



الجمهورية الجزائرية الديمقراطية الشعبية

République Algérienne Démocratique et Populaire

وزارة التعليم العالي والبحث العلمي

Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique

جامعة العربي التبسي - تبسة

Université Larbi Tébessi – Tébessa –

Faculté des Sciences et de la Technologie

Département de Génie de Mécanique



MEMOIRE

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

En : Génie de Mécanique

Spécialité : Génie des Matériaux

Par : AZIRI Takieddine

THEME :

**Etude de l'effet des traitements thermiques sur les propriétés
mécaniques d'un alliage à base d'aluminium**

Présenté et soutenu publiquement, le 09/06/2026, devant le jury composé de :

-TORCHANE Lazhar	Prof	Université Larbi Tébessi-Tébessa -	Président
- LEMITA Nourelhouda	MCB	Université Larbi Tébessi-Tébessa -	Examineur
- LAOUADI Bouzid	MCB	Université Larbi Tébessi-Tébessa -	Encadreur

Promotion : 2025/2026

Dédicace

Avant tout, je rends grâce à **ALLAH**, le Tout-Puissant, pour Sa lumière, Son aide précieuse et Sa guidance à chaque étape de ma vie.

J'offre ce travail à moi-même, **Takieddine Aziri**, en guise de reconnaissance pour ma persévérance, ma patience et les efforts constants déployés tout au long de ce parcours exigeant.

Ce mémoire est dédié à ma chère mère, **Zahia Aziri**, l'âme de ma réussite. Ta tendresse infinie, tes prières quotidiennes et ton soutien inconditionnel ont été mes plus grands piliers dans les moments de doute. Merci d'être ce guide de lumière dans ma vie.

À mon cher père, **Noureddine**, exemple de courage et de sagesse. Merci pour ta présence bienveillante, tes sacrifices et tes précieux conseils qui m'ont toujours indiqué le bon chemin.

À ma grande sœur, **Safa**, pour son affection sincère, son écoute et ses encouragements de chaque instant. Merci d'avoir toujours été à mes côtés.

À mon grand frère, **Abdelmalek**, pour sa force, sa motivation et son soutien indéfectible tout au long de cette aventure académique.

Que ce modeste travail soit le reflet de ma profonde gratitude et de mon amour éternel pour vous.

Merci d'avoir cru en moi, surtout lorsque je doutais de moi-même. Que Dieu vous protège.

Remerciements

Avant tout, je rends grâce à **Allah** Tout-Puissant de m'avoir insufflé la force, la patience et la persévérance nécessaires pour mener à bien ce mémoire, et de m'avoir guidé sur le chemin du savoir.

Je tiens à exprimer ma plus vive reconnaissance à mon directeur de mémoire, Monsieur le Docteur **LAOUADI Bouzid**, Maître de conférences au département de Génie Mécanique de l'Université de Tébessa. Je le remercie chaleureusement pour sa rigueur scientifique, sa grande disponibilité, ses précieux conseils et son soutien constant tout au long de ce projet.

Mes vifs remerciements s'adressent également à Madame **LEMITA Nourelhouda** et Monsieur **TORCHANE Lazhar**, Maîtres de conférences au sein de notre département, qui me font l'honneur de siéger au jury et d'évaluer ce travail.

J'exprime ma gratitude à l'ensemble du corps professoral du département pour la qualité de leur enseignement et leur dévouement durant mon parcours universitaire, me permettant ainsi de bénéficier d'une formation solide et enrichissante.

Je remercie chaleureusement toute l'équipe du laboratoire des essais mécaniques de l'usine d'aluminium **ALGAL PLUS** de **M'sila**, pour leur accueil bienveillant, leur précieuse collaboration et les ressources mises à ma disposition.

Enfin, je salue mes camarades de promotion en **Génie des Matériaux** pour leur esprit d'entraide, leur solidarité et les moments d'échange partagés qui ont rendu ce parcours mémorable.

À vous tous, qui avez cru en ce projet et m'avez accompagné vers sa réussite, j'adresse l'expression de mon plus profond respect et de ma sincère reconnaissance.

Résumé :

Cette étude s'inscrit dans le cadre de l'analyse des alliages d'aluminium de la série 6xxx, notamment les Al-Mg-Si, largement utilisés dans l'industrie, l'automobile, l'aéronautique et le bâtiment grâce à leur faible densité, leur bonne résistance à la corrosion et leurs bonnes propriétés mécaniques, ainsi que leur aptitude au durcissement par précipitation.

Plusieurs traitements thermiques ont été appliqués, notamment l'homogénéisation, la trempe, le vieillissement artificiel et le vieillissement naturel, afin d'étudier leur influence sur la microstructure et les propriétés mécaniques de l'alliage d'aluminium 6063 de type Al-Mg-Si.

L'étude expérimentale a été réalisée à l'aide de la microscopie optique (MO) et des essais de microdureté Vickers (HV). Les résultats montrent que le traitement d'homogénéisation améliore la répartition des phases secondaires et homogénéise la matrice d'aluminium. Les résultats du vieillissement artificiel révèlent que le traitement à 100 °C favorise le début de la formation des zones Guinier-Preston (GP), ce qui contribue à l'augmentation progressive de la dureté. À 200 °C, le processus de précipitation devient plus efficace avec la formation des précipités métastables β'' , responsables des valeurs maximales de dureté et du durcissement structural. En revanche, le vieillissement à 300 °C accélère l'évolution des précipités vers des phases plus stables telles que β' et β (Mg_2Si), provoquant ainsi un phénomène de sur-vieillissement accompagné d'une diminution de la dureté due à la croissance des précipités et à la réduction de leur effet de blocage des dislocations.

L'étude montre également que les meilleures propriétés mécaniques ont été obtenues à 200 °C pour une durée de vieillissement optimale, correspondant à l'état optimal de précipitation. L'alliage suit la séquence de précipitation caractéristique des alliages Al-Mg-Si :

SSS $\rightarrow$ Zones GP $\rightarrow \beta'' \rightarrow \beta' \rightarrow \beta$ (Mg_2Si), où la phase β'' représente la phase la plus durcissante et la plus efficace dans l'amélioration de la microdureté.

Le vieillissement naturel après trempe favorise également la formation des zones GP, tandis que le double vieillissement améliore davantage les propriétés mécaniques grâce à une précipitation plus fine et plus homogène.

Mots clés : Propriétés mécaniques Alliages Al-Mg-Si, alliage 6063, traitements thermiques, vieillissement artificiel, vieillissement naturel, homogénéisation, précipitation, microdureté Vickers.

الملخص :

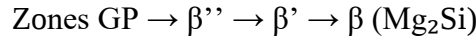
تندرج هذه الدراسة ضمن إطار تحليل سبائك الألمنيوم من السلسلة 6xxx، وبالتحديد سبائك Al-Mg-Si ، التي تُستعمل على نطاق واسع في الصناعة، وقطاع السيارات، والطيران، والبناء، وذلك بفضل كثافتها المنخفضة، ومقاومتها الجيدة للتآكل، وخصائصها الميكانيكية الممتازة، إضافة إلى قابليتها للتصلد بالتساقط (الترسيب).

تم تطبيق عدة معالجات حرارية، من بينها التجانس، والتبريد السريع (التقسية)، والتعتيق الاصطناعي، والتعتيق الطبيعي، بهدف دراسة تأثيرها على البنية المجهرية والخواص الميكانيكية لسبيكة الألمنيوم 6063 من نوع Al-Mg-Si .

جريت الدراسة التجريبية باستخدام المجهر الضوئي (MO) واختبارات الصلادة الميكروية وفق فيكرز (HV). أظهرت النتائج أن معالجة التجانس تحسن توزيع الأطوار الثانوية وتؤدي إلى تجانس مصفوفة الألمنيوم. كما بينت نتائج التعتيق الاصطناعي أن المعالجة عند 100 °C تُحفّز بداية تشكل مناطق غينير - بريستون (GP)، مما يؤدي إلى زيادة تدريجية في الصلادة.

وعند 200 °C يصبح الترسيب أكثر فعالية مع تشكل الأطوار شبه المستقرة β'' المسؤولة عن أعلى قيم للصلادة والتصلد البنيوي. في حين أن التعتيق عند 300 °C يؤدي إلى تطور الأطوار نحو أطوار أكثر استقراراً مثل β' و β (Mg_2Si)، مما يسبب فرط التعتيق وانخفاض الصلادة نتيجة نمو الترسبات وتقليل قدرتها على إعاقة حركة الانخلاعات.

كما أظهرت الدراسة أن أفضل الخواص الميكانيكية تم الحصول عليها عند 200 °C لمدة تعتيق مثلى 20 ساعة ، وهو ما يمثل الحالة المثلى للترسيب. وتتبع السبيكة التسلسل المعروف في سبائك Al-Mg-Si:



كما أن التعتيق الطبيعي بعد التقسية يُسهم في تكوين مناطق GP، بينما يؤدي التعتيق المزدوج إلى تحسين إضافي للخواص الميكانيكية نتيجة ترسيب أدق وأكثر تجانساً.

الكلمات المفتاحية: الخواص الميكانيكية، سبائك Al-Mg-Si، سبيكة 6063، المعالجات الحرارية، التعتيق الاصطناعي، التعتيق الطبيعي، التجانس، الترسيب، الصلادة الميكروية فيكرز.

Abstract :

This study focuses on the analysis of 6xxx series aluminum alloys, particularly Al-Mg-Si alloys, which are widely used in industry, automotive, aerospace, and construction sectors due to their low density, good corrosion resistance, favorable mechanical properties, and their ability to be strengthened by precipitation hardening.

Several heat treatments were applied, including homogenization, quenching, artificial aging, and natural aging, in order to investigate their influence on the microstructure and mechanical properties of 6063 aluminum alloy of Al-Mg-Si type.

The experimental study was carried out using optical microscopy (OM) and Vickers microhardness (HV) testing. The results show that homogenization improves the distribution of secondary phases and leads to a more uniform aluminum matrix. Artificial aging results reveal that treatment at 100 °C promotes the initial formation of Guinier-Preston (GP) zones, contributing to a gradual increase in hardness. At 200 °C, the precipitation process becomes more effective with the formation of metastable β'' precipitates, which are responsible for the maximum hardness values and structural strengthening. In contrast, aging at 300 °C accelerates the transformation of precipitates into more stable phases such as β' and β (Mg_2Si), leading to over-aging accompanied by a decrease in hardness due to precipitate coarsening and the reduction of their dislocation-blocking effect.

The study also shows that the best mechanical properties are obtained at 200 °C for an optimal aging time, corresponding to the peak aging condition. The alloy follows the characteristic precipitation sequence of Al-Mg-Si alloys: $\text{SSS} \rightarrow \text{GP zones} \rightarrow \beta'' \rightarrow \beta' \rightarrow \beta$ (Mg_2Si), where the β'' phase is the most effective strengthening phase in improving microhardness.

Natural aging after quenching also promotes the formation of GP zones, while double aging further enhances mechanical properties through a finer and more homogeneous precipitation distribution.

Keywords: Mechanical properties, Al-Mg-Si alloys, 6063 alloy, heat treatments, artificial aging, natural aging, homogenization, precipitation, Vickers microhardness.

-Table des matières-

Dédicace	i
Remerciements	ii
Résumé	iii
ملخص	iv
Abstract	v
Table des matières	vi
Liste des figures	x
Liste des tableaux	xii
Introduction générale	1
Chapitre I : Généralités sur l'aluminium et ses alliages	
I.1. Introduction sur l'aluminium	3
I.1.1. Historique	4
I.1.2. L'obtention	5
I.1.3 Procédé de fabrication	5
I.1.4. Domaines d'utilisation	6
I.2. Propriétés physiques et chimiques	7
I.3. Désignation des alliages	7
I.3.1. Désignation AFNOR	7
I.3.2. Désignation numérique	8
I.4. Aluminium et ses alliages	8
I.5. Classification	9
➤ Alliages sans durcissement structural	9
➤ Alliages à durcissement structural	9
I.6. Effets des éléments d'addition dans les alliages d'aluminium	10
I.6.1. Excès de magnésium	10
I.6.2. Effet du cuivre	11
I.6.3. Excès de silicium	11
I.6.4. Les dispersoïdes	12
❖ Cr et Mn	12
❖ Le manganèse	12
❖ Fer	12
I.7. Alliages Al-Mg-Si	12
➤ Alliages du type A-GS	14

➤ Alliage du type A-SG	14
I.8. Applications des alliages Al-Mg-Si.....	15
I.9. Les alliages d'aluminium de série 6000	15
I.9.1. L'alliage d'aluminium 6063.....	15
I.9.2. Caractéristiques générales de l'alliage 6063.....	16
❖ Caractéristique physique	16
❖ Caractéristiques chimique	16
❖ Composition chimique	17
I.10. Conclusion.....	17
 Chapitre II : Traitements thermiques des alliages d'aluminium	
II.1. Introduction	18
II.2. Les Traitements thermiques de durcissement structural	18
II.2.1. Traitements de durcissement structural.....	18
a. La mise en solution	18
b. La trempe	19
c. le durcissement ou maturation	19
II.2.2. Traitement d'homogénéisation	20
II.2.3. Les traitements d'adoucissement par restauration ou recuit	20
II.3. Désignation des états métallurgiques	21
II.3.1. Subdivisions de l'état H	21
II.3.2. Subdivisions de l'état T	22
II.4. Traitement thermique des alliages Al-Mg-Si	23
II.4.1. Traitement thermique de revenu (T5)	23
II.4.2. Traitement thermique (T6)	24
• Mise en solution	24
• Trempe	24
• Vieillissement naturel	25
• Pré-vieillissement artificiel.....	25
• Vieillissement artificiel.....	25
II.5. Précipitation dans les alliages d'aluminium.....	26
II.5.1. Définition de la précipitation.....	26
II.5.2. La séquence de précipitation.....	26
II.5.3. Les phases précipitées	27

• Les zones G.P	27
• La phase β''	27
• La phase β'	27
• La phase β	27
II.6. Conclusion	28
 Chapitre III: Matériaux étudiés et méthodes expérimentales	
III .1. Introduction	29
III .2. Le matériau étudié	30
III .2. 1. Choix de l'alliage Al Mg Si 6063	30
III .2. 2. Compositions chimiques de l'alliage	30
III .2. 3. Les traitements thermiques appliqués	31
III .2. 4. Préparation des échantillons	32
➤ Découpage	32
➤ Polissage mécanique	33
III .3. Techniques expérimentales	34
III .3.1. Microscope optique	34
III .3.2. Microdureté Vickers	35
III .4. Conclusion	36
 Chapitre IV: Résultats et Discussions	
IV.1. Introduction	37
IV.2. Observations microscopiques.....	37
IV.2.1. Etat primaire.....	38
IV.2. 2. Etat d'homogénéisation.....	38
IV.2.3. Etat de vieillissement artificiel.....	39
IV.2.4. Etat de vieillissement naturel.....	40
IV.3. L'effet des traitements de vieillissement sur le durcissement.....	40
IV.3.1. Effet de vieillissement artificiel sur le durcissement.....	40
IV.3.1.1. Vieillissement artificielle à 100°C.....	41
IV.3.1.2. Vieillissement artificielle à 200°C.....	42
IV.3.1.3. Vieillissement artificielle à 300°C.....	43
IV.3.2. Effet de double vieillissement sur le durcissement.....	44
IV.4. Conclusion	46

Conclusion générale	47
Références bibliographiques	49

-Liste des figures -

Figure I.1 : L'aluminium dans le tableau périodique.

Figure I.2 : Charles Martin Hall et Paul Héroult.

Figure I.3 : La matière primaire pour fabrication d'aluminium (bauxite).

Figure I.4 : Etape de fabrication.

Figure I.5 : Différents domaines d'utilisation d'aluminium.

Figure I.6 : Billet d'alliages Al-Mg-Si.

Figure I.7: Alliage d'aluminium série 6000 pour la construction.

Figure I.8 : Alliage d'aluminium série 6063 pour les portes et fenêtres.

Figure II.1 : Schémas représente les traitements de durcissement structural.

Figure II.2 : Le durcissement structural en fonction du type de précipité pour la Série 6000.

Figure III. 1 : l'entreprise industrielle ALGAL PLUS M'sila.

Figure III. 2 : photo d'échantillon d'Alliage étudié.

Figure III. 3 : Four utilisé dans le traitement thermique d'homogénéisation et la méthode de refroidissement (trempe à l'eau).

Figure III. 4 : Four de vieillissement artificiel et la méthode de refroidissement (à l'aire).

Figure III. 5 : Machine de tronçonnage et un billet d'alliage étudié.

Figure III. 6: Machine de découpage.

Figure III. 7 : Machine de polissage.

Figure III. 8 : Le microscope optique utilisé.

Figure III. 9: Micro Vickers Hardness Tester.

Figure IV .1 : Microstructure de l'alliage à l'état primaire.

Figure IV .2 : Microstructure de l'alliage après homogénéisation.

Figure IV .3 : Microstructure de l'alliage après homogénéisation (580 °C/11h) vieillissement (200 °C/4h).

Figure IV .4 : Microstructure de l'alliage après homogénéisation (580 °C/11h) suivi d'un vieillissement naturel 15 jours.

Figure IV.5 : la microdureté en fonction du temps (vieillissement artificielle 100°C).

Figure IV.6 : la microdureté en fonction du temps (vieillissement artificielle 200°C).

Figure IV.7 : la microdureté en fonction du temps (vieillissement artificielle 300°C).

Figure IV.8 : l'évolution de la microdureté en fonction du temps à vieillissement artificiel aux différentes températures de 100, 200 et 300 °C.

Figure IV.9 : La microdureté en fonction du temps après l'homogénéisation pendant 11 h à 580 °C, trempé à l'eau, puis soumis à un vieillissement naturel de 15 jours suivi d'un vieillissement artificiel à 100 °C.

-Liste de tableaux-

Tableau I .1 : Propriétés physiques de l'aluminium.

Tableau I .2 : Principales séries d'alliages d'aluminium.

Tableau I .3: Effets d'éléments d'addition.

Tableau I .4: Les caractéristiques physiques.

Tableau I .5: Les caractéristiques chimiques.

Tableau I .6: Les compositions chimiques.

Tableau II.1 : Désignation des états métallurgiques.

Tableau II.2: Symboles respectifs des différents traitements à l'état T.

Tableau III.1 : Compositions chimiques de l'alliage.

Tableau III. 2 : composition chimique du Keller.

Tableau IV.1 : Variation de la microdureté (HV) vieillissement artificiel à 100 °C.

Tableau IV.2 : Variation de la microdureté (HV) vieillissement artificiel à 200 °C.

Tableau IV.3 : Variation de la microdureté (HV) vieillissement artificiel à 300 °C.

Tableau IV.4 : Variation de la microdureté (HV) de double vieillissement.

- Introduction générale -

Introduction générale

L'évolution rapide des technologies industrielles et la demande croissante en matériaux à hautes performances ont suscité un intérêt particulier pour les alliages légers capables de répondre aux exigences de réduction de poids, de résistance mécanique et de durabilité. Parmi ces matériaux, l'aluminium occupe une place privilégiée grâce à ses nombreuses qualités, notamment sa faible densité, sa bonne conductivité thermique et électrique ainsi que son excellente résistance à la corrosion.

Depuis la mise au point du procédé Hall-Héroult en 1886, permettant l'extraction industrielle de l'aluminium à partir de la bauxite et de la cryolithe, les alliages d'aluminium ont fait l'objet de nombreuses recherches scientifiques et technologiques. De nos jours, ils comptent parmi les matériaux métalliques les plus utilisés après les fontes et les aciers, notamment dans les secteurs de l'aéronautique, de l'automobile, des transports, du bâtiment et de l'industrie électrique. Toutefois, l'aluminium pur présente une résistance mécanique relativement faible, ce qui limite son utilisation et conduit à privilégier les alliages.

L'amélioration des propriétés mécaniques de l'aluminium est obtenue par l'ajout d'éléments d'alliage tels que le magnésium, le silicium, le cuivre, le manganèse, le titane, le chrome ou encore le zinc. Associés à des traitements thermiques adaptés, ces éléments favorisent des transformations microstructurales importantes, notamment la formation de précipités durcissants au sein de la matrice d'aluminium. Ce phénomène, connu sous le nom de durcissement structural ou durcissement par précipitation, permet d'accroître considérablement les performances mécaniques du matériau.

Parmi les différentes familles d'alliages d'aluminium, les alliages de la série 6xxx (Al-Mg-Si) se distinguent par leur excellent compromis entre résistance mécanique, aptitude à la mise en forme, résistance à la corrosion et bonnes propriétés électriques. Ces alliages trouvent ainsi de nombreuses applications dans les domaines de la construction, de l'automobile, du transport ferroviaire ainsi que dans divers équipements industriels et domestiques.

Ce mémoire est structuré comme suit :

- ✓ Le premier chapitre est consacré à une étude bibliographique de l'aluminium et de ses alliages, avec une attention particulière portée aux alliages Al-Mg-Si de la série 6063.
- ✓ Le deuxième chapitre traite des différents traitements thermiques appliqués aux alliages d'aluminium et met en évidence leur influence sur les propriétés mécaniques du matériau.
- ✓ Le troisième chapitre présente le matériau étudié, les conditions expérimentales adoptées ainsi que les différentes techniques de caractérisation utilisées dans ce travail.
- ✓ Le quatrième chapitre est consacré à la présentation des résultats expérimentaux obtenus, suivie de leur analyse et de leur discussion.
- ✓ Enfin, une conclusion générale synthétise les principaux résultats de cette étude et propose des perspectives pour des travaux de recherche futurs.

-Chapitre I-

**Généralités sur l'aluminium et ses
alliages**

I.1.1. Historique:

L'histoire de l'aluminium débute en 1807 lorsque le chimiste britannique Humphry Davy émet l'hypothèse de l'existence d'un nouveau métal dans l'alun, qu'il nomme « aluminium ». En 1821, Pierre Berthier découvre près des Baux-de-Provence un minerai riche en oxyde d'aluminium, qui sera par la suite désigné sous le nom de bauxite.

L'isolement de l'aluminium est généralement attribué à Friedrich Wöhler en 1827, bien que Hans Christian Ørsted ait obtenu une forme impure du métal dès 1825. Wöhler fut également le premier à mettre en évidence certaines de ses propriétés, notamment sa faible densité.

En 1846, Henri Sainte-Claire Deville améliore la méthode d'obtention de l'aluminium en utilisant le sodium comme agent réducteur. Malgré cette avancée, le procédé demeure coûteux et limite l'utilisation du métal à des applications de luxe.

Le véritable essor industriel de l'aluminium débute en 1886 avec la mise au point du procédé Hall-Héroult, basé sur l'électrolyse de l'alumine dissoute, permettant une production plus économique du métal. Un an plus tard, Karl Josef Bayer développe le procédé Bayer pour l'extraction de l'alumine à partir de la bauxite, ouvrant ainsi la voie à la production de masse. À partir de 1888, les premières sociétés de production d'aluminium sont créées en Europe et aux États-Unis, marquant le début de l'industrie moderne de l'aluminium. [3]



Figure I.2 : Charles Martin Hall et Paul Héroult. [4]

I.1.2. L'obtention:

L'exploitation industrielle de l'aluminium repose essentiellement sur la bauxite, un minerai naturellement riche en composés alumineux dont la teneur en aluminium est comprise entre 45 et 60 %. Après son extraction, la bauxite est transformée en alumine, qui constitue le principal intermédiaire dans la chaîne de production de l'aluminium. Le métal est ensuite obtenu par un procédé électrolytique consistant à dissoudre l'alumine dans un bain de cryolithe fondue (Na_3AlF_6) maintenu à une température d'environ 1000 °C, à l'intérieur de cuves dont le revêtement est constitué de carbone. [3]



Figure I.3 : La matière primaire pour fabrication d'aluminium (bauxite). [5]

I.1.3 Procédé de fabrication :

La production de l'alumine à partir de la bauxite est réalisée selon le procédé Bayer [6], qui se déroule en cinq étapes principales.

Broyage : La bauxite est réduite en fines particules afin d'augmenter la surface de contact et de faciliter l'extraction de l'alumine.

Attaque : Le minerai broyé est traité par une solution de soude, en présence de chaux, dans des réacteurs fonctionnant à haute température et sous haute pression.

Décantation : Cette étape consiste à séparer la phase liquide contenant les composés d'aluminium de la phase solide. Les résidus solides, appelés « boues rouges » en raison de leur forte teneur en oxyde de fer, sont ensuite soumis à plusieurs opérations de lavage.

Précipitation : Après refroidissement et dilution de la liqueur, l'aluminium précipite sous forme d'hydrate d'alumine (Al_2O_3)

Calcination : l'hydrate d'alumine est finalement chauffé à une température supérieure à 1000 °C afin d'éliminer l'eau qu'il contient et d'obtenir l'alumine anhydre. [6]

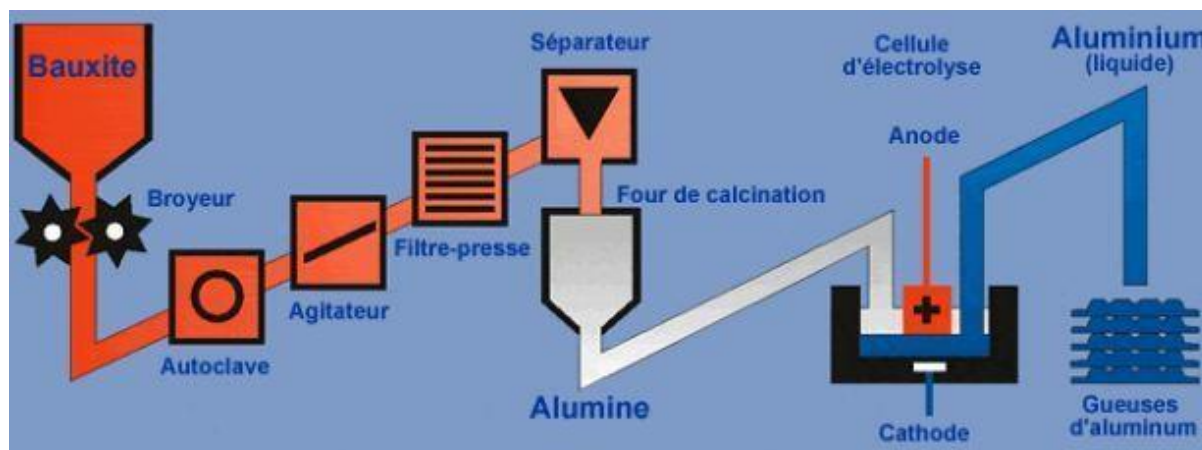


Figure I.4 : Etape de fabrication. [8]

I.1.4. Domaines d'utilisation :

- ✓ Mobilité et transports (auto, train, avion)
- ✓ Architecture, bâtiment et construction
- ✓ Électricité et électronique de pointe
- ✓ Mécanique industrielle et ingénierie
- ✓ Autres domaines d'application



Figure I.5 : Différents domaines d'utilisation d'aluminium. [9]

I.2. Propriétés physiques et chimiques:

Les alliages d'aluminium occupent aujourd'hui une place importante dans l'industrie, juste après les aciers parmi les métaux les plus utilisés.

Ils sont principalement employés dans les secteurs du transport, du bâtiment, de la construction mécanique ainsi que de l'emballage. L'aluminium est choisi pour ses propriétés physiques et chimiques intéressantes, notamment sa faible densité, sa bonne conductivité thermique, sa neutralité magnétique et son caractère non combustible.

On distingue l'aluminium de haute pureté, l'aluminium pur et plusieurs alliages contenant des éléments comme le cuivre, le silicium, le manganèse ou le zinc, qui permettent d'améliorer ses propriétés mécaniques.

Enfin, ses caractéristiques thermiques et physiques influencent son comportement lors des procédés de fabrication, en particulier le soudage. [10]

Propriété	Unité	Valeur
Point de fusion	C °	660
Conductivité thermique λ	W m-1 k-1	237
Paramètre de maille	Å	4.05
Point d'ébullition	C °	2056

Tableau I.1 : Propriétés physiques de l'aluminium. [11]

I.3. Désignation des alliages :

I.3.1. Désignation AFNOR :

Le système de désignation AFNOR des alliages d'aluminium repose sur deux éléments principaux. Il débute par la lettre A, éventuellement accompagnée d'un chiffre indiquant le titre de l'aluminium, comme dans le cas de A5.

Cette première partie est suivie d'un ensemble de lettres correspondant aux éléments d'addition, classés en fonction de leur proportion dans l'alliage. La quantité de chaque élément est précisée par un chiffre associé à la lettre correspondante. Les principaux éléments utilisés dans cette désignation sont :

Le cuivre (U), le manganèse (M), le magnésium (G), le zinc (Z), le nickel (N), le silicium (S) et le titane (T). [12]

I.3.2. Désignation numérique :

Selon les recommandations de l'Aluminum Association, les alliages d'aluminium sont identifiés par un système de désignation numérique composé de quatre chiffres. Le premier chiffre, compris entre 1 et 8, détermine la famille de l'alliage en fonction de l'élément d'alliage prédominant (Tableau I.3). Le deuxième chiffre indique une éventuelle modification de l'alliage de référence, généralement liée à une variation de la composition chimique d'un ou de plusieurs éléments. Quant aux deux derniers chiffres, ils permettent de distinguer les différents alliages appartenant à une même série. La série 1000 constitue toutefois un cas particulier, puisque ses deux derniers chiffres expriment directement la teneur minimale en aluminium. À titre d'exemple, l'alliage 1060 contient environ 99,60 % d'aluminium. [13]

Désignation	Élément
2xxx	Al-Cu
4xxx	Al-Si
6xxx	Al-Mg-Si
7xxx	Al-Zn-Mg-Cu

Tableau I.2 : Principales séries d'alliages d'aluminium. [12]

I. 4. Aluminium et ses alliages :

Les alliages d'aluminium correspondent à une modification de la composition chimique de l'aluminium pur. [14]

L'aluminium pur possède des propriétés mécaniques limitées. Pour les améliorer, on ajoute des éléments d'alliage tels que le Cu, Zn, Mn, Mg, Ni. Ces éléments se dissolvent partiellement dans la matrice ou forment des précipités, ce qui permet d'obtenir des alliages aux propriétés mécaniques renforcées. [15]

Les alliages d'aluminium combinent une bonne résistance mécanique et une faible masse volumique, ce qui explique leur large utilisation dans les secteurs automobile et aéronautique, notamment sous forme moulée et forgée. [15,16].

Le choix des matériaux dépend principalement de leur disponibilité, de leur coût, de leur aptitude à la mise en forme ainsi que de leurs propriétés physiques. [17]

Les caractéristiques des alliages: [12]

- Les alliages d'aluminium présentent une bonne résistance à la corrosion grâce à la formation naturelle d'une couche protectrice d'alumine (Al_2O_3) à leur surface.
- Ils se distinguent également par une bonne aptitude à la mise en forme, notamment par laminage et emboutissage. Les alliages Al-Mg sont particulièrement adaptés aux procédés de filage à chaud.
- Leur structure cristalline cubique à faces centrées (CFC) leur confère une bonne ductilité à basse température, ce qui explique leur utilisation dans les applications cryogéniques.

I.5. Classification:

➤ Alliages sans durcissement structural :

Afin d'améliorer les performances mécaniques des alliages d'aluminium, plusieurs mécanismes de renforcement peuvent être mis en œuvre. Le durcissement par écrouissage résulte d'une déformation plastique réalisée à froid, à travers des procédés tels que le laminage, l'étirage ou le tréfilage. Cette déformation modifie la microstructure du matériau et accroît sa résistance mécanique, tandis que des traitements thermiques adaptés permettent de restaurer partiellement ou totalement ses propriétés initiales. Le durcissement par solution solide est obtenu par l'ajout d'éléments d'alliage qui s'incorporent dans le réseau cristallin de l'aluminium, soit par substitution, soit par insertion. Ces atomes perturbent le réseau et limitent le mouvement des dislocations, ce qui entraîne une augmentation de la résistance du matériau. Ce mécanisme peut également être associé à l'écrouissage pour obtenir un effet de renforcement plus important. Enfin, le durcissement par dispersion de phases apparaît lorsque la concentration des éléments d'alliage dépasse leur limite de solubilité dans l'aluminium. Il se forme alors une seconde phase dispersée dans la matrice, dont l'efficacité est d'autant plus élevée que les particules sont de petite taille et uniformément réparties. [10]

➤ Alliages à durcissement structural :

Le durcissement structural repose sur une série d'opérations successives. Il commence par un traitement de mise en solution destiné à dissoudre les éléments d'alliage et à obtenir une solution solide homogène. Cette étape est suivie d'une trempe, c'est-à-dire un refroidissement

rapide permettant de bloquer les phénomènes de diffusion et de maintenir une solution solide sursaturée dans un état métastable. Par la suite, un traitement de vieillissement est réalisé à une température inférieure à celle de la mise en solution, favorisant la précipitation progressive de nouvelles phases et conduisant ainsi à une amélioration significative des propriétés mécaniques de l'alliage. [10]

- **Alliages sans durcissement structural** : 1000, 3000, 5000.
- **Alliages à durcissement structural** : 2000, 4000, 6000, 7000.

I.6. Effets des éléments d'addition dans les alliages d'aluminium :

Les éléments d'addition peuvent être classés selon leur contribution à l'amélioration des performances de l'anode. Ils sont introduits dans le matériau de base afin d'obtenir un potentiel plus électronégatif que celui du métal de base, de limiter la passivation de l'anode dans le milieu d'utilisation, d'augmenter sa capacité, ainsi que d'optimiser la morphologie de dissolution. Ils permettent également de neutraliser les effets néfastes des impuretés et d'améliorer les propriétés mécaniques de l'anode. [18]

Elements	Effets
Mg	Améliorer les propriétés mécaniques.
Mn	Il est introduit afin de neutraliser l'influence défavorable du fer, en inhibant la formation de la phase intermétallique Fe–Al.
Ti	Ils agissent comme piègeurs d'hydrogène et contribuent également à l'affinage des grains, ainsi qu'à l'augmentation de la fraction des joints de grains, ce qui permet de diluer et de réduire les phénomènes de fragilisation.
Zn	L'ajout de zinc entraîne une diminution du potentiel de l'anode, tandis qu'au-delà de cette teneur aucun gain supplémentaire n'est observé. En revanche, pour des teneurs inférieures à 0,9 %, le zinc exerce une influence négligeable sur le comportement des anodes en aluminium

Tableau I.3: Effets d'éléments d'addition. [18]

I.6.1. Excès de magnésium :

Les alliages Al–Mg–Si contenant une proportion élevée de magnésium, correspondant à un rapport Mg/Si supérieur à 2, ont été relativement peu étudiés dans les travaux scientifiques. Les recherches menées sur leur durcissement structural visent principalement à obtenir, au pic de vieillissement, une microstructure dominée par des précipités β'' finement dispersés,

connus pour leur rôle déterminant dans le renforcement mécanique. Néanmoins, une teneur excessive en magnésium modifie le processus de précipitation en favorisant l'apparition directe de la phase stable Mg_2Si . Cette transformation se produit au détriment des phases métastables, qui sont généralement les plus efficaces pour améliorer les caractéristiques mécaniques de l'alliage. Par conséquent, un excès de magnésium tend à réduire la fraction des phases durcissantes au profit de la phase d'équilibre Mg_2Si . [13]

I.6.2. Effet du cuivre:

Dans les alliages d'aluminium industriels appartenant à la série 6xxx, le cuivre est presque systématiquement présent, même lorsqu'il ne subsiste qu'à l'état de traces ou d'impuretés. Pendant de nombreuses années, il a été admis que son ajout en faible quantité dans le système Al–Mg–Si–(Cu) n'entraînait pas de modification significative de la séquence de précipitation. Toutefois, des études plus récentes ont mis en évidence qu'une teneur en cuivre d'environ 0,1 % pouvait influencer favorablement le comportement du matériau en raffinant le mécanisme de précipitation et en augmentant le niveau de durcissement atteint après le traitement de revenu.

D'une manière plus générale, la présence de cuivre favorise une cinétique de précipitation plus rapide et contribue à l'obtention d'une microstructure plus homogène.

Elle agit également sur la morphologie des précipités, qui deviennent généralement plus petits, plus fins et présentent une géométrie lamellaire moins développée. [19]

I.6.3. Excès de silicium :

Les alliages Al–Mg–Si riches en silicium, pour lesquels le rapport Mg/Si est inférieur à 2, se caractérisent par des niveaux de dureté maximale plus élevés que ceux observés dans les alliages de composition stœchiométrique. Ils présentent également une plus grande sensibilité au durcissement par vieillissement naturel à température ambiante. Cependant, l'effet du silicium se traduit principalement par une augmentation de la dureté initiale, alors que la cinétique de durcissement reste globalement peu modifiée.

Une teneur importante en silicium influence également la nature des précipités formés durant le vieillissement. Elle favorise la formation de phases métastables à faible rapport Mg/Si au détriment des phases d'équilibre plus stables. Cette évolution entraîne une réduction de la stabilité du pic de dureté et une dégradation plus rapide des propriétés mécaniques, en raison de la déstabilisation progressive de la phase β'' et de l'apparition de précipités enrichis en silicium.

Par ailleurs, l'excès de silicium modifie la séquence de précipitation. En présence de cuivre, il favorise la formation des phases Q et Q', tandis qu'en son absence, des précipités présentant des caractéristiques similaires à celles de la phase Q' peuvent également se développer. D'une manière générale, la nature et la composition des précipités observés dans les alliages de la série 6xxx demeurent étroitement liées à la composition chimique globale de l'alliage. [13]

I.6.4. Les dispersoïdes :

❖ C r et M n :

Ces éléments contribuent de manière générale à la modification de la morphologie et, dans certains cas, de la taille des grains, ce qui permet une amélioration de la ductilité ainsi que de la ténacité. Ils sont couramment utilisés dans les alliages d'aluminium afin de limiter, voire d'empêcher, la recristallisation lors des opérations de mise en solution.

❖ Le manganèse :

Le manganèse est employé principalement pour neutraliser les effets délétères du fer et pour modifier la morphologie des phases intermétalliques. Il est également considéré comme l'un des éléments les plus efficaces à cet effet, comparativement au chrome, au nickel, au cobalt et au molybdène.

❖ Fer :

Le fer favorise la formation de particules insolubles, lesquelles peuvent influencer la fragilisation et faciliter la rupture des alliages d'aluminium. [3]

I.7. Alliages Al-Mg-Si :

Les alliages d'aluminium présentant les meilleures performances mécaniques sont généralement constitués d'une matrice en solution solide faiblement enrichie en éléments d'alliage ou associée à des composés intermétalliques.

Pour cette raison, ils sont souvent regroupés dans la catégorie des alliages à solution solide. Parmi eux, les alliages Al-Mg-Si de la série 6000, dérivés du système Al-Mg₂Si, occupent une place importante en raison de leur aptitude au durcissement structural. Leur composition repose essentiellement sur la présence du magnésium et du silicium, éléments responsables de leurs propriétés mécaniques et de leur large intérêt industriel. Afin d'optimiser leurs performances, ces alliages sont généralement soumis à une succession de traitements thermiques comprenant une homogénéisation, suivie d'une trempe puis d'un vieillissement naturel.

L'introduction de cuivre dans leur composition conduit à la formation des alliages Al-Mg-Si-Cu, tandis que l'ajout de silicium aux alliages Al-Cu-Mg de la série 2000 permet également d'obtenir des systèmes de composition voisine. Grâce à leur équilibre entre propriétés mécaniques et aptitude à la mise en forme, les alliages Al-Mg-Si(Cu) sont largement employés comme matériaux de structure à résistance intermédiaire. Ils se distinguent notamment par leur bonne formabilité, leurs qualités satisfaisantes en soudage ainsi que leur excellente résistance à la corrosion, attribuée à la formation d'une couche protectrice passive à leur surface. [20]

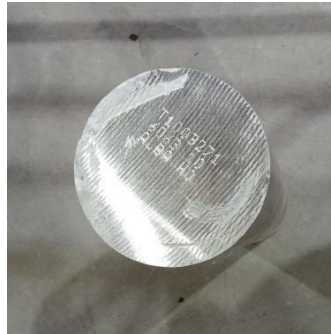


Figure I.6 : Billet d'alliages Al-Mg-Si.

Cette catégorie d'alliages occupe une place importante dans de nombreux secteurs industriels en raison de son excellente aptitude aux procédés de transformation, notamment le filage, le laminage et le matriçage. Bien que leurs propriétés mécaniques soient généralement plus modestes que celles des alliages des séries 2000 et 7000, celles-ci peuvent être sensiblement renforcées grâce à l'addition de silicium.

En effet, l'association du silicium avec le magnésium favorise la formation des précipités Mg_2Si , responsables du phénomène de durcissement structural. Les alliages Al-Mg-Si se distinguent également par leur bonne tenue à la corrosion atmosphérique et par leur grande facilité d'assemblage, en particulier par les procédés de soudage à l'arc et de brasage. Selon leur composition chimique, ils peuvent être classés en deux grandes catégories.

La première regroupe les alliages présentant des teneurs relativement élevées en magnésium et en silicium, tels que les 6061 et 6082, qui sont principalement destinés aux applications porteuses et aux structures mécaniques, notamment les charpentes métalliques et les pylônes.

La seconde comprend les alliages moins riches en silicium, comme le 6060, caractérisés par une excellente extrudabilité permettant d'atteindre des vitesses de filage élevées, mais offrant en contrepartie des performances mécaniques plus modérées. [10]

On peut classer les alliages en deux types :

➤ **Alliages du type A-GS :**

Dans ces alliages, la teneur en magnésium varie généralement entre 0,35 et 1 %, alors que celle du silicium se situe dans une plage comprise entre 0,25 et 0,8 %. Cette différence de composition fait que le silicium est rarement présent en quantité excédentaire par rapport aux proportions stœchiométriques requises pour la formation de la phase Mg_2Si . Par conséquent, les équilibres métallurgiques tendent principalement à favoriser la précipitation de cette phase.

Par ailleurs, certains alliages de cette famille présentent des caractéristiques spécifiques. L'alliage 6060 est particulièrement apprécié pour sa remarquable aptitude au filage, autorisant des vitesses d'extrusion très élevées pouvant atteindre environ $140 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$. À l'inverse, l'alliage 6061 se distingue davantage par ses performances mécaniques supérieures.

Celles-ci sont notamment liées à la présence d'éléments d'alliage additionnels, tels que le cuivre et le chrome, qui contribuent au renforcement du matériau. De plus, cet alliage possède une meilleure résistance à la corrosion que de nombreux alliages renforcés par traitement de trempe. [13]

➤ **Alliage du type A-SG :**

Dans cette catégorie d'alliages, la teneur en silicium dépasse généralement celle du magnésium. Les propriétés mécaniques obtenues après traitement sont principalement liées au phénomène de durcissement structural associé à la précipitation de la phase intermétallique Mg_2Si . L'effet du silicium dissous dans la matrice contribue également au renforcement du matériau et participe à l'amélioration de ses performances.

Par ailleurs, l'ajout de certains éléments d'alliage, tels que le manganèse et le chrome, est fréquemment utilisé afin d'accroître la ténacité du matériau, de limiter sa sensibilité à la rupture fragile et d'améliorer son comportement global en service. Parmi les nuances normalisées les plus répandues appartenant à cette famille figurent notamment les alliages 6005A (A-SG 0.5), 6081 (A-SGM 0.3) et 6082 (A-SGM 0.7), largement employés dans diverses applications industrielles nécessitant un bon compromis entre résistance mécanique et aptitude à la mise en œuvre. [13]

I.8. Applications des alliages Al-Mg-Si :

- ✓ Transports.
- ✓ Bâtiments.
- ✓ Emballage.
- ✓ Equipement électrique.
- ✓ Equipement mécanique.

I.9. Les alliages d'aluminium de série 6000 :

Les alliages Al-Mg-Si de la série 6xxx sont des alliages à résistance mécanique moyenne dont le durcissement est assuré par la précipitation de la phase Mg_2Si . Ils se distinguent par leur bonne aptitude au formage, leur excellente résistance à la corrosion et leur bonne soudabilité. Grâce à ces propriétés, ils sont largement employés dans la fabrication des profilés et des conducteurs électriques, notamment les câbles de transport d'énergie. [21]



Figure I.7: Alliage d'aluminium série 6000 pour la construction.

I.9.1. L'alliage d'aluminium 6063:

L'alliage 6063 fait partie des alliages d'aluminium traitables thermiquement, dont les propriétés mécaniques peuvent être améliorées par des traitements de durcissement appropriés. Il est caractérisé par une structure à grains fins, lui conférant une excellente qualité de surface, particulièrement après anodisation. Cet alliage se distingue également par sa bonne résistance à la corrosion, ainsi que par ses aptitudes favorables à l'usinage et au soudage. Grâce à cet ensemble de propriétés, l'alliage 6063 est largement utilisé dans diverses applications industrielles. Il est particulièrement employé pour la fabrication de profilés destinés au secteur de la construction et de l'architecture, ainsi que pour la production de

tubes et de conducteurs électriques, où les exigences en matière de durabilité et de qualité de finition sont particulièrement importantes. [3]

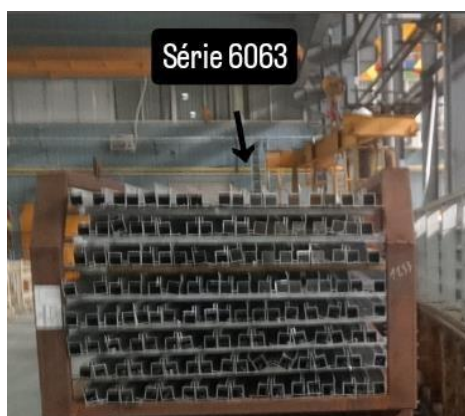


Figure I.8 : Alliage d'aluminium série 6063 pour les portes et fenêtres.

I.9.2. Caractéristiques générales de l'alliage 6063

L'alliage 6063 appartient à la série 6xxx (Al-Mg-Si), caractérisée par une bonne aptitude à l'extrusion, une excellente malléabilité et une bonne résistance à la corrosion. Ses propriétés mécaniques sont modérées, ce qui le rend particulièrement adapté aux applications de la construction, de l'ameublement et de l'industrie automobile. [22]

❖ Caractéristique physique :

CARACTERISTIQUES PHYSIQUES	Module d'élasticité (MPa)	69.000
	ν	0.33
	ρ (kg/dm ³)	2.7
	Temperature fusion (°C)	600/655

Tableau I.4: Les caractéristiques physiques. [23]

❖ Caractéristiques chimique :

Caractéristiques Chimiques	Désignation chimique	EN AW – AlMg0.7Si
	Désignation numérique	EN AW - 6063
	Aluminium Association	AA 6063

Tableau I.5: Les caractéristiques chimiques. [23]

❖ **Composition chimique :**

COMPOSITION CHIMIQUE	Mg	0.45-0.90
	Cr	0.10
	Zn	0.10
	Ti	0.10
	Si	0,20 - 0,60
	Fe	0.35
	Cu	0.10
	Mn	0.10
	Autres	0.05
	Al	RESTANT

Tableau I.6: Les compositions chimiques. [23]

I.10.Conclusion :

Dans ce premier chapitre, nous avons établi les bases théoriques relatives à l'aluminium et à ses alliages en mettant en évidence leurs caractéristiques essentielles et leur intérêt industriel. L'étude a porté sur l'aluminium depuis son extraction à partir de la bauxite jusqu'à ses principales applications, tout en présentant ses propriétés physiques et mécaniques, ainsi que ses avantages, tels que la faible densité, la bonne conductivité et la résistance à la corrosion, sans négliger les limites de l'aluminium à l'état pur.

Nous avons également abordé la classification des alliages d'aluminium, les différents mécanismes de durcissement, notamment le durcissement structural par précipitation, ainsi que l'influence des éléments d'alliage tels que le magnésium, le silicium et le cuivre sur la microstructure et les propriétés des matériaux. Une attention particulière a été accordée aux alliages Al-Mg-Si de la série 6000, et plus particulièrement à l'alliage 6063, en raison de ses propriétés équilibrées et de son importance dans de nombreux secteurs industriels.

Ainsi, ce chapitre constitue le fondement théorique nécessaire à la compréhension du comportement des alliages Al-Mg-Si et sert de base pour l'étude des effets des traitements thermiques qui sera développée dans les chapitres suivants.

Chapitre II

**Traitements thermiques des alliages
d'aluminium**

II.1. Introduction :

Les traitements thermiques regroupent l'ensemble des opérations réalisées sur un matériau à l'état solide et fondées sur l'application de cycles de chauffage et de refroidissement rigoureusement contrôlés. Leur finalité est de modifier la structure interne du matériau afin d'obtenir les propriétés physiques et mécaniques souhaitées.

La microstructure d'un matériau dépend essentiellement de son mode d'élaboration et des conditions de mise en forme auxquelles il a été soumis. Toutefois, cette structure n'est pas définitive et peut être transformée de manière significative par des traitements thermiques appropriés, permettant ainsi d'optimiser les performances du matériau.

De plus, certaines transformations induites lors des procédés de mise en forme, telles que l'écrouissage, contribuent à l'amélioration des caractéristiques mécaniques. Cependant, elles peuvent également engendrer des effets indésirables, qui peuvent être réduits ou supprimés par la mise en œuvre de traitements thermiques adaptés. [24]

II.2. Les Traitements thermiques de durcissement structural :

II.2.1. Traitements de durcissement structural :

Ce type de traitement, propre aux alliages durcissables par précipitation, se compose généralement de trois étapes essentielles : la mise en solution, suivie de la trempe, puis du durcissement par vieillissement. [13]

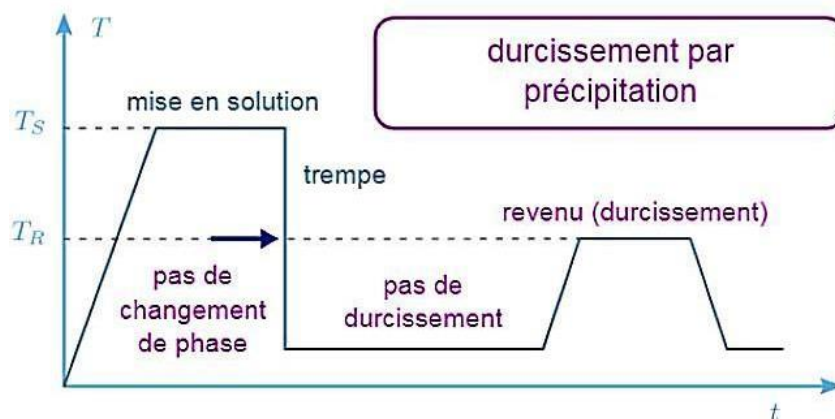


Figure II.1 : Schémas représente les traitements de durcissement structural. [25]

a. La mise en solution :

Le traitement de mise en solution est une opération thermique qui consiste à chauffer l'alliage à une température déterminée, généralement comprise entre 450 °C et 590 °C selon sa

composition, puis à le maintenir pendant une durée suffisante. L'objectif principal de ce traitement est de dissoudre les phases précipitées et de mettre en solution les éléments d'alliage responsables du durcissement.

Cette opération est habituellement réalisée à la température la plus élevée possible sans altérer l'intégrité du matériau, afin d'augmenter la solubilité des éléments d'alliage et de favoriser leur diffusion au sein de la matrice. Cependant, un échauffement excessif peut provoquer une fusion locale, notamment au niveau des joints de grains, en raison de la ségrégation de certains éléments.

Afin de limiter ce risque et d'améliorer l'homogénéité chimique et microstructurale de l'alliage, il est souvent nécessaire de réaliser préalablement un traitement d'homogénéisation, permettant de réduire les hétérogénéités de composition et d'assurer une meilleure stabilité du matériau lors de la mise en solution. [13]

b. La trempe :

La trempe consiste à conserver, à température ambiante, une solution solide sursaturée obtenue après la mise en solution, en appliquant un refroidissement suffisamment rapide pour empêcher toute précipitation. La vitesse critique de trempe dépend de la nature de l'alliage et de la diffusion des éléments d'alliage. Certains alliages sont autotrempants et peuvent être refroidis à l'air, tandis que d'autres nécessitent une trempe à l'eau.

Les propriétés finales du matériau sont également influencées par des paramètres tels que l'écrouissage et le temps écoulé entre la trempe et le revenu. En pratique, le terme « trempe » désigne souvent l'ensemble des opérations de mise en solution et de refroidissement rapide. Enfin, la vitesse de refroidissement est contrôlée par les échanges thermiques entre le matériau et le milieu de trempe ainsi que par la conduction de chaleur à l'intérieur du matériau. [13]

c. Le durcissement ou maturation :

Au début du XX^e siècle, WILM a observé qu'un alliage Al-Cu présentait une augmentation progressive de sa dureté après la trempe, même à température ambiante. Ce phénomène, appelé durcissement structural ou vieillissement, est lié à la décomposition de la solution solide sursaturée. Il se traduit par la formation successive des zones de Guinier-Preston (G.P.), de précipités métastables, puis de phases intermétalliques stables, entraînant une évolution des propriétés mécaniques du matériau. [13]

II.2.2. Traitement d'homogénéisation :

Le traitement d'homogénéisation consiste un matériau métallique à haute température afin de réduire les hétérogénéités chimiques et les ségrégations issues de la solidification, ce qui permet d'obtenir une microstructure plus homogène et de faciliter les opérations de transformation ultérieures. Les conditions de traitement, notamment la température et la durée de maintien, dépendent de la nature de l'alliage, de la géométrie de la pièce et du degré de ségrégation. Pour les alliages d'aluminium, les températures d'homogénéisation se situent généralement entre 450 et 590 °C. [26]

Dans les alliages d'aluminium, le traitement d'homogénéisation entraîne différentes transformations microstructurales, notamment la dissolution partielle des phases intermétalliques, l'uniformisation de la répartition des éléments d'alliage et, dans certains cas, la coalescence ou la formation de nouvelles phases. Ces modifications permettent d'obtenir une microstructure plus homogène et plus stable. [27]

II.2.3. Les traitements d'adoucissement par restauration :

Ces traitements thermiques ont pour objectif principal de réduire la dureté d'un métal ou d'un alliage ayant été durci, soit par écrouissage, soit par durcissement structural. Ils permettent ainsi de restaurer une certaine ductilité et d'améliorer la maniabilité du matériau.

Dans le cas des matériaux écrouis, on distingue notamment les traitements de restauration ainsi que les recuits de recristallisation. Ces procédés conduisent à des effets microstructuraux comparables à ceux observés dans l'aluminium, bien que les températures mises en jeu soient généralement plus élevées pour les alliages, en raison de leur stabilité structurale différente.

Le traitement de recristallisation : Le traitement de recristallisation est réalisé entre 300 et 400 °C pendant une durée de 0,5 à 3 heures. Il permet la formation de nouveaux grains équiaxes à partir de la structure déformée initiale. Une augmentation excessive de la température ou du temps de maintien entraîne un grossissement des grains, tandis qu'un traitement insuffisant conduit à une recristallisation incomplète. Dans les alliages durcissables par trempe, le recuit de précipitation consiste à maintenir le matériau à une température intermédiaire afin de favoriser l'évolution des précipités et d'obtenir un adoucissement des propriétés mécaniques.

Le traitement de restauration : consiste à maintenir le matériau à une température comprise entre 200 °C et 300 °C pendant une durée allant généralement d'une à huit heures. À ce stade, la microstructure globale ne subit pas de modification notable, mais les propriétés mécaniques évoluent de manière significative en fonction de la température appliquée et du temps de maintien.

Au niveau microscopique, ce traitement n'engendre pas de recristallisation, mais provoque principalement une réorganisation des dislocations introduites par l'écrouissage. Une partie de ces dislocations s'annule, tandis que d'autres se redistribuent et s'organisent préférentiellement aux joints et sous-joints de grains. Ce processus contribue à une diminution de la dureté et à une amélioration de la malléabilité de l'alliage. [28]

II.3. Désignation des états métallurgiques :

L'état métallurgique d'un alliage, fortement corrélé à ses propriétés mécaniques, dépend des traitements thermiques ou thermomécaniques appliqués au matériau. Il est défini par une désignation normalisée, en particulier pour les alliages corroyés, conformément à la norme NF EN 515. Dans ce système de classification, chaque état est représenté par une lettre spécifique correspondant à la condition métallurgique obtenue après traitement. Les états F et O sont définis de manière simple et ne présentent pas de subdivisions, tandis que les états H et T sont subdivisés de façon plus détaillée. Cette subdivision est réalisée à l'aide de chiffres supplémentaires permettant de préciser le niveau de durcissement ou la nature exacte du traitement subi par l'alliage.

Subdivisions de l'état H :

Le premier chiffre du codage indique le mode principal d'obtention de l'état métallurgique du matériau :

H1 : état obtenu par écrouissage.

H2 : écrouissage suivi d'un traitement de restauration.

H3 : écrouissage suivi d'une stabilisation.

Le second chiffre précise quant à lui le niveau de dureté atteint par le métal :

2 : état quart-dur / **4 :** état demi-dur. [3]

Symbole	Etat
F	Etat brut de fabrication, sans traitement particulier après mise en forme.
O	Etat recuit, correspondant à un adoucissement maximal du matériau.
H	Etat écroui, obtenu par déformation plastique à froid.
T	Etat ayant subi un traitement thermique contrôlé afin d'obtenir des propriétés mécaniques spécifiques.
W	Etat trempé non stabilisé, correspondant à une solution sursaturée temporairement conservée après trempe.

Tableau II.1 : Désignation des états métallurgiques. [29]

Subdivisions de l'état T :

La première série de chiffres permet de préciser le type général de traitement thermique ou thermomécanique appliqué au matériau, en indiquant le procédé global ayant conduit à l'état métallurgique obtenu.

Désignation	T.T
T1	Etat obtenu après refroidissement à la suite d'une transformation à chaud, suivi d'une maturation jusqu'à stabilisation. Il concerne les produits non écrouis après trempe.
T2	Refroidissement après mise en forme à chaud, suivi d'un écrouissage puis d'une maturation assurant la stabilité de l'état métallurgique. Il s'applique aux produits écrouis après trempe.
T3	Combinaison comprenant une mise en solution, une trempe, un écrouissage puis une maturation jusqu'à stabilisation. Cet état concerne les produits écrouis.
T4	Traitement de mise en solution, trempe puis maturation sans écrouissage, destiné aux produits non écrouis.
T5	Refroidissement après mise en forme à chaud suivi d'un revenu, applicable aux produits non écrouis après trempe.

T6	Mise en solution, trempe puis revenu, sans écrouissage, correspondant aux produits non écrouis après traitement thermique.
T7	Mise en solution, trempe et sur-revenu, visant un état volontairement au-delà de la résistance maximale afin d'ajuster d'autres propriétés.

Tableau II.2: Symboles respectifs des différents traitements à l'état T [29]

II.4. Traitement thermique des alliages Al-Mg-Si :

Dans le cas spécifique des alliages à durcissement structural, les états métallurgiques issus des traitements thermiques sont identifiés par la lettre T, suivie d'un code numérique composé d'un à cinq chiffres.

Le premier chiffre de cette désignation précise la nature du traitement principal appliqué à l'alliage, en indiquant les différentes étapes thermiques et mécaniques subies, telles que la mise en solution, la trempe, l'écrouissage, le revenu ou encore la maturation. [30]

Les alliages de la série 6xxx, également appelés alliages Al-Mg-Si, peuvent être soumis à deux principaux types de traitements thermiques.

Le premier correspond à un simple traitement de revenu, généralement désigné par l'état T5, appliqué après transformation à chaud.

Le second consiste en un traitement plus complet comprenant une mise en solution suivie d'une trempe, puis d'un revenu, conduisant à l'état T6. Ce procédé permet d'obtenir des propriétés mécaniques améliorées grâce au durcissement structural. [31]

II.4.1. Traitement thermique de revenu (T5) :

Le comportement mécanique des alliages d'aluminium dépend fortement de leur composition et de la température appliquée. En général, la limite d'élasticité et la résistance à la rupture atteignent un maximum pour une certaine plage de température, puis diminuent lorsque la température augmente davantage, tandis que l'allongement à la rupture évolue en sens inverse. Pour les alliages Al-Si-Mg, les résultats dépendent aussi des conditions de solidification : un refroidissement rapide favorise la mise en solution du magnésium, qui précipite ensuite sous forme de Mg_2Si lors du vieillissement, assurant le durcissement de l'alliage.

Enfin, ce traitement contribue également à améliorer la stabilité dimensionnelle des pièces utilisées à haute température. [31]

II.4.2. Traitement thermique (T6) :

L'objectif principal de ce traitement est d'assurer une homogénéisation de l'alliage et d'aboutir à une morphologie contrôlée des précipités, permettant d'améliorer les propriétés mécaniques sans altérer les autres caractéristiques du matériau.

Dans ce cadre, l'alliage est mis en solution à une température proche de 500 °C, ce qui permet de saturer la matrice en magnésium sous forme de solution solide. Une trempe est ensuite appliquée afin de conserver cet état sursaturé à température ambiante. Le vieillissement, réalisé aux environs de 200 °C, favorise alors la formation de précipités complexes de type Mg_2Si , responsables du durcissement structural.

Par ailleurs, le traitement de mise en solution contribue également à la sphéroïdisation des particules de silicium, à la dissolution des phases intermétalliques présentes ainsi qu'à l'homogénéisation globale de la microstructure de l'échantillon. [31]

• Mise en solution :

Le traitement de mise en solution correspond à un maintien de l'alliage à une température élevée, généralement proche de 500 °C, pendant une durée suffisante afin de favoriser la dissolution des phases durcissantes formées au cours de l'élaboration du matériau.

Dans le cas des alliages Al–Mg–Si, ce procédé vise essentiellement la dissolution de la phase Mg_2Si , l'homogénéisation de la matrice métallique ainsi que la modification de la morphologie du silicium eutectique. La température d'homogénéisation est habituellement comprise entre 450 °C et 590 °C, en fonction de la composition chimique et des caractéristiques de l'alliage.

Lorsque la température appliquée est insuffisante, la dissolution des précipités reste partielle, ce qui peut conduire à une diminution des performances mécaniques finales. À l'inverse, un dépassement de la plage optimale de traitement est défavorable, car il peut engendrer une surchauffe du matériau et, dans certains cas, provoquer des phénomènes de brûlure ou de fusion locale, notamment au niveau des joints de grains en présence de fortes ségrégations. [1]

• Trempe :

La trempe constitue l'étape qui suit directement le traitement de mise en solution. Elle a pour objectif de figer, à température ambiante, la structure obtenue à haute température en

empêchant toute précipitation lors du refroidissement.

Ce résultat est obtenu par un refroidissement rapide du matériau, pouvant être réalisé à l'eau, à l'huile ou à l'air selon la nature de l'alliage et les propriétés recherchées. Pour chaque alliage, il existe une vitesse critique de trempe correspondant à la vitesse minimale de refroidissement nécessaire pour conserver la solution solide à l'état sursaturé métastable à température ambiante. Dans le cas des alliages Al-Mg-Si, la trempe permet d'éviter la formation de la phase Mg_2Si pendant le refroidissement et de maintenir en solution solide la plus grande quantité possible de magnésium et de silicium. Cette conservation en état sursaturé constitue une condition essentielle pour le développement ultérieur du durcissement structural lors du vieillissement. [1]

• Vieillessement artificiel :

Dans les alliages Al-Mg-Si, le vieillissement artificiel réalisé après la mise en solution, l'homogénéisation et la trempe a pour objectif principal de favoriser la précipitation de la phase durcissante Mg_2Si , responsable de l'augmentation de la résistance mécanique de l'alliage.

Ce traitement permet notamment d'améliorer la limite d'élasticité tout en réduisant la déformabilité du matériau. De manière générale, l'évolution microstructurale induite par ce procédé entraîne une amélioration des propriétés mécaniques pouvant atteindre environ 20 % à 25 % par rapport à celles obtenues après un traitement thermique simple de type T5. [31]

• Pré-vieillessement artificiel :

Le pré-vieillessement consiste à maintenir les alliages à une température inférieure à celle du vieillissement artificiel, pendant une durée déterminée. Cette température peut correspondre à la température ambiante ou lui être légèrement inférieure ou supérieure. En pratique, les matériaux sont généralement conservés à une température proche de celle de l'environnement de la pièce, sur une période pouvant s'étendre jusqu'à environ 48 heures.

L'efficacité de ce traitement est fortement influencée par la composition chimique de l'alliage. Elle est particulièrement significative dans les alliages riches en magnésium, tandis qu'elle tend à diminuer en présence de certains éléments d'alliage tels que le cuivre, le cadmium ou l'étain. [31]

• Vieillessement naturel :

Le vieillissement naturel est un traitement qui intervient après la mise en solution et la trempe. Il consiste à maintenir l'alliage à température ambiante pendant une période pouvant s'étendre sur plusieurs jours.

Ce procédé permet l'évolution progressive de la microstructure après la trempe, entraînant ainsi une modification des propriétés mécaniques du matériau. Les caractéristiques obtenues dans cet état peuvent être satisfaisantes et adaptées à un certain nombre d'applications industrielles. [32]

II.5. Précipitation dans les alliages d'aluminium :

Pour améliorer les propriétés mécaniques de l'aluminium à l'état pur, le métallurgiste dispose de différentes méthodes de renforcement. Parmi les approches les plus couramment utilisées figure le durcissement par précipitation, qui représente une technique particulièrement efficace pour accroître la résistance mécanique du matériau.

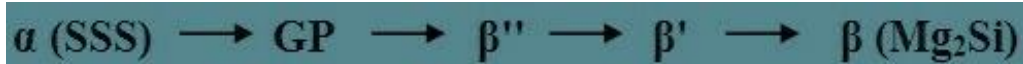
II.5.1. Définition de la précipitation :

La précipitation à partir d'une solution solide sursaturée correspond à une transformation de phase impliquant les phénomènes de germination et de croissance d'une ou de plusieurs nouvelles phases.

De manière générale, ce processus se traduit par la décomposition de la solution solide initiale sursaturée, dite matrice mère, en deux constituants : d'une part, des précipités formant une nouvelle phase, et d'autre part, une matrice appauvrie en éléments dissous. Cette transformation peut se dérouler aussi bien à température ambiante qu'à des températures plus élevées, selon la nature de l'alliage et les conditions thermiques appliquées. [33]

II.5.2. La séquence de précipitation :

Dans les alliages d'aluminium binaires et ternaires, la première étape après la trempe correspond généralement à la formation des zones de Guinier–Preston (GP). Celles-ci apparaissent grâce à la présence de lacunes piégées, notamment lors du passage entre domaines mono et biphasés, et jouent un rôle essentiel dans le début du processus de précipitation, en particulier dans les alliages Al–Mg. Pour les alliages Al–Mg–Si, la séquence de précipitation suit ensuite un enchaînement ordonné de phases :



- ✓ α : solution solide sur saturée SSS
- ✓ GP : Des petits rassemblements de Mg et Si
- ✓ β'' : Phase très fins
- ✓ β' : phase sous forme bâtonnes
- ✓ β : Phase stable. [34]

II.5.3. Les phases précipitées :

• Les zones GP:

Les zones de Guinier-Preston (GP) correspondent à des regroupements atomiques de très faible dimension, généralement compris entre 1 et 5 nm, qui apparaissent spontanément lors du vieillissement naturel à température ambiante. La formation de ces zones contribue significativement au durcissement de l'alliage en entravant le mouvement des dislocations. Leur mise en évidence par microscopie électronique demeure délicate en raison du faible contraste existant entre les éléments constitutifs, à savoir l'aluminium, le magnésium et le silicium. Ces précipités présentent une morphologie quasi sphérique et se caractérisent par une concentration en éléments de soluté supérieure à celle de la matrice environnante. [34]

• La phase β'' :

La phase β'' constitue le précipité métastable le plus efficace dans le renforcement des alliages Al-Mg-Si-(Cu), étant principalement responsable de l'obtention du pic de durcissement. Son efficacité est attribuée à sa cohérence cristallographique avec la matrice d'aluminium, laquelle engendre des champs de contraintes capables de limiter le déplacement des dislocations. Cette phase se développe sous la forme de précipités aciculaires alignés suivant les directions cristallographiques $\langle 100 \rangle$. Ses dimensions caractéristiques varient généralement entre 1 et 5 nm de diamètre et entre 10 et 50 nm de longueur. Par ailleurs, elle possède une structure cristalline de type monoclinique. [34]

• La phase β' :

La phase β' se développe sous forme de précipités allongés de type bâtonnet, préférentiellement orientés suivant les directions cristallographiques $\langle 100 \rangle$. Ces précipités présentent généralement un diamètre compris entre 5 et 15 nm et sont caractérisés par une structure cristalline hexagonale. En raison de leur cohérence partielle avec la matrice d'aluminium, ils participent efficacement à l'amélioration des propriétés mécaniques de l'alliage en s'opposant au déplacement des dislocations. Par ailleurs, leur composition se distingue par un rapport atomique Mg/Si variant habituellement entre 1 et 1,7, tout en demeurant inférieur à la valeur stœchiométrique de 2. [34]

• La phase β :

La phase stable Mg_2Si se développe sous forme de précipités en plaquettes de géométrie carrée, présentant une épaisseur de l'ordre de quelques dizaines de nanomètres et une largeur pouvant atteindre plusieurs centaines de nanomètres. Elle cristallise selon une structure cubique à faces centrées ordonnée de type CaF_2 et ne contient pas d'aluminium dans sa composition. Bien qu'elle soit incohérente avec la matrice d'aluminium, cette phase conserve

néanmoins des relations d'orientation cristallographique définies avec celle-ci, ce qui influence son interaction avec la microstructure de l'alliage. [34]

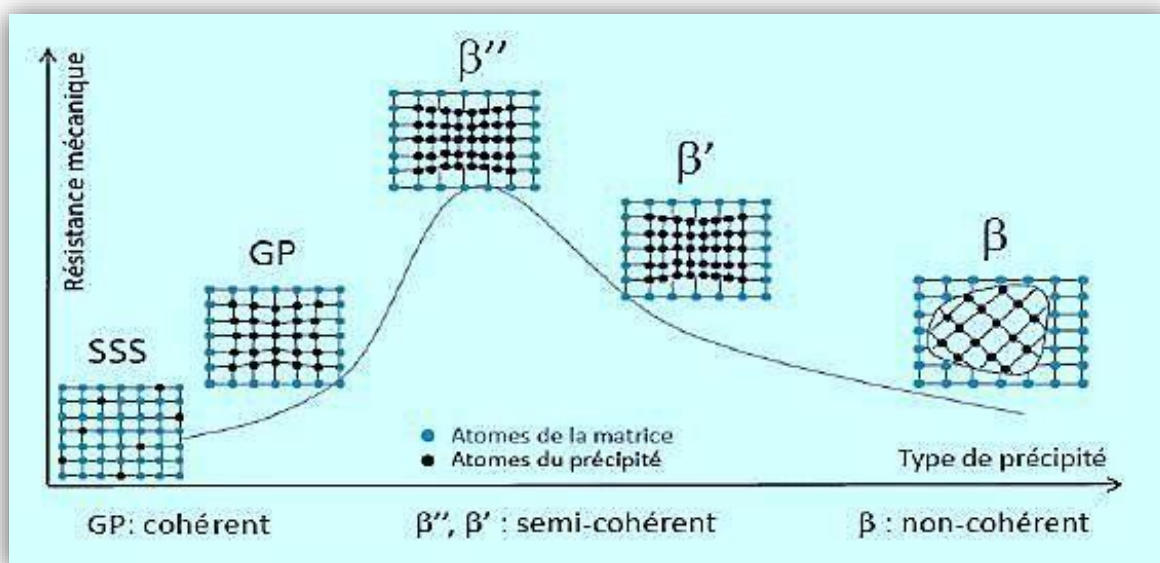


Figure II.2 : Le durcissement structural en fonction du type de précipité pour la Série 6000. [35]

II.6. Conclusion :

Dans ce deuxième chapitre, nous avons présenté les principaux traitements thermiques appliqués aux alliages d'aluminium ainsi que leur effet sur l'amélioration des propriétés mécaniques. Les étapes du durcissement structural, à savoir la mise en solution, la trempe et le vieillissement, ont été expliqués et leur influence sur la microstructure a été mise en évidence.

Les traitements d'homogénéisation et d'adoucissement ont également été abordés, en montrant leur importance dans le contrôle des propriétés des matériaux. La classification des états métallurgiques a permis de mieux comprendre la désignation des alliages selon les traitements qu'ils subissent.

Une attention particulière a été donnée aux alliages Al-Mg-Si, notamment aux états T5 et T6, ainsi qu'au phénomène de précipitation responsable du durcissement.

Ce chapitre constitue ainsi une base essentielle pour l'étude expérimentale des propriétés des alliages Al-Mg-Si.

Chapitre III

Matériaux étudiés et méthodes expérimentales

III.1. Introduction :

Ce chapitre est consacré à l'étude de l'alliage d'aluminium Al-Mg-Si, en présentant sa composition chimique ainsi que les différents traitements thermiques appliqués. Il décrit également les protocoles expérimentaux utilisés pour la caractérisation des propriétés mécaniques du matériau, en mettant l'accent sur la microscopie optique (MO) et les essais de microdureté Vickers (HV).

L'ensemble des essais expérimentaux a été réalisé au sein du laboratoire mécanique de l'entreprise ALGAL PLUS à M'sila, une société industrielle de référence en Algérie et en Afrique, spécialisée dans l'extrusion, le traitement et la transformation de l'aluminium.



Figure III. 1 : l'entreprise industrielle ALGAL PLUS M'sila.

III .2. Le matériau étudié :

III .2. 1. Choix de l'alliage Al Mg Si 6063 :

L'alliage étudié appartient à la série 6063 des alliages d'aluminium de type Al-Mg-Si. Ce matériau est largement utilisé dans les secteurs du bâtiment, de l'automobile, de l'aéronautique et du domaine naval. Il doit sa popularité à ses bonnes performances mécaniques, à sa résistance satisfaisante à la corrosion ainsi qu'à son excellente aptitude au soudage.

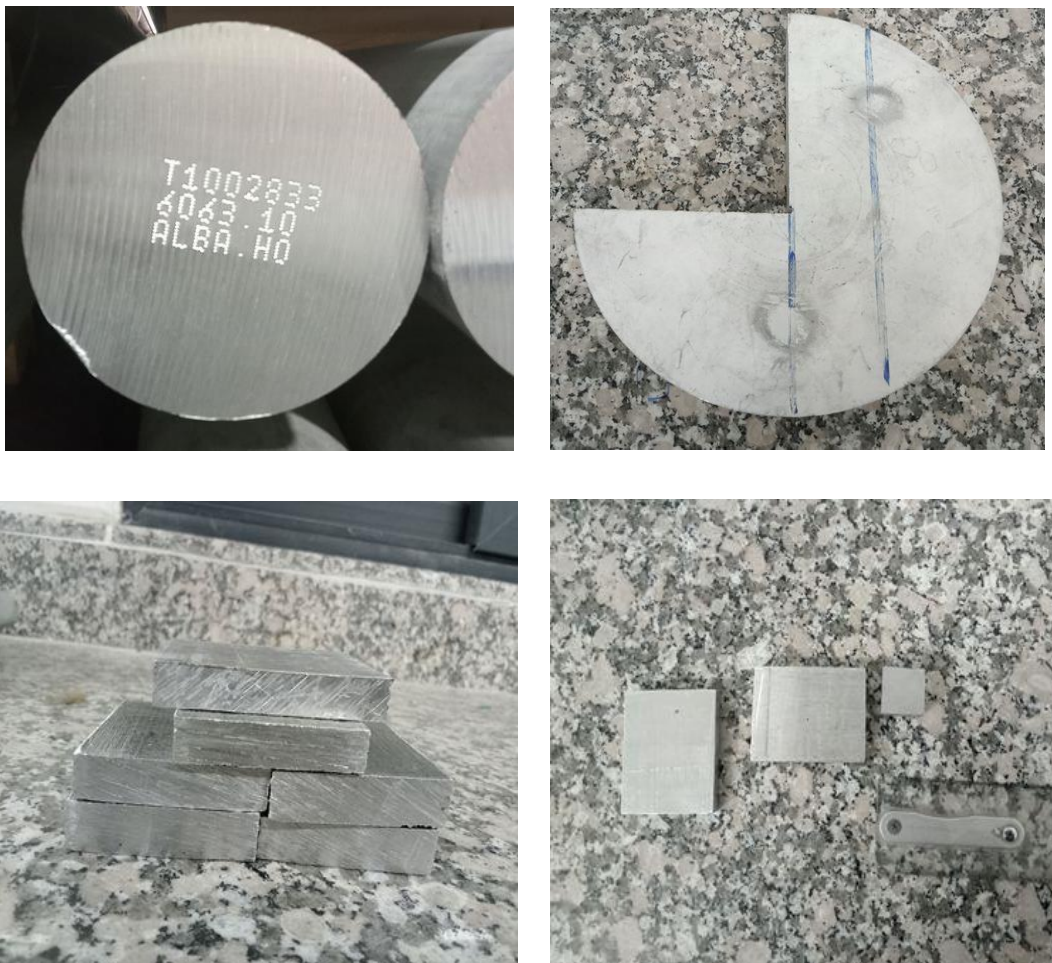


Figure III. 2 : photo d'échantillon d'Alliage étudié.

III .2. 2. Compositions chimiques de l'alliage :

Elément	Al	Mn	Fe	Cu	Si	Mg
%	98.85	0.002	0.163	0.001	0.467	0.468

Tableau III.1 : Compositions chimiques de l'alliage.

III .2. 3. Les traitements thermiques appliqués :

Nous avons effectué plusieurs traitements thermiques afin d'analyser leur effet sur les propriétés mécaniques de l'alliage étudié. À cet effet, deux fours, illustrés sur les Figures III.3 et III.4, ont été utilisés pour réaliser les différents cycles de traitement thermique.

- ✚ Un traitement d'homogénéisation réalisé à 580 °C pendant 11 heures, suivi d'une trempe à l'eau.
- ✚ Un traitement d'homogénéisation à 580 °C pendant 11 heures, suivi d'une trempe à l'eau, puis d'un vieillissement artificiel effectué à différentes températures (100 °C, 200 °C et 300 °C) avec des temps de maintien variables, avant un refroidissement à l'air.
- ✚ Un traitement d'homogénéisation à 580 °C pendant 11 heures, suivi d'une trempe à l'eau, puis d'un vieillissement naturel de 15 jours, complété par un vieillissement artificiel à 100 °C pour différentes durées, avec un refroidissement à l'air.



Figure III. 3 : Four utilisé dans le traitement thermique d'homogénéisation et la méthode de refroidissement (trempe à l'eau).



Figure III. 4 : Four de vieillissement artificiel et la méthode de refroidissement (à l'aire).

III .2. 4. Préparation des échantillons:

➤ Découpage :

Le découpage a été réalisé de manière automatique à l'aide d'une machine de tronçonnage (Figure III. 5), au sein du laboratoire, en utilisant une vitesse de coupe lente et sous un jet d'eau continu afin d'assurer le refroidissement durant l'opération, et ce pour la découpe des échantillons de grande taille.



Figure III. 5 : Machine de tronçonnage et un billet d'alliage étudié.

Les échantillons destinés aux essais de dureté et à l'observation microscopique ont ensuite été découpés à l'aide d'une machine de découpe métallographique (Metallographic Sample Cutting Machine) (Figure III. 6), en adoptant également une vitesse de coupe lente et sous un jet d'eau continu pour le refroidissement. Les dimensions des échantillons obtenus sont de 2 cm de longueur, 2 cm de largeur et 2 cm d'épaisseur.



Figure III. 6: Machine de découpage.

➤ **Polissage :**

Pour permettre l'analyse micrographique et l'observation en microscopie optique, les échantillons de l'alliage ont subi une préparation métallographique comprenant un polissage mécanique, puis une attaque chimique réalisée avec le réactif de Keller.



Figure III. 7 : Machine de polissage.

- La composition chimique du réactif de Keller est la suivante :

H₂O	79 ml
HF	06 ml
HNO₃	18 ml
HCl	08 ml

Tableau III. 2 : composition chimique du Keller.

III .3. Techniques expérimentales :

III .3.1. Microscope optique :

Le microscope optique permet d'identifier et d'observer la microstructure des échantillons, notamment la morphologie des grains et la présence des précipités, ainsi que l'évolution de cette structure après les différents traitements thermiques (homogénéisation, vieillissement naturel et artificiel). Ces traitements peuvent modifier la microstructure de l'alliage, et les changements induits sont mis en évidence par observation microscopique.

En métallographie, les microscopes optiques fonctionnent en réflexion et permettent l'examen de surfaces métalliques parfaitement planes, obtenues après un polissage mécanique soigneux et les traitements thermiques appropriés. Les différentes phases des alliages sont révélées par une attaque chimique, qui crée des contrastes ou des différences de coloration facilitant leur identification.

Dans le cadre de cette étude, les observations ont été réalisées à l'aide d'un microscope optique de type Nikon Eclipse MA100N, alimenté en 240 V et 60 Hz, et équipé d'un système de capture d'images Nikon Digital Sight contrôlé via un logiciel informatique.



Figure III. 8 : Le microscope optique utilisé.

III .3.2. Microdureté Vickers :

La microdureté constitue une propriété mécanique essentielle qui permet d'évaluer la résistance d'un matériau à la déformation plastique à l'échelle microscopique. Sa mesure repose sur l'analyse des dimensions de l'empreinte laissée en surface après l'indentation d'un pénétrateur en diamant, soumis à une charge définie et maintenue pendant un temps contrôlé.

Dans le cadre de cette étude, les essais de microdureté ont été réalisés à l'aide d'un microduromètre de type Digital Micro Vickers Hardness Tester (modèle HVS-50Z), illustré sur la Figure III.10, disponible au sein de l'entreprise Algal+ (M'sila). Cet appareil a permis de suivre l'évolution de la microdureté des échantillons au cours des différents traitements thermiques appliqués, afin d'évaluer leur influence sur les propriétés mécaniques du matériau.



Figure III. 9: Micro Vickers Hardness Tester

III .4. Conclusion :

Dans ce chapitre, l'alliage d'aluminium Al-Mg-Si étudié a été présenté de manière détaillée, ainsi que les différents traitements thermiques appliqués afin d'analyser leur influence sur ses propriétés. Les protocoles expérimentaux utilisés, comprenant la préparation métallographique, l'observation par microscopie optique et les essais de microdureté Vickers, ont constitué des moyens essentiels pour caractériser l'évolution microstructurale et mécanique du matériau. Ces méthodes fournissent ainsi une base fiable pour l'interprétation et la discussion des résultats présentés dans le chapitre suivant.

-Chapitre IV-

Résultats et Discussions

IV.1. Introduction :

Ce chapitre est consacré à l'analyse détaillée de l'évolution microstructurale de l'alliage étudié, en prenant en compte les différents états thermomécaniques subis, à savoir l'état initial, l'état homogénéisé ainsi que les états obtenus après vieillissement naturel et vieillissement artificiel. L'objectif principal est de mettre en évidence l'influence de ces traitements sur la transformation de la microstructure interne du matériau, notamment en ce qui concerne la morphologie des grains, la répartition des phases secondaires et les mécanismes de précipitation.

Une attention particulière est accordée à l'interprétation des phénomènes physiques à l'origine de ces évolutions, tels que la diffusion atomique, la dissolution et la formation des précipités durcissants, ainsi que leur impact sur les propriétés mécaniques de l'alliage. Cette étude vise également à établir une corrélation entre les modifications microstructurales observées et les variations des performances mécaniques, en particulier la dureté.

Afin de caractériser ces transformations de manière rigoureuse, une approche expérimentale combinant plusieurs techniques a été adoptée. Elle repose principalement sur la microscopie optique (MO), permettant l'observation détaillée de la microstructure et l'identification des évolutions morphologiques, ainsi que sur les essais de microdureté Vickers (HV), utilisés pour suivre l'évolution des propriétés mécaniques en fonction des différents traitements thermiques appliqués. Cette combinaison de méthodes offre une vision globale et cohérente du comportement de l'alliage, en reliant la microstructure aux propriétés macroscopiques.

IV.2. L'observation microscopique :

L'étude microstructurale a été réalisée afin de suivre l'évolution de la matrice de l'alliage, depuis son état initial jusqu'aux différents stades des traitements thermiques appliqués (homogénéisation, vieillissement naturel et vieillissement artificiel).

Les observations ont été effectuées à l'aide d'un microscope optique de type Nikon Eclipse MA100N, permettant une analyse détaillée des différents constituants présents dans la microstructure.

IV.2.1. Etat primaire :

La figure IV.1 illustre la microstructure de l'alliage à l'état de réception.

- ✓ L'observation métallographique met en évidence une structure granulaire non homogène, caractérisée par une variation notable de la taille des grains.
- ✓ Par ailleurs, des particules appartenant à des secondes phases apparaissent dispersées de façon irrégulière au sein de la matrice.
- ✓ La présence de ces précipités ou inclusions, localisés aussi bien à l'intérieur des grains qu'à leurs voisinages, traduit l'état initial du matériau avant l'application de tout traitement de mise en solution. [36,38]

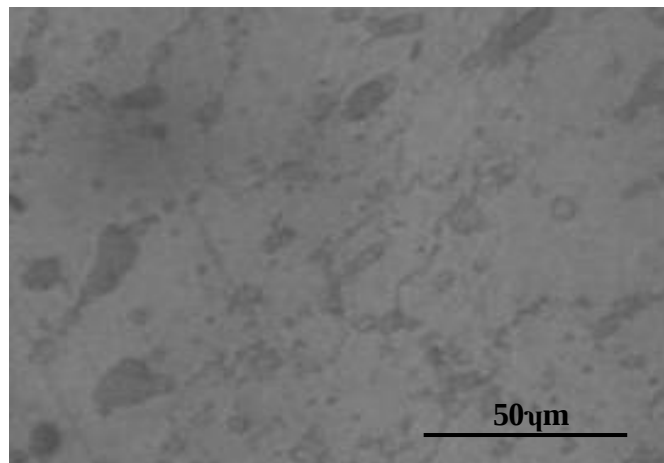


Figure IV .1 : Microstructure de l'alliage à l'état primaire.

IV.2. 2. Etat d'homogénéisation :

L'effet du traitement thermique d'homogénéisation 580°C ,11h sur la structure de l'alliage est illustré par la figure IV.2.

- ✓ Comparativement à l'état initial, la microstructure obtenue après homogénéisation suivie d'une trempe à l'eau présente une diminution de la taille des grains ainsi qu'une distribution plus régulière des particules de secondes phases.
- ✓ Ces changements traduisent l'action de la température élevée et du temps de maintien, qui favorisent les phénomènes de diffusion et de mise en solution des éléments d'addition. Il en résulte une atténuation des ségrégations et une homogénéisation de la matrice, préparant ainsi le matériau aux traitements de vieillissement ultérieurs. [37,38]

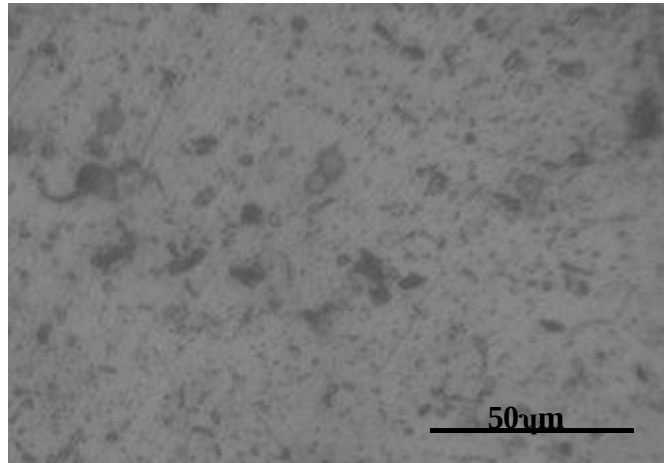


Figure IV .2 : Microstructure de l'alliage après homogénéisation.

IV.2.3. Etat de vieillissement artificiel :

La figure IV.3 présente la microstructure de l'alliage après l'application du cycle thermique complet comprenant une homogénéisation à 580 °C, 11 h suivi d'une trempe à l'eau, suivie d'un vieillissement artificiel à 200 °C pendant 4 heures.

- ✓ L'observation métallographique met en évidence une conservation générale de l'organisation microstructurale, accompagnée d'un léger affinement de la taille des grains par rapport aux états précédemment étudiés.
- ✓ Cette évolution indique que le traitement de vieillissement à 200 °C, principalement destiné à favoriser la précipitation responsable du durcissement, contribue également à la stabilisation et à l'amélioration de la morphologie granulaire de la matrice. [38, 39,40]

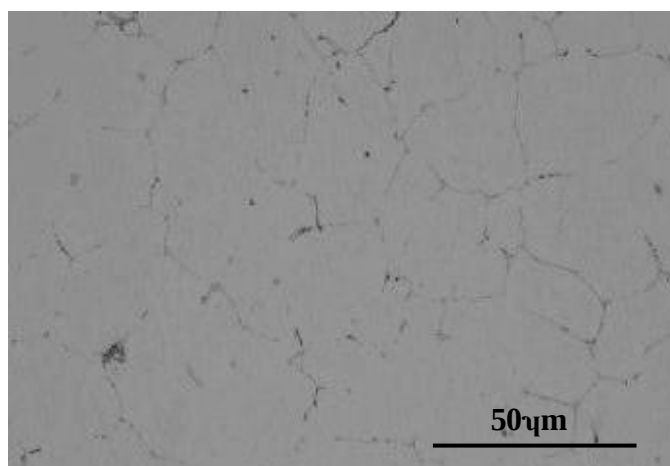


Figure IV .3 : Microstructure de l'alliage après homogénéisation (580 °C/11h) et vieillissement artificiel (200 °C/4h).

IV.2.4. Etat de vieillissement naturel :

La figure IV.4 présente la microstructure optique de l'alliage après un traitement d'homogénéisation effectué à 580 °C pendant 11 heures, suivi d'une trempe à l'eau puis d'un vieillissement naturel à température ambiante durant 15 jours.

- ✓ L'examen métallographique ne révèle aucune évolution notable de la microstructure attribuable à cette étape de vieillissement naturel.
- ✓ La structure conserve une homogénéité globale, tandis que la répartition des constituants observables demeure comparable à celle de l'état initial. [38,39]

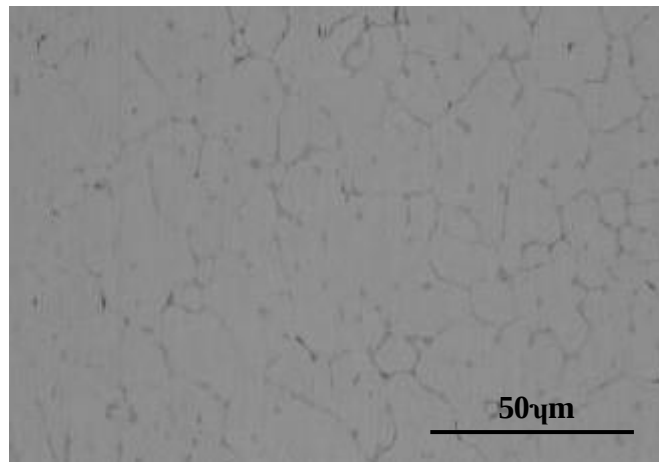


Figure IV .4 : Microstructure de l'alliage après homogénéisation (580 °C/11h) suivi d'un vieillissement naturel 15 jours.

IV.3. L'effet des traitements de vieillissement sur le durcissement :

Afin d'étudier l'influence des différents traitements de vieillissement sur l'évolution du durcissement, des essais de microdureté Vickers (HV) ont été menés. Pour ce faire, un appareil automatique de type Digital Vickers Hardness Tester a été utilisé.

IV.3.1. Effet de vieillissement artificiel sur le durcissement :

Les échantillons étudiés ont été soumis à un traitement d'homogénéisation à 580 °C pendant 11 heures, suivi d'un vieillissement artificiel réalisé à différentes températures (100 °C, 200 °C et 300 °C). Par la suite, ils ont été exposés à des durées de maintien variables, comprises entre 1 et 20 heures.

IV.3.1.1. Vieillessement artificielle à 100°C :

L'évolution de la microdureté au cours du vieillissement artificiel à 100 °C est représentée sur la figure IV.5 pour l'alliage ayant subi une étape préalable d'homogénéisation de 11 heures à 580 °C. La représentation graphique a été obtenue à partir des résultats reportés dans le tableau IV.1.

HV Temps	HV₁	HV₂	HV₃	HV_{moy}
2 h	54	53	55	54
8 h	57	56	56	57
12 h	75	77	77	75
20 h	67	65	66	66

Tableau IV.1 : Variation de la microdureté (HV) vieillissement artificiel à 100 °C.

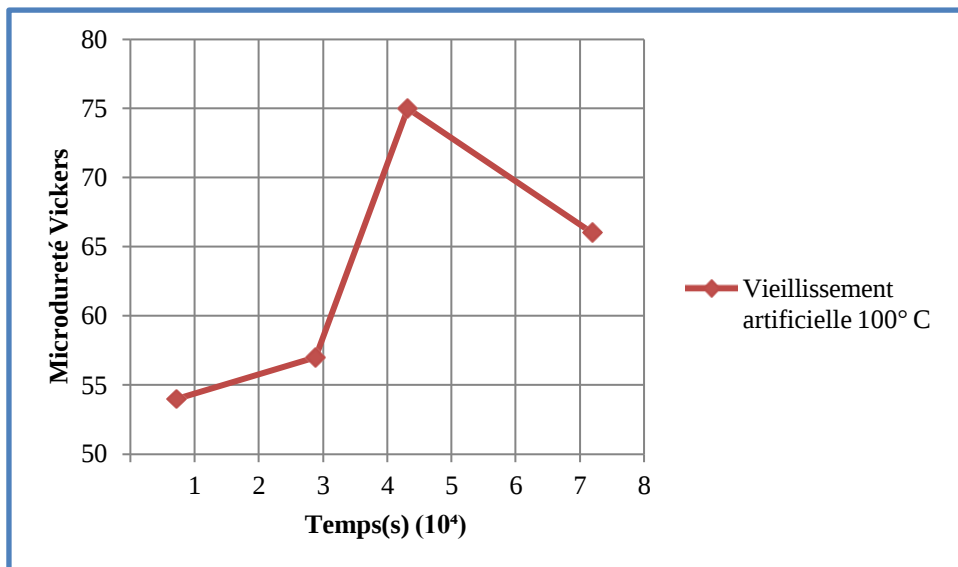


Figure IV.5 : la microdureté en fonction du temps (vieillessement artificielle 100°C).

- ✓ L'évolution de la microdureté révèle l'existence de trois étapes distinctes : une phase initiale de durcissement, marquée par une augmentation de 54 à 75 HV ; un maximum de dureté atteint après 12 heures de vieillissement ; puis une phase d'adoucissement conduisant à une valeur d'environ 66 HV.
- ✓ Le premier stade est lié à la formation des zones de Guinier-Preston, responsables du renforcement de la matrice.

- ✓ En revanche, la diminution de la microdureté observée aux temps de vieillissement plus élevés est attribuée au phénomène de sur-vieillissement, associé à l'évolution des précipités vers des formes plus stables et moins efficaces pour bloquer le déplacement des dislocations.

IV.3.1.2. Vieillissement artificielle à 200°C :

L'influence du temps de vieillissement artificiel à 200 °C sur la microdureté de l'alliage est représentée sur la figure IV.6. L'échantillon étudié a subi une homogénéisation de 11 heures à 580 °C avant le traitement de vieillissement. La représentation graphique a été obtenue à partir des résultats reportés dans le tableau IV.2.

HV Temps	HV ₁	HV ₂	HV ₃	HV _{moy}
2 h	64	64	64	64
8 h	71	71	72	71
12 h	75	71	74	73
20 h	83	85	84	84

Tableau IV.2 : Variation de la microdureté (HV) vieillissement artificiel à 200 °C.

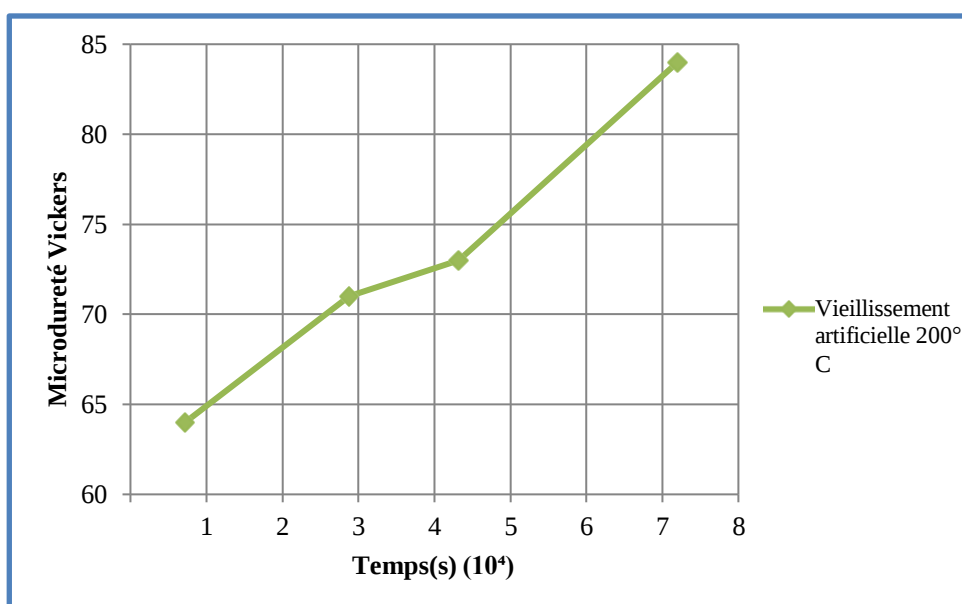


Figure IV.6 : la microdureté en fonction du temps (vieillissement artificielle 200°C).

- ✓ L'évolution de la microdureté montre une augmentation continue au cours du vieillissement, atteignant une valeur maximale de l'ordre de 84 HV.
- ✓ Ce durcissement est principalement lié à la précipitation de la phase β'' , qui constitue le principal mécanisme de renforcement de l'alliage. Le maximum de dureté est obtenu après environ 20 heures de traitement.

IV.3.1.3. Vieillissement artificielle à 300°C :

L'influence du temps de vieillissement artificiel à 300 °C sur la microdureté de l'alliage est représentée sur la figure IV.7. L'échantillon a subi au préalable une homogénéisation à 580 °C durant 11 heures. La représentation graphique a été réalisée à partir des données reportées dans le tableau IV.3.

HV Temps	HV₁	HV₂	HV₃	HV_{moy}
2 h	77	76	76	76
8 h	77	80	79	79
12 h	75	75	74	75
20 h	67	67	67	67

Tableau IV.3 : Variation de la microdureté (HV) vieillissement artificiel à 300 °C.

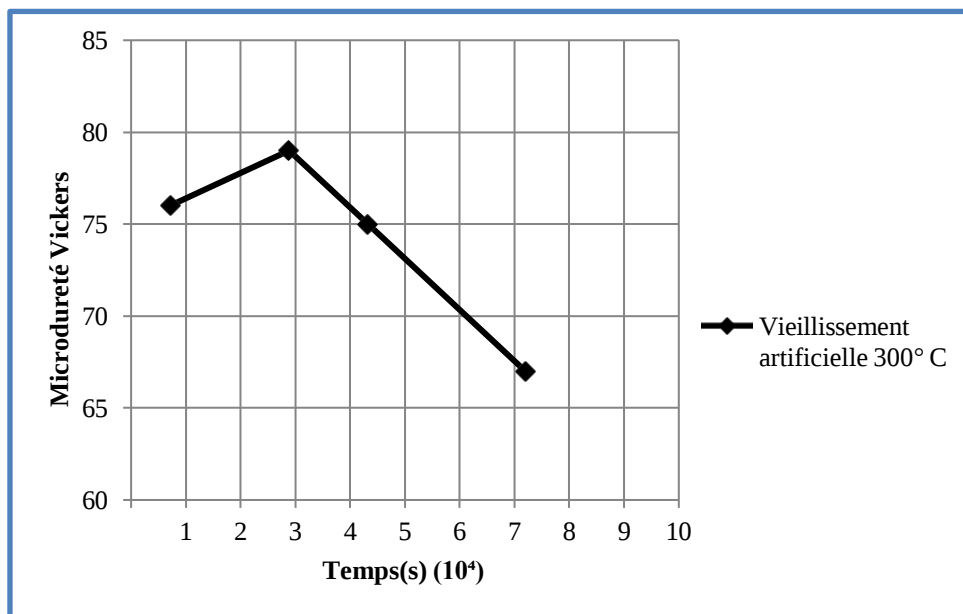


Figure IV.7 : la microdureté en fonction du temps (vieillissement artificielle 300°C).

- ✓ L'évolution de la microdureté montre une augmentation rapide menant à un maximum d'environ 79 HV, stabilisé durant une période proche de 8 heures.
- ✓ Ce durcissement est lié à la précipitation de la phase β' , qui contribue au renforcement de la matrice. Ensuite, une baisse de la microdureté est observée, expliquée par la dissolution progressive de cette phase lors du vieillissement prolongé.

Pour faciliter l'analyse et obtenir une interprétation plus précise des résultats, l'évolution de la microdureté en fonction du temps a été étudiée à travers des courbes établies pour les différents traitements thermiques appliqués.

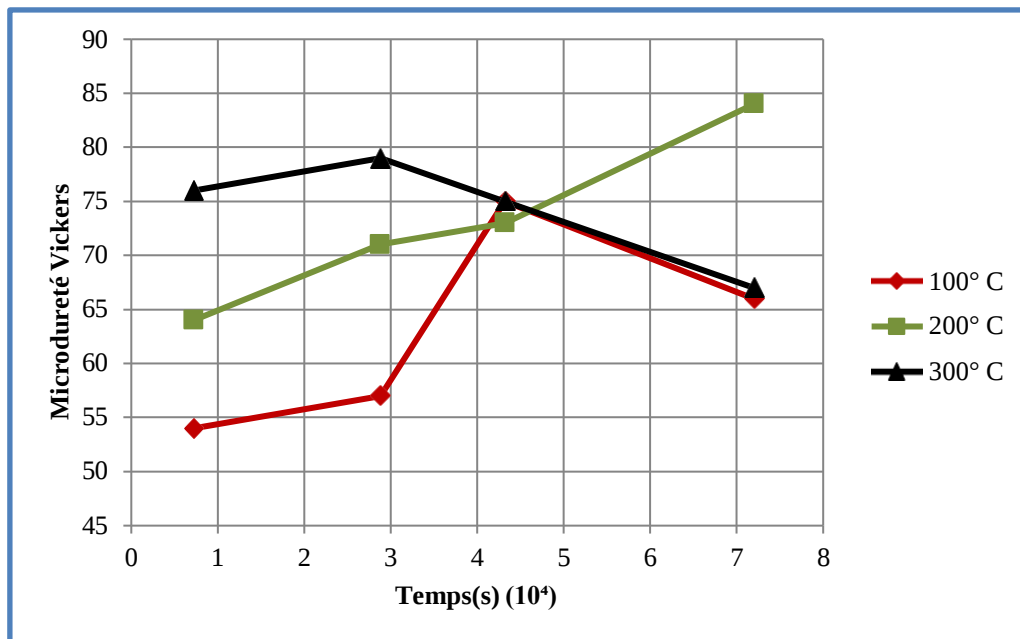


Figure IV.8 : l'évolution de la microdureté en fonction du temps à vieillissement artificiel aux différentes températures de 100, 200 et 300 °C.

IV.3.2. Effet de double vieillissement sur le durcissement :

Les échantillons ont d'abord fait l'objet d'un traitement d'homogénéisation réalisé à 580 °C durant 11 heures, suivi d'une trempe à l'eau. Ils ont ensuite été maintenus à température ambiante pendant 15 jours afin de permettre le déroulement du vieillissement naturel, puis soumis à un vieillissement artificiel à 100 °C pour des durées comprises entre 1 et 20 heures. La représentation graphique a été obtenue à partir des résultats expérimentaux consignés dans le tableau IV.4.

HV Temps	HV ₁	HV ₂	HV ₃	HV _{moy}
2 h	68	69	66	68
8 h	61	63	62	62
12 h	68	71	70	70
20 h	73	74	75	74

Tableau IV.4 : Variation de la microdureté (HV) de double vieillissement.

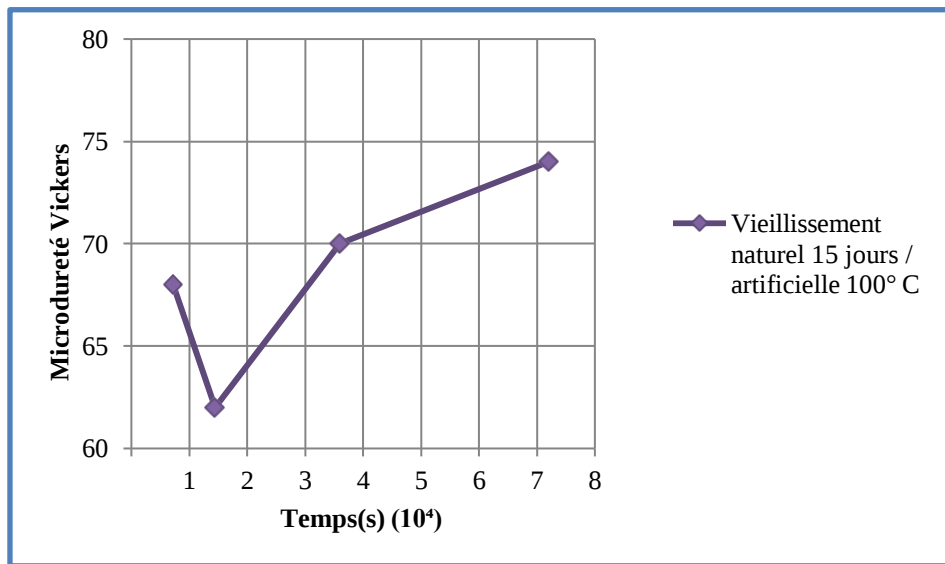


Figure IV.9 : La microdureté en fonction du temps après l'homogénéisation pendant 11 h à 580 °C, trempé à l'eau, puis soumis à un vieillissement naturel de 15 jours suivi d'un vieillissement artificiel à 100 °C.

- ✓ On observe dans un premier temps une diminution rapide de la microdureté, qui atteint une valeur minimale d'environ 62 HV après environ 8 heures de traitement.
- ✓ Cette baisse est attribuée à la dissolution des zones de Guinier-Preston (zones GP) formées lors du vieillissement naturel.
- ✓ Par la suite, la microdureté augmente progressivement jusqu'à atteindre une valeur maximale d'environ 74 HV. Cette évolution est associée à la formation de la phase β'' , responsable du durcissement structural de l'alliage.

IV.4. Conclusion :

Ce chapitre met en évidence l'effet significatif des traitements thermiques sur la microstructure ainsi que sur les propriétés mécaniques de l'alliage Al-Mg-Si.

À l'état initial, l'alliage présente une microstructure hétérogène, caractérisée par une dispersion irrégulière des phases secondaires et une variation importante de la taille des grains. Le traitement d'homogénéisation permet d'améliorer cette organisation en favorisant une distribution plus uniforme des éléments et en réduisant les hétérogénéités structurales.

Le vieillissement artificiel constitue l'étape essentielle du durcissement structural. L'augmentation de la microdureté est attribuée à la formation successive des zones de Guinier-Preston (GP), puis des phases métastables β'' et β' . La dureté atteint son maximum dans des conditions optimales autour de 200 °C après environ 20 heures, correspondant à un développement favorable de la phase β'' . Au-delà de ces conditions, un phénomène de sur-vieillissement entraîne une diminution des propriétés mécaniques.

Le vieillissement naturel, quant à lui, ne provoque pas de modifications microstructurales directement observables, mais influence les propriétés mécaniques par la formation des zones GP. Lorsqu'il est combiné au vieillissement artificiel, il entraîne d'abord une diminution de la dureté, suivie d'une augmentation progressive lors du traitement thermique.

Ainsi, il apparaît clairement que les propriétés mécaniques de l'alliage sont étroitement liées aux évolutions microstructurales, et que leur optimisation repose sur un contrôle précis des paramètres des traitements thermiques.

-Conclusion Générale-

Conclusion Générale

L'objectif principal de ce travail est d'étudier **l'influence des traitements thermiques** sur **les propriétés mécaniques et la microstructure** d'un alliage d'aluminium de type **Al-Mg-Si**. Pour atteindre cet objectif, **plusieurs traitements thermiques** ont été appliqués, notamment **l'homogénéisation**, le **vieillissement naturel** ainsi que le **vieillissement artificiel** à différentes températures et durées. L'évaluation de leurs effets a été réalisée à l'aide de deux techniques expérimentales : **la microscopie optique (MO)** et les essais de **microdureté Vickers (HV)**.

Les résultats des observations micrographiques obtenus peuvent être résumés comme suit:

- ✓ Les observations micrographiques ont montré que l'alliage à **l'état initial** présente une microstructure hétérogène caractérisée par une disparité importante de la taille des grains ainsi qu'une distribution irrégulière des phases secondaires au sein de la matrice d'aluminium.
- ✓ **Le traitement d'homogénéisation** a conduit à une amélioration notable de la microstructure. Il a permis de réduire les hétérogénéités, de dissoudre partiellement certaines phases intermétalliques et d'assurer une répartition plus homogène des éléments d'addition dans la matrice, conduisant ainsi à une structure plus stable avant les traitements de vieillissement.
- ✓ **Les traitements de vieillissement artificiel** ont révélé une évolution progressive de la microstructure liée aux phénomènes de précipitation. Les précipités durcissants deviennent plus nombreux et mieux distribués dans la matrice, ce qui améliore la résistance mécanique et augmente la microdureté. Cependant, pour des temps de maintien prolongés, un grossissement et une coalescence des précipités ont été observés, traduisant un phénomène de sur-vieillissement responsable de la diminution de la dureté.
- ✓ En revanche, **le vieillissement naturel** n'a pas entraîné de modifications microstructurales significatives observables en microscopie optique, bien qu'il ait influencé les propriétés mécaniques à travers la formation des zones de **Guinier-Preston (GP)**, représentant les premiers stades de la précipitation.

Les résultats de microdureté obtenus peuvent être résumés comme suit :

- ✓ Les résultats de **microdureté** ont montré que l'alliage **Al-Mg-Si** présente une forte sensibilité aux traitements thermiques, l'évolution de la dureté étant directement liée aux mécanismes de précipitation et au développement des phases durcissantes dans la microstructure.
- ✓ D'une manière générale, la microdureté augmente avec le temps de vieillissement grâce à la formation et à la croissance des précipités fins, puis diminue pour des temps prolongés en raison du sur-vieillissement et de la perte d'efficacité des précipités dans le blocage du mouvement des dislocations.
- ✓ **100 °C** : la microdureté augmente progressivement sous l'effet de la formation des zones de **Guinier-Preston (G.P)**, puis diminue après avoir atteint une valeur maximale en raison de leur dissolution et de leur instabilité.
- ✓ **200 °C** : l'alliage atteint les valeurs de microdureté les plus élevées grâce à la formation du précipité **β''** , considéré comme la phase la plus efficace pour le durcissement des alliages Al-Mg-Si en raison de sa forte cohérence avec la matrice.
- ✓ **300 °C** : une augmentation rapide de la microdureté est observée au début du vieillissement en raison de la formation de la phase **β'** , suivie d'une diminution progressive liée à l'évolution microstructurale vers des phases stables moins efficaces pour le durcissement.
- ✓ L'augmentation de la microdureté est directement liée au durcissement par précipitation, tandis que sa diminution est associée au phénomène de sur-vieillissement et à la perte d'efficacité des précipités durcissants.
- ✓ La séquence de précipitation dans l'alliage suit l'ordre suivant : **zones GP** → **phase β''** → **phase β'** → **phase stable β (Mg_2Si)**, la **phase β''** étant la plus efficace pour améliorer les propriétés mécaniques.
- ✓ Lorsque le vieillissement naturel est suivi d'un vieillissement artificiel, une diminution initiale de la microdureté est observée en raison de la dissolution des **zones GP** formées auparavant, avant une nouvelle augmentation liée à la précipitation des phases durcissantes au cours du vieillissement artificiel.

En conclusion, cette étude confirme que **les traitements thermiques** jouent un **rôle essentiel** dans le contrôle de **l'évolution microstructurale et l'amélioration des propriétés mécaniques** de l'alliage **Al-Mg-Si**, grâce au contrôle de la formation, de la distribution et de la stabilité des précipités durcissants, ce qui contribue à améliorer les performances de l'alliage et à élargir ses domaines d'applications industrielles.

-Références bibliographiques-

- [1] BADER .A, "Etude de l'effet des traitements thermiques sur les propriétés mécaniques d'un alliage à base d'aluminium Al-Mg-Si", Mémoire de master, Université 8 Mai 1945, Guelma 2020.
- [2] Site Web: <https://www.aquaportail.com/dictionnaire/definition/9250/tableau-periodique>
- [2] Ourabi .A, "Etude du comportement des fils de cuivre et des fils d'alliage d'aluminium déformés industriellement", Mémoire de Master, Université Mohamed Khider, Biskra ,2017.
- [3] HADJI .H & MABROUKI .D, "Effet du traitement thermique sur les propriétés mécaniques des alliages d'aluminium", Mémoire de master, Université Mohamed Boudiaf M'sila 2020.
- [4] Site Web: https://fr.wikipedia.org/wiki/Charles_Martin_Hall/Paul_Hérault
- [5] Site Web: <https://fr.wikipedia.org/wiki/Bauxite>
- [6] Tireira .A, "Endommagement dans les alliages AlSi12 pour moteurs automobiles : Observations in situ et modélisation micromécanique", Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne, 2015.
- [7] Bayarassou .M, "Effet des traitements de vieillissement sur l'évolution de la structure et les propriétés mécaniques des fils en alliages d'aluminium (AGS) tréfilés à L'ENICAB", Thèse de doctorat, Université Mohamed Khider, Biskra ,2018.
- [8] AKABA .I, "L'Aluminium et ses alliages, cas de l'entreprise SNVI Rouïba", Mémoire de master, Université badji Mokhtar, ANNABA ,2020.
- [9] Site Web: https://fr.wikipedia.org/wiki/Turbine_éolienne/Panneaux_solaires/construction_moderne/Bâti_de_machines_en_profilés_en_aluminium
- [10] Zaineb .M & Hadjer .G, "Effet des traitements thermique sur les propriétés mécanique et électrique d'un fil d'alliage AL Mg Si tréfile à froid", Mémoire de master, Univ larbi tebessi, Tebessa 2018.
- [11] THOMPSON .G & THOUGH .G, "Proceedings of the International Conference on Formal Engineering Methods", Article scientifique, pp. 192-201, 1997.
- [12] Yahia .S, "Contribution à l'étude microstructurale des Alliages d'aluminium AlMgSi" Mémoire de master, Université Larbi Ben M'hidi, Oum El Bouaghi ,2012.

- [13] Hamzaoui .S, "Effet de l'excès de Silicium sur les propriétés mécaniques d'aluminium Al Mg Si", Mémoire de master, Univ larbi ben m'hidi d'oum el bouaghi ,2012.
- [14] Fleury .A, "Conception en fatigue de joints soudés par friction malaxages dans les tabliers de pont en aluminium" Mémoire de master, Université de Québec, Chitoumi ,2020.
- [15] Souilah .Y, "Caractérisation microstructurale et propriétés mécaniques et électrochimiques des alliages Al-Mg et Al-Cu-Mg" Thèse de Doctorat, Université Badji Mokhtar, Annaba ,2017.
- [16] Chen .Z, "L'identification de la calorimétrie à balayage différentiel (DSC) des conditions de traitement thermique des alliages d'aluminium", Mémoire de master, Université de Québec, Chitoumi ,2019.
- [17] Djabri .K "Etude de l'influence des traitements thermiques sur les propriétés des alliages Al-Mg-Si contenant différentes teneurs des éléments d'additions", Mémoire de master, Université de Larbi Tebessi, Tebessa ,2016.
- [18] Haddouche .A, "Caractérisation physico-chimique des alliages d'Aluminium utilisés comme matériau des revêtements mural", Mémoire de master Université Med Khider, Biskra 2014.
- [19] FARH .H, "Etude de l'évolution de la microstructure et des propriétés thermomécaniques d'une série d'alliages al-mg-si" Thèse de doctorat, université larbi ben m'hidi d'oum el bouaghi, 2012.
- [20] Cayron .C, "Étude TEM des réactions interfaciales et des mécanismes de précipitation dans les composites Al- 4Cu -1Mg-0,5Ag moulés sous pression renforcés par des fibres courtes d'Al₂O₃ ou des particules de SiC à forte", Thèse de doctorat École polytechnique, Lausanne ,2000.
- [21] Mouaki Dadi .A, "Etude structurale et mécanique d'un alliage d'aluminium AlSi12", Mémoire de master Université Mohamed Khider, Biskra ,2016.
- [22] CHAKRABARTI .D.J & LAUGHLIN .D.E, "Phase Relations and Precipitation in Al-Mg-Si Alloys with Cu Additions ", Progress in Materials Science, vol. 49, pp. 389-410, 2004.
- [23] Site Web: <https://anodall-extrusion.com/estrusion-elavorazion-alluminio>
- [24] BEN ACHOUR .M, "Traitement thermique des alliages d'aluminium de fonderie Al-Si-Cu", Mémoire de master Université Saad Dahleb, BLIDA ,2014.
- [25] Brahmi .A, "Evolution de la rugosité de la surface usinée au cours du tournage de l'acier 42CrMo4 traité", Mémoire de master Université Badji Mokhtar, Annaba ,2021.

- [26] LAKHTINE, "Métallographie et traitements thermiques des métaux", 2e édition, Mir, Moscou, Russie, 1986, pp. 367-386.
- [27] Hadid .M.D, "Évolution de la microstructure et des propriétés mécaniques au tréfilage des alliages d'Aluminium", Mémoire de magistère École national de polytechnique, ALGER, 2012.
- [28] OUAKAL .M & REDJEM .S, "Etude et caractérisation d'un alliage d'aluminium de série 6000", Mémoire de master, Université Mohamed Boudiaf, M'sila ,2019.
- [29] SELLAM .M, "Etude des transformations structurales et des propriétés mécaniques dans les soudures d'alliage d'aluminium 7075 traitées thermiquement réalisées par le procédé de soudage TIG", Mémoire de master, Saad Dahleb, BLIDA ,2012.
- [30] Oger .M.L, "Corrosion sous contrainte et fragilisation par l'hydrogène d'alliages d'aluminium de la série 7xxx (Al-Zn-Mg) ", Thèse de Doctorat, Institut National Polytechnique, Toulouse ,2017.
- [31] Gauthier .J, "Effet du traitement thermique sur les propriétés mécaniques, la microstructure et la fractographie pour l'alliage Al-Si-Cu-Mg", Mémoire de master, Université, Quebec ,1994.
- [32] Girgis .A, " Paramètres contrôlant les propriétés de traction à la température ambiante et élevée des alliages Al-Cu et Al-Si", Mémoire de master, Université du Quebec, Chicoutimi, 2018.
- [33] Djébala .Y, " Les mécanismes de durcissement des alliages d'aluminium: durcissement structural (durcissement par précipitation", Mémoire Master, Université, Batna 2 ,2024.
- [34] Chakhchoukh .I, " L'effet du traitement thermique sur la cinétique de l'alliage Al-Mg-Si", Mémoire de master, Université Mohamed Khider, Biskra, 2019.
- [35] KHERBOUCHE .S.A, MAAMERI .E, " Caractérisation microstructurale d'un alliage d'aluminium 6063 déformé sévèrement par la technique ECAP", Mémoire de master, Ecole Nationale Polytechnique 2017.
- [36] ASM INTERNATIONAL, ASM Handbook, Volume 9 : Metallography and Microstructures, ASM International, 2004.
- [37] ASM INTERNATIONAL, ASM Handbook, Volume 4 : Heat Treating, ASM International, 1991.
- [38] TOTTEN G.E., Aluminum and Aluminum Alloys, ASM International, 2003.

[39] PORTER D.A., EASTERLING K.E., SHERIF M.Y., Phase Transformations in Metals and Alloys, CRC Press, 2009.

[40] POLMEAR I.J., Light Alloys : From Traditional Alloys to Nanocrystals, Butterworth-Heinemann, 2017.