

RÉPUBLIQUE ALGÉRIENNE DÉMOCRATIQUE ET POPULAIRE
MINISTÈRE DE L'ENSEIGNEMENT SUPÉRIEUR ET DE LA RECHERCHE
SCIENTIFIQUE

UNIVERSITÉ MOULOUD MAMMERI TIZI-OUZOU
FACULTÉ DU GENIE DE LA CONSTRUCTION
DÉPARTEMENT DE GENIE MECANIQUE



THÈSE

Pour l'obtention du diplôme de Doctorat Science

Spécialité : Génie Mécanique

Présenté par :

AGUECHARI Nassim

Thème :

***Comportement et dégradation dans les alliages d'aluminium utilisés dans
l'aérospatial.***

Soutenue publiquement le 21 avril 2025 devant le jury d'examen composé de :

Mr. TIACHACHT Samir	MCA	UMMTO	Président
Mr. OULD OUALI Mohand	Professeur	UMMTO	Rapporteur
Mr. HEMMOUCHE Larbi	Professeur	EMP	Examineur
Mr. SMAHAT Amine	DR	CDS/ASAL	Examineur
Mr. ARIBI Chouaib	MCA	UMBB	Examineur

Année universitaire : 2024/2025

À mes Parents, Frères et Sœur, et Amis...

Remerciements

Je souhaite remercier en premier lieu mon directeur de thèse, M. OULD OUALI Mohand, Professeur et directeur du Laboratoire Elaboration et Caractérisation des Matériaux et Modélisation (LEC2M), Université Mouloud MAAMERI de Tizi Ouzou pour m'avoir accueilli au sein de son équipe. Je lui suis également reconnaissant pour le temps conséquent qu'il m'a accordé, ses qualités pédagogiques et scientifiques, sa franchise et sa sympathie. J'ai beaucoup appris à ses côtés depuis plus de 12 ans et je lui adresse ma gratitude pour tout cela et plus particulièrement durant ces dernières années pour ces encouragements et sa patience.

Je tiens à remercier Monsieur TIACHACHT Samir, Maître de conférences à l'UMMTO, pour avoir accepté de présider le jury lors de ma soutenance de thèse. Je remercie également Messieurs HEMMOUCHE Larbi et ARIBI Chouaib, Maîtres de conférences MCA à l'Ecole Militaire Polytechnique de Bordj El Bahri (EMP), qui ont accepté d'être examinateurs de ces travaux de thèse. J'adresse mes remerciements à M. SMAHAT Amine, Maitre de Recherche (MRA) au Centre de Développement des Satellites d'Oran d'avoir accepté de participer au Jury et l'examen de mon travail.

J'adresse de sincères remerciements à M. BOUDIAF Achraf Responsable du Laboratoire Génie des Matériaux et M. OUALI Hamid chef d'UERM de l'Ecole Militaire Polytechnique ainsi que à l'ensemble du personnel pour m'avoir accueilli chaleureusement au sein du laboratoire et la mise à ma disposition des moyens de test et de caractérisation, sans leur précieux support, ce travail n'aurait jamais abouti....Merci l'Ecole Militaire Polytechnique, un Monument de savoir et de la formation.

Je désire grandement remercier mon beau-frère M. GUERMOUCHE Abdelmadjid pour avoir pris en charge l'achat et l'acheminement de l'alliage d'aluminium à partir de l'étranger ; mon ami et frère de longues années M. LACHEMI Ferhat d'avoir pris en charge l'usinage CNC des éprouvettes de tractions et de rupture CT. Je les remercie du fond du coeur pour tout cela. Bien sûr, atteindre ces objectifs n'aurait pas été possible sans leurs précieuses aides.

Je souhaite également remercier M. MOKHTARI Ahcen, Maitre de Recherche au Centre de Recherche en Technologies Industrielles CRTI de m'avoir permis la réalisation des essais de

rupture sur éprouvettes CT au sein de leur laboratoire, merci pour son implication et ses conseils relatifs à mes travaux.

Je tiens à remercier tous les membres de l'équipe Modélisation du Comportement des Matériaux (MCM) du laboratoire LEC2M en particulier Mme. BENCHABANE. N et Mr. ZEROUKI.M ...je vous souhaite pleins de succès dans vos carrières professionnelles.

Je souhaite également remercier et rendre hommage en premier lieu, à mes chers parents qui m'ont apporté toute leur aide quand j'en ai eu besoin. Je pense très fort à celle qui a partagé mon quotidien, qui m'a toujours soutenu, qui m'a encouragé dans les moments difficiles et surtout d'avoir su gérer et combler mes responsabilité suite aux absences répétitives dues aux déplacements et engagements professionnels...ma femme merci pour tout. Mes adorables filles, Aline, Lehna et mon grand Amine, cette thèse vous est dédiée.

Et enfin, cette liste n'est pas exhaustive et je remercie tous ceux et celles qui me connaissent de loin ou de près et qui me permettent de me sentir exister...

Table des matières

Remerciements	03
Tables des matières	04
Liste des figures	08
Liste des tableaux	11
Introduction générale	12
<i>Chapitre I : Recherche bibliographique</i>	16
1. Etat de l'art.....	18
1.1 Généralités.....	18
1.2 Alliages d'aluminium corroyés.....	19
1.3 Classification et différents types d'alliages d'aluminium.....	19
1.4 Durcissement structural des alliages d'aluminium.....	20
1.4.1 Principe de base.....	20
1.5 Traitements thermiques appliqués aux alliages d'aluminium.....	21
1.5.1 Mise en solution.....	22
1.5.2 Trempe.....	22
1.5.3 Maturation et/ou un revenu.....	22
1.6 Méthode d'élaboration et traitement thermique des alliages de la série 2000.....	23
1.7 Séquence de précipitation des alliages d'aluminium de la série 2000.....	23
1.7.1 Les phases GP et GPB-Zones.....	23
1.7.2 Les phases Al_2Cu des alliages Al-Cu.....	24
1.7.3 Autres phases.....	25
1.8 Vieillissement thermique des alliages d'aluminium de la série 2000.....	26
1.9 Effet de la température sur les mécanismes de la précipitation.....	26
1.10 Effet du vieillissement sur la microstructure et les mécanismes de rupture.....	28
1.11 Effet du vieillissement sur les propriétés mécaniques.....	30
1.12 Rupture et ténacité.....	33

1.12.1. Rupture ductile	33
1.13. Mécanismes de la rupture ductile	34
1.14. Ténacité	37
1.15. Dépouillement des essais de ténacité sur éprouvette CT	38
1.16. Influence de la microstructure sur la ténacité.....	40
1.17. Utilisation des alliages d'aluminium dans l'industrie aérospatiale	41
1.17.1. Application aéronautique	42
1.17.2. Application dans le domaine spatial (satellites)	43
1.18. Généralité sur le matériau de l'étude.....	46
1.18.1. Composition chimique	47
1.19. Méthode d'élaboration et traitement thermique	47
1.20. Microstructure et types de précipités présents dans l'alliage 2017A	48
1.21. Propriétés mécaniques de l'alliage 2017A	51
1.22. Influence de la précipitation sur les propriétés mécanique	51

Chapitre II : Méthodologie, matériau de l'étude, moyens et techniques expérimentales.....52

2. Introduction	54
2.1. Méthodologie.....	54
2.2. Matériau étudié.....	55
2.2.1. Aspects métallurgiques	55
2.3. Etat de réception.....	55
2.4. Caractérisation de la forme et de la taille des grains.....	55
2.5. Propriétés mécaniques.....	56
2.6. Techniques expérimentales	58
2.6.1. Démarche du protocole	58
2.6.2. Objectifs visés :	59
2.7. Méthode du vieillissement thermique utilisée	59
2.7.1. Objectifs visés :	62
2.8. Présentation des éprouvettes utilisées	62
2.8.1. Traction	62
2.8.2. Ténacité (éprouvettes CT).....	63

2.9.	Moyens expérimentaux utilisés.....	63
2.9.1.	Caractérisation mécanique	63
2.10.	Observation et caractérisation de la microstructure	64
2.10.1.	Polissage et attaque électrochimique.....	64
2.10.2.	Microscopie optique (MO).....	64
2.10.3.	Microscopie Electronique à Balayage (MEB).....	64
2.10.4.	Diffraction des Rayons X (DRX).....	64

Chapitre III : Influence des traitements thermiques sur la microstructure et les propriétés mécaniques de l'alliage 2017A 65

3.	Influence des traitements thermiques sur la microstructure et les propriétés mécaniques de l'alliage 2017A.....	66
3.1.	Introduction et objectifs	67
3.2.	Méthode expérimentale et conditions des traitements	67
3.3.	Résultats obtenus.....	68
3.4.	Influence des traitements thermiques sur la microstructure.....	68
3.4.1.	Influence du vieillissement naturel (T4) sur la microstructure	69
3.4.2.	Influence du vieillissement artificiel (T6) sur la microstructure.....	72
3.5.	Influence des traitements thermiques sur les propriétés mécaniques	74
3.5.1.	Traitement de vieillissement artificiel (T6)	74
3.5.2.	Traitement de vieillissement naturel (T4).....	78
3.6.	Synthèse	79

Chapitre IV : Influence du vieillissement thermique sur la microstructure, les propriétés mécaniques et le comportement en rupture de l'alliage 2017A..... 78

4.	Effets du vieillissement thermique	81
4.1.	Introduction et objectif	81
4.2.	Méthode de vieillissement utilisée.....	82
4.3.	Description de la technique expérimentale	84
4.4.	Effet du vieillissement thermique sur la microstructure	85
4.4.1.	Etat vieilli.....	83
4.4.2.	Etat non vieilli.....	85

4.5.	Effets du vieillissement thermique sur les caractéristiques mécaniques.....	89
4.5.1.	Microdureté.....	89
4.5.2.	Impact du vieillissement sur les propriétés mécaniques	90
4.6.	Effets du vieillissement sur le comportement en rupture.....	93
4.7.	Synthèse	96
4.8.	Effet du vieillissement thermique sur la ténacité de l’alliage 2017A.	98
4.8.1.	Introduction et objectifs.	98
4.8.2.	Méthode expérimentale.....	98
4.9.	Résultats et interprétations	100
4.9.1.	Effets du vieillissement thermique sur la ténacité de l’alliage 2017A.....	100
4.9.2.	Formes et trajectoires des fissures	102
	Conclusion Générale et perspectives	104
	Référence bibliographiques.....	107
	Annexes	113
	Résumé	122

Listes des figures

Figure 1 : Effet de l'exposition à des températures élevées sur les propriétés à température ambiante.....	13
Figure 2 : Les différents types d'alliage d'aluminium utilisés dans la construction d'un avion civil	19
Figure 3 : Evolution du durcissement de l'alliage Al-Cu-Mg (4% Cu)	21
Figure 4 : Traitements thermomécaniques appliqués pour l'élaboration et le durcissement	23
Figure 5 : illustration des GPZ (a) couche simple,.....	24
Figure 6 : Illustration des zones de GP	24
Figure 7 : Microstructure d'un alliage Al-Cu-Mg après un vieillissement de 96h à 180°C.	25
Figure 8 : Thermogrammes DSC d'un alliage Al-2,62Cu-1,35Mg % mass	27
Figure 9 : a) Quantité de précipité θ' calculée à partir des mesures de dilatométrie et de diffraction des rayons X dans un Al-4% wt.	27
Figure 10 : Micrographies MEB montrant l'évolution de la microstructure de l'AA2618 à différentes conditions de traitement	29
Figure 11 : Micrographies MEB des faciès de rupture d'un AA2618	30
Figure 12 : Micrographes MEB montrant l'évolution de la microstructure en fonction de la durée de vieillissement	30
Figure 13 : Propriétés mécaniques de l'AA2618 brut de coulé sous différentes conditions de vieillissement	31
Figure 14 : Évolution des propriétés mécaniques à température ambiante d'un alliage 2055 en fonction du temps et de la température de vieillissement.	32
Figure 15 : Propriétés mécaniques en traction (a) limité d'élasticité $R_{p0,2}$ et (b) allongement à rupture A% pour différentes conditions de vieillissement thermique de l'aluminium 2024-T3... ..	33
Figure 16 : l'évolution de la dureté en fonction de la température et la durée du vieillissement pour l'alliage 2618A.....	33
Figure 17 : Représentation de la modélisation du mécanisme d'endommagement ductile des matériaux	34
Figure 18 : Mécanismes de rupture dans les alliages d'aluminium durcis par précipitation selon deux sens de sollicitation différents	36
Figure 19 : Faciès et mode de rupture observés sur l'alliage 2017A	36
Figure 20 : Faciès de rupture de l'alliage 2017A-T4	37
Figure 21 : Illustration de l'essai de ténacité selon la norme ASTM E-399	39
Figure 22 : Dimension et tolérances de l'éprouvette CT selon ASTM E-399.	40
Figure 23 : Breguet 765 Sahara n°501 (base aérienne 105 Evreux-Fauville, 1977)	42

Figure 24 : Rivets en alliage 2017A utilisés pour assemblage dans la structure de l'Avion Breguet	43
Figure 25 : Utilisation des alliages 7075-T7 et 2024-T3.	44
Figure 26 : Utilisation fréquente des alliages : 6082-T6, 6061-T6 et 6063-T6.	45
Figure 27 : Utilisation fréquente des alliages : 2024-T3 et 2017A.	45
Figure 28 : Traitements thermomécaniques appliqués pour l'élaboration des tôles 2017A	47
Figure 29 : Partie riche en aluminium du diagramme d'équilibre Al-Cu	48
Figure 30 : Microstructure d'un alliage Al- 4 % pds Cu obtenue soit par refroidissement lent ...	49
Figure 31 : Variation dureté et de la précipitation en fonction du temps, de la température et de la teneur en Cu pour des alliages Al-Cu	52
Figure 32 : Microstructure de l'alliage 2017A- T4 étudié après attaque au réactif Keller.....	56
Figure 33 : Courbes de traction de l'alliage 2017A-T4 respectivement dans le sens longitudinal L et le sens transversal T.	57
Figure 34 : Courbe de traction de l'alliage 2017A-T4 à l'état brute.....	57
Figure 35 : Géométrie et dimensions de l'éprouvette de traction utilisée.....	62
Figure 36 : Géométrie et dimensions des éprouvettes CT utilisées.	63
Figure 37 : Microstructure de l'alliage 2017A homogénéisé à 500 °C pendant 24h.	69
Figure 38 : Microstructures de l'alliage 2017A traités à T4, maturation à partir de 05 jours.....	69
Figure 39 : Microstructure de l'alliage 2017A traité à T6 pour différentes températures et durées.	72
Figure 40 : Spectres de diffraction des rayons X de l'alliage 2017 A. (a) traité à T4 (b) traité à T6	73
Figure 41 : Microdureté de l'alliage 2017A vieillis à différentes températures en fonction de la durée de revenu	74
Figure 42 : Courbes de traction de l'alliage 2017A traité à 100, 160 et 200 °C.....	76
Figure 43 : Variation de la résistance mécanique maximale en fonction de la durée de revenu. 76	
Figure 44 : Elongation à la rupture en fonction de la durée de revenu pour les différentes températures.	77
Figure 45 : Courbe de traction de l'alliage 2017A traité à T4	78
Figure 46 : Micrographie optique de l'alliage 2017A-T4 à l'état de réception	85
Figure 47 : Microstructure et Analyse EDS de l'alliage 2017A à l'état de réception.....	84
Figure 48 : Diffraction des rayons X de l'alliage 2017A-T4 à l'état de réception.	87
Figure 49 : DRX de l'alliage 2017A sous les conditions de traitements à 170 °C	88
Figure 50 : Microscopie optique de l'alliage 2017A-T4 vieillis à 170 °C.....	89
Figure 51 : Microdureté en fonction de la durée du vieillissement à 170 °C	90

Figure 52 : Courbes de traction de l'alliage 2017A-T4 vieillis à 170°C	91
Figure 53 : Propriétés mécaniques du 2017A-T4 en fonction de la durée du vieillissement.....	92
Figure 54 : Variation des propriétés mécaniques du 2017A-T4	92
Figure 55 : Topographie MEB des facies de rupture de l'alliage 2017A-T4.....	94
Figure 56 : Fractographie à un grossissement supérieur indiquant le mécanisme de fracture.....	95
Figure 57 : Récapitulatif des modes et mécanismes de rupture de l'alliage 2017A	96
Figure 58 : Eprouvette Compact Tensile (CT) et configuration lors de l'essai.	99
Figure 59 : courbes force-déplacement des essais CT sous différentes conditions de traitement de vieillissement.	101
Figure 60 : Variation du facteur d'intensité de contrainte K1C en fonction de la durée du vieillissement de l'alliage 2017A.....	102
Figure 61 : Formes et trajectoires de propagation des fissures observées sur les éprouvettes CT	100

Liste des tableaux

Tableau 1 : Principaux éléments d'alliages en fonction de la série et domaine de composition massique	20
Tableau 2 : Désignation et descriptif des principaux traitements thermomécaniques de base des alliages d'aluminium à durcissement structural.	22
Tableau 3 : Matériaux utilisés sur certains appareils d'Airbus industrie.....	43
Tableau 4 : Récapitulatif des propriétés du matériau.....	46
Tableau 5 : Composition chimique du 2017A-T4 en %.	47
Tableau 6 : propriétés mécaniques de l'alliage 2017A.....	51
Tableau 7 : Composition chimique du 2017A telle que décrite sur le datasheet du fournisseur.	55
Tableau 8 : Longueur moyenne de la taille des grains selon les directions L et T.	56
Tableau 9 : propriétés mécaniques de l'alliage 2017A-T4 à l'état de réception	58
Tableau 10 : Conditions des traitements thermiques T4 et T6 réalisés.	59
Tableau 11 : Durées de traitement vieillissement à 170°C équivalente au vieillissement réel à 80°C	61
Tableau 12 : Paramètres et conditions des traitements thermiques appliqués sur le 2017A-T4..	68
Tableau 13 : Evolution de la taille moyenne des grains en fonction de la nature du traitement thermique	72
Tableau 14 : Récapitulatif des différentes propriétés mécaniques du 2017A pour les différents traitements.....	78
Tableau 15 : Equivalence entre les différents traitements thermiques effectués et le vieillissement réel simulé.....	84
Tableau 16 : Charge maximale P_Q et facteur d'intensité de contrainte K_{IC} de l'alliage 2017A à différentes durées de vieillissement.	101

Liste des acronymes

EMP	École Militaire Polytechnique
UMMTO	Université Mouloud Mammeri de Tizi-Ouzou
LEC2M	Laboratoire Élaboration et Caractérisation des Matériaux et Modélisation
FBGS	Fonderie de Bronze et de Cuivre de Gassicourt- société française
CT	Compact Tension (type d'éprouvette pour les essais de ténacité)
DRX	Diffraction des Rayons X
MEB	Microscopie Électronique à Balayage
MO	Microscopie Optique
EDS	Spectroscopie à dispersion d'énergie
CNC	Commande Numérique par Calculateur
ASTM	American Society for Testing and Materials
DSC	Differential Scanning Calorimetry (analyse thermique différentielle)
HV	Dureté Vickers
PQ	Charge maximale pour l'essai de ténacité
K_{IC}	Facteur d'intensité de contrainte critique
K_Q	Facteur d'Intensité de contrainte provisoire
AA	Aluminium Alloy (alliage d'aluminium)
GP	Guinier-Preston (zones de précipitation)
GPZ	Guinier-Preston Zones
ANSI	American National Standards Institute

Introduction Générale

Grâce à ses bonnes propriétés mécaniques et à sa faible densité, le duralumin (ancêtre des alliages aluminium-cuivre de la série 2000) a été le premier type d'alliage à base d'aluminium à jouer un rôle essentiel dans le développement de l'aéronautique. Malgré l'émergence et les progrès réalisés dans l'application des matériaux composites dans l'industrie aérospatiale, les alliages d'aluminium conservent leur position de choix dans ce domaine en raison de leur technologie avancée, de leurs procédés de fabrication et surtout de leur coût de production et de développement.

L'Airbus A380 est composé de plus de 60% d'alliages à base aluminium, et de nos jours, les alliages de la série 2000 (2024, 2017A...) sont toujours présent dans le fuselage et les éléments d'assemblage (rivets) de nombreux avions civils et militaire. Les structures porteuses (Châssis) des engins spatiaux (satellites, fusées...) sont également constituées principalement en alliages d'aluminium (séries 6000 et 2000) grâce aux différents avantages structuraux que ces derniers disposent tels que la densité, rigidité, résistance à la corrosion, facilité d'usinage...etc.

L'allègement et la diminution des couts des structures primaires d'aéronefs constitue aujourd'hui la problématique industrielle au quelle le secteur aérospatial est confronté, souvent les améliorations apportées sont d'ordre structural via l'utilisation des matériaux moins chers, facilement usinable et résistants à haute température en raison de l'utilisation d'une nouvelle génération de moteurs et l'augmentation des vitesses de vol ce qui expose la structure primaire des aéronefs à des températures de plus en plus considérables.

Malgré les caractéristiques physiques des alliages d'aluminium utilisés dans l'industrie aérospatiale, leur résistance mécanique à des températures de plus de 100 °C pendant 10.000h reste limitée par les standards d'aviation (figure ci-dessous).

Bien que les alliages d'aluminium utilisés dans l'industrie aérospatiale présentent des caractéristiques physiques favorables, leur résistance mécanique aux températures élevées demeure un défi. Lorsqu'ils sont soumis à des températures supérieures à 100 °C pendant des périodes prolongées, comme 10 000 heures (voir la figure ci-dessous), leur tenue mécanique tend à se détériorer. Cette diminution de performance ne satisfait pas les exigences rigoureuses des standards d'aviation, qui nécessitent une stabilité des propriétés mécaniques pour assurer la sécurité et la fiabilité des structures aéronautiques. La dégradation de la limite d'élasticité, et les

altérations microstructurales, telles que la coalescence des précipités durcissant, contribuent à cette limitation sous ces conditions de vieillissement thermique.

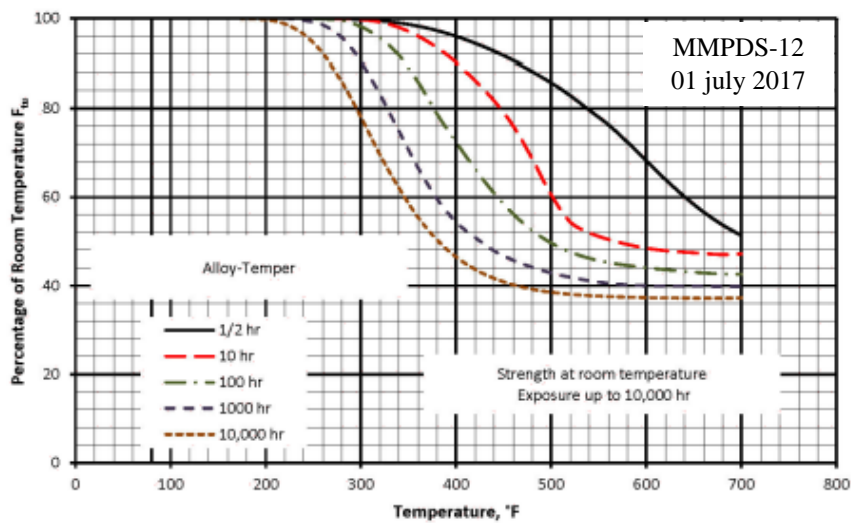


Figure 1: Effet de l'exposition à des températures élevées sur les propriétés à température ambiante [Metallic materials properties development and standardization- MMPDS-12-2017]

Dans les conditions réelles en service, d'une part, les structures en alliage d'aluminium d'aéronefs peuvent être exposées à des températures plus élevées que celles limitées par le standard dû aux effets thermiques locaux (échauffement) et d'autres part, ces structures sont conçues pour opérée à plus de 100000 h de vol (durée de vie d'un avion). Ces échauffements locaux peuvent être causés par les frottements entre la structure et l'air et la proximité des pièces chaudes des réacteurs. Dans ces conditions, le matériau qui devrait être utilisé doit être minutieusement choisi et le type du traitement de durcissement appliqué jouera un rôle primordial qui déterminera les caractéristiques mécaniques et microstructurales finales. L'alliage d'aluminium ainsi choisi gardera-t-il ces performances microstructurales et mécaniques intactes lorsqu'il est exposé à des températures élevées et des longues durées de service ?

En conditions réelles, les structures en alliage d'aluminium des aéronefs peuvent être soumises à des températures plus élevées que celles définies par les standards, en raison d'échauffements thermiques locaux provoqués par les frottements avec l'air ou la proximité de certains composants chauds des réacteurs. Par ailleurs, ces structures sont conçues pour supporter plus de 100 000 heures de vol, soit la durée de vie moyenne d'un avion. Dans ce contexte, le choix des matériaux est crucial, tout comme le type de traitement de durcissement structural (traitement thermique), qui influence directement les propriétés mécaniques et microstructurales finales. Un tel alliage

d'aluminium pourra-t-il conserver ses performances mécaniques et sa stabilité microstructurale lorsqu'il est exposé à des températures élevées et à de longues durées de service ?

Pour répondre à cette problématique, cette thèse intitulée « *Comportement et dégradation des alliages d'aluminium utilisés dans l'aérospatiale* » examinera l'impact des traitements thermiques sur la microstructure et les propriétés mécaniques de l'alliage 2017A, dans le but de sélectionner le traitement le plus adapté à une application aérospatiale. Par ailleurs, l'étude portera également sur l'influence du vieillissement thermique et son effet sur l'évolution microstructurale, le comportement mécanique et la ténacité de cet alliage. Cette démarche permettra d'évaluer d'éventuelles dégradations de ses propriétés, tant mécaniques que microstructurales, lorsqu'il est soumis à des conditions de service prolongé sous haute température.

Cette thèse de doctorat s'articule sur Quatre chapitres suivants :

- Dans le premier chapitre, qui présente un état de l'art sur les alliages d'aluminium, l'étude commence par des généralités, puis se concentre sur les alliages de la série 2000, en particulier l'alliage 2017A. Les domaines d'application de cet alliage dans le secteur aérospatial y sont également abordés. Le chapitre explore également l'effet de la température sur les propriétés mécaniques et l'évolution microstructurale, en analysant les séquences de précipitation responsables du durcissement de l'alliage. En outre, le comportement en rupture et la ténacité de l'alliage sont également abordés.
- À la suite de ce chapitre, le Chapitre II présente en détail les différentes méthodes et techniques expérimentales utilisées dans ce travail. Ce chapitre décrit les techniques de préparation, d'observation et de caractérisation des traitements thermiques ainsi que du vieillissement thermique, fournissant un protocole expérimental complet pour chacune de ces étapes.
- Le chapitre III examine l'influence des traitements thermiques T4 et T6 (maturation et vieillissement artificiel) sur la microstructure et les propriétés mécaniques de l'alliage 2017A. Ce chapitre met l'accent sur la relation entre la microstructure et les propriétés, dans le but de sélectionner le traitement optimal de l'alliage pour des applications aérospatiales.
- Le chapitre IV aborde l'influence du vieillissement thermique à 170 °C sur l'évolution de la microstructure, des propriétés mécaniques et du comportement en rupture de l'alliage

2017A. Dans cette section, nous analysons en détail les changements microstructuraux résultant d'un vieillissement prolongé à haute température et leur impact sur les propriétés mécaniques, ainsi que sur les mécanismes et modes de rupture du matériau étudié. Nous mettons en évidence les évolutions microstructurales, en portant une attention particulière à la nature, à la forme des précipités et à leur répartition. Les modifications de la microstructure seront présentées à différentes échelles d'observation, tout en examinant les corrélations entre ces évolutions et les propriétés mécaniques. De plus, nous aborderons l'influence du vieillissement thermique sur la ténacité, en analysant la variation de paramètres tels que le facteur d'intensité de contrainte KIC et la charge maximale P_Q en fonction des durées de vieillissement. Enfin, nous examinerons l'impact de l'exposition thermique sur la forme et la trajectoire de propagation des fissures dans l'alliage 2017A, fournissant ainsi une compréhension complète des dégradations potentielles sous des conditions de service prolongées.

- Enfin, une conclusion générale sera présentée, accompagnée de recommandations visant à approfondir cette recherche. Ces dernières porteront sur l'étude des structures aéronautiques exposées à des températures élevées pendant de longues périodes, ainsi que sur la dégradation microstructurale des alliages d'aluminium utilisés dans ce contexte. Ces travaux futurs permettront de mieux comprendre les mécanismes de défaillance et d'optimiser les structures pour garantir leur performance et leur sécurité dans des conditions de service extrêmes.

Chapitre I : Recherche bibliographique

1. Etat de l'art

1.1 Généralités

L'aluminium est le deuxième métal le plus utilisé après le fer, principalement en raison de ses bonnes conductivités électrique et thermique, ainsi que de sa faible densité. On distingue deux grandes familles d'alliages : les alliages « corroyés », qui sont l'objet de cette étude, et les alliages issus de fonderie. Avec une masse volumique de $2,77 \text{ g/cm}^3$, l'aluminium se distingue comme l'un des métaux les plus légers, juste après le magnésium et le lithium, qui ont des masses volumiques respectives de $1,75 \text{ g/cm}^3$ et $0,535 \text{ g/cm}^3$. Cette légèreté couplée à sa bonne formabilité en fait un matériau particulièrement attrayant pour l'industrie aérospatiale, où la réduction du poids des structures est un objectif constant [1-3]. Ainsi, l'aluminium est un matériau de base pour la construction de plusieurs organes d'avions comme schématisé sur la Figure 2.

En plus de sa légèreté, l'aluminium présente une bonne résistance à la corrosion en milieu naturel, grâce à la formation d'un film d'oxyde natif protecteur à sa surface. Étant un métal réactif, il forme une couche d'oxyde Al_2O_3 à l'air et une couche d'hydroxyde en milieu aqueux. Dans ce dernier cas, le film est composé de deux couches dont l'épaisseur totale varie entre 4 et 10 nm.

Les alliages d'aluminium sont largement utilisés dans diverses industries, notamment l'aérospatiale, l'automobile et l'agro-alimentaire. Ces alliages offrent un compromis intéressant entre faible coût et poids, bonnes propriétés mécaniques et formabilité élevée [1-4]. Ces propriétés peuvent être améliorées en utilisant des combinaisons de compositions et de traitements thermomécaniques appropriées.

Malgré les avancées dans l'utilisation des matériaux composites, les alliages d'aluminium continuent de conserver leur position dominante dans le domaine aérospatial, en raison notamment des faibles coûts associés à leur production et développement [1]. Ainsi, il reste essentiel de comprendre ces alliages et de les optimiser pour élargir leur domaine d'application, tout en garantissant leur compétitivité.

Ce travail s'inscrit dans cette démarche, visant à étudier l'évolution des microstructures et des propriétés des alliages d'aluminium afin d'assurer l'intégrité des structures tout au long de leur durée de vie.

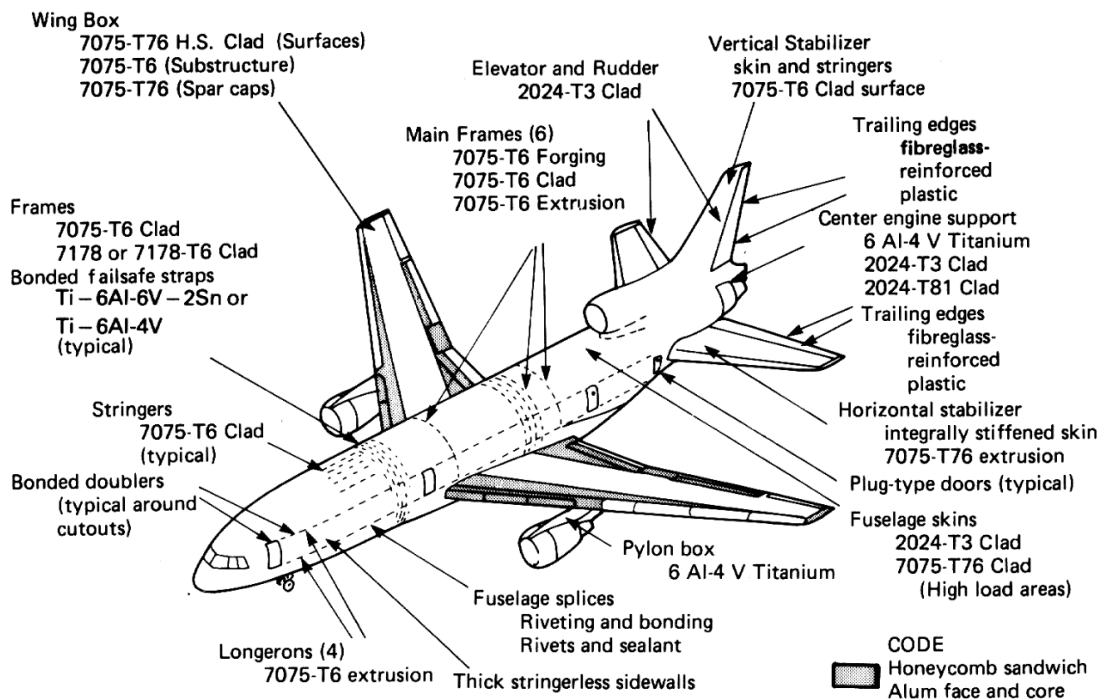


Figure 2: Les différents types d'alliage d'aluminium utilisés dans la construction d'un avion civil et leur localisation [5].

1.2. Alliages d'aluminium corroyés

Contrairement aux alliages d'aluminium de fonderie, Les alliages d'aluminium corroyés sont des alliages à base d'aluminium destinés essentiellement à être transformés par des techniques de forgeage (laminage, filage, matriçage, forge, etc.) [6]. Les caractéristiques mécaniques de ces alliages dépendent essentiellement de la nature de leurs microstructures ainsi que les éléments d'addition principaux.

1.3. Classification et différents types d'alliages d'aluminium

La désignation des alliages d'aluminium est régie par la norme de l'American National Standards Institute (ANSI). Ces alliages sont identifiés par un numéro composé de quatre chiffres. Le premier chiffre indique la série de l'alliage, en référence à l'élément d'addition principal (voir Tableau 1). Il est important de noter que la dénomination adoptée pour la famille 1XXX (aluminium pur) diffère de celle des autres familles d'alliages. Dans les familles 2 à 8, le deuxième chiffre de la désignation représente les modifications successives de la composition chimique de l'alliage, visant à améliorer certaines propriétés. Par exemple, l'alliage 2024 a été enregistré en 1954, suivi de l'alliage modifié 2124 breveté en 1970, puis de l'alliage 2224 en 1978, et ainsi de suite. Enfin, les deux derniers chiffres servent à identifier l'alliage spécifique au sein de sa série [4, 7].

Tableau 1 : Principaux éléments d'alliages en fonction de la série et domaine de composition massique [8].

<i>Série d'alliages</i>	<i>Eléments d'alliages principaux</i>	<i>Domaine de composition (%massique)</i>
1XXX	-	Al > 99%
2XXX	Cuivre	2 – 6
3XXX	Manganèse	0.5 - 1.5
4XXX	Silicium	0.8 - 1.7
5XXX	Magnésium	0.5 – 5
6XXX	Magnésium+ Silicium	Mg: 0.2 - 1.5/Si: 0.2 - 1.5
7XXX	Zinc+ Magnésium	Zn: 5 - 7 Mg: 1 - 2
8XXX	Silicium+Fer	Si: 0.3 -1/ Fe: 0.6 - 2

Les alliages des séries 1XXX, 3XXX, 4XXX et 5XXX sont des alliages non trempant, durcis par écrouissage, ce qui signifie qu'ils ne subissent pas de durcissement structural. En revanche, les alliages des séries 2XXX, 6XXX et 7XXX sont des alliages trempant, dont les caractéristiques mécaniques peuvent être améliorées grâce aux traitements thermiques appliqués, ce qui entraîne un durcissement structural.

1.4. Durcissement structural des alliages d'aluminium

1.4.1. Principe de base

La limite d'élasticité d'un matériau est définie par la contrainte limite nécessaire au déplacement irréversible des dislocations [9]. Tout obstacle s'opposant au mouvement des dislocations est susceptible d'augmenter la contrainte d'écoulement du matériau, ce qui induit donc à durcir le matériau ; le durcissement structural des alliages d'aluminium repose sur ce principe de base.

Ces obstacles peuvent être de différentes natures : la friction du réseau, les dislocations, les précipités...etc. [9, 10].

Dans les alliages de la série 2000, les principaux éléments d'alliage sont le cuivre et le magnésium se combinent pour former les composés Al_2Cu et Al_2CuMg , durcissant à l'état métastable. Ces alliages sont utilisés à l'état trempé mûri (T4) ou trempé revenu (T6), ce qui leur donne de

meilleures propriétés mécaniques. Les principaux éléments d'alliage, notamment dans les alliages de la série 2000, se répartissent en deux types de phases :

- Une matrice en solution solide α de structure CFC contenant essentiellement de l'aluminium.
- Des précipités dont la nature, la morphologie et la distribution dépendent du traitement thermomécanique subi par l'alliage.

D'une manière générale, le processus du durcissement permet la formation d'une fine précipitation intragranulaire de particules intermétalliques permettant l'augmentation des propriétés mécaniques. La figure 3 illustre l'évolution du durcissement structural d'un alliage Al-Cu (4% Cu) en fonction des températures de maturation.

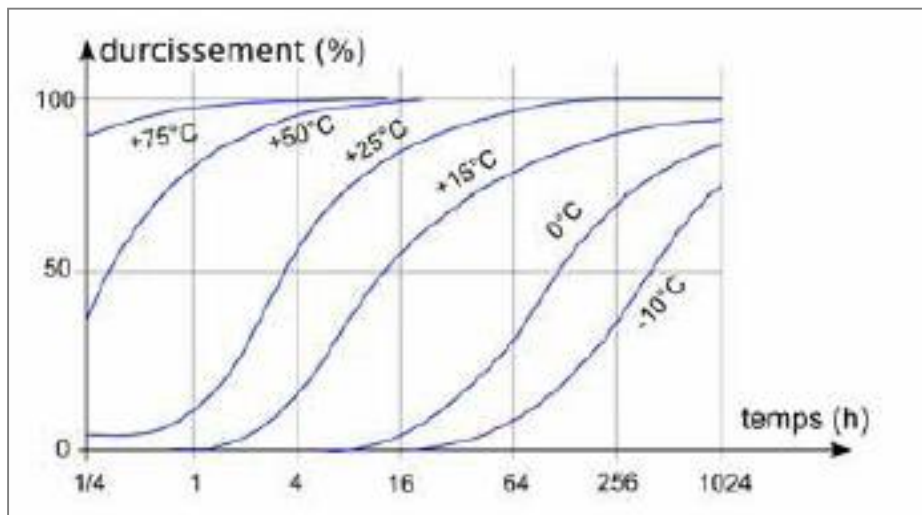


Figure 3 : Evolution du durcissement de l'alliage Al-Cu-Mg (4% Cu) pour différentes températures de maturation [11].

1.5. Traitements thermiques appliqués aux alliages d'aluminium

Il a été mentionné dans le paragraphe précédent, que certains alliages d'aluminium notamment ceux qui appartiennent aux séries 2000, 6000 et 7000 peuvent recevoir un traitement thermique permettant une amélioration des propriétés mécaniques (résistance à la traction, dureté... etc.). Ce traitement s'opère par durcissement structural suivant trois phases essentielles [9] :

1.5.1. Mise en solution

La mise en solution solide est réalisée à température élevée, supérieure à 500 °C, pendant un temps suffisamment long permettant aux constituants solubles d'entrer en solution solide afin d'obtenir une solution solide sursaturée après la trempe.

1.5.2. Trempe

La trempe suit la mise en solution, c'est une étape qui consiste à un refroidissement brutal pour permettre de maintenir à température ambiante la solution solide sursaturée obtenue précédemment. Le matériau est défini comme en état de sursaturation, il est alors dans un état métastable.

1.5.3. Maturation et/ou un revenu

Une étape de maturation ou de vieillissement naturel consiste à laisser le métal ainsi obtenu à température ambiante. L'état métastable évolue vers une structure plus stable pendant laquelle des précipités peuvent se former. Le matériau est alors dans un état T4 (trempé-mûri).

Un revenu est la dernière étape qui permet l'amélioration des caractéristiques mécaniques de l'alliage. Cette étape est à l'origine du durcissement. Ce durcissement suit une évolution avec un état optimal au maximum du pic. Les traitements thermiques sont caractérisés par la lettre T suivie par une séquence chiffres. Le premier de ces chiffres correspond au type de traitement thermique. Les principaux traitements thermomécaniques de base utilisés pour les alliages à durcissement structural sont donnés sur le Tableau 2.

Tableau 2 : Désignation et descriptif des principaux traitements thermomécaniques de base des alliages d'aluminium à durcissement structural.

T3	Mise en solution, trempe, écrouissage, maturation
T4	Mise en solution, trempe, maturation
T6	Mise en solution, trempe, revenu
T7	Mise en solution, trempe, sur-revenu
T8	Mise en solution, trempe, écrouissage, revenu
T9	Mise en solution, trempe, revenu, écrouissage

1.6. Méthode d'élaboration et traitement thermique des alliages série 2000

L'élaboration des tôles d'aluminium des alliages de la série 2000 et les traitements thermomécaniques appliqués suit généralement les étapes représentées sur la figure 4.

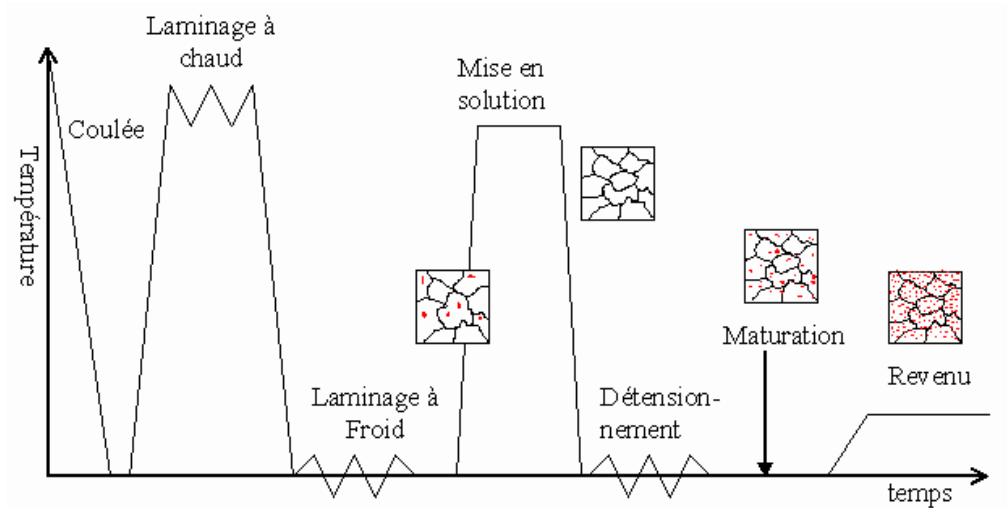
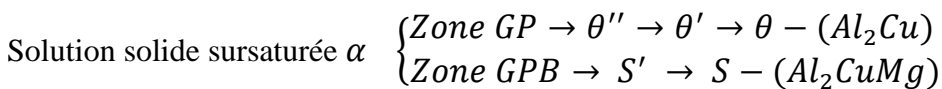


Figure 4 : Traitements thermomécaniques appliqués pour l'élaboration et le durcissement des tôles des alliages de la série 2000 [12].

1.7. Séquence de précipitation des alliages d'aluminium de la série 2000

Les alliages de la série 2000 ont le cuivre (Cu) comme élément additif principal, et dans d'autres alliages, le magnésium (Mg) est également présent en tant qu'élément secondaire. L'ajout de ces éléments permet à l'alliage d'acquies de meilleures caractéristiques grâce à la précipitation de phases intermétalliques durcissantes, notamment les phases Al_2Cu et Al_2CuMg . Le rapport Cu/Mg influence la précipitation et la nature de ces précipités. La séquence de précipitation dans ces alliages est assez complexe ou n'est pas clairement définie dans la littérature, mais peut généralement être décrite comme suit [13-15] :



1.7.1. Les phases GP et GPB-Zones

Les zones de Guinier-Preston, découvertes en 1938 grâce à la technique de diffraction des rayons X développée par Guinier, ont été confirmées la même année par Preston [16]. Ces découvertes ont été approfondies dans les années 1990 avec des observations réalisées par microscopie électronique en transmission à haute résolution, confirmant leur structure particulière [17,18]. Ces zones se forment à partir de la solution solide α , enrichie en cuivre et sursaturée. Elles adoptent

une configuration de disques plats d'une épaisseur d'environ 1 nm, qui s'alignent parallèlement au plan cristallin (100) de la matrice d'aluminium. La formation de ces zones entraîne une variation locale de la concentration d'atomes dans le matériau : en particulier, les atomes de cuivre se concentrent dans ces plans (100) en formant des disques visibles en microscopie électronique. Lorsqu'on observe ces disques selon une direction perpendiculaire au plan (100) de l'aluminium, comme dans la direction $(100)_{Al}$, ils apparaissent sous forme de couches atomiques distinctes. La Figure 5 représente cette concentration en atomes d'aluminium et de cuivre dans les plans (100) sous forme de disques parallèles, tandis que la Figure 6 montre la disposition de ces disques lorsqu'ils sont observés dans une direction de type $(100)_{Al}$, révélant leur configuration en couches atomiques.

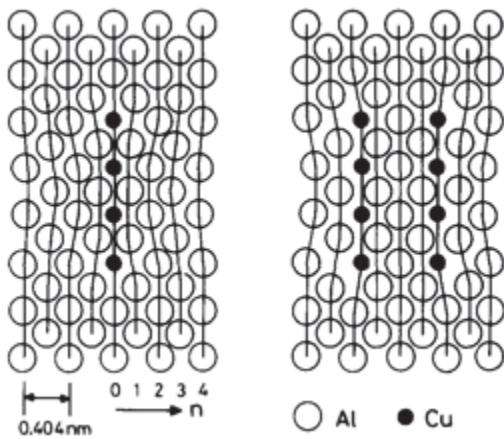


Figure 6 : Illustration des zones de GP (à gauche une couche et à droite deux) [18]

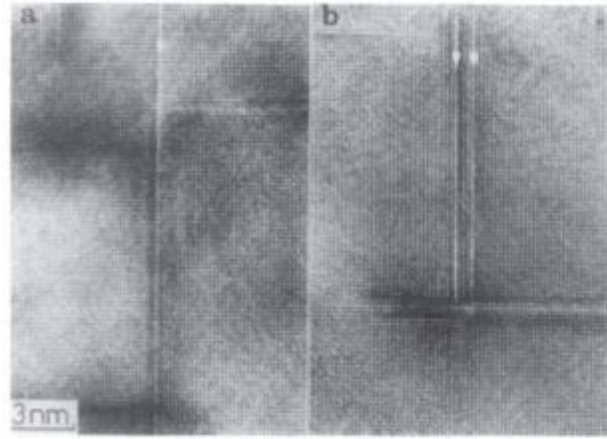


Figure 5 : illustration des GPZ (a) couche simple, (b) double séparée par 3 rangées atomiques [18]

1.7.2. Les phases Al_2Cu des alliages Al-Cu

L'évolution (croissance) des zones GP conduisent à la précipitation de la phase θ'' . Cette phase a aussi la forme de disques (diamètre 100 nm, épaisseur 10 nm) dont les faces sont cohérentes avec la matrice. Ensuite, la phase θ' précipite toujours sous forme de disques par germination et croissance sur les dislocations au détriment de la phase θ'' qui est dissoute. Cette phase est semi cohérente ; les faces sont toujours en cohérence avec la matrice mais les côtés des disques ne le sont plus. La phase d'équilibre correspondant aux précipités $\theta - Al_2Cu$ germe aux joints de grains et aux interfaces θ' / matrice par dissolution de la phase θ' . La phase θ est totalement incohérente avec la matrice, sous forme de globules, précipite dans un réseau quadratique [9].

L'autre séquence de précipitation est due à la présence du Magnésium (Mg) pour certains alliages comme le 2024. Elles sont appelées les zones GPB (Guinier-Preston-Bagaryatsky) pour les distinguer des zones GP observées dans les alliages Al-Cu. Elles se présentent sous forme d'un arrangement des atomes de cuivre et de magnésium. La phase intermédiaire S' précipite par germination homogène sous forme d'aiguilles sur la matrice ou par germination hétérogène sur les dislocations (Figure 7). Le passage de la phase S' à la phase S est difficile à déterminer vu leur structure qui est très proches et ne diffèrent que dans leurs paramètres de maille. Il est noté que le passage d'une phase à l'autre se fait d'une manière continue et non discrète [19].

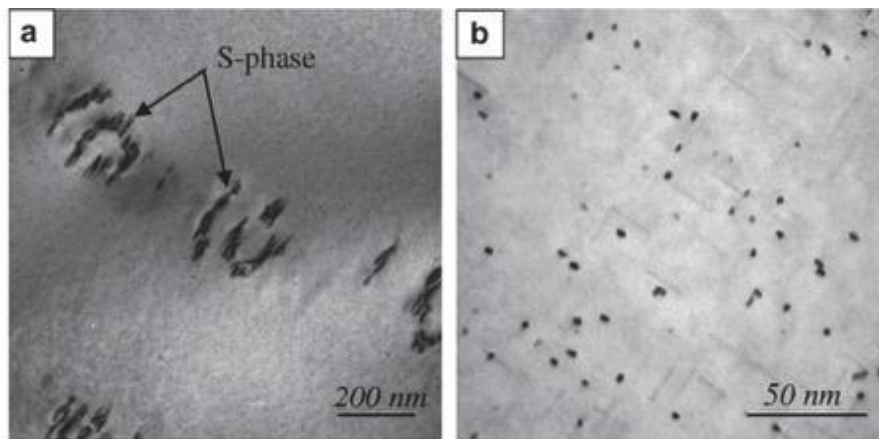


Figure 7 : Microstructure d'un alliage Al-Cu-Mg après un vieillissement de 96h à 180°C. (a) Agglomérats de phase S ; (b) petites particules sous forme d'aiguilles (GPB zones) [20].

1.7.3. Autres phases

Les séquences de précipitation décrites précédemment ne s'appliquent qu'aux alliages d'aluminium binaires ou ternaires. En réalité, d'autres éléments et impuretés sont présents dans l'alliage, ce qui influence la séquence de précipitation. Ainsi, d'autres particules intermétalliques peuvent être présentes, telles que :

- **Les dispersoïdes :** ils se forment par précipitation à l'état solide, ils sont constitués d'élément d'ajout (Chrome, manganèse...) constituant la nuance des alliages de la série 2000 [21].
- **Les particules intermétalliques grossières :** ils se forment lors de la solidification par combinaison entre différentes impuretés et l'aluminium comme par exemple $(Al_7Cu_2 Fe)$, $(Fe,Mn)Al_6$, $AlMnFeSi$ et Mg_2Si . Ces phases sont généralement grossières et fragiles ce

qui induit une forte concentration de contrainte autour de ces particules par rapport à la matrice laissant place à des sites favorables à l'initiation de microfissures [21-23].

- **Les précipités durcissants** : ils se forment suite au traitement de durcissement structural. Leur formation dépend de la séquence de traitement thermique appliquée [12]. Pour les alliages de la série 2000 notamment le 2024 et le 2017 il s'agit principalement de la phase $S\text{-Al}_2\text{CuMg}$ et $\theta\text{-Al}_2\text{Cu}$.

1.8. Vieillessement thermique des alliages d'aluminium de la série 2000

Les structures en alliage d'aluminium, particulièrement celles employées dans le domaine aéronautique, sont souvent soumises à des températures relativement élevées, entraînant des évolutions microstructurales à long terme, telles que la précipitation et la modification de la nature, de la composition et de la répartition des précipités. Ce processus, connu sous le nom de vieillissement, conduit la microstructure de l'alliage à évoluer d'un état métastable vers un état plus stable au fil du temps. Ces structures aéronautiques subissent un vieillissement accéléré en raison de leur utilisation prolongée et de leur exposition répétée à des températures élevées, générées par le frottement de l'air, la proximité de zones chaudes comme les réacteurs, et le stationnement prolongé sur certains tarmacs. Les propriétés physiques des alliages d'aluminium renforcés par durcissement structural dépendent fortement de leur microstructure, laquelle peut évoluer de manière imprévisible selon les traitements thermomécaniques appliqués [24].

Des études dans la littérature montrent que le vieillissement thermique de ces alliages peut entraîner des changements significatifs dans la microstructure, influençant ainsi leurs propriétés mécaniques, leur comportement à la rupture, leur résistance à la fatigue et leur résistance à la corrosion [24-27].

1.9. Effet de la température sur les mécanismes de la précipitation

Dans la littérature, des analyses en calorimétrie différentielle à balayage (DCS) ont été effectuées sur des alliages Al-Cu et Al-Cu-Mg [28-31] afin de déterminer la température d'apparition et de présence de différentes phases. Ces analyses, ont permis d'identifier Trois événements principaux sur les courbes de flux thermique en fonction de la température lors du chauffage depuis la température ambiante (Figure 8) :

- Les courbes DSC montrent trois événements exothermiques majeurs A, B et C qui ont été identifiés respectivement pour la formation des zones GP, θ' et θ'' dans la séquence de précipitation.

La formation des zones dite GPI pour certaines nuances des alliages Al-Cu-Mg est généralement difficile à détecter par des mesures DSC ou de microdureté pour les températures de vieillissement supérieures à 190°C à cause de leurs croissances instantanées au-delà de cette température. La formation des phases θ' et θ'' a été mise en évidence par des études de microdureté sur les alliages Al-Cu. Il est constaté une augmentation significative de la valeur de la dureté pour différentes conditions de vieillissement [12, 32, 33].

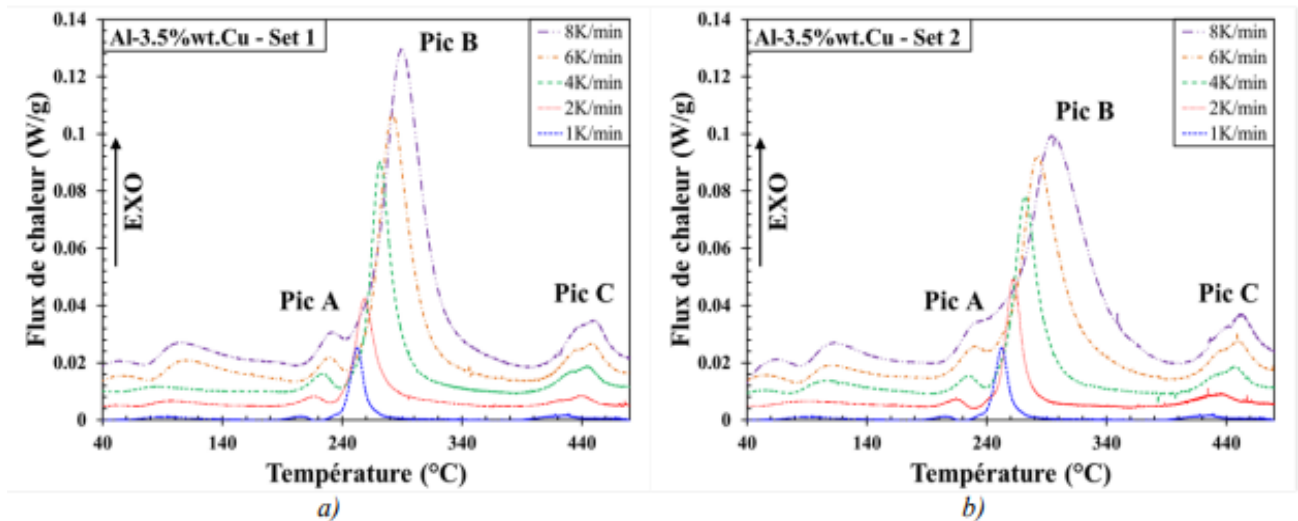


Figure 8 : Thermogrammes DSC d'un alliage Al-2,62Cu-1,35Mg % mass vieilli pendant différentes durées à 190 °C en comparaison à l'état initial [31].

Afin de caractériser les modifications structurales des alliages Al-Cu et/ou Al-Cu-Mg au cours du vieillissement thermique, plusieurs auteurs ont travaillé sur l'exploitation de diverses méthodes comme la dilatométrie [34, 35], diffraction des rayons X [36] et de résistivité électrique [37, 38], les figures ci-dessous (figures 9-a et 9-b)

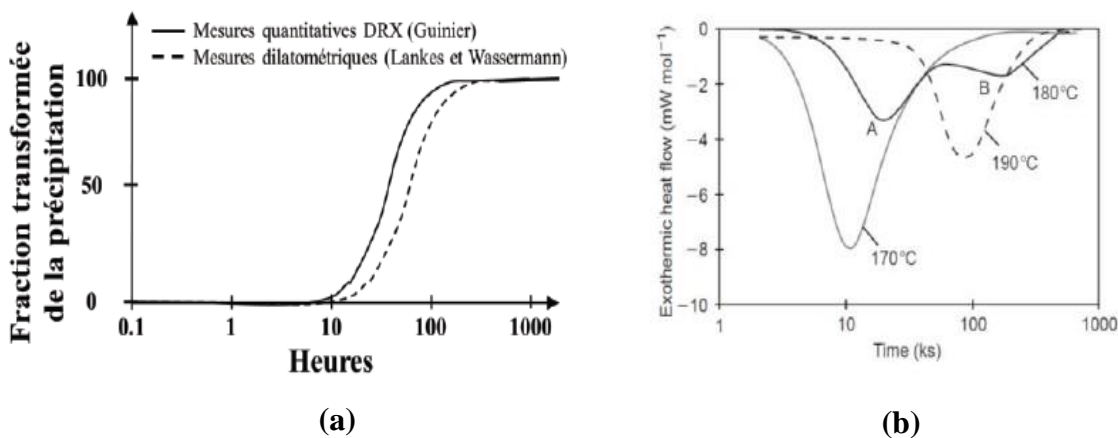


Figure 9 : a) Quantité de précipité θ' calculée à partir des mesures de dilatométrie et de diffraction des rayons X dans un Al-4wt.%Cu durant le vieillissement à 200°C [39], b) Le flux de chaleur en fonction du temps lors des essais de calorimétrie isotherme de l'alliage Al-4,4% Cu à 3 différentes températures de vieillissement [40].

1.10. Effet du vieillissement sur la microstructure et les mécanismes de rupture

Nous rappelons que la microstructure en service des alliages binaires Al-Cu en l'occurrence le 2017A est dans un état métastable. Des changements (évolutions) peuvent donc survenir au cours de leurs utilisations, ce phénomène est souvent appelé sous le nom générique de vieillissement. Dans la littérature, plusieurs travaux et auteurs ont étudié le vieillissement des alliages d'aluminium de la série 2000 et son effet sur la microstructure, les propriétés mécaniques et le comportement en fatigue [25-27, 41-45]. Dans la majorité des travaux effectués, le vieillissement est traité après un traitement de revenu, alors que dans cette étude, le vieillissement est traité à partir de l'état brut de réception de l'alliage 2017A-T4. Les principales évolutions citées par *Ceschini. L et al* [45] font état d'une évolution de la taille précipités et de leurs répartitions dans la microstructure en fonction de la température et la durée du vieillissement comme montré dans la figure 10 qui met en avant la formation dense des précipités dans certaines régions (zones délimitées par des cercles), l'augmentation de leurs tailles au sein des grains ainsi que l'apparition de précipités au niveau des joints de grains (zones montrées par des flèches).

Les mêmes auteurs ont aussi étudié l'effet du vieillissement sur le comportement en rupture de l'alliage AA2618. Ils ont observé l'apparition de micro-cupules sur les échantillons ayant subi un vieillissement plus long (zone délimitée en rouge sur la Figure 11c). De plus, il a également été observé l'existence d'une différence de comportement aux abords des cupules montrés par les flèches rouges sur les Figure 11a et b. Ils ont conclu que cette différence de morphologie est due aux précipités semi-cohérents θ' .

D'autres travaux conduits respectivement par *Larignon et Priez* [26,12] sur l'alliage 2024-T3 ont montrés la formation de nombreux précipités dans la matrice et aux joints de grains, cette observation est plus marquée lorsque la durée de vieillissement est prolongée (figure 12.a). Ils ont aussi noté que la fraction surfacique en précipités augmente effectivement avec l'augmentation de la température et la durée d'exposition telle que montré sur la figure 12.b

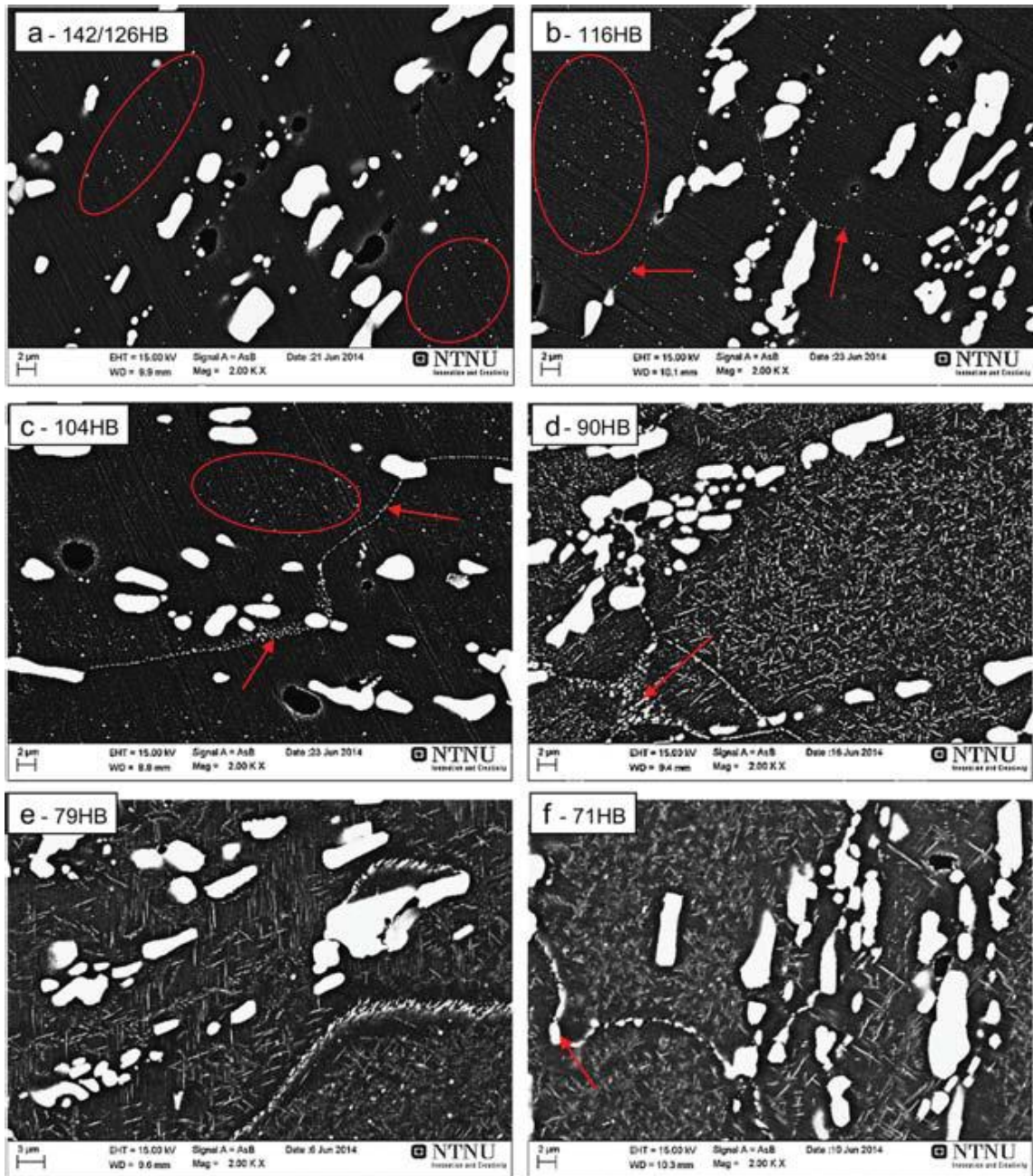


Figure 10 : Micrographies MEB montrant l'évolution de la microstructure de l'AA2618 à différentes conditions de traitement : a) 200°C pendant 24h, b) 230°C pendant 10h, c) 230°C pendant 120h, d) 290°C pendant 2,5h, e) 305°C pendant 9h et f) 305°C pendant 30h [46].

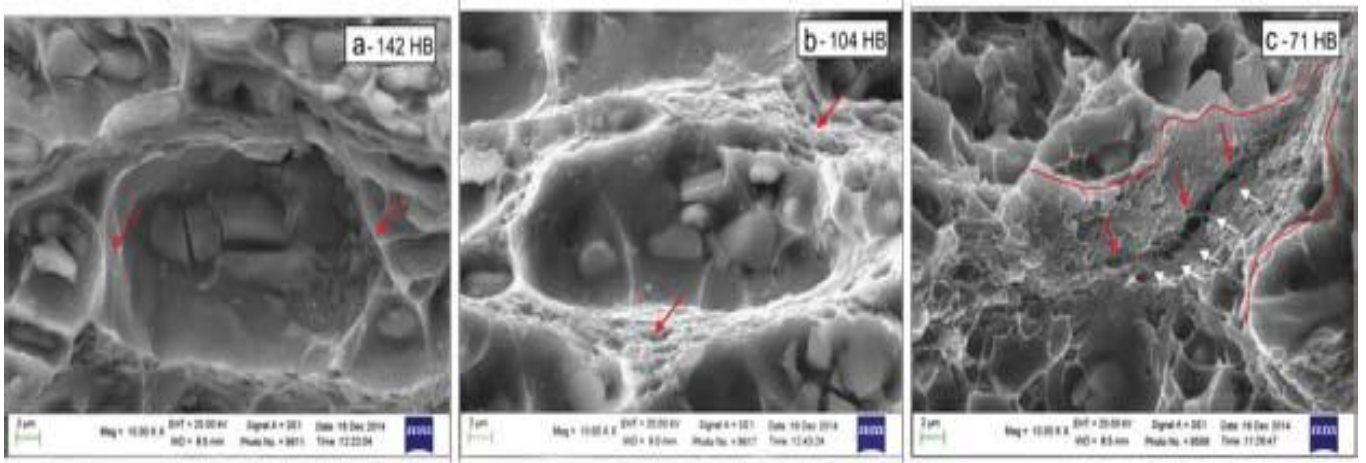


Figure 11 : Micrographies MEB des faciès de rupture d'un AA2618 (a) non vieilli, (b) vieilli 120h à 230°C et (c) vieilli 30h à 305°C [45].

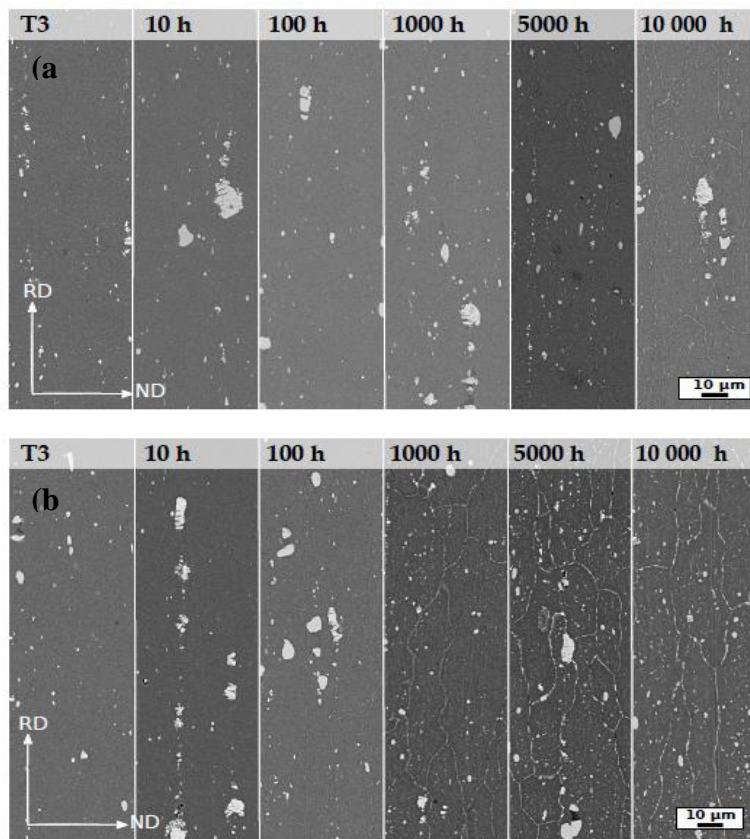


Figure 12 : Micrographes MEB montrant l'évolution de la microstructure en fonction de la durée de vieillissement ; a) à 200 °C et b) à 250 °C pour différentes durées de l'alliage 2024-T3 [13].

1.11. Effet du vieillissement sur les propriétés mécaniques.

Dans cette partie, nous nous intéressons sur les l'impact du vieillissement sur les propriétés mécaniques. Il est observé que lors de l'application d'une température les propriétés peuvent

évoluer en raison des possibles évolutions dans la microstructure des alliages. La figure suivante illustre la variation des propriétés mécaniques en fonction de la température et le temps de vieillissement.

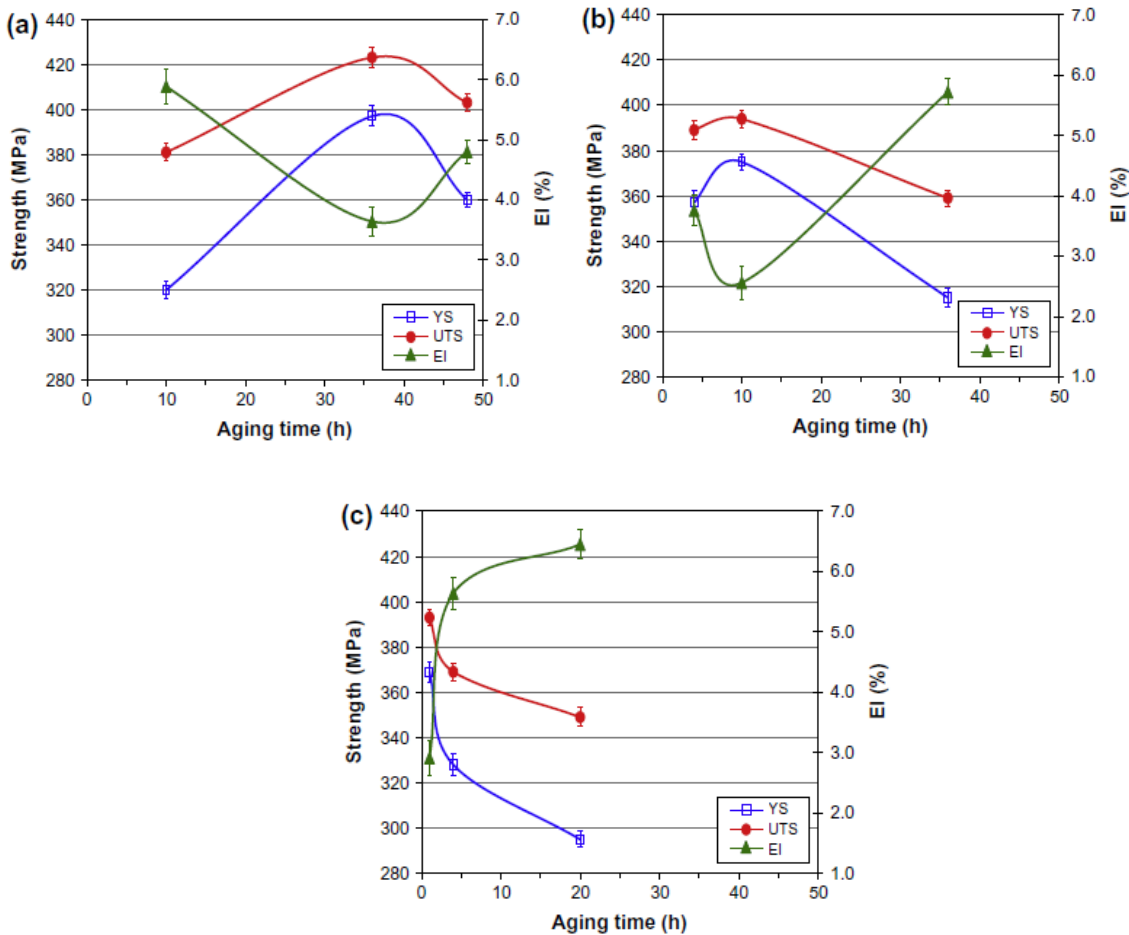


Figure 13 : Propriétés mécaniques de l'AA2618 brut de coulé sous différentes conditions de vieillissement, (a) 175, (b) 195 et (c) 200°C jusqu'à 48 heures. [46]

L'évolution des propriétés mécaniques de l'alliage d'aluminium 2618 brut de coulée est montrée sur la figure 13. Le premier palier d'augmentation des propriétés mécaniques est attribué à un état revenu et au pic de durcissement. Au-delà de ce palier, on rentre dans la plage correspondant à l'état sur-revenu pour laquelle les propriétés mécaniques commencent à diminuer. Cette observation est notée sur l'ensemble des propriétés mécaniques où on observe une diminution de la valeur de la limite d'élasticité, de la contrainte maximale et une augmentation de l'allongement. Cette tendance est généralement observée sur les autres nuances d'alliages d'aluminium, comme le montre les travaux de *Balducci et al.* représentés sur la figure ci-dessous sur laquelle on remarque que les propriétés mécaniques diminuent avec l'augmentation de la température de vieillissement et des périodes plus longue.

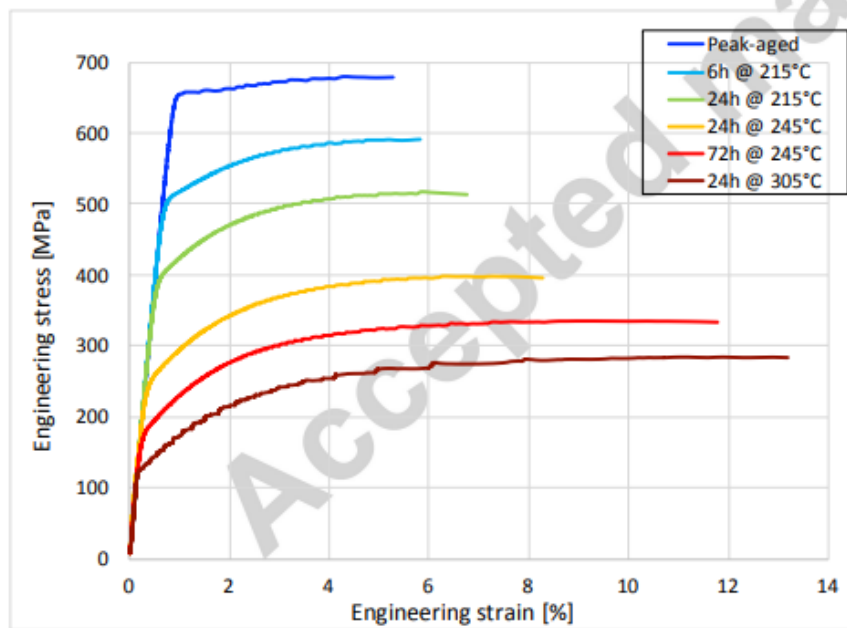


Figure 14 : Évolution des propriétés mécaniques à température ambiante d'un alliage 2055 en fonction du temps et de la température de vieillissement [47].

Dans certains travaux de recherches, des auteurs ont mis en évidence la variation brusque des propriétés mécaniques dues aux traitements de vieillissement des alliages d'aluminium [27, 46,48]. La même observation a été aussi confirmée par *Ceschini. L et al* [45] concernant la dureté pour les températures de vieillissement supérieur à 200 °C (voir la figure 16).

L'évolution des propriétés mécaniques semblent aussi être influencée par la température à laquelle est effectué le traitement thermique à partir de l'état T3 comme le montrent les résultats présentés par *Alexopoulos* qui compare les résultats de ses propres essais aux données de la littérature (Figure 15) [27]. Il apparaît ainsi que les variations de l'allongement à la rupture soient sensiblement différentes en fonction de la température à laquelle le traitement thermique est effectué, qu'elle soit inférieure ou supérieure à 200 °C.

Les évolutions de la limite d'élasticité, tendent-elles aussi à être influencées par la température de traitement.

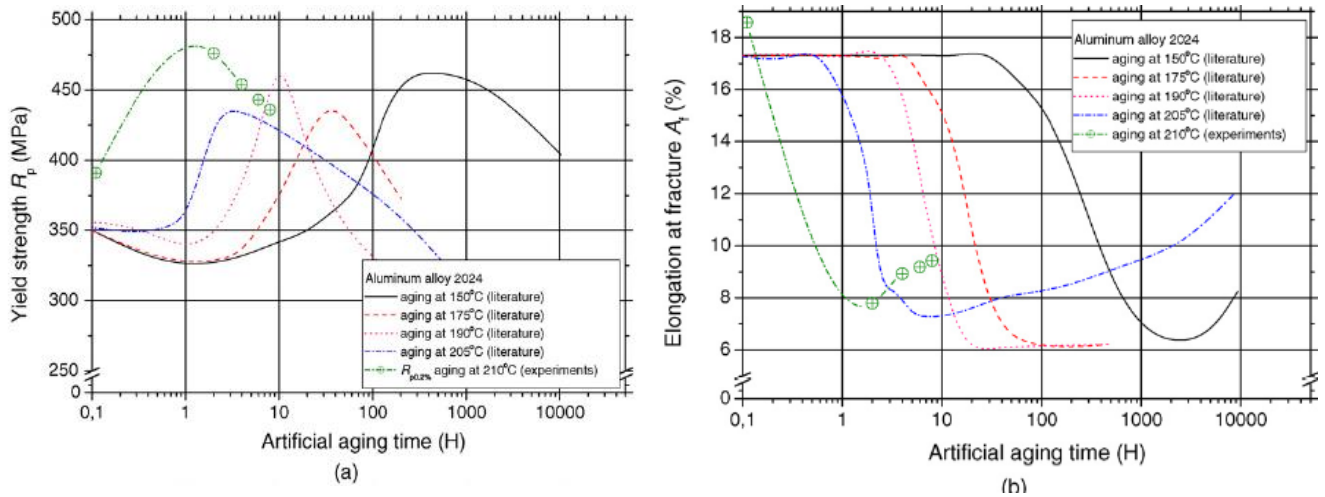


Figure 15 : Propriétés mécaniques en traction (a) limité d'élasticité $R_{p0,2}$ et (b) allongement à rupture $A_1\%$ pour différentes conditions de vieillissement thermique de l'aluminium 2024-T3 [27].

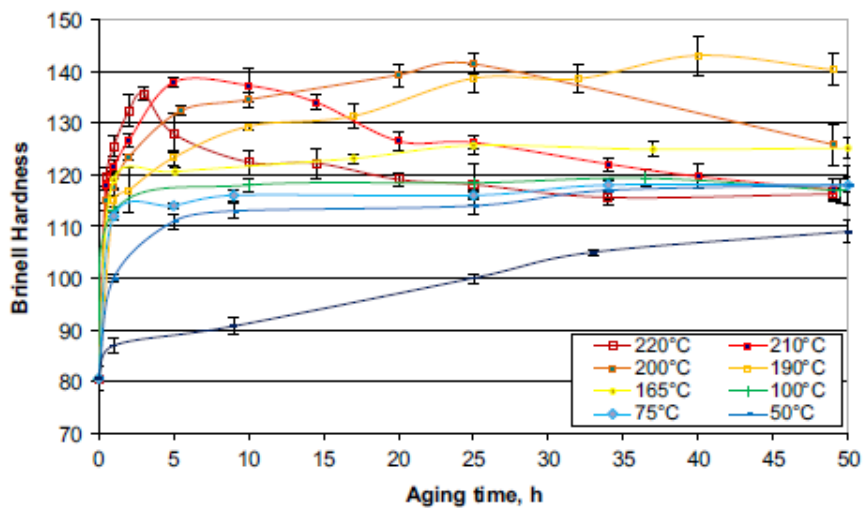


Figure 16 : l'évolution de la dureté en fonction de la température et la durée du vieillissement pour l'alliage 2618A [45].

1.12. Rupture et ténacité

1.12.1. Rupture ductile

L'endommagement ductile des matériaux est décrit comme étant un phénomène de dégradation des propriétés du matériau jusqu'à sa rupture. Ce mécanisme peut être analysé en utilisant une multitude de tests mécaniques sous différentes conditions de chargement [49-51]. Il est aujourd'hui communément admis que la rupture ductile d'un matériau suit un processus qui est décrit par trois principaux mécanismes successifs :

- La Nucléation (germination) : des cavités qui se forment au niveau d'inclusions ou de particules intermétalliques par décohésion de l'interface particules / matrice, ou bien par rupture de ces inclusions et /ou particules.
- La phase de croissance : Sous l'effet d'un chargement, ces cavités grossissent et se déforiment par écoulement plastique de la matrice.
- La phase de coalescence : les cavités proches se rejoignent par interaction pour former une ligne de fissure macroscopique entraînant la rupture finale du matériau.

Plusieurs travaux ont été menés pour analyser et modéliser ces trois mécanismes physiques dans les métaux en introduisant ou non des extensions afin de raffiner la description [53-55]

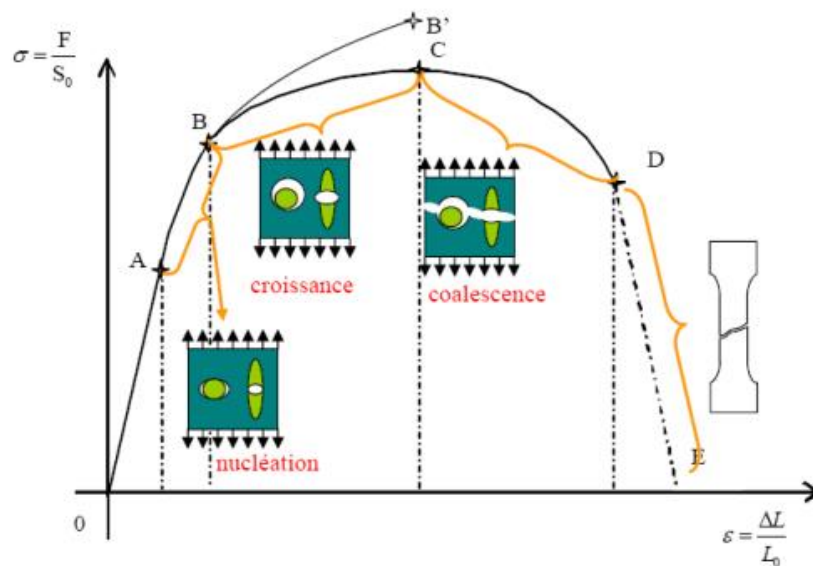


Figure 17 : Représentation de la modélisation du mécanisme d'endommagement ductile des matériaux [52].

1.13. Mécanismes de la rupture ductile

La présence de particules intermétalliques, précipités ou de dispersoïdes génère des sites préférentiels pour l'initiation des microfissures. Plusieurs auteurs [56-58] ont conduit des études sur différents alliages à durcissement structural respectivement de la série 2000,700 et 6000, ces derniers ont mis en évidence l'influence de ces particules et précipités sur le mode et mécanismes de la rupture.

Cependant, dans certains alliages d'aluminium, notamment les alliages d'aluminium à durcissement structural, les particules et/ou précipités ont tendance à se placer préférentiellement sur les joints de grains, comme *Aguechari et al* [59] l'ont observé sur l'alliage 2017A, ceci impacte directement sur les modes mécanismes de rupture. En particulier, la rupture ductile des alliages

d'aluminium durcis par précipitation qui peut être décrite suivant trois mécanismes principaux, tel que montré sur la représentation illustrée en Figure 18 dont on distingue :

- La rupture ductile intergranulaire qui est caractérisée par des surfaces planes qui révèlent la structure des grains. Les causes principales du phénomène de la rupture intergranulaire sont généralement dues d'une part à la formation de précipités sur les joints de grains et d'autre part à la localisation de la déformation et de la contrainte dans les zones dépourvues de précipités intergranulaires appelées (PFZ).
- La rupture ductile transgranulaire, cette dernière est caractérisée par des cupules, contenant des précipités au centre.
- La rupture ductile transgranulaire en cisaillement est caractérisée par des surfaces planes et des lignes de glissement. Ce mode de rupture intervient généralement sur les alliages sous-revenus, en effet, dans cette étape de durcissement, l'alliage contient des précipités durcissants du type zone de Guinier-Preston (GP). Ces derniers peuvent être cisailés sous l'effet des dislocations entraînant des plans de glissement.

Il est admis que les traitements de vieillissement ainsi que le type de sollicitations influent sur les mécanismes et types de rupture des alliages à durcissement structurale. Les récentes études menées respectivement par *Aguechari et al* et *Ben Chabane et al* [59,60] sur l'alliage 2017A ont mis en évidence des changements des modes et mécanismes de rupture en fonction du vieillissement et le type de sollicitation. *Aguechari et al* ont observé une rupture ductile intergranulaire de l'alliage 2017A vieilli à 170 °C pour des durées de 0 à 10h puis une présence du mode mixte (fragile-ductile) pour les durées allant de 15 à 20h et enfin une prédominance du mode intergranulaire ductile avec la présence de précipités fins sur les joints de grains. La figure 19 illustre les mécanismes et modes de rupture observés pour les échantillons ayant subi un vieillissement thermique à 170 °C pendant 20 et 30 heures.

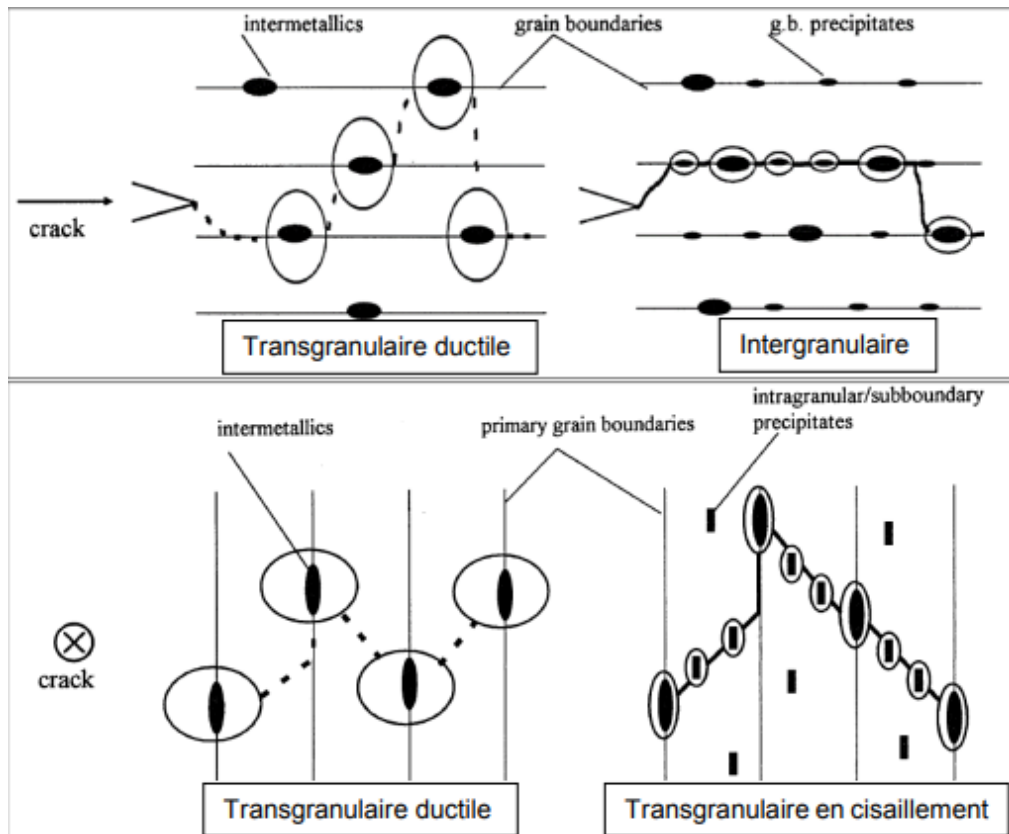


Figure 18 : Mécanismes de rupture dans les alliages d'aluminium durcis par précipitation selon deux sens de sollicitation différents [61].

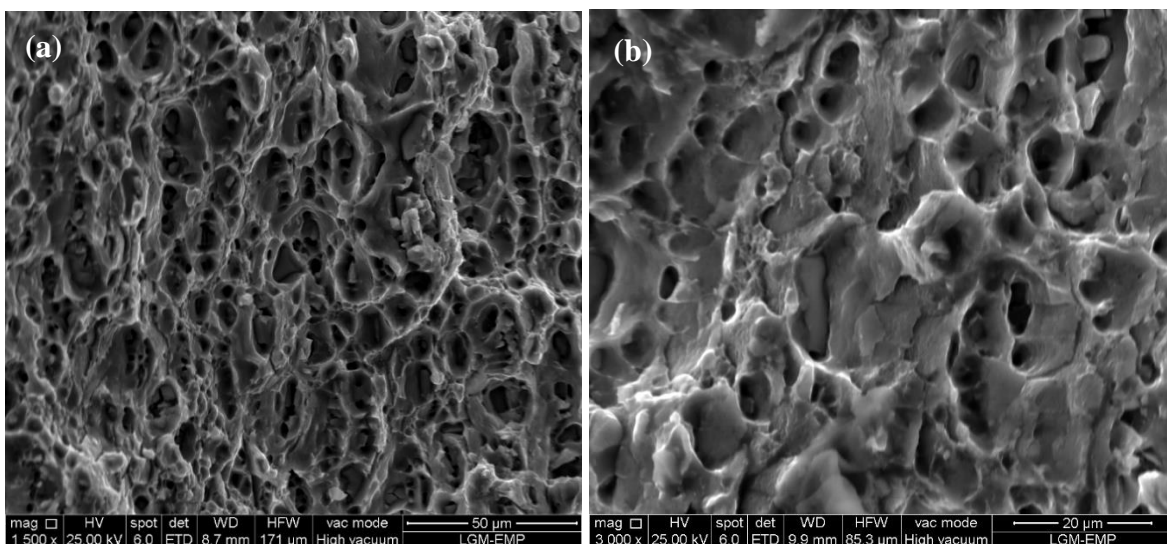


Figure 19 : Facies et mode de rupture observés sur l'alliage 2017A vieilli à 170°C : (a) pendant 30h et (b) pendant 20h [59].

Ben Chabane et al [60] ont étudié la rupture du même alliage (2017A-T4) sur éprouvettes cylindriques sollicitées en traction et en compression, une rupture intergranulaire ductile

caractérisée principalement par les cupules a été observée sur les éprouvettes testées en traction (Fig.20(c)) et la présence de deux modes (ductile et fragile avec cisaillement des facettes entraînant des plans de glissement Fig.20(a)) comme illustrée sur la figure ci-dessous :

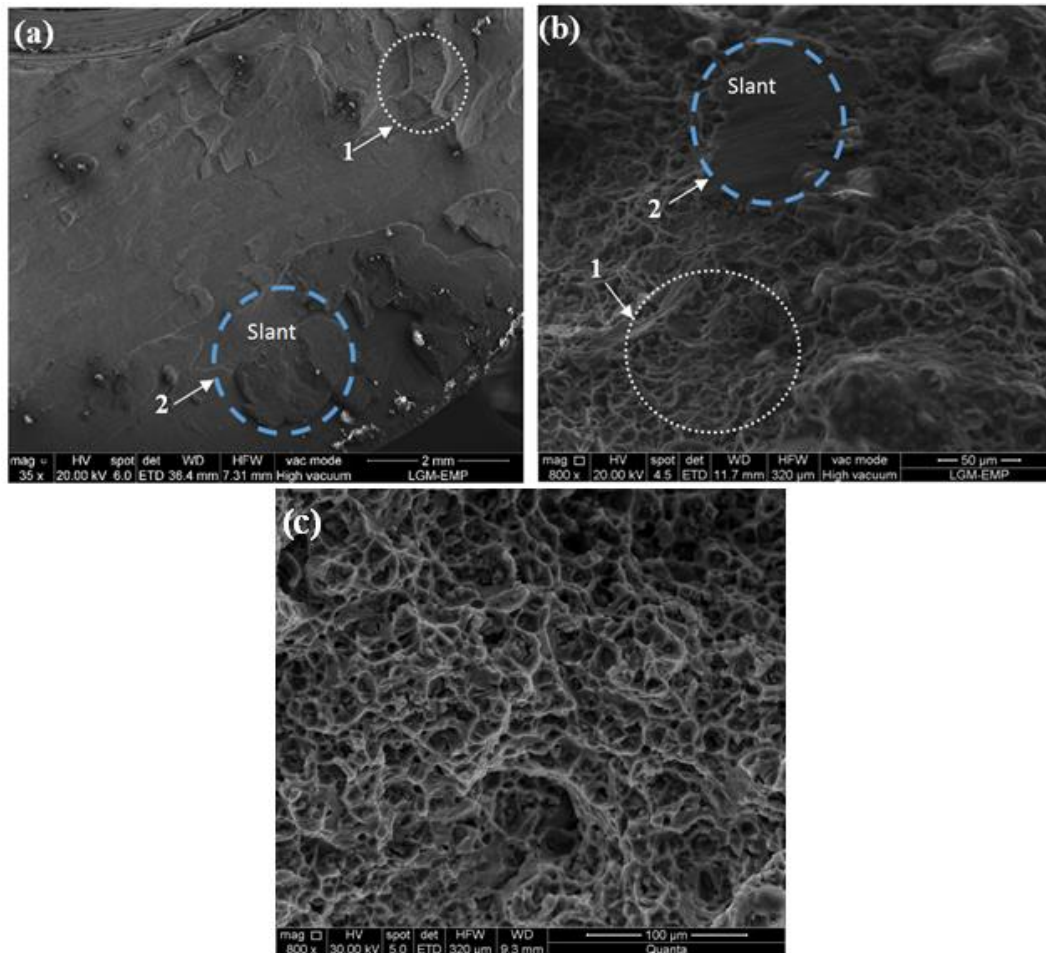


Figure 20 : Facies de rupture de l'alliage 2017A-T4 testé. (a) et (b) en compression, (c) en traction [55]

1.13.1. Ténacité

En mécanique de la rupture, la ténacité est caractérisée par la capacité d'un matériau à résister à la propagation d'une fissure. On peut également la définir comme la quantité d'énergie qu'un matériau peut absorber avant de se rompre. En élasticité linéaire, la ténacité K_{IC} est définie comme le facteur d'intensité de contrainte critique permettant la propagation de la fissure en mode I. Cette définition est valable uniquement pour la rupture fragile ; dans le cas de la rupture ductile, la valeur du facteur d'intensité de contrainte critique K_{IC} reste valide si la plasticité reste confinée à la pointe de la fissure.

Irwin [62] fut le premier à établir une relation définissant le champ de contraintes au voisinage de la fissure en tenant compte de la zone plastique par propagation de la fissure. Il conclut que la fissure devient instable et se propage lorsque le facteur d'intensité de contraintes atteint une valeur critique appelée ténacité critique. Il énonça ainsi le critère de contrainte par la relation :

$$K_{1C} = Y\sigma_c\sqrt{\pi a}$$

Y : Représente un coefficient de forme, c'est une fonction géométrique de l'éprouvette et de la longueur de fissure et a étant la longueur de la fissure.

L'hypothèse de confinement de plasticité est vérifiée si :

- 1- L'épaisseur de l'éprouvette est suffisante pour avoir un état de déformation plane.
- 2- Le ligament ($a-W$) est suffisamment grand par rapport à la taille de la zone plastique.

Les procédures de mesure directe de la propriété K_{1C} sont normalisées par la norme ASTM E-399 [58]. Cette norme définit des conditions analytiques de validité issues de cette théorie, et donne une épaisseur minimale B :

$$B \geq 2.5 \left(\frac{K_{1C}}{\sigma_Y} \right)^2$$

1.14. Dépouillement des essais de ténacité sur éprouvette CT

Avant de calculer les valeurs de facteurs d'intensité de contrainte critiques K_{1C} , il est nécessaire de vérifier que les essais répondent aux exigences données par la norme ASTM E-399. La norme donne la ténacité à partir de la charge à appliquer pour diminuer la rigidité de l'éprouvette de 5 %. Ensuite, la tangente par rapport à l'origine de la courbe est tracée, cette dernière est notée OP5 comme illustré sur la figure 21 ci-dessous. Puis, la droite de pente égale à la pente de OP5 multipliée par 0.95 est tracée. Son intersection avec la courbe expérimentale, nous donne P_Q . Le rapport P_{max}/P_Q ne doit pas dépasser la valeur de 1.1.

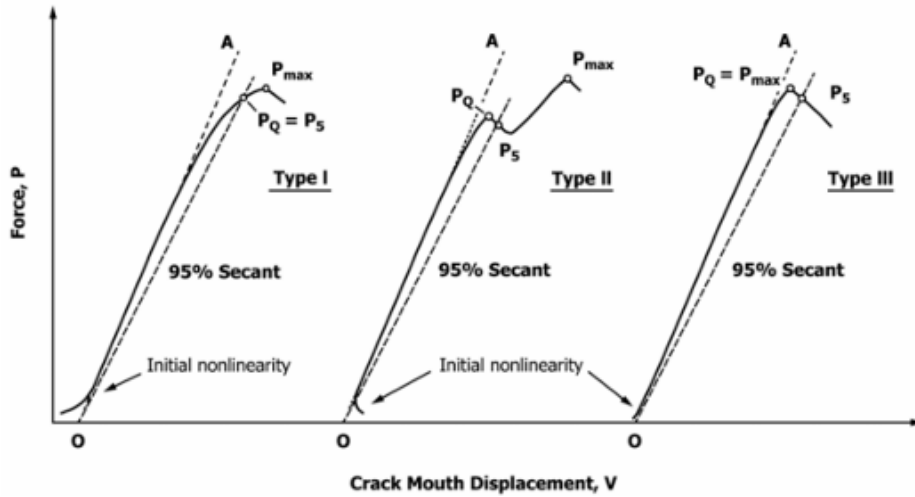


Figure 21 : illustration de l'essai de ténacité selon la norme ASTM E-399-12e3[58]

Une fois la charge P_Q et la longueur de la fissure déterminée, le facteur d'intensité provisoire peut être estimé comme suit :

$$K_Q = \frac{P_Q}{B\sqrt{W}} f\left(\frac{a}{W}\right)$$

$$f\left(\frac{a}{W}\right) = \frac{\left(2 + \frac{a}{W}\right)}{\left(1 - \frac{a}{W}\right)^{3/2}} \left[0.886 + 4.64 \frac{a}{W} - 13.32 \left(\frac{a}{W}\right)^2 + 14.72 \left(\frac{a}{W}\right)^3 - 5.6 \left(\frac{a}{W}\right)^4 \right]$$

La valeur K_Q calculée peut être considérée K_{1C} uniquement si toutes les exigences de validité selon la norme ASTM E-399 sont satisfaites à savoir :

$$B, a \geq 2.5 \left(\frac{K_Q}{\sigma_{YS}}\right)^2$$

$$P_{max} \leq 1.10 P_Q$$

Sachant que B , W et a sont respectivement l'épaisseur, la largeur et la longueur de la fissure de l'éprouvette Compact Tensile (CT) schématisée sur la figure 22 ci-dessous :

Des particules de 0,1 à 10 μm de diamètre, qui peuvent être soit des particules hors d'équilibre formées lors de la solidification, soit des inclusions d'impuretés insolubles [68]. Ces particules se fissurent facilement lorsque la matrice se déforme dans la zone d'écoulement plastique à la pointe de la fissure et provoque le mode de rupture ductile typique où la fissure se propage par coalescence des vides. La quantité, la taille et la distribution de ces particules de seconde phase sont donc pertinentes pour les propriétés de ténacité à la rupture.

1.16. Utilisation des alliages d'aluminium dans l'industrie aérospatiale

Le choix d'un matériau pour la réalisation des pièces est souvent un problème complexe car il doit répondre à de nombreuses exigences qui sont parfois antagonistes. Parmi les diverses propriétés auxquelles le concepteur devra prêter attention, on trouve :

- ❖ Les propriétés mécaniques
- ❖ La mise en œuvre
- ❖ La disponibilité
- ❖ Le coût
- ❖ L'aspect

En aérospatiale, les matériaux doivent être légers et conducteurs d'électricité, puisque le rayonnement peut induire l'accumulation de charge potentielle dans l'électronique du satellite. Divers métaux légers conducteurs sont les matériaux les plus couramment utilisés pour les structures des satellites, notamment les alliages d'aluminium et les composites. Les critères de base du choix des matériaux dans l'aérospatiale doivent satisfaire les points suivants :

- Les matériaux choisis pour application spatiale doivent être sélectionnés selon une norme NASA, ASE...etc.
- Le coefficient de dilatation thermique du matériau choisi doit être similaire au matériau d'un mécanisme de déploiement.
- La limite d'élasticité du matériau choisi doit vérifier le critère de Von Mises.
- Le matériau doit être produit facilement (mise en forme).
- Afin de minimiser la masse, le matériau qui a une faible densité devrait être sélectionné.
- Le matériau qui a une faible propriété au dégazage doit être sélectionné.

1.16.1. Application aéronautique

Malgré l'émergence des matériaux composites qui deviennent indispensables pour des exigences techniques dans certaines applications, les alliages d'aluminium et leurs utilisations demeurent incontournable dans l'industrie aéronautique tenant compte des différents avantages précédemment cités.

La découverte et la mise au point d'un alliage appelé Duralumin (AU4G) la première fois entre 1906-1909 par *Alfred Wilmfut*, un évènement et une avancée majeure pour l'industrie aéronautique [69]. Les alliages d'aluminium ont atteint la résistance mécanique suffisante et leurs utilisations dans la construction aéronautique a été généralisée grâce notamment à la découverte du processus du durcissement structural en 1919 par *Merica* [70].

Le Duralumin (AU4G) ancienne appellation (équivalent du 2017A actuel) a été le premier alliage utilisé sur des avions militaires à la fin de la première guerre mondiale et la deuxième guerre mondiale. L'alliage 2017A a été utilisé comme élément essentiel d'assemblage (rivets) du fuselage dans le programme d'avions Breguet 765 en 1950 [71] et depuis son utilisation et généralisé sur d'autres avions civils et aujourd'hui l'alliage 2024 (connu avant sous le nom AU4G1) est largement utilisé dans le fuselage des différents avions.



Figure 23 : Breguet 765 Sahara n°501 (base aérienne 105 Evreux-Fauville, 1977) [72].



Figure 24 : Rivets en alliage 2017A utilisés pour assemblage dans la structure de l'Avion Breguet [71].

Ces dernières années, l'industrie aéronautique est en pole position de l'utilisation des alliages d'aluminium à l'instar du dernier né d'Airbus A380 qui est composé de plus de 70 % comme l'illustre le tableau ci-dessous :

Tableau 3 : Matériaux utilisés sur certains appareils d'Airbus industrie. [13]

Appareils	Alliages Al	Alliages Ti	Composites org	Aciers	Autres
A310	67 %	5 %	10 %	13 %	5 %
A320	58 %	6 %	20 %	13 %	3 %
A330/A340	73 %	6,5 %	10 %	7,5 %	3 %
A380	75 %	7 %	8 %	7 %	3 %

1.16.2. Application dans le domaine spatial (satellites)

Dans cette partie, nous allons essayer de situer les différents alliages d'aluminium susceptibles d'être utilisés dans les satellites. Tenant compte des recherches faites dans ce sens et mon expérience professionnelle dans le domaine, on note que la majorité des alliages d'aluminium utilisés appartiennent aux séries d'alliages à durcissement structural c'est-à-dire ceux qui peuvent recevoir un traitement thermique, notamment les séries 2000, 6000 et 7000. Ces alliages sont souvent utilisés comme éléments de structure de base et/ou comme sous- systèmes (support de carte électroniques, boîtier de capteurs et batterie...etc.). Néanmoins on retrouve les alliages de la série 5000 et 3000 dans les structures en nid d'abeille utilisé comme matériau de fabrication des cellules.

Les alliages de la série 6000 connus par leurs résistances à la corrosion à l'état naturel (sans anodisation) ainsi que la facilité à la mise en forme (déformation à chaud), sont généralement utilisés dans la structure et les différents supports des sous-systèmes (Fig.25). Tandis que ceux de la série 7000 et 2000 notamment le 7075-T7, 2024-T3 est exclusivement réservé à la structure porteuse ou la résistance mécanique est exigée.

Dans la suite de ce paragraphe, nous allons donner quelques exemples des structures et sous-systèmes d'un satellite sur lesquels les différents alliages sont susceptibles d'être utilisés sur un engin spatial.

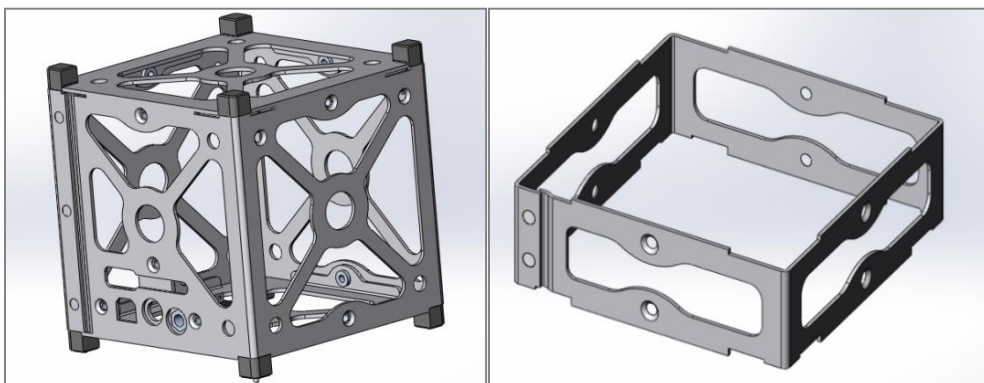
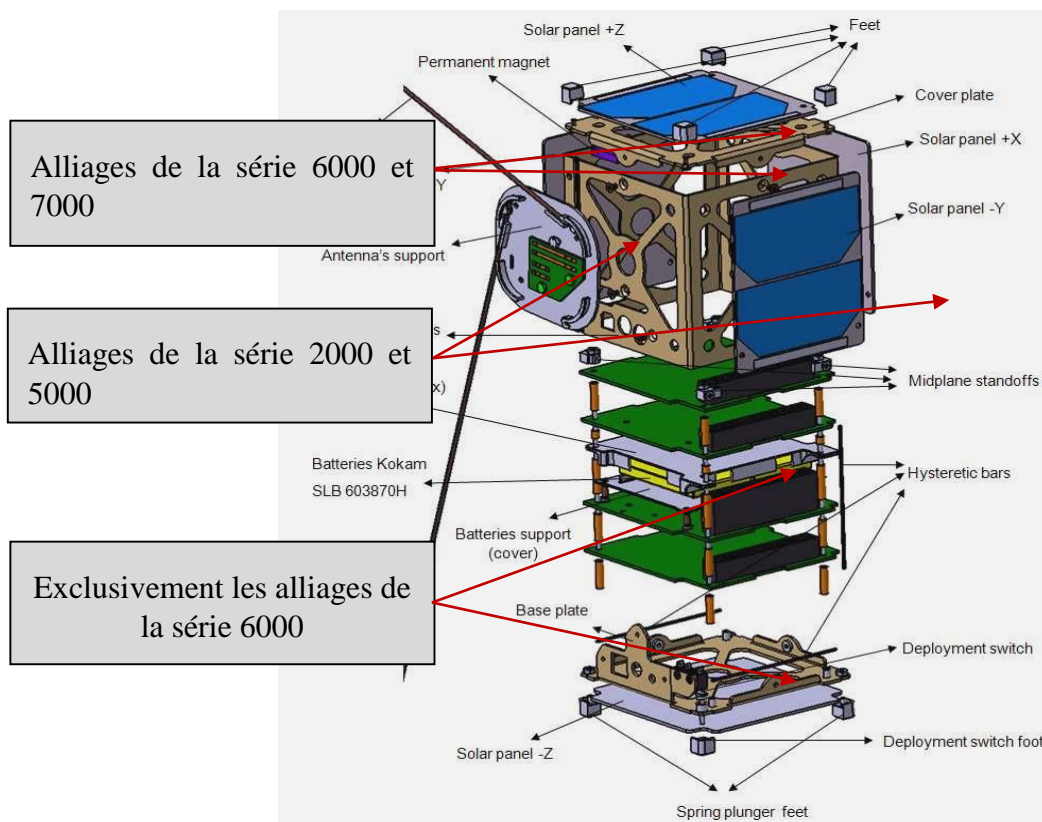


Figure 25 : Utilisation des alliages 7075-T7 et 2024-T3.

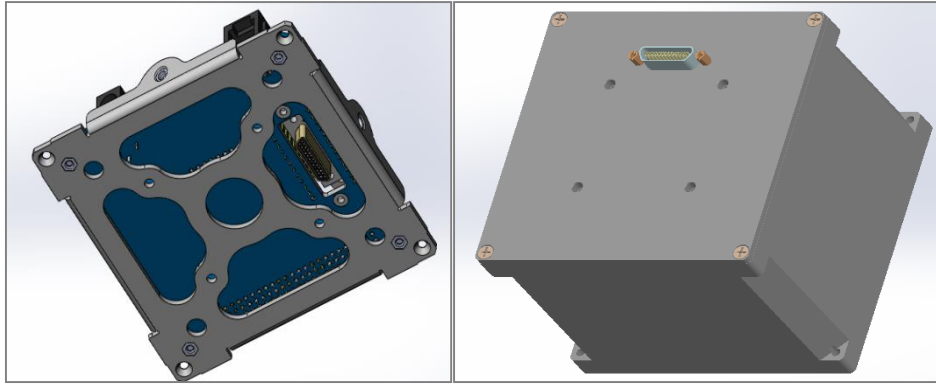


Figure 26 : Utilisation fréquente des alliages : 6082-T6, 6061-T6 et 6063-T6.

Alliages d'aluminium 2000 (2024-T3, 2017A) :

Les alliages de la série 2000 (2024-T3, 2017A) sont généralement utilisés dans les systèmes sollicités mécaniquement comme les éléments de rétention des panneaux solaires ainsi que les rotules qui servent au déploiement des panneaux comme montré sur la figure ci-dessous. Ces alliages sont connus par leurs caractéristiques mécaniques élevées ainsi que leur bon comportement à basse températures et surtout en fatigue.

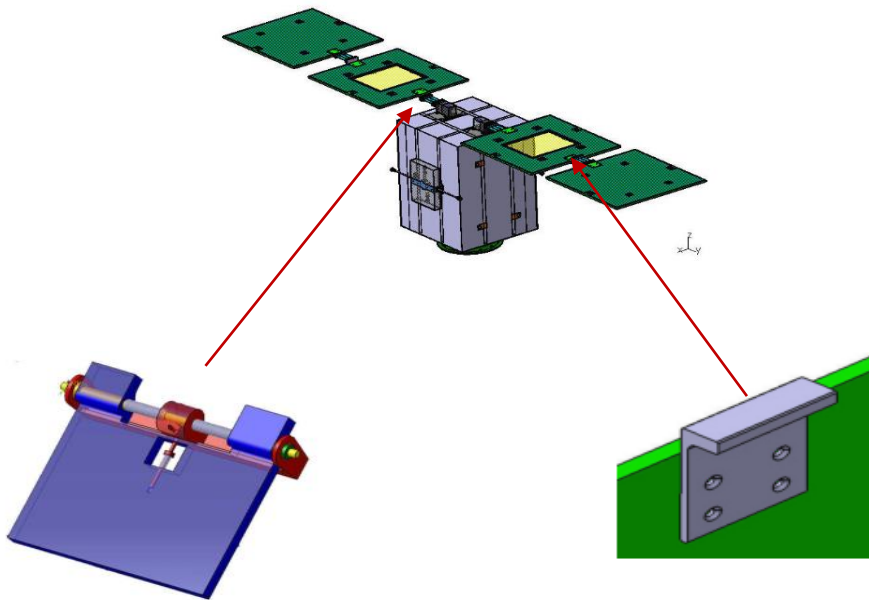


Figure 27 : Utilisation fréquente des alliages : 2024-T3 et 2017A.

1.17. Généralité sur le matériau de l'étude

Le matériau retenu pour cette étude est un alliage d'aluminium de la série 2000, il s'agit du 2017A (AU4G), c'est l'alliage le plus appropriés pour réaliser une large gamme de pièces dans l'industrie aéronautique, car il est à la fois léger, résistant et le plus courant (un des moins chers). Réputé par le nom 2017A. Ses propriétés finales étant liées au traitement thermomécanique qui lui est appliqué, cet alliage est sensible à la température. Dans cette étude, l'état initialement T4 sera considérée.

Le matériau est livré sous forme de tôles obtenues par un procédé de laminage, l'état métallurgique initial de livraison est un traitement de maturation (vieillessement naturel), donc le matériau a subi le traitement suivant :

- Mise en solution à 530°C pendant 35 min.
- Refroidissement rapide à l'eau.
- Revenu par vieillissement naturelle (maturation) à partir du 4^{ème} jour.

L'ensemble des propriétés du matériau sont alors récapitulées dans le Tableau 4.

Tableau 4 : Récapitulatif des propriétés du matériau

<i>Désignation</i>	AU4G (2017A)-T4
<i>Structure</i>	Cubique à faces centrées
<i>Traitement Thermique</i>	Durcissement structural à T4
<i>Traitement de surface</i>	Aucun
<i>Dureté</i>	138 Hv
<i>Epaisseur des tôles</i>	3 mm

1.17.1. Composition chimique

La composition chimique en pourcentage massique de l'alliage 2017A selon la spécification NF EN 573-3 est présentée dans le tableau 5. Cette composition est donnée par le fournisseur des tôles à titre indicatif. Une analyse granulométrique est donc nécessaire, elle sera donnée dans la suite de cette étude.

Tableau 5: Composition chimique du 2017A-T4 en %.

Elements	Al	Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Cr	Zn
Min- Max	balance	3.5 -4.5	0.4 - 1	0.4- 1	0.2 - 0.8	- 0.7	- 0.1	- 0.25

1.18. Méthode d'élaboration et traitement thermique

L'alliage 2017A a été fourni sous forme de tôle de 3 mm d'épaisseur, obtenue par un procédé de laminage comprenant des étapes à chaud puis à froid. Le laminage fait suite aux étapes de coulée et de traitement d'homogénéisation, visant à dissoudre les phases solubles et homogénéiser les micro-ségrégations générées pendant la coulée. Ce traitement d'homogénéisation, généralement effectué entre 480 et 650 °C, permet également la formation de dispersoïdes [73].

La première phase de laminage, dite laminage à chaud, est réalisée entre 420 et 530 °C et se divise en deux étapes. Dans un premier temps, un laminage en aller-retour est réalisé en plusieurs passes pour réduire progressivement l'épaisseur des tôles [73].

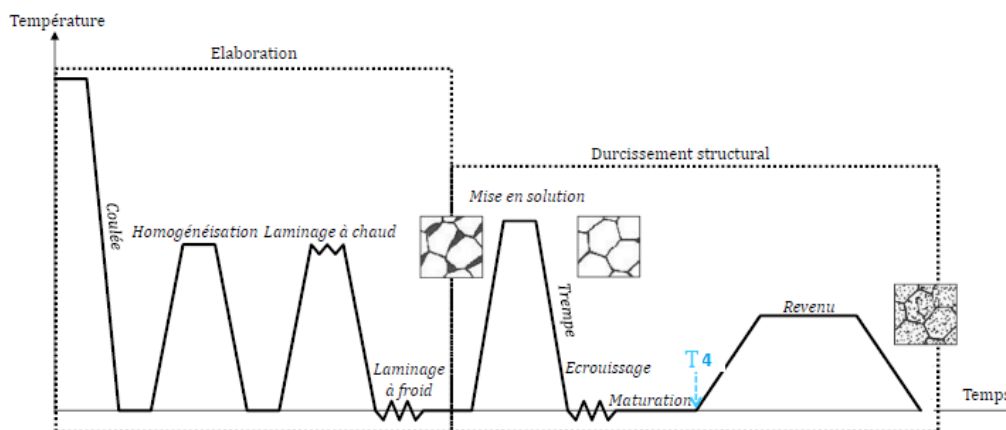


Figure 28 : Traitements thermomécaniques appliqués pour l'élaboration des tôles 2017A

Après la première phase de laminage à chaud, un laminage tandem est effectué à l'aide d'un système de trois cages, suivi d'un enroulage et d'un cerclage de l'alliage. Ce processus nécessite environ une semaine de refroidissement pour atteindre une température stable.

Le laminage à froid, réservé aux tôles d'épaisseur inférieure à 4 mm, est également réalisé en tandem, cette fois à travers deux cages, avec un débobinage à l'entrée et un rebobinage à la sortie. Ce procédé entraîne un échauffement de l'alliage, induit une possible anisotropie, et oriente la microstructure, en alignant les grains dans la direction du laminage [74].

1.19. Microstructure et types de précipités présents dans l'alliage 2017A

Pour l'étude thermique d'un alliage, le diagramme d'équilibre constitue l'outil de base. Le diagramme Al-Cu, utilisé dans l'analyse de l'alliage 2017A, montre qu'entre 500 et 580 °C, l'alliage Al-4 % masse Cu est monophasé, composé d'une solution solide désordonnée (phase α), où le cuivre remplace partiellement les atomes d'aluminium.

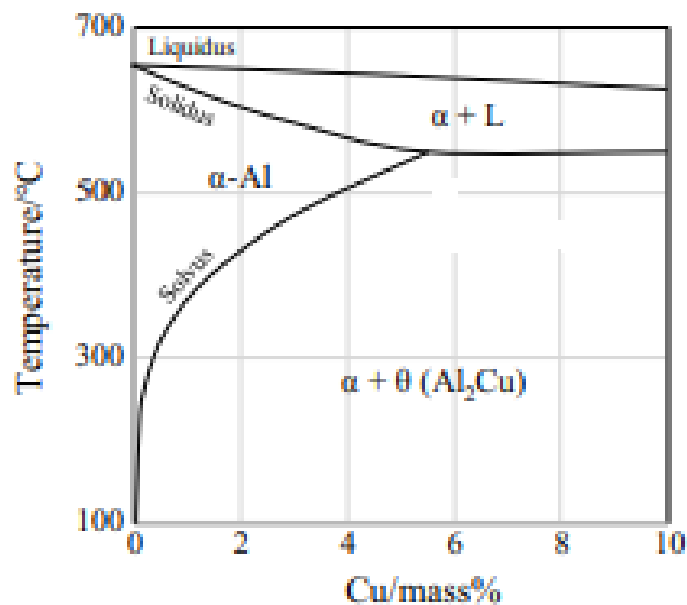


Figure 29 : Partie riche en aluminium du diagramme d'équilibre Al-Cu [9].

En dessous de 500 °C, l'alliage devient biphasé, les phases α et θ - Al_2Cu coexistent, et il se produit une précipitation progressive de la phase θ dans la solution α . Avec un refroidissement lent, proche de l'équilibre, la proportion de phase θ - Al_2Cu augmente, aboutissant à un équilibre de 93 % de phase α et 7 % de phase θ - Al_2Cu à température ambiante [75]. La solubilité du cuivre dans la phase α d'aluminium est d'environ 0,02 % à température ambiante.

Le mode de refroidissement influence également la morphologie et la distribution des précipités. En refroidissement lent, les précipités de phase θ sont grossiers et espacés, alors qu'en refroidissement rapide, ils sont fins et densément répartis [75].

Ainsi, les microstructures obtenues à température ambiante dans un alliage Al- 4 % pds Cu par refroidissement lent à partir de 550°C (Figure 30a) ou par refroidissement rapide à partir de 550°C (Figure 30b) varient de manière considérable comme le montre la figure ci-dessous :

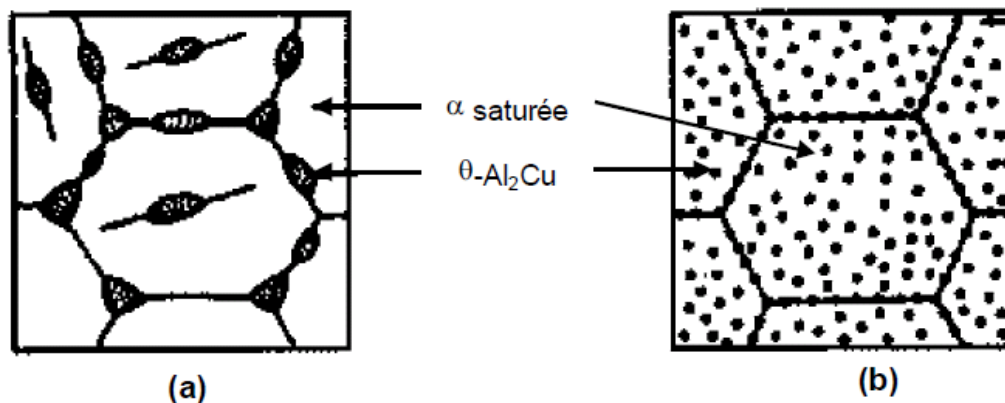


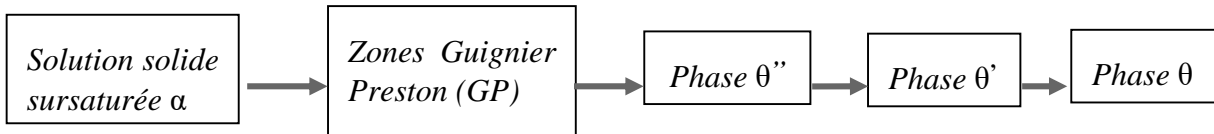
Figure 30: Microstructure d'un alliage Al- 4 % pds Cu obtenue soit par refroidissement lent (a), soit par refroidissement rapide (b) [75].

Dans le cas d'un refroidissement lent, l'enthalpie libre de précipitation et le taux de germination sont faibles. Pour assurer la proportion d'équilibre en $\theta\text{-Al}_2\text{Cu}$, les rares germes doivent évoluer en de gros précipités très distants les uns des autres. Les dislocations contournent facilement ces précipités et l'alliage ainsi obtenu présente de faibles caractéristiques mécaniques. Si au contraire, on refroidit l'alliage rapidement, la structure obtenue est beaucoup plus fine. Comme l'énergie motrice est élevée. Les précipités, quoique petits, sont très rapprochés. Les dislocations mobiles ont du mal à les franchir et l'alliage est ainsi plus dur. Si on refroidit trop rapidement, on n'a pas de précipitation du tout. Cependant, il est possible d'augmenter considérablement la dureté de l'alliage en lui faisant subir un vieillissement. Ce procédé, dit de durcissement structural, est donc basé sur un traitement thermique de l'alliage en trois étapes :

- Première étape : mise en solution à 550°C de manière à dissoudre totalement l'élément cuivre dans l'aluminium.
- Deuxième étape : trempe à l'eau ou à l'huile jusqu'à température ambiante. On obtient ainsi, à température ambiante, une solution solide fortement sursaturée.

- Troisième étape : traitement de revenu à des températures comprises entre 100 et 190°C pendant différentes durées de vieillissement.

Lors du revenu, il y a décomposition de la solution solide sursaturée α . La séquence de précipitation des alliages binaires Al-Cu suit généralement le schéma suivant :



A partir de la solution solide sursaturée α dans laquelle les atomes de cuivre sont en substitution et répartis au hasard, des zones de Guignier-Preston (GP) germent sous forme de disques. Les faces des disques (diamètre environ 10 nm) sont parfaitement cohérentes avec la matrice. Les côtés de ces disques (épaisseur environ 1 nm) sont aussi cohérents mais présentent une forte déformation.

Une nouvelle étape est atteinte lorsque certaines zones GP croissent pour former les précipités θ'' . Parallèlement à cela, d'autres zones GP se dissolvent et le cuivre ainsi libéré est incorporé par diffusion aux précipités θ'' qui grossissent. La phase θ'' se présente aussi sous forme de disques dont les faces sont cohérentes avec la matrice (diamètre environ 100 nm, épaisseur environ 10 nm). Les côtés des disques le sont aussi mais l'écart paramétrique entre la phase θ'' et la matrice est tel que cette évolution métallique génère des contraintes élastiques de cohérence.

Par la suite, des précipités θ' germent sur les dislocations de la matrice. Les précipités θ'' se dissolvent alors et le cuivre libéré est incorporé à la phase θ' qui grossit. Les faces des disques sont cohérentes avec la matrice mais les côtés de ces disques ne le sont plus (diamètre environ 1 μm).

La phase d'équilibre correspond aux précipités $\theta\text{-Al}_2\text{Cu}$ qui germent aux joints de grains et aux interfaces θ' /matrice [75]. Les précipités θ' se dissolvent et le cuivre est transféré vers la phase θ qui précipite. La phase $\theta\text{-Al}_2\text{Cu}$ est complètement incohérente avec la matrice. Ces précipités ne croissent plus sous forme de disques, mais sous forme de globules.

Le durcissement des alliages de la série 2000 et l'amélioration de leurs propriétés mécaniques sont essentiellement dus à la précipitation des zones GP ou des phases θ'' et θ' . En effet, le durcissement de l'alliage dépend de la taille, de la morphologie et de la distribution des précipités, ces différents

paramètres influençant l'interaction précipités /dislocations. De la même façon, la taille, la distribution, mais surtout la composition chimique de ces précipités durcissant influence nettement sur les propriétés mécaniques de ces alliages.

1.20. Propriétés mécaniques de l'alliage 2017A

Les propriétés mécaniques de l'alliage 2017A représentées sur le tableau ci-dessous sont issues du datasheet fournisseur :

Tableau 6 : propriétés mécaniques de l'alliage 2017A

Alloy	Yield stress $R_{p\ 0.2\%}$	Maximum stress R_m	Modulus of elasticity (E)
2017A-T4	Minimum 260 MPa	390-425 MPa	74 GPa

1.21. Influence de la précipitation sur les propriétés mécanique

On prend le cas d'un alliage Al-Cu dans lequel la phase θ -Al₂Cu est formée, l'alliage a ensuite subi un traitement de mise en solution suivi d'une trempe et d'un revenu à 130 ou 190 °C. On remarque que la dureté varie en fonction du temps et de la période pendant laquelle les zones GP et les phases θ'' et sont présentes dans la microstructure (Figure 31). Ainsi, lorsque les zones GP se forment, la dureté de l'alliage augmente du fait de la contrainte nécessaire à appliquer aux dislocations pour le franchissement de ces zones cohérentes. Lorsque la phase θ'' est formée, la dureté augmente encore car le déplacement des dislocations est alors freiné par le champ de contrainte au sein de la matrice et généré autour de ces précipités. Le maximum de dureté est atteint pour une combinaison entre θ'' et θ' . Enfin, dès lors que les précipités de la phase d'équilibre θ sont formés, on peut observer une chute de la dureté due à l'augmentation de la distance inter-précipités facilitant à nouveau le déplacement des dislocations, on parle alors de sur-vieillessement [76].

Cela illustre l'impact de la microstructure sur les propriétés mécaniques des alliages durcis par la précipitation d'une seconde phase.

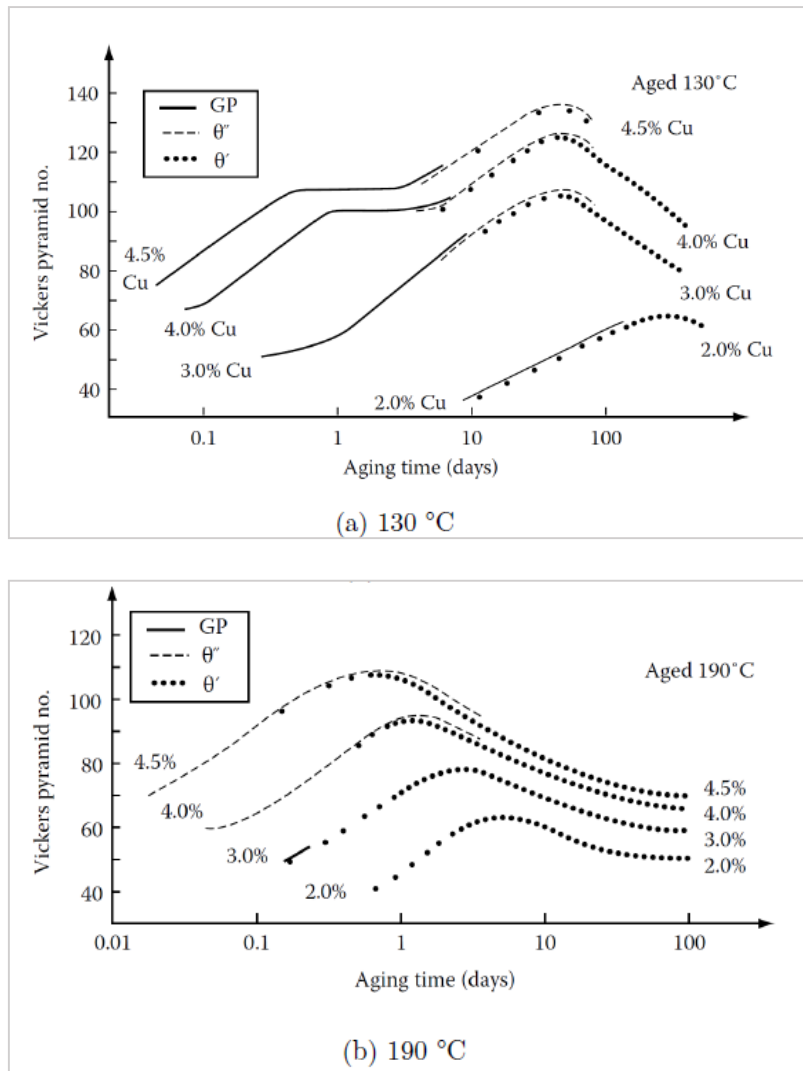


Figure 31: Variation dureté et de la précipitation en fonction du temps, de la température et de la teneur en Cu pour des alliages Al-Cu [77].

1.2. Conclusion

Dans ce chapitre, à caractère bibliographique nous avons dressé un état de l'art sur l'aluminium et ses alliages en insistant sur les alliages d'aluminium corroyés de la série 2xxx. Dans le chapitre suivant, nous nous intéresserons au matériau de l'étude ainsi qu'aux méthodes et techniques expérimentales utilisées pour mener à terme cette étude.

Chapitre II :

Méthodologie, matériau de l'étude, moyens et techniques expérimentales

2. Introduction

D'un point de vue structural, un matériau métallique peut être étudié à différentes échelles, du grain au précipité nanométrique. Il est généralement composé de grains de morphologies et de tailles variées (de l'ordre de quelques μm à des dizaines de μm) dont l'orientation cristallographique peut être aléatoire ou texturée (orientation privilégiée) suivant le procédé de mise en œuvre utilisé. Nous avons vu dans le chapitre précédent qu'au sein de ces grains et à leur interface, différents types de phases pouvaient être formés : les phases constituantes de tailles de l'ordre du micromètre, les dispersoïdes d'une dizaine de nanomètre et enfin les phases durcissantes de l'ordre du nanomètre.

L'investigation de la microstructure à ces différentes échelles est donc primordiale dès lors que l'on cherche à établir un lien microstructure/propriétés et à contrôler les propriétés finales du matériau.

Afin de répondre aux objectifs de la présente étude et de déterminer l'impact du vieillissement sur la microstructure et les propriétés mécaniques, différents traitements thermiques et vieillissements thermiques ont été réalisés avant d'étudier le comportement des matériaux. La caractérisation microstructurale a été menée à différentes échelles afin d'identifier les paramètres responsables de l'évolution des propriétés et de proposer une cartographie de l'évolution des caractéristiques et de la microstructure en fonction du temps et de la température de vieillissement.

2.1. Méthodologie

Dans ce chapitre, nous présentons les procédures expérimentales, les aspects métallurgiques et mécaniques du matériau 2017A à l'état de réception et les techniques de caractérisations utilisées dans le cadre de ce travail. Le protocole expérimental adopté pour l'étude du comportement et la dégradation de l'alliage d'aluminium 2017A sera exposé. Nous présenterons également les méthodes d'analyse et de caractérisation utilisées, à savoir la Diffraction des Rayons X (DRX), la Microscopie Optique (MO), la Microscopie Electronique à Balayage (MEB) ainsi que les moyens de caractérisation des propriétés mécaniques (traction, dureté et ténacité).

2.2. Matériau étudié

2.2.1. Aspects métallurgiques

Le matériau retenu pour la réalisation de cette thèse est l'alliage 2017A, un matériau utilisé dans l'industrie aéronautique, dès le début de son avènement (1950), comme élément d'assemblage (rivets) et aussi dans certains éléments de voilure.

2.3. Etat de réception

Le matériau est livré par la société FBCG (France) sous forme de tôles laminées ayant une épaisseur de 03mm. L'état métallurgique de livraison des tôles mentionné dans la fiche technique du fournisseur est le T4 (maturation), qui pourrait éventuellement être le T451(maturation + détensionnement en traction) car une opération de détensionnement en traction est souvent appliquée aux tôles à la fin de l'étape « trempe ». La composition chimique donnée par le fournisseur est présentée dans le tableau 7 suivant :

Tableau 7 : Composition chimique du 2017A telle que décrite sur la datasheet du fournisseur.

Elements	Al	Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Cr	Zn
Min- Max	balance	3.5 -4.5	0.4 - 1	0.4- 1	0.2 - 0.8	- 0.7	- 0.1	- 0.25

Ce matériau ayant subi des opérations de laminage, sa microstructure a été fortement modifiée. En effet, la littérature montre que le laminage induit une forte anisotropie des grains qui se répercute ainsi sur les propriétés mécaniques. Etant donnée cette anisotropie, une attention particulière a été portée sur l'orientation des éprouvettes testées.

2.4. Caractérisation de la forme et de la taille des grains

Une étude métallographique de l'alliage 2017A livré a été menée en considérant les plans de prélèvement L, T et S. Les échantillons ont été polis jusqu'à obtenir un état de surface « poli miroir » (pâte diamantée jusqu'à 1/4 μm), permettant une première observation des précipités grossiers. La macrostructure a ensuite été révélée par attaque au réactif de Keller (HF, HCl, HNO₃, H₂O) durant 30 à 40 secondes, pour mettre en évidence les joints de grains. Les échantillons ont été ensuite rincés à l'eau distillée et à l'éthanol, puis séchés avant observation au microscope optique.

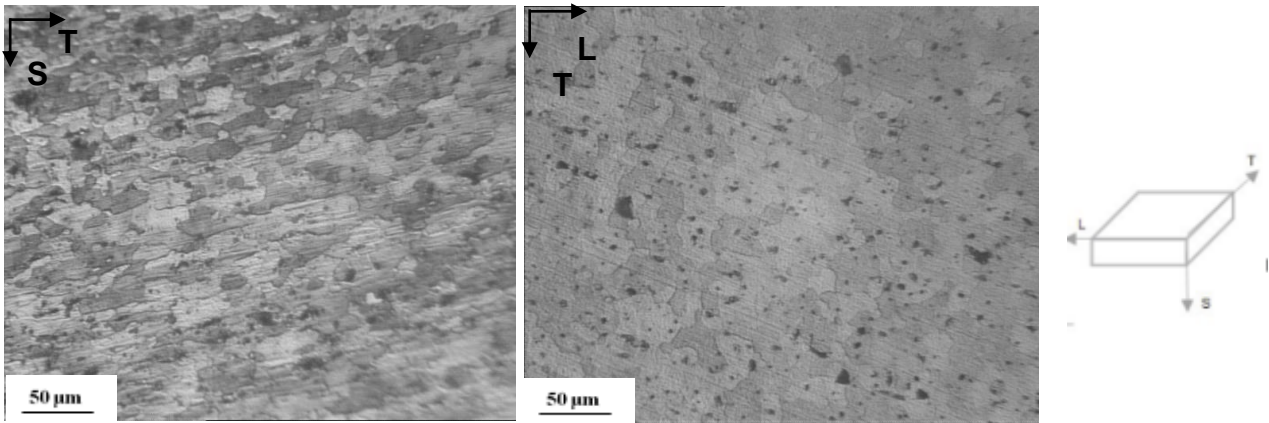


Figure 32 : Microstructure de l'alliage 2017A- T4 étudié après attaque au réactif Keller

La caractérisation de la taille, de l'orientation et de la forme des grains a été menée par observation au microscope optique.

A partir de ces observations, la taille moyenne des grains selon les deux directions principales de la tôle a été déterminée par la méthode des intercepts linéaires. Les résultats sont présentés dans le Tableau 8. Un allongement de la taille des grains dans la direction T est noté, ceci est dû aux déformations appliquées dans le sens de laminage des tôles.

Tableau 8 : Longueur moyenne de la taille des grains selon les directions L et S.

Direction	L	S
Longueur moyenne des grains (µm)	25	42

\vec{L} : Correspond à la direction de laminage avec les sens de prélèvement suivants ($0^\circ/\vec{L}$) et ($90^\circ/\vec{L}$).

($0^\circ/\vec{L}$) : correspond au sens longitudinal

($90^\circ/\vec{L}$) : correspond au sens transversal

2.5. Propriétés mécaniques

Avant d'entamer les essais de caractérisation des propriétés mécaniques de l'alliage 2017A-T4 en traction, des éprouvettes ont été prélevées dans les deux sens afin de statuer sur l'état de l'anisotropie des tôles. La figure 33 représente les courbes de traction (contrainte en fonction de la déformation) obtenues à partir d'éprouvettes prélevées dans deux directions différentes d'une tôle : le sens longitudinal (**AR-long**) et le sens transversal (**AR-Tr**). Ces courbes permettent d'analyser l'**anisotropie** mécanique du matériau. Les résultats montrent que les caractéristiques mécaniques

(résistance mécanique et allongement) sont relativement proches dans les deux sens longitudinal et transversal.

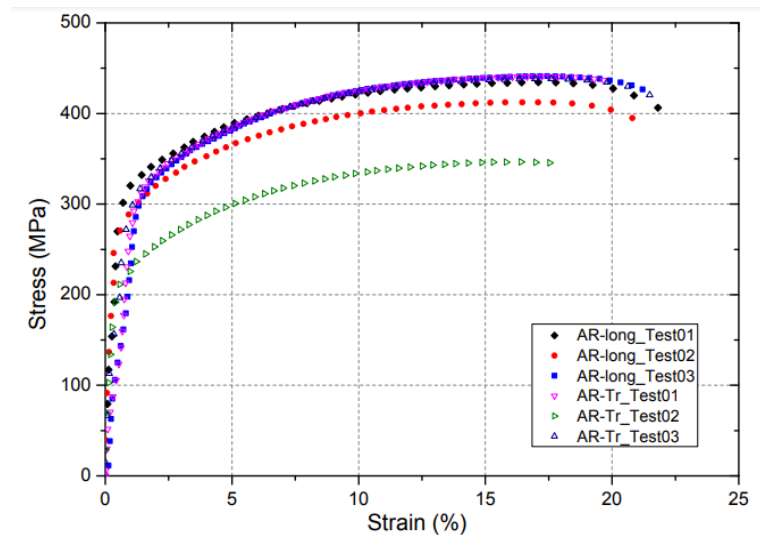


Figure 33 : Courbes de traction de l'alliage 2017A respectivement dans le sens longitudinal L et le sens transversal T.

L'alliage laminé montre une **meilleure performance mécanique dans le sens longitudinal**, mais reste relativement performant dans le sens transversal (exclure AR-Tr_Test02), ce qui confirme une anisotropie typique mais modérée induite par le procédé de laminage.

Après avoir statué sur l'état d'anisotropie des tôles livrées, les éprouvettes de traction utilisées dans cette étude ont été toutes prélevées dans le sens de laminage à savoir le sens longitudinal L.

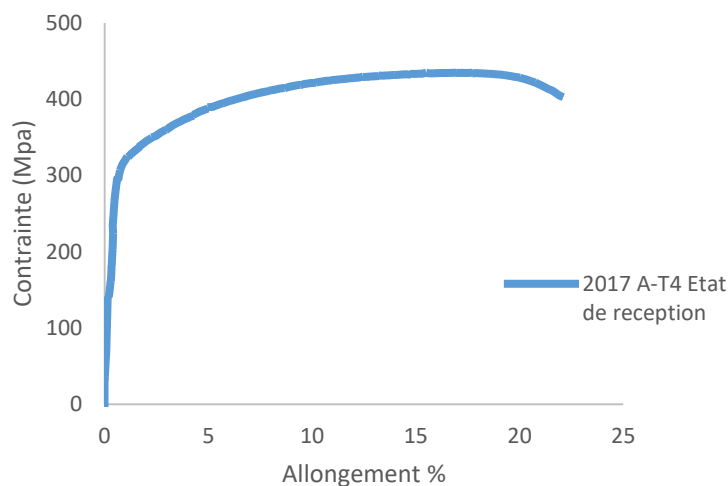


Figure 34 : Courbe de traction de l'alliage 2017A à l'état de réception.

Les propriétés mécaniques données par le fournisseur et celles obtenues lors de notre assai sont résumées dans tableau suivant :

Tableau 9 : propriétés mécaniques de l'alliage 2017A à l'état de réception

2017A-T4	Yield stress $R_{p\ 0.2\%}$	Maximum stress R_m	Modulus of elasticity (E)
Données fournisseur	Min 260 MPa	390-425 MPa	74 GPa
Valeurs mesurées	330 MPa	430 MPa	73 GPa

2.6. Techniques expérimentales

Dans cette partie, on décrira le protocole expérimental à suivre afin d'étudier le comportement et la dégradation de cet alliage d'aluminium utilisé dans l'industrie aérospatiale (souvent utilisés dans les structures aéronefs).

2.6.1. Démarche du protocole

Nous rappelons que l'objectif visé dans le cadre de cette thèse est l'étude du comportement et la dégradation de l'alliage 2017A. A cet effet, un protocole expérimental est proposé, il prendra en compte les deux axes suivants :

- 1- **Effet des traitements thermiques sur la microstructure et les propriétés mécanique de l'alliage 2017A.**
- 2- **Influence du vieillissement thermique sur la microstructure, les propriétés mécaniques et les mécanismes de rupture de l'alliage 2017A.**

Dans le premier axe on s'intéressera à l'effet du traitement thermique (durcissement structural) sur la relation entre l'évolution de la microstructure et l'effet induit sur les propriétés mécaniques. Le comportement et les mécanismes de déformation sont mis en évidence à l'aide d'essais de caractérisation mécanique (microdureté, traction) et microstructurale en étudiant la taille des grains et les différents précipités. Durant cette partie, différents traitements seront considérés : maturation naturel T4 et artificiel T6 en choisissant différentes températures et temps de maintien. Le tableau 10 décrit les différents traitements à réaliser ainsi que les conditions de traitement.

Tableau 10 : Conditions des traitements thermiques T4 et T6 réalisés.

<i>Alliage</i>	<i>Tritements</i>	<i>Condition de la mise en solution</i>	<i>Conditions des traitements</i>
<i>2017A</i>			
A	T4	Homogénéisation à 500°C pendant 24H + mise en solution à 500°C pendant 40min et refroidissement rapide à l'eau < à 40 °C	Vieillessement naturel à température ambiante pendant 5 jours
B	T6		Vieillessement artificiel à 100°C pendant 8, 12 et 24h
C	T6		Vieillessement artificiel à 160°C pendant 8, 12, et 24h
D	T6		Vieillessement artificiel à 200°C pendant 8, 12 et 24h

2.6.2. Objectifs visés :

- L'étude de l'effet du traitement thermique sur l'évolution de la microstructure et les caractéristiques mécaniques : détermination de l'effet de la précipitation, morphologie (taille), nature des précipités et leurs distributions sur le comportement mécanique du matériau.
- Trouver un traitement optimal (résistance mécanique, ductilité...) pour une éventuelle utilisation de cet alliage dans les applications aérospatiales.

2.7. Méthode du vieillissement thermique utilisée

Dans la deuxième étape, l'influence du vieillissement thermique sur la microstructure et les propriétés mécanique de l'alliage aéronautique 2017A sera étudiée. Le but est d'étudier la dégradation de la microstructure et les propriétés mécaniques des pièces et structures en service des avions causé par l'effet thermique local (échauffement). Ces échauffements locaux peuvent être induits par les frottements entre la structure et l'air, par la proximité des pièces chaude, du réacteur par exemple, ou bien par un stationnement prolongé de l'avion sur certains tarmacs.

Il est à noter que le postulat retenu pour l'étude du vieillissement thermique est que la durée de vie d'un avion peut être estimée à 10^5 heures de vols, ce postulat a été utilisé dans les travaux effectués par *C. Larignon* et *M. Prudhomme et al.* [26, 78]. Il est aussi considéré que la température

maximale à laquelle pouvaient être exposées certaines pièces de structure est de l'ordre de 80 °C. Les conditions les plus endommageantes correspondent à un maintien de 100 000 h à 80°C. Vu le temps imparti pour réaliser ce vieillissement, une température de traitement thermique plus élevée sera donc choisie. La modélisation du vieillissement thermique en effectuant des traitements thermiques à différentes températures et temps de maintien sera réalisée grâce à la loi d'Arrhenius. L'équivalence Temps-Température peut s'écrire sous la forme ci-dessous représentée par les équations (1) et (2) :

$$t_1 e^{\frac{-Q}{RT_1}} = t_2 e^{\frac{-Q}{RT_2}} \quad (1)$$

$$\text{Soit } t_2 = t_1 e^{\left(\frac{-Q}{RT_2} - \frac{-Q}{RT_1}\right)} \quad (2)$$

Avec :

t : Temps (h) ;

T : Température (K)

R : Constante universelle des gaz parfait (8,314 J/mol/K)

Q : Energie d'activation (133 kJ/mol) [79].

Le vieillissement accéléré est basé sur le **principe de diffusion des éléments d'alliage dans la matrice**, en particulier celle du **cuivre**, qui est l'élément d'alliage prépondérant dans l'alliage 2017A (série 2000). La diffusion du cuivre permet la formation et l'évolution de précipités métastables ou stables (du type Al₂Cu) responsables du durcissement structural de l'alliage.

L'intérêt majeur de cette méthode est de **réduire considérablement les durées expérimentales** tout en conservant une représentativité réaliste du comportement du matériau au cours de sa durée de vie. En appliquant des traitements de vieillissement thermique à différentes températures sur des durées bien définies, on peut observer l'évolution de la microstructure (nucléation, croissance, coalescence des précipités) et son influence sur les propriétés mécaniques (résistance, ductilité, ténacité...). Ainsi, le vieillissement accéléré s'avère être un outil puissant pour anticiper les performances à long terme des alliages utilisés dans des applications critiques comme l'aéronautique.

A partir de cette équation les durées de traitement équivalent à 100 000 h à 80 °C seront calculées pour différentes températures comprise entre 140 à 170 °C.

Température de traitement thermique (°C)	Durées équivalentes (heures) h
140	138
150	55
160	23
170	10

Afin de pouvoir réaliser des traitements de vieillissement plus long que ceux équivalent à 100 000 h à 80 °C, nous allons aussi prévoir une extension de la durée de vie des pièces en service au-delà de 100 000 heures à 80 °C. La température de traitement thermique est fixée à 170°C, et cela pour éviter de réaliser des traitements thermiques plus longs ce qui est donc contraignant.

Une fois la température déterminée, différents temps de traitement seront calculés pour étudier le vieillissement microstructural et l'effet induit sur les propriétés du matériau. Les différentes durées sont données dans le tableau 11 ci-dessous.

Tableau 11 : Durées de traitement vieillissement à 170 °C équivalente au vieillissement réel à 80°C

Temps de vieillissement réel à 80 °C (h)	Temps de traitement équivalent à 170 °C (h)
0	0
50000	5
100000	10
150000	15
200000	20
300000	30

2.7.1. Objectifs visés :

En plus de l'étude de l'évolution (dégradation) de la microstructure de l'alliage 2017A sous l'effet du vieillissement thermique et des effets induits sur les caractéristiques mécaniques et son comportement en rupture, un autre objectif a été fixé. Il s'agit de la mise en place d'un outil fiable pour la surveillance des structures aéronautiques en service en utilisant des méthodes de caractérisation pour la prévention (maintenance préventive). Plusieurs méthodes de surveillance sont utilisées dans le domaine des structures aéronautiques pour le suivi de la dégradation (initiation et propagation des fissures, corrosion ...). Dans cette étude, nous nous intéresseront à l'évolution de la microstructure et son influence sur les caractéristiques mécaniques et physiques de l'alliage 2017A.

Par la suite, le comportement en ténacité de l'alliage 2017A à l'aide d'essais de rupture (déchirure) sur éprouvette CT (Compact Tensile) sera aussi abordé. Nous mettrons en lumière la réponse du matériau 2017A exposé thermiquement à différentes durées sur la résistance à la propagation des fissures. L'effet du vieillissement sur la ténacité sera donc examiné.

2.8. Présentation des éprouvettes utilisées

2.8.1. Traction

Les éprouvettes de traction et de rupture CT utilisées respectivement selon la norme ASTM E8 [80] et ASTM E561 [81] respectivement sont données sur les figures 35 et 36 ci-dessous :

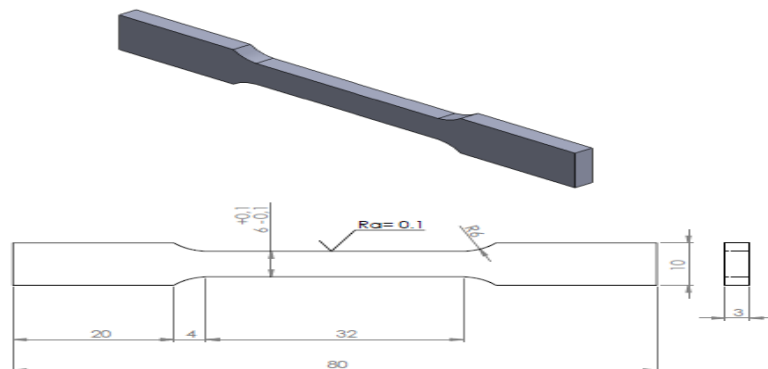


Figure 35 : Géométrie et dimensions de l'éprouvette de traction utilisée.

2.8.2. Ténacité (éprouvettes CT)

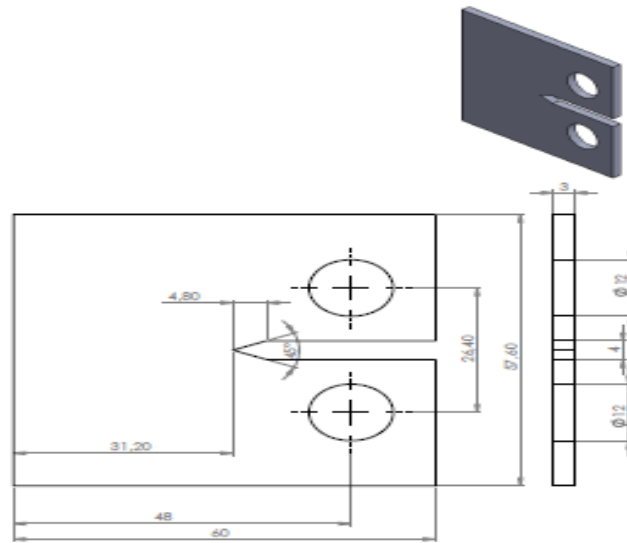


Figure 36 : Géométrie et dimensions des éprouvettes CT utilisées.

2.9. Moyens expérimentaux utilisés

2.9.1. Caractérisation mécanique

Afin de suivre l'évolution des propriétés mécaniques de l'alliage d'aluminium 2017A étudié, différents types d'essais ont été réalisés (traction et dureté). Dans cette partie, seuls les essais réalisés sous sollicitations statiques seront présentés. Pour chaque essai de traction, trois tests ont été réalisés afin de s'assurer d'une bonne reproductibilité des résultats mesurés.

Les essais ont été réalisés sur une machine EZ20 LLOYD (Voir **Annexe A2**) de moyenne capacité (20 kN) sur des éprouvettes usinées avec une machine CNC. Les conditions de ces essais sont celles décrites dans la norme ASTM-E8 avec une vitesse constante de déformation de 120 s^{-1} .

Pour la mesure de la microdureté, nous avons utilisé un micro-duromètre Vickers (Voir **Annexe A2**), équipé d'un oculaire pour permettre de positionner l'empreinte, qui est nécessaire pour déterminer la valeur de la microdureté à partir d'un double clic sur le bouton de HV de l'appareil, où bien à l'aide de la formule suivante :

$$H_v = 1854.4 \frac{P}{d^2}$$

Les mesures de dureté par la méthode de Vickers ont été effectuées sous une charge de 100 g pendant 10s. Chaque mesure correspond à une moyenne de 5 points et ceci d'après la norme française AFNOR.

2.10. Observation et caractérisation de la microstructure

2.10.1. Polissage et attaque électrochimique

Pour les observations au microscope optique et électronique à balayage, les échantillons sont polis sur une polisseuse mécanique de type MECAPOL P 220 S avec papiers abrasifs de différentes granulométries du 80 au 1200 (Voir **Annexe A2**). Par la suite, un polissage sur tissus feutré avec addition du lubrifiant et de la patte diamantée est réalisé. Après chaque polissage, les échantillons sont nettoyés à l'eau distillée, séchés, puis attaqués chimiquement par le réactif.

2.10.2. Microscopie optique (MO)

Nous avons utilisé le microscope optique pour la caractérisation de la microstructure des échantillons. Les observations métallographiques sont effectuées sur un microscope optique de marque Sony (Voir **Annexe A2**), contenant 8 objectifs (x4, x16, x40, x 100, x200, x500, x600 et x1000) et équipé d'un appareil photo numérique. Cette technique nous permet d'observer les phases et les la taille des grains ainsi que la morphologie des précipités.

2.10.3. Microscopie Electronique à Balayage (MEB)

Les observations au microscope électronique à balayage ont été réalisées. La première, sur les microstructures, a nécessité une préparation de surface poli-miroir. Deux types de microscopes ont été utilisés pour ces observations, un Phillips FEI QUANTA 600 (filament de tungstène) sur lequel les détecteurs d'électrons secondaires et rétrodiffusés en composition ont été utilisés et un FEI Helios Nanolab 6000 (canon à émission de champ, FEG) les détecteurs d'électrons secondaires et rétrodiffusés (Voir **Annexe A2**). La tension d'accélération utilisée est de 20-25 kV.

Le second type d'observation a été réalisé sur un JEOL JSM 6010 LA/PLUS afin de caractériser les faciès de rupture des deux nuances étudiées.

2.10.4. Diffraction des Rayons X (DRX)

La technique d'analyse par la diffraction des rayons X repose sur l'interaction élastique d'un faisceau monochromatique de photons X avec la matière cristallisée. La diffraction résultante est le résultat d'un diffractogramme qui permet la détermination des distances réticulaires des plans de diffraction.

La loi de Bragg définit la relation entre la longueur d'onde du faisceau incident (λ), le paramètre réticulaire repéré par les indices de Miller (**dhkl**) et l'angle de diffraction (θ), l'entier naturel **n** représentant l'ordre de diffraction.

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

L'ensemble des spectres de diffraction ont été réalisés sur un diffractomètre « PAN alytical X'Pert PRO », lié à un micro-ordinateur pour enregistrer les diffractogrammes (**Voir Annexe 2**). Le traitement des spectres de DRX est effectué par le logiciel X'pert Highscore.

2.11. Conclusion

En conclusion, ce chapitre a permis de détailler l'ensemble des méthodologies expérimentales et techniques de caractérisation nécessaires pour l'étude approfondie de l'alliage d'aluminium 2017A. Nous avons établi le protocole expérimental conçu pour examiner les aspects métallurgiques et mécaniques du matériau, à l'état de réception, ainsi que les évolutions possibles dues aux traitements thermiques et au vieillissement. En outre, les méthodes de caractérisation telles que la diffraction des rayons X (DRX), la microscopie optique (MO) et la microscopie électronique à balayage (MEB) ont été décrites pour analyser la microstructure, tandis que des essais de traction, de dureté et de ténacité ont été retenus pour évaluer les propriétés mécaniques. Ce cadre méthodologique constitue une base essentielle pour les chapitres suivants, où les résultats de l'étude du comportement et de la dégradation de l'alliage 2017A seront discutés en détail.

Chapitre III :

Influence des traitements thermiques T4 et T6 sur la microstructure et les propriétés mécaniques de l'alliage 2017A

3.1. Introduction et objectifs

Les alliages d'aluminium-cuivre disponibles dans le commerce (2017A) ont des applications potentielles dans l'industrie aéronautique et aérospatiale en raison de leurs résistances élevées, faible densité et de bonne ductilité. Dans ce chapitre, nous aborderons l'effet du traitement thermique (durcissement structural) sur la microstructure et les propriétés mécaniques de l'alliage d'aluminium 2017A (Al- 4%Cu). L'alliage 2017A, tel que reçu à l'état T4, sera exposé à une température de 170°C pendant différentes durées afin d'examiner l'impact de ce traitement sur les propriétés mécaniques, l'évolution microstructurale ainsi que les modes et mécanismes de rupture.

Avant de réaliser les différents traitements thermiques, les échantillons ont été préalablement homogénéisés à 500 °C pendant 24h afin de détendre et éliminer l'historique (traitements potentiels anciennement appliqués). Deux traitements thermiques : T4 et T6 ont été considérés dans cette étude et réalisés à 500 °C/40min et ils ont été trempés dans de l'eau à la température ambiante. Deux types de vieillissement, vieillissement artificiel (T6) à (100, 160 et 200 °C pendant 8, 12 et 24h) et vieillissement naturel (T4) à 500 °C à partir de 5 jours ont été réalisés afin d'étudier l'influence de la température et du temps de vieillissement sur la microstructure et les propriétés mécaniques de l'alliage 2017A. Le but étant de déterminer le traitement thermique et ces paramètres adéquats pour une éventuelle application aérospatiale de cet alliage.

3.2. Méthode expérimentale et conditions des traitements

Les conditions de traitement thermique ont été établies sur la base des diagrammes d'équilibre de phase Al-Cu présenté dans le chapitre 1 et des données de traitement thermique disponibles pour les alliages de composition chimique similaire.

Donc, le matériau a été homogénéisé à 500 °C/24h dans un four et traité thermiquement à T4 (vieillissement naturel) et T6 (vieillissement artificiel avec différentes températures et durées). Tous les échantillons utilisés ont été soumis à une mise en solution à 500 °C pendant 40 minutes et refroidis dans de l'eau à 25 °C. Les paramètres de traitement thermique sont présentés dans le tableau 12 ci-dessous :

Tableau 12 : Paramètres et conditions des traitements thermiques appliqués sur le 2017A-T4

<i>Alliage</i>	<i>Traitements</i>	<i>Condition de la mise en solution</i>	<i>Conditions des traitements</i>
<i>2017A</i>			
A	T4	Homogénéisé à 500°C pendant 24H + mise en solution à 500°C pendant 40min et refroidissement rapide à l'eau < à 40 °C	Vieillissement naturel à température ambiante pendant 5 jours
B	T6		Vieillissement artificiel à 100°C pendant 8, 12 et 24h
C	T6		Vieillissement artificiel à 160°C pendant 8, 12, et 24h
D	T6		Vieillissement artificiel à 200°C pendant 8, 12 et 24h

Dans ce travail, nous allons étudier les effets du traitement thermique (maturation et vieillissement artificiel) sur la microstructure et les propriétés mécaniques de l'alliage 2017A par des essais mécaniques et des observations microscopiques.

Toutes les éprouvettes et échantillons ont été préparés et traités thermiquement suivant les paramètres donnés dans le tableau 12. Des tests de micro-dureté ont été effectués sur la machine HVE-3000 à 100 g pendant 30 s. Les essais de traction ont été réalisés sur la machine EZ20 LLOYD Ametek avec une vitesse de déformation de 2 mm/mn. Les échantillons ont été préparés, polis et attaqués avec la solution de Keller dans le but d'effectuer des observations microscopiques. Les particules de différentes phases ont été identifiées à l'aide de l'analyse par diffraction des rayons X.

3.3. Résultats obtenus

3.3.1. Influence des traitements thermiques sur la microstructure

La figure 37 montre la microstructure de l'alliage 2017A après homogénéisation. Cette dernière a été réalisée afin de détendre le matériau des contraintes résiduelles qui pourraient préexister dans le matériau. De plus, l'alliage a été homogénéisé à 500 °C pendant 24 heures pour réduire la ségrégation aux joints de grains et éliminer les phases hors-équilibre. D'une manière générale, Le traitement des échantillons à 500 °C pendant 24h produit une microstructure homogène, avec une distribution uniforme de taches sombres pouvant être des précipités stables à haute température (Fig.37).

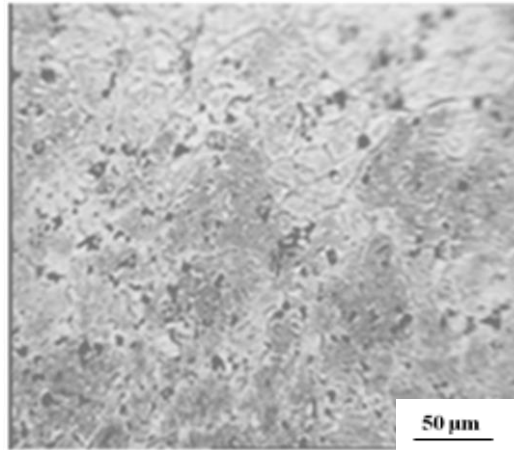


Figure 37 : Microstructure de l'alliage 2017A homogénéisé à 500 °C pendant 24h.

3.3.2. Influence du vieillissement naturel (T4) sur la microstructure

La figure 38 montre les résultats des observations microscopiques de l'alliage 2017A après traitement T4. Dans cette figure, des précipités de forme irrégulière de phases intermétalliques, situés sur les limites des dendrites de la solution solide α -Al, et des précipités et ou des particules de seconde phase ont été observés. Elles sont identifiées par la diffraction des rayons X (Figure 40(a)) comme étant Al_2Cu . Les phases sont identifiées à l'aide des fiches AMCSD (Voir **Annexe 01**).

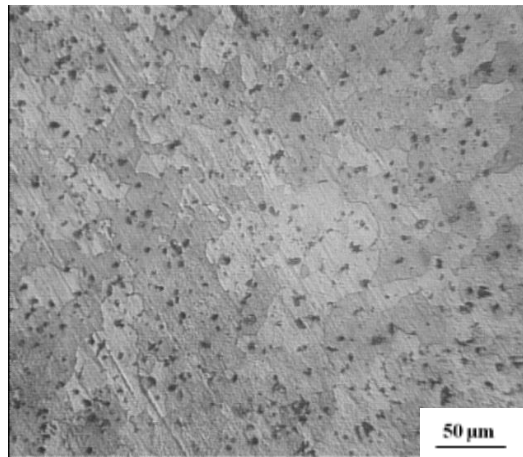
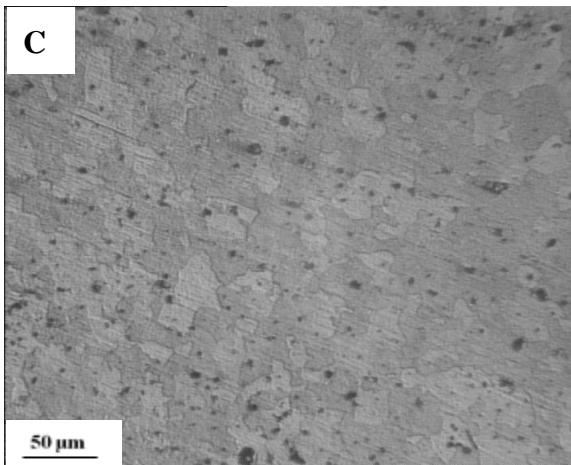
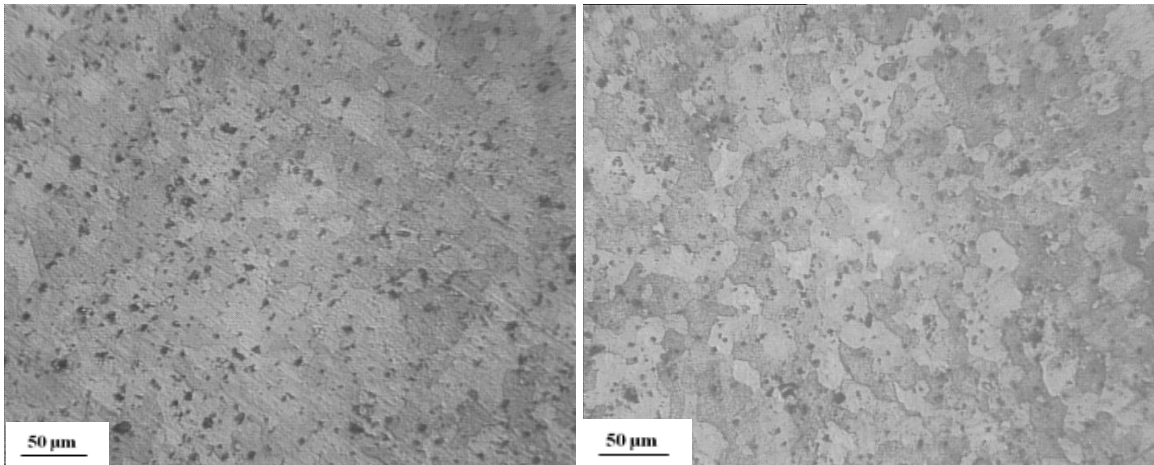


Figure 38 : Microstructures de l'alliage 2017A traités à T4, maturation à partir de 05 jours

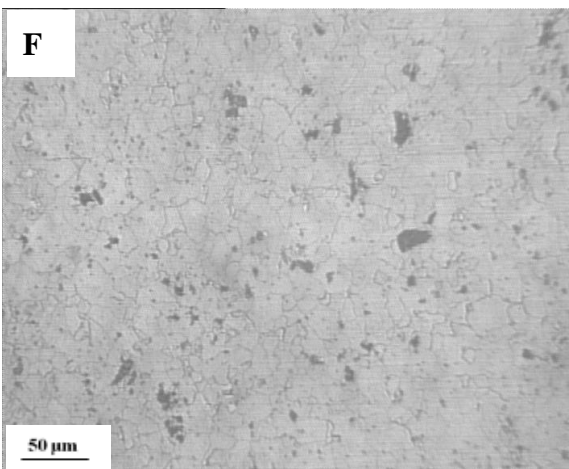
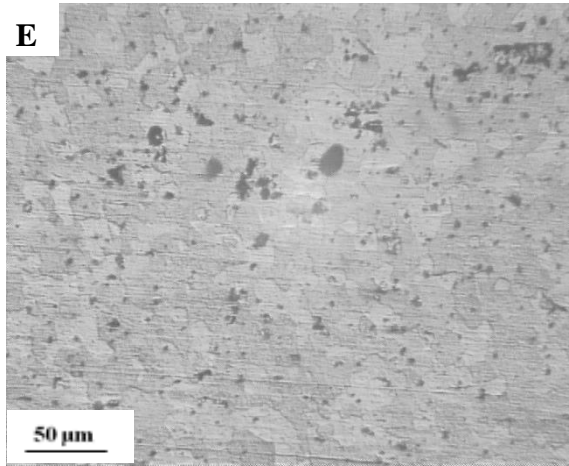
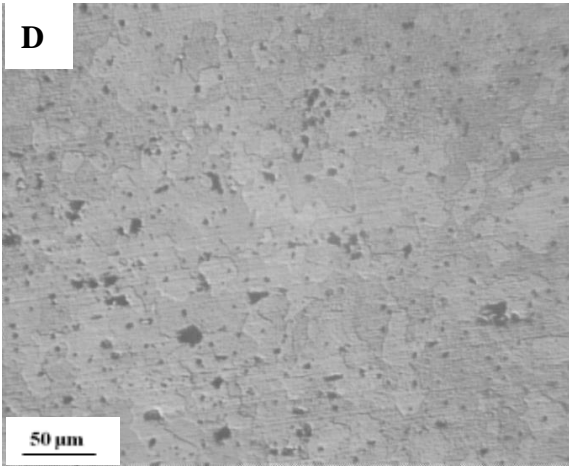
En fait, la mise en solution effectuée à 500 °C produit une phase sursaturée α ; qui est une phase dans un état de non-équilibre. Lors du vieillissement naturel, une deuxième phase (Al_2Cu) (θ') est diffusée à partir de l'état sursaturé antérieur après un vieillissement de 05 jours.

Étant donné que l'état sursaturé résultant de la trempe n'est pas l'état d'équilibre, les atomes de cuivre diffusent à partir du réseau d'aluminium et forment des précipités θ' cohérent et la fine

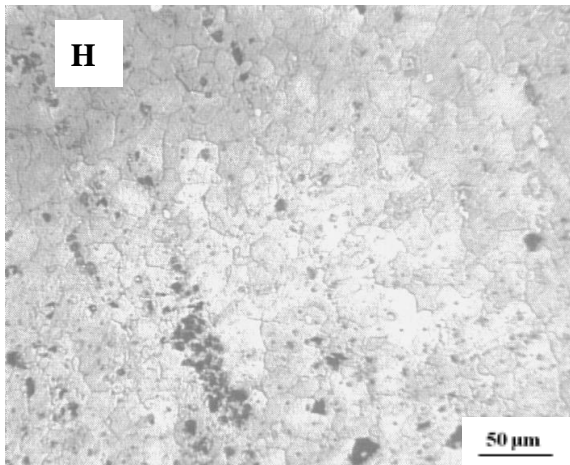
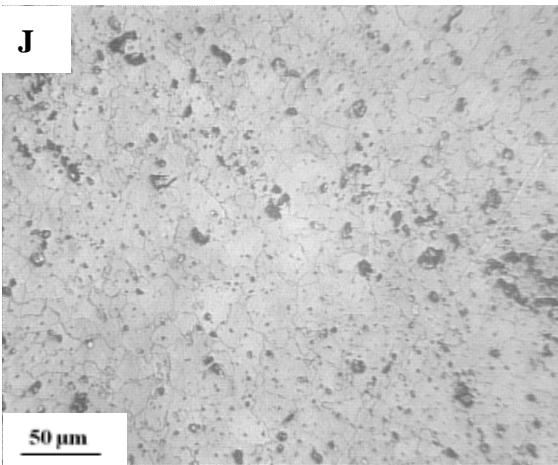
dispersion des précipités dans les grains (Fig.38). La résistance conférée par les précipités dispersés dans l'alliage durci par vieillissement peut être vérifiée par la valeur de dureté de 138 HV qui est relativement élevée, la valeur de la microdureté de l'échantillon ayant subi un vieillissement naturel T4 correspond au point de départ des courbes (voir Fig.41). Tenant compte des caractéristiques micro-structurelles et les résultats des tests de microdureté, la résistance de l'alliage vieilli naturellement (T4) est suffisamment bonne pour une éventuelle application aérospatiale.

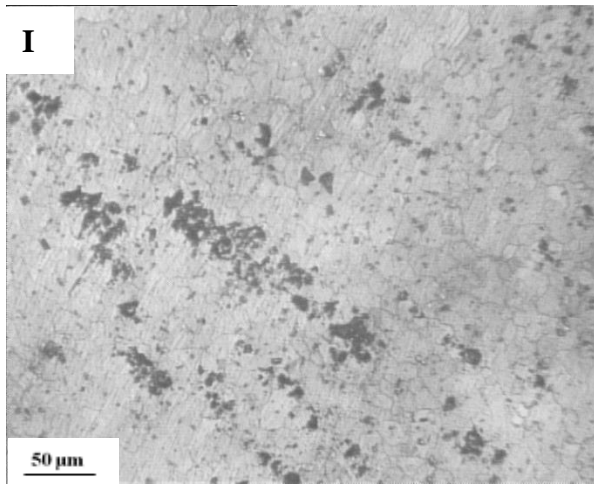


A, B et C : traitement de revenu effectué à 100° C, respectivement, pour les durées de 8, 12 et 24 heures.



D, E et F : traitement de revenu effectué à 160° C, respectivement, pour les durées de 8, 12 et 24 heures.





J, H et I : traitement de revenu effectué à 200° C, respectivement, pour les durées de 8, 12 et 24 heures.

Figure 39 : Microstructure de l’alliage 2017A traité à T6 pour différentes températures et durées.

3.3.3. Influence du vieillissement artificiel (T6) sur la microstructure

Les observations au microscope optique des échantillons homogénéisés, trempés et vieillis artificiellement (T6) à 100, 160 et 200°C pendant 8, 12 et 24 heures sont représentés sur la figure 39. On observe une diminution de la taille des grains avec l’accroissance du temps de vieillissement, et/ou la diminution de la température. Les données relatives aux tailles moyennes des grains pour les différents échantillons vieillis à T6 sont regroupées sur le Tableau 13. Plusieurs méthodes existent pour obtenir la taille moyenne des grains. Dans cette étude, la méthode des interceptes est utilisée, elle se base sur la valeur moyenne du segment intercepté.

Tableau 13 : Evolution de la taille moyenne des grains en fonction de la nature du traitement thermique.

Echantillons	A	B	C	D	E	F	G	H	I
Taille des grains	22	20,5	23	28	25,5	23	31,7	29,5	26,2

Une répartition uniforme et homogène des particules très fines pour les échantillons vieillis à 100 et 160 °C (Fig. 38(A, B, C, D)) a été aussi observée avec une légère augmentation de la taille des précipités à 160 °C pour les durées de 12 et 24h (Fig.39(E, F)). Concernant les échantillons traités à 200°C, on remarque une répartition non homogène des particules sur tous les échantillons. Ces derniers ont une taille plus importante et une ségrégation (amas) concentrée sur certaines régions.

Tenant compte des observations citées ci-dessus, il est donc évident qu'une deuxième phase précipite également sous forme de précipités cohérents intermédiaires Al_2Cu (θ') comme le montre l'analyse DRX représentée sur la figure 40 (b). Les fines particules de la phase θ' empêchent le mouvement des dislocations et donc confèrent de la résistance à l'alliage.

La figure 41 indique une valeur de dureté légèrement supérieure de l'échantillon B (141 HV) par rapport aux autres échantillons. Cependant, cette valeur de dureté légèrement élevée indique une résistance plus grande. En fait, la microstructure de l'échantillon B (voir Fig 39 (B)) montre une dispersion assez homogène des particules. Elle présage donc une bonne résistance et une meilleure ductilité à la fois. Cette interprétation de la microstructure est en accord avec la littérature. En effet, les auteurs ont reporté qu'une résistance à la traction élevée a été conférée à un alliage Al-4%Cu traité de manière similaire. Il est donc tout à fait logique d'énoncer que le traitement thermique de vieillissement artificiel (100 °C pendant 12h) appliqué à l'alliage (échantillon B) est le paramètre optimal d'un durcissement structural de l'alliage 2017A pour une application aérospatiale. Nous allons essayer de confirmer cette constatation par les essais mécaniques.

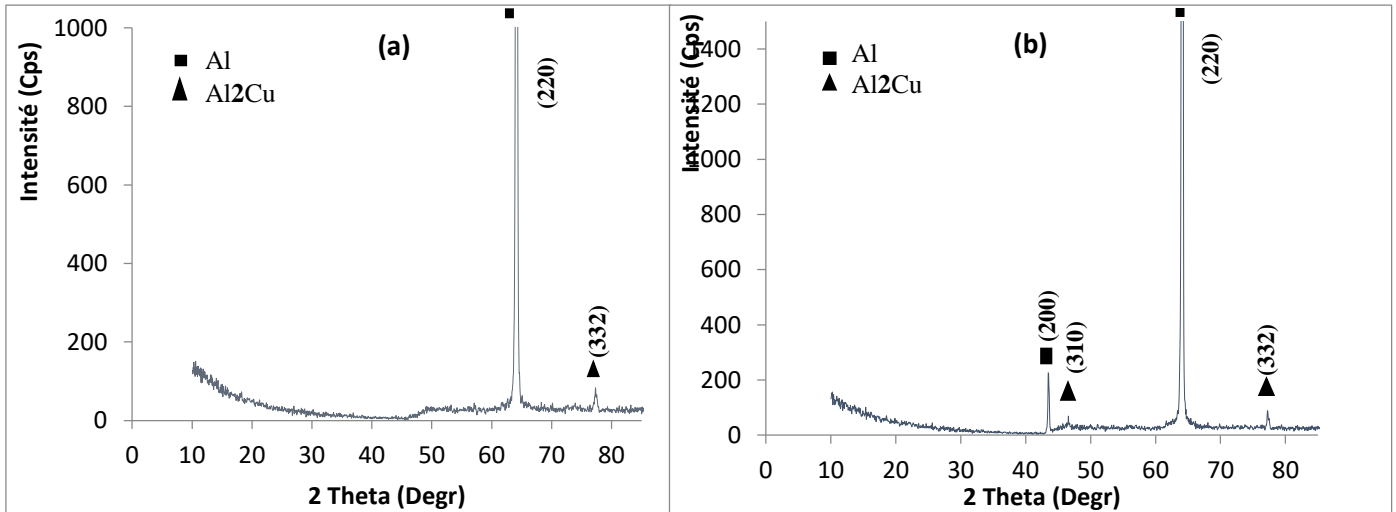


Figure 40 : Spectres de diffraction des rayons X de l'alliage 2017 A. (a) traité à T4 (b) traité à T6.

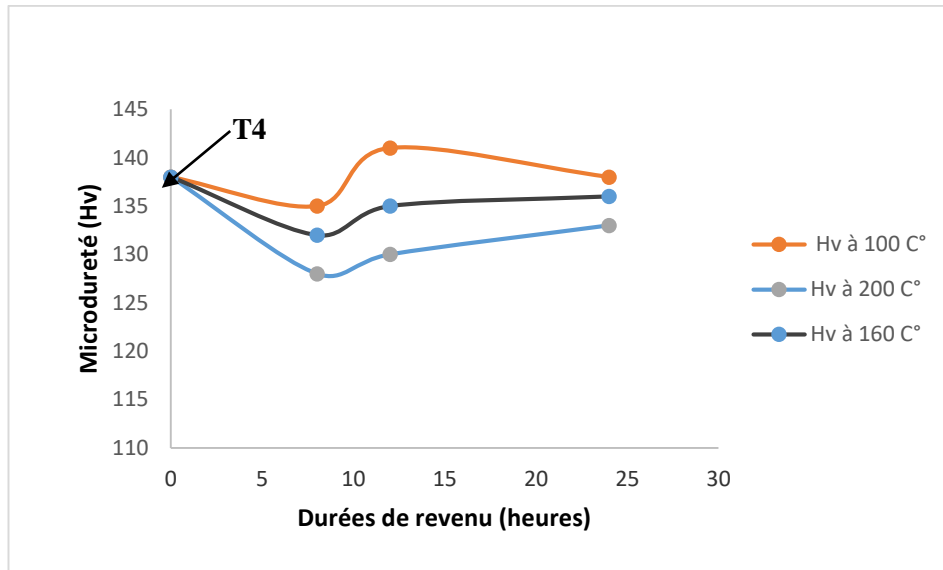


Figure 41 : Microdureté de l'alliage 2017A vieillis à différentes températures en fonction de la durée de revenu

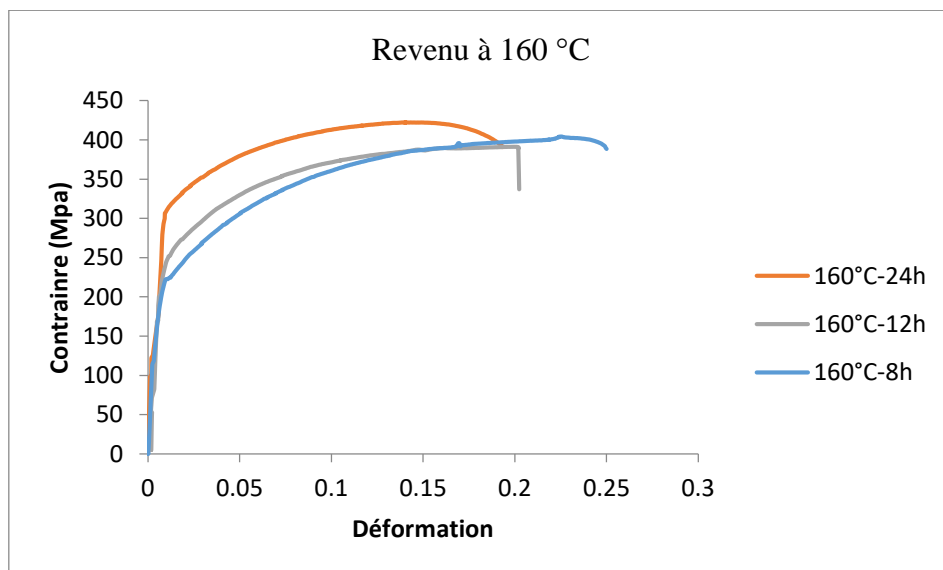
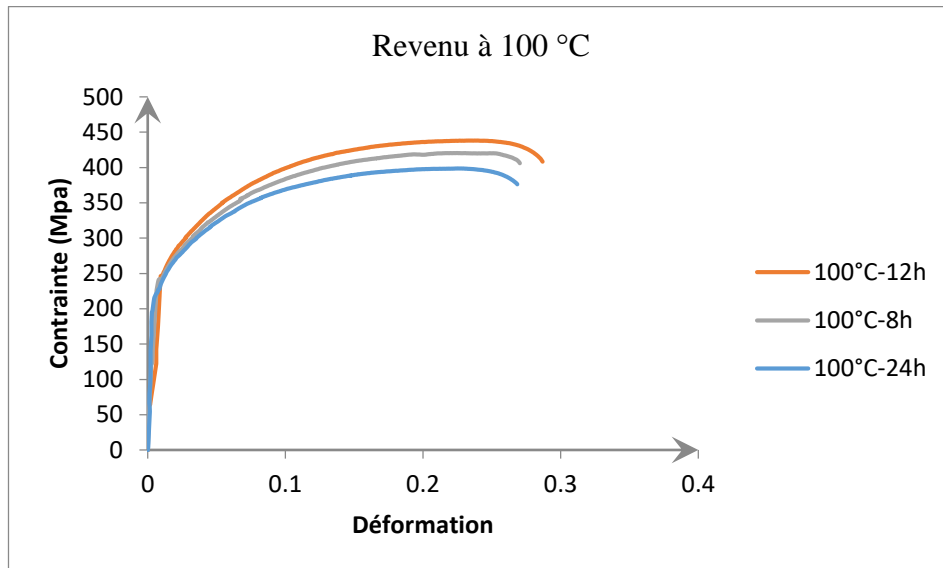
Les valeurs de la microdureté en fonction de la durée du revenu des différents échantillons sont représentées sur la figure 41. La valeur de départ correspond à celle du traitement de vieillissement naturel (T4). Nous constatons la diminution de la microdureté après un traitement de revenu de 8h pour tous les échantillons traités à 100, 160 et 200 °C, cela est dû au fait que la précipitation est incomplète (sous-vieillissement). Lorsque la durée de revenu augmente, la microdureté augmente pour atteindre son maximum après 12h de vieillissement pour tous les échantillons. La dureté maximale est obtenue pour un vieillissement à 100 °C pour 12h. Ces variations de duretés, montre que la réaction de précipitation a eu lieu pour tous les échantillons d'une manière différente. Les paliers ou la microdureté augmente pour atteindre son maximum est un indice de la formation des zones de GP et les précipités intermédiaires cohérents (θ' , θ''), autour de ces précipités fins, les déformations locales bloquent efficacement le mouvement des dislocations et plans de glissement et améliorent la résistance de l'alliage.

3.4. Influence des traitements thermiques sur les propriétés mécaniques

3.4.1. Comportement du matériau ayant subi vieillissement artificiel (T6)

Les propriétés mécaniques des échantillons ayant subi un traitement de vieillissement artificiel à 100,160 et 200 °C pour les différentes durées de revenu sont reportées sur les courbes de traction représentées sur la figure 42. D'après les courbes contrainte-déformation, on remarque que les propriétés mécaniques de l'alliage 2017A s'améliorent après un durcissement par précipitation (trempe suivie d'un revenu à 100 °C pendant 12 heures) et la résistance à la traction R_m qui atteint

plus de 438 MPa. Nous constatons aussi que d'une manière générale, la résistance mécanique augmente avec l'augmentation de la durée de revenu pour toutes les températures de revenu, cela est probablement dû à la diminution de la taille des grains qui constituent des obstacles pour leurs déplacements les uns par rapport aux autres ainsi que le déplacement des dislocations qui sont freinées par les joints de grains.



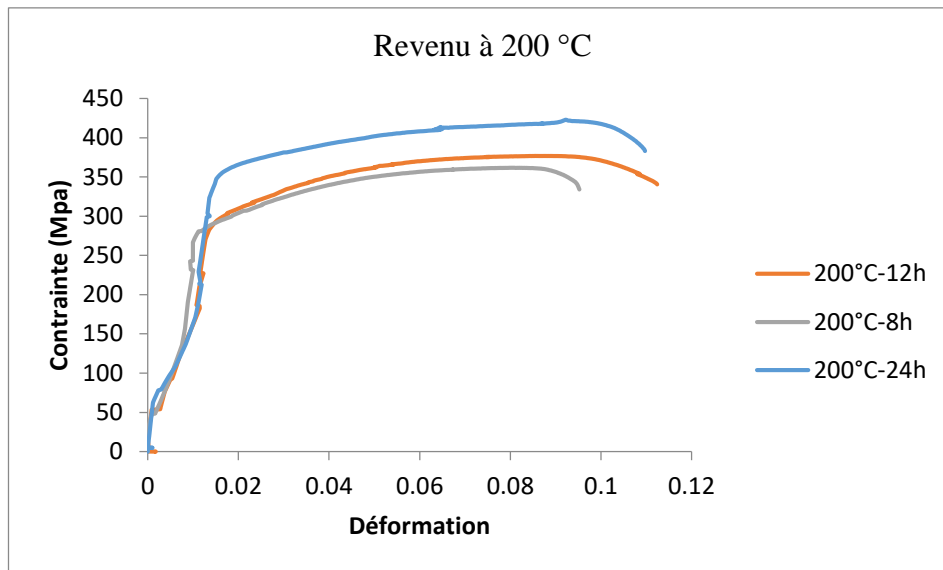


Figure 42 : Courbes de traction de l'alliage 2017A traité à 100, 160 et 200 °C pour les durées de 8, 12 et 24h.

Les figures 43 et 44 représentent quelques caractéristiques mécaniques (R_m et A_f) pour les échantillons traités à 100, 160 et 200 °C pour les durées de 8,12 et 24h. Le point de départ des courbes représente la valeur correspondante au traitement de vieillissement naturel (**T4**).

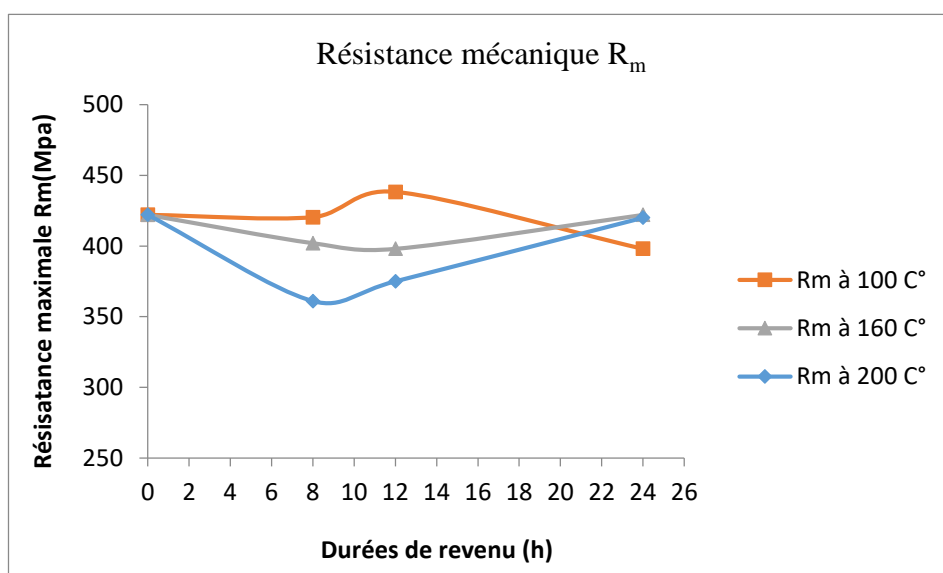


Figure 43 : Variation de la résistance mécanique maximale en fonction de la durée de revenu.

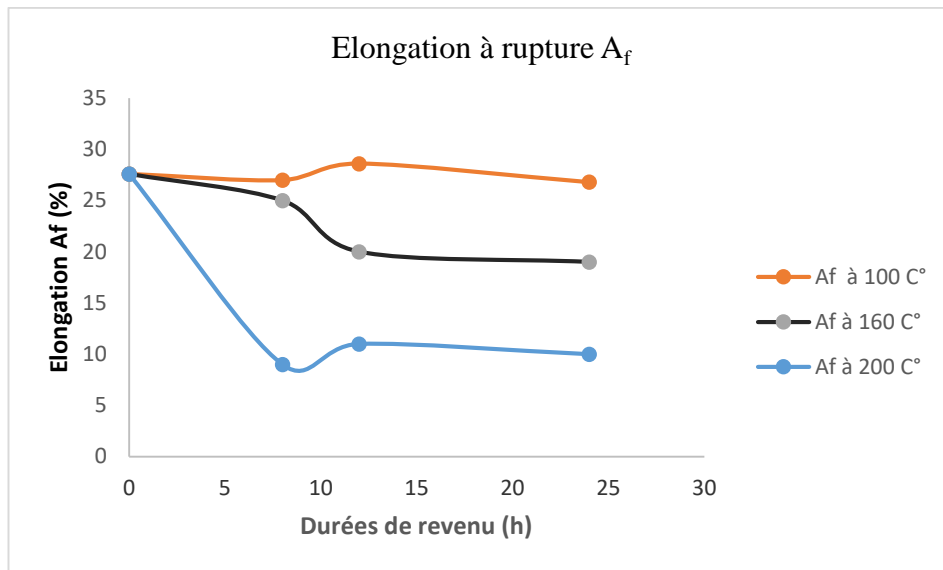


Figure 44 : Elongation à la rupture en fonction de la durée de revenu pour les différentes températures.

D'après les figures 43 et 44, on remarque que les niveaux de ductilité diminuent avec l'augmentation de la température de revenu et le temps de vieillissement maximal pour tous les échantillons, en particulier le cas du revenu à 200 °C où le matériau perd considérablement sa ductilité par rapport à l'état **T4**. Cela est dû à la perte de soluté de la matrice enrichie en soluté pour former des amas atomiques (zones GP) et des précipités fins cohérents (θ' , θ'').

Au moment du pic de vieillissement, la matrice perd la plupart de ses solutés et forme de fins précipités étroitement espacés répartis à l'intérieur des grains. Cette structure fournit un renforcement maximal à l'alliage en agissant comme une barrière efficace pour les mouvements de dislocation. Comme les dislocations sont bloquées, la résistance à la déformation plastique est élevée conduisant à abaisser la ductilité de l'alliage. Au-dessus du temps de vieillissement maximal, la morphologie des précipités hors équilibre (θ' , θ'') croît pour atteindre l'état d'équilibre stable θ . La croissance de la précipitation s'effectue par la dissolution des précipités très fins hors d'équilibre et se joignant au précipité relativement grossier. Le processus de croissance est entraîné par la réduction de l'énergie libre interfaciale entre les particules et la matrice. On a constaté sur la figure 39 que la taille des précipités augmente avec l'augmentation de la température de revenu. La croissance des précipités entraîne une augmentation significative de l'espacement interparticulaire entre les particules. De plus, la contribution de renforcement des déformations internes du réseau est également réduite en raison de l'augmentation de la taille des grains avec l'augmentation de la température ce qui diminue la résistance au mouvement de dislocation. De plus, la matrice est si molle en raison de la perte de solutés. Ainsi, le durcissement dû à la solution solide et par précipitation est réduit dans l'alliage.

3.4.2. Traitement de vieillissement naturel (T4)

La figure 45 ci-dessous illustre les caractéristiques mécaniques de l'alliage 2017A traité à **T4** (maturation).

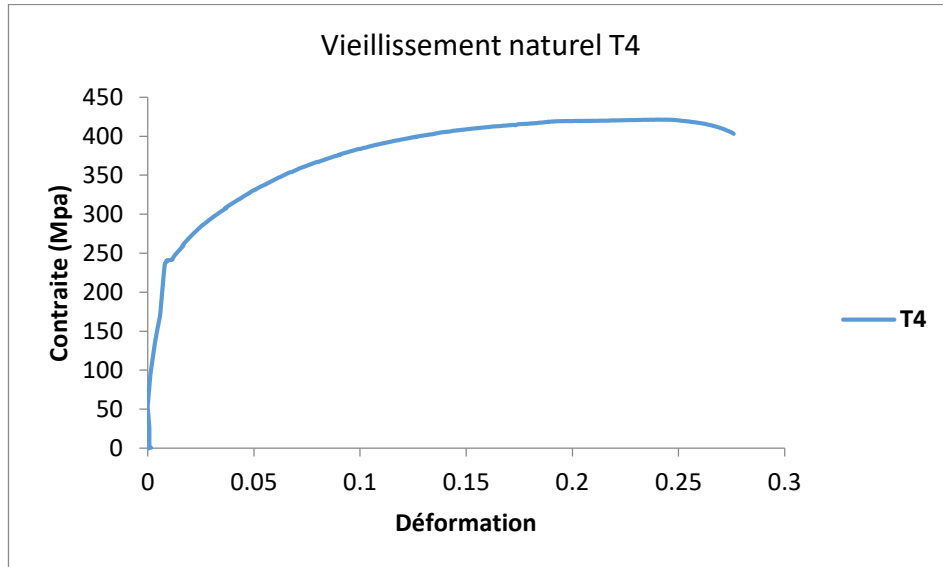


Figure 45 : Courbe de traction de l'alliage 2017A traité à T4

On remarque que le traitement thermique **T4**, confère de très bonnes caractéristiques mécaniques à l'alliage 2017A, ces dernières sont comparables à celles obtenues après un traitement de revenu **T6** à 100 °C pendant 12 h dont il est le traitement de vieillissement artificiel optimal. Il a été montré précédemment que durant le traitement de maturation, des précipités de la seconde phase θ se forment (figure 40(a)) conduisant ainsi à l'amélioration des caractéristiques mécaniques.

Tableau 14 : Récapitulatif des différentes propriétés mécaniques du 2017A pour les différents traitements

	Etat muri T4	T6 à 100°C			T6 à 160°C			T6 à 200°C		
	05 Jours	8h	12h	24h	8h	12h	24h	8h	12h	24h
R_e(MPa)	265	263	275	255	235	260	310	280	290	350
R_m(MPa)	422	420.41	438.24	398	402	398	420	361	375	420
A_f%	27,6	27	28.6	26.8	25	20	19	9	11	10
E(GPa)	70	72	72	71	70	70	70	68	65	66

Le tableau 14 résume les principales propriétés mécaniques de l'alliage 2017A ayant subi différents traitements thermiques. Il apparaît que seuls le traitement thermique **T4** et **T6** à 100 °C

pendant 12h confèrent à l'alliage de meilleures propriétés, ces deux traitements sont recommandés pour une éventuelle application aérospatiale du matériau 2017A.

3.5. Synthèse

L'étude de l'influence des traitements thermiques T4 et T6 (vieillessement naturel et artificiel) sur la microstructure et les propriétés mécaniques de l'alliage 2017A a été réalisée dans le but de sélectionner le traitement le plus approprié pour une éventuelle application aérospatiale du matériau. Les principaux résultats sont résumés comme suit :

- Les traitements thermiques de maturation T4 et le vieillissement T6 à 100 °C pendant 12 heures permettent d'obtenir les meilleures propriétés mécaniques de l'alliage 2017A. Une distribution homogène des précipités ainsi qu'un affinement de la taille des grains ont été observés dans ces deux cas. Ces deux états sont recommandés pour une utilisation du matériau dans des applications aérospatiales.
- L'observation au microscope optique montre que la granulométrie moyenne plus fine conduit à une microdureté plus élevée. La taille moyenne des grains augmente avec l'augmentation de la température de revenu.
- Les résultats de la diffraction des rayons X ont montré la présence de précipités Al₂Cu de la seconde phase pour les échantillons traités à T4 et T6. La taille, la répartition et la densité de ces précipités augmentent avec l'élévation de la température et la prolongation de la durée de revenu.
- Pour les températures de revenu à 160 et 200 °C, un durcissement est constaté : la limite élastique (R_e) augmente tandis que l'alliage 2017A perd considérablement en ductilité.

CHAPITRE IV :

Influence du vieillissement thermique sur la microstructure, les propriétés et le comportement en rupture de l'alliage 2017A.

4. Effets du vieillissement thermique

4.1. Introduction et objectif

Les structures destinées à fonctionner dans des environnements exigeants, tels que les avions et les engins spatiaux sont conçues pour conserver leur intégrité sur de longues durées et à des températures élevées. Par conséquent, les alliages d'aluminium utilisés dans ces applications doivent répondre à des exigences strictes. En effet, leurs propriétés mécaniques et physiques peuvent être affectées non seulement par les procédés de fabrication, mais également par les traitements thermomécaniques et les conditions de service qui peuvent entraîner une évolution progressive de leur microstructure. Lorsqu'ils sont soumis à un service prolongé, ces matériaux peuvent subir des transformations microstructurales (comme la formation de pores, de microfissures et de dislocations) pouvant conduire à une dégradation de leurs propriétés [82]. Pour évaluer ces transformations, plusieurs techniques expérimentales ont été développées, notamment le vieillissement artificiel ou « vieillissement accéléré », qui permet d'estimer la dégradation des matériaux exposés à des environnements de service prolongés. Cette méthode est largement utilisée pour évaluer la durabilité de composants tels que les structures d'avions, les tuyauteries, et les câbles électriques [83-84].

Dans la littérature, de nombreuses études se sont concentrées sur l'impact du vieillissement sur l'évolution microstructurale et les propriétés mécaniques des alliages de type Al-Cu-Mg [26, 41, 42, 78]. Dans ces travaux, le vieillissement est souvent considéré comme un traitement de revenu, qui suit une mise en solution et une trempe. Notre étude applique des traitements de vieillissement artificiel sur une tôle d'alliage d'aluminium 2017A-T4 dans son état métallurgique initial (tel que reçu), afin de simuler et de comprendre l'effet d'une exposition thermique prolongée sur la microstructure, les propriétés mécaniques, et le comportement à la rupture de cet alliage.

Bien que de nombreuses recherches aient été consacrées à l'alliage 2024, qui présente des similitudes avec le 2017A, ce dernier reste moins étudié malgré ses excellentes propriétés mécaniques et sa large utilisation dans les structures aéronautiques et spatiales. Par exemple, *Larignon et Prudhomme et al.* ont observé, pour l'alliage 2024, une forte densité de précipités intergranulaires et une évolution microstructurale significative après 55 heures de vieillissement à 150 °C [26, 78]. De même, *Alexopoulos* a montré que la température de vieillissement influence directement les propriétés mécaniques de l'alliage 2024 traité à 210 °C [27]. *Hemmouche et al.* ont examiné les effets combinés des traitements thermiques et des procédés d'anodisation sur la résistance à la fatigue de l'alliage 2017A [49, 85]. Ces recherches mettent en évidence l'importance

des traitements de vieillissement, mais il existe peu d'études détaillées spécifiquement sur l'alliage 2017A.

Dans cette présente étude, diverses techniques expérimentales ont été mises en œuvre pour établir des relations entre la microstructure, les propriétés mécaniques et le comportement à la rupture de l'alliage 2017A soumis à différents traitements de vieillissement artificiel. Nous avons étudié en particulier l'évolution microstructurale induite par le vieillissement, en se concentrant sur le type, la taille et la densité des précipités, et nous avons examiné comment ces modifications influencent les propriétés mécaniques, les mécanismes de rupture du matériau ainsi que sa capacité de résister à la propagation des fissures.

Ce chapitre présente en détail le matériel ainsi que les méthodes expérimentales utilisées pour cette étude. Les résultats obtenus, qui portent sur l'effet du vieillissement thermique sur l'évolution de la microstructure, les propriétés mécaniques, les modes et mécanismes de rupture ainsi que la ténacité de l'alliage 2017A sont exposés et discutés. Une comparaison entre l'alliage vieilli artificiellement et l'alliage initial (tel que reçu) est également fournie. Enfin, des remarques conclusives ainsi que des perspectives pour des recherches futures sont proposées dans la dernière section

4.2. Méthode de vieillissement utilisée

Il a été relevé dans la littérature [26,78] que la durée de vie d'un avion peut être estimée à 100 000 h de vol. Au cours de l'opération, des échauffements peuvent être constatés. Ces échauffements peuvent être induits par les frottements entre la structure et l'air, par la proximité de pièces chaudes, du réacteur par exemple, ou bien par un stationnement prolongé de l'avion sur certains tarmacs. Il a été aussi relevé, que la température maximale à laquelle pouvaient être exposées certaines structures en alliage d'aluminium est de l'ordre de 80 °C.

Donc, l'objectif de cette partie consiste à estimer les évolutions microstructurales (vieillissement) pouvant se produire en service pour les structures aéronautiques. Les conditions les plus défavorables correspondant à un maintien de 100 000 h à 80 °C. Compte-tenu du temps imparti pour réaliser ces essais, il n'a pas été possible de simuler ce vieillissement en réalisant des traitements thermiques à 80 °C pendant 100 000 h. Une température de traitement thermique plus élevée a donc été choisie. Toutefois, comme cité dans l'étude bibliographique, élever la température de traitement thermique induit une modification des propriétés mécaniques [78]. Ainsi, le choix de la température de traitement thermique a été fait en essayant d'être le plus proche possible des

températures effectives en service, tout en permettant, par des équivalences temps-température, de reproduire les vieillissements possibles dans un temps considéré comme réalisable. De plus, afin de compléter cette étude et de mieux comprendre les évolutions microstructurales possibles, des temps de traitements représentant des durées d'exposition à 80 °C supérieures à 100 000 h ont aussi été prévus. Il a été montré, que les évolutions microstructurales des alliages de la série 2000 sont principalement liées à la précipitation de particules riches en cuivre [79]. D'où, la détermination des équivalences temps-température est basée sur le coefficient de diffusion du cuivre dans l'alliage d'aluminium 2017A. La diffusion du cuivre est régie par une loi d'Arrhénius qui implique une énergie d'activation Q de l'ordre de 133 kJ/mol [79]. L'équivalence temps-température peut alors s'écrire sous la forme :

$$t_1 e^{\frac{-Q}{RT_1}} = t_2 e^{\frac{-Q}{RT_2}}$$

$$\text{D'où } t_2 = t_1 e^{\left(\frac{-Q}{RT_2} - \frac{-Q}{RT_1}\right)} = t_1 e^{\frac{Q}{R}\left(\frac{1}{T_1} - \frac{1}{T_2}\right)}$$

A partir de cette équation les durées de traitement équivalent à 100000h à 80°C seront calculées pour différentes températures :

Température de traitement thermique (°C)	Durées équivalentes (heures) h
140	138
150	55
160	23
170	10

Afin de pouvoir réaliser des traitements de vieillissement plus long que ceux équivalent à 100 000 h à 80, nous allons aussi prévoir une extension de la durée de vie des pièces en service au-delà de 100 000 heures à 80°C.

La température de traitement thermique est fixée à 170°C, et cela pour éviter de réaliser des traitements thermiques plus longs ce qui est donc contraignant.

Une fois la température déterminée, différents temps de traitement seront choisis pour étudier le vieillissement microstructural et l'effet induit sur les propriétés du matériau.

Tableau 15 : *Equivalence entre les différents traitements thermiques effectués et le vieillissement réel simulé.*

Temps de vieillissement réel à 80 °C (h)	Temps de traitement équivalent à 170 °C (h)
0	0
50 000	5
100 000	10
150 000	15
200 000	20
300 000	30

4.3. Description de la technique expérimentale

Des traitements de vieillissement artificiel d'échantillons prélevés sur la tôle de l'alliage 2017A-T4 tel que reçu ont été effectués à 170 °C pendant une durée comprise entre 0 et 30 h (tableau 15). La raison principale du choix de cette température est d'exploiter la plage de température actuellement utilisée par l'industrie dans le vieillissement artificiel des tôles d'aluminium commerciales [86]. Pour évaluer l'effet du traitement de vieillissement sur la microstructure et les propriétés mécaniques de l'alliage d'aluminium 2017A-T4, des tests microstructuraux et mécaniques ont été effectués sur les échantillons non-vieillis et vieillis, les résultats sont ensuite comparés aux données disponibles. Tous les tests ont été effectués à température ambiante.

La microstructure de l'alliage a été analysée à l'aide d'un microscope optique couplé à un système d'imagerie informatisé équipé du logiciel Cyb er link. Tous les échantillons sont préparés par polissage métallographique avec des papiers abrasifs au carbure de silicium de grain 800, 1000, 1200 et 1500, puis un polissage avec une pâte de diamant de 1 µm est appliqué sur la surface supérieure pour obtenir un état miroir. Les échantillons polis ont été attaqués par le réactif de Keller (95 ml H₂O + 3,5 ml HNO₃ + 1,5 ml HCl + 1 ml HF). L'analyse par diffraction des rayons

X a été utilisée pour identifier les précipités dans différentes conditions de traitement de vieillissement.

Les essais de traction ont été réalisés sur la machine EZ20 LLOYD Ametek avec une vitesse de déformation de 2 mm/mn. Trois échantillons ont été testés pour les propriétés de traction et les courbes moyennes ont été rapportées pour chaque cas. Les éprouvettes ont été usinées dans le sens de laminage L avec un centre d'usinage CNC selon la norme ASTM E8 avec une longueur entre repères égale à 32 mm (**Voir Annexe A3**). Les valeurs de microdureté Vickers ont été déterminées en utilisant la charge d'indentation de 100 g pendant 10 s. Les valeurs moyennes ont été rapportées pour un minimum de cinq mesures de lecture. Les faciès de rupture ont été étudiés par un Phillips FEI QUANTA 600 à la gamme de potentiel de 25-30 KV. L'objectif est de caractériser l'effet du traitement de vieillissement artificiel sur les mécanismes et les modes de fracture.

4.4. Effet du vieillissement thermique sur la microstructure

4.4.1. Etat non vieilli

La microstructure du matériau vierge est illustrée sur la figure 45. La micrographie optique présentée dans cette figure montre la microstructure multiphasée de l'alliage d'aluminium 2017A-T4. Nous observons les phases α et θ ainsi que les précipités dispersés dans toute la microstructure (Fig. 46(a)), très probablement θ' (Al₂Cu) qui sont identifiés dans des recherches antérieures [87]. Les grains présentent un allongement à la fois dans la direction T comme le montre la figure 46(b). La figure 47 présente l'observation au MEB de la microstructure ainsi que l'analyse EDS des différentes phases et précipités.

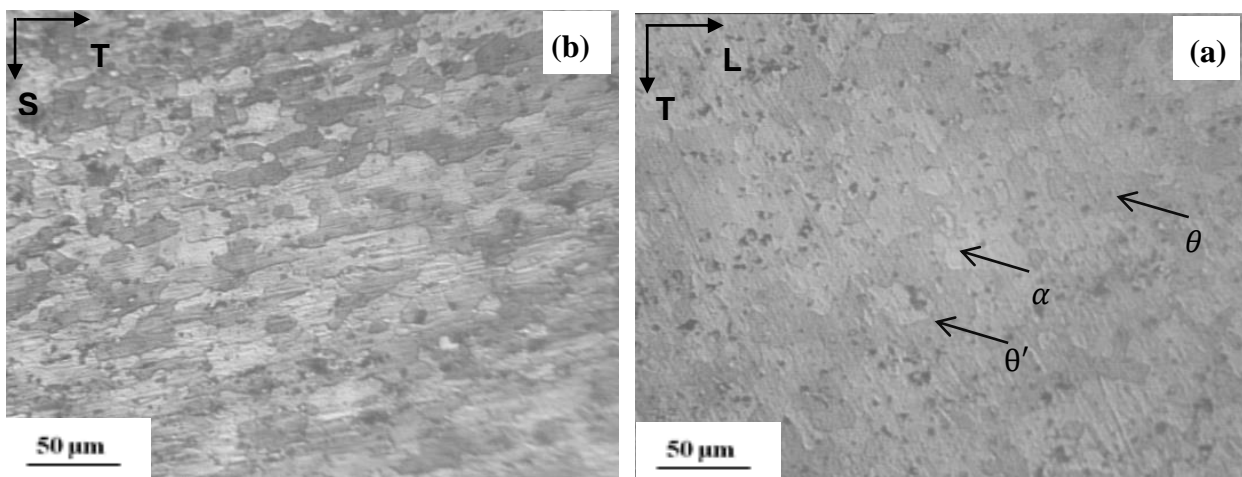


Figure 46 : Micrographie optique de l'alliage 2017A-T4 à l'état de réception

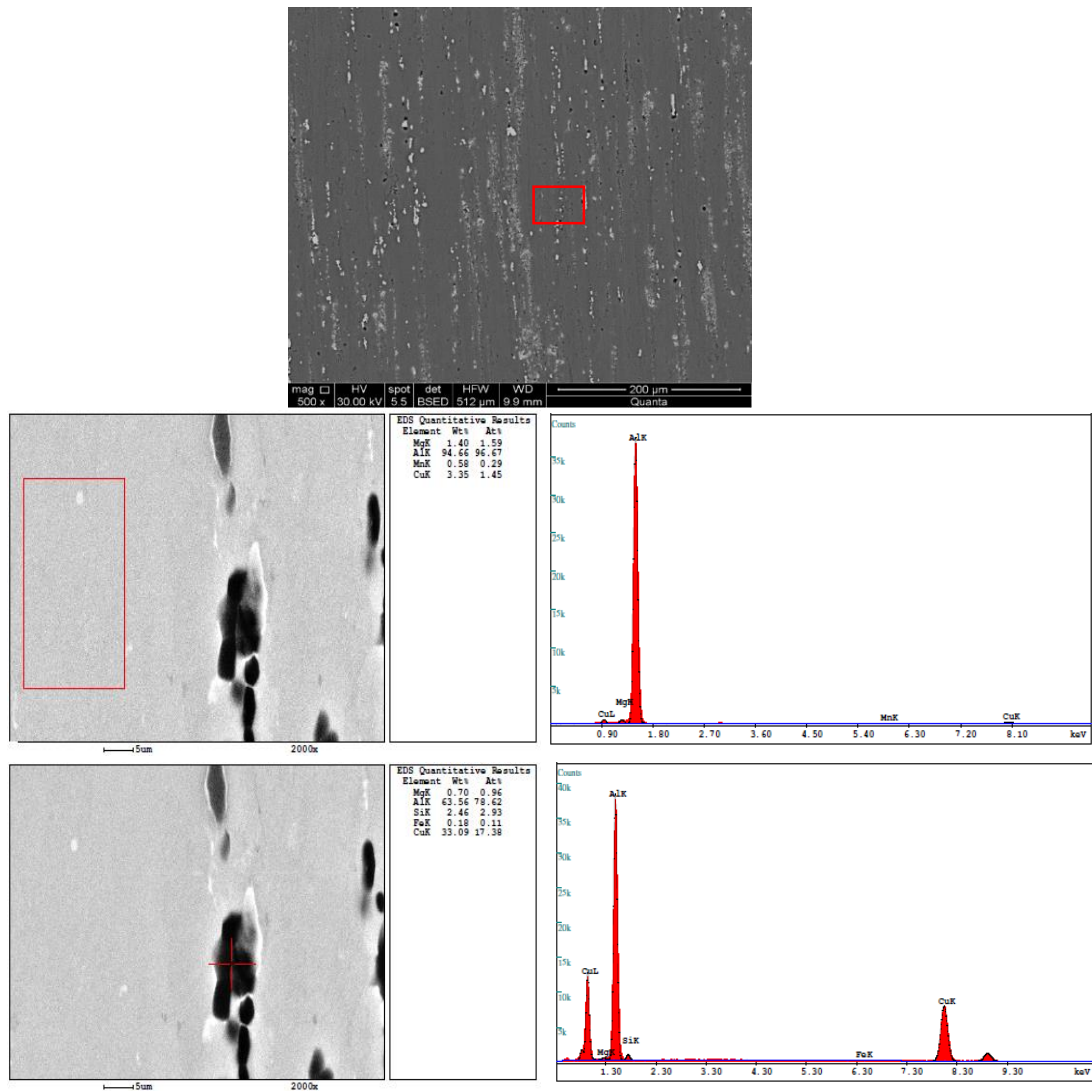


Figure 47 : Microstructure et Analyse EDS de l'alliage 2017A à l'état de réception.

D'après les résultats obtenus en utilisant l'analyse EDS (Fig.47) pour déterminer la composition chimique des particules analysées dont les résultats sont représentés sur les spectres. Nous remarquons que la microstructure de l'alliage 2017A à l'état de réception est constituée de la phase α (Al) et des précipités constitués essentiellement d'Aluminium et du Cuivre qui sont identifiés en tant que Al_2Cu de la seconde phase θ .

4.4.2. Etat vieilli

Le spectre de diffraction des rayons X de l'alliage 2017A pour différentes conditions de traitement de vieillissement sont illustrés sur la figure 49. La figure 48 montre le diagramme XRD du matériau tel que reçu. Dans ce diffractogramme, seuls quatre pics majeurs sont observés. Ils sont identifiés comme phases de matrice Al, correspondant aux plans (111), (200), (220) et (311),

respectivement. Même si d'autres phases intermétalliques se forment, leurs pics ne sont pas détectés. L'absence d'autres pics d'éléments intermétalliques peut être attribuée à la limitation des rayons X lors de la détection des phases avec une fraction volumique inférieure à 2 %.

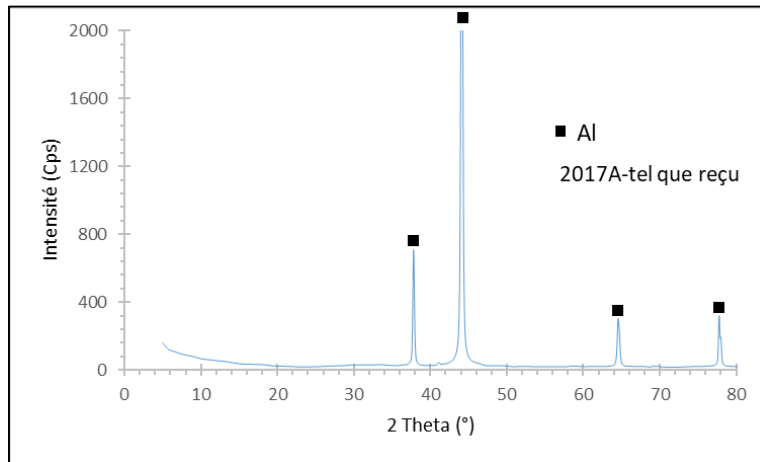
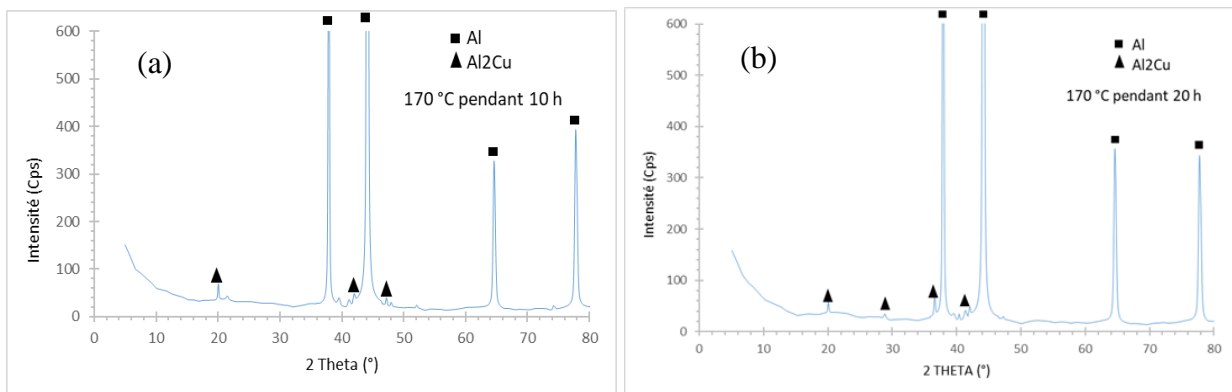


Figure 48 : Diffraction des rayons X de l'alliage 2017A-T4 à l'état de réception.

La figure 49 montre les résultats XRD d'échantillons vieillis à 170 °C pendant 10, 20 et 30 h. Les différentes phases identifiées dans cette étude par la technique de diffraction des rayons X correspondent aux pics des cartes de la base de données AMCSD, American Mineralogist Crystal Structure Database (Voir **Annexe A01**). L'analyse des pics sur ces graphiques montre que la microstructure est composée de phases Al et Al₂Cu. Les résultats du diagramme XRD des figures 49 (a-c) suggèrent que l'intensité des précipités Al₂Cu a augmenté après le traitement de vieillissement.



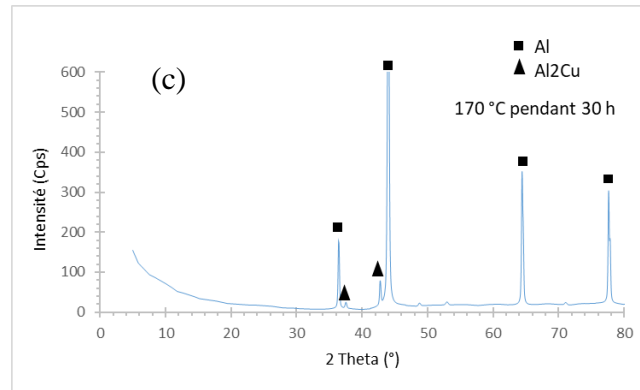


Figure 49 : DRX de l'alliage 2017A sous les conditions de traitements à 170 °C pour : (a) : 10h, (b) : 20h, (c) : 30h.

Les figures 50(a-f) montrent les différentes microstructures du 2017A-T4 à différentes conditions de vieillissement artificiel (comme indiqué dans le tableau 12). Selon les observations microscopiques, aucune évolution significative n'a été observée concernant les particules intermétalliques grossières et la taille des grains pour les échantillons vieillis à 170 °C pendant 0, 5 et 10 h (Figs. 50(a-c)).

Bien qu'il soit difficile de mettre en évidence l'évolution microstructurale de l'alliage 2017A à cette échelle d'observation, on constate que lorsque la durée de vieillissement augmente (Figs. 50(d-f)) les précipités deviennent plus gros et plus nombreux. La présence de particules en forme de bloc devrait être des particules intermétalliques à base d'Al-Cu. La composition de ces particules intermétalliques s'avère être des précipités d' Al_2Cu , comme indiqué par les diagrammes XRD (Fig. 49). Ce résultat a aussi été constaté dans les travaux de *B. Magali et al.* [88].

Il est important de noter que la présence plus importante de précipités en nombre et densité (Figs. 50(d-f)) dans le cas d'un vieillissement à 170 °C pendant 15, 20 et 30 h de durée, n'est pas seulement due à l'exposition du matériau aux températures élevées, comme rapporté dans des travaux antérieurs [89] mais aussi à l'augmentation de la durée d'exposition qui peut influencer la cinétique du vieillissement.

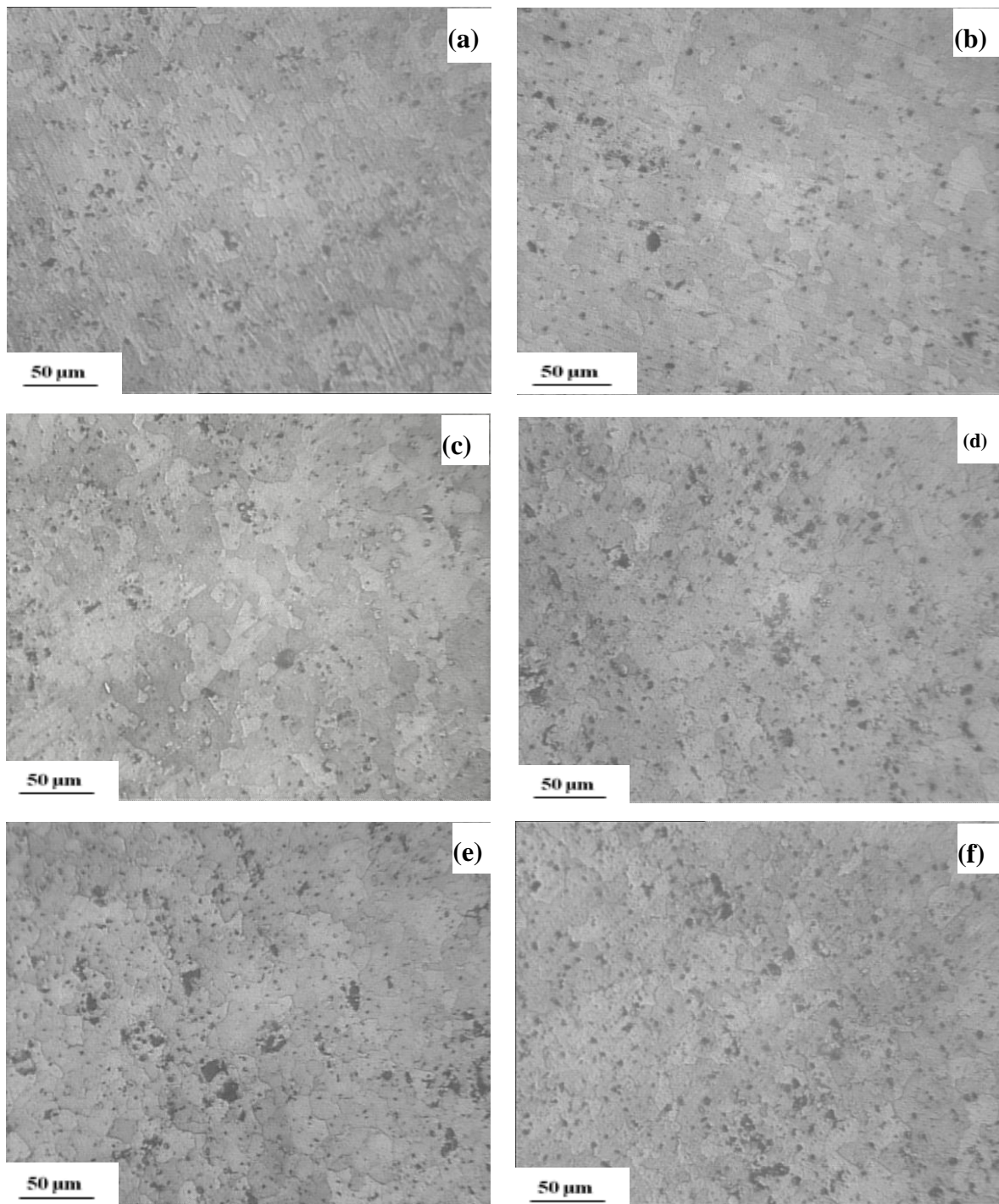


Figure 50 : Microscopie optique de l'alliage 2017A-T4 vieillis à 170 °C pour différentes durées : (a) Etat de réception, (b) 5h, (c) 10h, (d) 15h, (e) 20h, et (f) 30h.

4.5. Effets du vieillissement thermique sur les caractéristiques mécaniques

4.5.1. Microdureté

Les mesures de microdureté effectuées sur des échantillons vieillis artificiellement sont représentées sur la figure 51. Les résultats obtenus conduisent à la même conclusion concernant l'effet du vieillissement à 170 °C sur la microstructure de l'alliage 2017A-T4. En effet, un

vieillissement à 170 °C de 0 à 10 h n'entraîne pas de variations significatives de la microdureté qui reste stable et inférieure à 135 Hv. A partir de 10h de durée de vieillissement, la microdureté augmente jusqu'à atteindre son maximum à 150 Hv pour 20h de traitement de vieillissement, ce qui est fréquemment considéré comme le résultat d'un « pic de vieillissement ». L'augmentation de la microdureté est attribuée à la formation de zones GP et (θ'' , θ') de précipités intermédiaires durcissants [38]. La légère diminution de la microdureté à 30 h de temps de vieillissement est due à la réduction du nombre et de la cohérence des précipités Al_2Cu . Les résultats obtenus sont en accord avec les observations microscopiques et XRD, ce qui indique une augmentation des précipités Al_2Cu à partir de 10 h de vieillissement à 170 °C. Dans l'ensemble, les résultats sont cohérents avec les données de la littérature, notamment celles contenues dans les références [88] et [90].

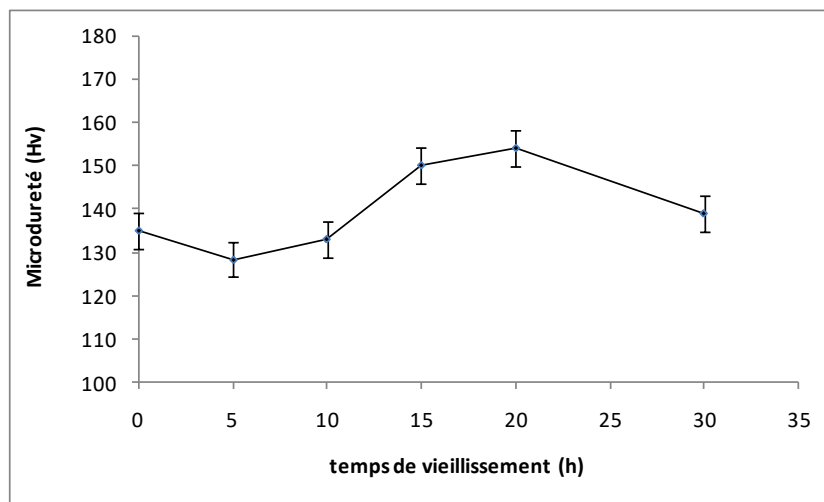


Figure 51 : Microdureté en fonction de la durée du vieillissement à 170 °C de l'alliage 2017A-T4

4.5.2. Impact du vieillissement sur les propriétés mécaniques

Nous montrons sur la figure 52, la courbe contrainte-déformation de l'alliage d'aluminium 2017A-T4 dans les différentes conditions de traitement de vieillissement. Dans cette figure, une comparaison est faite pour illustrer l'effet du temps de vieillissement sur le comportement mécanique de l'alliage d'aluminium. La figure 53 compare les courbes contrainte-déformation obtenues après différents temps de vieillissement à 170 °C avec celles de l'état initial de l'alliage. Les paramètres principaux analysés pour mettre en évidence les changements microstructuraux sont la limite d'élasticité R_e , la contrainte maximale R_m et l'allongement à la rupture A_f . Jusqu'à 10 heures de traitement, ces trois paramètres restent relativement constants, indiquant qu'aucune variation significative des propriétés mécaniques n'a été observée pendant cette période. Cette

stabilité suggère que la microstructure ne subit pas de modifications importantes dans les premières heures de vieillissement.

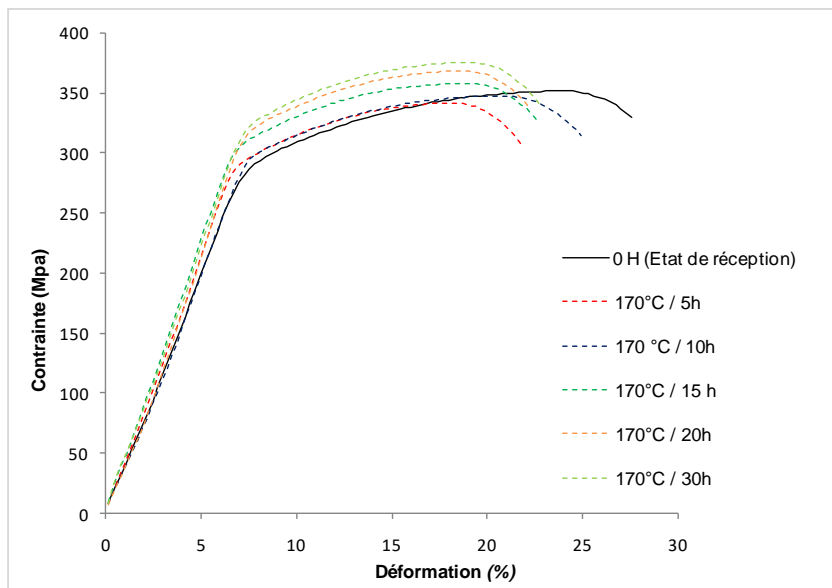
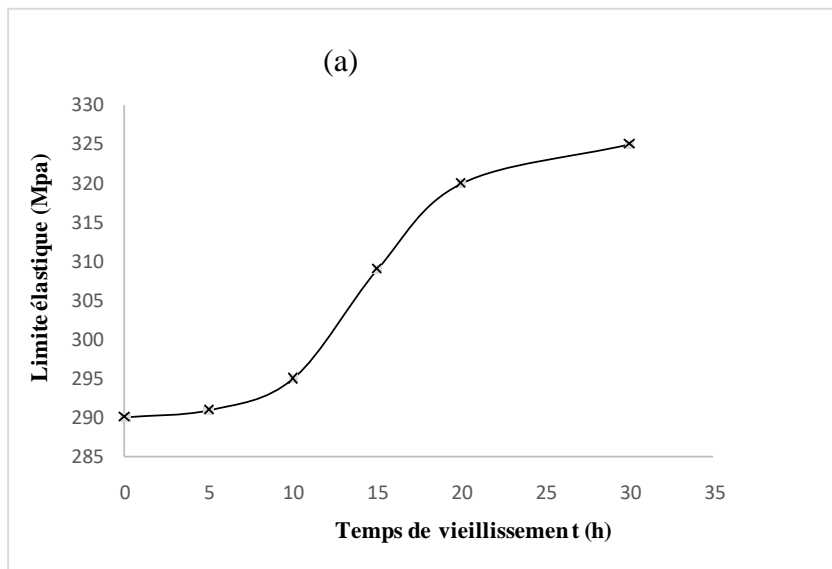


Figure 52 : Courbes de traction de l'alliage 2017A-T4 vieillis à 170°C pour différentes durées de traitements.



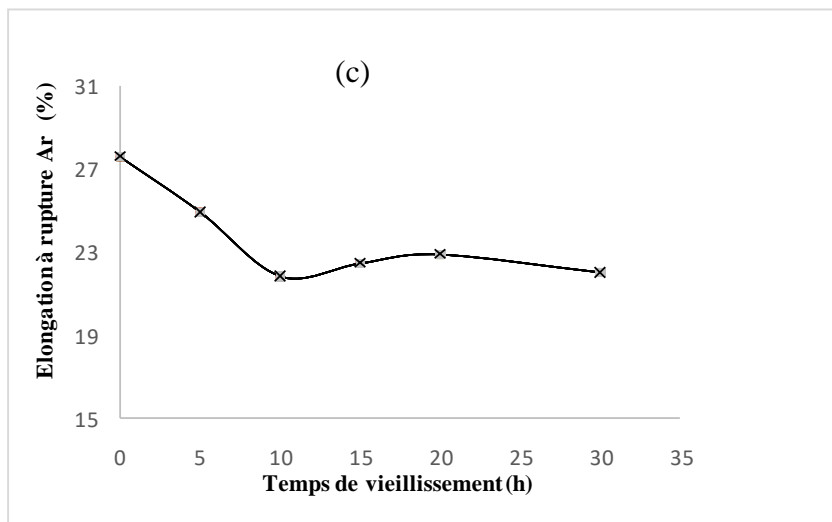
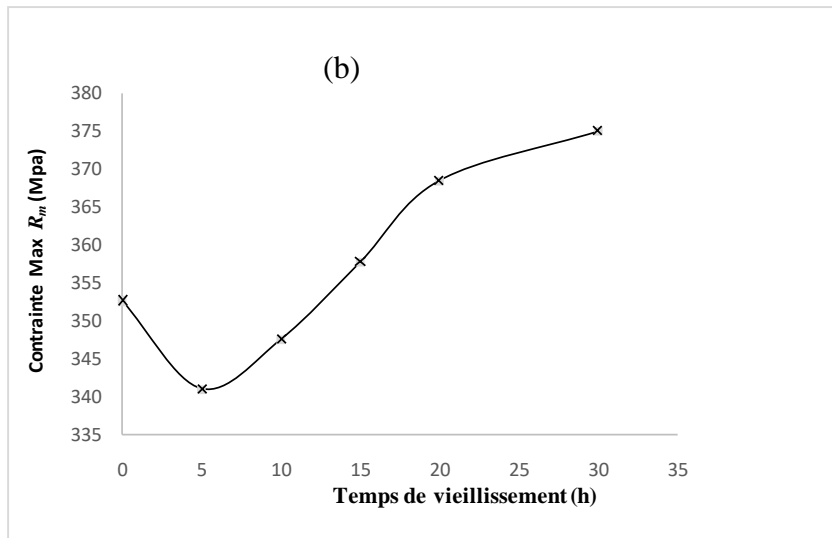


Figure 53 : Propriétés mécaniques du 2017A-T4 en fonction de la durée du vieillissement. (a) contrainte d'écoulement ; (b) contrainte maximale et (c) élongation à la rupture

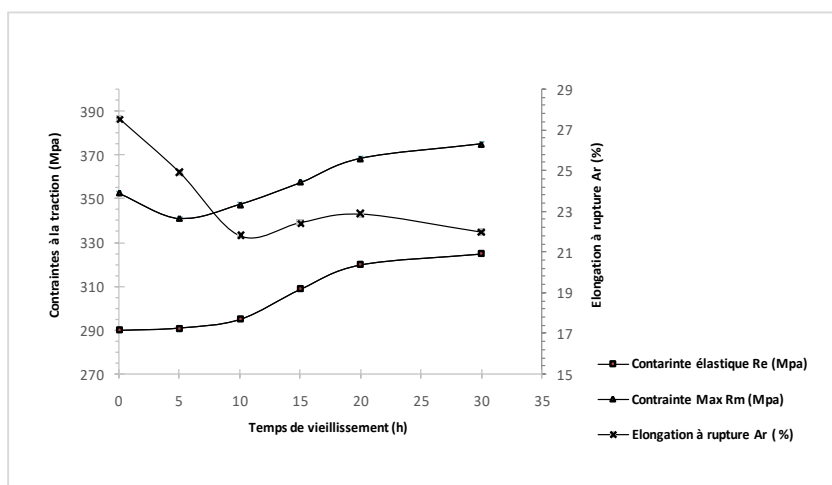


Figure 54 : Variation des propriétés mécaniques du 2017A-T4 en fonction de la durée du vieillissement.

De 10 à 30 h, on observe une augmentation de la contrainte maximale R_m et de la limite d'élasticité R_e accompagnée d'une diminution de l'allongement à la rupture A_f (Fig.54). Ceci est dû à la présence de précipités durcissant Al_2Cu correspondant au vieillissement à 170 °C pour 15, 20 et 30 h de durée. Ces évolutions traduisent un durcissement de la structure et peuvent être liées à des modifications de la microstructure.

En effet, compte tenu des observations au microscope optiques et les analyses DRX, il est possible de supposer que l'augmentation de la limite d'élasticité est due à l'augmentation de la précipitation de la phase durcissant $\theta - Al_2Cu$. Cependant, aucune dégradation significative des propriétés de traction n'est observée par rapport au matériau vierge 2017A-T4 pendant la durée du traitement de vieillissement (0 à 30 h) à 170 °C.

4.6. Effets du vieillissement sur le comportement en rupture

Un examen détaillé des surfaces de fracture en traction peut révéler des informations précieuses. Ces analyses visent à évaluer l'influence des changements microstructuraux sur le mécanisme et le mode de rupture de l'alliage 2017A-T4.

La figure 55 montre les morphologies de la surface de rupture en traction de l'alliage 2017A-T4 réalisées sur des échantillons soumis à différentes conditions de vieillissement artificiel. Un mode de rupture ductile caractérisé par des cupules et des vides est observé sur la surface de rupture pour les échantillons vieillis à 170 °C pendant 5 et 10 h (Figures 55 (a) et 55 (b)). Il n'y a pas de changement significatif dans le mécanisme et le mode de rupture pour les temps choisis.

Pour les échantillons vieillis à 170 °C pendant 15 et 20 h (Figs. 55(c) et 55(d)), une modification de la morphologie des surfaces de rupture est observée. En effet, moins de coalescence de vide est observée sur la surface de fracture par rapport à celles vieilles pendant 5 et 10h (figs. 55(a) et 55(b)).

Les facies de rupture des éprouvettes de traction vieilles pendant 15 et 20h (figs.55(c) et 55(d)) indiquent la présence d'un mode mixte (ductile-fragile) caractérisé respectivement par des fossettes et une zone de clivage (facettes). Le grossissement au centre de la surface de fracture présenté sur la figure 55(d) montre un cisaillement de plusieurs facettes (marquées par des flèches blanches sur la figure 56(a)). Ces caractéristiques fragiles à la surface de rupture sont des indicateurs des effets du durcissement de la matrice et de la présence de micro-fissures (marquées par des cercles blancs discontinus sur la figure 56(a)). Ce phénomène peut être lié à la différence de concentration de contraintes entre la matrice et les précipités métastables fins et denses θ'' et θ' qui entravent fortement le mouvement des dislocations intragranulaire.

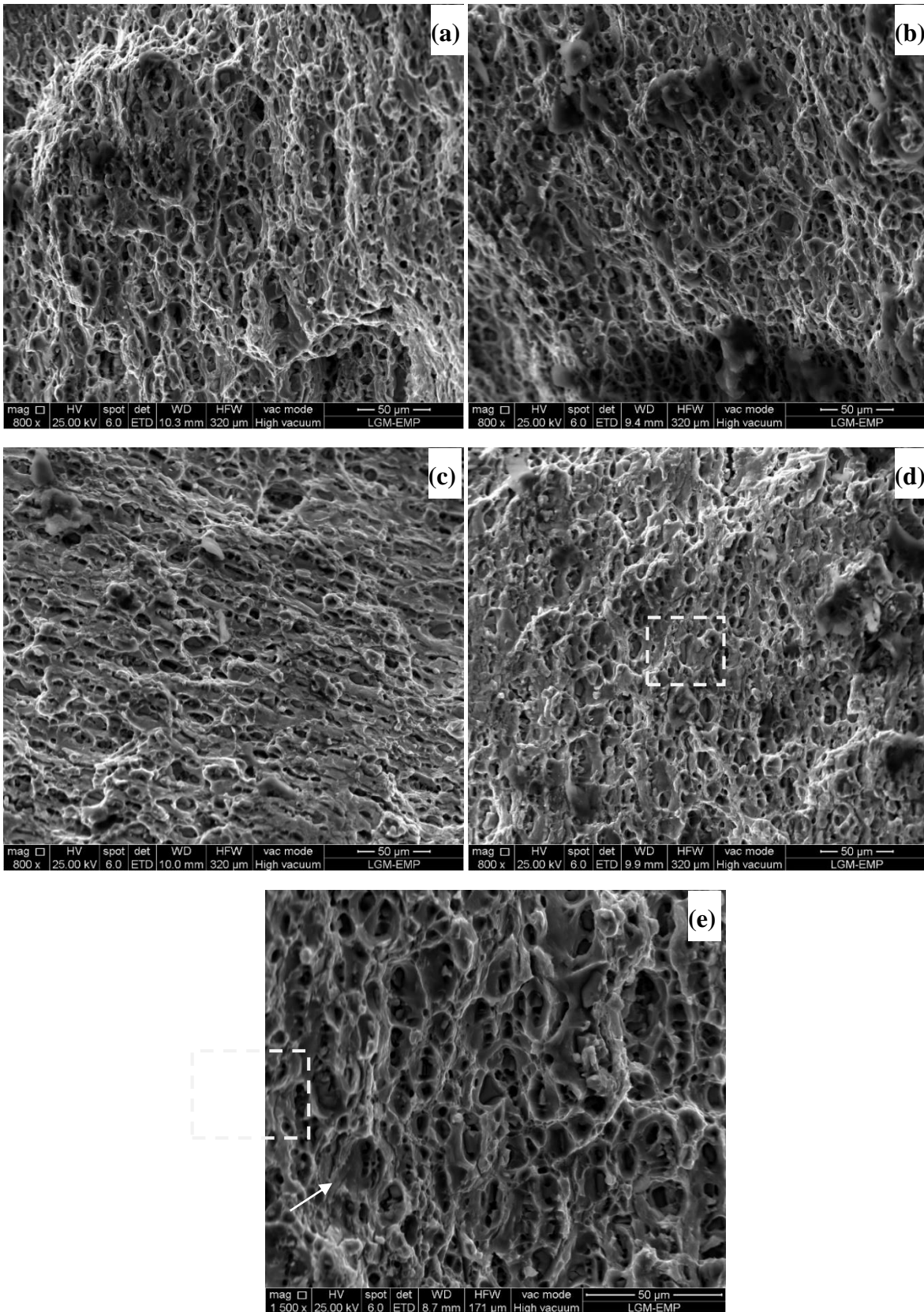


Figure 55 : Topographie MEB des faces de rupture de l'alliage 2017A-T4 sous différentes conditions du traitement de vieillissement.

Pour un traitement de vieillissement de 30 h, la surface de rupture, illustrée à la figure 55(e), est principalement ductile avec une présence de particules intermétalliques grossières Al_2Cu (marquées par des flèches blanches). Ces observations sont également relatées dans la littérature [25, 78]. Un examen attentif de la surface de rupture au centre à des grossissements plus élevés (Fig. 56(b)) révèle deux tailles de vides : la première population de vides se situe dans la plage de taille de 4 à 10 μm , qui ont été initiés soit par une fracture, soit par décollement de la particule grossière de deuxième phase des particules d' Al_2Cu non dissoutes (marquées d'une flèche blanche sur les figures 56(b) et 55(e)).

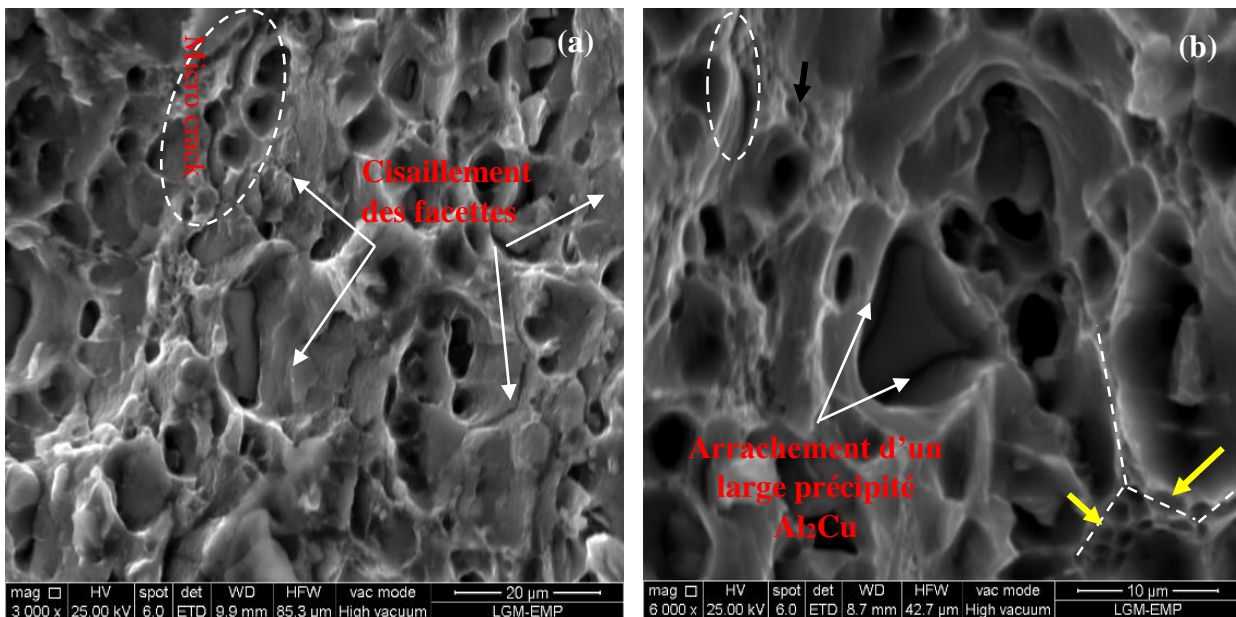


Figure 56 : Fractographie à un grossissement supérieur indiquant le mécanisme de fracture.

La deuxième population est constituée de microvides d'une taille comprise entre 0,5 et 3 μm (marqués de flèches jaunes) situés aux joints de grains, comme illustré à la figure 56(b). Ce phénomène caractérise la rupture intergranulaire, due à la coalescence de microvides situés au joint de grains. Lorsque la durée du traitement de vieillissement est prolongée, la surface de fracture intergranulaire est prédominante en raison de la présence de nombreux et fins précipités intergranulaires de $\theta - Al_2Cu$ deuxième phase (nous entourons ces zones avec des lignes blanches discontinues sur la Fig. 56(b)). La précipitation fine aux joints de grains est un site favorable pour l'initiation et la propagation de microfissures (comme le montre la Fig. 56(b) avec un cercle blanc discontinu).

D'après la figure 57, on peut conclure que le mode et le mécanisme de la rupture changent avec le vieillissement : le mode ductile avec une coalescence des vides plus ductile est observé sur la

surface de rupture des échantillons vieillis à 170 °C pendant 0 à 10 h. Tandis que le mode mixte (ductile-fragile) avec moins de coalescence des vides et des facettes localisées est détecté sur la surface de rupture des échantillons vieillis à 170 °C pendant 15 et 20 h, une augmentation de la résistance du matériau est constatée en raison de l'effet de durcissement causé par la concentration de contraintes entre la matrice d'interface (α) et les précipités intermédiaires θ'' et θ' . Après 20 h de vieillissement, le mode de rupture redevient principalement ductile avec cupules causées par le décollement et/ou la rupture des particules (Figures 55(e) et 56(b)). Les précipités fins se concentrent au joint de grain, ce qui initie la rupture intergranulaire ductile.

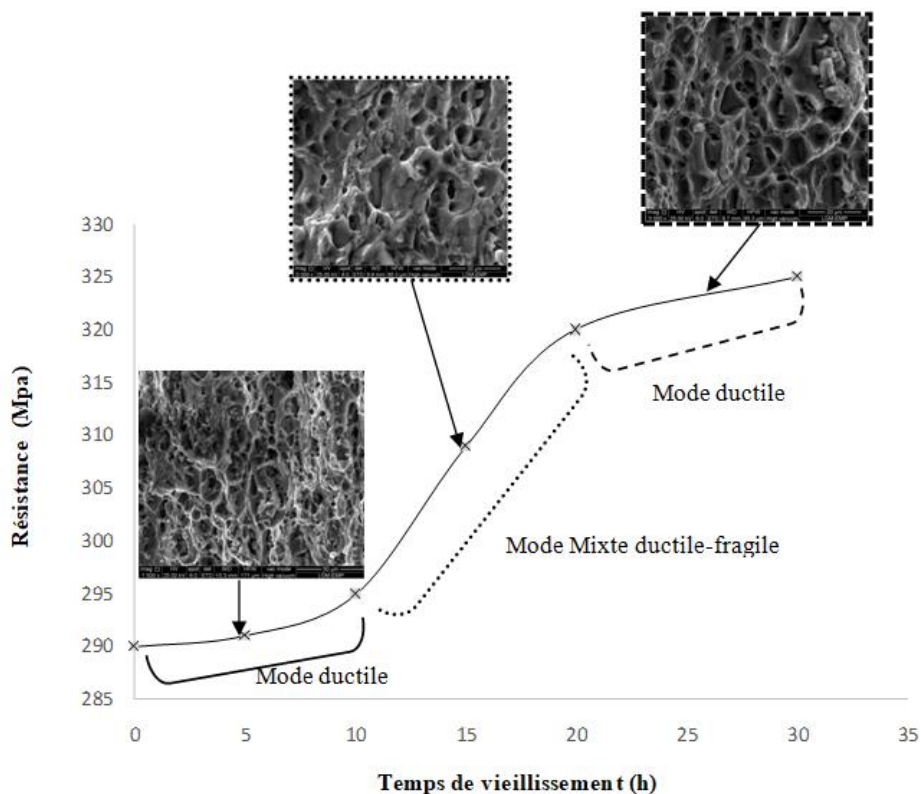


Figure 57 : Récapitulatif des modes et mécanismes de rupture de l'alliage 2017A testé en traction à 170 °C pendant 5, 10, 15, 20 et 30 heures.

4.7. Synthèse

Cette étude examine l'effet du traitement de vieillissement thermique à 170 °C sur la microstructure, les propriétés mécaniques et le comportement à la rupture de l'alliage 2017A, à travers des essais de traction, des mesures de microdureté et des observations microstructurales. Les principaux résultats sont les suivants :

1. **Durée d'exposition thermique courte (inférieure à 10 h) :** aucun changement significatif n'est observé dans la microstructure de l'alliage 2017A pour des durées d'exposition

thermique inférieures à 10 heures. En conséquence, les propriétés mécaniques restent stables.

2. **Durée d'exposition thermique intermédiaire (10 h à 20 h) :** à partir de 10 heures de vieillissement thermique, on observe une augmentation de la microdureté, qui atteint un pic à 20 heures de vieillissement. Cette évolution est accompagnée par une légère hausse des résistances à la traction (R_m) et à la limite d'élasticité (R_e), tandis que l'allongement final à la rupture ($A_f\%$) diminue. Ces variations s'expliquent par la croissance et l'augmentation de la densité des précipités durcissants de type Al_2Cu , qui confèrent un durcissement à la matrice de l'alliage.
3. **Durée d'exposition thermique prolongée (30 h) :** lors d'une exposition prolongée à 30 heures, on observe une légère augmentation de la résistance mécanique et de la limite élastique, accompagnée d'une diminution de l'allongement à rupture.
4. **Effet sur la morphologie et le mode de rupture :**
 - Pour les durées d'exposition thermique courtes (moins de 10 h), la rupture de l'alliage est principalement de type ductile avec présence apparente des cupules, indiquée par la déformation plastique avant rupture.
 - Pour des durées d'exposition thermique intermédiaires, notamment entre 15 et 20 heures, un mode de rupture mixte (ductile-fragile par cisaillement de facettes) est observé. Cela suggère des indicateurs de l'effet du durcissement de la matrice.
 - Avec des durées d'exposition thermique prolongées au-delà de 20 heures, la morphologie de rupture devient dominée par des caractéristiques de rupture ductile intergranulaire. Ce comportement est attribué à la formation accrue de précipités fins et nombreux le long des joints de grains, qui diminuent l'adhésion entre grains et rendent la structure plus sujette à la rupture ductile intergranulaire.

Ainsi, l'évolution microstructurale induite par le vieillissement thermique affecte les propriétés mécaniques de l'alliage 2017A, sans toutefois entraîner une dégradation significative de celles-ci. Cette évolution influence à la fois la résistance et la ductilité, et modifie le mode de rupture en fonction de la durée d'exposition thermique appliquée.

4.8. Effet du vieillissement thermique sur la ténacité de l'alliage 2017A.

4.8.1. Introduction et objectifs.

Dans les chapitres précédents, nous avons examiné l'influence des traitements thermiques tels que la maturation et le vieillissement artificiel sur la microstructure et les propriétés mécaniques de l'alliage 2017A-T4, en mettant en avant la relation entre « propriétés et microstructure ». Des traitements de vieillissement thermique ont également été réalisés pour étudier les effets de l'exposition prolongée aux températures élevées, propres aux environnements aéronautiques, sur cet alliage. L'objectif principal était de caractériser les évolutions microstructurales de l'alliage 2017A-T4 sous l'effet du vieillissement thermique et d'en évaluer les impacts sur ses propriétés mécaniques, notamment son comportement en rupture.

Ce chapitre se concentre maintenant sur l'étude de la résistance à la rupture de l'alliage 2017A vieilli dans les conditions précédemment définies. Une attention particulière sera portée à l'évolution de la ténacité sous l'effet du vieillissement. Cette investigation vise à établir le lien entre les transformations microstructurales dues au vieillissement thermique et leur impact sur la résistance à la fissuration de l'alliage, permettant ainsi d'évaluer une éventuelle dégradation de ses performances mécaniques sur le long terme.

4.8.2. Méthode expérimentale

Deux essais mécaniques de ténacité à la rupture ont été effectués pour chaque série d'essais afin d'obtenir des valeurs représentatives. Les essais sont réalisés sur une machine Zwick équipé d'un dispositif de mesure de l'ouverture de la fissure (appelé COD) a été utilisé pour enregistrer le déplacement de l'ouverture de la fissure aux bords de l'entaille. Un dispositif anti-flambement a été réalisé selon la norme ASTM E561. L'éprouvette est sollicitée en deux étapes : introduction d'une pré-fissure et chargement pseudo-statique.

Chaque éprouvette a été soumise à un essai de fatigue à amplitude constante avec $R = 0,1$, afin de rajouter une pré-fissure une fissure de fatigue physique de $1,3 \text{ mm} < a_f < 2,0 \text{ mm}$ à l'entaille initiale. Cette étape de test a été contrôlée en force. La force maximale appliquée n'a pas dépassé 0,5 kN, pour éviter la plastification dans la région de la pointe de la fissure de l'échantillon. Avant chaque essai mécanique, les dispositifs COD et anti-flambement ont été montés sur le spécimen. Un déplacement maîtrisé avec une déformation constante de 0,01 mm/min a été appliqué à l'échantillon. Un enregistreur de données a été utilisé pour enregistrer les données des expériences dans un fichier numérique.

L'éprouvette CT d'épaisseur (B) = 03 mm est illustrée sur la figure 58 ainsi qu'en **AnnexeA3**. Pour chaque test, les valeurs de la charge P_Q et le déplacement d'ouverture de fissure sont mesurées et utilisés pour déterminer la ténacité à la rupture KIC en utilisant les équations empiriques données ci-dessous :

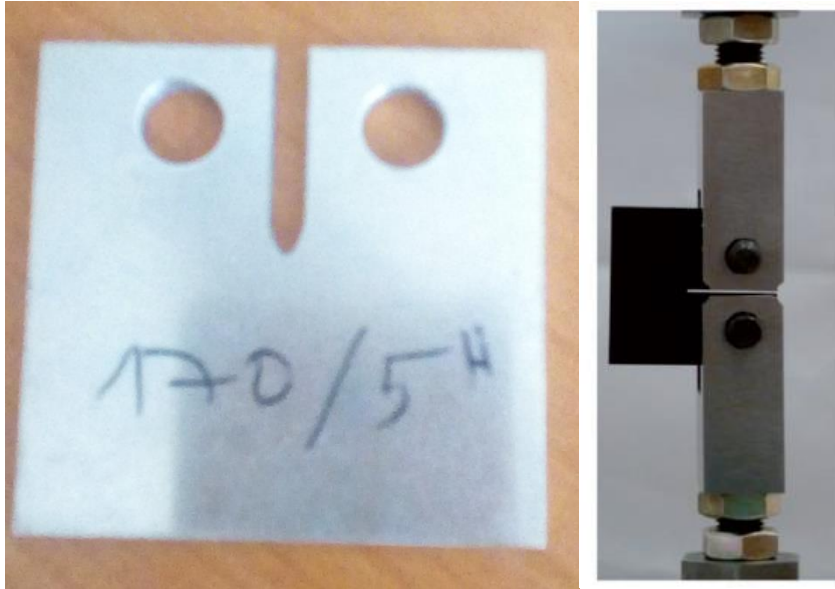


Figure 58 : Eprouvette Compact Tensile (CT) et configuration lors de l'essai.

$$K_Q = \frac{P_Q}{B\sqrt{W}} f\left(\frac{a}{W}\right)$$

$$f\left(\frac{a}{W}\right) = \frac{\left(2 + \frac{a}{W}\right)}{\left(1 - \frac{a}{W}\right)^{3/2}} \left[0.886 + 4.64 \frac{a}{W} - 13.32 \left(\frac{a}{W}\right)^2 + 14.72 \left(\frac{a}{W}\right)^3 - 5.6 \left(\frac{a}{W}\right)^4 \right]$$

où, P_Q est la charge correspondant à un incrément défini de longueur de fissure, B est l'épaisseur de l'éprouvette, W est la largeur de l'éprouvette, a est la longueur totale de la fissure qui est comprise entre $0,45W$ et $0,55W$ et $f(a/W)$ est un facteur dépendant de la géométrie qui relie la conformité de l'éprouvette au rapport de la longueur et de la largeur de la fissure.

Les données obtenues à partir de l'expérience ont été utilisées pour tracer les courbes de déplacement de la charge F par rapport à l'ouverture de la fissure COD. La figure 58 montre les courbes de charge en fonction du déplacement d'ouverture de fissure (COD) pour une largeur $W = 48$ mm et diverses conditions de durcissement par vieillissement. Sur la Fig. 59, la courbe suit

la courbe de Type-III [63]. Par conséquent, la valeur maximale de la charge elle-même sera la charge critique (P_Q). Par rapport aux éprouvettes non traitées (Etat de réception), les éprouvettes ayant subies un traitement de vieillissement à 170 °C ont une plus grande capacité de charge pour un moindre déplacement d'ouverture de fissure. Par conséquent, la ténacité serait plus grande à la rupture. De plus, cette augmentation de la ténacité à la rupture est accompagnée par la perte de ductilité.

4.9. Résultats et interprétations

4.9.1. Effets du vieillissement thermique sur la ténacité de l'alliage 2017A

Les résultats de la figure 59 montrent que l'alliage 2017A vieillit thermiquement présente des valeurs de la charge maximale à la rupture plus élevées que l'alliage non traités. De plus, nous observons qu'à mesure que le temps de vieillissement augmente, la charge à la rupture augmente. Nous pouvons donc conclure que la ténacité de l'alliage d'aluminium 2017A dépend principalement des paramètres métallographiques tels que la taille et la nature des particules et précipités. Pour l'alliage brut de réception, on obtient une valeur du facteur d'intensité de contrainte de $30,82 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. De 10 h à 30 h de vieillissement, la valeur du facteur K_{IC} augmente avec le temps de vieillissement. La valeur maximale de $41,37 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ est obtenue à 20 h (voir tableau 16 et figure 60).

D'après la même figure 59, l'alliage 2017A tel que reçu (non traité) a plus de ductilité par rapport aux échantillons exposés à l'échauffement thermique. L'augmentation de la charge maximale avec l'augmentation de la durée d'exposition est accompagnée par la diminution de la ductilité. La diminution de la ténacité avec le temps de vieillissement est donc clairement identifiable. Certaines éprouvettes, notamment celles exposés durant 10 et 20h à 170°C présentent une chute brutale de la charge (figure 59). Plus la charge diminue, plus la fissure se propage rapidement.

Tableau 16 : Charge maximale P_Q et facteur d'intensité de contrainte K_{IC} de l'alliage 2017A à différentes durées de vieillissement.

Eprouvette	Epaisseur (B)mm	Largeur (W) mm	Charge max P_Q (KN)	F(a/w)	$K_{IC}(Mpa\sqrt{m})$
Etat vierge	03	48	3.65	5.55	30.82
170 °C, 5h	03	48	3.75	5.55	31.66
170 °C, 10h	03	48	4.5	5.55	38
170 °C, 20h	03	48	4.95	5.55	41.80
170 °C, 30h	03	48	4.90	5.55	41.37

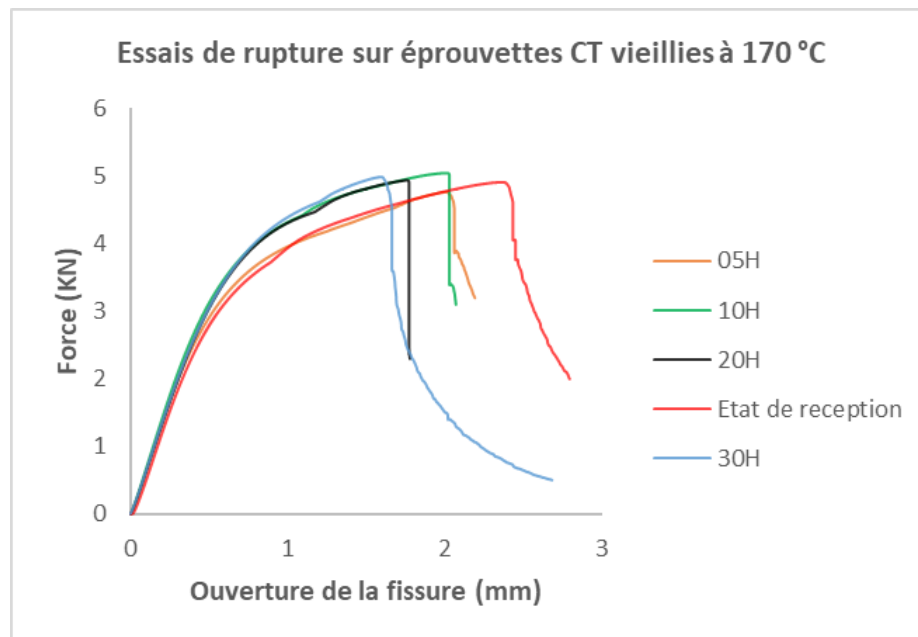


Figure 59 : courbes force-déplacement des essais CT sous différentes conditions de traitement de vieillissement.

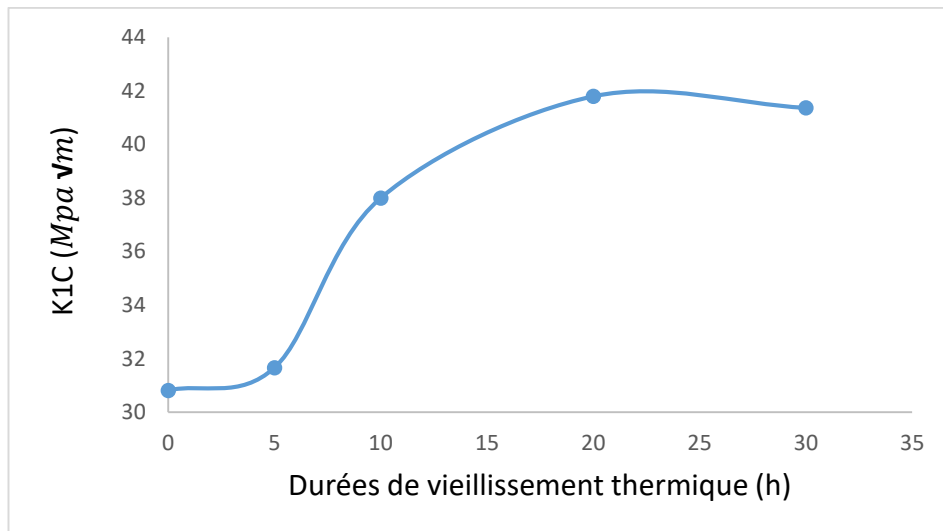


Figure 60 : Variation du facteur d'intensité de contrainte K_{1C} en fonction de la durée du vieillissement de l'alliage 2017A.

4.9.2. Forme et trajectoires des fissures

La figure 61 ci-dessous montre la forme et l'orientation de la trajectoire des fissures obtenues lors de l'essai de ténacité sur éprouvettes CT exposées à 170 °C pour les durées de 05, 10, 20 et 30h. Comme remarque générale, il est observé que l'initiation de fissures (fissure principale) sur l'ensemble des éprouvettes CT testées se produit à la pointe de l'entaille et la trajectoire initiale de propagation est essentiellement perpendiculaire au chargement et la rupture se produit en mode d'ouverture I (Fig. 61(a-e)). Une légère inclinaison de la trajectoire initiale de la fissure est constatée sur l'éprouvette non vieillie (Fig. 61(a) état de réception), cela est probablement dû à la présence de microfissures sur la surface de l'entaille qui affecte fortement le chemin de la fissure initiale. Par la suite, on observe la déviation (bifurcation) sous formes de zigzags du chemin de la fissure dont l'inclinaison de propagation est de $\sim 45^\circ$ par rapport à l'axe de l'entaille tel que montré sur la figure 61 (a, b, c et e). Cette déviation est un indice révélateur de l'influence de la forme et la densité de distribution des précipités durcissant intermédiaires (θ'' , θ') de la seconde phase qui agissent comme des barrières microstructurales qui peuvent dévier le chemin de propagation des fissures suivant un plan de glissement, ce qui entraîne la propagation des fissures secondaires dans la direction du système de glissement en mode cisailé II. Un comportement de la forme et du chemin de propagation différent est observé sur l'éprouvette exposée à 170 °C pour une durée de 20 heures (Fig.61(d)). En effet, la fissure primaire s'initie perpendiculairement au sens de chargement en mode d'ouverture I et continue à se propager suivant le même chemin sans déviation (bifurcation). Les effets du durcissement de la matrice qui ont déjà été mis en évidence pour l'exposition de l'alliage 2017A à 170 °C pendant une durée de 20 heures favorisent

l'endommagement par la nucléation principalement autour des précipités grossiers Al_2Cu de la seconde phase qui serait à l'origine de cette propagation sans bifurcation de la fissure. Tenant compte des observations citées, nous pouvons conclure que la forme et le chemin de propagation des fissures dans l'alliage 2017A exposé thermiquement à 170°C pour différentes durées sont affectés principalement par les effets métallographiques du matériau induits par le vieillissement thermique.

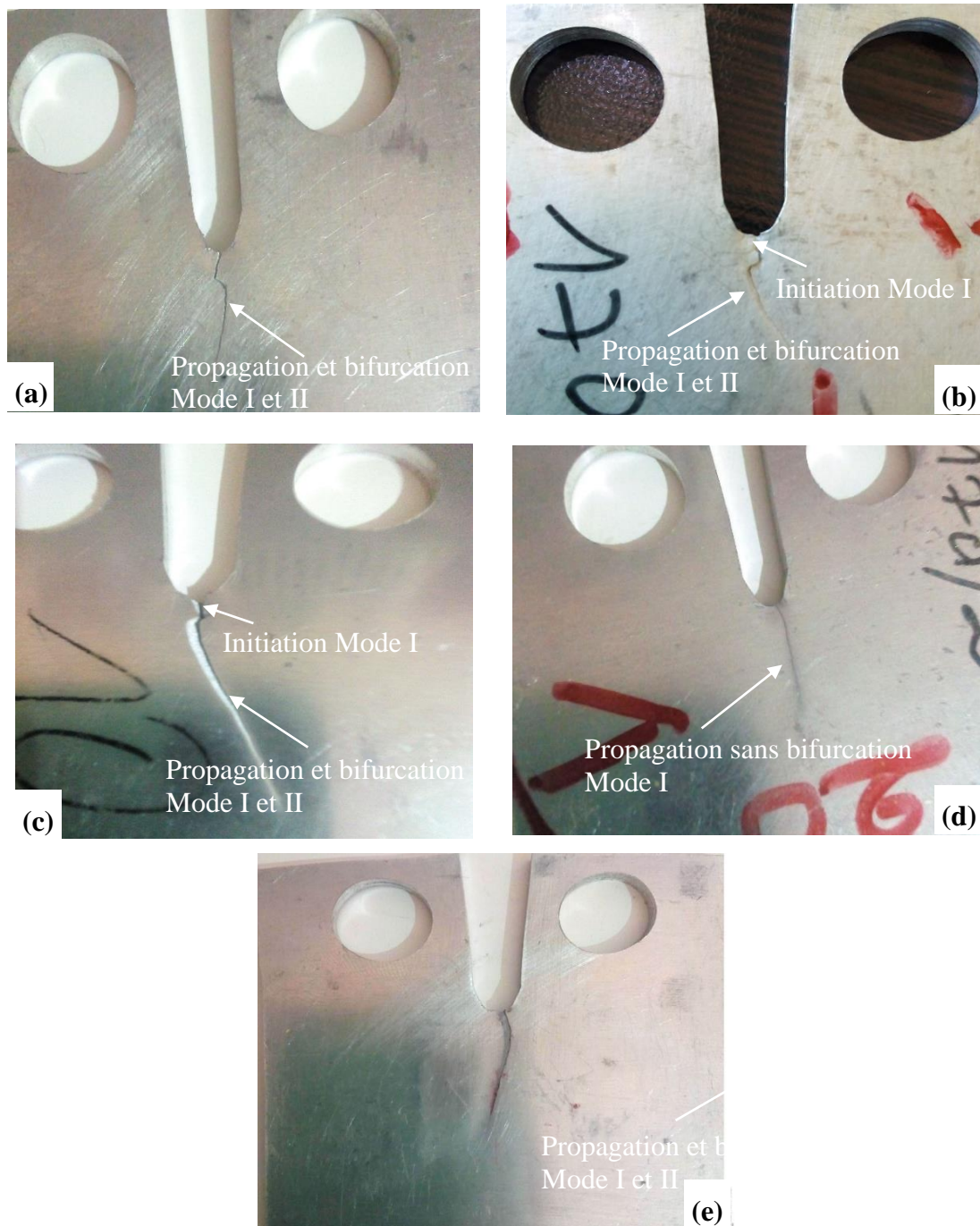


Figure 61 : Formes et chemin de propagation des fissures observées sur les éprouvettes CT vieillis à 170 °C pour différentes durées ; a) : état de réception, b) : 5h, c) : 10h, d) : 20h et e) : 30h.

Conclusion Générale et perspectives

Ce travail de thèse a permis de dégager plusieurs conclusions clés concernant l'utilisation des alliages légers en aluminium pour les composants structuraux soumis à des conditions sévères dans l'industrie aérospatiale, notamment des expositions prolongées à des températures élevées. Dans un premier temps, l'étude s'est concentrée sur l'évaluation des effets des traitements thermiques **T4** et **T6** appliqués à l'alliage 2017A, afin de caractériser l'influence de différentes températures et durées de revenu sur sa microstructure et ses propriétés mécaniques. L'objectif était de déterminer les conditions optimales de traitement en vue d'une utilisation industrielle répondant aux exigences de performance maximales.

Ensuite, l'étude s'est orientée vers l'étude de l'impact d'une exposition thermique prolongée sur cet alliage, à partir de son état initial T4. Nous avons analysé les changements microstructuraux liés au vieillissement, leur influence sur les propriétés mécaniques, les modes de rupture, et la ténacité. En nous basant sur la loi d'Arrhenius, un vieillissement accéléré a été simulé pour définir les conditions de vieillissement thermique correspondant à une durée de vie d'avion de 100 000 heures à 80 °C.

Les conclusions de ce travail s'organisent autour de plusieurs axes principaux :

A- Effets des traitements thermiques T4 et T6 sur la microstructure et les propriétés mécaniques de l'alliage 2017A :

Les conclusions tirées des différents traitements thermiques appliqués sur l'alliage d'aluminium 2017A, à savoir la maturation T4 et le vieillissement artificiel T6, se résument comme suit :

1. **Propriétés mécaniques optimales** : Les conditions de maturation T4 et de revenu T6 à 100 °C pendant 12 heures offrent les meilleures performances en termes de résistance mécanique, dureté et ductilité. Cette amélioration est due à la précipitation homogène des particules de la phase secondaire Al_2Cu (phase θ) ainsi qu'à l'affinement des grains, ce qui aide au blocage efficace des dislocations sous contrainte.
2. **Effets de la microstructure** : Les observations en microscopie optique révèlent une granulométrie moyenne plus fine, corrélée à une microdureté élevée. Cependant, une augmentation de la taille des grains est notée avec la montée en température de revenu, traduisant une modification de la microstructure influencée par la température.

3. **Résultats de la diffraction des rayons X** : Les analyses montrent la présence de précipités Al_2Cu dans les échantillons traités T4 et T6, avec une taille, une répartition et une densité croissantes lorsque la température de revenu et la durée augmentent.
4. **Influence de la température de revenu** : La température de revenu a un impact notable sur les propriétés mécaniques de l'alliage. Au-delà de 160 °C, un durcissement prononcé est observé, accompagné d'une hausse de la limite élastique (R_e) du 2017A, mais au détriment d'une baisse significative de la ductilité.

En résumé, les traitements thermiques de maturation T4 et de revenu T6 à 100 °C pendant 12 heures sont les plus adaptés pour l'alliage 2017A, optimisant ses performances pour des applications aérospatiales exigeant une bonne résistance mécanique et homogénéité microstructurale.

B- Impact du vieillissement thermique sur la microstructure, les propriétés mécaniques, les mécanismes de rupture et la ténacité de l'alliage 2017A-T4 :

Les conclusions de cette étude concernant l'effet du vieillissement thermique sur l'alliage 2017A à 170 °C soulignent les points suivants :

1. Effet du vieillissement sur les propriétés mécaniques :

- Lors de l'exposition à 170 °C pour une durée inférieure à 10 heures (correspondant à 100 000 heures de vol en service), la microstructure de l'alliage 2017A ne subit pas de changement significatif, maintenant ainsi des propriétés mécaniques relativement stables.
- Passé 10 heures de vieillissement, on observe une augmentation progressive de la microdureté jusqu'à atteindre un maximum vers 20 heures, indiquant un durcissement dû à l'augmentation de la taille et du nombre des précipités Al_2Cu . Cette phase de durcissement s'accompagne d'une légère augmentation de la résistance mécanique (R_m et R_p 0,2 %) et d'une diminution de la ductilité (A_f).

2. Modes et mécanismes de la rupture sous l'effet du vieillissement : L'évolution de la microstructure modifie le mode de rupture :

- Pour les durées de vieillissement inférieures à 15 heures, la rupture est majoritairement ductile.
- Avec des durées intermédiaires (15 à 20 heures, équivalent à 150 000 à 200 000 heures de vol), le mode de rupture devient mixte (ductile-fragile).
- Au-delà de 20 heures, la rupture prend un aspect plus ductile avec des signes proches de la rupture intergranulaire, en raison de l'accumulation de précipités Al_2Cu fins et nombreux le long des joints de grains.

3. Impact du vieillissement sur la ténacité et la propagation des fissures :

L'augmentation de la durée d'exposition de l'alliage 2017A à 170 °C entraîne une augmentation de la ténacité (K1C) et une réduction de la ductilité, ce qui conduit à une fragilisation progressive du matériau au fil du temps. La morphologie et la trajectoire des fissures sont fortement influencées par la distribution des précipités ainsi que par d'autres caractéristiques métallographiques de la microstructure, ce qui souligne l'importance d'une analyse approfondie de ces facteurs pour comprendre le comportement du matériau en conditions de vieillissement.

Ces observations sur la microstructure et le comportement en rupture de l'alliage 2017A soumis au vieillissement thermique soulignent l'intérêt d'employer des techniques avancées, telles que la microscopie électronique en transmission (MET), afin d'approfondir notre compréhension des mécanismes et de la cinétique du vieillissement. Par ailleurs, le développement d'un modèle de vieillissement accéléré est recommandé pour prédire la dégradation des propriétés mécaniques de cet alliage dans des conditions de service prolongé à haute température. Ce modèle devrait idéalement être validé par des échantillons prélevés sur des avions en fin de vie, ce qui permettrait de confronter les données obtenues lors du vieillissement artificiel aux conditions réelles de service.

Pour la suite de ce travail, nous prévoyons d'explorer l'influence du vieillissement sur la capacité d'absorption d'énergie du matériau [91]. Étant donné que l'alliage d'aluminium 2017A est destiné à être utilisé dans des structures susceptibles de subir des charges de choc, une analyse approfondie des modes de rupture ainsi que l'évolution de la capacité d'absorption des chocs seront essentielles. Cela permettra d'optimiser la résistance de l'alliage 2017A face aux chocs, garantissant ainsi une performance adéquate dans des conditions d'utilisation exigeantes.

Références bibliographiques

- [1] E.A. Starke, J.T. Staley: Progress in Aerospace Sciences, 32 (2-3) (1996) 131-172.
- [2] J.C. Williams and E.A. Starke. Progress in structural materials for aerospace systems. Acta Materialia, 51(19): 5775–5799, (2003).
- [3] K. Belouettar, M. Ould Ouali, N. Zeroudi, S. Thibaud. Investigation of the influence of incremental sheet forming process parameters using response surface methodology. Metallurgical Research & Technology. **Volume** 118, Number **4**, 2021, 401. <https://doi.org/10.1051/metal/2021039>
- [4] D.G. Altenpohl, Aluminium: Technology, Applications, and Environment, a Profile of a Modern Metal, sixth edition, TMS, Washington, D.C, (1998), 360–364.
- [5] A. Deschamps, Influence de la prédéformation et des traitements thermiques sur la microstructure et les propriétés mécaniques des alliages Al-Zn-Mg-Cu. Thèse de Doctorat, Institut National Polytechnique de Grenoble - INPG, (1997)
- [6] L'aluminium. Techniques de l'ingénieur, (TBA1066), (2005).
- [7] J.R. Davis, Aluminum and Aluminum Alloys, in Metals Handbook Desk Edition, 2nd ed. ASM International, (1998), p 417–505
- [8] J. TARDELLI : Etude Du Comportement Electrochimique Des Phases Intermetalliques Des Alliages d'aluminium 2214-T6 Et 7050-T74 : Approche Multiechelle De Materiaux Polyphases. Thèse de l'Université de Lorraine, Nancy (2012).
- [9] B. Dubost and P. Sainfort. Durcissement par précipitation des alliages d'aluminium. Techniques de l'ingénieur, (M240), (1991).
- [10] D. Hull and D.J. Bacon. Introduction to dislocations. Elsevier/Butterworth-Heinemann, 5th edition, (2011). <https://doi.org/10.1016/C2009-0-64358-0>
- [11] J. Barralis et G. Maeder. Précis de métallurgie : Elaboration, Structure-Propriétés, Normalisation, Nathan : AFNOR, 6ème édition (1997).
- [12] L. Briez, Relations microstructure-propriétés à haute température dans les alliages d'aluminium pour application aéronautique. Thèse de l'Université de Paris sciences et lettres, (2018).
- [13] J. Idrac, Comportement électrochimique d'alliages modèles binaires Aluminium-Cuivre. Thèse de doctorat. INP de Toulouse (2005).
- [14] A. M. A. Mohamed, F. H. Samuel, In: Heat Treatment- Conventional and Novel Applications, (2012) 55-72
- [15] OBM Hardouin Duparc (2010): The Preston of the Guinier-Preston Zones. Guinier. Metall. Mater. Trans. A 41(8), 1873–1882. doi : 10.1007/s11661-010-0320-5
- [16] Guinier, André (1938). Structure of Age-Hardened Aluminium-Copper Alloys. Nature 142 (3595): 569–70. doi:10.1038/142569b0
- [17] Yoshida, H. (1988). Some Aspects on the Structure of Guinier-Preston Zones in AlCu Alloys Based on High Resolution Electron Microscope Observations. Scripta Metallurgica 22 (7): 947–51. doi: 10.1016/S0036-9748(88)80081-4

- [18] Sato, Tatsuo, and Akihiko Kamio (1991). High Resolution Electron Microscopy of Phase Decomposition Microstructures in Aluminium-Based Alloys. *Materials Science and Engineering: A* 146 (1–2): 161–80. doi:10.1016/0921-5093(91)90275-R.
- [19] Wang, S. C., and M. J. Starink (2005). Precipitates and Intermetallic Phases in Precipitation Hardening Al–Cu–Mg–(Li) Based Alloys. *International Materials Reviews* 50 (4): 193–215. doi:10.1179/174328005X14357.
- [20] Kovarik, L., S.A. Court, H.L. Fraser, and M.J. Mills (2008). GPB Zones and Composite GPB/GPBII Zones in Al–Cu–Mg Alloys. *Acta Materialia* 56 (17): 4804–15. doi: 10.1016/j.actamat.2008.05.042.
- [21] M. Brunet and al. Comparison of long-term natural aging to artificial aging in Duralumin, MATEC Web of Conferences 326, 04007 (2020). <https://doi.org/10.1051/mateconf/202032604007>.
- [22] Ming Gao, C.R. Feng, and R.P. Wei. An analytical electron microscopy study of constituent particles in commercial 7075-T6 and 2024-T3 alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 29(4) :1145–1151, (1998)
- [23] Y.C. Lin, Yu-Chi Xia, Yu-Qiang Jiang, Hua-Min Zhou, and Lei-Ting Li. Precipitation hardening of 2024-T3 aluminum alloy during creep aging. *Materials Science and Engineering: A*, 565:420–429, (2013).
- [24] Fabien Billy. Vieillessement et propriétés résiduelles de matériaux issus du démantèlement d'avions en fin de vie. Thèse, Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aéronautique, Poitiers, France (2013).
- [25] D.A.P. Reis and al, Effect of Artificial Aging on the Mechanical Properties of an Aerospace Aluminum Alloy 2024. *Defect and Diffusion Forum Vols. 326-328 (2012) pp 193-198*. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/DDF.326-328.193>
- [26] C. Larignon, Mécanismes d'endommagement par corrosion et vieillissement microstructural d'éléments de structure d'aéronef en alliage d'aluminium 2024-T351, Doctorat de l'Université de Toulouse, Institut National Polytechnique de Toulouse, 2011.
- [27] N. D. Alexopoulos, On the corrosion-induced mechanical degradation for different artificial aging conditions of 2024 aluminum alloy, *Materials Science and Engineering a Structural Materials Properties Microstructure and Processing* 520 (2009) 40-48. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2009.05.023>
- [28] M.J. Starink. Analysis of aluminium based alloys by calorimetry: quantitative analysis of reactions and reaction kinetics. *International Materials Reviews*, 49(3-4) :191–226, 2004
- [29] A.K. Jena, A.K. Gupta, and M.C. Chaturvedi. A differential scanning calorimetric investigation of precipitation kinetics in the Al-1.53 wt% Cu-0.79 wt% Mg alloy. *Acta Metallurgica*, 37(3) :885–895, (1989).
- [30] S. Muthu Kumaran. Identification of high temperature precipitation reactions in 2024 Al–Cu–Mg alloy through ultrasonic parameters. *Journal of Alloys and Compounds*, 539 :179–183, (2012).
- [31] P. Heugue, Effet de la trempe et du vieillissement sur le comportement mécanique et la cinétique de précipitation des alliages d'aluminium de fonderie. Doctorat de l'Université de LAVAL, (2019).

- [32] J.M. Silcock. The structural ageing characteristics of aluminum-copper-lithium alloys. *Journal of the Institute of Metals*, 88 :357–364, 04 (1960).
- [33] Y.C. Lin et al. Precipitation hardening of 2024-T3 aluminum alloy during creep aging. *Materials Science and Engineering: A*, 565(2013), 420–429. doi: 10.1016/j.msea.2012.12.058
- [34] H. R. Mohammadian Semnani and H. P. Degischer, "Precipitation in AlCu4.3 and AlCu4Mg alloys studied by dilatometry and calorimetry," *Kovovmaterialy - Metallic Materials*, vol. 49, pp. 369–374, (2011).
- [35] A. Hayoune and D. Hamana, "Structural evolution during non-isothermal ageing of a dilute Al–Cu alloy by dilatometric analysis," *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 474, pp. 118-123, (2009).
- [36] C.-S. Tsao et al., "Phase transformation and precipitation of an Al–Cu alloy during non-isothermal heating studied by in situ small-angle and wide-angle scattering," *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 579, pp. 138-146, (2013).
- [37] N. Chobaut, D. Carron, and J. M. Drezet, "Characterisation of precipitation upon cooling of an AA2618 Al–Cu–Mg alloy," *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 654, pp. 56-62, (2016).
- [38] T.R. Prabhu, Effects of ageing time on the mechanical and conductivity properties for various round bar diameters of AA 2219 Al alloy, *Eng. Sci. Tech., Int. J.* (2016), <http://dx.doi.org/10.1016/j.jestch.2016.06.003>
- [39] J. M. Silcock, T. J. Heal, and H. K. Hardy, Structural Ageing Characteristics of Aluminum-Copper Alloys, *Journal of the Institute of Metals*, vol. 82, pp. 239-248, (1954).
- [40] M. J. Starink and A.-M. Zahra, Mechanisms of combined GP zone and θ' precipitation in an Al-Cu alloy, *Journal of Materials Science Letters*, vol. 16, pp. 1613-1615, 1997.
- [41] K. Mroczka, A. Wojcicka, P. Kurtyka, 2017A Aluminum alloy in different heat treatment conditions, *Acta Metallurgica Slovaca*, 18 (2-3) (2012) 82-91.
- [42] Nicoleta Radutoiu, Joël Alexis, Loïc Lacroix et al, Effect of the over-ageing treatment on the mechanical properties of AA2024 aluminum alloy, *Revista de chimie (chemistry magazine)*, (2012), Vol. 63, pp. 1042-1045.
- [43] L. Hemmouche, C. Fares, M. A. Belouchrani, Influence of heat treatments and anodization on fatigue life of 2017A alloy, *Engineering Failure Analysis*, 35 (2013) 554–561.
- [44] Maria Posada et al, Exfoliation and related microstructures in 2024 aluminum body skins on aging aircraft. (1997), 38(4-5), 259–272. doi:10.1016/s1044-5803(97)00083-1
- [45] Ceschini, L et al. Effect of thermal exposure on the residual hardness and tensile properties of the EN AW-2618A piston alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 639(2015), 288297. doi: 10.1016/j.msea.2015.04.080
- [46] Elgallad, E.M. et al. Effects of Heat Treatment on the Microstructure and Mechanical Properties of AA2618 DC Cast Alloy. *Materials & Design* 61 (6) (2014) 133–40. doi: 10.1016/j.matdes.2014.04.045.
- [47] Balducci, E, et al. Effects of Overaging on Microstructure and Tensile Properties of the 2055 Al-Cu-Li-Ag Alloy. *Materials Science & Engineering A* 707 (2017) 221–31. doi:/10.1016/j.msea.2017.09.051.

- [48] N. D Alexopoulos et al. The Effect of Artificial Ageing Heat Treatments on the Corrosion-Induced Hydrogen Embrittlement of 2024 (Al-Cu) Aluminium Alloy. *Corrosion Science* 102 (2016) doi: 10.1016/j.corsci.2015.10.034.
- [49] L. Benabou, T.A. Nguyen-Van, Q.B. Tao, V.N. Le, M. Ould Ouali and H. Nguyen-Xuan. Methodology for DIC-based evaluation of the fracture behaviour of solder materials under monotonic and creep loadings. *Engineering Fracture Mechanics* (Elsevier). Vol. 239, 2020, 107285. <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2020.107285>
- [50] Lin, Yuan, Jitang Fan, Xinlu Yu, Yingqian Fu, Gangyi Zhou, Xu Wang, and Xinlong Dong. 2025. "A Dynamic Tensile Method Using a Modified M-Typed Specimen Loaded by Split Hopkinson Pressure Bar" *Materials* 18, no. 1: 149. <https://doi.org/10.3390/ma18010149>
- [51] Ould Ouali, M., Poorsolhjoui, P., Placidi, L., & Misra, A. (2021). Evaluation of the effects of stress concentrations on plates using granular micromechanics. *Construction and Building Materials*, 290, 123227. <https://doi.org/10.1016/J.CONBUILDMAT.2021.123227>
- [52] Belamri, N. (2004), Modélisation Numérique du Découpage de Tôles Laminées : Application au Cisailage et au Refendage en 3D, Thèse de Doctorat.
- [53] M. Ould Ouali. Relevance of incorporating cavity shape change in modelling the ductile failure of metals. *Mathematical Problems in Engineering*. Vol. (2018), Article ID 6454790, 9 pages, 2018. <https://doi.org/10.1155/2018/6454790>
- [54] A.A Benzerga, J Besson, A Pineau. Anisotropic ductile fracture: Part I: experiments. *Acta Materialia*, Vol. 52(15), 2004, Pages 4623-4638. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2004.06.020>
- [55] K. Belouettar, S. Thibaud, M. Ould Ouali, M. K. Harouche. A numerical-experimental coupled method for the identification of model parameters from μ -SPIF test using a finite element updating method. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology* (2023). Volume 128, 06 September 2023, pp. 5195–5208. <https://doi.org/10.1007/s00170-023-12210-6>
- [56] Decreus B, Deschamps A, Donnadiou P, Ehrström JC. On the role of microstructure in governing fracture behavior of an aluminum–copper–lithium alloy. *Mater Sci Eng A* (2013);586:418–27. doi: 10.1016/j.msea.2013.06.075.
- [57] Gräf M, Hornbogen E. Observation of ductile intercrystalline fracture of an Al-Zn-Mg-alloy. *Acta Metall*(1977);25:883–9. doi :10.1016/0001-6160(77)90174-2.
- [58] Vasudévan AK, Doherty RD. Grain boundary ductile fracture in precipitation hardened aluminum alloys. *Acta Metall* (1987); 35:1193–219. doi:10.1016/0001-6160(87)90001-0.
- [59] Nassim Aguechari, Achraf Boudiaf, and Mohand Ould Ouali. (2022). “Effect of Artificial Aging Treatment on Microstructure, Mechanical Properties and Fracture Behavior of 2017A Alloy”. *Metallurgical and Materials Engineering* 28 (2):305-18. <https://doi.org/10.30544/744>
- [60] Ben Chabane, N., Aguechari, N., Ould Ouali, M., Study of the slant fracture in solid and hollow cylinders: Experimental analysis and numerical prediction, *Frattura ed Integrità Strutturale*, 63 (2023) 169-189. <https://doi.org/10.3221/IGF-ESIS.63.15>
- [61] Morere B, Ehrström J-C, Gregson PJ, Sinclair I. Microstructural effects on fracture toughness in AA7010 plate. *Metall Mater Trans A* 2000 ;31 :2503–15. doi :10.1007/s11661-000-0195-y.
- [62] Irwin GR, « Analysis of stresses and strains near the end of a crack traversing a plate », *Journal of Applied Mechanics*, (1957), vol.24, pp. 361-364.

- [63] ASTM E399-12e3 Standard Test Method for Linear-Elastic Plane-Strain Fracture Toughness K_{Ic} of Metallic Materials; ASTM International: West Conshohocken, PA, USA, (2012).
- [64] Hemmouche, L., Meghalet, A., Henni Chebra, A., (2018). Influence of Heat Treatments on the Fracture Toughness of 2017A Aluminium Alloy. *Physics of Metals and Metallography*. 119(3): 301–8. doi: 10.1134/S0031918X18010118.
- [65] Yang Shen. Comportement et endommagement des alliages d'aluminium 6061-T6 : approche micromécanique. Thèse, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, (2012).
- [66] J. Gilbert Kaufman, Metallurgical Considerations in Fracture Resistance, *Fracture Resistance of Aluminum Alloys*; p157-165. DOI:10.1361/frac2001p157 (2001)
- [67] I. Kirman (1971). The relation between microstructure and toughness in 7075 aluminum alloy. 2(7), 1761–1770. doi:10.1007/bf02913403
- [68] G.T. Hahn, A.R. Rosenfield. Metallurgical Factors Affecting Fracture Toughness of Aluminum Alloys. *Metall. Trans. A*, (1975) pp. 653-668.
- [69] HARDOUIN DUPARC O., « Alfred Wilm et les débuts du Duralumin », *Les Cahiers d'histoire de l'aluminium*, n° 34, Institut pour l'histoire de l'aluminium, Paris, (2005), pp.63-77.
- [70] MERICA P.D., WATTENBURG R.G. et SCOTT R., *Scientific Papers of the Bureau of Standard No. 347: Heat treatment of Duralumin*, 15, Department of Commerce, Washington, United States of America, (1919), p.271.
- [71] Audrey Cochard. Microstructures et propriétés mécaniques des alliages de type Duralumin du Breguet 765 n°504 64-PH : approche historique et sciences des matériaux. *Matériaux*. Université Paul Sabatier de Toulouse (2018).
- [72] Audrey Cochard et al. Benefits of the Complementary use of Archaeometry Investigations and Historical Research in the Study of Ancient Airplanes: the Breguet Sahara's Rivets. *Mater. Res. Soc. Symp. Proc. Vol. 1656* (2014) DOI: 10.1557/opl.2014.825
- [73] P. Deneuille. Mise en forme de l'aluminium laminage. *Techniques de l'ingénieur*, (M3140), (2010).
- [74] N. Kamp et al. Influence of grain structure and slip planarity on fatigue crack growth in low alloying artificially aged 2xxx aluminium alloys. *International Journal of Fatigue*, 29(5) (2007) :869–878
- [75] MF. ASHBY and DRH.JONES, *Matériaux, microstructure et mise en oeuvre*, DUNOD, p. 94-96, (1991).
- [76] D.A. Porter, K.E. Easterling, and M. Sherif. *Phase Transformations in Metals and Alloys*, CRC press, (2009).
- [77] J.M. Silcock. The structural ageing characteristics of aluminum-copper-lithium alloys. *Journal of the Institute of Metals*, 88 (1960) p.357–364
- [78] Prudhomme.M et al. Effect of actual and accelerated ageing on microstructure evolution and mechanical properties of a 2024-T351 aluminium alloy. (2018) *International Journal of Fatigue*, vol. 107. pp. 60-71. ISSN 0142-1123. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2017.10.015
- [79] I. N. Khan and M. J. Starink. Microstructure and strength modelling of Al-Cu-Mg alloys during non- isothermal treatments: Part 1 - Controlled heating and cooling, *Materials Science and Technology* 24 (2008) 1403-1410.

- [80] ASTM E8/E8M-13a (2013) Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials. ASTM International, West Conshohocken.
- [81] ASTM E651 (2010) Standard Test Method for K-R Curve Determination. DOI: 10.1520/E0561-10E02
- [82] Orest Ostash et al. Evaluation of Aluminium Alloys Degradation in Aging Aircraft, *Research in Nondestructive Evaluation*, 29 (2017) 156–166. DOI: 10.1080/09349847.2017.1302622
- [83] National Research Council: Accelerated Aging of Materials and Structures: The Effects of Long-Term Elevated-Temperature Exposure, Washington, DC: The National Academies Press (1996) 29-44.
- [84] A. May, A. Belattar, M. Ould Ouali, S. Ramtani. Cyclic behavior of AA2024 aluminum alloy under different loading paths and heat treatments. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*. Vol. 47(3), March 2024, Pages 677-688. <https://doi.org/10.1111/ffe.14214>
- [85] C. Fares, L. Hemmouche, M. A. Belouchrani, A. Amrouche, D. Chicot, E. S. Puchi-Cabrera: *Materials & Design*, 86 (2015) 723–734.
- [86] J. R. Davis, *ASM Specialty Handbook: Aluminum and Aluminum Alloys*, ASM International, Ohio, USA. (1993).
- [87] Z. Huda, M. Zaharinie, N.I Taib: *Materials Chemistry and Physics*, 113 (2009) 515-517.
- [88] B. Magali and al. Precipitation in original Duralumin A-U4G versus modern 2017A alloy. *Materialia*, 8(2019), 100429–. doi: 10.1016/j.mtla.2019.100429
- [89] A. Cochard et al. Natural aging on Al-Cu-Mg structural hardening alloys – Investigation of two historical duralumins for aeronautics. *Materials Science and Engineering: A*, 690 (2017), 259–269. doi: 10.1016/j.msea.2017.03.003
- [90] Y-C. Lin and al. Precipitation hardening of 2024-T3 aluminum alloy during creep aging, *Materials Science & Engineering: A*, 565 (2013) 420–429.
- [91] M. Zerouki, M. Ould Ouali and L. Benabou. Metallurgical phase transformation and behaviour of steels under impact loading. *Metallurgical and Materials Transactions A (Springer)*, Vol. 51, pp. 252–262, 2021. <https://doi.org/10.1007/s11661-019-05527-z>

Annexes

A1: Fiche AMCSD utilisée pour l'identification des phases dans l'analyse par DRX de l'alliage 2017A

1- La phase θ (Al_2Cu)

Khatyrkite

Meetsma A, de Boer J L, van Smaalen S

Journal of Solid State Chemistry 83 (1989) 370-372

Refinement of the crystal structure of tetragonal Al_2Cu

Locality: synthetic

database_code_amcsd 0013668

CELL PARAMETERS: 6.0670 6.0670 4.8770 90.000 90.000 90.000

SPACE GROUP: I4/mcm

X-RAY WAVELENGTH: 1.541838

Cell Volume: 179.515

Density (g/cm³): 4.347

MAX. ABS. INTENSITY / VOLUME**2: 46.64823342

RIR: 3.494

RIR based on corundum from Acta Crystallographica A38 (1982) 733-739

2-THETA	INTENSITY	D-SPACING	H	K	L	Multiplicity
20.70	100.00	4.2900	1	1	0	4
29.44	33.40	3.0335	2	0	0	4
37.95	48.81	2.3710	2	1	1	16
42.13	32.29	2.1450	2	2	0	4
42.65	74.13	2.1200	1	1	2	8

47.38	70.23	1.9186	3	1	0	8
47.86	58.36	1.9006	2	0	2	8
57.20	14.09	1.6106	2	2	2	8
61.10	1.64	1.5167	4	0	0	4
61.50	9.57	1.5078	3	1	2	16
66.36	5.16	1.4087	4	1	1	16
67.12	7.60	1.3945	2	1	3	16
69.26	13.78	1.3566	4	2	0	8
73.54	17.78	1.2879	4	0	2	8
77.36	20.00	1.2335	3	3	2	8
78.44	4.89	1.2192	0	0	4	2
80.77	4.40	1.1898	5	1	0	8
81.13	6.71	1.1855	4	2	2	16
82.19	3.06	1.1728	1	1	4	8
85.91	2.12	1.1313	2	0	4	8
89.22	4.09	1.0977	5	2	1	16
89.93	1.96	1.0909	4	1	3	16

XPOW Copyright 1993 Bob Downs, Ranjini Swaminathan and Kurt Bartelmehs

For reference, see Downs et al. (1993) American Mineralogist 78, 1104-1107.

2- La phase α (Al)

Aluminum

Wyckoff R W G

Crystal Structures 1 (1963) 7-83

Second edition. Interscience Publishers, New York, New York

Cubic closest packed, ccp, structure

database_code_amcsd 0011136

CELL PARAMETERS: 4.0496 4.0496 4.0496 90.000 90.000 90.000

SPACE GROUP: Fm3m

X-RAY WAVELENGTH: 1.541838

Cell Volume: 66.409

Density (g/cm³): 2.698

MAX. ABS. INTENSITY / VOLUME**2: 34.61439413

RIR: 4.177

RIR based on corundum from Acta Crystallographica A38 (1982) 733-739

2-THETA	INTENSITY	D-SPACING	H	K	L	Multiplicity
38.50	100.00	2.3380	1	1	1	8
44.76	47.49	2.0248	2	0	0	6
65.16	28.01	1.4317	2	2	0	12
78.30	30.71	1.2210	3	1	1	24
82.52	8.74	1.1690	2	2	2	8

XPOW Copyright 1993 Bob Downs, Ranjini Swaminathan and Kurt Bartelmehs

For reference, see Downs et al. (1993) American Mineralogist 78, 1104-1107.

A2 : Matériels et moyens expérimentaux utilisés

Microscope Optique :

Le microscope optique utilisé dans la caractérisation de la microstructure de l'alliage 2017A nous a permis de déterminer la taille, l'intensité et la répartition des précipités présents ainsi que l'estimation de la taille des grains.



Figure A2.1 : Microscope Optique Leitz MM6 – LGM / EMP

Microscope Electronique à Balayage :

Le microscope électronique utilisé dans l'étude des mécanismes et modes de rupture du 2017A est un appareil FEI de type QUANTA 600 couplé à un système EDAX (figure A2.2) ; le système fonctionne avec une tension variable jusqu'à 30 kV.



Figure A2.2 : Microscope électronique à balayage-LGM/EM.

Microdureté

Le dispositif de la microdureté, qui se retrouve au niveau du Laboratoire Génie des Matériaux de l'EMP, est constitué essentiellement d'une machine d'essai de type Hardness tester « HWDM-1 » reliée à un ordinateur doté d'un logiciel d'acquisition d'image. L'indenteur en diamant est de forme pyramidale à base carrée avec un angle au sommet de la pyramide de 136° .



Figure A2.3 : Microduromètre SHIMADZU MM1006 – LGM / EMP.

Diffraction des RX

Le diffractomètre utilisé pour l'identification des différentes phases présentes dans l'alliage 2017A exposé au vieillissement thermique est de type X'pert PROMPD PANalytical. Le faisceau monochromatique incident sur l'échantillon est émis par une anticathode en cuivre ($\lambda = 1,54 \text{ \AA}$). Son principe consiste en la collection du faisceau diffracté par le détecteur qui sera converti en impulsions électriques permettant de tracer les diffractogrammes ($I = f(2\theta)$).



Figure A2.4 : Diffractomètre RX X'pert PROMPD (PANalytical)-EMP

Banc de préparation des échantillons destinés à la caractérisation et aux observations

Le banc est automatisé à vitesses variables. Les échantillons sont préparés par polissage métallographique avec des papiers émeri au carbure de silicium de grain 800, 1000, 1200 et 1500, puis un polissage avec une pâte de diamant de 1 μm est appliqué sur la surface supérieure pour obtenir un état miroir.



Figure A2.5 : Banc de préparation des échantillons-EMP/LGM.

Essais de traction

Les tests de traction sont réalisés sur une machine de traction type **EZ20 ILOYD AMETEK** d'une capacité de 20KN. Les éprouvettes de traction utilisées selon la norme ASTM E8 lors de l'essai ont été toutes rompues dans la zone utile comme montré sur la figure ci-dessous.



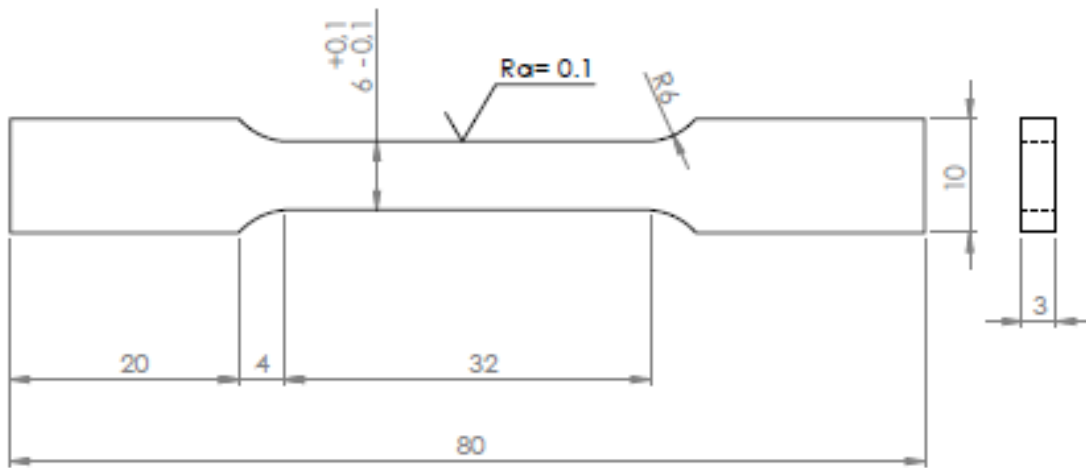
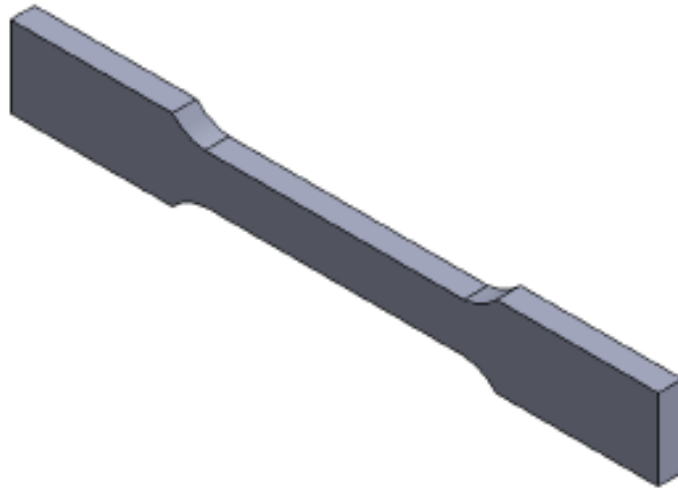
*Figure A2.6 : Machine de traction EZ20
testées.*



ILOYD-EMP et éprouvettes

A3 : Eprouvettes utilisées

Eprouvettes CT



ECHELLE : Lire les cotes sur le plan

SAUF INDICATION CONTRAIRE: LES COTES SONT EN MILLIMETRES ETAT DE SURFACE: Ra= 0.2 TOLERANCES: LINEAIRES: ± 0.1 ANGULAIRE:		REVISION: RAS		CASER LES ANGLES VRS		NE PAS CHANGER L'ECHELLE		REVISION	
NOM	SIGNATURE	DATE				DTS:			
KITTEL A. BOUKARI		04/04/2017							
VISE:									
APPE:									
FAB:									
QUAL:					MATRIAL: ALUMINUM 2017	NL DE PLAN		Epreuve-ASTM E8 A4	
					MADE:	ECHELLE: 1:1		FEUILLE 1 SUR 1	

Résumé

L'allègement des structures dans les secteurs de l'aéronautique et de l'aérospatial a favorisé l'augmentation de l'utilisation des alliages d'aluminium. Par exemple, l'Airbus A380 est composé à 60 % d'alliages d'aluminium. Les exigences en termes de résistance mécanique, thermique et de ténacité sont cruciales dans ces secteurs, en raison des sollicitations extrêmes auxquelles sont soumises les structures de ces appareils. Des modifications des propriétés mécaniques et microstructurales de ces alliages peuvent survenir au cours de l'utilisation, en raison de leur exposition prolongée à des températures élevées et à de longues durées de service. Ainsi, le choix des alliages d'aluminium destinés à ces applications exige une attention particulière quant à la sélection d'un traitement thermique adéquat, permettant de préserver les propriétés mécaniques et microstructurales dans des conditions sévères.

Cette thèse est dédiée à l'étude expérimentale du comportement et de la dégradation de l'alliage d'aluminium 2017A, dont le cuivre est l'élément d'alliage principal, utilisé dans l'industrie aérospatiale. Afin de déterminer les meilleures caractéristiques (microstructure/propriétés) de l'alliage 2017A pour une application potentielle dans l'aérospatiale, différents traitements thermiques T4 et T6 à 100 °C, 160 °C et 200 °C, pendant 8, 12 et 24 heures, ont été effectués. Les résultats montrent que les traitements T4 et T6 à 100 °C pendant 12 heures offrent un meilleur compromis entre la microstructure et les propriétés mécaniques de l'alliage 2017A pour une application aérospatiale.

Dans le cadre de l'étude du comportement des structures exposées à des températures élevées et à de longues durées de service, des traitements de vieillissement thermique accéléré à 170 °C ont été réalisés sur des éprouvettes de traction et CT (Compact Tension) de l'alliage 2017A, pour des périodes allant de 0 à 30 heures. Une attention particulière a été portée sur l'étude du comportement de ce matériau sous l'effet du vieillissement thermique, avec une analyse des évolutions microstructurales observées durant ce processus et de leur impact sur les propriétés mécaniques, ainsi que sur la ténacité et la résistance à la rupture de l'alliage, afin de prévenir d'éventuels phénomènes de dégradation.

Mots –clés : Alliage d'aluminium 2017A, Vieillissement, Evolution microstructurale, mécanismes de rupture, propriétés mécaniques, ténacité.

Abstract

The lightening of structures in the aeronautics and aerospace sectors has increased the use of aluminum alloys. For example, the Airbus A380 is composed of 60% aluminum alloys. Mechanical, thermal, and toughness requirements are critical in these sectors due to the extreme stresses endured by the structures of these vehicles. Modifications to the mechanical and microstructural properties of these alloys may occur during use, due to exposure to high temperatures and long service durations. Therefore, the selection of aluminum alloys for these applications requires careful consideration of the appropriate heat treatment, to preserve the mechanical and microstructural properties under harsh conditions.

This thesis is dedicated to the experimental study of the behavior and degradation of the aluminum alloy 2017A, with copper as the principal alloying element, used in the aerospace industry. To identify the best characteristics (microstructure/properties) of the 2017A alloy for potential aerospace applications, different T4 and T6 heat treatments at 100 °C, 160 °C, and 200 °C for 8, 12, and 24 hours were performed. The results show that the T4 and T6 treatments at 100 °C for 12 hours offer the best compromise between microstructure and mechanical properties for the 2017A alloy in aerospace applications.

In order to study the behavior of structures exposed to high temperatures and long service durations, accelerated thermal aging treatments at 170 °C were conducted on tensile and **CT** (Compact Tension) specimens of the 2017A alloy for periods ranging from 0 to 30 hours. Particular attention was given to the study of the material's behavior under the effect of thermal aging, focusing on the microstructural changes observed during the thermal aging process and their impact on mechanical properties, as well as the fracture behavior and toughness of the alloy in order to prevent potential degradation phenomena.

Keywords: 2017A Aluminum alloy, Aging, Microstructural evolution, Fracture mechanisms, Mechanical properties, Toughness.