

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



DÉPARTEMENT DE MÉTALLURGIE

Projet Fin d'Études pour l'obtention du Diplôme
d'Ingénieur d'État en Métallurgie

ÉLABORATION D'UN ALLIAGE
D'ALUMINIUM ET L'EFFET DE SILICIUM ET
DES TRAITEMENTS THERMIQUES SUR SON
ÉTAT MICROSTRUCTURAL.

Proposé et encadré par :

Pr. M. LARIBI

Réalisé par :

Mr ABDALLAH Bilel

Promotion Juin 2011

ENP 10, Hacén-Badi, El-Harrach, 16200 Alger
Tel. 021.52.53.01-03, Fax. 021.52.29.73 www.enp.edu.dz

ملخص

يهدف هذا العمل إلى تمييز خليط الألمنيوم مصنع بإضافة مادة السليكون إلى خليط AU4G، وكذا تطورا لخصائص الميكانيكية و البنية المجهرية بعد المعالجة بالتصليد البنيوي

كلمات مفتاحية: خليط الألمنيوم، تصنيع، تصليد بنيوي، الصلادة المجهرية.

Résumé

Ce travail consiste à élaborer caractériser des alliages d'aluminium par l'addition du silicium à l'alliage AU4G. La caractérisation microstructurale et mécanique concerne ces différents alliages en tenant compte de l'influence de traitements d'homogénéisation et de durcissement structural.

Mots-clés : Alliage d'aluminium, élaboration, durcissement structural, microstructure, dureté.

Abstract

This work consists in elaborating aluminum alloys with addition of different silicon levels. Microstructural and mechanical characterization take in account the silicon effect and also the influence of specific heat treatments.

Key-words: Aluminum alloy, Elaboration, Silicon effect, Age hardening, Microstructure, Hardness.

REMERCIEMENTS

*J*e remercie tout d'abord Allah le tout puissant, de m'avoir donné le courage et la patience afin de mener à bien mon projet de fin d'étude.

Mes sincères remerciements et ma profonde gratitude à Monsieur M. LARIBI, mon encadreur, pour m'avoir dirigé, orienté, soutenu et dont les compétences intellectuelles, l'expérience, la modestie, la patience et la disponibilité ont grandement contribué à l'aboutissement de ce mémoire. Qu'il trouve ici l'expression de mon profond respect.

Je voudrais particulièrement remercier les membres du jury dont Mme KECHOUD pour avoir accepté la présidence du jury ainsi que les examinateurs Mr E. SALHI et Mr H. YOUSFI pour m'avoir honoré d'être membre de mon jury de soutenance.

Je souhaiterais également remercier tous mes enseignants du département de métallurgie de l'ENP, pour avoir participé à ma formation.

Enfin, mes remerciements vont à tous ceux qui ont contribué d'une quelconque manière à l'aboutissement de ce travail.

Dédicaces

A mes parents qui me sont les plus chers au monde, que Dieu les protège, et que ce travail fasse qu'ils soient fiers de moi.

A mes frères et sœurs que j'aime très fort, et à qui je souhaite tout le bonheur et la réussite du monde,

A tous mes amis chacun par son nom,

A tous les étudiants de 5^{ème} année du département de métallurgie,

A tous ceux que j'aime et qui m'aiment, ou qu'ils soient,

A tous ceux qui m'ont aidé de près ou de loin.

Bilel

SOMMAIRE

RÉSUMÉ

LISTE DES TABLEAUX

LISTE DES FIGURES

INTRODUCTION GÉNÉRALE 1

CHAPITRE I : GÉNÉRALITÉS SUR L'ALUMINIUM

| | | |
|---------|---|---|
| I.1 | Introduction | 2 |
| I.2 | Les techniques de production de l'aluminium | 2 |
| I.2. A. | La production de l'alumine | 2 |
| I.2. B. | Le procédé électrolytique est utilisé pour produire l'aluminium | 3 |
| I.3. | Propriétés de l'aluminium | 4 |
| I.3. A. | Propriétés Physiques | 4 |
| I.3. B. | Propriétés Mécaniques | 5 |
| I.3. C. | Propriétés Thermiques | 6 |
| I.3. D. | Propriétés Optiques | 7 |
| I.3. E. | Propriétés électriques et magnétiques | 8 |
| I.3. F. | Résistance à la corrosion | 8 |
| I.4. | Application de l'aluminium et de ses alliages | 8 |
| I.4. A. | Automobile | 9 |
| I.4. B. | Transports aérospatiaux | 9 |
| I.4. C. | L'Aluminium dans l'armement et les équipements militaires | 9 |
| 5. | Conclusion | 9 |

CHAPITRE II : MÉTALLURGIE DE L'ALUMINIUM

| | |
|---|----|
| II.2. Introduction | 10 |
| II.2. Famille des alliages d'aluminium | 10 |
| II.2. A. Les éléments d'alliage | 10 |
| II.2. B. Les éléments d'addition | 11 |
| II.2. C. Les impuretés | 11 |
| II.3. Désignation des alliages d'aluminium | 11 |
| II.3. A. Les alliages d'aluminium de moulage | 12 |
| II.3. B. Les alliages d'aluminium corroyés | 13 |
| II.3. B. 1. Alliages sans durcissement structural | 14 |
| II.3. B. 2. Alliages avec durcissement structural | 15 |
| II.4. Influence des éléments d'addition | 16 |
| II.4. Conclusion | 18 |

CHAPITRE III : FONDERIE D'ALUMINIUM

| | |
|--|----|
| III.1. Introduction | 19 |
| III.2. Alliage d'aluminium de fonderie | 19 |
| III.2. A. Alliage aluminium-magnésium | 19 |
| III.2. B. Alliage aluminium-cuivre | 20 |
| III.2. C. Alliage aluminium-silicium | 21 |
| III.3. Règle de conduite d'une fusion | 22 |
| III.3. A. Charge | 22 |
| III.3. B. Fusion | 22 |
| III.3. C. Atmosphère et autres conditions ambiantes | 22 |
| III.3. D. Matériel | 23 |
| III.4. Traitement thermique des alliages d'aluminium | 23 |

| | |
|--|----|
| III.4. A. Principaux types de traitements thermiques | 23 |
| III.4. B. Traitements thermiques d'homogénéisation | 24 |
| III.4. B. 1. Phénomènes métallurgiques | 24 |
| III.4. B. 2. Conséquence de l'homogénéisation | 25 |
| III.4. C. Traitement de durcissement structural | 26 |
| III.4. C. 1. Principe du durcissement structural | 26 |
| III.4. C. 2. Précipitation des alliages Al-Cu-Mg | 30 |
| III.4. C. 3. Précipitation des alliages Al-Cu-Mg-Si | 31 |
| III.4. C. 4. Évolution de la dureté | 31 |
| III.5. Conclusion | 32 |

CHAPITRE IV : TECHNIQUES EXPÉRIMENTALES

| | |
|--|----|
| IV.1. Introduction | 33 |
| IV.2. Présentation des matériaux utilisés | 34 |
| IV.2. A. Identification de métal de base | 34 |
| IV.2. B. Identification des éléments d'additions | 34 |
| IV.2. C. Appareil de fusion | 34 |
| IV.3. Traitement thermique | 36 |
| IV.3. A. Traitement d'homogénéisation | 36 |
| IV.3. B. Durcissement structural | 37 |
| IV.4. Observation microscopique | 38 |
| IV.4. A. Polissage | 38 |
| IV.4. B. Ultra - sons : « META-SON » | 40 |
| IV.4. C. Attaque chimique | 40 |
| IV.4. D. Examen au microscope optique | 41 |
| IV.5. La dureté | 43 |

CHAPITRE V : RÉSULTATS ET INTERPRÉTATIONS

| | |
|--|-----------|
| V.1. Introduction | 45 |
| V.2. Analyse chimique | 45 |
| V.3. Analyse microstructurale..... | 46 |
| 5.4. Comportement de la microdureté..... | 54 |
| CONCLUSION GÉNÉRALE | 57 |

RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES

LISTE DES FIGURES

| | |
|---|----|
| <i>Figure I. 1. Structure cristalline "cubique à face centrée" de l'aluminium</i> | 4 |
| <i>Figure I. 2. Les valeurs de densité de l'aluminium pure à 99,996% ; (a) solide, (b) liquide</i> | 5 |
| <i>Figure I. 3. Influence des éléments d'addition sur le module d'élasticité de l'aluminium</i> | 5 |
| <i>Figure I. 4. Propriétés mécaniques de l'aluminium pour des différentes puretés (1) résistance à la traction, (2) dureté de Brinell</i> | 6 |
| <i>Figure I. 5. Conductivité thermique de l'aluminium pur à 99,996% dans les basses températures</i> | 7 |
| <hr/> | |
| <i>Figure III. 1. Diagramme d'équilibre Aluminium-Magnésium</i> | 19 |
| <i>Figure III. 2. Effet de la teneur en magnésium sur les propriétés mécaniques des alliages de la série 5000</i> | 20 |
| <i>Figure III. 3. Diagramme d'équilibre Aluminium-Cuivre</i> | 21 |
| <i>Figure III. 4. Diagramme d'équilibre Aluminium-Silicium</i> | 21 |
| <i>Figure III. 5. Influence d'un traitement d'homogénéisation sur la distribution du cuivre dans un alliage 2014</i> | 25 |
| <i>Figure III. 6. Microstructures obtenues à l'ambiante dans un alliage Al-4% Cu ; (a) Refroidissement lent à partir de 550°C. (b) Refroidissement rapide à partir de 550°C</i> | 26 |
| <i>Figure III. 7. Principe des traitements thermiques de durcissement d'un alliage d'aluminium par précipitation</i> | 27 |
| <i>Figure III. 8. La solution solide de substitution Al-Cu</i> | 28 |
| <i>Figure III. 9. Les zones de Guinier-Preston</i> | 29 |
| <i>Figure III. 10. Formation des précipités θ''</i> | 29 |
| <i>Figure III. 11. Formation des précipités θ'</i> | 30 |
| <i>Figure III. 12. Formation de la phase d'équilibre θ</i> | 30 |
| <i>Figure III. 13. Évolution schématique de la dureté et de la résistance mécanique d'un alliage à durcissement structural pendant le vieillissement</i> | 32 |

| | |
|---|-----------|
| <i>Figure IV. 1. Les différentes étapes effectuées la partie expérimentale</i> | <i>33</i> |
| <i>Figure IV. 2. Le four de fusion utilisé</i> | <i>35</i> |
| <i>Figure IV. 3. Schéma du traitement d'homogénéisation appliqué</i> | <i>36</i> |
| <i>Figure IV. 4. Schéma du traitement de durcissement structural appliqué</i> | <i>37</i> |
| <i>Figure IV. 5. Le four de traitement thermique utilisé</i> | <i>38</i> |
| <i>Figure IV. 6. Polisseuse utilisée</i> | <i>39</i> |
| <i>Figure IV. 7. Polisseuse de finition utilisée de type "MECAPOL P300"</i> | <i>39</i> |
| <i>Figure IV. 8. Schéma de principe de la structure du microscope sur l'aspect optique</i> | <i>42</i> |
| <i>Figure IV. 9. Microscope optique "OLYMPUS BX51M" du Département Métallurgie</i> | <i>43</i> |
| <i>Figure IV. 10. Photographie de logiciel d'analyse d'image de travail "Archimed"</i> | <i>43</i> |
| <i>Figure IV. 11. Dimensions de l'empreinte selon l'essai de la dureté Vickers</i> | <i>44</i> |
| <i>Figure IV. 12. Microduromètre utilisé de type "SHIMADZU HMV-M3"</i> | <i>44</i> |
| <hr/> | |
| <i>Figure V. 1. Microstructure de métal de base à l'état brut de coulé</i> | <i>46</i> |
| <i>Figure V. 2. Micrographie de l'échantillon 1 brut de coulée</i> | <i>47</i> |
| <i>Figure V. 3. Micrographie de l'échantillon 2 à l'état brut de coulée</i> | <i>47</i> |
| <i>Figure V. 4. Microstructure de l'échantillon 3 brut de coulé</i> | <i>48</i> |
| <i>Figure V. 5. Micrographie de l'échantillon 4 à l'état brut de coulé</i> | <i>48</i> |
| <i>Figure V. 6. Échantillon de base après traitement d'homogénéisation à 495°C pendant 10 h</i> | <i>49</i> |
| <i>Figure V. 7. Échantillon 1 après traitement d'homogénéisation à 495°C pendant 10 h</i> | <i>49</i> |
| <i>Figure V. 8. Échantillon 2 après traitement d'homogénéisation à 495°C pendant 10 h</i> | <i>50</i> |
| <i>Figure V. 9. Échantillon 3 après traitement d'homogénéisation à 495°C pendant 10 h</i> | <i>50</i> |
| <i>Figure V. 10. Échantillon 4 après traitement d'homogénéisation à 495°C pendant 10 h</i> | <i>50</i> |
| <i>Figure V. 11. Métal de base après durcissement structural.....</i> | <i>52</i> |
| <i>Figure V. 12. Échantillon 1 après durcissement structural</i> | <i>52</i> |
| <i>Figure V. 13. Échantillon 2 avec durcissement structural</i> | <i>53</i> |
| <i>Figure V. 14. Échantillon 3 avec durcissement structural</i> | <i>53</i> |
| <i>Figure V. 15. Échantillon 4 avec durcissement structural</i> | <i>53</i> |
| <i>Figure V. 16. Alliages Al-Cu-Mg-Si regroupés par l'occupation de champs de phase</i> | <i>55</i> |

Figure V. 17. Histogramme représentant l'évolution de la microdureté (HV) en fonction du taux de Si ajouté et en fonction des traitements thermique appliqués 57

LISTE DES TABLEAUX

| | |
|--|-----------|
| <i>Tableau II. 1. Classification d'alliages d'aluminium de fonderie</i> | <i>12</i> |
| <i>Tableau II. 2. La signification des désignations des alliages d'aluminium corroyés</i> | <i>13</i> |
| <hr/> | |
| <i>Tableau IV. 1. Composition chimique de l'alliage de base utilisé</i> | <i>34</i> |
| <i>Tableau IV. 2. Numérotation des échantillons étudiés pour l'observation microscopique et l'essai de dureté</i> | <i>35</i> |
| <i>Figure IV. 3. Compositions types d'électrolytes et conditions électriques pour le polissage les alliages d'aluminium.....</i> | <i>40</i> |
| <i>Figure IV. 4. Réactifs d'attaque chimique pour les alliages d'aluminium</i> | <i>41</i> |
| <hr/> | |
| <i>Figure V. 1. Composition chimique des échantillons</i> | <i>45</i> |
| <i>Figure V. 2. Les valeurs de la microdureté pour les différents échantillons</i> | <i>56</i> |

INTRODUCTION
GÉNÉRALE

INTRODUCTION GÉNÉRALE

La métallurgie de l'aluminium et ses alliages prend de plus en plus de l'ampleur et reste encore un domaine de recherche et d'actualité pour les différentes possibilités qu'ils peuvent engendrer. L'aluminium et ses alliages sont largement utilisés dans l'industrie en particulier dans la fonderie pour leur propriétés mécaniques et physiques telle que, la faible densité, la très haute résistance à la corrosion, la bonne ductilité, la très bonne usinabilité, la bonne soudabilité et la très bonne conductibilité électrique et thermique.

Cependant, l'aluminium et ses alliages présentent une faible dureté qui représente un grand inconvénient pour l'utilisation de l'aluminium dans l'industrie. Les alliages Al-Cu-Mg sont considérés comme les alliages d'aluminium les plus durs.

Ce travail s'inscrit justement dans le cadre des recherches pour l'amélioration de la dureté des alliages d'aluminium. On s'intéresse à la possibilité d'augmenter cette propriété d'abord par l'ajout de silicium à différentes concentrations puis par l'application de traitements thermiques.

Notre travail est réparti en trois parties principales. La première concerne la recherche bibliographique qui comporte trois chapitres. Le premier chapitre traite des généralités sur l'aluminium. Le deuxième sur la métallurgie de l'aluminium, on cite les familles et la désignation des alliages d'aluminium avec l'influence des éléments d'addition. Le troisième, traite de la fonderie d'aluminium, des règles de fusion et les traitements thermiques.

La deuxième partie est consacrée aux techniques expérimentales utilisées. On décrit le matériau utilisé et le mode opératoire allant de l'élaboration des échantillons aux différents traitements thermiques appliqués, à la préparation des échantillons pour l'observation microscopique et finalement à l'essai de microdureté.

La troisième partie est consacrée aux résultats expérimentaux obtenus ainsi que leurs interprétations.

Enfin, ce travail sera achevé par une conclusion générale.

CHAPITRE I

GÉNÉRALITÉS SUR L'ALUMINIUM

I.1. Introduction

A Baux-en-Provence, en 1821, le minéralogiste et ingénieur des mines Français Berthier découvre par hasard un minerai de bauxite, la matière première de la production industrielle de l'aluminium. La bauxite est riche en alumine : elle contient de 40 à 60 % d'oxyde d'aluminium hydraté mélangé à de la silice et à de l'oxyde de fer. C'est d'ailleurs cet oxyde de fer qui donne à la bauxite sa couleur rouge caractéristique [1].

Hans Christian Oersted essaie, en 1824, de faire réagir l'amalgame de potassium sur le chlorure d'aluminium et isole probablement le métal. Friedrich Wöhler approfondit les travaux d'Oersted et obtient incontestablement, en 1827, une poudre grise d'aluminium. Il parvient à en déterminer les propriétés principales telles que densité, conductivité, résistance à la corrosion...etc [1]

La métallurgie de l'aluminium est créée pour la première fois en 1854. Cette production se fait par voie chimique, en faisant agir le sodium sur le chlorure double d'aluminium. Ce n'est qu'en 1886, quand Hall et Héroult obtiennent un brevet pour l'électrolyse, que l'aluminium peut être produit en grandes quantités, ceci permettant d'en réduire le prix. La recherche améliore ensuite les propriétés de l'aluminium, par exemple grâce à l'emploi d'alliages [1].

Encore utilisé de nos jours, le chimiste autrichien Karl BAYER fait breveter un procédé de transformation du minerai de bauxite en alumine en 1888.

C'est grâce à de nombreuses innovations que la production mondiale a ensuite connu un essor formidable [1].

I.2. Les techniques de production de l'aluminium

L'aluminium est un des éléments les plus abondants dans la croûte terrestre : il représente plus de 8% de la l'épépérissphère connue. Sa production industrielle s'effectue en deux étapes majeures: la production de l'alumine à partir de la bauxite, puis l'extraction de l'aluminium à partir de cette alumine [1].

I.2. A. La production de l'alumine

L'alumine est présente dans de nombreuses espèces minérales telles que les argiles et les schistes. Le seul minerai industriellement utilisé est la bauxite, car le procédé d'extraction est le plus rentable pour cette roche [1].

Le procédé de Karl Joseph Bayer est aujourd'hui utilisé dans toutes les usines de production d'aluminium. Les étapes sont les suivantes :

- L'alumine de la bauxite est dissous à chaud dans de la soude très concentrée laissant les diverses impuretés insolubles [1].

- Après refroidissement et dilution de la solution d'aluminate, on obtient un précipité partiel, qui est filtré.
- La liqueur filtrée d'aluminate est ensuite réchauffée par une batterie d'échangeurs afin d'évaporer l'eau.
- L'alumine anhydre subit l'étape de calcination, dans des fours tournants. Une grande partie de l'alumine est emportée par les gaz de combustion qui sont dépoussiérés dans des chambres de dépoussiérage électrostatique.

Le procédé Bayer permet d'extraire en moyenne 86% de l'alumine totale d'une bauxite mais nécessite une énergie totale (vapeur, électricité, fuel et gaz) considérable.

A partir de cette alumine produit, il est désormais possible d'extraire l'aluminium. Pour cela, deux procédés existent : les procédés électrolytiques et les procédés non électrolytiques [1].

I.2. B. Le procédé électrolytique est utilisé pour produire l'aluminium

Le procédé électrolytique consiste à réduire par électrolyse de l'alumine dissoute dans de la cryolithe composée de fluorure d'aluminium dans une cuve garnie de carbone et traversée par un courant électrique de haute intensité. Le schéma de la production électrolytique d'aluminium est le suivant :

- La cuve : il s'agit d'un caisson en acier permettant de liquéfier l'alumine extrait et de la cryolithe. La cryolithe est un composé assez stable dans lequel l'alumine se dissout quasiment complètement. La cuve est également composée d'anodes et de cathodes qui vont ensuite permettre l'électrolyse.
- Une fois l'électrolyse amorcée, l'aluminium se dépose au fond de la cuve tandis que l'oxygène réagit avec le carbone des anodes pour se dégager essentiellement sous forme de dioxyde de carbone. Elle se poursuit jusqu'à ce qu'il n'y ait plus assez d'oxygène pour alimenter l'électrolyse. De plus, les cuves sont entièrement capotées afin de capter les gaz qui s'échappent du bain lors de cette étape et de les envoyer vers un dispositif d'épuration où le fluor est récupéré [1].

I.3 Propriétés de l'aluminium

I.3. A. Propriétés Physiques

- **Caractéristiques atomiques et cristallines**

L'aluminium est un élément du III^{ème} groupe de la classification de Mendeleïev, dont le nombre atomique est $Z = 13$ lequel correspondant à 13 électrons répartis sur les couches orbitales " s " et " p " de la manière suivante : $1s^2, 2s^2, 2p^6, 3s^2, 3p^1$. Sa masse atomique est de: 26,989 grs [2].

L'aluminium est un métal dont la structure cristalline, *cubique à faces centrées* (CFC) (**Figure I.1**), avec une arête à égale à 0,4049 nm à 298 °K. Sa coordinence est égale à 12 et son diamètre atomique est de 286 nm.

Contrairement à d'autres métaux usuels, l'aluminium a toujours, à l'état solide, la même structure cristalline CFC quelle que soit la température : de 4 °K à la température de fusion (933 °K). Il n'y a donc aucune *variété allotropique* de la structure cristalline de l'aluminium. Il en est de même pour ses alliages [2].

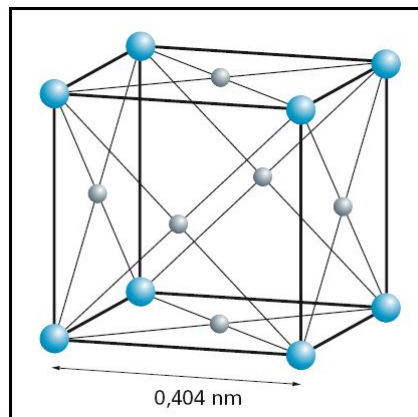


Figure I. 1. Structure cristalline "cubique à faces centrées" de l'aluminium [4].

On connaît quelques isotopes artificiels radioactifs de masse atomique : 24, 25, 26, 28 et 29 ; ils ont une période courte de 2,3 s à 7 mn [3].

Le principal isotope, ^{27}Al , est stable et comprend 14 neutrons et 13 protons ; à l'exception de l'isotope " ^{26}Al " qui a une demi-durée de vie de l'ordre de 106 années [6].

- **Densité**

L'aluminium à 99.996% a une densité de 2,699 à 20°C.

La densité augmente légèrement lorsque le titre du métal baisse ; elle est, par exemple, de 2,705 à 20°C pour l'Al à 99.5%.

Au point de fusion, la densité est :

- $d = 2.255$ à 660°C pour Al solide.
- $d = 2.382$ à 660°C pour Al liquide.

Ce qui correspond à une contraction volumétrique de 6,6% à la solidification [3].

Les valeurs expérimentales de la densité de l'aluminium polycristallin est de 2,6966 jusqu' à 2,6988 g/cm³ et pour l'aluminium monocristallin, elle est de 0,34% plus grande. La densité de l'aluminium solide et liquide pur à 99,996% est représentée dans la **Figure I.2** [5].

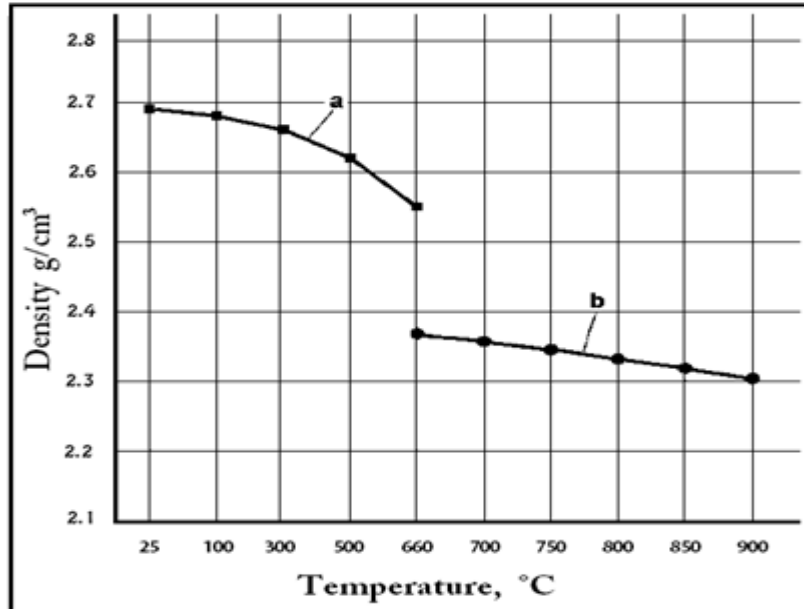


Figure I.2. Les valeurs de densité de l'aluminium pur à 99,996%.
(a) solide, (b) liquide [5].

I.3.B. Propriétés Mécaniques

- Module d'élasticité = 6700 kg/mm² ;

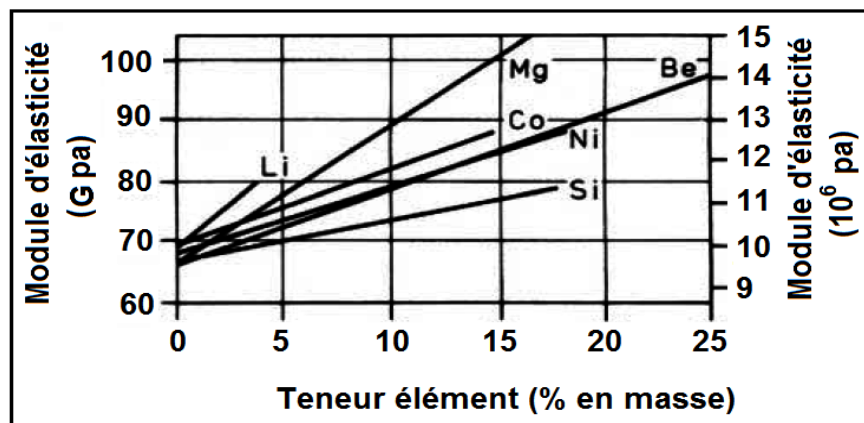


Figure I.3. Influence des éléments d'addition sur le module d'élasticité de l'aluminium [6].

- Module de torsion = 2700 kg/mm² ;
- Coefficient de Poisson = 0,34 ;
- Compressibilité à 20°C = 1,4. 10⁻³ par mégabar ;
- Allongement = 62% ;

- Charge de rupture = $5,2 \text{ kg/mm}^2$ [5 p339].

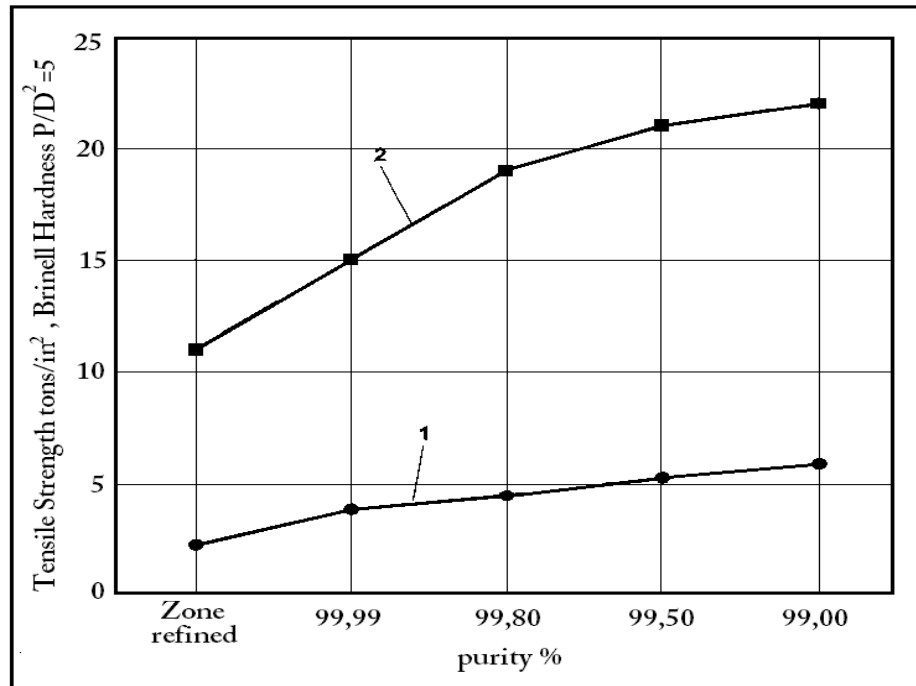


Figure I.4. Propriétés mécaniques de l'aluminium pour des différentes puretés
(1) résistance à la traction, (2) dureté de Brinell [5].

I.3.C. Propriétés Thermiques

• Point de fusion

Comme pour tous les métaux, le point de fusion dépend de la pureté de l'aluminium. Il varie suivant les mesures de 657 à 660 °C :

- 657 °C pour un aluminium « commercial »;
- 659 °C et 660 °C pour le métal dont le titre est de $99,99$ %.

La valeur maintenant admise de l'enthalpie de fusion de l'aluminium est de : $10,716 \text{ 0,209 kJ mol}^{-1}$ ($2,56 \pm 0,05 \text{ kcal.mol}^{-1}$) soit 397 J.g^{-1} [2].

• Point d'ébullition

L'aluminium est peu volatil. Le point d'ébullition n'est pas connu avec précision. Il se situe entre $2\ 700$ et $2\ 800$ °K, $2\ 750$ °K ($2\ 477$ °C) étant la valeur admise.

L'enthalpie de vaporisation au point d'ébullition $2\ 767$ °K ($2\ 494$ °C) est de : $290,93 \text{ kJ mol}^{-1}$ ($69,5 \text{ kcal.mol}^{-1}$), soit $10,76 \text{ kJ.g}^{-1}$ [2].

• Tension de vapeur

- 0,00062 mm Hg à 660 °C ;
- 1 mm Hg à 1030 °C [3].

• Conductivité thermique

L'aluminium a une conductivité thermique très élevée, environ 66 % de celle du cuivre.

- 236 W.m⁻¹. °K⁻¹ à 0 °C ;
- 237 W.m⁻¹. °K⁻¹ à 25 °C ;
- 240 W.m⁻¹. °K⁻¹ à 100 °C [2].

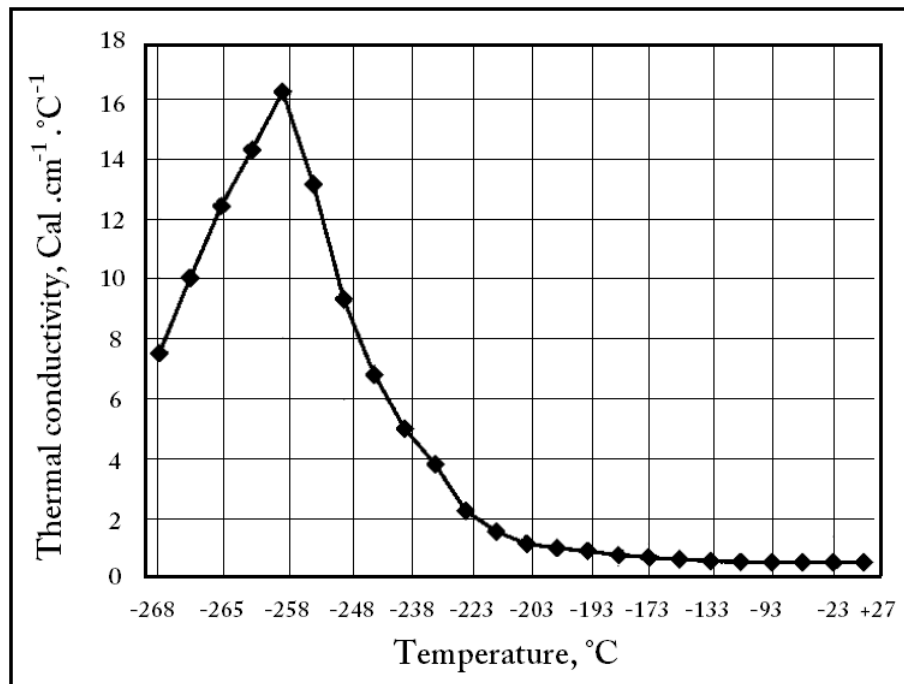


Figure I.5. Conductivité thermique de l'aluminium pur à 99,996% dans les basses températures [5].

• Délitiation thermique

D'environ $24 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ aux températures ordinaire et en moyenne de $28 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ près de la température de fusion, il est sensiblement double de l'acier [4].

I.3.D. Propriétés Optiques

• Pouvoir émissif

L'aluminium a un faible pouvoir émissif global. Si on le compare avec le corps noir, dont le pouvoir émissif est 4,96.

- 5% de celui du corps noir à 30°C.

- 6% de celui du corps noir à 100°C.
- 12% de celui du corps noir à 700°C [3].

- **Pouvoir réflecteur**

L'aluminium poli présente un excellent pouvoir réflecteur, qui varie avec la longueur d'onde, dans le spectre visible (λ de 0,36 à 0,76 μm), il n'est dépassé que par l'argent poli et brillanté peut être protégé par anodisation sans réduction sensible de son pouvoir réflecteur [3].

I.3.E. Propriétés électriques et magnétiques

- **Résistivité électrique**

Elle passe de 2,8 $\mu\Omega\cdot\text{cm}^2\cdot\text{cm}^{-1}$ pour l'aluminium à 99,5 % à valeur qui varie de 4,5 à 6,5 pour les alliages au magnésium. Dans le cas de l'aluminium, elle est sensiblement le tiers de celle de l'acier qui varie d'environ 12 à 19 $\mu\Omega\cdot\text{cm}^2\cdot\text{cm}^{-1}$.

Cette caractéristique, ainsi que la conductibilité thermique élevée, ont pour conséquence que les machines de soudage par résistance doivent être considérablement plus puissantes que pour le soudage de l'acier mais déterminent un soudage plus rapide [4].

- **Coefficient de Hall. Résistivité magnétique**

La valeur généralement admise pour le coefficient de Hall est :

$$R_H = -3,5 \times 10^{-2} \text{ mm}^3 \cdot \text{A}^{-1} \cdot \text{s}^{-1} \text{ à la température ambiante [4].}$$

I.3.F. Résistance à la corrosion

Grâce à la couche d'oxyde qui se forme en surface, les alliages d'aluminium résistent à la corrosion. On peut rendre cette couche protectrice d'oxyde plus épaisse par anodisation.

L'aluminium et ses alliages peuvent alors être utilisés sans protection supplémentaire. Par contre, dans les milieux corrosifs, les alliages peuvent subir les effets de la corrosion. Des piqûres, de la corrosion sous contrainte, de la corrosion par fatigue, voire la corrosion généralisée peuvent se développer. Pour les conditions données, la sévérité de l'attaque dépend de l'alliage utilisé et de son état [7].

I.4. Application de l'aluminium et de ses alliages

La nécessité de réduire le poids des véhicules en vue de diminuer leur consommation de carburant, ou d'augmenter leur charge utile ou leur rayon d'action, conduit la plupart des constructeurs à substituer de plus en plus d'aluminium à d'autres matériaux lourds, notamment à la fonte, l'acier, les métaux cuivreux [3].

I.4. A. Automobile

Dans le domaine de l'automobile où la bataille entre matériaux est la plus spectaculaire, l'aluminium est en compétition avec la fonte sur les blocs moteurs, avec les céramiques sur les pistons, avec l'acier, les plastiques, le magnésium sur les carters, avec le cuivre sur les échangeurs, avec l'acier, les plastiques, les composites sur la carrosserie [3].

I.4.B. Transports aérospatiaux

L'aluminium et l'aéronautique ont toujours été, et sont encore, étroitement liés. Si l'aéronautique put commencer avec les appareils dont les structures en bois, son véritable démarrage ne fut rendu possible que grâce à l'invention en 1903 d'un alliage aluminium-cuivre-magnésium, commercialisé sous le nom de duralumin, aujourd'hui alliage 2017 ; dont les premières applications furent en 1914 les structures des dirigeables Zeppelin et, en 1917, les structures des avions militaires Breguet 14 construits en 12 000 exemplaires. La prépondérance de l'aluminium dans l'aéronautique n'a pu être conservée que par une évolution considérable au fil des ans des alliages utilisés ; aujourd'hui encore l'aluminium représente près de 80% de la masse à vide des structures des avions modernes [3].

I.4.C. L'Aluminium dans l'armement et les équipements militaires

L'aluminium occupe une place importante dans ce domaine ; citons :

- Les chars et véhicules blindés : roues ou galets en alliage 2014 matricé, blindage (*à égalité de poids, les alliages du type 7020 présentent des propriétés balistiques voisines de celles de l'acier de blindage*) ;
- Les véhicules amphibies ;
- Les obusiers (*exemple : M-102 la légèreté de l'aluminium permet le transport par hélicoptère*) ;
- Les munitions ;
- Les pièces balistiques : fonds et corps de propulseurs en alliages 2014, 7049, 7075 ;
- Les tubes (bazookas), les lance- rockets ;
- Les matériels de génie militaire : engins de franchissement en alliage 7020 soudé [3].

I.5. Conclusion

L'aluminium est un métal non ferreux avec une apparence blanche argentée, il est très léger et est utilisé comme métal pur ou allié pour une multitude de différentes applications. Seules de très petites quantités d'éléments d'alliage peuvent renforcer sa robustesse, et en raison de leur faible densité, les alliages d'aluminium sont tout particulièrement indiqués pour les applications dans l'industrie aéronautique et aérospatiale. Les alliages d'aluminium sont aussi fréquemment utilisés dans l'industrie automobile pour favoriser les réductions de poids.

CHAPITRE III

MÉTALLURGIE DE L'ALUMINIUM

II.1. Introduction

Les métaux non alliés ne disposent généralement que de peu d'applications. S'ils présentent des propriétés très particulières, ces propriétés sont souvent limitées à un domaine très étroit des applications.

Les métallurgistes les plus anciens ont découvert qu'en ajoutant l'étain au cuivre par exemple, ils ont produit un alliage qui a été facile à mouler et qui a offert une excellente résistance à la corrosion marine.

Des travaux de recherche et de développement à été réalisés pour plus de 100 ans sur la composition des alliages, de leur processus de transformation, les procédés de traitement thermique, et sur l'optimisation de tous les mieux ces facteurs a abouti à une vaste gamme d'alliages, à partir de laquelle les utilisateurs peuvent choisir ceux qui adaptés à leurs besoins spécifiques.

II.2. Famille des alliages d'aluminium

Tous les produits d'aluminium appartenant à l'un des huit séries d'alliages. Ils sont disponibles comme:

- Alliage de fonderie,
- Alliage de corroyage.

Les Alliages appartenant à la même série présentant des propriétés communes telles que la coulabilité, les propriétés mécaniques, l'extrusion, la résistance à la corrosion, etc. Ces propriétés peuvent varier considérablement d'une série à l'autre pour un usage donné [8].

II.2.A. Les éléments d'alliage

Les éléments d'alliage sont ajoutés aux alliages forgés dans des quantités allant de 1 à 7 % (*pourcentage massique*), et en quantités plus importantes, jusqu'à 20 % de silicium, pour les alliages de moulage. Ces éléments sont le cuivre, le magnésium, le manganèse, le silicium et le zinc. Certains de ces éléments peuvent être ajoutés en même temps : le silicium et le magnésium pour les alliages de la série 40000, de magnésium et de silicium pour les alliages de corroyage de série 6000, et le zinc et le cuivre pour ceux de la série 7000. Les éléments d'alliage déterminent les propriétés communes de base des alliages qui appartenant à la même série [8].

La métallurgie des alliages d'aluminium est, par conséquent, basée sur ces six systèmes :

- Aluminium – Cuivre,
- Aluminium – Manganèse,
- Aluminium – Silicium (*avec ou sans magnésium*),
- Aluminium – Magnésium,
- Aluminium – Magnésium-silicium,
- Aluminium – Zinc (*avec ou sans cuivre*) [8].

II.2.B. Les éléments d'addition

Les additifs sont ajoutés en petites quantités, généralement moins de 1%. Leur tâche est d'améliorer certaines propriétés telles que la taille des grains petits après la coulée, la trempabilité et la soudabilité.

Un alliage peut contenir plus d'un additif, ainsi que leurs concentrations peuvent dépasser 1% dans certains cas. Tous les éléments d'alliage peuvent également être additifs dans une autre série d'alliages [8].

II.2.C. Les impuretés

Le Fer et le silicium sont les deux principales impuretés de l'aluminium non allié de la série 1000; leur concentration totale détermine la pureté du métal. Le rapport de silicium/fer est proche de deux, pour la plupart des grades, sauf s'il est délibérément modifié, comme avec la série 8000. La concentration des impuretés peut varier, en fonction de l'alliage, de quelques ppm (*parties par millions*) en aluminium raffiné (1199) jusqu'à 1000-2000 ppm dans la plupart des alliages de corroyage. Le taux d'impuretés des alliages de fonderie peuvent être plus élevés pour les alliages à base d'aluminium secondaire [8].

II.3. Désignation des alliages d'aluminium

Les alliages d'aluminium sont désignés à l'aide d'un système numérique de quatre chiffres. Ces quatre chiffres identifiant la composition chimique de l'alliage. Ce groupe de quatre chiffres est parfois suivi d'une lettre indiquant une variante nationale.

Suivant le mode de transformation des alliages, on distingue :

- **Les alliages de moulage**

Sont utilisés en fonderie pour la fabrication de pièces obtenues par la coulée du métal liquide dans des moules ensable, c'est la coulée en sable, ou des moules en acier ou en fonte, c'est la coulée en coquille. Par ce procédé, on élabore des pièces aux formes plus ou moins complexes : poignées de portes, blocs moteurs...etc [9].

- **Les alliages de corroyage**

Sont coulés en fonderie sous forme de plaques ou de billettes et ensuite transformés en demi-produits : tôles, profilés..., par laminage ou par filage, les demi-produits ainsi obtenus sont ensuite utilisés dans la construction mécanique où ils sont assemblés par soudage, rivetage, vissage,..., dans le bâtiment, dans l'électricité...etc [9].

II.2.A. Les alliages d'aluminium de moulage

Les alliages d'aluminium de fonderie (*de moulage*) sont les plus versatiles de tous les alliages de fonderie et ils offrent de façon générale une facilité de mise en forme,

contrairement aux alliages de corroyage (*série à quatre chiffres*). Les alliages d'aluminium, comme tous les autres matériaux de fonderie, ont les caractéristiques suivantes :

- Une bonne fluidité pour bien remplir toutes les parties du moule.
- Un point de fusion relativement bas, et un transfert de chaleur rapide de l'aluminium liquide vers le moule, ce qui assure un cycle de mise en forme rapide.
- L'hydrogène qui est le seul gaz avec lequel l'aluminium et ses alliages sont solubles peut être contrôlé efficacement [4].

Ce système contient trois chiffres plus une décimale (par ex. 356.0). L'élément d'alliage principal. Les deuxième et troisième chiffres identifient l'alliage spécifique s'il s'agit d'une pièce moulée (.0) ou d'un lingot (.1 Ou .2) voir le **Tableau II.1** [10].

Tableau II. 1. Classification d'alliages d'aluminium de fonderie [10].

| Série d'alliage | Éléments d'alliages principaux |
|-----------------|------------------------------------|
| 1XX.X | 99% Aluminium minimum |
| 2XX.X | Cuivre |
| 3XX.X | Silicium |
| 4XX.X | Silicium + Cuivre et /ou Magnésium |
| 5XX.X | Magnésium |
| 6XX.X | N'existe pas |
| 7XX.X | Zinc |
| 8XX.X | Étain |
| 9XX.X | Autres éléments |

Les alliages au silicium sont les plus nombreux parmi les alliages de moulage. Il en existe de nombreuses variantes, Ils représentent environ 70% du tonnage des pièces coulées. Ils peuvent être coulés soit en sable, soit en coquille, soit sous pression ; leur niveau de caractéristique dépend de mode de coulée.

La résistance à la corrosion des alliages de fonderie au silicium, au magnésium, au zinc est excellente. Les alliages contenant des fortes additions de cuivre (au moins 2 à 3 %) n'ont pas une résistance à la corrosion suffisante pour les utiliser sans protection dans des milieux très agressifs [9].

II.3.B. Les alliages d'aluminium corroyés

Le premier chiffre indique l'élément d'alliage le plus important (Xxxx).Il est également utilisé pour désigner les différentes séries d'alliages d'aluminium telles que séries 1000, 2000 jusqu'à 8000 le deuxième chiffre (xXxx), s'il n'est pas nul, indique s'il y a eu modification de

l'alliage spécifique. Les troisième et quatrième chiffres identifient un alliage spécifique dans la série. Par exp : pour l'alliage 5183, le chiffre 5 indique qu'il s'agit d'un alliage de magnésium, le chiffre 1 indique qu'il s'agit de la première modification par rapport à l'alliage originel 5083 et le nombre 83 identifie l'alliage dans la série 5xxx.

La seule exception dans la série est la série 1xxx (l'aluminium pur) où les deux derniers chiffres donnent la teneur en aluminium minimale au-dessus de 99%. L'alliage 1350 contient donc au moins 99.50% d'aluminium (**Tableau II. 2**) [10].

Tableau II. 2. La signification des désignations des alliages d'aluminium corroyés [4].

| Série | Désignation | Éléments d'alliage principal | Phase principale présente dans l'alliage |
|------------|-------------|---------------------------------|---|
| Série 1000 | 1XXX | 99% d'aluminium au minimum | - |
| Série 2000 | 2XXX | Cuivre (Cu) | Al ₂ Cu - Al ₂ CuMg |
| Série 3000 | 3XXX | Manganèse (Mn) | Al ₆ Mn |
| Série 4000 | 4XXX | Silicium (Si) | - |
| Série 5000 | 5XXX | Magnésium (Mg) | Al ₃ Mg ₂ |
| Série 6000 | 6XXX | Magnésium (Mg) et Silicium (Si) | Mg ₂ Si |
| Série 7000 | 7XXX | Zinc (Zn) | MgZn ₂ |
| Série 8000 | 8XXX | Autres éléments | - |
| Série 9000 | / | Non utilisé | - |

Suivant le processus par lequel les différents niveaux de caractéristiques mécaniques sont obtenus, on distingue pour les alliages de corroyage :

- Les alliages à durcissement structural ou « *tremnants* » dans lesquels le durcissement est obtenu par une gamme de traitement thermique comportant une mise en solution, une trempe suivie d'un revenu ou d'une maturation à l'ambiante ;
- Les alliages non susceptibles de durcissement structural « *ou non tremnants* » dans lesquels le niveau de caractéristiques mécaniques est obtenu par l'effet d'écrouissage dû aux déformations (laminage, filage...) ou par des recuits [9].

II.3.B. 1. Alliages sans durcissement structural

Ce sont ceux des séries :

- 1000 ; Aluminium non allié.
- 3000 ; Aluminium - Manganèse.
- 5000 ; Aluminium - Magnésium.

Le niveau de caractéristiques mécaniques dépend du taux d'écrouissage ou de la teneur en addition : c'est le cas des alliages au magnésium ; ou de l'effet de phases dispersées c'est le cas des alliages au manganèse.

- **Aluminium non allié série 1000**

Sa teneur varie entre 99,5 environ et 99,99 (*Raffiné*). Il est très utilisé dans nombreux domaines :

- Alimentaires : papier d'emballage...
- Construction mécanique,
- Bâtiment : bardage, toitures, sous plafonds...
- Industrie chimique : échangeurs tubulaire, cuves de stockage, flacon d'emballage...
- Électricité : câble aériens et câble gainés.

Les principales nuances sont :

| | | |
|------------------------|---|---------------------|
| 1199 Aluminium raffiné | ; | 1080 titrant 99,8% |
| 1070 titrant 99,7% | ; | 1050 titrant 99,5% |
| 1100 titrant 99,45% | ; | 1200 titrant 99,40% |

Les principales impuretés présentes dans l'aluminium non allié de premier fusion sont le fer et le silicium [9].

- **Aluminium non allié série 3000**

L'alliage le plus courant de cette série est le 3003. Bien que très ancien (*introduction 1906*), il a encore une importance industrielle considérable car il remplace l'aluminium non allié toutes les fois qu'une légère augmentation des caractéristiques mécaniques est nécessaire (domaines de l'emballage, du boîtier, des ustensiles ménagers).

L'addition du magnésium aux alliages Al-Mn permet un complément de durcissement par renforcement de solution solide. L'alliage type est le 3004, surtout utilisé dans le boîtier et l'emballage [9].

La résistance mécanique des alliages de cette série reste modeste, même après écrouissage. Mais l'avantage de ces alliages, il y a lieu de signaler leur bonne aptitude à la mise en forme leur bonne résistance à la corrosion, leur bonne soudabilité, ainsi que leur bon comportement aux basses températures [9].

- **Aluminium non allié série 5000**

Ces alliages forment une gamme très progressive en fonction de leur teneur en magnésium, qui varie de 0,5% pour l'alliage 5056.

Les plus performants du point de vue caractéristiques mécaniques sont ceux qui titrent au moins 2,5% de magnésium.

Ces alliages présentent un ensemble remarquable de propriétés, qui est à la base de leurs nombreuses utilisations actuelles :

- Bonne aptitude à la mise en forme.
- Bonne soudabilité opératoire.
- Excellente résistance à la corrosion à l'état soudée.
- Très bon comportement aux basses températures [9].

II.3.B. 2. Alliages avec durcissement structural

Les alliages d'aluminium à durcissement structural (série 2000, 6000 et 7000) sont utilisés dans le cadre de l'allègement des structures de transport aérien, naval et terrestre.

Cependant, ces alliages sont difficilement soudables par voie classique et le principal moyen d'assemblage reste le rivetage dans le cas aéronautique. Ce processus présente de nombreux désavantages comme une jonction hétérogène entre les deux tôles, le surcroît de masse ainsi que la concentration de contraintes au niveau des trous, particulièrement dommageable pour la tenue en fatigue [4].

- **Alliages de la série 2000 (aluminium-cuivre)**

L'élément d'alliage de la famille 2000 est le cuivre (Cu). Ils obtiennent leurs caractéristiques mécaniques par durcissement structural. Ils sont caractérisés par de bonnes caractéristiques mécaniques notamment à l'état trempé revenu ou mûri. C'est grâce à ces caractéristiques mécaniques qu'ils ont été choisis pour les applications aéronautiques. Ils présentent également de bonnes aptitudes de tenue à chaud et pour le décolletage. En revanche, ils ont une résistance à la corrosion faible en atmosphère corrosive du fait de la présence de cuivre.

Ces alliages ont de nombreuses applications en aéronautique et en mécanique. En général, ils sont utilisés pour des pièces soumises à des contraintes [4].

- **Alliages de la série 6000 (aluminium-magnésium-silicium)**

Le système Al-Mg-Si constitue la base de deux familles extrêmement importantes d'alliages dont le durcissement est dû à la précipitation des formes transitoires du composé Mg_2Si .

Ces alliages se caractérisent par les propriétés générales ci-après :

- Caractéristiques mécaniques moyennes plus ou moins élevées suivant la composition ;
- Très bonne aptitude à la transformation à chaud par laminage, filage, tréfilage, forgeage ;
- Bonne aptitude à la mise en forme à froid ;
- Très bonne résistance à la corrosion ;
- Bonne aptitude au soudage par point ;
- Bon comportement aux basses températures [9].

- **Alliages de la série 7000 (aluminium-zinc)**

L'élément d'alliage de cette série est le zinc. Globalement, ils ont de très bonnes caractéristiques mécaniques ; ce sont les alliages d'aluminium à haute résistance.

Malheureusement ces très bonnes caractéristiques mécaniques sont obtenues au détriment de la résistance à la corrosion.

Pour retrouver une bonne résistance à la corrosion, il faut effectuer ce qui est appelé un sur revenu ou revenu à double palier (T7). Ce traitement se paie par une baisse des caractéristiques mécaniques. Ces alliages se divisent en deux groupes : les 7000 avec addition de cuivre et les 7000 sans addition de cuivre [4].

- **Les alliages de la série 7000 sans cuivre**

L'alliage représentatif est le 7020 dont les caractéristiques principales sont :

- Caractéristiques mécaniques moyennes assez voisines de celles de l'acier;
- Bonne aptitude à la déformation à chaud et à froid ;
- Bonne soudabilité opératoire et métallurgique ;
- Bonne résistance à la corrosion sous tension
- Faible vitesse critique de trempe qui permet la trempe à l'air si l'épaisseur est assez faible
- Domaines de mise en solution avec trempe très important (350 à 550°C) [9].

- **Les alliages de la série 7000 avec cuivre**

Ces alliages, du fait de leurs caractéristiques mécaniques relativement élevées T6, constituent par excellence les alliages d'aluminium dite à haute résistance. Toutefois les caractéristiques mécaniques élevées sont obtenues, à l'état T6, au détriment de la résistance à la corrosion sous tension et également à la résistance à la rupture fragile. C'est pourquoi des traitements de revenu spéciaux ont dû être mis en point afin de conférer aux alliages Al-Zn-Mg-Cu une résistance à la corrosion sous tension acceptable ; cependant cette amélioration a été obtenue aux dépens d'une diminution plus ou moins sensible de la résistance mécanique [9].

II.4. Influence des éléments d'addition

- **Silicium « Si »**

- Diminue de manière significative la contraction volumétrique à la solidification.
- Diminue le retrait à l'état solide et le coefficient de dilatation.
- Augmente la dureté et la résistance à l'usure (*tribologie*).
- Améliore la coulabilité de l'aluminium " *chaleur latente (enthalpie) de fusion*".
- Forme avec l'aluminium un mélange eutectique (12,6 % Si – 578 °C) [11].

- **Cuivre « Cu »**

- Diminue la contraction volumétrique mais beaucoup moins que le Si.
- Augmente la dureté de l'aluminium à la température ambiante et aux températures élevées (*seuil 200 °C*).
- Permet le durcissement structural.
- Augmente la sensibilité à la corrosion atmosphérique marine et sous tension (*il existe des concentrations « seuils »*).
- Forme avec l'aluminium une solution solide et un eutectique (*33 % Cu, $T_{fus} = 548,2$ °C*).
- Les *alliages industriels* contiennent entre 2 et 10 % de cuivre [11].

- **Zinc « Zn »**

- Forme avec l'aluminium une solution solide très étendue (α Al).
- Les alliages Al-Zn contenant un peu de magnésium sont autotrempants.
- Augmente la sensibilité à la crique à chaud (*important pour le moulage*).
- Les *alliages industriels* contiennent entre 5 et 10 % de zinc [11].

- **Magnésium « Mg »**

- Diminue légèrement la contraction volumétrique à la solidification.
- Les alliages Al-Mg sont insensibles à la corrosion atmosphérique et marine.
- Ajouté en faible quantité (0,20 à 0,60 %) aux alliages contenant du silicium, en permet le durcissement structural.
- Forme avec l'aluminium une solution solide (α Al).
- Les *alliages industriels* contiennent entre 3 et 6 % de magnésium.
- Les alliages formés, possèdent une résistance mécanique moyenne. Ils sont utilisés dans le domaine de placage, lorsqu'avec l'aluminium, il s'avère difficile. Ils sont faciles à polir et conservent longtemps leur poli à cause de la haute résistance chimique [11].

- **Fer « Fe »**

- Soluble dans l'aluminium à l'état liquide mais très peu à l'état solide, il forme des combinaisons intermétalliques Al_3Fe avec l'aluminium et d'autres plus complexes avec les autres éléments (Si-Cu-Ni-Mn...) qui en général diminuent les allongements à la rupture. Pour les alliages à hautes caractéristiques mécaniques, la teneur en fer est limitée à 0,15 %.
- Dans les *alliages industriels*, la teneur en fer est comprise entre 0,05 et 0,30 % pour les alliages de première fusion et 0,50 à 1,3 % (*0,90 % dans les lingots*) pour les alliages d'affinage.
- Les alliages dont la teneur en fer est intermédiaire sont appelés *alliages 3/2* [11].

- **Manganèse « Mn »**

- Peu soluble dans l'aluminium à l'état solide et forme des combinaisons chimiques ($Al_4Mn...Al_6Mn$).
- Les alliages Al-Mn ont une température de fusion élevée ($> 650\text{ }^\circ\text{C}$) et sont utilisés pour des applications aux températures élevées (brûleurs...).
- Dans les alliages Al-Si/Cu d'affinage, cet élément ajouté en concentrations variables permet, en s'associant au fer et au silicium, de former des constituants intermétalliques moins nocifs aux allongements à la rupture (*exemple : $Al_{15}(FeMn)_3Si_2$ en forme d'écriture chinoise*).
- Dans les *alliages industriels*, la teneur en manganèse est comprise entre 0,20 et 1 % pour alliages Al-Si(Cu) et 4 % pour les alliages Al-Mn ou AlMnNi (*pratiquement plus utilisés*).
- Dans les alliages ductiles pour la coulée sous pression, le manganèse contribue à diminuer les phénomènes de « collage » ou d'adhérence au moule liés à la dissolution superficielle de l'acier du moule [11].

- **Titane « Ti »**

- Peu soluble dans l'aluminium à l'état liquide et à l'état solide, forme avec l'aluminium le composé Al_3Ti qui sert de germe à la cristallisation de l'aluminium.
- Associé au bore, permet un affinage efficace et durable de la majorité des alliages d'aluminium.
- Augmente fortement la résistivité de l'aluminium et de ses alliages.
- Les *alliages industriels* contiennent quelques ppm. Et au maximum 0,30 % de titane [11].

II.5. Conclusion

À l'état pur, l'aluminium n'est pratiquement utilisé que pour les applications électriques. Mais il est le plus souvent associé à d'autres métaux, pour former une gamme étendue des alliages avec des propriétés divergentes s'adaptant remarquablement à tous les procédés de mise en forme et répondant à des exigences variées de propriétés physiques, chimiques et mécaniques.

CHAPITRE III

FONDERIE D'ALUMINIUM

III.1. Introduction

Les alliages industriels de fonderie contiennent au moins 50 % en masse d'aluminium et sont fabriqués à partir de métal pur d'électrolyse ou d'aluminium recyclé. Les propriétés de ces alliages dépendent de leur composition, de leur état structural, du procédé de mise en forme retenu et des traitements thermiques effectués sur les pièces.

III.2. Alliage d'aluminium de fonderie

III.2.A. Alliage d'aluminium-magnésium

Le diagramme d'état Al-Mg (**Figure III. 1**) ressemble à celui des autres alliages binaires. Le magnésium peut entrer en solution solide à l'état de cristaux mixtes dans l'aluminium jusqu'à une teneur de 14% Mg. A côté de magnésium, les alliages renferment encore quelques dixièmes % de Mn et environ 0,1% de Ti pour l'affinage du grain [13].

Les alliages du système Al-Mg possèdent une faible stabilité thermique. En principe, ils pourraient être soumis à la trempe et du vieillissement, mais l'augmentation de la dureté sera négligeable en raison du petits nombre de la densité de précipités - produits du vieillissement [13].

Toutefois, le magnésium augmente la résistance à la corrosion de l'aluminium, seulement en diminue considérablement sa formabilité et les résultats dans un complexe de propriétés qui font de la famille Al-Mg d'alliages de corroyage (5xxx) l'un des alliages d'aluminium les plus répandues. Al-Mg peut être utilisé comme alliages de moulage, mais leur coulabilité est faible [13].

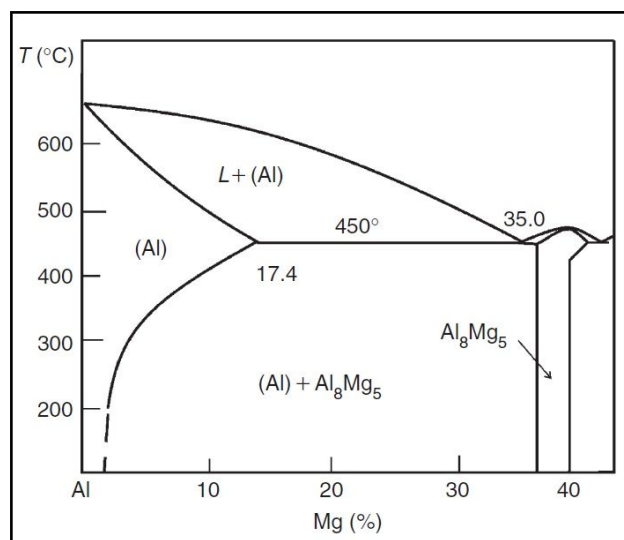


Figure III. 1. Diagramme d'équilibre Aluminium-Magnésium [14].

Les alliages industriels Al-Mg ont tous pour constituant la solution solide α mais la variation importante de la solubilité du Mg et sa faible vitesse de diffusion à l'état solide, font que les alliages contenant plus de 6 % de Mg ne sont pas homogènes à l'état brut de coulée. On trouve l'eutectique $[\alpha + \beta]$ à 37%.

Pour ces alliages :

- La coulabilité est moins bonne que pour les alliages précédents.
- La criquabilité est plus élevée que pour les alliages d'Al-Si, équivalente à celle des alliages d'Al-Cu.

Les alliages de magnésium sont recherchés pour leur bonne usinabilité mais surtout pour leur très grande résistance à la corrosion [5].

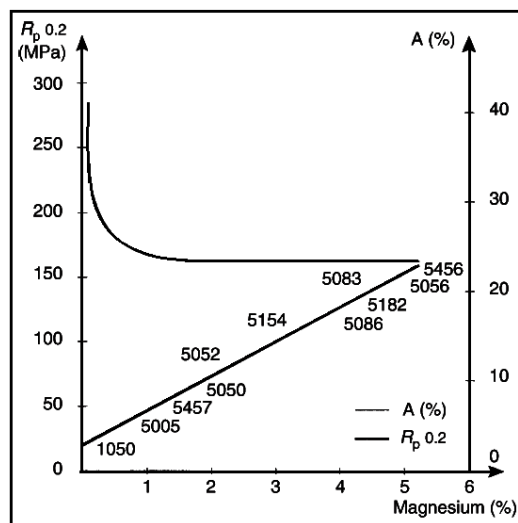


Figure III. 2. Effet de la teneur en magnésium sur les propriétés mécaniques des alliages de la série 5000 [8].

Les propriétés mécaniques des alliages à cette série augmentent avec l'augmentation du magnésium (**Figure III. 2**). Les alliages industriels de corroyage contiennent rarement plus de 5% de magnésium, car au-dessus de ce niveau, la stabilité de l'alliage diminue [8].

III.2.B. Alliage d'aluminium-cuivre

Dans le système Al-Cu, (Al) sera en équilibre avec la phase Al_2Cu (**Figure III. 3**), qui est toujours présent dans les compositions de structure. Ces alliages de moulage sont sélectionnés pour faire en sorte qu'à la température d'homogénéisation ils seront dans le domaine à une phase du diagramme.

Ce qui donne la possibilité d'obtenir, après traitement thermique, une microstructure de l'alliage qui est complètement libre de toutes les particules constituant (*à condition d'impuretés non solubles sont supprimés*) [13].

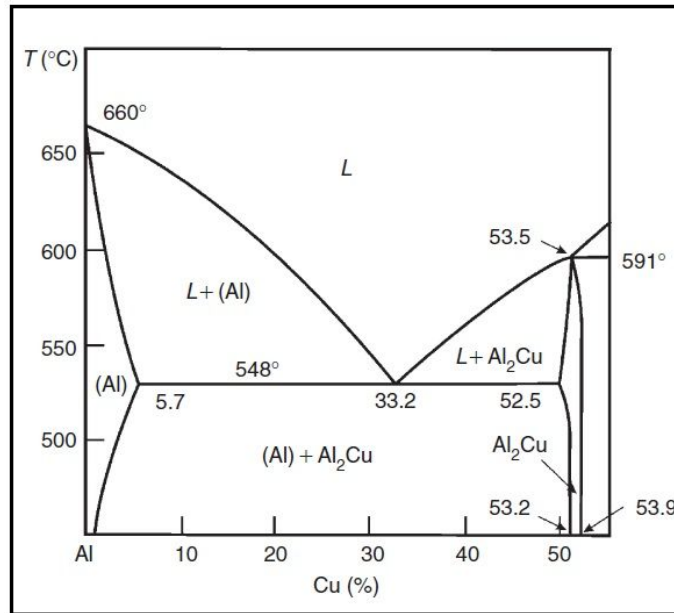


Figure III. 3. Diagramme d'équilibre Aluminium-Cuivre [14].

Le cuivre est l'un des éléments d'alliages le plus important dans l'aluminium, notamment à cause de sa solubilité et de sa contribution au durcissement du métal. Plusieurs alliages commerciaux contiennent du cuivre, soit comme élément majeur d'addition ou comme élément complémentaire dans les alliages ternaires ou quaternaires ; il est souvent utilisé avec le magnésium et le silicium dans les alliages d'aluminium [13].

III.2.C. Alliage d'aluminium-silicium

Sur le diagramme d'état (**Figure III. 4**). On voit que l'intervalle de solidification de l'alliage 5% Si est de 50°C environ, ce qui prédispose peu aux microstructures. Ce type d'alliages est par conséquent peu sensible au criquage à chaud [13].

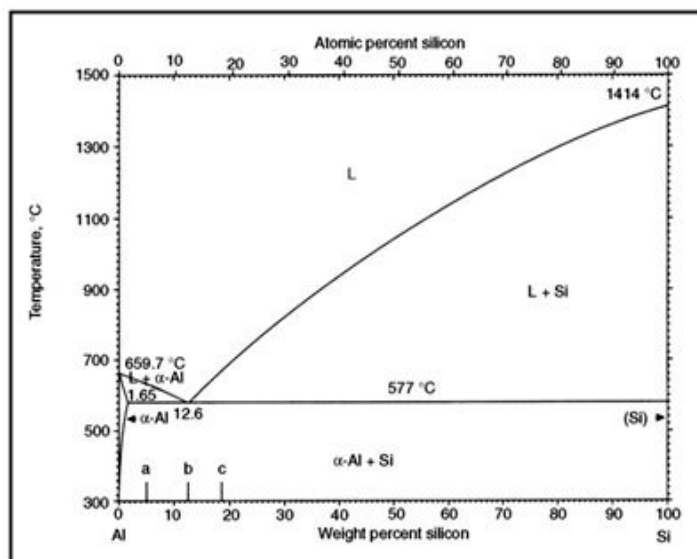


Figure III. 4. Diagramme d'équilibre Aluminium-silicium [15].

Les alliages d'aluminium contenant du silicium comme le principal élément d'alliage offrent une excellente coulabilité, une haute résistance à l'usure et à la corrosion, une bonne soudabilité, une bonne usinabilité, une bonne résistance au déchirement à chaud, une bonne fluidité, une faible densité, une haute conductivité thermique, la réduction de la dilatation thermique (*de silicium*), et une bonne conservation des propriétés physiques et mécaniques à des températures élevées. En conséquence, l'aluminium-silicium constitue de 85 % à 90 % du total des pièces moulées en aluminium produit [7].

III.3. Règle de conduite d'une fusion

III.3. A. Charges

- Les matières enfournées, les lingots, et les masselottes doivent être sèches et non oxydées. Il faut éviter d'introduire des bavures.
- Il convient de prévoir des pourcentages de jets et retours si possible identiques pour toutes les charges. Cela permet d'éviter des fluctuations d'analyses trop importantes.
- Les fours et les creusets doivent être spécialisés par alliage ou par famille d'alliage. Cela évite d'enrichir l'alliage en certains éléments indésirables provenant de rémanences [11].

Exemple : silicium dans l' AlCu_4TiMg .

III.3.B. Fusion

- Elle doit être rapide pour limiter l'oxydation. Une température maximale doit être fixée, cela en prévision de traitements métallurgiques ultérieurs ou des transferts dans un autre four.
- La température du métal est à contrôler au moyen d'un pyromètre correctement étalonné.
- Pour certains fours à gaz, l'opérateur doit arrêter les brûleurs suffisamment tôt pour tenir compte de l'inertie thermique du four.

III.3.C. Atmosphère et autres conditions ambiantes

- **Pour tous types de fours**
 - Les creusets, les réfractaires, les outils de fusion, les matières enfournées doivent être parfaitement sèches. Les sels de traitements doivent être si possible étuvés.
 - Le brassage du métal liquide, s'il est rendu nécessaire pour certains traitements doit être fait avec soin, en évitant de fortes turbulences de surface, qui favorisent l'oxydation.
 - En fin de fusion seulement, le métal doit être porté rapidement à sa température d'utilisation [11].

- **Pour les fours à combustion (gaz, fioul, etc.)**

- La combustion doit être légèrement oxydante pour obtenir un bon rendement thermique et éviter des pollutions.

- Le métal à fondre ne doit pas être en contact avec les flammes, même quand la charge est encore solide. Dans certains fours de grande capacité, fours à puits ou fours réverbères, ce contact est inévitable et conduit à des pertes au feu par formation d'oxydes.

- Les creusets doivent être en bon état. En fin de vie, ils deviennent poreux et laissent passer les gaz de combustion (*H₂O en particulier*), ce qui provoque le gazage du métal [11].

III.3.D. Matériel

- **Outils de fusion en fer ou en fonte**

- Ils doivent être propres, secs et correctement protégés par un enduit.

- Ils doivent impérativement avoir été préchauffés avant utilisation.

- Pour certains alliages hauts pureté, il convient d'utiliser des outils en graphite [11].

- **Creusets**

- Les creusets en fonte sont à proscrire car ils nécessitent un entretien constant pour ne pas enrichir le métal en fer.

- Il faut privilégier les creusets en graphite ou graphite argile ou carbure de silicium.

- Il existe des formulations différentes suivant qu'ils sont utilisés en four à flammes ou en fours électriques [11].

III.4. Traitements thermiques des alliages d'aluminium

A l'état brut de moulage, la pièce ne possède pas encore le maximum de résistances mécanique qu'elle peut atteindre ; c'est seulement grâce à un traitement thermique de la pièce de fonderie terminée que la résistance mécanique peut atteindre sa valeur optimum. À l'heure actuelle, on demande de plus en plus, des alliages ayant une résistance mécanique élevée et cette résistance ne peut être obtenue que par un traitement thermique [13].

III.4.A. Principaux types de traitements thermiques

Les principaux traitements thermiques sont les suivants:

- Homogénéisation ;
- Recuit ;
- Trempe ;
- Vieillessement naturel ;
- Durcissement par précipitation (*Vieillessement*);
- Une maturation ou /et un revenu produisant le durcissement [5].

La possibilité ou non d'effectuer ce dernier type de traitement permet d'ailleurs de classer les alliages d'aluminium en deux grandes catégories, à savoir :

- les alliages susceptibles de durcissement structural qui, après trempe, voient leur dureté et leur résistance mécanique augmenter par maturation ou /et revenu : ce sont essentiellement les alliages des familles 6000 [Al-Si-Mg], 2000 [Al-Cu] et 7000 [Al-Zn] ;
- les alliages non susceptibles de durcissement structural pour lesquels les modifications précédemment énoncées ne sont pas notables : ce sont l'aluminium non allié, les alliages des familles 3000 (Al-Mn) et 5000 (Al-Mg) [12].

III.4.B. Traitement thermique d'homogénéisation

Les traitements dits d'homogénéisation consistent à maintenir à une température assez élevée (*le plus souvent entre 450 et 610 °C*) et pendant des temps prolongés (*en général durant 6 à 48 h*) les plaques ou billettes coulées, afin de faciliter leur transformation ou d'améliorer les propriétés des produits obtenus [12].

La température doit être soigneusement contrôlée afin d'éviter la fusion de surface, qui peut provoquer leur déchirement. En règle générale, préchauffer applications nécessitent le plus fort taux d'augmentation de la température compatible avec la charge admissible de l'état surface de l'aluminium [5].

Ces traitements ont pris depuis ces dernières années une ampleur considérable, si bien qu'à l'heure actuelle ils sont extrêmement répandus et tendent à se généraliser non seulement dans le cas des alliages d'aluminium mais également dans le cas de l'aluminium non allié [13].

III.4. B. 1. Phénomènes métallurgiques

Le terme homogénéisation est parfois impropre car, si certains alliages tendent vers un état homogène sous l'effet d'un chauffage prolongé, il n'en est pas de même pour tous (*cas, par exemple, des alliages Al-Mn*). Néanmoins, cette dénomination est entrée dans l'usage et il semble difficile d'en proposer une meilleure.

Les effets de l'homogénéisation peuvent être plus ou moins complexes suivant l'alliage auquel ils s'appliquent et également suivant les conditions de coulée de cet alliage. D'une façon générale, plusieurs types d'évolution aisément observables dans les alliages d'aluminium peuvent être retenus à savoir :

- La dissolution de phases intermétalliques en excès ;
- Le nivellement des concentrations dans la solution solide ;
- La coalescence de phases intermétalliques déjà présentes ;
- La précipitation de nouvelles phases intermétalliques [12].

La **Figure III.5** montre les résultats obtenus sur un alliage 2014 industriel également élaboré par coulée continue. À gauche des parties (a) et (b) sont reproduites les images de rayonnement X de distribution du cuivre, obtenues par balayage à la microsonde. Sur ces

images, l'intensité est en chaque point proportionnel à l'intensité du rayonnement X, donc à la concentration en cuivre. À droite des parties (a) et (b) sont reproduits les résultats d'une série d'analyses ponctuelles effectuées suivant une coupe à travers un grain [12].

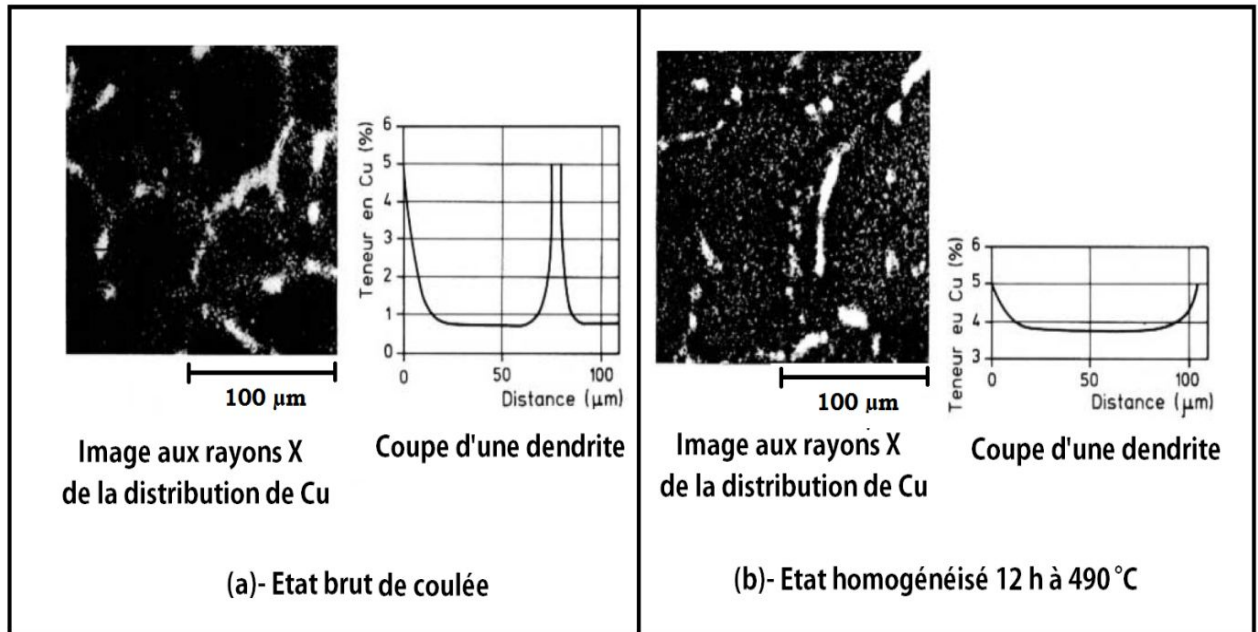


Figure III. 5. Influence d'un traitement d'homogénéisation sur la distribution du cuivre dans un alliage 2014 [12].

III.4. B. 2. Conséquence de l'homogénéisation

Les traitements d'homogénéisation sont d'autant plus efficaces qu'ils sont appliqués à l'état coulé ou légèrement corroyé. Ils donnent lieu aux variations de propriétés ci-après

- Les alliages *répondent* plus rapidement aux traitements thermiques ultérieurs (*recuit, trempe et revenu*).
- Les caractéristiques mécaniques sont généralement améliorées.
- La plasticité à chaud est améliorée ; le laminage, filage, le forgeage sont rendus plus faciles.
- La malléabilité à l'état recuits est améliorée : la limite élastique est abaissée et l'allongement augmenté ; la mise en forme des tôles, par exemple, est facilitée, car leur capacité de déformation profonde est améliorée, tout en exigeant des efforts plus faibles.
- La résistance à la fatigue est augmentée.
- La résistance au fluage est augmentée.
- Le défaut de réticulage est très atténué, d'une part, par la coalescence apportée par le premier type d'évolution et, d'autre part, par le brouillage apporté par deuxième type.
- A l'anodisation, la coloration due à la présence d'éléments hors solution présente des tons moins foncés ; cet effet est utilisé pour certains alliages (*Al-Si en particulier*).

- La recristallisation est plus fine, car le grossissement des grains est inhibé par la précipitation [3].

III.4.C. Traitement de durcissement structural

Le durcissement par précipitation ou durcissement structural a été découvert par WILM en 1906 dans un alliage Al-Cu-Mg-Mn, qu'il appela « Duralumin ». La première caractérisation par diffraction des rayons X des regroupements nanoscopiques d'atomes de soluté a été réalisée par GUINIER en France et PRESTON aux États-Unis en 1937-1939 [16].

IV.4.C. 1. Principe du durcissement structural

Le traitement thermique dit de durcissement structural comporte trois grands stades :

- **Mise en solution solide** : chauffage à une température supérieure à la courbe de solidus de l'élément d'addition et à faire entrer ainsi cet élément en solution [10].

Dans le cas de l'alliage Al-4 % Cu par exemple, il a pour but théorique la mise en solution dans l'aluminium à l'état solide des 4 % de cuivre. D'après le diagramme d'équilibre (**Figure III. 3**), la température minimale de mise en solution est de 500 °C [12].

- **Refroidissement** : Si l'alliage est refroidi très lentement, la solution solide de Cu dans l'aluminium, qui conserve sa structure cubique à faces centrées (désignée par α), tend à se décomposer sous forme de particules plus ou moins grossières du composé intermétallique stable dans la solution solide d'aluminium appauvrie en atomes Cu [17].

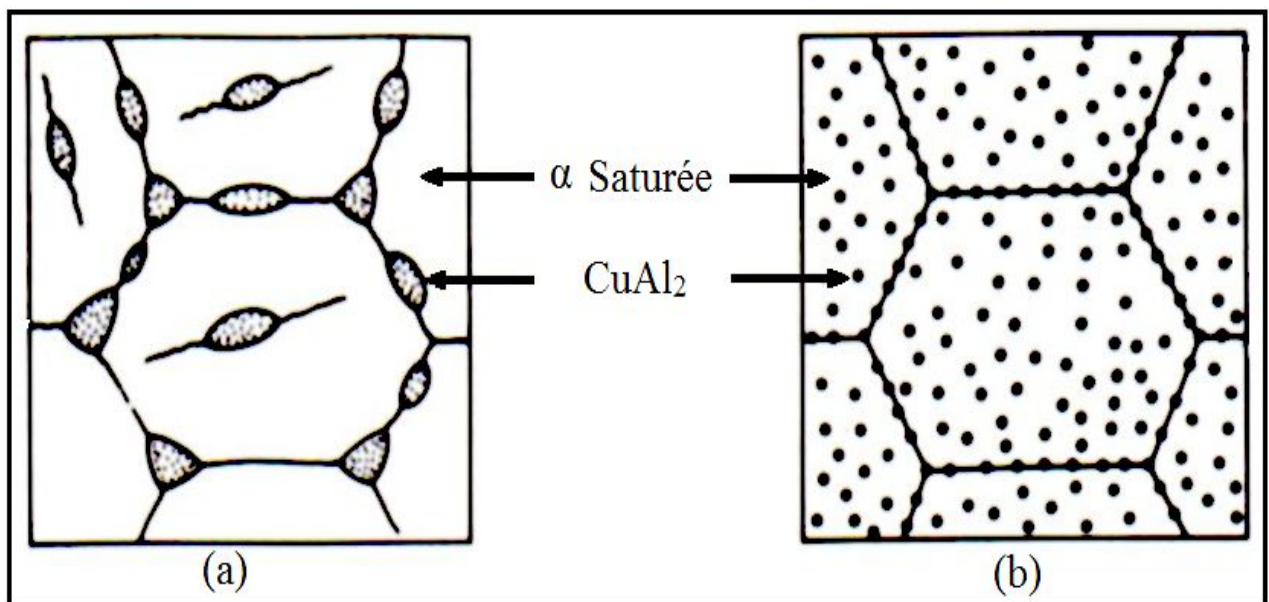


Figure III. 6. *Microstructures obtenues à l'ambiante dans un alliage Al-4% Cu. (a) Refroidissement lent à partir de 550°C. (b) Refroidissement rapide à partir de 550°C [16].*

Comme la solubilité du cuivre dans l'aluminium diminue avec la température, la quantité de précipités va augmenter lorsque la température va diminuer.

Cependant, si au lieu de refroidir lentement la solution homogène, on l'amène brusquement à la température ambiante par trempe, la précipitation n'a pas en général le temps de se former durant le refroidissement (**Figure III. 6**) [12].

L'opération de trempe consiste à refroidir l'alliage suffisamment rapidement après mise en solution pour empêcher la décomposition de la solution solide avec formation de ces précipités d'équilibre grossiers. La trempe permet en outre de piéger les très nombreuses lacunes stables à haute température. Immédiatement après la trempe jusqu'à la température ambiante T_2 (**Figure III. 7**) [17].

- **Durcissement structural** proprement dit : cette solution solide, qui se trouve à l'état métastable, va avoir tendance à retrouver l'équilibre en rejetant sous forme de précipité une partie du cuivre qui est en sursaturation : c'est ce phénomène qui est responsable du durcissement structural par maturation à la température ambiante. Toutefois, ce retour à l'équilibre de la solution solide sursaturée peut être très lent à la température ambiante par suite des faibles vitesses de réaction : cette évolution peut être accélérée par des maintiens à température supérieure, qui constituent les traitements de revenu et qui se traduisent généralement par un durcissement plus important de l'alliage [12].

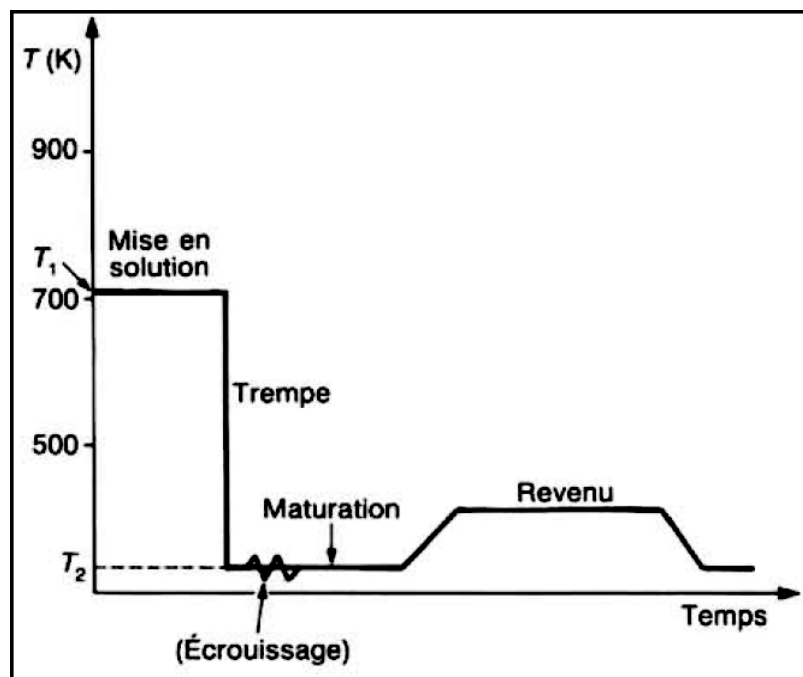


Figure III. 7. Principe des traitements thermiques de durcissement d'un alliage d'aluminium par précipitation [17].

- **Évolution de la sursaturation dans les alliages Al-Cu**

En fait, la précipitation se fait en 4 états successifs.

- **Solution solide sursaturée**

La solution solide α est sursaturée. On obtient une solution solide sursaturée en soluté M et en lacunes où les atomes de soluté sont positionnés de manière aléatoire aux nœuds du réseau cubique à faces centrées de l'aluminium (**Figure III. 8**) et forment une solution solide de substitution [17].

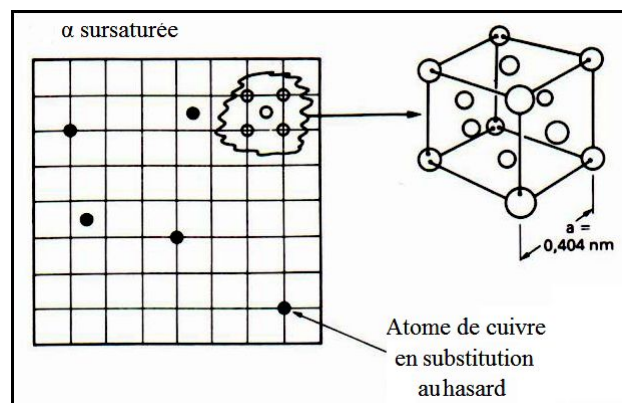


Figure III. 8. La solution solide de substitution Al-Cu [16].

- **Zones de Guinier – Preston**

Au cours du maintien de l'alliage à température ambiante ou à basse température après la trempe, la solution solide sursaturée est donc métastable. Au cours de cette phase, appelée maturation ou encore vieillissement naturel, l'alliage durcit progressivement et spontanément et la solution solide se décompose pour donner naissance à la formation de petits amas d'atomes de soluté (*les zones de Guinier-Preston ou zone GP*) en très grande densité (*de l'ordre de 10^{17} à $10^{18}/\text{cm}^3$*) : c'est la préprécipitation.

Ces amas ou essais d'atomes sont toujours situés aux nœuds du réseau de la matrice aluminium et sont constitués de petites portions de plans cristallographiques du réseau d'aluminium enrichis en atomes de soluté. Ces *zones GP* introduisent des distorsions élastiques dans le réseau de la matrice.

L'enrichissement chimique local en soluté et les déformations élastiques qui en résultent expliquent que dans certains cas cette précipitation soit facilitée par la présence de défauts de structure " tels que les dislocations " qui favorisent une diffusion plus élevée des atomes solutés ou accommodent des champs de déformation élastique adaptés (**Figure III. 9**) [17].

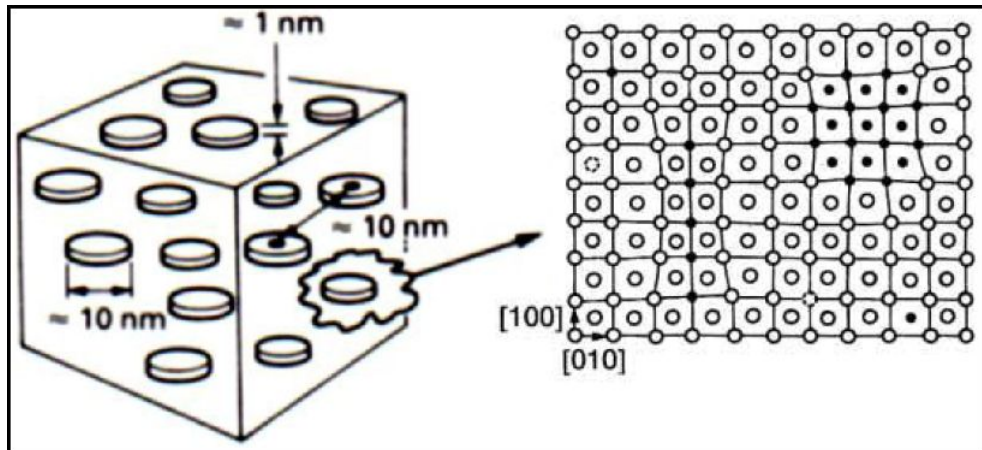


Figure III. 9. Les zones de Guinier-Preston [16].

- **Formation des précipités θ''**

Certaines zones GP croissent pour former les précipités θ'' . Les autres zones GP se dissolvent alors et le cuivre ainsi libéré est incorporé par diffusion aux précipités θ'' qui grossissent.

Les faces des disques sont cohérentes avec la matrice. Les côtés des disques le sont aussi mais l'écart paramétrique génère des contraintes élastiques de cohérence (**Figure III. 10**) [16].

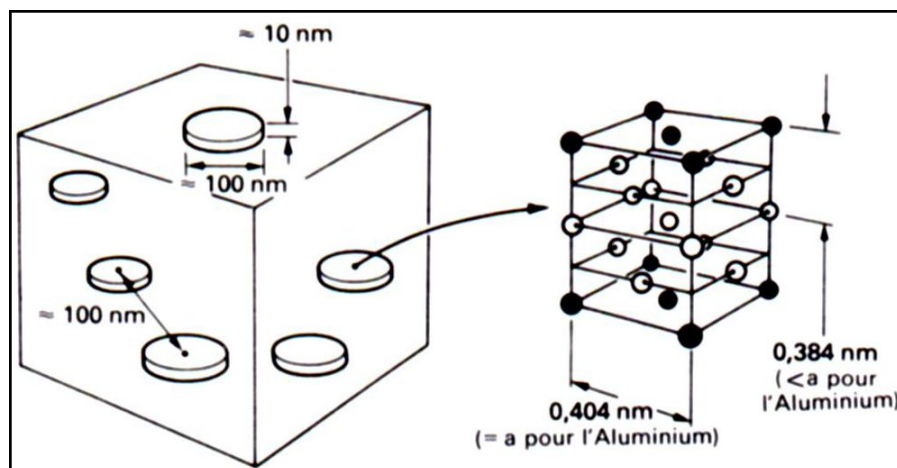


Figure III. 10. Formation des précipités θ'' [16].

- **Formation des précipités θ'**

La phase θ' semi-cohérente précipite en plaquettes préférentiellement par germination hétérogène et croissance sur les dislocations, au détriment de la phase θ'' cohérente, lors d'un survenu ou après un écrouissage entre la trempe et le revenu (**Figure III. 11**) [17].

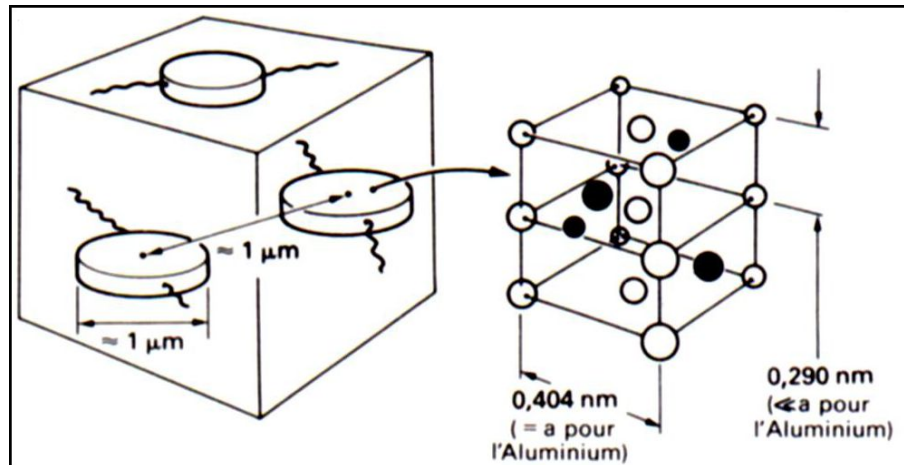


Figure III. 11. Formation des précipités θ' [16].

- **Formation des précipités θ**

La phase d'équilibre θ « Al_2Cu » germe aux joints des grains et aux interfaces θ' /matrice. Les précipités θ' se dissolvent et transfèrent le cuivre à la phase θ qui précipite. Al_2Cu est complètement incohérent avec la matrice. Il ne croît plus sous forme de disque, mais sous forme de globules (**Figure III. 12**) [16].

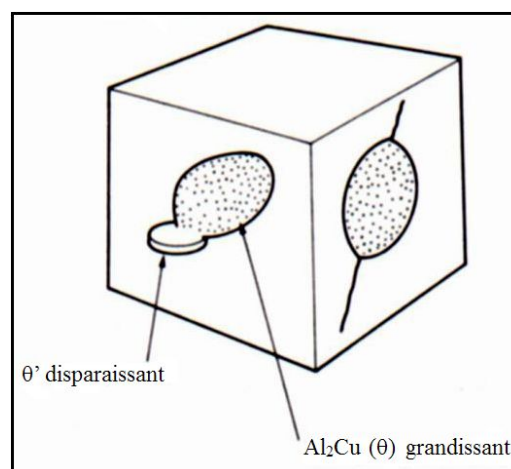


Figure III. 12. Formation de la phase d'équilibre θ [16].

III.4.C. 2. Précipitation des alliages Al-Cu-Mg

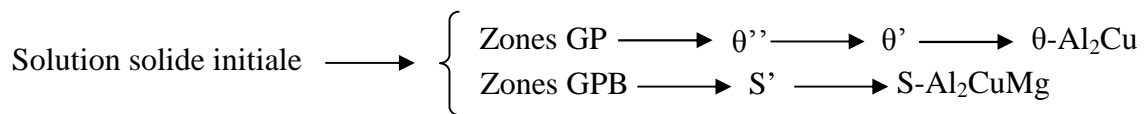
Les alliages dont le rapport des teneurs en cuivre et magnésium Cu/Mg est de 2,2 appartiennent au système approximativement quasi binaire Al- Al_2CuMg et la séquence de décomposition de leur solution solide sursaturée est la suivante :



Les zones GP, appelées GPB par Silcock pour les distinguer des zones GP du système Al-Cu, sont invisibles par microscopie électronique en transmission. Une phase de transition S'' serait susceptible d'être présente sous forme d'aiguilles orientées suivant les directions

[100] de la matrice d'aluminium (notées $[100]_{Al}$) et cohérentes avec la matrice mais de structure non entièrement établie. La phase de transition S' précipite par germination homogène sous forme d'aiguilles suivant les directions $[100]_{Al}$ ou par germination hétérogène sur les dislocations sous forme de lattes et de chevrons dirigés suivant les directions $[100]_{Al}$ avec des faces orientées parallèlement aux plans $\{120\}_{Al}$. Dans ce deuxième cas, les deux phases S' et S ne sont guère différenciables du point de vue cristallographique. C'est à ce stade que l'alliage possède le maximum de ses propriétés mécaniques statiques, qui sont de ce fait favorablement influencées par l'écrouissage entre la trempe et le revenu [17].

Les alliages ternaires dans lesquels la teneur relative en cuivre est en excès par rapport à celle correspondant à la coupe quasi binaire Al-Al₂CuMg [par exemple, les alliages 2017 Duralumin] présentent une séquence de coprécipitation mixte :



III.4.C.3. Précipitation des alliages Al-Cu-Mg-Si

Plusieurs séquences de coprécipitation sont possibles suivant les teneurs respectives en cuivre, en magnésium et en silicium libre (*abstraction faite des atomes de soluté piégés par les dispersoïdes ou par les phases hors solution non dissoutes après la trempe*) [17].

Une addition, même faible, de silicium (Si = 0,25 %) à un alliage Al-2,5 % Cu-1,2 % Mg conduit à une plus grande stabilité des zones GPB, à une distribution plus fine et plus dense des précipités de phase « S' » après revenu à haute température – sans modification de leur nature [17].

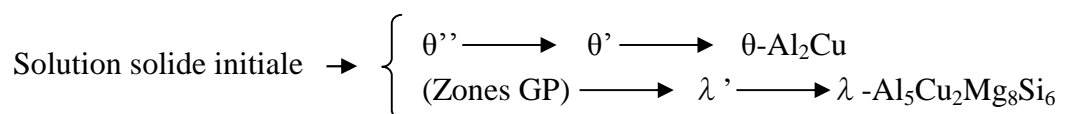
Ces résultats sont liés à une forte interaction entre les atomes de silicium et les lacunes qui a pour effet un piégeage efficace des lacunes après la trempe et la formation rapide des zones GPB [17].

Dans les alliages à teneur en silicium libre sensiblement égale à la teneur en magnésium ($0,3 \% < \text{Si} = \text{Mg} < 1 \%$), la solution solide se décompose suivant la séquence (*les étapes entre parenthèses sont seulement susceptibles d'être présentes*) :



La phase précipite sous forme d'aiguilles très fines suivant les directions $[100]_{Al}$.

Si la teneur en cuivre dépasse 3 % (*cas de l'alliage 2014*), la séquence de coprécipitation est double :



Pour un même revenu, la phase θ' précipite alors avec une plus grande densité et une taille moyenne plus petite que dans le cas des alliages Al-Cu et avec une coalescence retardée selon un mécanisme de mûrissement d'Ostwald. Son domaine de stabilité en température et durée de revenu est élargi au détriment de celui de la phase. À haute température ($T > 200$ °C), la précipitation de λ' précède celle de θ' [17].

Dans les alliages à très forte teneur en silicium libre ($Si > 1$ %), tels que certains alliages de moulage hypo-eutectiques, la coprécipitation fine des phases θ' , S' et/ou λ' se produit à côté des particules grossières de silicium primaires ou eutectiques [17].

III.4.C.4. Évolution de la dureté

L'évolution de la dureté des alliages d'aluminium est pratiquement toujours conditionnée par les mêmes étapes dans le durcissement de la structure.

Ces 3 états successifs sont l'état sous-vieilli, bien vieilli et sur-vieilli (**Figure III. 13**) [16].

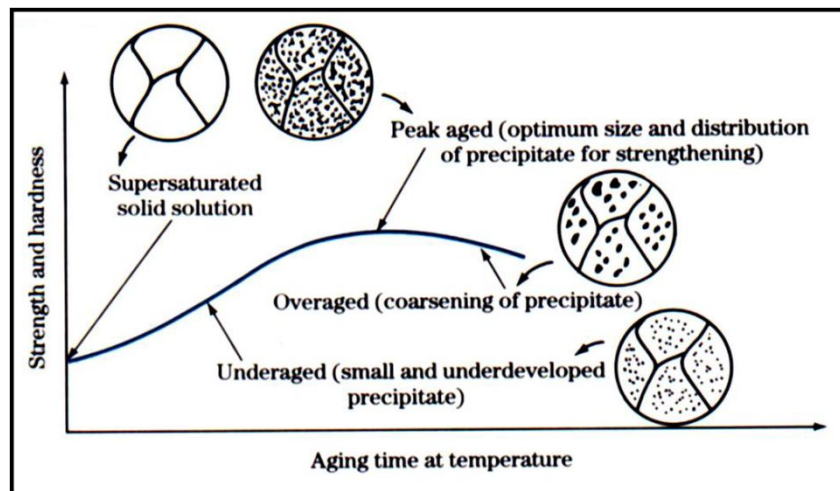


Figure III. 13. *Évolution schématique de la dureté et de la résistance mécanique d'un alliage à durcissement structural pendant le vieillissement. [16].*

Une augmentation continue et prononcée de la dureté est corrélée avec l'augmentation de la durée et de la température de revenu [16].

III.5. Conclusion

À l'état brut de coulée, la pièce ne possède pas encore le maximum de propriétés mécaniques qu'elle peut atteindre ; à l'heure actuelle, on demande de plus en plus, des alliages ayant une résistance mécanique élevée et cette résistance ne peut être obtenue que par des traitements thermiques.

CHAPITRE IV

TECHNIQUES EXPÉRIMENTALES

IV. 1. Introduction

Ce travail consiste à caractériser structurellement et mécaniquement un alliage d'aluminium élaboré par addition de silicium à l'alliage de base (AU4G). L'objectif du travail est de révéler les microstructures acquises par le matériau, et de mesurer la microdureté après la coulée, puis après un traitement thermique d'homogénéisation ainsi qu'après un traitement de durcissement structural.

Dans ce but, différentes techniques ont été utilisées pour mener aux mieux notre étude expérimentale comme le montre la **Figure IV.1**.

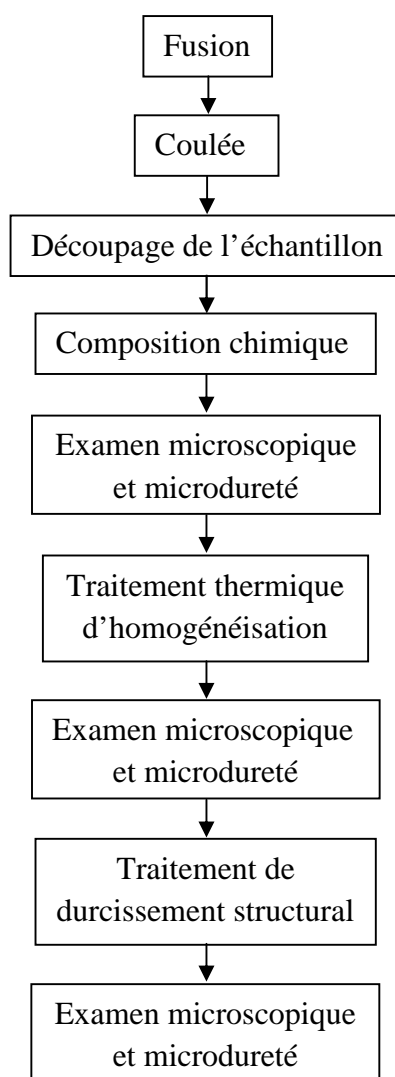


Figure IV. 1. *Procédure expérimentale effectuée.*

IV. 2. Présentation des matériaux utilisés

Les substrats ont été fournis par la société des Pompes et Vannes Algérie (**POVAL**) situé à **-Berrouaghia-MÉDÉA**.

IV. 2. A. Métal de base

Le métal de base est *le duralumin* ou l'A-U4G, aluminium de la série 2000. Sa composition chimique est représentée dans le **Tableau IV.1**.

Tableau IV. 1. *Composition chimique de l'alliage de base utilisé.*

| Cu | Mg | Si | Zn | Mn | Fe | Al |
|------|------|------|------|------|------|----------|
| 4,15 | 0,95 | 0,18 | 0,25 | 0,42 | 0,34 | Le reste |

IV. 2. B. Les éléments d'additions

Ce sont le silicium (Si) et le fer (Fe) sous forme de ferro-silicium de composition chimique (75% Si, 25% Fe).

IV. 2. C. L'élaboration

Le four utilisé pour la fusion est un four électrique (**Figure IV. 2**). On effectue quatre coulées avec des différents pourcentages de silicium ajouté pour obtenir quatre échantillons avec composition chimiques différentes

Les conditions de fusion :

Fusion à l'air libre pendant une heure ;

Refroidissement lent dans des petites lingotières;

Chaque lingotière est coupée en trois échantillons (**Tableau IV. 2**).



Figure IV. 2. Le four de fusion utilisé.

Tableau IV. 2. Numérotation des échantillons étudiés pour l'observation microscopique et l'essai de microdureté.

| Lingotières | Numéro d'échantillon | % de silicium ajouté |
|---|----------------------|----------------------|
| 1 | B | 0,5 % |
| | H | |
| | D | |
| 2 | B | 0,8 % |
| | H | |
| | D | |
| 3 | B | 1 % |
| | H | |
| | D | |
| 4 | B | 1,5 % |
| | H | |
| | D | |
| B : Échantillons bruts de coulée H : Échantillons ayant subi un traitement d'homogénéisation D : Échantillons ayant subi un durcissement structural | | |

IV. 3. Traitement thermique d'homogénéisation

Cette partie consiste à faire des traitements thermiques sur tous les échantillons élaborés afin d'étudier l'évolution de la microstructure et de la dureté du métal en fonction des conditions de travail.

Les traitements thermiques appliqués sont le traitement d'homogénéisation et le durcissement structural.

IV. 3. A. Traitement d'homogénéisation

La durée du traitement d'homogénéisation est généralement fonction de la section des produits, qui elle-même est souvent en relation avec l'importance des ségrégations et sursaturations présentes à l'état brut de coulée. Les durées habituelles sont de l'ordre de 5 à 48 h et donc d'autant plus longues que la section du produit est plus importante. Il faut distinguer à ce sujet le temps nécessaire pour atteindre la température effective d'homogénéisation (*variable suivant les dimensions et la forme du produit, la charge des fours, leur conception et leur puissance*) du temps de séjour à la température désignée : c'est le temps de séjour à la température d'homogénéisation qui doit être considéré comme seul efficace [12].

Les températures d'homogénéisation dépendent essentiellement de la nature des alliages et également du but recherché.

Le traitement d'homogénéisation est fait dans un four électrique montré dans la **Figure IV.5**, à la température de (495°C ± 5°C) pendant 10 heures, après un refroidissement à l'aire libre. Le schéma suivant **Figure IV.3** représente les différentes étapes du traitement d'homogénéisation appliqué.

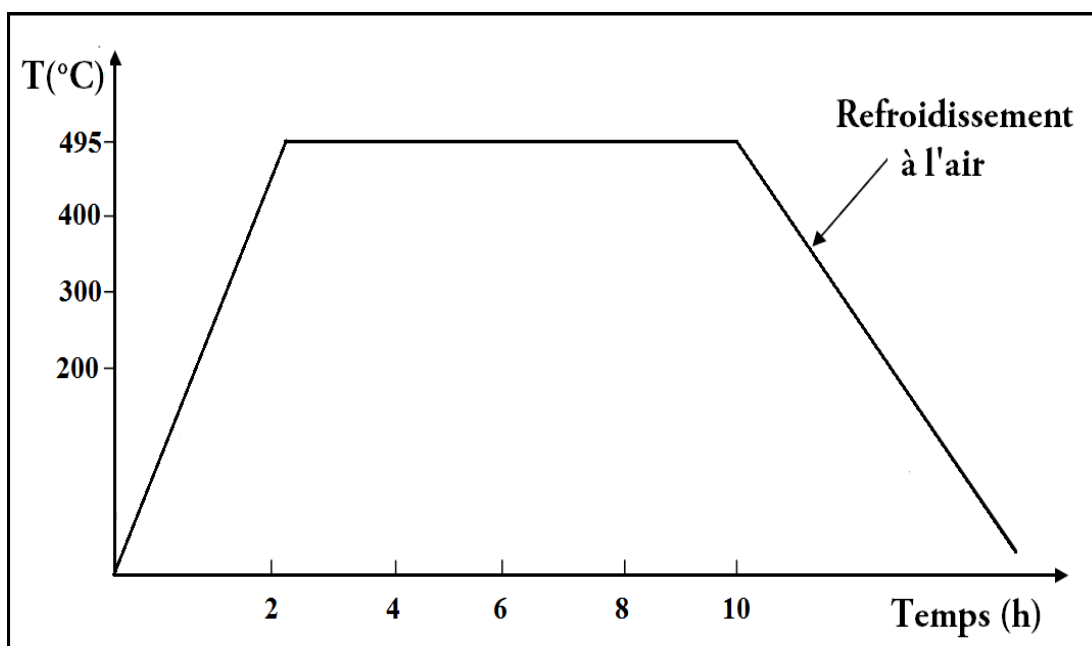


Figure IV. 3. Schéma du traitement d'homogénéisation appliqué.

IV. 3. A. Durcissement structural

Le traitement se fait en trois étapes comme le montre la **Figure IV.4**.

- **La mise en solution**

La durée de mise en solution devait être suffisante pour mettre en solution solide la plus grande quantité possible d'éléments intermétalliques, mais qu'il n'était théoriquement pas utile de dépasser cette valeur de maintien.

D'après [12], et d'après les formes et la composition chimique de nos échantillons, la mise en solution est faite à la température de (505 °C ± 5°C) pendant une heure dans le four (**Figure IV.5**).

- **La trempe**

Après la mise en solution, l'alliage doit être refroidi assez rapidement pour que la solution reste sursaturée à la température ambiante.

La trempe est faite à l'eau, rapidement après la mise en solution.

- **Le revenu**

D'après [12] le traitement de revenu est faite à la température de (170°C ± 5°C) pendant 13 heures, ensuit un refroidissement à l'aire.

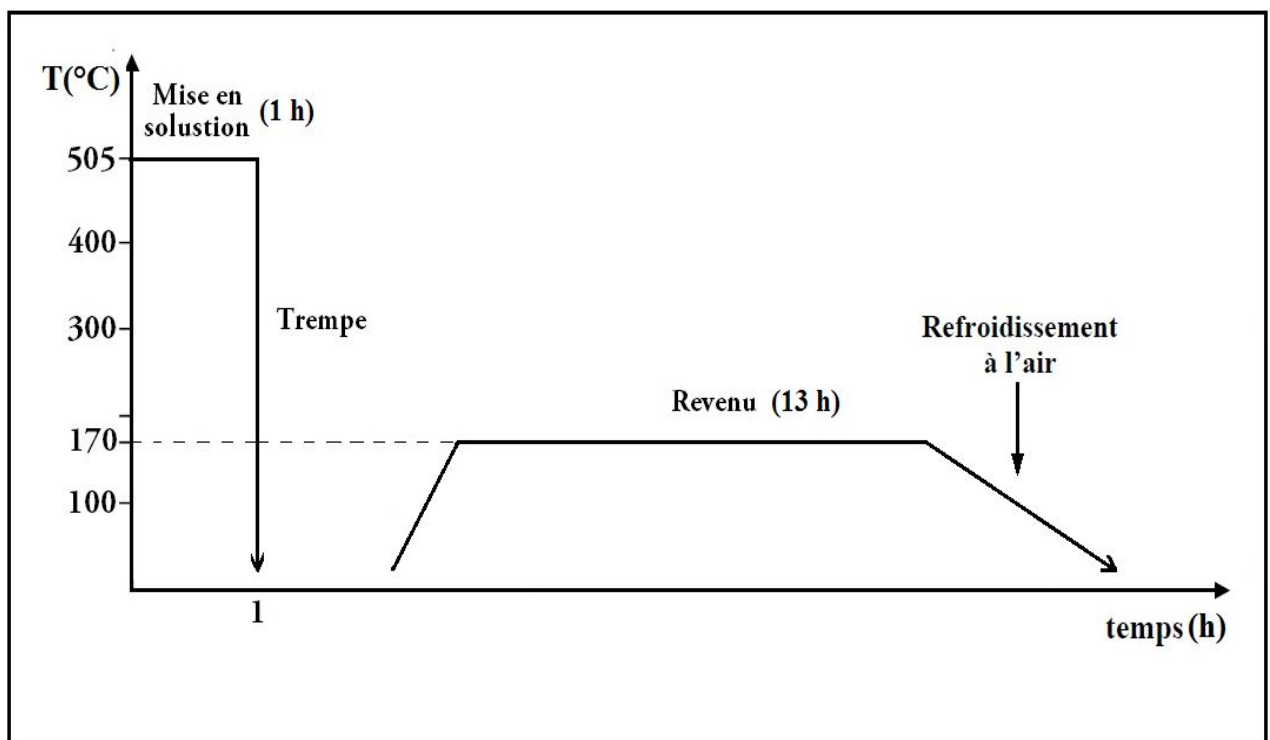


Figure IV. 4. Schéma du traitement de durcissement structural appliqué.



Figure IV. 5. *Le four de traitement thermique utilisé.*

IV. 4. Observation microscopique

Dans tout travail métallurgique se basant sur une observation microscopique, il est très important de bien préparer les échantillons afin d'aboutir aux meilleurs résultats possibles. Les échantillons doivent passer par des opérations connues et bien déterminées. Ainsi, ils seront prêts pour les analyses, et les rendrons aisées. Pour cela nous devons adopter divers étapes :

VI. 4. A. Polissage

Le polissage a pour but principal l'obtention d'une surface plane et la qualité de surface miroir. Cette opération de polissage est effectuée en deux étapes :

IV. 4. A. 1. Pré - polissage

Il se fait par frottement de l'échantillon, à l'aide de tout moyen approprié, par exemple sur des papiers abrasifs de granulométries de plus en plus fines. Dans le cas où des papiers abrasifs sont utilisés, ceux-ci doivent être fixés sur des disques tournant à une vitesse donnée ou sur des platines planes immobiles à l'aide d'une polisseuse (**Figure IV. 6**). L'échantillon étant alors frotté à la main sur les papiers. Le polissage se fait habituellement avec arrosage d'eau pour éliminer tout risque d'échauffement de l'échantillon.

Le polissage consiste à éliminer successivement les traces de polissage d'un papier d'une granulométrie donnée par de nouvelles suivantes. À chaque changement de granulométrie, l'échantillon doit être lavé à l'eau et séché à l'air comprimé. De plus, lors du polissage manuel, à chaque changement de granulométrie, l'échantillon doit subir une rotation de 90° de façon à ce que les nouvelles raies de polissage soient perpendiculaires aux raies précédentes.



Figure IV. 6. *Polisseuse utilisée.*

IV. 4. A. 2. Polissage de finition

Après avoir terminé l'opération de pré-polissage nous avons fait subir aux échantillons un polissage de finition. Cette opération permet d'améliorer davantage l'état de surface en utilisant des feutres imbibés de suspensions d'alumine diluées dans l'eau. La granulométrie de la poudre d'alumine utilisée est de $0,05\ \mu\text{m}$. La **Figure IV.7**, représente la polisseuse utilisée pour le polissage de finition avec une vitesse maximale de rotation de 400 tours/mn.



Figure IV. 7. *Polisseuse de finition utilisée de type "MECAPOL P300".*

IV. 4. A. 3. Polissage électrolytique

Le polissage électrolytique est fondé sur la dissolution anodique de la surface de l'échantillon plongé dans un électrolyte approprié, et sous un potentiel et un courant déterminés (**Tableau IV. 3**), il donne une surface micro-ondulée sans raies de polissage et sans écrouissage. Pour ces raisons, il convient de polir mécaniquement au maximum et de terminer par un polissage électrolytique le plus court possible [18].

Tableau IV. 3. *Compositions types d'électrolytes et conditions électriques pour le polissage les alliages d'aluminium [18].*

| Métaux | Électrolyte | Potentiel (V) | Densité de courant (A/cm ²) |
|----------------------|--|---------------|---|
| Alliages d'aluminium | 200 cm ³ H ₃ PO ₄ (densité 1,71) + 380 cm ³ C ₂ H ₅ OH (densité 0,95) + 250 cm ³ H ₂ O | 50 à 60 | 0,35 |

IV. 4. B. Ultra - sons : « META-SON »

Les appareils de nettoyage aux ultra-sons se composent d'une cuve pour le liquide de nettoyage et d'un générateur qui produit un courant de haute fréquence qui se transforme en ultra-sons par les oscillateurs placés sous la cuve, pour ensuite se propager dans le liquide.

Les basses fréquences (40 kHz) délivrent plus d'énergie, les bulles produites par cavitation étant plus grosses (100 µm) ; par contre les fréquences plus élevées (1 MHz) donnent des bulles plus petites permettant de nettoyer des fissures très fines [18].

Avant l'attaque chimique, nous avons vérifié au microscope optique que les échantillons ne possèdent aucune rayure pour pouvoir finalement accéder à l'attaque chimique.

IV. 4. C. Attaque chimique

Le réactif utilisé dans l'attaque chimique dépend du domaine d'application, pour les alliages d'aluminium les réactifs utilisés sont présentés dans le **Tableau IV. 4**.

Tableau IV. 4. Réactifs d'attaque chimique pour les alliages d'aluminium [18].

| Métaux | Réactifs (composition) | Durée et température d'attaque | Effet |
|-------------------------|---|--|----------------|
| Alliages d'aluminium | réactif de Tucker : HCl 12N (densité 1,18) 45 cm ³ HNO ₃ 14N (densité 1,40) 15 cm ³ HF (à 48 %) 15 cm ³ H ₂ O..... 25 cm ³ | 10 à 30 s 20 °C (utiliser frais) | macrostructure |
| | NaOH (densité 1,33)..... 1 g H ₂ O..... 100 cm ³ | 5 à 10 s 20 °C | microstructure |

IV. 4. D. Examen au microscope optique

Comme son nom l'indique, le microscope est un instrument permettant l'observation visuelle de petits objets ou détails d'objets, usuellement indiscernables à l'œil nu. Une des propriétés de cet appareil est son agrandissement angulaire, c'est-à-dire la possibilité de fournir une image agrandie d'un objet à étudier. Cependant, ce paramètre ne suffit pas à lui seul à caractériser les performances du dispositif. Il faut en effet que cette propriété s'applique à tous les détails de l'objet, y compris les plus fins [7].

La seconde propriété du microscope est donc sa résolution, dont découlent d'importantes conséquences pratiques, puisque cela implique de travailler avec des optiques de grande ouverture numérique, mais limitée par la diffraction. Les bons microscopes sont donc des systèmes optiques et mécaniques complexes et coûteux [7].

IV. 4. D. 1. Principe de fonctionnement

Le microscope est constitué comme le montre dans le schéma (**Figure IV. 8**):

- D'un objectif et d'un oculaire. Pour le moment, ils sont représentés par deux lentilles minces convergentes pour simplifier la compréhension. L'objectif et l'oculaire sont en réalité des systèmes épais composés de plusieurs lentilles, afin de limiter les aberrations [7].
- De deux diaphragmes DO et DC, respectivement diaphragme d'ouverture et diaphragme de champ de l'oculaire. L'objectif donne de l'objet AB une image (*intermédiaire*) réelle et agrandie A'B'. On place ensuite l'oculaire de telle sorte que l'image intermédiaire se trouve exactement à la position de son foyer objet Fo2. Dans cette configuration, l'image reprise par l'oculaire donne une image virtuelle à l'infini, observable par l'œil nu. Le grossissement global du microscope est donc le produit du grossissement de l'oculaire par l'agrandissement de l'objectif [7].

Pour assurer un agrandissement suffisant tout en limitant l'encombrement du microscope, l'objectif doit être de distance focale aussi courte que possible et l'objet AB placé très près en avant du foyer objet F_{o1} [7].

IV. 4. D. 2. Diaphragmes et pupilles

La pupille d'entrée de l'objectif se trouve à l'infini (*système télé-centrique objet*). Elle représente également la pupille d'entrée du microscope complet. La pupille de sortie de l'objectif est matérialisée par un diaphragme d'ouverture DO, se situant dans le plan focal image de l'objectif $F_{i1,xy}$ [7].

Ce diaphragme contrôle le flux de lumière entrant et représente donc l'ouverture numérique du système. La pupille de sortie du microscope est l'image par l'oculaire de la pupille de sortie de l'objectif (*le diaphragme d'ouverture DO*). Ainsi, le plan focal image $F_{i2,xy}$ du microscope est confondu avec le plan de sa pupille de sortie.

Cette pupille est l'anneau oculaire du microscope où l'observateur place son œil. Enfin, le diaphragme de champ DC se situe dans le plan focal, objet de l'oculaire $F_{i1,xy}$, et limite le champ observable [7].

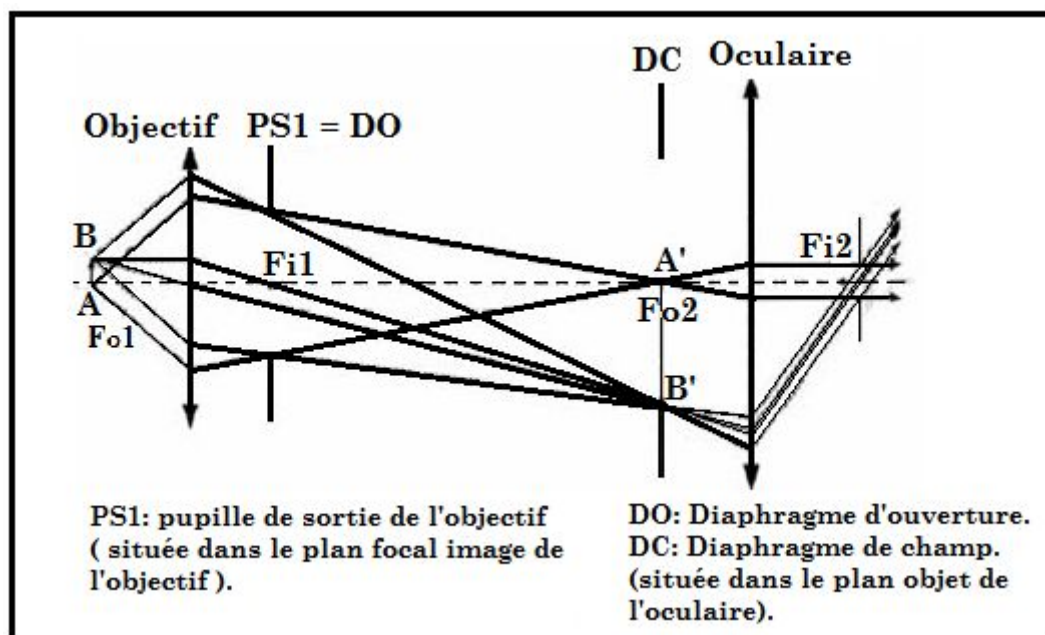


Figure IV. 8. Schéma de principe de la structure du microscope sur l'aspect optique [7].

À l'aide d'un microscope optique (**Figure IV. 9**), nous avons visualisé et photographié les microstructures. Les photos sont prises par une caméra numérique reliée à l'ordinateur. Le logiciel d'acquisition des photos est le logiciel *Archimed* (**Figure IV. 10**).

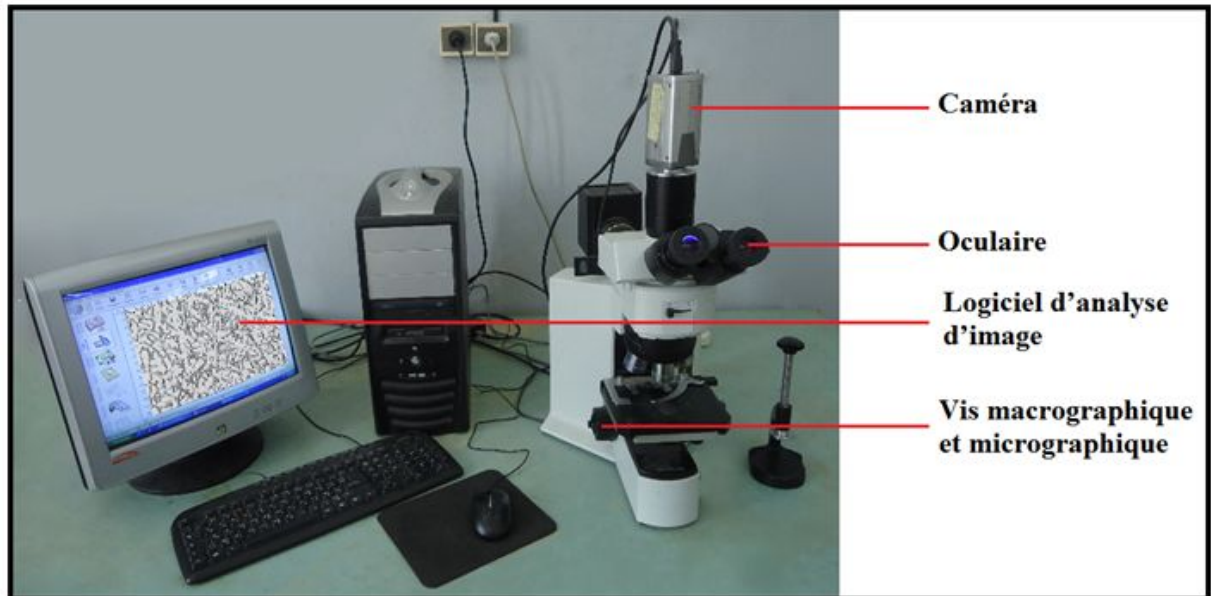


Figure IV. 9. *Microscope optique "OLYMPUS BX51M".*

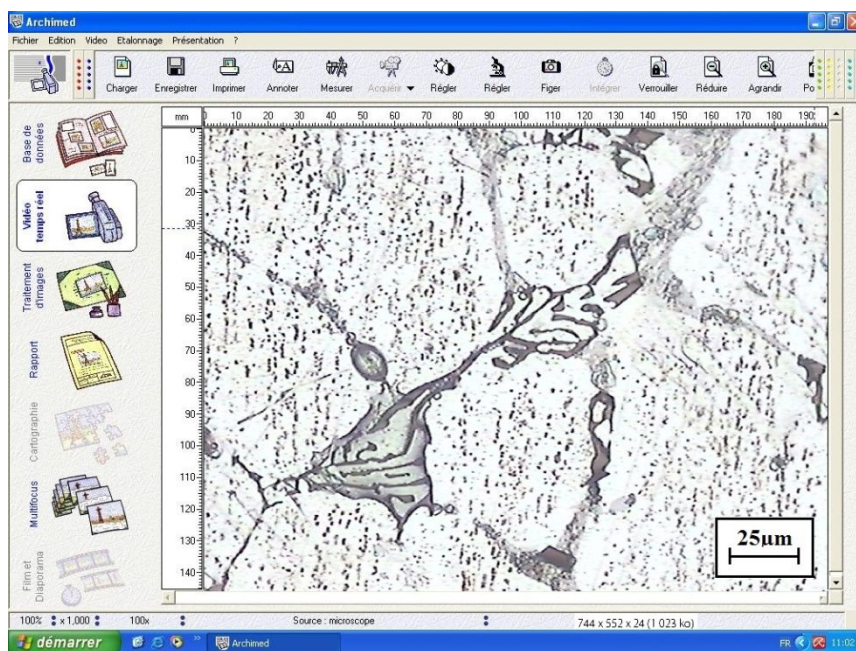


Figure IV. 10. *Photographie de logiciel d'analyse d'image de travail "Archimed".*

IV. 5. La dureté

La mesure de la dureté correspond en pratique à celle de la résistance à la pénétration locale du matériau considéré. La dureté est alors une propriété mécanique complexe et difficile à interpréter, qui dépend non seulement des caractéristiques de ce matériau, mais aussi de la nature et de la forme du pénétrateur et du mode de pénétration [19].

Les essais de dureté réalisés sur les échantillons figurants dans le (**Tableau IV. 2**), après observation au microscope, sont selon la méthode de Vickers à l'aide du microduromètre.

● Microduromètre

La microdureté est une l'une des propriétés mécaniques qui caractérisent les matériaux. Elle exprime la résistance d'un matériau soumis à une déformation plastique localisée.

L'essai de microdureté est réalisé à l'aide du microduromètre (**Figure IV. 12**), le principe est de mesurer les diagonales des empreintes laissées par un cône, et avec une charge de 100g (**Figure IV. 11**).

La dureté Vickers par la mesure de la moyenne des diagonales, à l'aide de la formule suivante :

$$HV = 1,8544 \cdot 10^3 \cdot \frac{F}{d^2} \quad (\text{III.1})$$

Tel que :

d (μm) : La moyenne des diagonales.

F : La force appliquée en Kilo-Newton [19].



Figure IV. 12. Microduromètre utilisé de type " SHIMADZU HMV-M3 ".

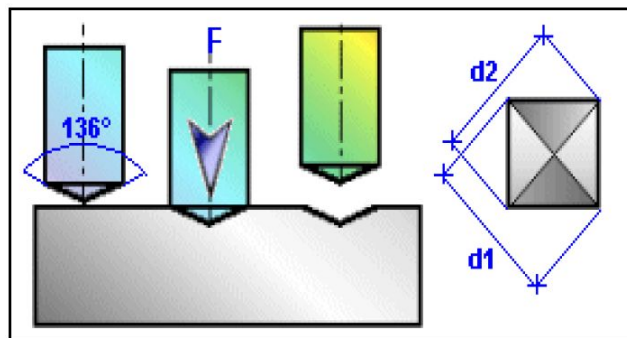


Figure IV. 11. Dimensions de l'empreinte selon l'essai de la dureté Vickers.

CHAPITRE V

RÉSULTATS ET INTERPRÉTATIONS

V.1. Introduction

Dans ce chapitre nous présenterons l'analyse chimique des échantillons élaborés, la caractérisation métallographique par microscope optique ainsi que la microdureté avec les interprétations des résultats obtenus.

Les différents résultats seront interprétés en relation avec d'autres travaux et informations recueillies dans la bibliographie.

V.2. Analyse chimique

Rappelons que les échantillons étudiés ont été élaborés par l'addition de ferro-silicium (75% Si, 25% Fe) à l'alliage d'aluminium AU4G de base en jouant sur le pourcentage de silicium pour chacun des quatre échantillons élaborés.

Le **Tableau V. 1** montre la composition chimique des différents échantillons étudiés. Pour le besoin de la discussion, nous avons inséré, dans ce même tableau, la composition chimique du matériau qui a servi comme référence pour l'élaboration de l'ensemble des échantillons.

Tableau V. 1. *Composition chimique des échantillons.*

| Éléments | Cu | Mg | Si | Zn | Mn | Fe | Al |
|--------------------|------|------|-------------|------|------|-------------|-------------|
| Échantillons | | | | | | | |
| Éch de base | 4,15 | 0,95 | 0,2 | 0,25 | 0,42 | 0,34 | Le reste |
| 1 | 4,12 | 0,94 | 0,67 | 0,24 | 0,41 | 0,48 | |
| 2 | 4,11 | 0,94 | 0,97 | 0,23 | 0,41 | 0,53 | |
| 3 | 4,10 | 0,93 | 1,16 | 0,23 | 0,40 | 0,66 | |
| 4 | 4,08 | 0,92 | 1,65 | 0,22 | 0,39 | 0,82 | |

Le tableau montre d'abord les différentes teneurs de silicium et de fer pour les quatre échantillons élaborés. Ces différentes teneurs sont presque de même valeurs que le pourcentage de ferro-silicium ajoutés lors de l'élaboration. Les valeurs des autres éléments sont plus ou moins similaires en raison des conditions de travail qui se sont déroulées dans les conditions atmosphériques.

V.3. Analyse microstructurale

En fonction du mode opératoire et des techniques expérimentales effectuées dans cette partie, cette analyse se fait en trois étapes :

- L'analyse de l'échantillon brut de coulée ;
- L'analyse des échantillons ayant subi un traitement d'homogénéisation;
- L'analyse des échantillons ayant subi un durcissement structural.

- **Échantillons à l'état brut de coulée**

La figure suivante représente l'échantillon de base «AU4G» à l'état brut de coulée. On rappelle que cet échantillon de base n'a pas été élaboré de la même façon que les quatre échantillons étudiés. L'élaboration de l'AU4G n'a pas été incluse dans ce travail car il a été reçu tel quel.

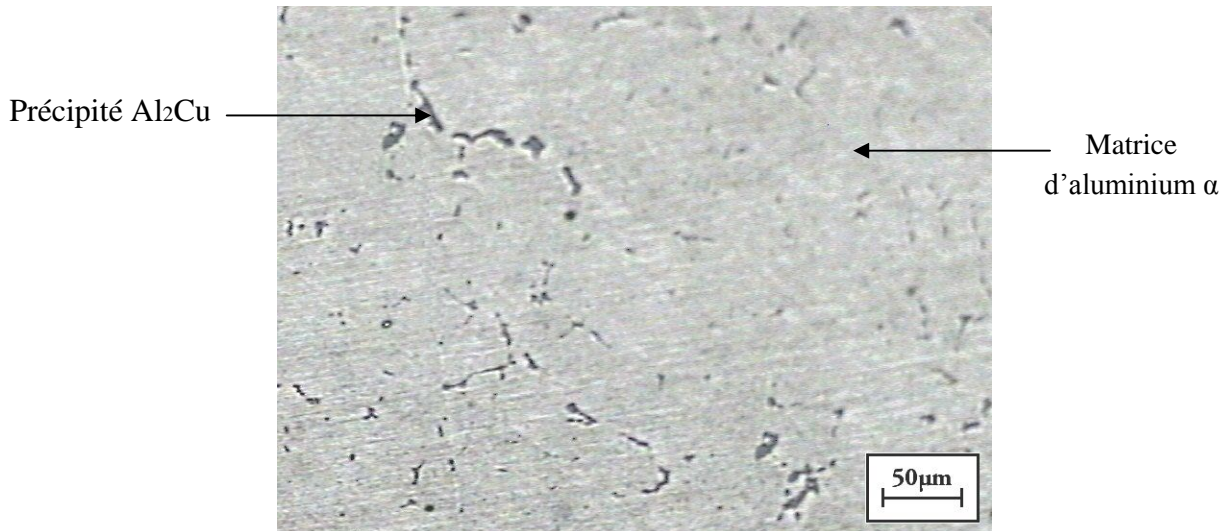


Figure V. 1. Microstructure de métal de base (0,2% Si) à l'état brut de coulée.

La microstructure de l'alliage de base « AU4G » est une microstructure courante des alliages Al-Cu-Mg. Elle montre une matrice homogène de l'aluminium et quelques précipités de Al₂Cu [5-14].

À l'état brut de coulée, la majorité du cuivre est rassemblée dans les espaces interdendritiques sous forme de précipités binaires « Al₂Cu », et ternaires « Al-Cu-Mg », si bien que la teneur de cuivre à l'intérieur du grain soit très faible [14].

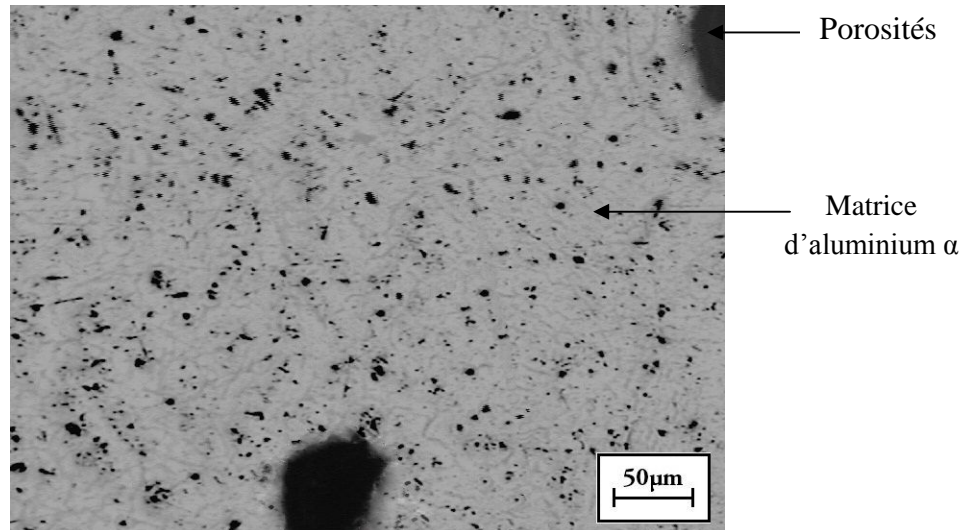


Figure V. 2. Micrographie de l'échantillon 1 (0,67% Si) à l'état brut de coulée.

La **Figure V. 2** représente la microstructure de l'échantillon 1 (0,67% Si) à l'état brut de coulée. La microstructure présente des grosses tâches noires dans la matrice d'aluminium, ce sont des porosités dues à la fusion et la coulée réalisées à l'air libre. Cette microstructure est similaire à celle du métal de base, cependant le taux de précipités est élevé par rapport à celui de l'échantillon de base à cause de formation des nouvelles phases après l'addition de silicium [5].

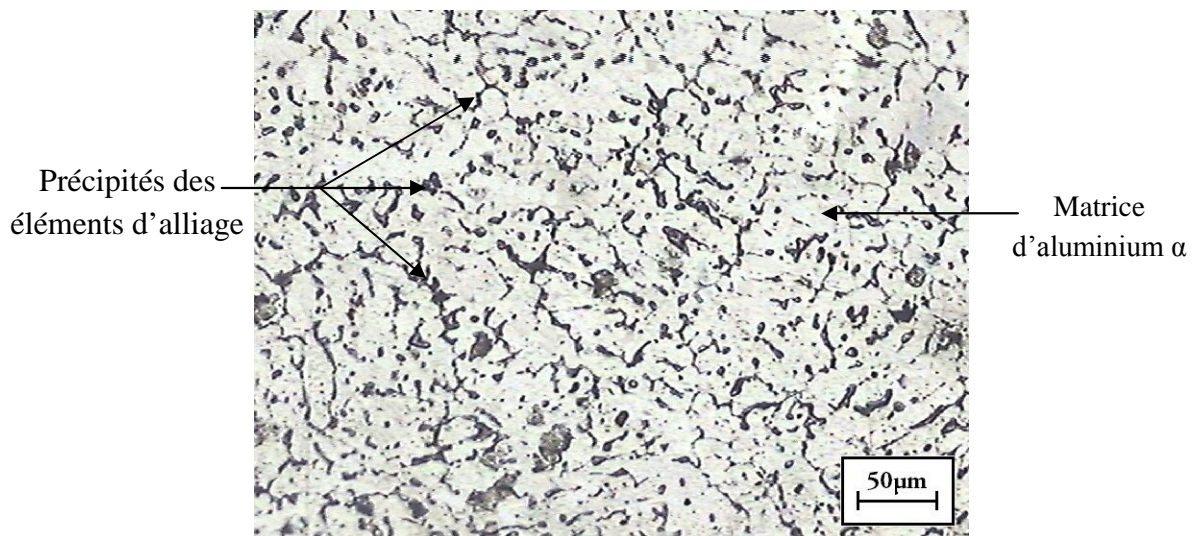


Figure V. 3. Micrographie de l'échantillon 2 (0,97% Si) à l'état brut de coulée.

La **Figure V.3** montre la microstructure de l'échantillon 2 (0,97% Si) à l'état brut de coulée, on remarque l'augmentation de taux de précipités par rapport à l'échantillon 1.

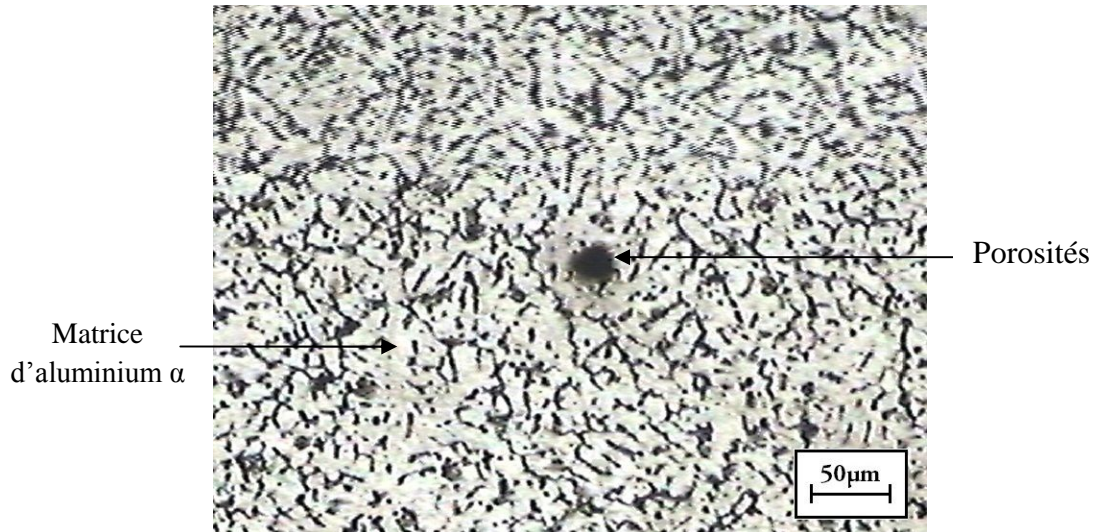


Figure V. 4. *Microstructure de l'échantillon 3 (1,16% Si) à l'état brut de coulé.*

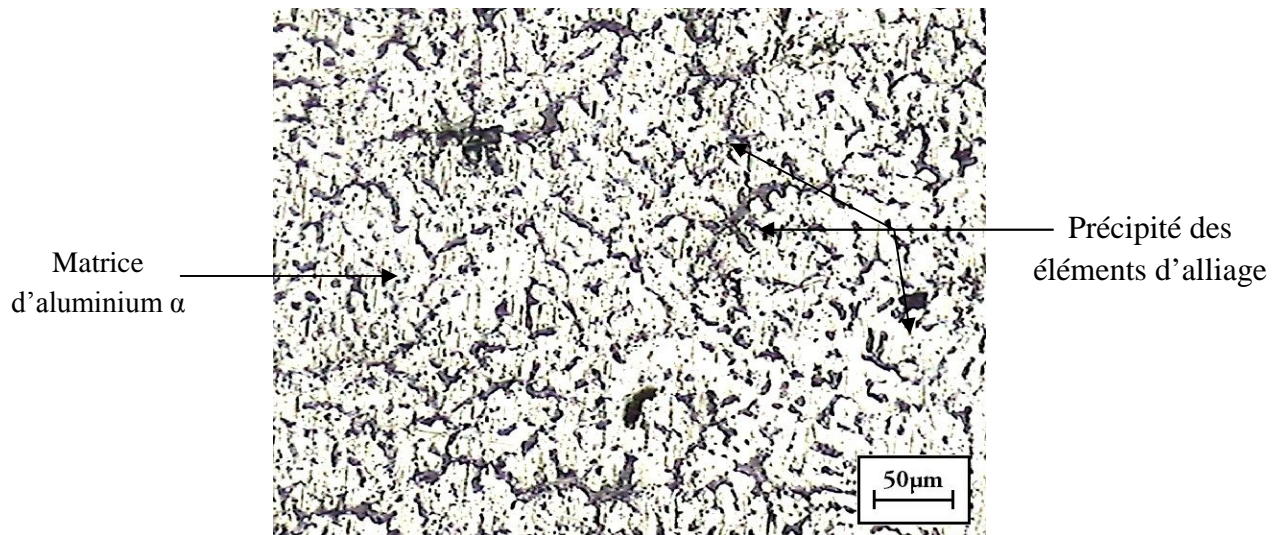


Figure V. 5. *Micrographie de l'échantillon 4 (1,65% Si) à l'état brut de coulé.*

La coulée des échantillons a été faite à l'air libre, donc les échantillons ont subi un refroidissement lent, d'où les éléments d'alliages de solution qui solide précipitent dans les joints des grains (**Figure V.4 - V. 5**).

Aussi, on peut les trouver au niveau des lacunes, les dislocations ou dans les imperfections de la matrice d'aluminium sous forme des précipités grossiers et espacés [21].

- **Les échantillons après le traitement d'homogénéisation**

Le traitement d'homogénéisation est effectué pendant 10 heures à la température de ($495^{\circ}\text{C} \pm 5^{\circ}\text{C}$), l'analyse micrographique des différents échantillons élaborés ainsi que l'échantillon de base sont montrés dans les (**Figures V.6 - V. 10**).

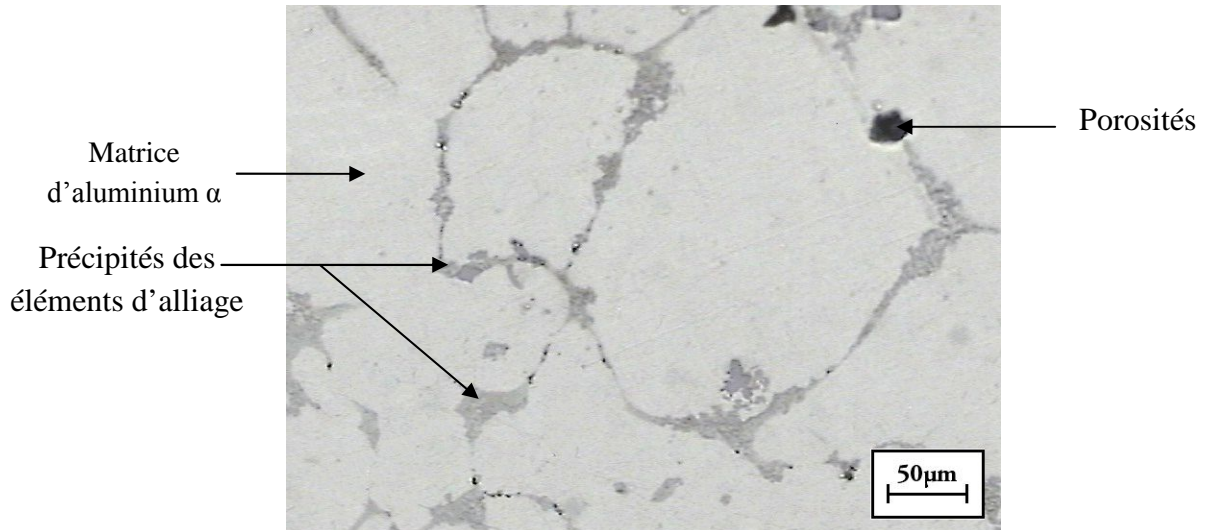


Figure V. 6. Échantillon de base (0,2% Si) après traitement d'homogénéisation à 495°C pendant 10 h.

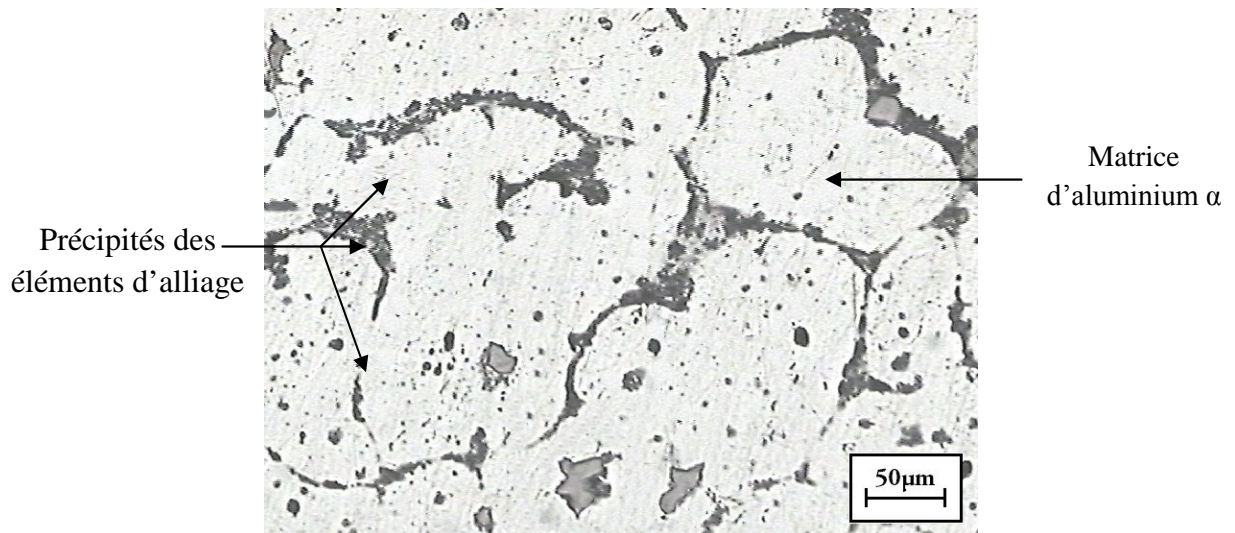


Figure V. 7. Échantillon 1 (0,67% Si) après traitement d'homogénéisation à 495°C pendant 10 h.

L'analyse des différentes microstructures des échantillons homogénéisés, montre une augmentation de taux de précipités de l'échantillon de base à l'échantillon 4 respectivement.

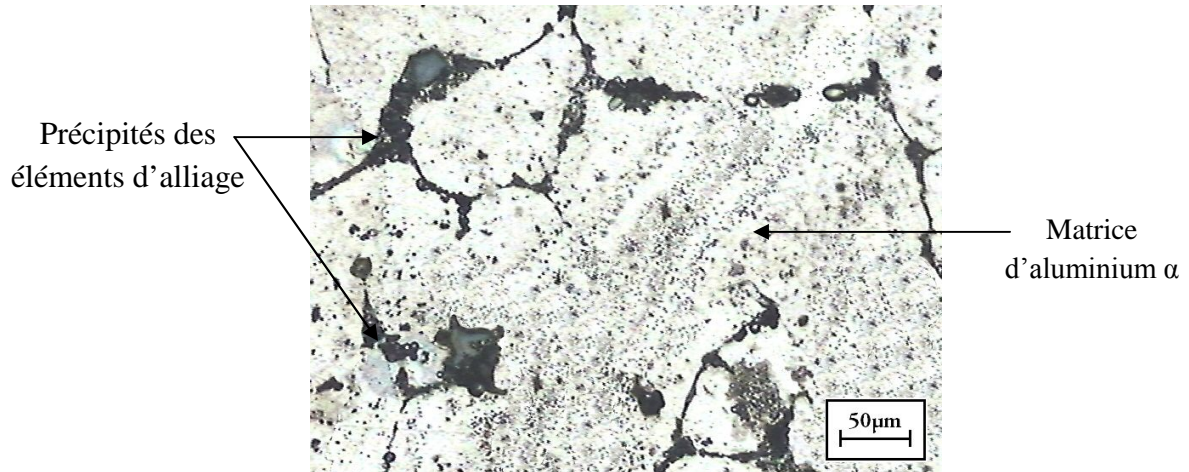


Figure V. 8. Échantillon 2 (0,97% Si) après traitement d'homogénéisation à 495°C pendant 10 h.

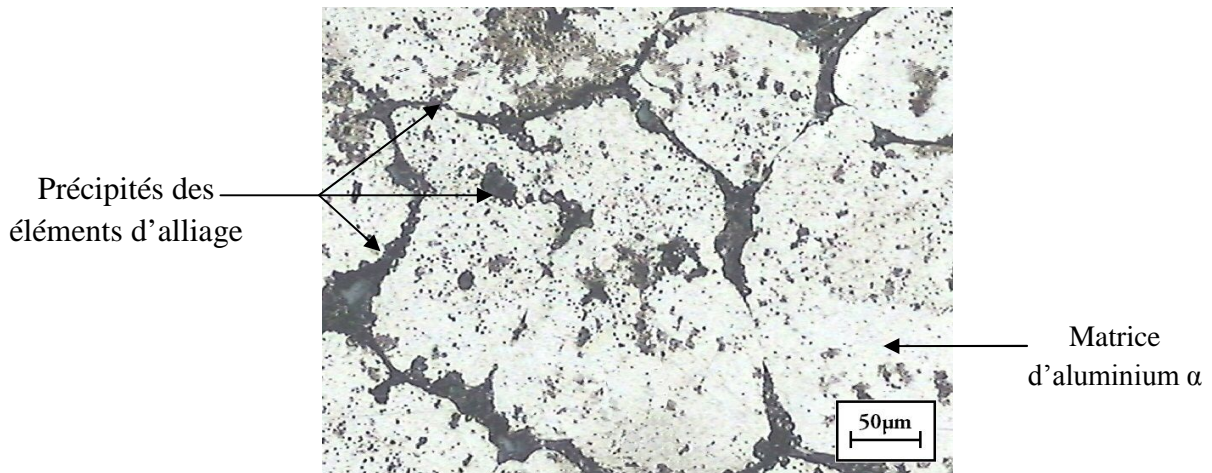


Figure V. 9. Échantillon 3 (1,16% Si) après traitement d'homogénéisation à 495°C pendant 10 h.

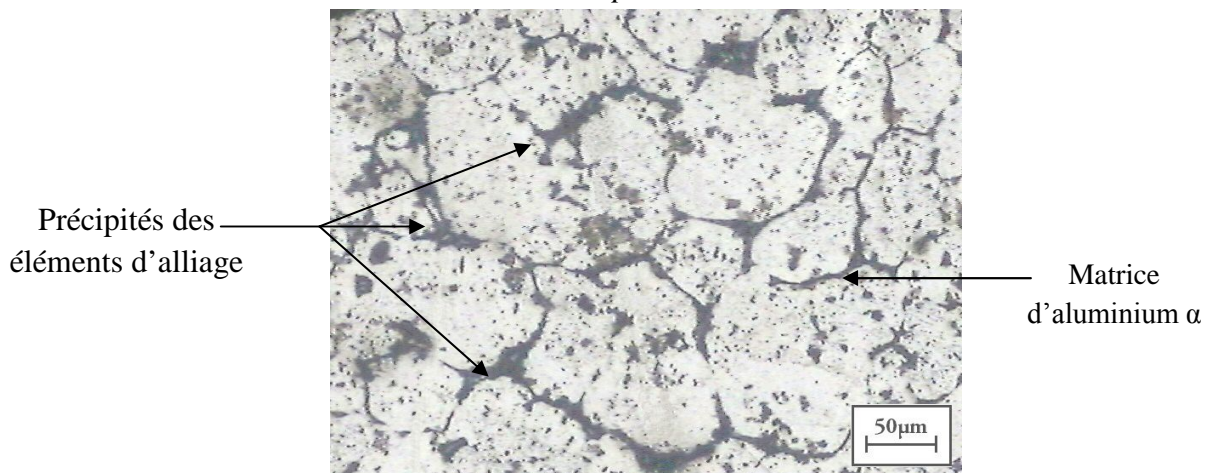


Figure V. 10. Échantillon 4 (1,65% Si) après traitement d'homogénéisation à 495°C pendant 10 h.

Au cours du traitement d'homogénéisation, des alliages d'aluminium ont subi les processus suivants :

- Élimination d'inhomogénéités de la concentration pour les éléments d'alliage (ségrégation microscopique).
- Changements de la composition des phases et la morphologie des particules du composant.
- Changements des grains et des microstructures de la solution solide aluminium.
- Décomposition de la solution solide aluminium au cours de traitement accompagné par la formation de dispersoïdes.
- Décomposition de solution solide en ce qui concerne les principaux éléments d'alliage après traitement thermique isotherme [11].

• **Les échantillons après le traitement de durcissement structural**

Le traitement à été fait en trois étapes :

Une mise en solution qui consiste à chauffer à une température supérieure à la courbe de solidus dans le diagramme d'équilibre, et à faire entrer ainsi les éléments d'alliage en solution. La mise en solution a été faite à la température de (505 °C - 5°C) pendant 1 h ;

Une trempe à l'eau à la température ambiante, dans le but d'après [10] d'empêcher la séparation des éléments d'addition (Cu, Mg, Si, ...etc), de sorte que l'alliage contienne à la température ambiante un cristal mixte homogène ou bien une solution solide sursaturée qui se trouve à l'état instable. Ce cristal a tendance à prendre l'état stable par décomposition et il en résulte des transpositions dans le réseau cristallin et un effet de durcissement. Toutefois, ce retour à l'équilibre de la solution solide sursaturée peut être très lent à la température ambiante par suite des faibles vitesses de réaction : cette évolution peut être accélérée par des maintiens à une température supérieure, qui constituent les traitements de revenu et qui se traduisent généralement par un durcissement plus important de l'alliage.

Ce traitement de revenu à été fait pendant 13 h à la température de (170°C - 5°C).

Les microstructures des échantillons après le traitement de durcissement structural sont représentées dans les figures suivantes (**Figure V.11 - V. 15**).

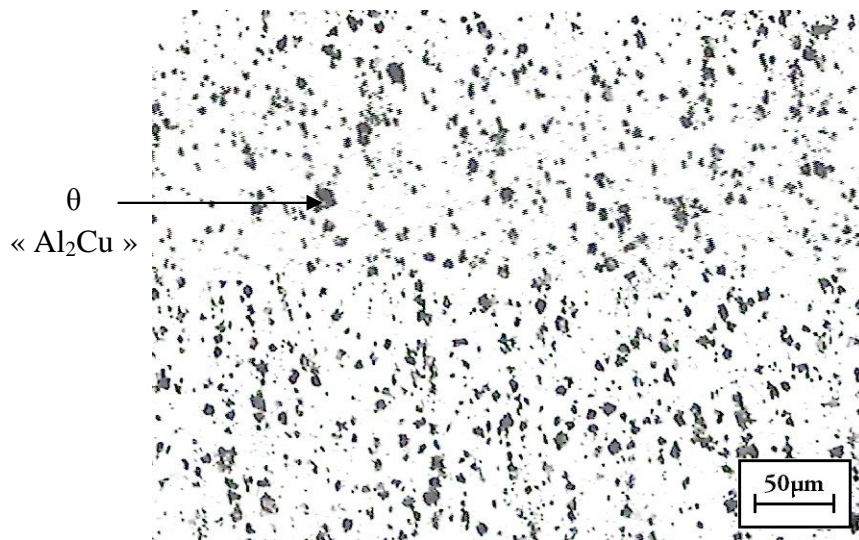


Figure V. 11. Métal de base (0,2 % Si) après durcissement structural.

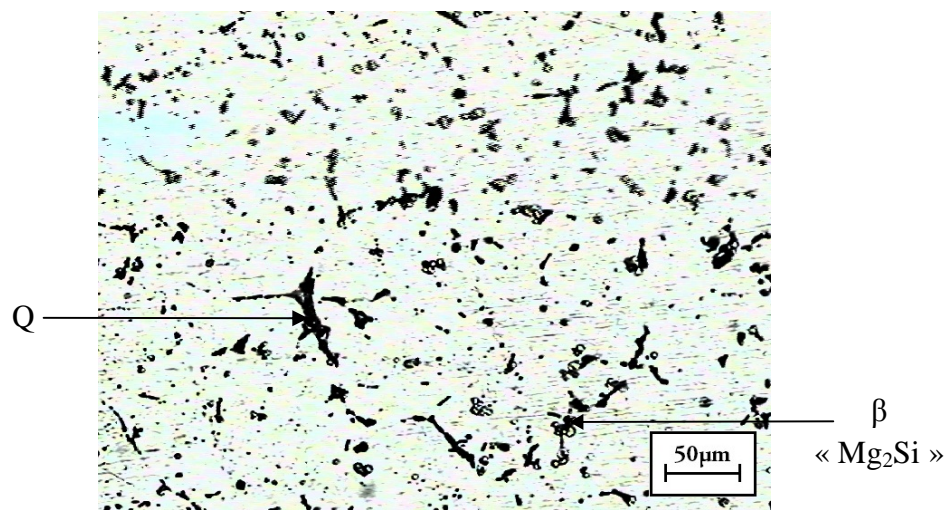


Figure V. 12. Échantillon 1 (0,67% Si) après durcissement structural.

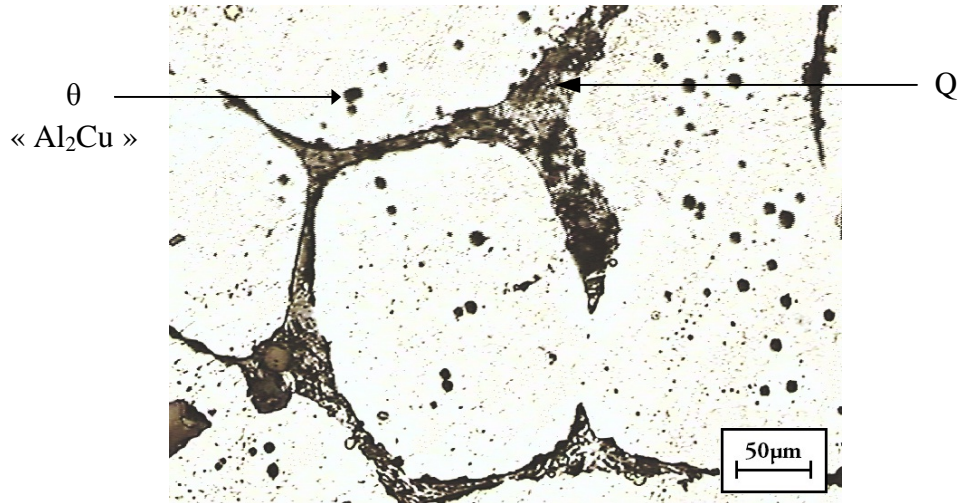


Figure V. 13. Échantillon 2 (0,97% Si) avec durcissement structural.

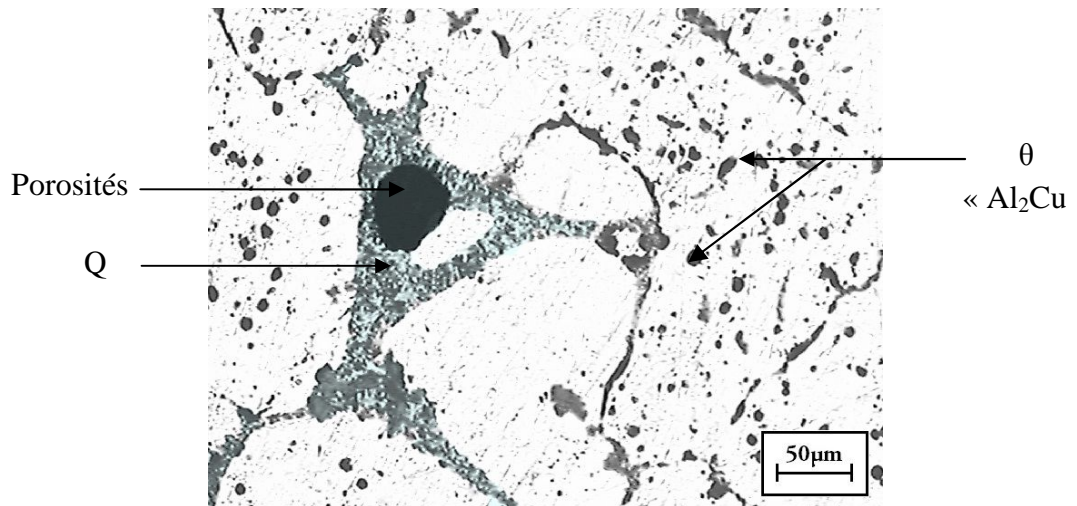


Figure V. 14. Échantillon 3 (1,16% Si) avec durcissement structural.

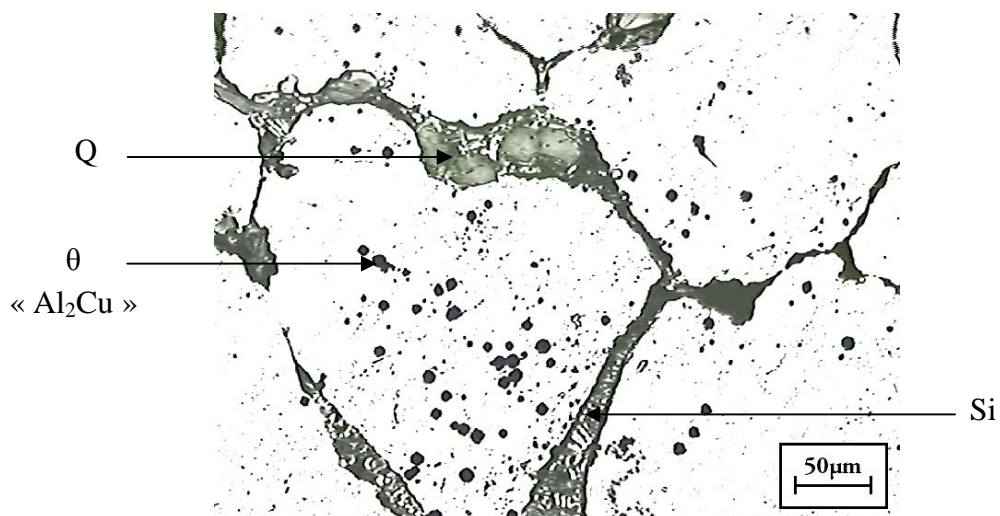
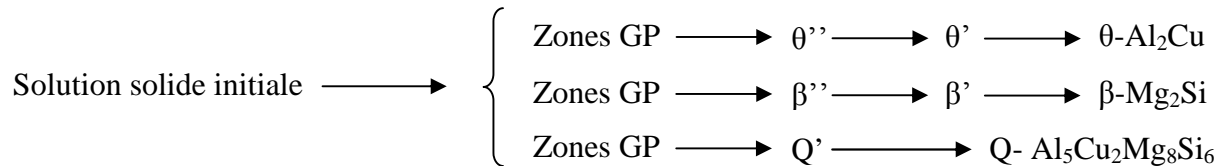


Figure V. 15. Échantillon 4 (1,65% Si) avec durcissement structural.

D'après les résultats et les microstructures des échantillons obtenus, et selon les recherches dans les bibliographies et spécialement d'après [5], [12], [14], et [20], la séquence de décomposition de la solution solide sursaturé dans les alliages quaternaires Al-Cu-Mg-Si, est comme suit :



Dans la plupart des alliages d'aluminium ternaires Al-Cu-Mg, à des températures normales de vieillissement, se produit dans un champ de phase ternaire comprenant des phases d'équilibre: l'aluminium primaire, (Al), θ et S. Lorsque Si est ajouté, les champs de phase qui coexistent se développent pour donner un alliage quaternaire Al-Cu-Mg-Si, qui comprend les phases d'équilibre (Al), θ « Al_2Cu », β « Mg_2Si », et S pour les faibles teneurs en silicium (généralement inférieur à 0.5%).

Avec l'augmentation de la teneur en silicium, la phase d'équilibre S est remplacée par une nouvelle phase quaternaire d'équilibre, mentionnée dans les références par la phase Q, W, ou λ [20].

Par microscope optique, la microstructure de la phase Q est proche d'une microstructure de l'eutectique comme l'ont montré les micrographies précédentes. Cependant au MEB, elle se présente comme des nids d'abeilles [20].

Interprétations globales

Lorsque le rapport Mg / Si (*pourcentage massique*) est supérieure à environ 1, à des températures normales de vieillissement, on est dans le triangle I (**Figure V. 16**) où les phases coexistantes sont : (Al), Q, θ et β .

Lorsque le rapport Mg / Si < 1, les compositions en conséquence occupent le triangle II ayant les phases (Al), Q, θ et Si (*libre dans la matrice de l'aluminium*). Le triangle III est occupé dans les cas où la teneur en Cu est faible. Pour notre étude, l'alliage est à 4% Cu, d'où seulement les triangles I et II sont étudiés.

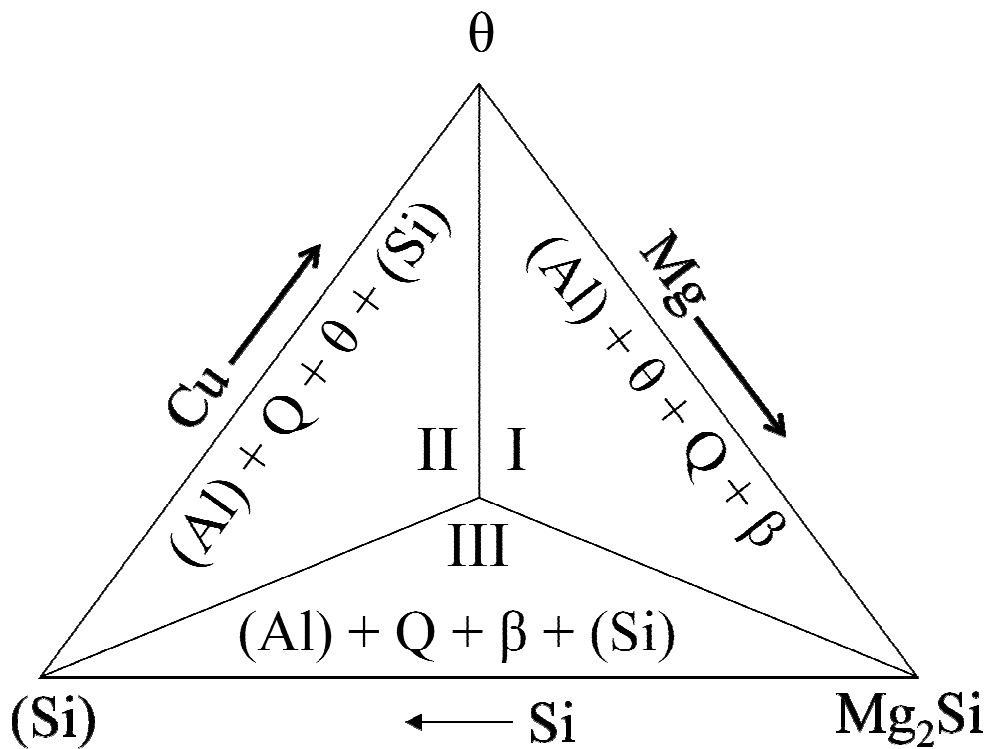


Figure V. 16. Alliages Al-Cu-Mg-Si regroupés par l'occupation de champs de phase [20].

Si la teneur en silicium augmente alors la phase Q augmente fortement dans le triangle I, et la teneur en Si aussi dans le triangle II. Maintenant si la teneur en magnésium augmente alors la phase β « Mg_2Si » augmente dans le triangle I et Q dans le triangle II [20]

L'effet de cuivre dans l'alliage quaternaire Al-Cu-Mg-Si est la stabilisation de la phase θ , et la modification des teneurs des phases β et Si due au changement des phases d'équilibres après l'addition de silicium [20].

V.3. Résultats de la microdureté

L'essai de microdureté à été effectué sur les quatre échantillons élaborés ainsi que sur l'échantillon de base. Afin d'étudier l'influence du taux de silicium ainsi que l'effet des traitements thermiques sur l'évolution de la microdureté des différents échantillons celle-ci a été réalisée d'abord sur les échantillons juste après la coulée, et puis après le traitement d'homogénéisation et enfin après le traitement de durcissement structural respectivement.

Le **Tableau V.2** représente les résultats de l'essai de microdureté. Les valeurs obtenues sont aussi représentées dans un histogramme dans la **Figure V. 17**.

Tableau V. 2. *Microdureté des différents échantillons.*

| Numéro d'échantillon | | Essais 1 | Essais 2 | Essais 3 | Microdureté (HV ₁₀) |
|----------------------|-----------|----------|----------|----------|---------------------------------|
| Métal de base | B | 64,8 | 64,2 | 65,6 | 65,6 |
| | H | 101,3 | 103,2 | 102,7 | 102,4 |
| | D | 123 | 123,5 | 122,3 | 122,93 |
| 1 | 1B | 83,9 | 87,9 | 85 | 85,6 |
| | 1H | 102,3 | 107,5 | 109,2 | 106,3 |
| | 1D | 126 | 128 | 125,5 | 126,50 |
| 2 | 2B | 83,6 | 87,2 | 85,3 | 85,3 |
| | 2H | 111 | 108,7 | 107,4 | 109,03 |
| | 2D | 141 | 141,5 | 139,5 | 140,66 |
| 3 | 3B | 86,8 | 87,3 | 85,9 | 86,6 |
| | 3H | 109,9 | 109,1 | 110 | 109,6 |
| | 3D | 140,3 | 142,1 | 142 | 141,46 |
| 4 | 4B | 86,8 | 84,4 | 87,9 | 86,3 |
| | 4H | 113 | 110,2 | 111,9 | 111,7 |
| | 4D | 169 | 170 | 169 | 169,33 |

D'après les résultats obtenus, on remarque que les valeurs de la microdureté augmentent après le traitement d'homogénéisation pour les échantillons élaborés.

On voit aussi que les valeurs de la microdureté augmentent davantage après le durcissement structural des échantillons, même pour l'échantillon de base.

De point de vue de l'effet des éléments d'addition, on voit clairement que la microdureté augmente avec l'augmentation de silicium ajouté aux échantillons.

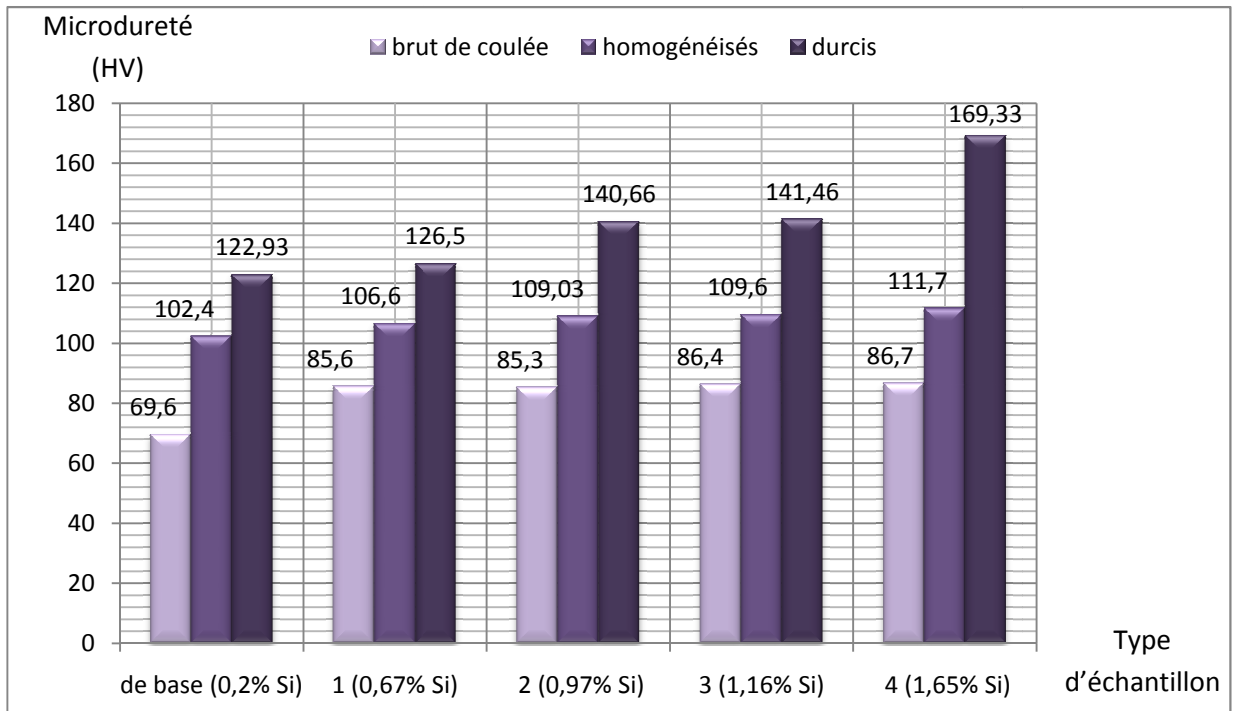


Figure V. 17. Histogramme représentant l'évolution de la microdureté (HV) en fonction du taux de Si ajouté et en fonction des traitements thermique appliqués.

Au vu des résultats obtenus on peut faire les interprétations suivantes :

Pour les échantillons à l'état brut de coulée qui ont subi un refroidissement lent, l'enthalpie libre de précipitation et le taux de germination sont faibles. Pour assurer la proportion d'équilibre des phases présentes dans la matrice d'aluminium, les rares germes doivent croître pour donner de gros précipités très distants les uns des autres. Les dislocations n'ont pas de mal à contourner ces précipités et l'alliage ainsi obtenu a de faibles caractéristiques mécaniques et la microdureté de ces alliages est relativement basses [21].

Les valeurs de la microdureté ont augmenté après le traitement d'homogénéisation. Ceci est vraisemblablement due à:

- Le nivellement des concentrations dans la solution solide ;
- La coalescence de phases intermétalliques déjà présentes ;
- La précipitation de nouvelles phases intermétalliques [12].

D'après [14], l'amélioration de dureté des alliages d'aluminium après traitement thermique d'homogénéisation est due à la dissolution de phases intermétalliques en excès.

Les valeurs de la microdureté sont élevées pour les échantillons ayant une teneur de silicium élevé. Pour les échantillons (1, 2, et 3) le rapport Mg/Si est supérieur à 1 d'où on est dans le triangle I (**Figure V. 17**). Les phases présentes sont θ , β , et Q. Pour l'échantillon 4, le rapport Mg/Si est inférieur à 1 d'où on est dans le triangle II.

Dans les alliages Al-Cu-Mg, la dureté est due à la phase θ'' . Pour les alliages ternaires Al-Mg-Si, la dureté est due à la phase β'' qui s'obtient par revenu normal, alors que par survieillissement la phase β' et éventuellement la phase d'équilibre β sont formés avec augmentation progressive de la dureté.

Pour les échantillons étudiés, la teneur des phases β et θ , reste constante mais la teneur en phase Q augmente proportionnellement à la valeur de silicium ajouté, d'où pour les alliages quaternaire Al-Cu-Mg-Si la phase Q est responsable à la dureté.

CONCLUSION GÉNÉRALE

CONCLUSION GÉNÉRALE

L'aluminium et ses alliages possèdent des propriétés physico-chimiques très diversifiées et très importantes. L'handicap majeur réside dans leur faible dureté pour pouvoir concurrencer l'acier.

L'objectif principal de notre travail consiste à étudier l'effet de silicium ajouté comme élément d'addition sur la microstructure et la dureté de l'alliage d'aluminium AU4G. Aussi, l'influence de traitements thermiques d'homogénéisation et de durcissement structural est étudiée.

A l'issue de ce modeste travail, nous avons pu mettre en relief les points fondamentaux suivants :

- L'addition progressive du taux de silicium dans l'alliage AU4G conduit à la formation d'un alliage quaternaire Al-Cu-Mg-Si ayant une microstructure contenant un taux de précipités de plus en plus important.
- La dureté des alliages quaternaires Al-Cu-Mg-Si est plus élevée que celle des alliages Al-Cu-Mg. Ce constat montre que le silicium est responsable de la naissance d'une phase Q permettant par conséquent une amélioration de la dureté de ce type d'alliages.
- La majeure partie des alliages Al-Mg-Cu-Si occupent souvent un des trois tétraèdres espace-composition ayant un équilibre en quatre phases à des températures normales de vieillissement.
- Lorsque le rapport Mg / Si est inférieur à 1, la phase (Si) est stabilisé, alors que la phase Mg₂Si est stabilisée lorsque Mg / Si est supérieur à 1. L'augmentation de Cu permet de stabiliser la phase Q et la phase θ .
- L'application d'un traitement d'homogénéisation adéquat permet d'abord une répartition homogène des précipités engendrés par l'ajout de silicium. La dureté de l'alliage est également améliorée.
- Le traitement de durcissement structural, (comme son nom l'indique), permet d'améliorer davantage la caractéristique de dureté.

Comme perspectives, il serait intéressant d'étudier le meilleur compromis entre le taux de silicium ajouté et les traitements thermiques à appliquer. Aussi, la réalisation de l'élaboration de ce type d'alliages sous vide ou sous atmosphère contrôlée donnerait vraisemblablement de meilleurs résultats.

RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [1] **J. HOUZE**
Production d'aluminium. École des mines d'ALBI CARMAUX. France. (2007).
- [2] **C. VARGEL.**
Propriétés générales de l'aluminium et de ses alliages. Technique de l'ingénieur, Ref M 4661 (2005).
- [3] **P. BARRAND**
L'Aluminium Tome 1. Éditions EYROLLES. Paris, France. (1964).
- [4] **L. KABA**
Étude des paramètres du soudage TIG Pulsé sur l'alliage d'aluminium 2024 T3. Mémoire de fin d'étude, École Nationale Polytechnique. Alger. (Juin 2009).
- [5] **G. E. TOTTEEN**
Handbook of aluminum, volume 1 «Physical metallurgy and processes». Marcel Dekker, Inc. New York, USA. (2003).
- [6] **R. DEVELAY.**
Données numériques sur l'aluminium non allié. Technique de l'ingénieur, Ref M 443 (1989).
- [7] **B. NABI**
Influence du dégazage à l'état liquide et solide sur des alliages d'aluminium. Mémoire de fin d'étude, École Nationale Polytechnique, Alger. (Juin 2009).
- [8] **C. VARGEL.**
Corrosion of aluminum. Elsevier Ltd, Oxford, UK. (2004).
- [9] **C. VARGEL**
Le Comportement de l'aluminium et de ses alliages. Dunod technique, Paris, France. (1979).

- [10] **CAHIER IBS**
Classification des alliages d'Aluminium, vue Métallerie 49-Spécial soudage, (Avril 2003).
- [11] **J. PERRIER**
Fusion des alliages d'aluminium. Technique de l'ingénieur, Ref M 3635 (2003).
- [12] **R. DEVELAY**
Traitements thermiques des alliages d'aluminium. Technique de l'ingénieur, Ref M 1290 (1986).
- [13] **R. IRMANN**
La fonderie d'aluminium en sable et en coquille. Dunod. Paris, France. (1957).
- [14] **V. ZOLOTOREVSKY**
Casting aluminum alloys. Elsevier Ltd. Oxford, UK. (2007).
- [15] **G. E. TOTTEN**
Aluminum-Silicon Casting Alloys, Atlas of Microfractographs. ASM International, USA. (2004).
- [16] **V. CASTELHANO**
Études des différentes techniques induisant le durcissement des alliages d'aluminium les plus courants, en particulier évolution des microstructures et des propriétés mécaniques. Conservatoire national des arts et des métiers, Paris, France. (2001).
- [17] **B. DUBOST et P. SAINFORT**
Durcissement par précipitation des alliages d'aluminium. Technique de l'ingénieur, Ref M 240 (1991).
- [18] **J. POKORNY**
Métallographie. Technique de l'ingénieur, Ref M 90 (1994).

- [19] **D. FRANÇOIS.**
Essais mécaniques des métaux - *Essais de dureté*. Technique de l'ingénieur, Ref M 4160 (2005).
- [20] **D. J. CHAKRABARTI, D. E. LAUGHLIN.**
Phase relations and precipitation in Al–Mg–Si alloys with Cu additions. Elsevier Ltd, Oxford, UK. (2003).
- [21] **J. IDRAC**
Comportement électrochimique d'alliages modèles binaires aluminium-cuivre. Thèse doctorat, Institut National Polytechnique Toulouse, France. (Octobre 2005).