spontanément l'aluminium en contact avec l'air (**Boukhlef, 2008**).

3.3 Anodisation de l'aluminium et de ses alliages

3.3.1 Définition de l'anodisation

L'anodisation est un traitement de surface par voie électrochimique qui permet de protéger ou de décorer une pièce en aluminium par oxydation anodique (couche électriquement isolante). Elle octroie aux matériaux une meilleure résistance à l'usure, à la corrosion. L'épaisseur est en fonction de la destination du produit final (**Jannier, 2009**).

3.3.2 Principe de l'anodisation

L'anodisation, appelée également oxydation anodique, est essentiellement basée sur la propriété suivante : l'aluminium et ses alliages, lorsqu'ils sont placés à l'anode d'une cuve d'électrolyse (figure 3.1) contenant un acide, réagissent avec l'eau pour former à la surface

du métal une couche d'oxyde, leur conférant ainsi une bonne résistance à la corrosion (Pernot-Gehin, 2007) .

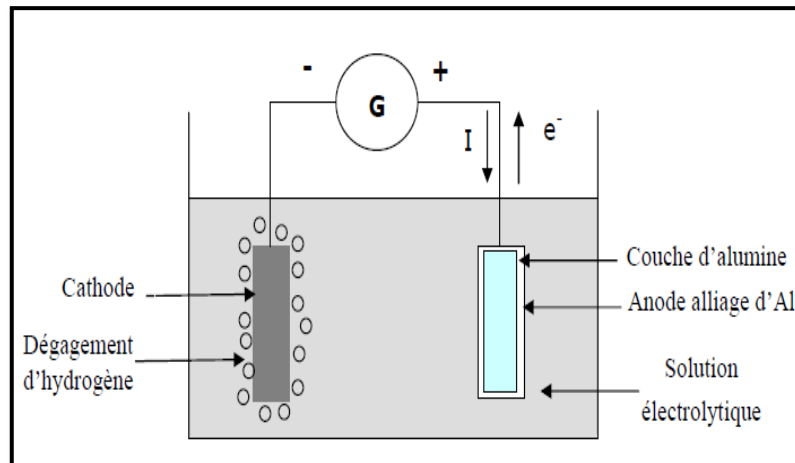
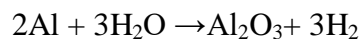
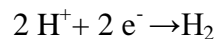


Figure 3-1: Principe de l'anodisation des alliages d'aluminium (Catonne et al, 2002).

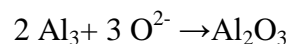
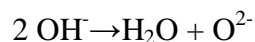
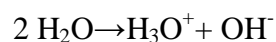
La réaction globale d'oxydation anodique de l'aluminium en milieu acide habituellement avancée est :



A la cathode, un dégagement d'hydrogène provenant de la réduction des protons a lieu selon la réaction :



A l'anode, plusieurs étapes sont proposées pour former l'oxyde d'aluminium :



3.3.3 Structure des couches d'anodisation

Selon l'action dissolvante du milieu sur l'oxyde d'aluminium, on obtiendra des couches anodiques à caractère barrière ou à caractère poreux.

3.3.3.1 Anodisation de type barrière

Des anodisations de type barrière peuvent être réalisées sous une densité de courant constante, dans un électrolyte qui n'a pas d'action dissolvante sur le métal, ni sur son oxyde (solutions à base d'acide borique, d'acide tartrique, d'acide citrique, de tartrate d'ammonium, de carbonate de sodium...). Dans ce cas, lors d'une oxydation galvanostatique, une montée rapide et linéaire de la réponse en tension est observée, traduisant une croissance homogène

de la couche compacte et isolante, appelée couche barrière (figure 3-2.a) (PERNOT-GEHIN, 2007) .

Des études ont montré que le film d'oxyde se développe de manière uniforme, en suivant la rugosité de la surface. Sous l'effet du champ électrique créé lors de la polarisation de l'échantillon, le film anodique se forme par migration des ions Al^{3+} de l'interface métal/film vers l'interface film/électrolyte et par migration des ions O^{2-}/OH^- dans le sens opposé (figure 3-2-b) (PERNOT-GEHIN, 2007).

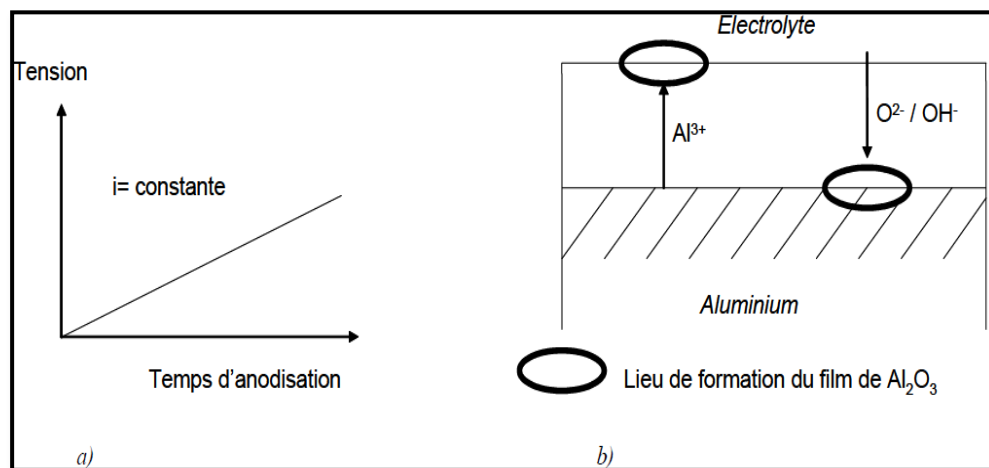


Figure 3-2 : a) Réponse en tension pour une anodisation de type barrière sous densité de courant constante, b) Représentation schématique de la croissance d'une couche anodique de type barrière (PERNOT-GEHIN, 2007) .

3.3.3.2 Anodisation de type poreux

Dans le cas où l'électrolyte choisi possède une action dissolvante sur le métal ou sur son oxyde (ce qui est le cas avec les acides chromique, sulfurique et oxalique...), le processus d'évolution de la couche anodique révèle une compétition entre deux phénomènes (PERNOT-GEHIN, 2007) :

- ♦ l'élaboration de l'oxyde sous l'action du courant électrique ;
- ♦ la dissolution chimique de la couche ;

La compétition entre ces deux phénomènes conduit à la formation d'une couche anodique de type duplex, c'est-à-dire qu'un film adhérent se forme sur l'anode et simultanément (mais de façon plus lente que la formation) une dissolution du film à la surface du métal se produit, il y a alors formation de pores dans le revêtement.

Il existe de nombreuses théories et modèles relatifs à l'initiation, à la croissance et à la morphologie des couches poreuses, on peut schématiser le processus en plusieurs étapes (figure 3.3) (PERNOT-GEHIN, 2007) :

Etape I : Dès l'application d'une tension (ou d'une densité de courant), la couche barrière se forme à la surface du substrat. Cette couche possède des propriétés similaires à

celles décrites au paragraphe précédent. Sa formation se traduit par une chute en densité de courant lors d'une oxydation potentiostatique (ou une montée en tension lors d'une oxydation galvanostatique).

Etape II : Au moment où l'intensité décroît, la dissolution chimique de l'oxyde commence en de nombreux points. L'interaction entre l'électrolyte et la surface du film d'oxyde provoque le développement de fines fissures.

Etape III : Pendant que l'oxyde croît sous l'action du courant, un processus transitoire voit la naissance dans l'alumine de nombreuses microporosités. Certaines de ces irrégularités vont évoluer vers la structure poreuse finale en formant des pores dont l'extrémité, du côté de la couche barrière, s'élargit. En effet, l'action dissolvante de l'électrolyte devient de plus en plus prononcée à l'interface oxyde/électrolyte.

Etape IV : Cette étape correspond à la stabilisation de la tension ou de la densité de courant au cours du processus d'anodisation et est attribuée à la croissance de la structure poreuse.

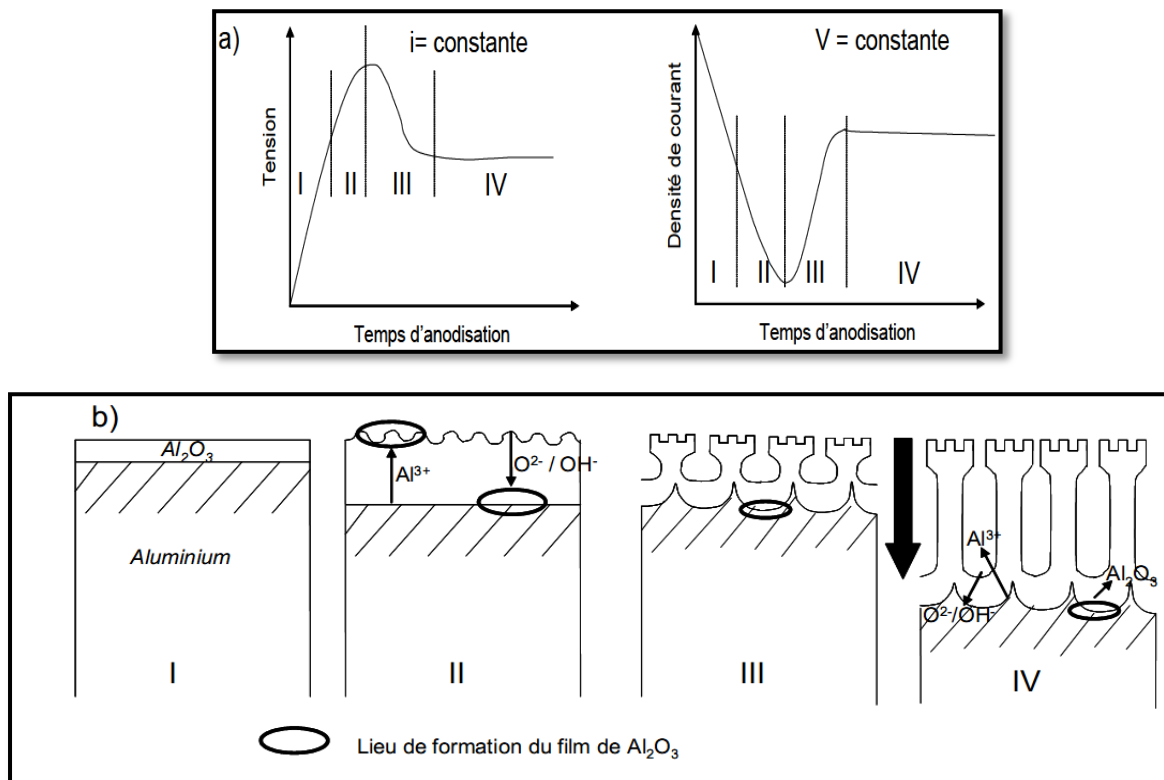


Figure 3-3 : a) Réponse en tension ou en densité de courant pour une anodisation de type poreux, b) Représentation schématique de la croissance d'une couche anodique de type poreux (PERNOT-GEHIN, 2007) .

La couche d'oxyde anodique obtenue possède donc une structure duplex constituée d'une couche interne mince, dense et diélectrique appelée couche barrière, et d'une couche externe épaisse et poreuse dite en nid d'abeille (figure 3-4).

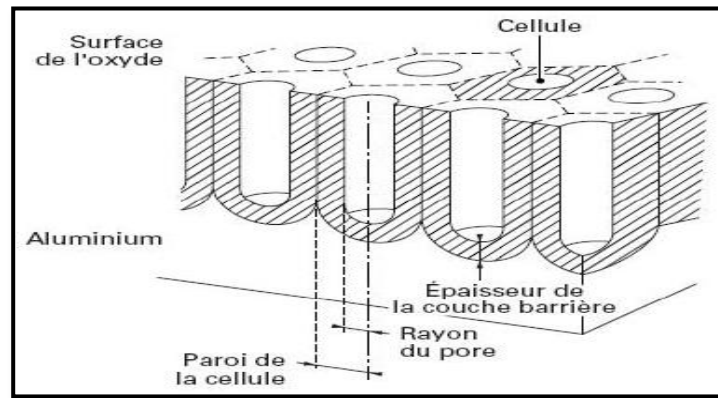


Figure 3-4 : Représentation schématique d'une couche d'anodisation de type poreux formée sur de l'aluminium pur (Boisier, 2008).

3.3.4 Descriptif des principaux procédés d'anodisation

Quatre procédés sont développés dans les applications industrielles (Jannier, 2009) :

- ◆ Oxydation anodique sulfurique (OAS);
- ◆ Oxydation anodique chromique (OAC) ;
- ◆ Oxydation anodique dure (OAD) ;
- ◆ Oxydation anodique phosphorique (OAP) ;

3.3.4.1 Procédé d'anodisation sulfurique

C'est le procédé le plus utilisé actuellement en raison de son coût peu élevée de l'obtention de couches épaisses (5 à 25 μm), transparentes et assurant une bonne protection du métal, à condition de respecter des paramètres fondamentaux (Jannier, 2009).

Les conditions conventionnelles de ce procédé d'anodisation sont :

- ◆ Concentration de l'électrolyte : 180 à 200 g/l en H_2SO_4 ;
- ◆ Température : 18 à 20°C ;
- ◆ Intensité : 1,5 A/dm² et tension entre 15 et 20 V ;
- ◆ Temps : 30 minutes ;

3.3.4.2 Procédé d'anodisation chromique

Ce procédé donne des couches minces (4 à 5 μm) souples et confère aux alliages contenant du cuivre type 2017A (AU4G), une excellente tenue à la corrosion, d'où son grand développement dans l'industrie aéronautique. La couche chromique est une bonne base d'accrochage pour la peinture (Jannier, 2009).

Les principaux paramètres de ce procédé sont:

- ◆ Composition du bain : acide chromique (CrO_3) 40 à 60 g/l dissout dans de l'eau distillé;
- ◆ Température : $40^\circ\text{C} \pm 2^\circ\text{C}$;
- ◆ Tension : 40 V ;
- ◆ Temps : 40 à 50 min.

La couche obtenue est généralement colmatée à chaud, dans une solution à 50 g/l de bichromate de potassium ($\text{K}_2\text{Cr}_2\text{O}_7$) qui renforce la tenue à la corrosion.

Remarque : ce procédé contient du chrome hexavalent, donc toxique pour l'environnement et la santé humaine, un procédé de substitution se développe dans l'industrie aéronautique : procédé à base d'acide tartrique et sulfurique.

3.3.4.3 Procédé d'anodisation dure

Ce procédé se fait en milieu sulfurique, à basse température (-5 à 0°C) et avec de fortes densités de courant (2 à 4 A/dm^2). On obtient des couches de grande dureté superficielle (400 à 600 Vickers) peu poreuses et très épaisses (40 à 100 μm) possédant des propriétés d'isolation thermique et d'isolation électrique (**Jannier, 2009**).

Les principaux paramètres de ce procédé sont les suivants :

- ◆ Composition du bain : acide sulfurique 250 à 300 g/l ;
- ◆ Température : - 5 à 0°C ;
- ◆ Intensité : 2 à 4 A/dm^2 ;
- ◆ Tension : 20 à 80 V ;
- ◆ Temps : 40 à 60 min.

3.3.4.4 Procédé d'anodisation phosphorique

Elle est parfois utilisée pour obtenir des couches à larges porosités (5 à 30 microns). Ce type de couche peut servir d'accrochage pour divers types revêtements. Elle est employée dans le domaine de la production de plaques d'impression lithographique.

Les principaux paramètres de ce procédé sont (**Safrany, 2001**):

- ◆ Composition du bain : acide phosphorique de 10 % en masse ;
- ◆ Température : 25°C ;
- ◆ Tension : 10V ;
- ◆ Temps : 20 à 25 min.

3.3.5 Facteurs influençant les propriétés des couches d'anodisation

Dans les bains d'anodisation les paramètres ci-dessous peuvent influencer considérablement les propriétés finales des couches, il est par conséquent important d'en comprendre les principaux effets:

3.3.5.1 Eléments d'alliages

Au cours de l'anodisation, les éléments d'addition de l'aluminium réagissent de diverses façons dans la solution sulfurique et au passage du courant.

La présence d'hétérogénéités microstructurales et chimiques dans les alliages d'aluminium est à l'origine de la formation de défauts dans les couches d'oxyde. Le rôle des constituants de l'alliage sera différent selon que (Safrany, 2001) :

- ◆ Les éléments d'addition sont présents en solution solide ;
- ◆ Les éléments d'addition sont présents sous forme de précipités ou de particules intermétalliques (dans le grain ou au niveau des joints de grains).

3.3.5.2 Nature de l'électrolyte

La nature de l'électrolyte utilisé lors du procédé d'anodisation peut avoir une influence sur la composition chimique de l'oxyde formé. La couche anodique ne contient pas exclusivement de l'oxyde d'aluminium pur. Certaines études ont mis en évidence la contamination de la couche d'oxyde par les espèces chimiques issues de l'électrolyte. Cette contamination s'effectue au niveau des parois de la cellule de la couche poreuse par combinaison avec les ions Al^{3+} issus de la dissolution chimique de l'oxyde. Ainsi, une anodisation effectuée dans l'acide sulfurique engendre la formation d'une couche d'oxyde contaminée par 12 à 14 % en masse de SO_4^{2-} , tandis que dans le cas d'une anodisation effectuée dans un électrolyte à base d'acide phosphorique, la couche d'oxyde formée contient environ 6 à 8 % en masse de PO_4^{3-} (Boisier, 2008).

3.3.5.3 Paramètres d'anodisation

La morphologie des couches d'anodisation peut être contrôlée par différents paramètres modulables :

- ◆ La température ;
- ◆ La densité de courant imposée ;
- ◆ La durée de l'anodisation.

a- Température du bain

La température du bain joue un rôle fondamental sur la structure de l'oxyde. La réaction chimique de dissolution varie de façon exponentielle avec la température, une augmentation

de cette dernière conduit à une attaque importante de la couche en surface et cela peut conduire au phénomène de « pulvérulence », poudre blanche à la surface de l'oxyde traduisant une fragilisation importante de l'oxyde (figure 3-5) (Safrany, 2001).

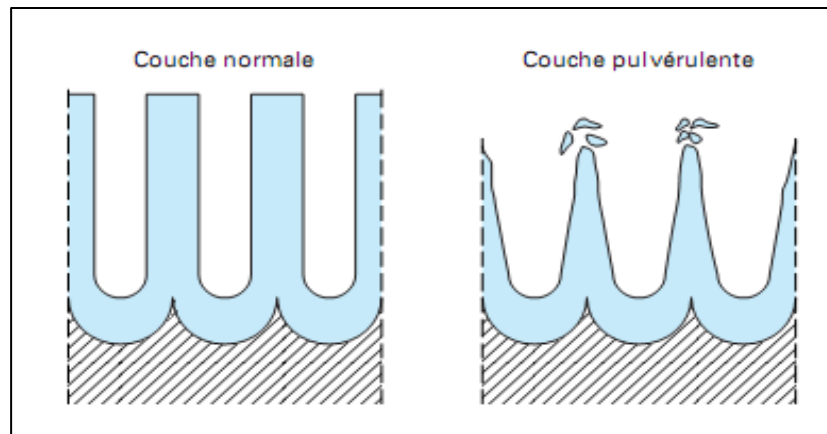


Figure 3-5 : Phénomène de pulvérulence (Safrany, 2001)

b- Densité de courant

Elle conditionne la vitesse d'élaboration de la couche. La qualité de la couche d'oxyde d'aluminium est optimale dans un certain intervalle de valeur de la densité de courant; celui-ci dépend de la nature de l'électrolyte (Safrany, 2001).

En effet si la densité de courant est faible, un temps long d'anodisation sera nécessaire lequel résultera en une attaque excessive de la couche d'oxyde par l'électrolyte.

La densité de courant ne peut être augmentée indéfiniment, l'effet Joule qui en résulte au fond des pores, lors du passage du courant, conduit à une élévation locale de la température, d'où une dissolution accélérée de l'oxyde d'aluminium.

c- Durée du traitement

La formation des pores et le développement de la couche poreuse sont des processus qui dépendent du temps d'anodisation. L'épaisseur finale de la couche poreuse sera d'autant plus importante que le temps d'anodisation sera long. Néanmoins, l'épaisseur de l'oxyde ne peut être infinie. Pour des temps d'anodisation très longs, la dissolution chimique s'accroît et la croissance de la couche poreuse se stabilise (Boisier, 2008).

3.4 Conclusion

L'anodisation a prouvé son efficacité quant à l'amélioration de la résistance à la corrosion et à l'usure. La morphologie de la couche qui, est directement liée à la nature de l'alliage de base (substrat) et des paramètres d'anodisation (composition du bain, courant, température,.....), est responsable de la modification des propriétés de surface.

DEUXIEME PARTIE

ETUDE EXPERIMENTALE

CHAPITRE 4: Techniques expérimentales

4.1 Introduction

Aujourd'hui les industries aéronautiques et automobiles ont besoin des alliages légers (alliages d'aluminium) qui allient à la fois une rigidité, une résistance à la fatigue, une ténacité élevée et une bonne tenue vis-à-vis de la corrosion.

Pour mieux comprendre le comportement mécanique d'un alliage d'aluminium largement utilisé dans le domaine aéronautique, nous avons effectué des traitements thermiques, une caractérisation métallurgique et des essais mécaniques, dont le but de voir une corrélation entre la microstructure de nos alliages à différents états métallurgiques et leurs comportements macroscopiques.

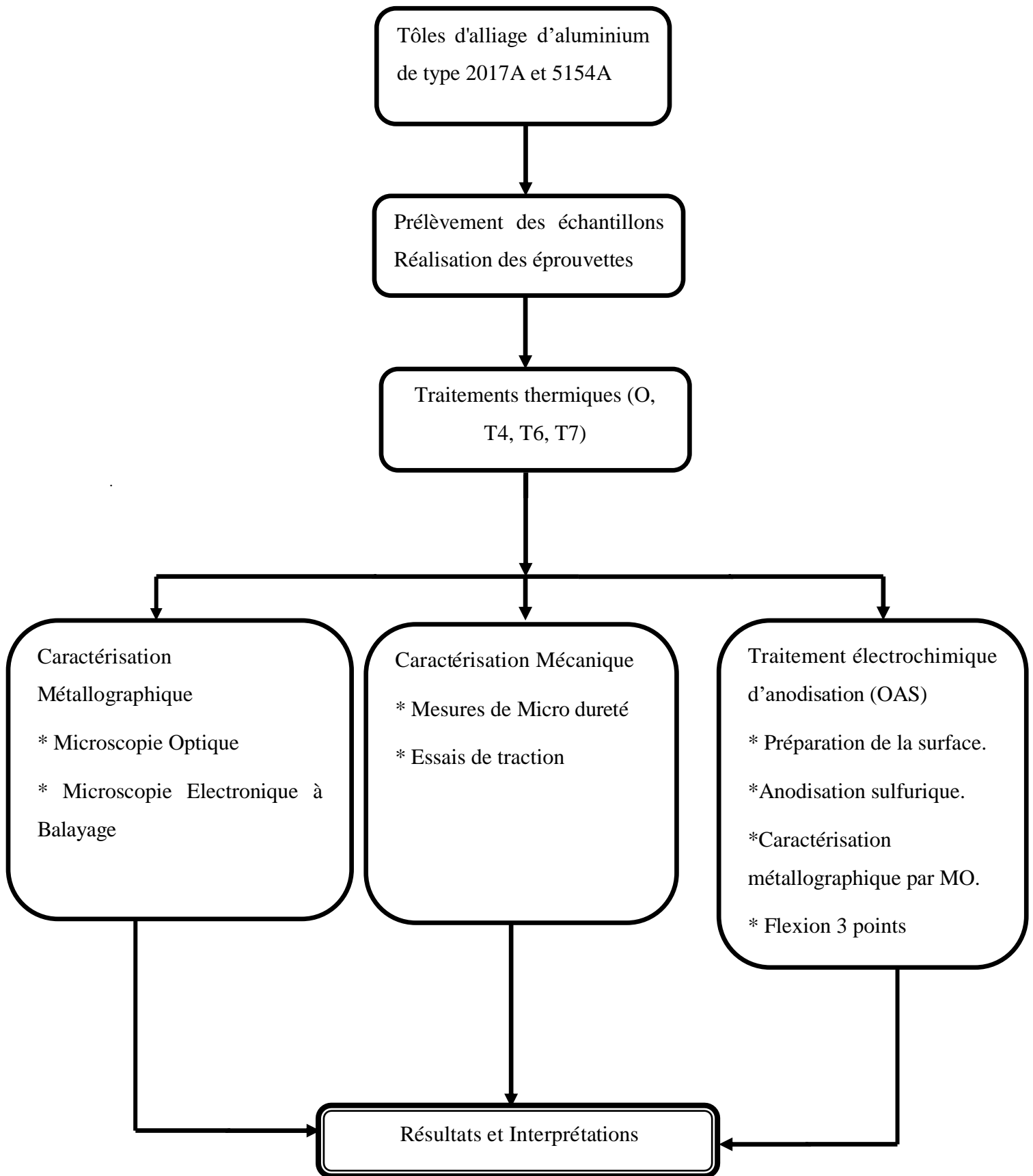
D'autre part on a étudié l'effet de l'anodisation sur la résistance à la corrosion, sur les propriétés mécaniques et l'adhérence de ce dépôt sur l'alliage d'Aluminium 2017A.

Donc ce chapitre a pour but essentiel la présentation du matériel et des techniques expérimentales utilisées

4.2 Conduite des techniques expérimentales

L'objectif de cette étude c'est de voir l'effet de traitements thermique dans un alliage spécifique à application aéronautique, et identifier les effets apportés par l'anodisation sulfurique.

Dans le but de simplifier le suivi de notre travail, nous avons préféré la présentation d'un organigramme qui résume la conduite des techniques expérimentales.



Organigramme présentant les étapes expérimentales adoptées.

4.3 Composition chimique des matériaux

Les matériaux utilisés sont le 2017A de la série 2000 et Le 5154A de la série 5000. L'analyse par spectrométrie, la composition chimique est présentée dans le tableau suivant :

Tableau 4-1 : composition chimique du 2017A et 5154A en %.

Alliage	% des éléments								
2017 A	Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Cr	Ti	Zn	Al
	3.53	0.66	0.83	0.7	0.43	0.026	0.42	0.102	Reste

Alliage	% des éléments								
5154A	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
	0.4	0.5	0.10	0.5	3,5	0.25	0.2	0.2	Reste

4.4 Traitements thermiques appliqués

Les traitements thermiques ont été réalisés dans un four programmable de type "ELTI" afin que nos alliages puissent subir les transformations thermiques adéquates, pour cela ces traitements thermiques effectués sont représentés dans les tableaux 4-2.

Les traitements thermiques réalisés subissent une mise en solution pendant une durée de 30 minutes à 500 °C, qui représente une mise en solution de la phase α pour l'alliage 2017A et de la phase α' pour l'alliage 5154A, suivie d'une trempe à l'eau à température ambiante (25°C), imposée aux échantillons.

Ensuite, un vieillissement (artificiel, naturel) est réalisé à différentes températures (25°C, 165°C, 200°C) et pendant des temps de maintiens différents (conduisant à différents états métallurgiques de précipitation). Enfin, ces derniers ont été placés dans une enceinte à température régulée (4°C à 6°C) jusqu'au moment de l'essai.

Tableau 4-2 : Paramètres des différents traitements thermiques.

2017A - 5154A	Traitement thermique	Conditions du traitement
Echantillons N°1	Recuit O	<ul style="list-style-type: none"> ◆ Chauffage jusqu'à (500+-5) °C. ◆ Refroidissement lent.
Echantillons N°2	Maturation T4	<ul style="list-style-type: none"> ◆ Chauffage jusqu'à (500+-5) °C pendant 30 min. ◆ Trempe à l'eau <40°C. ◆ Vieillessement naturel pendant 4 jours.
Echantillons N°3	Revenu T6	<ul style="list-style-type: none"> ◆ Chauffage jusqu'à (500+-5) °C pendant 30 min. ◆ Trempe à l'eau. ◆ Vieillessement artificiel à (165+-5) °C pendant 10 h.
Echantillons N°4	Sur-revenu T7	<ul style="list-style-type: none"> ◆ Chauffage jusqu'à (500+-5) °C pendant 30 min. ◆ Trempe à l'eau. ◆ Vieillessement artificiel à (200+-5) °C pendant 10h.

4.5 Anodisation sulfurique

Les éprouvettes sont soumises à une oxydation anodique sulfurique. La surface sur laquelle l'anodisation sera réalisée, a subi des préparations de surface tels que : le dégraissage, le décapage et le blanchiment.

4.5.1 Dégraissage

La pièce à anodiser est immergée dans un bain de dégraissage contenant un solvant qui est l'acétone à température ambiante pendant 2 minutes. Cette opération est suivie d'un rinçage à l'eau distillée.

4.5.2 Décapage

Le décapage est effectué dans de la soude caustique (NaOH à 15 g/l) à 65 °C pendant 20 minutes.

4.5.3 Le blanchiment

Il est réalisé dans la solution nitrique (HNO₃ à 200 g/l) pendant 30 secondes à température ambiante.

4.6 Traitement d'anodisation

Le traitement d'anodisation a nécessité l'emploi d'un montage expérimental constitué des éléments suivants :

- ◆ Un bac, son rôle est de contenir l'électrolyte ;
- ◆ Un générateur de courant continu ;
- ◆ Des cathodes en plomb disposées de part et d'autre de l'échantillon à anodiser;
- ◆ Un chronomètre pour indiquer la durée d'anodisation ;
- ◆ Un agitateur qui assure l'homogénéité du milieu et de la température.

Les traitements d'anodisation en milieu sulfurique sont effectués dans les conditions suivantes :

Acide sulfurique (H_2SO_4).....	200 g/l ;
Densité du courant.....	1,5 A/dm ² ;
Température.....	20 ± 2 °C ;
Durée du traitement.....	30 minutes.

4.6.1 Réalisation de bac d'anodisation

Afin de fixer la température du bain d'anodisation, nous avons utilisé un bac à doubles parois avec un système de refroidissement.

Le bac à doubles parois est fabriqué en verre qui permet un bon transfert de la chaleur et une transparence pour la visualisation du procédé. Sa forme et ses dimensions sont illustrées dans la figure 4-2 :

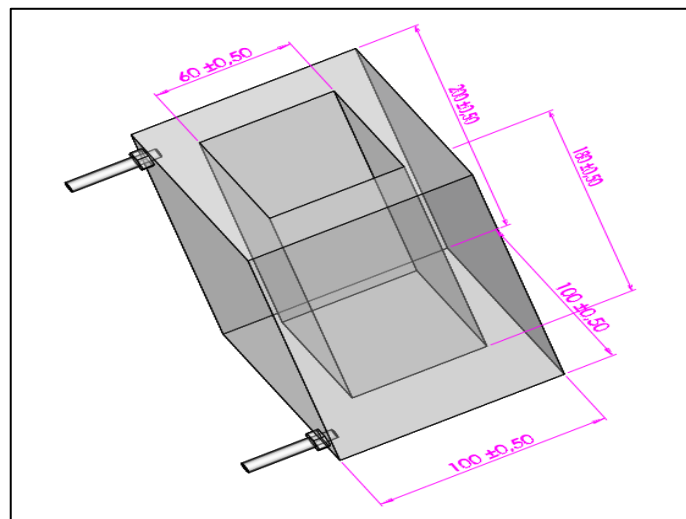


Figure 4-1 : Bac d'anodisation à doubles parois.

Le traitement d'anodisation a nécessité l'emploi d'un montage expérimental comme montré sur la figure 4-3 :

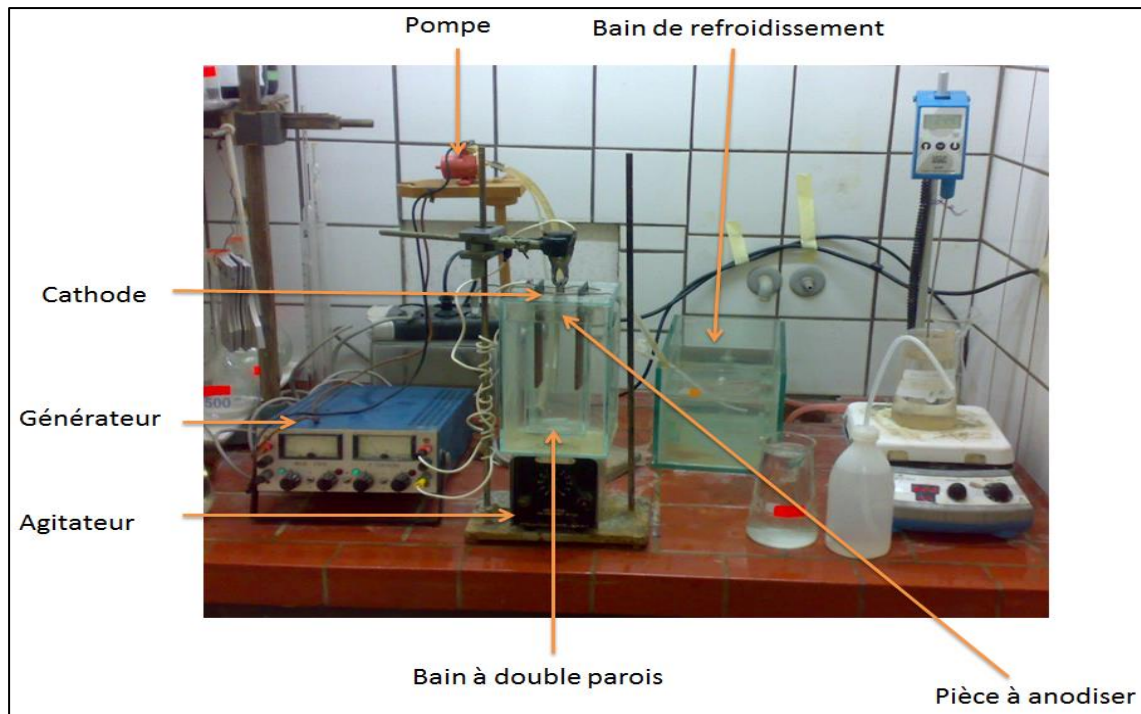


Figure 4-2 : Schéma du dispositif d'anodisation.

4.7 Caractérisation métallurgique

La caractérisation métallographique a pour objectif l'observation du matériau à l'échelle microscopique, elle permet de relever la nature de la structure.

Elle se fait en deux étapes, la première consiste en la préparation de l'échantillon, alors que la deuxième est l'observation par microscope optique.

4.7.1 Techniques de préparation

La réalisation d'une métallographie nécessite un certain nombre d'opérations : l'échantillonnage, l'enrobage, le polissage et l'attaque.

4.7.1.1 Echantillonnage

L'échantillon est pris de telle façon qu'il doit représenter correctement la pièce dont il est issu du point de vue composition et structure.

4.7.1.2 Enrobage des échantillons

D'une façon générale, l'enrobage permet de faciliter la manipulation des échantillons et d'avoir une meilleure prise en mains pour obtenir des surfaces bien planes. Il se fait par l'utilisation de la résine thermodurcissable à l'état liquide, un durcisseur et des moules.

4.7.1.3 Polissage

Deux étapes importantes dans le polissage sont considérées :

♣ Le polissage d'ébauche

Le polissage d'ébauche de la surface à examiner est réalisé sur une polisseuse, avec du papier abrasif de plusieurs granulométries P120 -P400 - P800 - P1000 et P1200. Ces nombres correspondent au nombre de grains par unité de surface (grains/cm²). L'échantillon change de position de 90° à chaque changement de granulométrie pour effacer les stries du polissage précédent. La durée de polissage est d'environ une minute si ne trouvons pas des problèmes par granulométrie.

♦ Le polissage de finition

L'opération de finition s'effectue sur un disque en feutre qui contient la pâte diamantée (environ 3µm).

4.7.1.4 Attaque chimique

L'observation au microscope optique (MO) après polissage nécessite une attaque chimique. Cette attaque chimique révèle les joints de grains, et permet donc avoir une première idée sur la morphologie et la taille des grains.

L'attaque est effectuée pendant un temps fixés (30 seconds-2mn) par une solution Keller dont la composition chimique est présentée dans le tableau, après attaque, l'échantillon est soigneusement lavé à l'eau puis séché.

La désignation, la composition et les conditions d'utilisation du réactif métallographique que nous avons utilisé sont présentées dans le tableau suivant :

Tableau 4-3 : Réactif métallographique.

Désignation	Composition	Temps d'attaque
Keller	<ul style="list-style-type: none"> ♦ Acide nitrique (HNO₃) :2.5ml. ♦ Acide chlorhydrique (HCl) : 1.5 ml. ♦ Acide fluorhydrique (HF) : 1 ml. ♦ Eau distillée (H₂O) : 95 ml. 	40 secondes - 2 min

4.8 Microscope optique (MO)

Le microscope optique utilisé dans cette étude est de type LEITZ, il permet l'observation des échantillons avec des grossissements de 50 à 1500 fois. Ce microscope est doté d'une caméra, d'un téléviseur et d'un logiciel d'acquisition et de traitement d'image.

L'observation des surfaces après chaque traitement, nous permet d'obtenir des informations sur la morphologie et l'épaisseur de la couche d'oxyde formée sur le substrat.

4.8.1 Mesure de la taille des grains

Pour mesurer la taille des grains, nous avons utilisé la méthode de la ligne d'interception. Une ligne est d'abord tracée (ligne A-B, figure 4-5), on compte ensuite le nombre de grains

traversés par cette ligne. Enfin, on divise la longueur de la ligne (en fonction de l'échelle) par le nombre de grains, ce qui donne la taille moyenne des grains.

Nous répétons cette mesure par dizaines de lignes parallèles et à la fin nous obtenons la taille moyenne des grains.



Figure 4-3 : Mesure de la taille des grains.

4.9 Microscopie Electronique à Balayage (M.E.B)

L'examen et le contrôle des surfaces des échantillons sont réalisés par un microscope électronique à balayage de type QUANTA 600, muni d'un détecteur ETD et d'une caméra infrarouge avec la possibilité de fournir des images numériques.

Le principe de la méthode est basé sur le bombardement de l'échantillon solide par un faisceau d'électrons, l'électron excité émet des signaux de divers formats (rayons X, électrons rétrodiffusés, électrons secondaire,...).

4.10 Caractérisation mécanique

4.10.1 Essai de micro dureté

Pour déterminer la micro dureté Vickers, il faut produire, avec un indenteur en diamant de forme pyramidale à base carrée dont les faces forment entre elles des angles de 136° , une empreinte que l'on mesure par microscope optique. La profondeur de l'empreinte est égale au septième de la diagonale. Nous considérons que la valeur de la micro dureté est la moyenne de plusieurs mesures effectuées sur une seule surface.

D'après la norme NF A 03-154, la valeur de la dureté Vickers est :

$$Hv = \frac{2 P \sin\left(\frac{\alpha}{2}\right)}{d^2} = 1.854 * \frac{P}{d^2}$$

Avec :

α : Angle au sommet de la pyramide ($\alpha = 136^\circ$) ; P : Charge en grammes ; d : Valeur moyenne de la diagonale de l'empreinte en microns (figure 4.7).

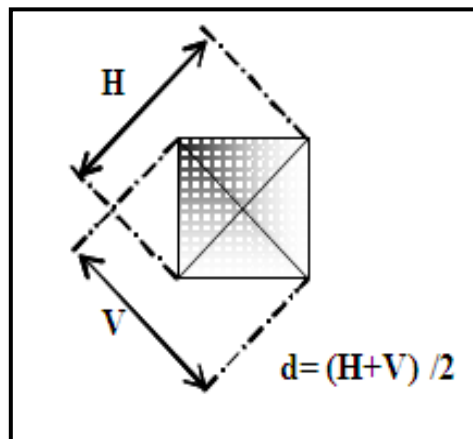


Figure 4-4 : Empreinte type laissée par un indenteur de type Vickers.

Le dispositif de la micro dureté, qui se trouve au niveau du Laboratoire Génie des Matériaux de l'EMP, est constitué essentiellement d'un micro duromètre de type « HWDM-I » relié à un ordinateur avec un logiciel d'acquisition d'image "C.A.M.S".

4.10.2 Essai de traction

C'est le plus important des essais mécaniques, pour l'ensemble des caractéristiques qu'il fournit. Cet essai consiste à exercer un effort de traction sur une éprouvette portant deux repères et à étudier la déformation de cette éprouvette en fonction de la charge.

Le dispositif de traction que nous avons utilisé se trouve au sein du laboratoire Chimie Macromoléculaire (LCM) au niveau de l'EMP, il est constitué principalement d'une machine universelle de traction LLOYD instruments XLC 20.

L'utilisation d'un extensomètre nous a permis de mesurer l'élongation de l'éprouvette dans la direction du chargement. Au cours de l'essai, le temps (s), la force appliquée (N) et l'élongation (mm) sont enregistrés.

4.10.3 Eprouvettes réalisées

Nous avons réalisé des éprouvettes cylindriques suivant la norme « ASTM E8M », la géométrie des éprouvettes utilisées se trouve dans l'annexe.

4.11 Essai de flexion trois points

C'est l'essai le plus utilisé pour obtenir la valeur du facteur d'intensité de contrainte critique K_{IC} qui est un paramètre caractéristique de la propagation des fissures dans les matériaux. Ce paramètre permet, en effet, de déterminer le niveau de contrainte nécessaire

pour initier une fissure, ainsi que l'énergie nécessaire pour la faire propager (moyennant le calcul du taux de restitution d'énergie).

Cet essai est normalisé et entièrement décrit dans la norme ASTM E 399-90. Il consiste à solliciter une éprouvette entaillée, en flexion trois points.

Au cours de l'essai, nous mesurons l'effort et le déplacement du point de chargement. La valeur à la rupture de l'effort nous permet de calculer K_{IC} . L'éprouvette est sollicitée jusqu'à la rupture.

4.11.1 Réalisation du dispositif

Le dispositif est réalisé selon la norme ASTM E399-90 2004 en acier (voir l'annexe). D'après cette figure, les dimensions de tout le système ainsi que les dimensions de l'entaille dépendent de la largeur de l'éprouvette W .

Les dimensions choisies sont présentées dans le tableau ci-dessous :

Tableau 4-4 : Dimensions du banc de flexion.

Paramètres	Dimension
D : diamètre de l'appui inférieur [entre $W/2$ et W].	16 mm
R : rayon de l'appui supérieur ($W/8$ minimum)	5 mm
S : la distance entre les appuis (= $4W$)	64 mm

4.11.2 Epreuve de flexion

Ces essais ont été effectués selon les recommandations de la norme ASTM E399-90, sur des éprouvettes. La figure décrit la géométrie de ces éprouvettes qui permet de solliciter le matériau en conditions de déformation plane.

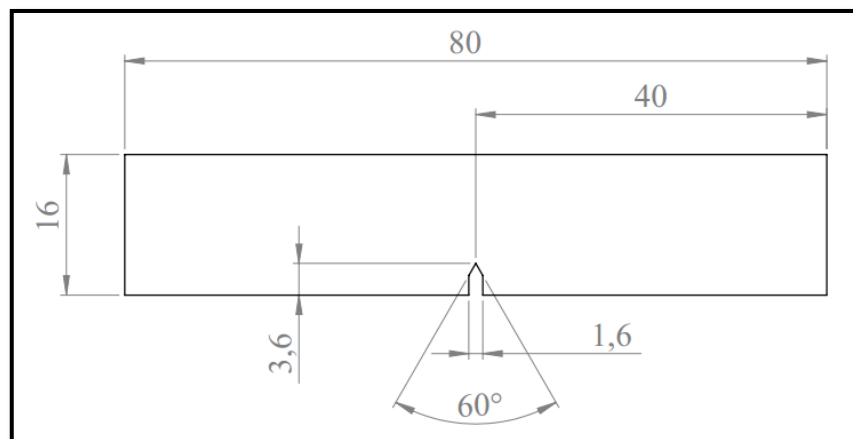


Figure 4-5 : Epreuve de flexion trois points.

Ces éprouvettes sont totalement obtenues par usinage avec les dimensions indiquées sur le tableau suivant:

Tableau 4-5 : Dimensions de l'éprouvette.

Paramètres	Dimension
ai : profondeur de l'entaille sans pré fissuration.	3.6 mm
W : largeur de l'éprouvette.	16 mm
B : l'épaisseur de l'éprouvette.	8 mm
θ : l'angle en fond d'entaille.	60°
N : l'ouverture de l'entaille.	1.6 mm

4.12 Conclusion

Dans ce chapitre, nous avons présenté les traitements thermiques utilisés et le traitement d'anodisation sulfurique, ainsi que les différents procédés expérimentaux qui nous ont permis de faire la caractérisation métallographique et mécaniques des alliages utilisés.

Dans le chapitre suivant, nous donnerons les résultats de l'étude expérimentale ainsi que leurs discussions et interprétations.

CHAPITRE 5: Résultats et discussion

5.1 Introduction

Ce chapitre est consacré essentiellement à la présentation, l'interprétation et la discussion des résultats expérimentaux obtenus. On va présenter les différents traitements effectués, les observations faites avec le microscope optique et le MEB, les courbes de traction ainsi que l'évolution de la micro dureté pour les différents traitements considérés.

Les matériaux sont souvent hétérogènes et anisotropes, et les propriétés mécaniques des matériaux dépendent essentiellement, outre de leur composition, de leur structure interne, tant micrographique que cristalline. La préoccupation principale est donc de les contrôler et de les améliorer.

5.2 Etude de l'effet de traitement thermique à différentes échelles

5.2.1 Métallographie

Comme on l'a dit précédemment, les échantillons subissent un traitement thermique de durcissement par précipitation qui s'effectue en trois étapes, mise en solution ou homogénéisation, trempe suivie par une maturation (T4), un revenu (T6) ou un sur-revenu (T7). Pour le recuit (T0), il suffit juste de faire un refroidissement lent après l'étape de mise en solution.

Pour observer la structure microscopique à différents états métallurgiques, extraire certaines caractéristiques mécaniques et distinguer la corrélation entre les propriétés micro et macroscopique de l'alliage, on a fait un examen métallographique pour les différents échantillons avec le microscope optique. Les résultats obtenus sont représentés ci-dessous :

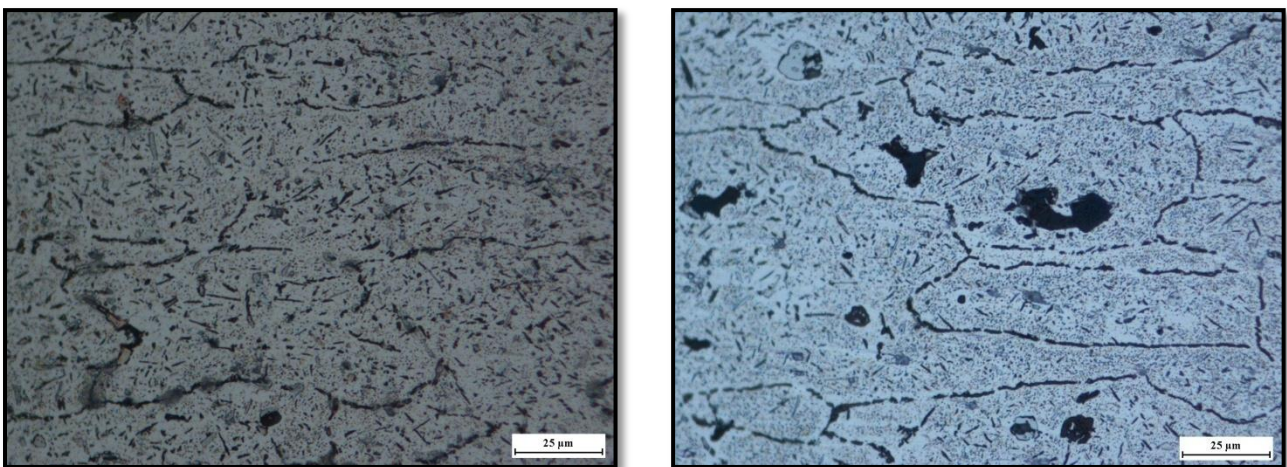


Figure 5-1 : La microstructure des alliages 2017A et 5154A après traitement thermique de recuit T0.

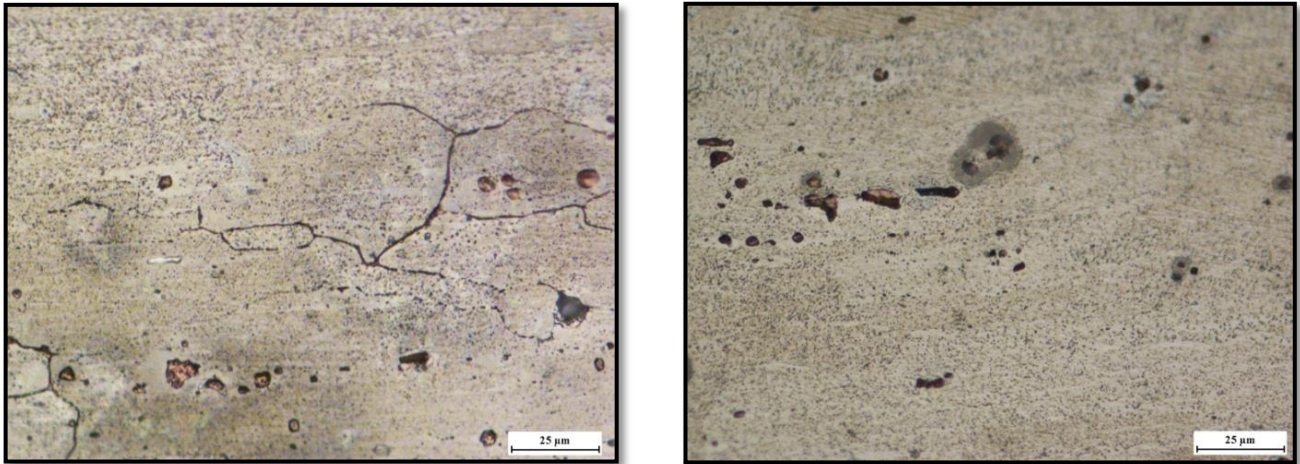


Figure 5-2 : La microstructure des alliages 2017A et 5154A après traitement thermique de maturation T4.

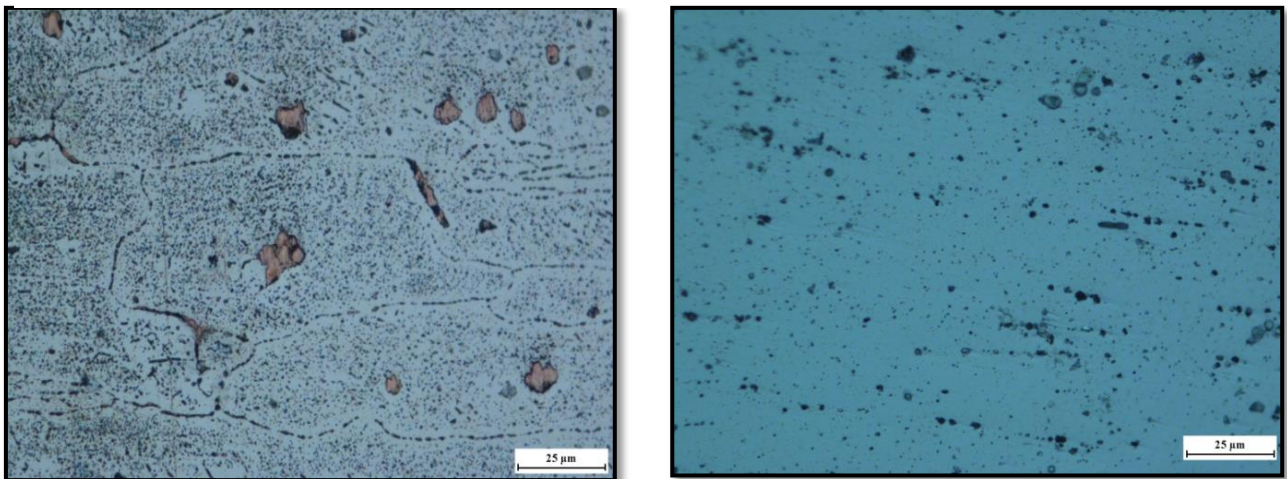


Figure 5-3 : La microstructure des alliages 2017A et 5154A après traitement thermique de revenu T6.

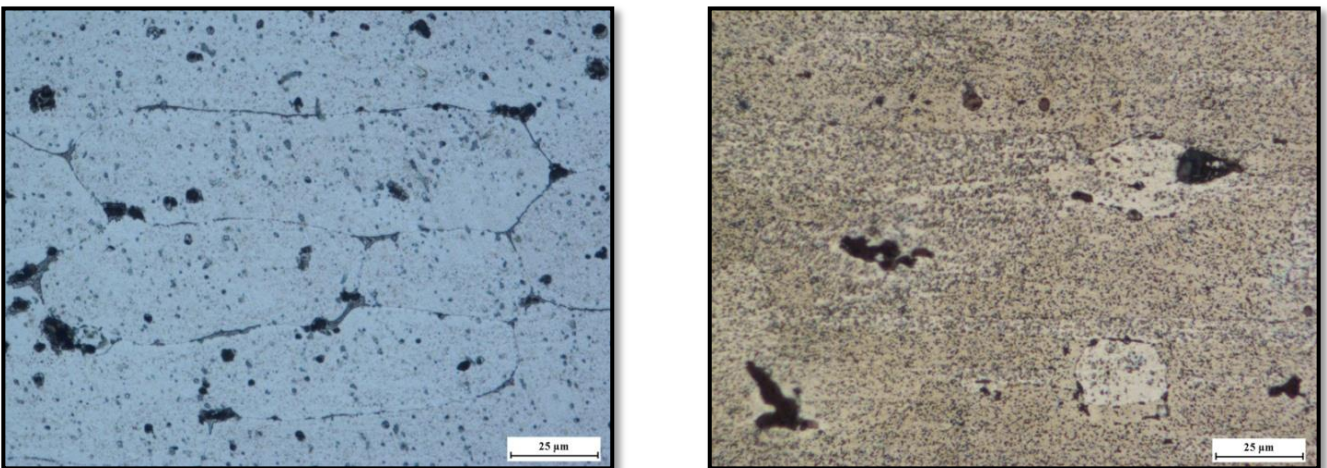


Figure 5-4: La microstructure des alliages 2017A et 5154A après traitement thermique de sur-revenu T7.

Les résultats montrent une microstructure qui est constituée de grains et précipités. Nous pouvons constater que les directions des grains sont complètement aléatoires et la texture de l'échantillon n'a aucune orientation préférentielle (une structure fibrée classique avec des grains alignés suivant la direction de laminage L). Les précipités sont relativement grands et ne contribuent que peu au durcissement.

Les grains allongés entouré par de petites particules plus ou moins espacées représentative de la précipitation aux joints de grains.

En effectuant les traitements thermiques à différentes conditions, nous observons une différence au niveau des grains et des précipités. Ces derniers ont une répartition qui change selon la température. Nous mentionnons que pour l'état T6 les précipités deviennent plus petits, et ont une répartition uniforme. Pour l'état T7, il se forme des grains qui ont une taille plus grande et il y a une présence de grosses particules qui ne sont pas cohérentes avec la matrice.

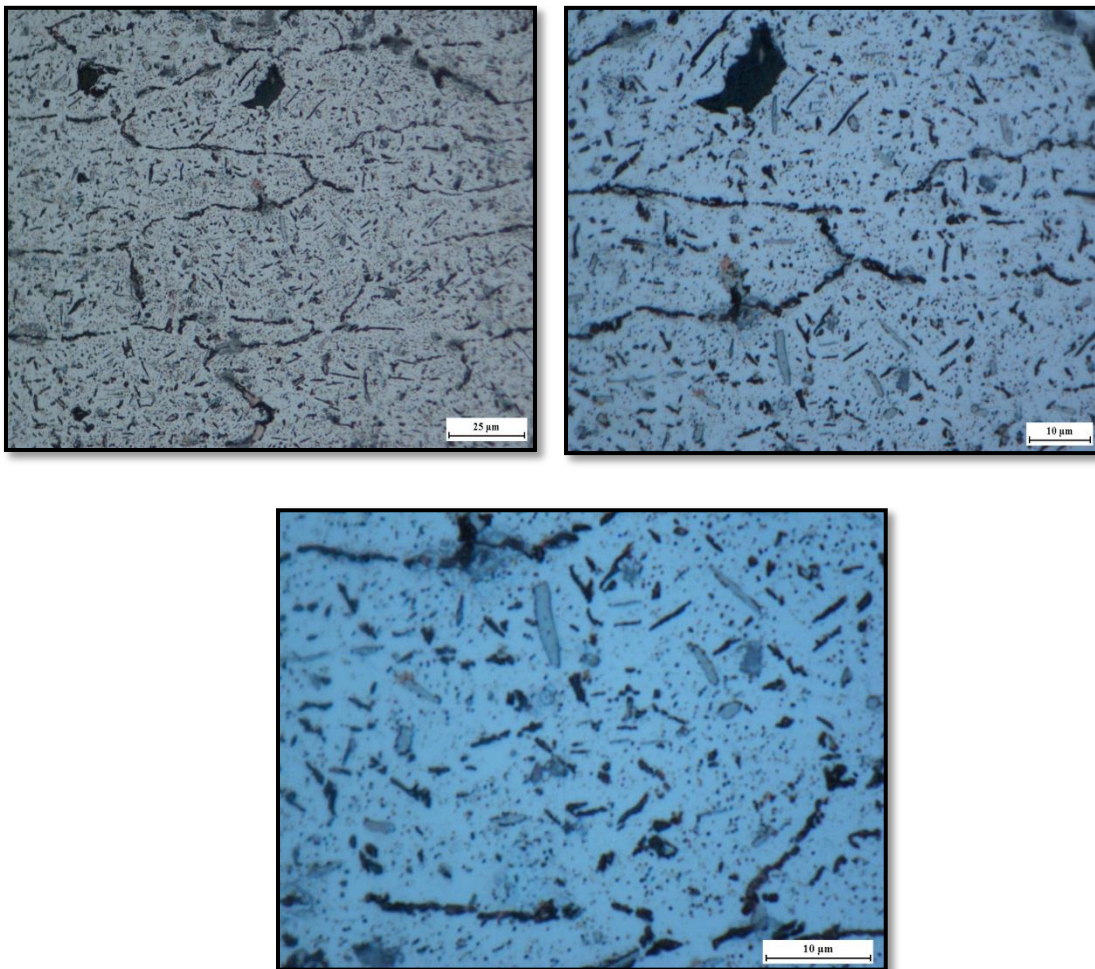


Figure 5-5 : Micrographie de 2017A T0 à différents grossissements .

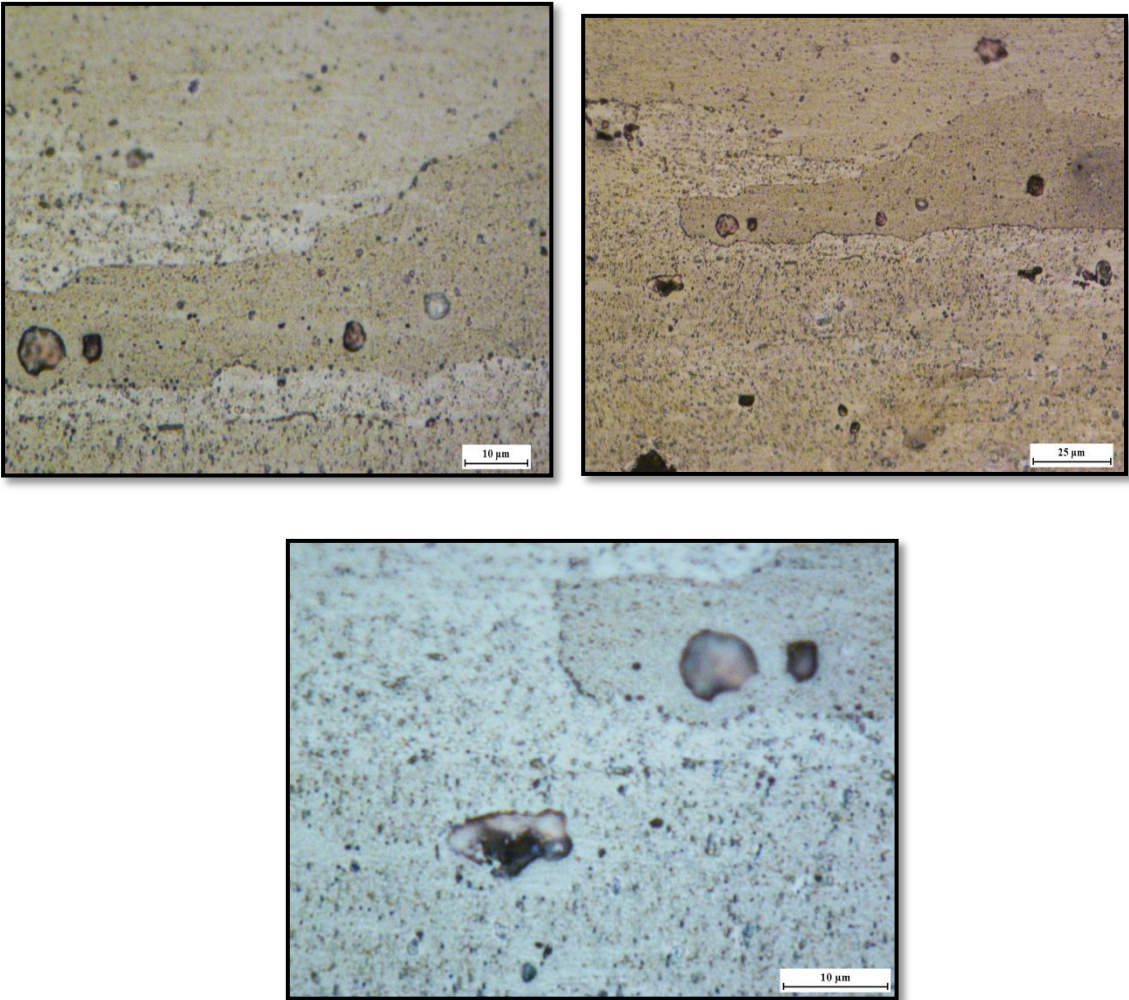


Figure 5-6: Micrographie de 2017A T4 à différents grossissements.

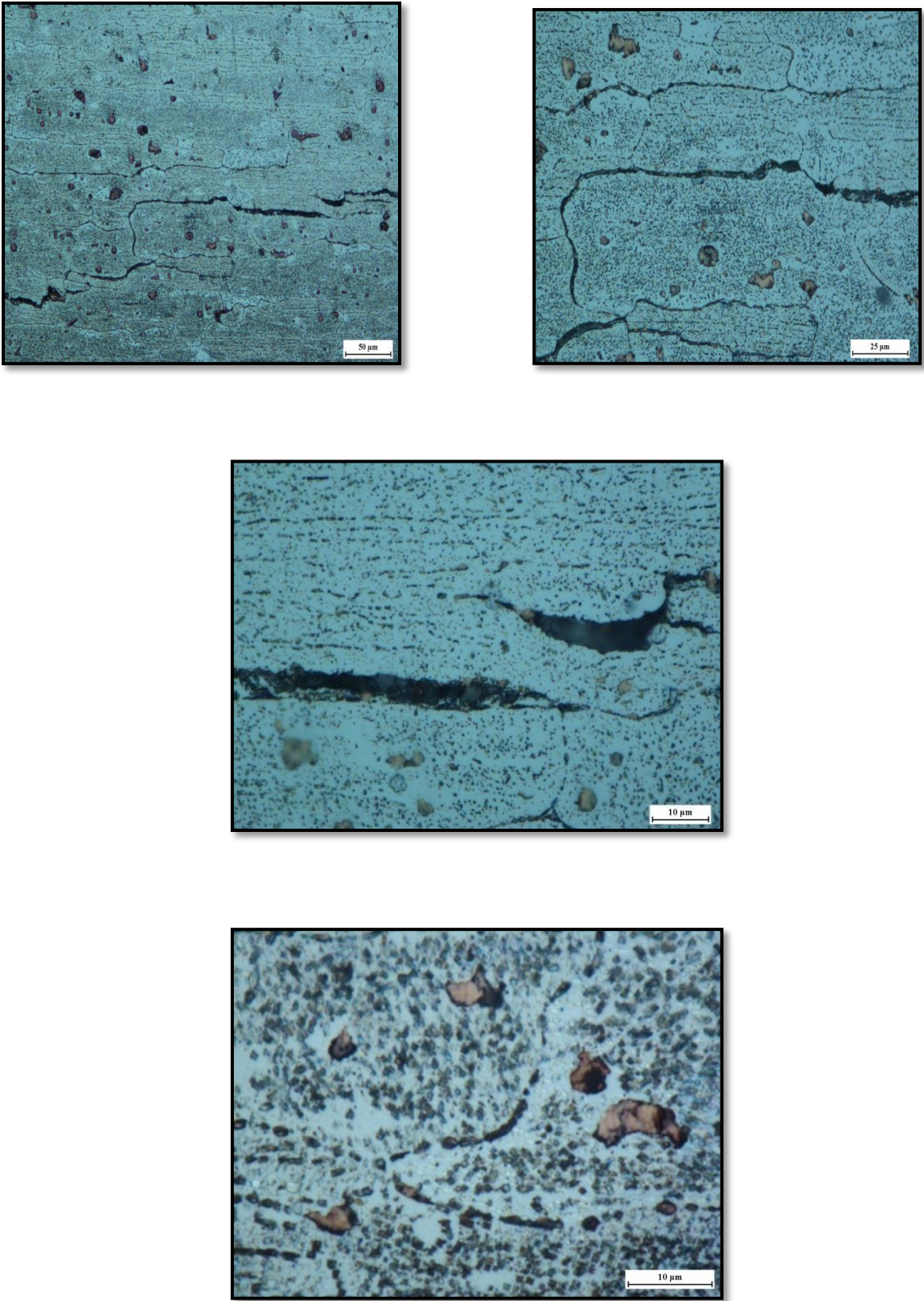


Figure 5-7: Micrographie de 2017A T6 à différents grossissements.

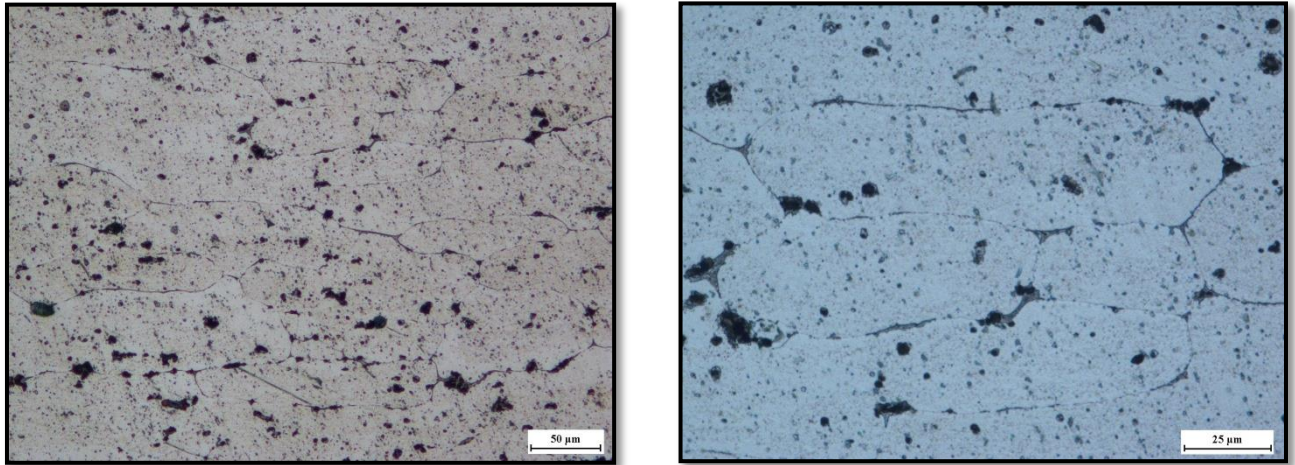


Figure 5-8: Micrographie du 2017A T7 à différents grossissements.

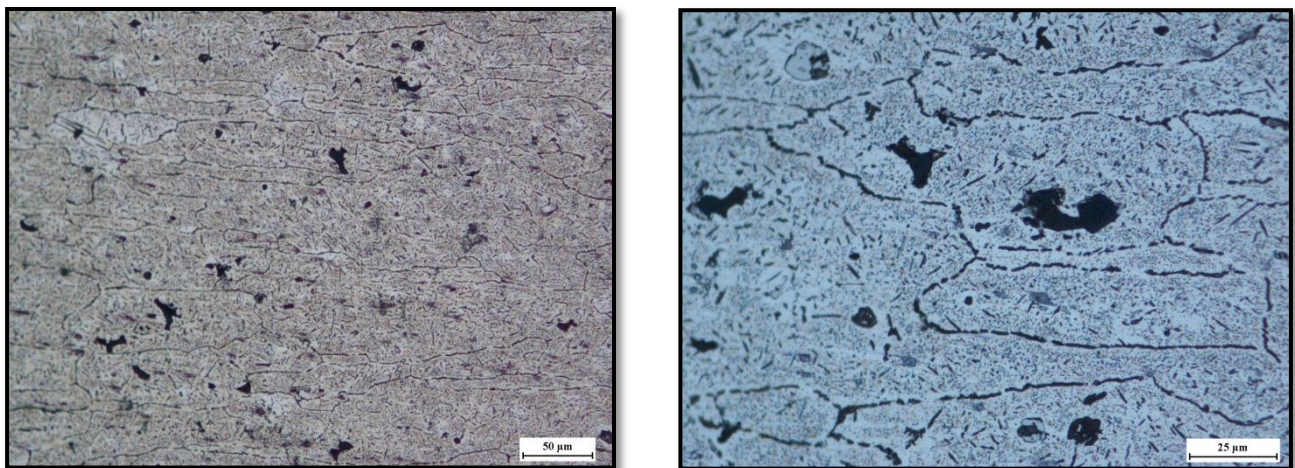


Figure 5-9: Micrographie du 2017 A T7 à différents grossissements.

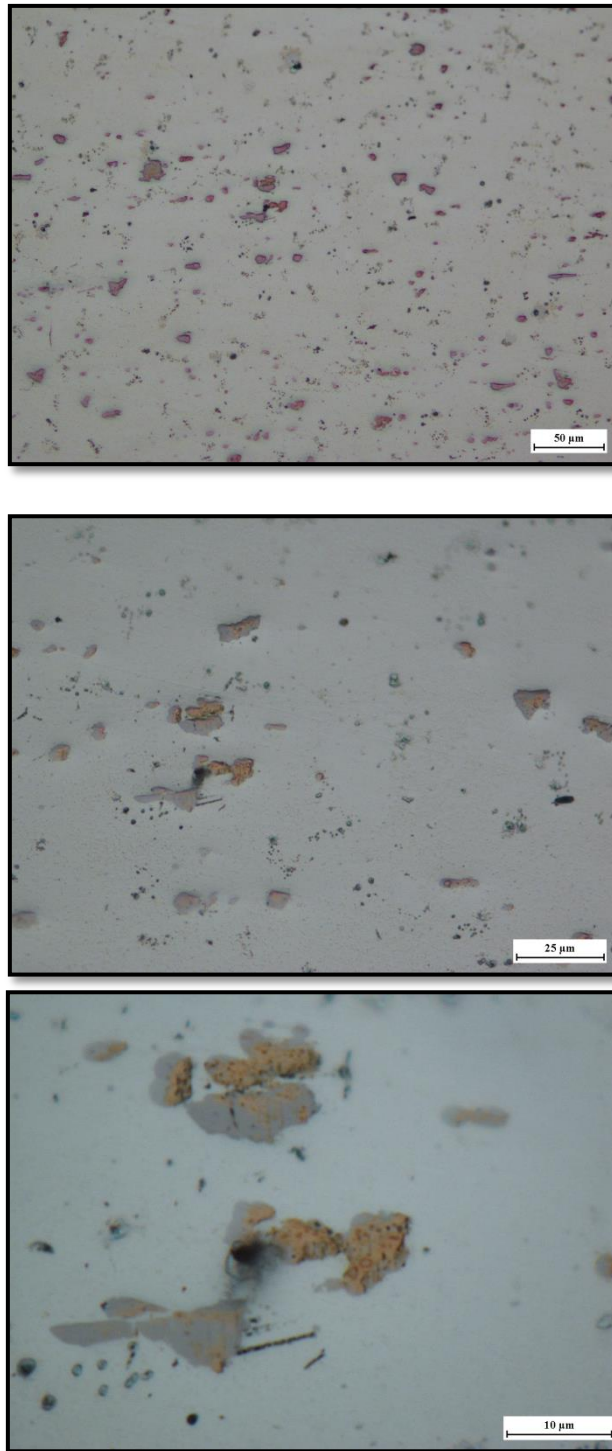


Figure 5-10: Micrographie du 5154A T4 à différents grossissements .

Durant nos investigations au MO, nous avons constaté que la dimension des précipités et leur distribution sont hétérogènes et variables. Les particules intermétalliques sont intra granulaires et alignées selon la direction de laminage.

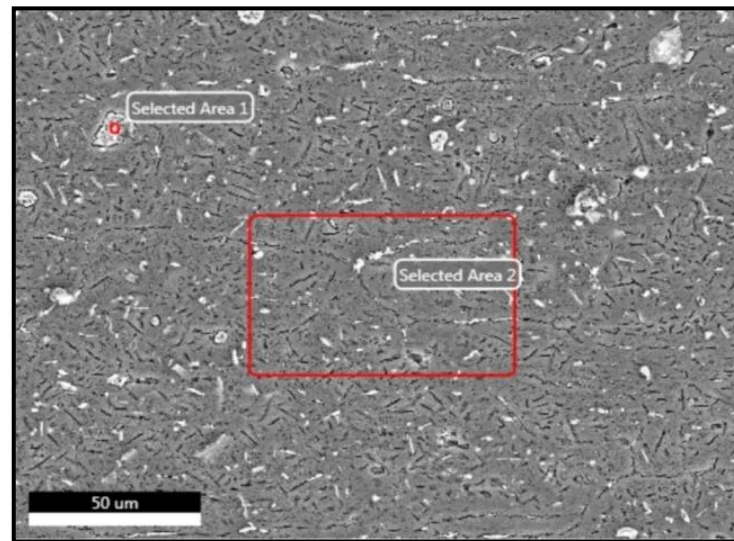


Figure 5-11: Micrographie MEB de l'alliage d'Aluminium 2017A T7.

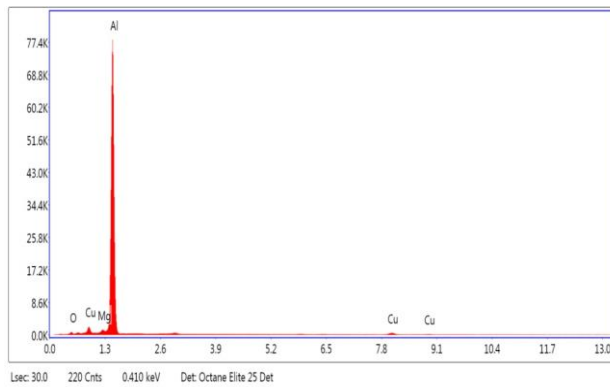


Figure 5-10 : Spectre d'analyse chimique de l'alliage 2017A T7 -AREA 2-.

Tableau 5-1 : Composition chimique en poids du 2017A T7 -AREA 2-

Élément	Teneur masse %
Al	90.10
Cu	4.46
Mg	1.61

*Analyse EDS

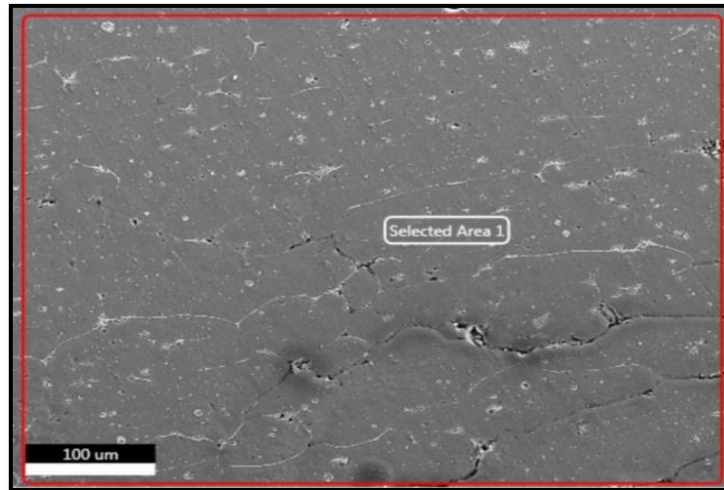


Figure 5-12: Micrographie MEB de l'alliage d'Aluminium 5154A T0.

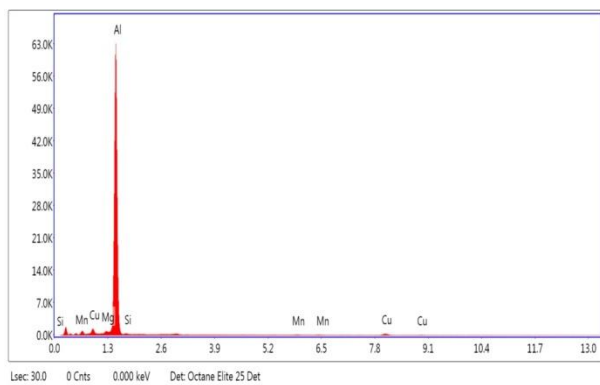


Figure 5-12: Spectre d'analyse chimique de l'alliage 5154A T0.

Tableau 5-2 : Composition chimique en poids du 5154A T0 -AREA 1-

Élément	Teneur en masse %
Al	91.12
Mg	1.07
Cu	3.12
Si	4.35
Mn	0.34

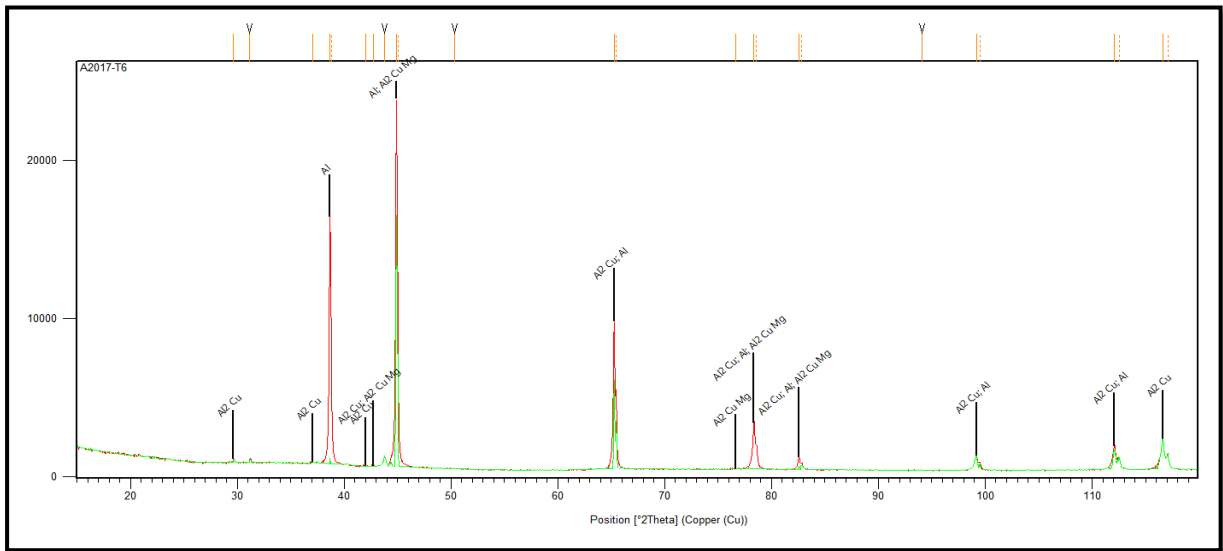


Figure 5-13: Diagramme de DRX de l'alliage d'Aluminium 2017A T6.

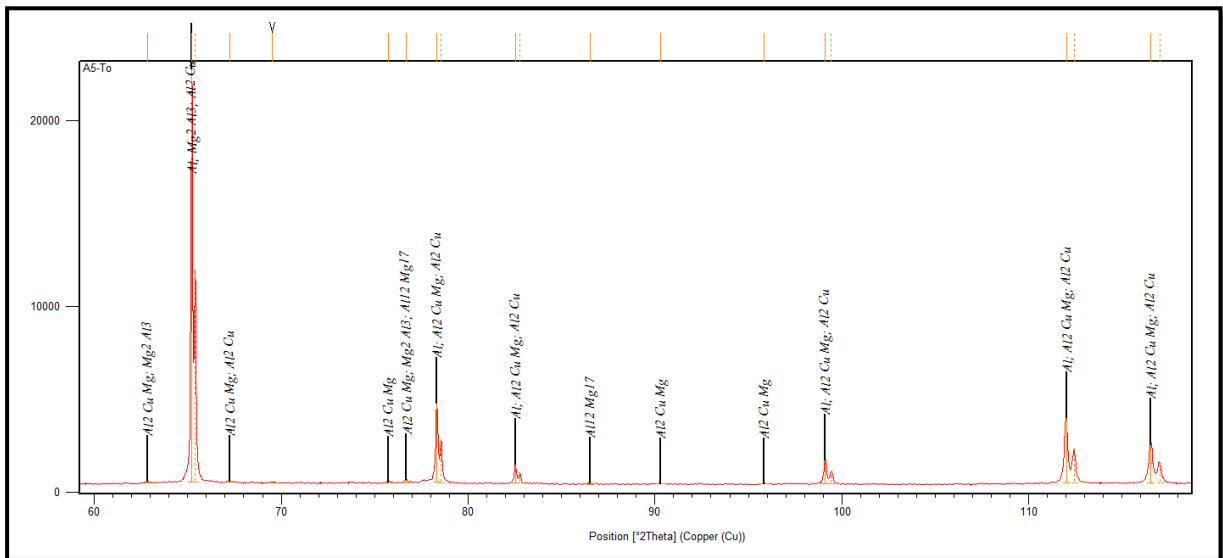


Figure 5-14: Diagramme de DRX de l'alliage d'Aluminium 5154A T0.

Pour le 2017A l'analyse par DRX et EDS a montré l'existence de deux types de particules intermétalliques grossières. Le premier type correspond à des particules ayant une forme sphéroïdale, d'environ 5 μm , définie comme des phases de type Al_2CuMg . Le deuxième type correspond à des particules légèrement plus sombres en microscope optique. Ces particules ont été identifiées comme des phases de type Al_2Cu .

Pour le 5154A, l'analyse DRX a montré aussi l'existence de deux catégories de particules intermétalliques grossières de types Al_3Mg_2 et $Al_{12}Mg_{17}$.

5.2.2 Taille de grain

L'utilisation de la méthode de la ligne d'interception a permis le calcul de la taille moyenne des grains, pour les différents traitements. Les valeurs sont présentées dans le tableau ci-dessous :

Tableau 5-3 : Evolution de la taille des grains de l'alliage 2017A après traitements thermiques.

2017A	Etat recuit T0	Etat muri T4	Etat revenu T6	Etat sur-revenu T7
Taille moyenne des grains (μm)	/	24.6117	20.3333	24.1396

Tableau 5-4 : Evolution de la taille des grains de l'alliage 5154A après traitement thermique.

5154A	Etat recuit T0	Etat muri T4	Etat revenu T6	Etat sur-revenu T7
Taille moyenne des grains (μm)	/	22.56	/	20.00

Le traitement de revenu T6 représente la taille des grains la plus faible, alors que les tailles des grains des états T4 et T7 sont presque identiques. Pour l'état T0 on ne peut pas mesurer la taille puisque la formation des grains n'est pas complète.

5.3 Caractérisation mécanique:

Les résultats des essais mécaniques nous ont permis de voir l'effet des différents traitements thermiques (recuit, maturation, revenu et sur-revenu) sur les caractéristiques mécaniques des deux alliages 2017A et 5154A.

5.3.1 Essai de traction

L'évolution des propriétés mécaniques en fonction du type de traitement thermique, a été suivie par essais de traction, réalisés à température ambiante sur des éprouvettes prélevées dans la direction de laminage L. La géométrie des éprouvettes utilisées est présentée dans la section « annexe ». Les principales propriétés mécaniques déterminées par les essais de

traction sont : la résistance mécanique (R_m), la limite élastique (R_e) et l'allongement à la rupture ($A\%$).

5.3.1.1 Effet du traitement thermique sur les caractéristiques mécaniques des alliages 2017A et 5154A

Tableau 5-5 : Résultats des essais de traction pour les différents traitements thermiques des alliages 2017A et 5154A.

Etat de l'éprouvette	Recuit(O)		Mûri(T4)		Revenu(T6)		Sur-revenu(T7)	
	2017A	5154A	2017A	5154A	2017A	5154A	2017A	5154A
R_e (MPa)	85	60	274	130	400	160	338	190
R_m (MPa)	203	160	412	270	465	245	414	305
A%	11.82	12	14.23	7	6.16	6	8.73	4
E(MPa)	74000	68000	74000	68000	74000	68000	74000	68000

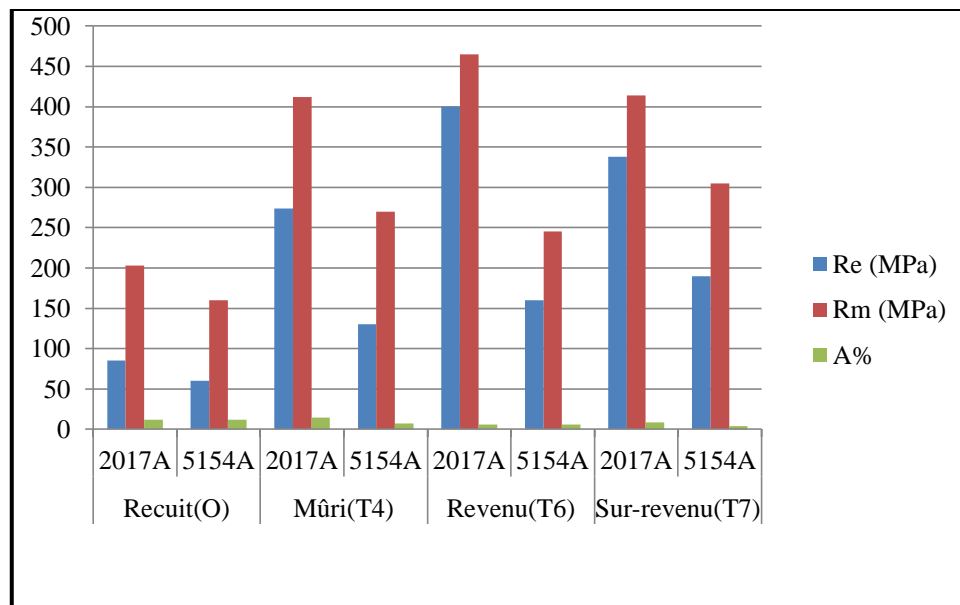


Figure 5-15 : Evolution de R_m , R_e et $A\%$ pour les différents états métallurgiques du 2017A et du 5154A.

Les valeurs de la résistance mécanique et de la limite élastique ont la même évolution : elles augmentent jusqu'à une valeur maximale équivalente à celle de l'état T6, puis diminuent pour l'état T7, cette augmentation est accompagnée d'une diminution de l'allongement.

Cette évolution est liée au degré de durcissement par précipitation (qui est fonction de la température de traitement, du temps et de la nature de l'alliage).

5.3.2 Essai de micro dureté

Après les traitements thermiques effectués aux éprouvettes, des mesures de micro dureté ont été réalisées avec un pénétrateur Vickers et une charge de 100 g.

Pour mesurer la micro dureté des alliages 2017A et 5154A, nous avons effectué cinq mesures pour chaque cas, puis nous avons fait la moyenne, les résultats sont illustrés dans le tableau suivante :

Tableau 5-6 : résultat d'essai de micro dureté

Le traitement thermique	L'état recuit T0		L'état mûri T4		L'état revenu T6		L'état sur-revenu T7	
	2017A	5154A	2017A	5154A	2017A	5154A	2017A	5154A
Micro dureté Hv	67	75	137	159	133	45.5	135	162
	77.2	73	134	165	164	60.5	141	154
	79.2	73.4	141	154	154	68.3	127	158
	75.3	72	135.5	160	164	58.3	139	156
	74.65	70.6	139	158.65	150	58.15	129.5	160
Hv _{moy}	74.67	72.8	137.3	159.33	153	58.15	134.3	158

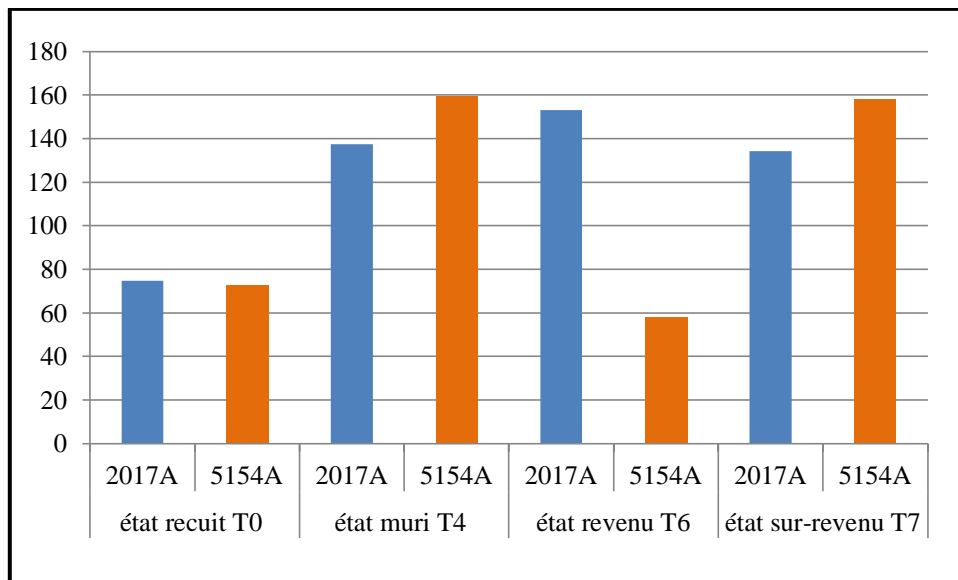


Figure 5-16 : Evolution de la micro-dureté pour les différents états métallurgiques du 2017A et du 5154A.

Les mesures de micro dureté montrent une augmentation de dureté jusqu'à l'état de revenu (pic de revenu) puis diminue pour l'état T7, donc cette évolution suit bien celle de la résistance mécanique.

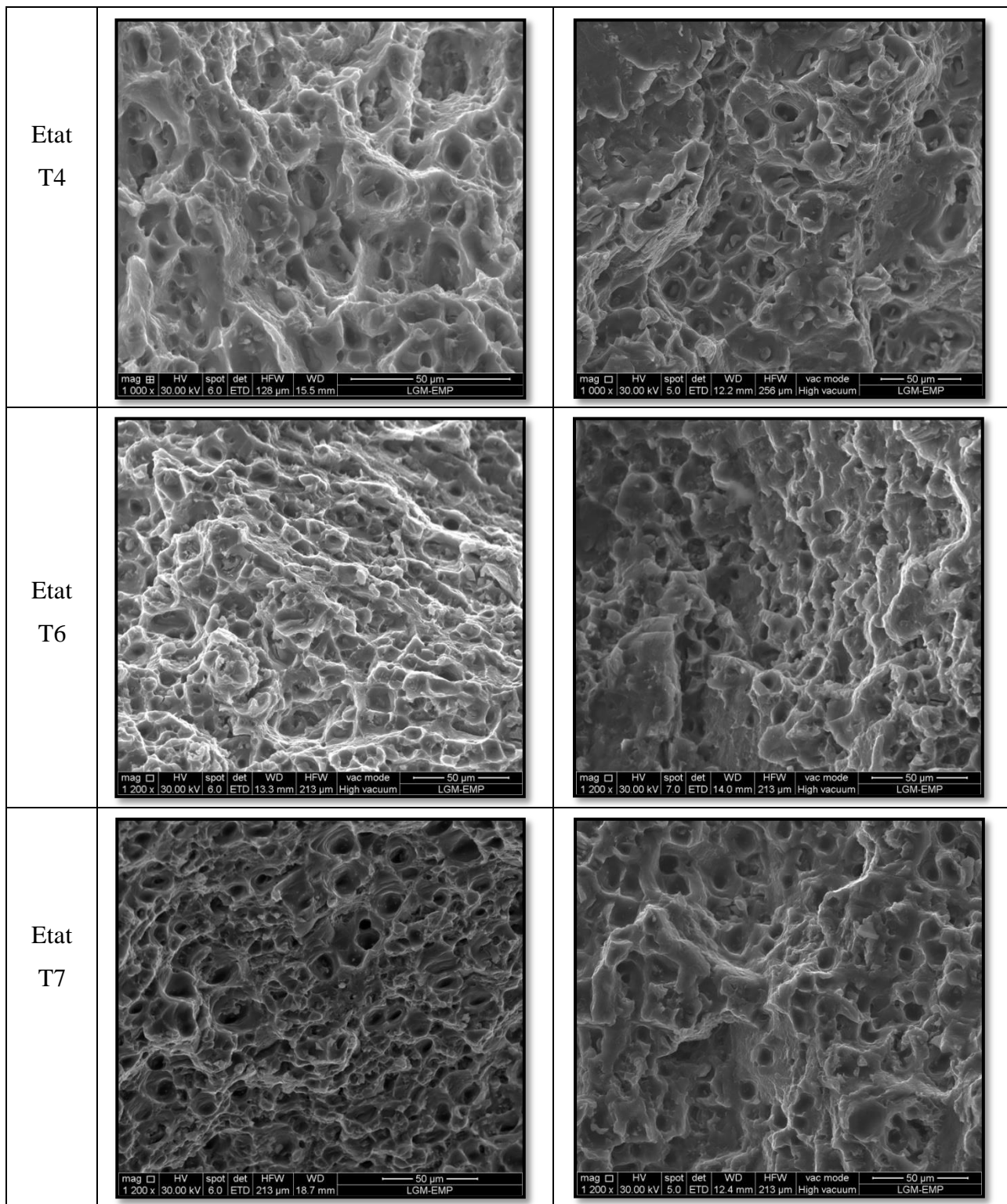
On explique cela par l'augmentation du nombre des grains qui va augmenter la densité des joints des grains. Ces derniers vont jouer le rôle d'obstacles lors du déplacement des dislocations, ce qui va donc augmenter la dureté.

5.4 Métallographie MEB

Les fractographies des éprouvettes qui ont subis les traitements thermiques et un essai de traction, ont été caractérisés par observations au MEB.

Tableau 5-7 : Observation par MEB des éprouvettes après essai de traction.

	2017A	5154A
Etat T0	<p>mag 1 200 x HV 30.00 kV spot 7.0 det ETD WD 17.8 mm HFW 213 µm vac mode High vacuum 50 µm LGM-EMP</p>	<p>mag 2 000 x HV 30.00 kV spot 6.0 det ETD HFW 128 µm WD 15.7 mm 50 µm LGM-EMP</p>



Les deux alliages (2017A et 5154A) pour les différents états métallurgiques se caractérisent par une rupture ductile, qui se traduit par la présence de cupules. Les cupules se forment autour des particules intermétalliques grossières avec une dimension de quelques micromètres jusqu'à quelques dizaines de micromètres.

5.5 Etude de l'effet de traitement d'anodisation sur l'alliage d'Aluminium 2017 A à différentes échelles

5.5.1 Observation par microscope de la couche d'anodisation

Nous pouvons observer par microscope optique la morphologie de la couche et déterminer l'épaisseur de cette dernière comme la montre les figures ci-dessous :

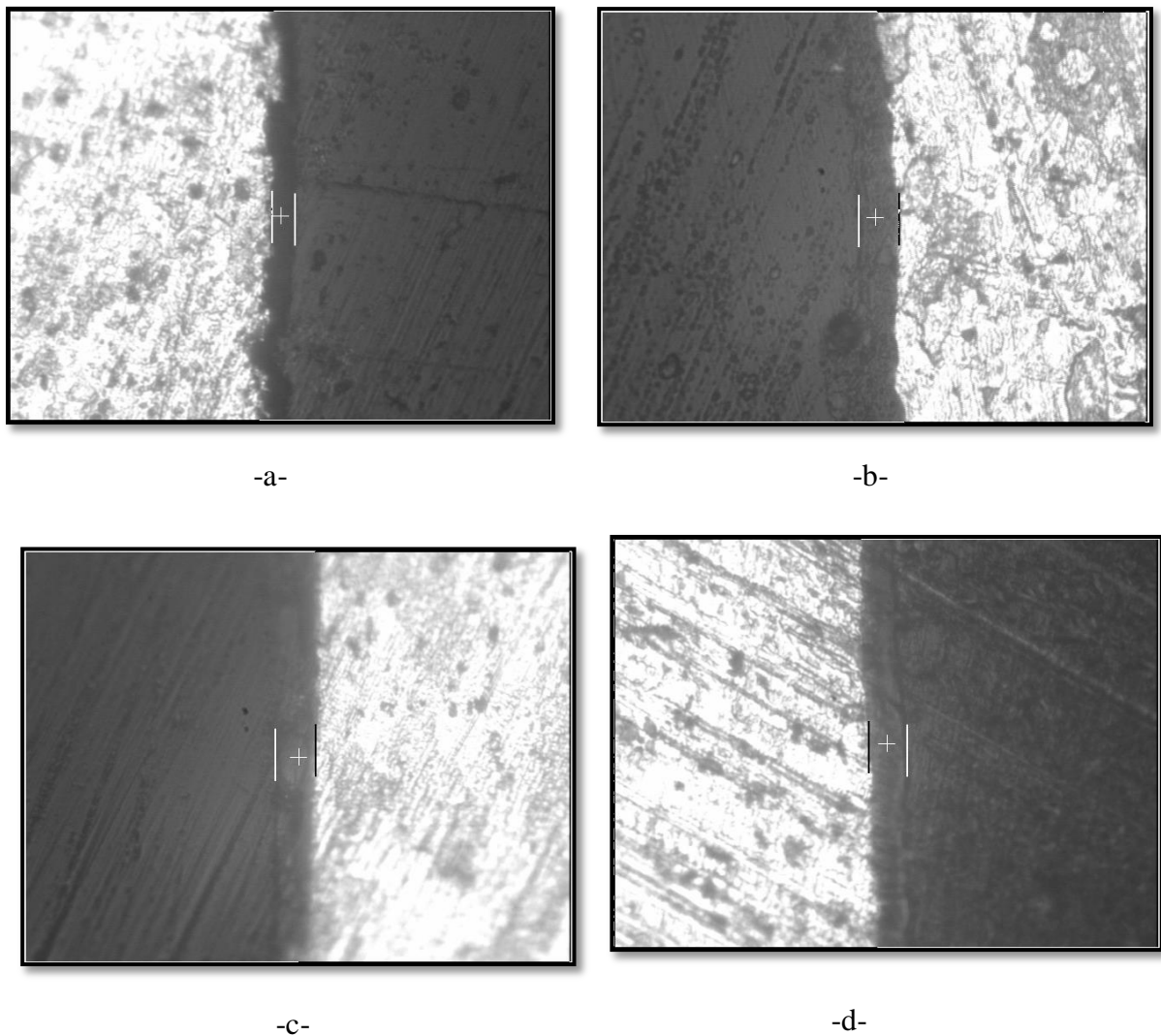


Figure 5-17 : Observation de l'épaisseur et de la morphologie du film d'oxyde par MO : a) état recuit T0 ; b) état muri T4 ; c) état revenu T6 ; d) état sur-revenu T7.

A partir de ces observations, on peut avoir l'épaisseur moyenne de la couche d'oxyde pour chaque état métallurgique. Les résultats sont donnés dans le tableau ci-dessous :

Tableau 5-8 : évolution de l'épaisseur moyenne de dépôt selon l'état métallurgique.

Etat métallurgique	Etat recuit T0	Etat muri T4	Etat revenu T6	Etat sur-revenu T7
Epaisseur de la couche d'oxyde (μm)	8,5	12,6	11,3	10,8

5.5.2 Essai de traction

Les résultats des essais de traction sont présentés dans la figure suivante :

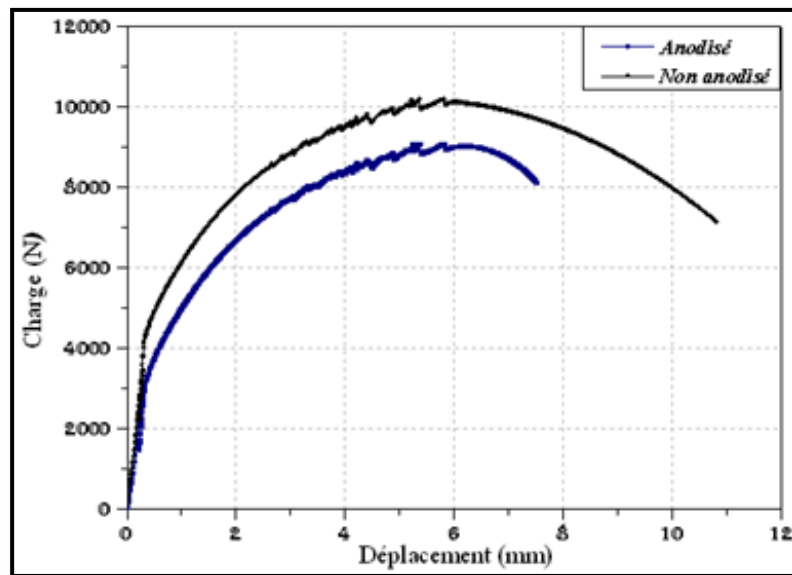


Figure 5-18 : Courbe de traction pour le 2017A à l'état recuit T0 avant et après anodisation.

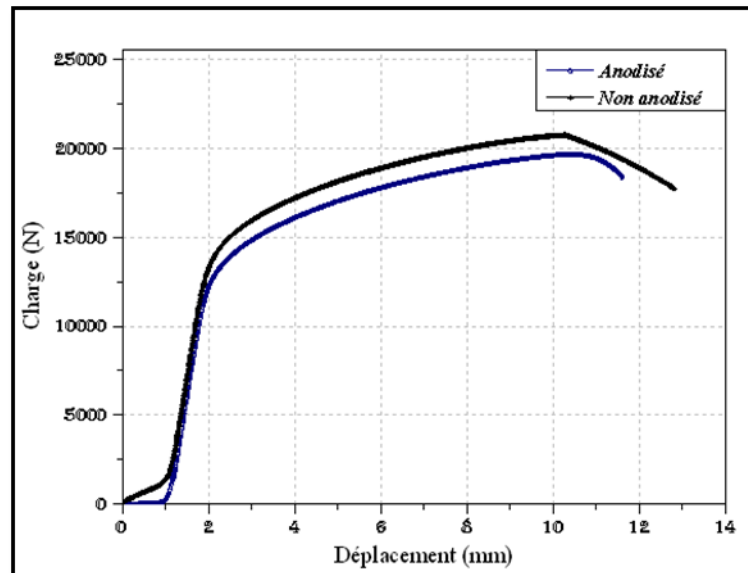


Figure 5-19 : Courbe de traction pour le 2017A à l'état mûri T4 avec et sans anodisation.

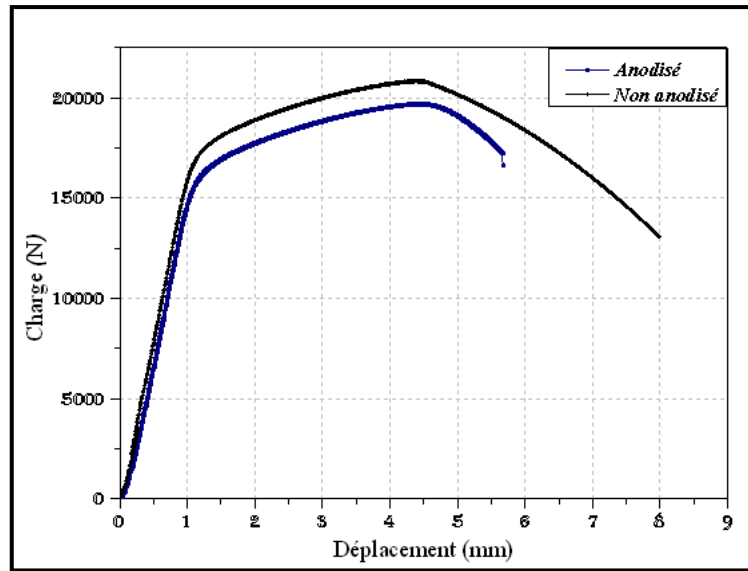


Figure 5-20 : Courbe de traction pour le 2017A à l'état revenu T6 sans et avec anodisation.

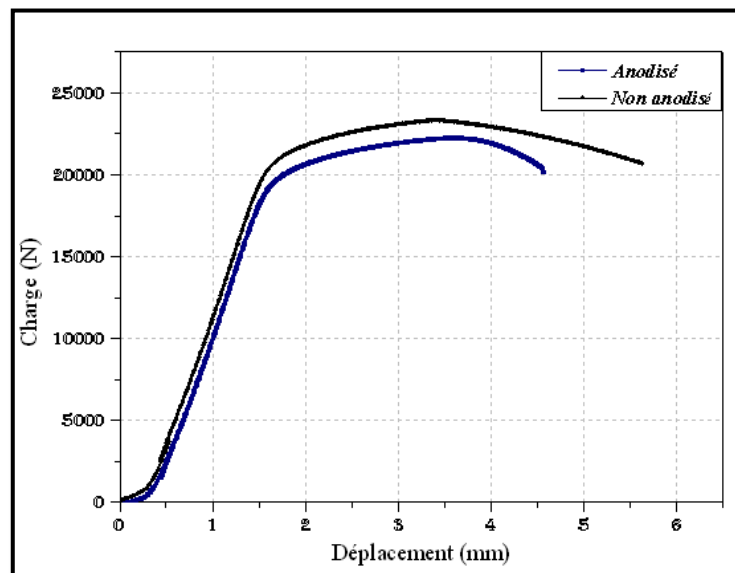


Figure 5-21 : Courbe de traction pour le 2017A à l'état sur-revenu T7 avant et après traitement d'anodisation.

Tableau 5-9 : Evolution des propriétés mécanique de l'alliage 2017 A avant et après traitement d'anodisation pour différent états métallurgiques.

Etat de l'éprouvette 2017 A	Recuit T0		Mûri T4		Revenu T6		Sur-revenu T7	
	Avant	Après	Avant	Après	Avant	Après	Avant	Après
Alliage								
R_e (MPa)	85	72	274	252	400	378	338	316
R_m (MPa)	203	190	412	390	465	443	414	391
A%	11.82	10	14.23	11.1	6.16	3.86	8.73	5.33
E (MPa)	74000	74000	74000	74000	74000	74000	74000	74000

On voit bien que les propriétés mécaniques diminuent légèrement après traitement d'anodisation. Cela est dû à la fragilité du dépôt causée par sa haute dureté.

5.5.3 Essai de flexion trois points

Les essais de flexion trois points ont pour but la détermination de facteur d'intensité de contrainte critique K_{IC} relative au premier mode de rupture, afin de caractériser notre alliage étudié. Les résultats obtenus sont représenté ci-dessous.



Figure 5-22 : Eprouvettes cassées après essai de flexion pour différents états métallurgiques et après anodisation

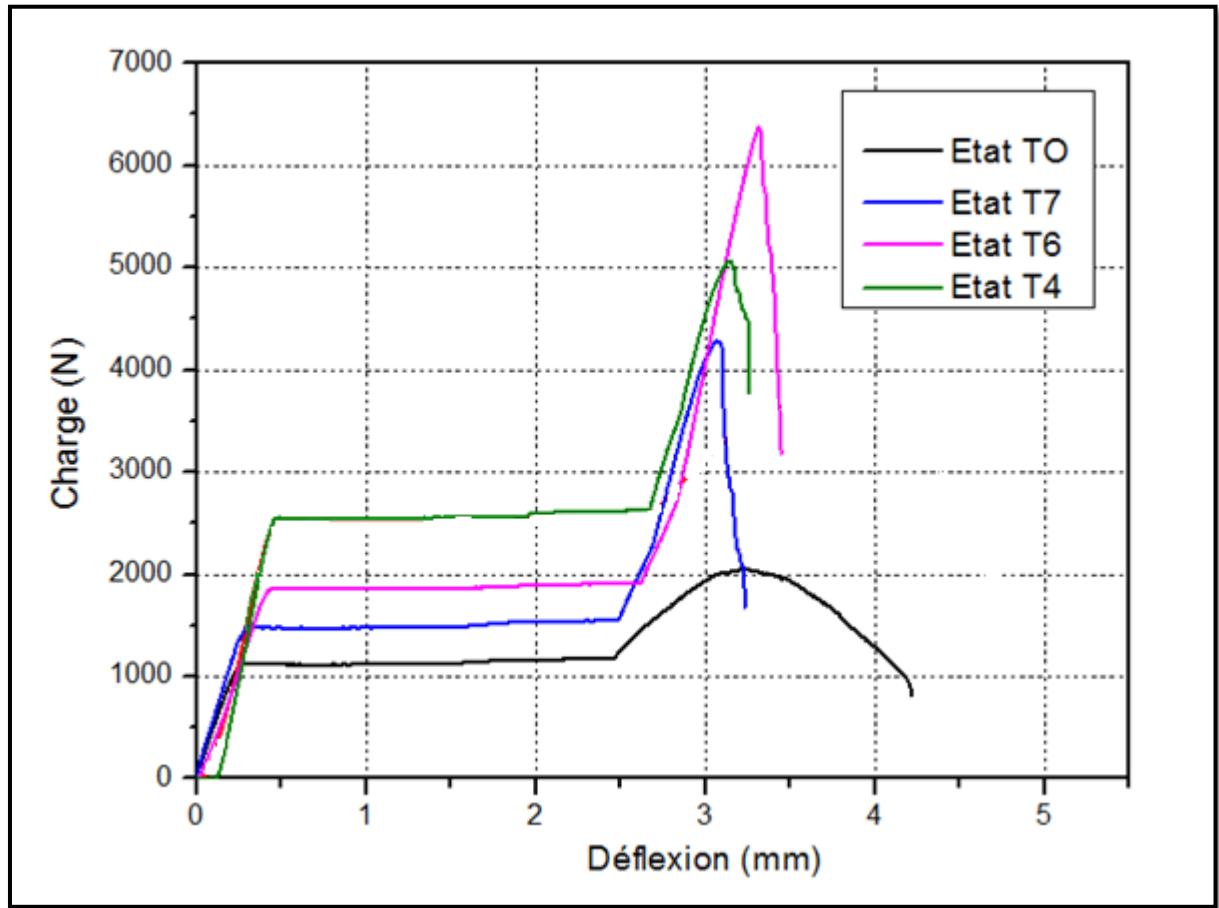


Figure 5-23 : Courbes de flexion trois points à différents états métallurgiques en fonction de la déflexion des éprouvettes

A partir des graphes enregistrés, nous avons pu déterminer la charge de rupture maximale pour chaque éprouvette. Ainsi que le temps de chaque essai jusqu'à la rupture. Les résultats sont résumés comme suit :

Tableau 5-10 : Résultats de l'essai de flexion trois points.

Etat	TO	T7	T4	T6
F_{\max} (Essai I) (N)	2137	4284	5062	6838
F_{\max} (Essai II) (N)	2055	4328	6345	6372
F_{\max} (moyenne) (N)	2096	4306	5704	6605

5.5.4 Calcul de la ténacité

Avant de calculer les valeurs des facteurs d'intensité de contrainte critiques K_{IC} , il convient de vérifier que les essais répondent bien à la norme ASTM E-399. Une condition est à examiner :

$$\frac{F_{max}}{F_Q} < 1.1$$

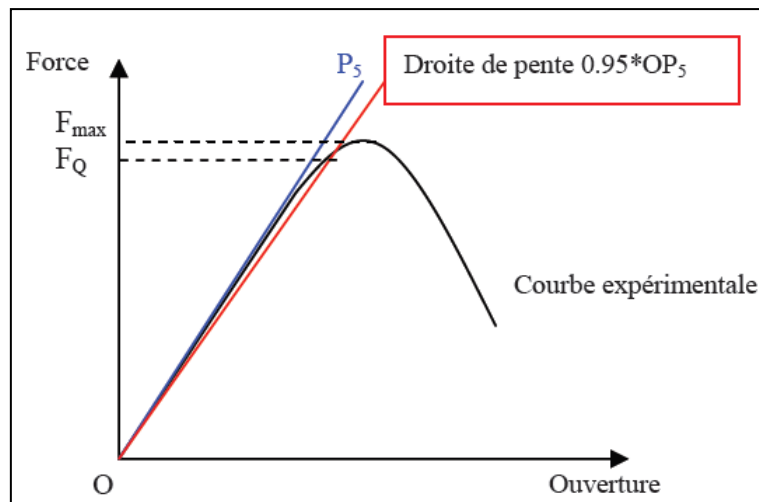


Figure 5-24 : Représentation schématique de l'essai de ténacité suivant la norme ASTM-E399-90

Les résultats obtenus sont résumés dans le tableau:

Tableau 5-11 : Calcul de F_Q et le rapport F_{max}/F_Q .

Etat	TO	T7	T4	T6
F_Q (Essai I) (N)	/	4143	5306	6631
F_Q (Essai II) (N)	2054	4186	6553	6267
F_Q (moyenne) (N)	2054	4164, 5	5929, 5	6449
Ecart type	/	30,40	881,7	257,3 8
F_{max}/F_Q	1.02	1.034	0.96	1.024

Nous remarquons à travers nos résultats que le test par flexion après anodisation donne des résultats probants, puisque on a une ténacité optimale surtout pour T₄ que pour T₆ qui peut s'expliquer par le fait qu'on assiste à une redissolution et probablement par une recristallisation dynamique traduisant une meilleure ténacité pour T₄ que pour T₆.

5.6 Conclusion

Ce travail nous a permis de mettre en évidence l'influence de traitement thermique sur les propriétés mécaniques de l'alliage 2017A, 5154A. Et l'influence de traitement d'anodisation sur les propriétés mécaniques de l'alliage 2017A. nous avons déterminé les caractéristiques métallurgiques et mécaniques.

CONCLUSION GENERALE

Les alliages d'aluminium de la série 2xxx et 5xxx sont largement utilisés dans l'industrie aéronautique. L'alliage d'aluminium EN AW 2017 A est l'un des matériaux les plus répandus, constitutif principalement du fuselage et mais aussi de manière plus limitée de la voilure d'avions civils. Les bonnes propriétés mécaniques de cet alliage sont incontestables, tout comme sa sensibilité à la corrosion localisée, ce qui impose de nombreux traitements de surface, représentant une masse de matière ajoutée de deux tonnes environ pénalisante écologiquement. La microstructure joue un rôle essentiel sur le comportement mécanique de l'alliage. Parmi les caractéristiques microstructurales, les particules intermétalliques, notamment les particules de phase θ -Al₂Cu, représentent un facteur d'endommagement.

Ce travail avait pour objectif d'établir les paramètres optimaux du traitement thermique de durcissement structural et de progresser dans la compréhension de l'influence de ce traitement sur le comportement mécanique à l'échelle macro métrique de l'alliage 2017 A et l'alliage 5154A. Des traitements thermiques de maturation T4, de revenu au pic de dureté T6 et de sur-revenu T7 ont été réalisés à trois températures : 20°C, 165 °C et 200 °C. Des mesures de dureté Vickers ont été réalisées pour les différents échantillons, ce qui a permis de déterminer l'influence de chaque traitement thermique de durcissement.

L'influence du traitement de revenu sur les propriétés mécaniques a été évaluée, à l'échelle globale. Des essais de traction et de micro dureté, nous ont permis de suivre et quantifier l'évolution des propriétés mécaniques (contrainte maximale en traction, limite élastique et allongement à rupture) de l'alliage 2017 A et 5154A. Les résultats obtenus confirment les données de la littérature. Quelle que soit l'échelle, macroscopique ou microscopique, il a été vérifié que le traitement thermique de durcissement structural induisait une augmentation des propriétés mécaniques par rapport à l'état initial T6.

En conclusion, ce travail a permis de mettre en évidence l'importance du traitement thermique de revenu dans l'amélioration des propriétés d'usage de l'alliage 2017A et 5154A, et a permis d'établir les bases pour le choix correct des paramètres du traitement de revenu.

Par rapport aux études précédentes, le présent travail réalise une étude scientifique à l'échelle globale et locale (macro micrométrique) du comportement mécanique de l'alliage 2017 A et l'alliage 5154A, et apporte de nouvelles pistes et ouvertures sur l'impact du traitement de revenu par les modifications structurales induites sur le comportement mécanique

Références bibliographiques

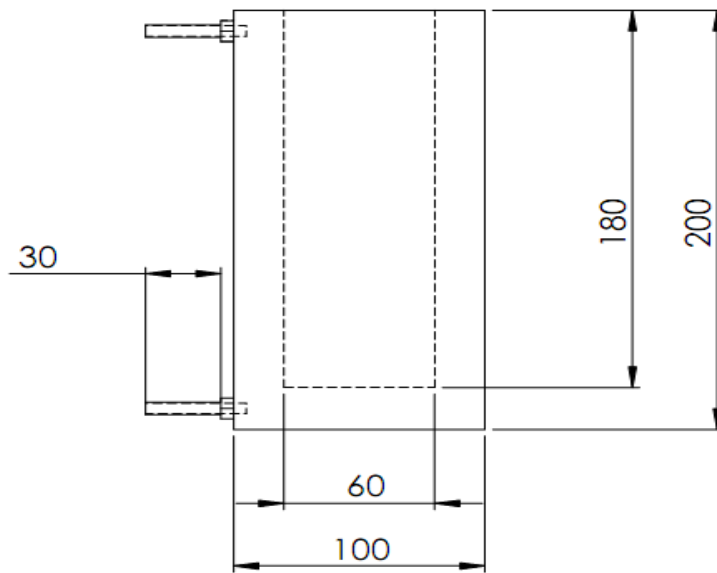
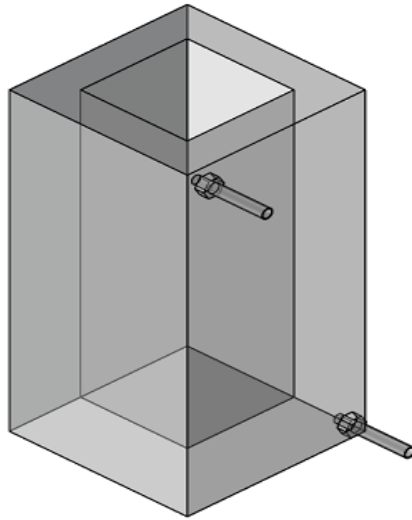
- ◆ **A. WILM**, Recherche sur la métallurgie physique des alliages d'aluminium Magnésium : Métallurgie.1911.p. 225.
- ◆ **A.GUINIER**, Journal de Physique et de Radium, 8. 1938. P.122.
- ◆ **A.PERNOT-GEHIN**, Étude des procédés de colmatage d'alliages d'aluminium anodisé. Thèse Doctorat : Université Henri Poincaré Nancy-I : 2007.
- ◆ **BOISIER.G.** Nouvelles voies d'inhibition de la corrosion de l'alliage d'aluminium 2024 plus respectueuses de l'environnement : applications aux couches d'anodisations colmatées. thèse Doctorat, Institut National Polytechnique de Toulouse, 2008.
- ◆ **C. LEROUX**, Guide de choix des traitements thermiques. Dunod, 2004.
- ◆ **C. VARGEL**. Corrosion de l'aluminium. 2004.
- ◆ **C. VARGEL.**, Le comportement de l'aluminium et de ses alliages. Ed. Dunod technique, Paris (2004) .
- ◆ **D. BOUKHLEF**. Oxydation anodique de l'aluminium en présence d'un acide organique comme additif élaboration et caractérisation . Mémoire de Magister, EMP, 2008.
- ◆ **D.M.LAUGHLIN,W.F. MIAO**, Journal of Materials Science Letters. 2001. pp.320-329.
- ◆ **E.G.MORGAN**, Physical effects of variations in the composition of aluminum alloy LM24 to BS1490. Foundry Trade Journal. June 1982, pp. 887-890.
- ◆ **F.SMITH.W.** Principales of matériel science and engineering, McGraw-Hill. 1996.
- ◆ **FUJITA et LU**. Mater. 1992. p. 892.
- ◆ **H.I.AARONSON etC.LAIRD**. Trans. Metall. Soc. AIME 242. 1958. p. 1393.
- ◆ **H.K.HARDY and T.J. HEAL.T**, Report on precipitation : Progress in Metal Physics V. 1954, pp.143-278.

- ◆ **LRHARRIS, P.C. VARLEY** , Factors influencing drittleness in AlMgSi alloys: Metals82. 1953-1954,pp.379-393.
- ◆ **J.C.CATONNE, J.M.CUNTZ, J.COQUELLE**, Les traitements d'anodisation des alliages d'aluminium , Bulletin du cercle d'études des métaux, Tome 17, N° 6, 2002.
- ◆ **J.HORNBOGEN**, Aluminium. 1967, p.115.

- ◆ **J.LANTHONY**, L'aluminium et les alliages légers. Ed. Presses Universitaires de France, Paris. 1984.
- ◆ **J.M.SCHAPIRO, KIRKALDY.J.S**, Acta.Met.16. 1968. p.579
- ◆ **J.P.BAILON and J.M.DORLOT.** Des Matériaux. IIIème Edition, (2000), pp.236-245.
- ◆ **J.SAFRANY**. Anodisation de l'aluminium et de ses alliages. Techniques de l'ingénieur, M1630 : 2001.
- ◆ **K.ARLIK.M, B.JOUFFREY**, Acta mater. Vol. 45, No. 8. 1997,pp..3251–3263.
- ◆ **L.L. SHREIR**, Corrosion. 2ème édition, Newnes-Butterworth, 1976.
- ◆ **M. LARIBI** , Etude de l'oxydation Anodique dure d'un alliage d'aluminium Type AG3 en milieu sulfurique et sulfurique - Acétique», Thèse de Magister, EMP, 2000.
- ◆ **M.COLOMBIE** , Matériaux métalliques. Paris : 2008. pp.348-356.
- ◆ **M.GUY**, aide mémoire de métallurgie : Métaux, Alliage, Propriétés. Dunod, Paris. 2004, 2010. p.330.

- ♦ **M.JANNIER**, Anodisation ou Oxydation anodique de l'aluminium et de ses alliages. l'IFETS : 2009.
- ♦ **M.S.MERICA**, **Trans.** A.I.M.E., 1919.
- ♦ **R.DEVELAY**, Traitements thermiques des alliages d'aluminium. 1986. Techniques de l'ingénieur M 1290.
- ♦ **S.MECHERI**, Etude des réactions des transformations de phase dans les alliages d'aluminium sous forme des tôles. Mémoire de Magister : Université Mentouri-Constantine : 2007.
- ♦ **T.J.HEADLEY** , **J.J.J HREN**, Mater. Sci 11. 1976. p.1867.

ANNEXE



Matière : Verre

Nombre:2

Echelle: 1:3

Bain d'anodisation



Ecole Militaire Polytechniques

Ouraghi
Rabhi

PROJET FIN D'ETUDE

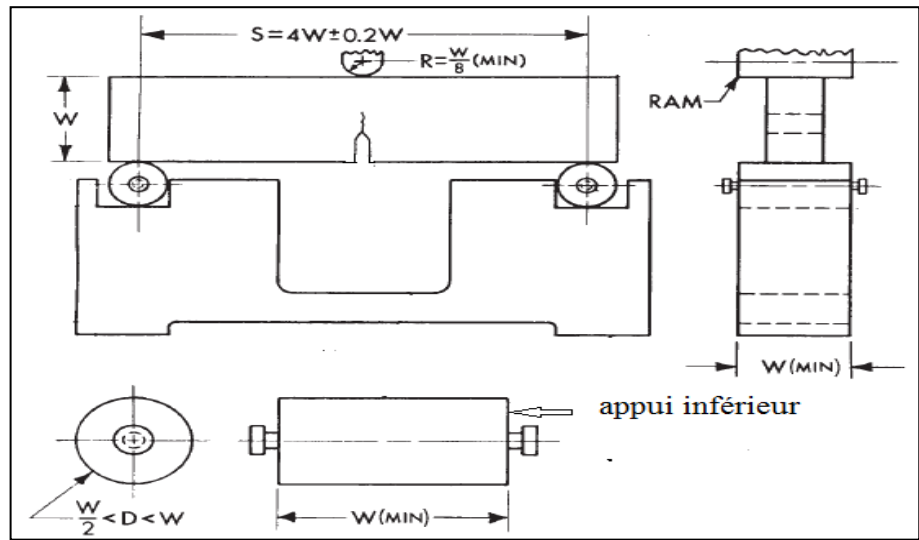


Figure : Schéma représentatif du système de flexion.

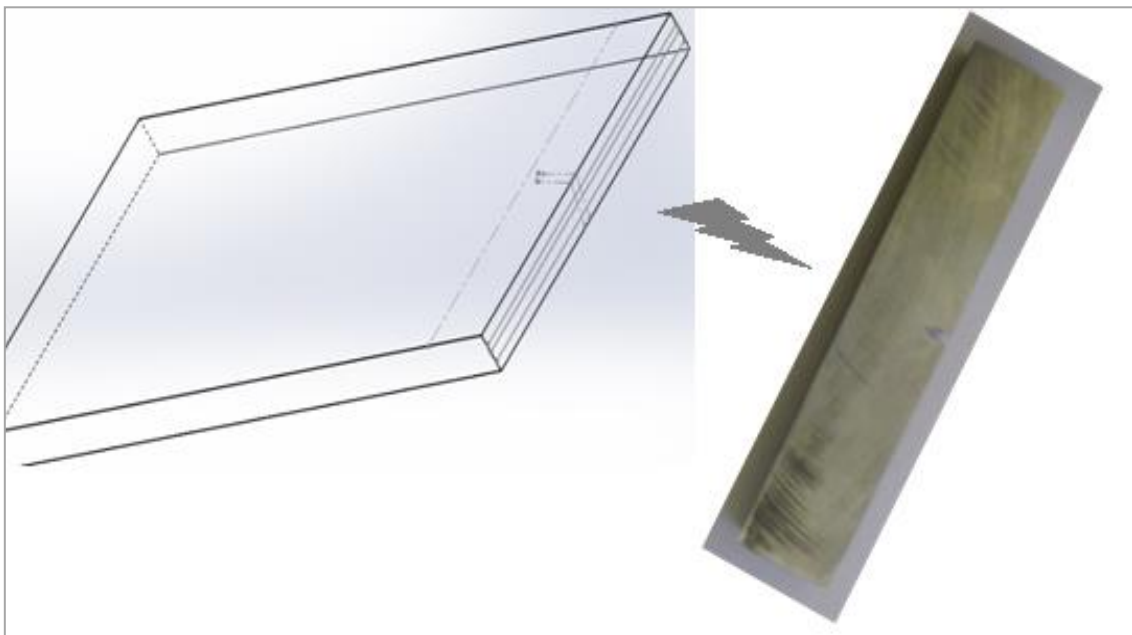
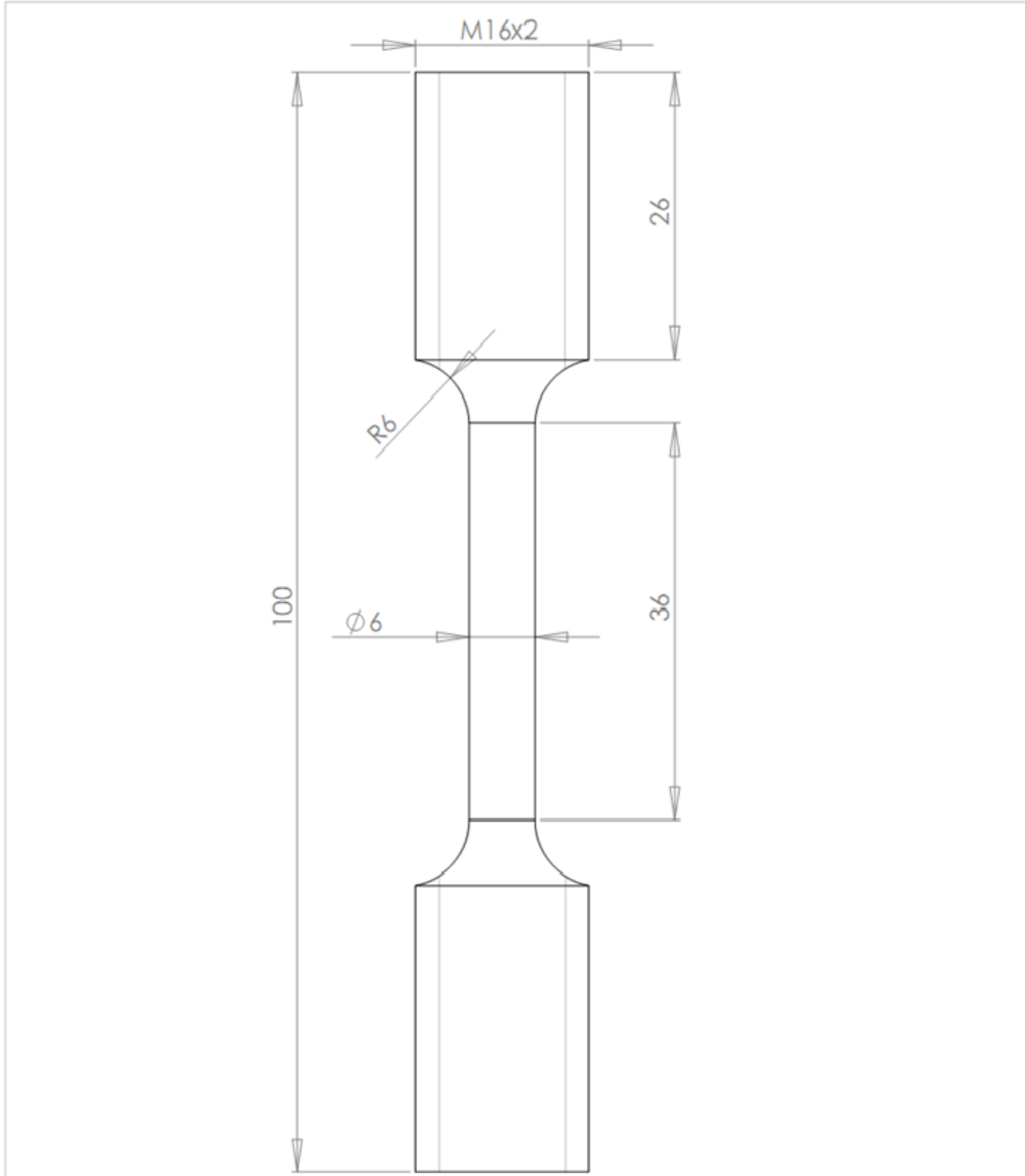


Figure : Sens de découpe pour l'éprouvette.(essai flexion)



Matière: 2017A

Norme: ASTM E 8M

Nombre: 14

Echelle: 2/1

Eprouvette de traction



ECOLE MILITAIRE POLYTECHNIQUE