



وزارة التعليم العالي و البحث العلمي



UNIVERSITÉ BADJI MOKHTAR-ANNABA

جامعة باجي مختار- عنابة

ANNEE 2014

Faculté des Sciences de l'ingénieur  
Département de Métallurgie et Génie des Matériaux

MEMOIRE

Présenté en vue de l'obtention du diplôme de  
MAGISTER

*Thème:*

***CONTRIBUTION A L'ELABORATION D'UN  
ALLIAGE D'ALUMINIUM DE FONDERIE  
AS10G DESTINE A L'INDUSTRIE  
ELECTROTECHNIQUE***

Option: Fonderie  
Par  
GUIDOUM Boudjema

Directeur de mémoire: MECHACHTI Said

M.C.A U. ANNABA

Devant le Jury :

Président : HADJI Ali

Pr. U. ANNABA

Examineurs : HAMANI Med Seghir

M.C.A U. ANNABA

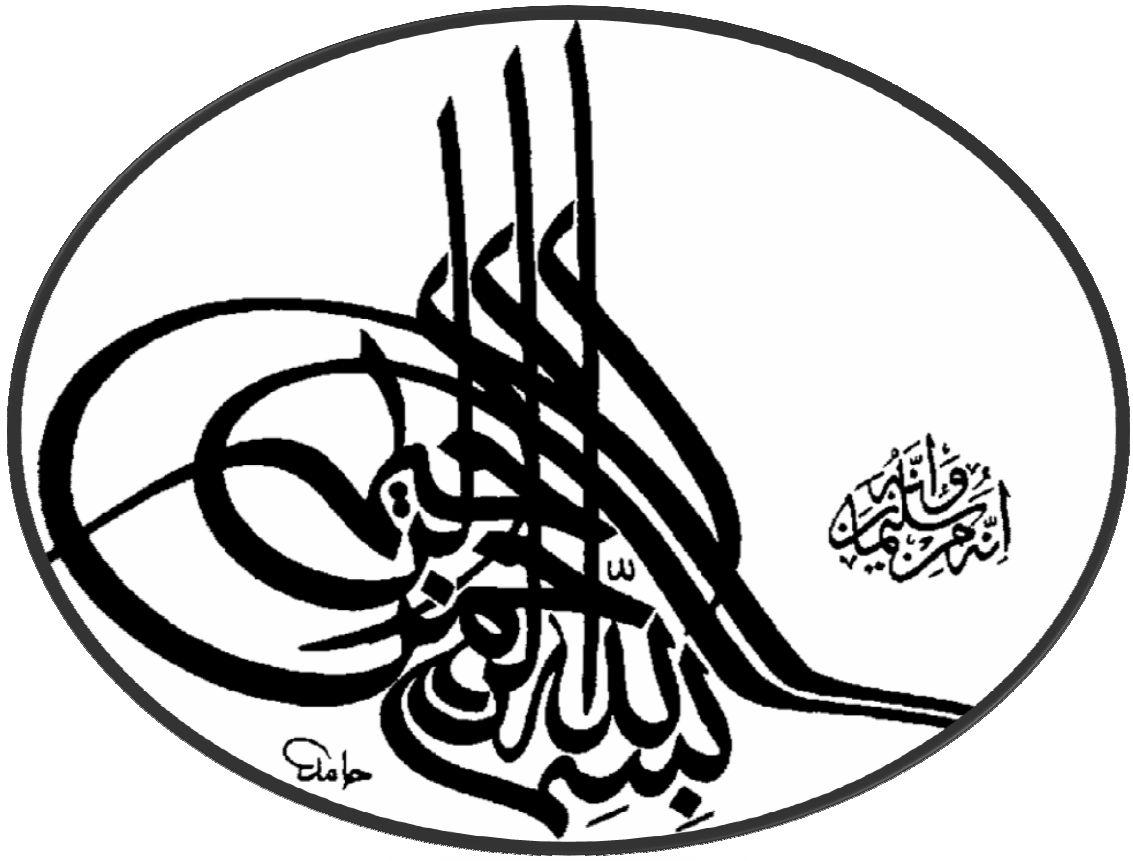
SNANI Louafi

M.C.A U. ANNABA

Membre invité : HACINI Mohamed

M.A. U. ANNABA

2014/2015



## *Remerciements*

*Je remercie avant tout Dieu qui m'a donné du courage et de la patience pour conduire à bien ce travail.*

*Toutes mes pensées vont à mes parents, mon grand père, et ma petite famille; mon épouse : Fadila et ma petite fille : Maria.*

*Je tiens à remercier mon encadreur Mr. MECHACHTI.SAID*

*Je tiens à remercier aussi mon 2ème encadreur Mr. HACINI Mohamed pour sa précieuse aide.*

*Je remercie tous les enseignants qui ont contribué à ma formation.*

*Enfin je remercie tous ceux qui ont contribué à la réalisation de ce travail de près ou de loin.*

*BOUDJEMAA .G*

## *Dédicace*

*Je dédie ce modeste travail à mes chers parents, qui se sont beaucoup sacrifiés pour que je réussisse dans mes études.*

*Je le dédie également à ma petite famille; mon épouse : Fadila et ma petite fille : Maria.*

*A mes frères : ABDELBAKI et NEDJEM ADDINE*

*A mes sœurs : Ilham, Souad, Sabah, Elyamna et Maroua*

*Je dédie ce travail aussi à tout mes collègues de la promotion et à tout mes amis,*

*À tous ceux qui sont absent sur les lignes de présence de mon cœur.*

*BOUDJEMAA .G*

## Résumé :

Nous nous sommes intéressés dans ce travail à la contribution de l'élaboration d'un alliage d'aluminium de fonderie AS10G d'une part et à l'influence de traitement thermique de durcissement structural d'autre part, sur les propriétés microstructurales et mécaniques de l'alliage AS10G, destinés à l'industrie électrotechnique. Notre étude comprend les étapes suivantes :

- 1) l'examen de l'alliage à l'état brut de coulée durant toutes les phases de l'élaboration, afin de remonter aux propriétés de l'alliage juste après la solidification. Cette étape se limite juste à des examens métallographiques et à des essais mécaniques. Sachant que les échantillons nous ont été gracieusement fournis par **Entreprise Des Tracteurs Agricoles, Spa ETRAG CONSTANTINE**.
- 2) Etude de l'influence de différents traitements thermiques et l'évolution des propriétés mécaniques pour une utilisation optimale de cet alliage. Il est à noter que cette dernière étape est aussi déterminante pour les caractéristiques de cet alliage.

Ainsi, nous avons procédé à toutes les étapes de la fabrication et aux traitements thermiques de mise en solution à 530°C, de revenu à 160°C et à une maturation à température ambiante pendant 20 jours.

L'examen des micrographies de l'alliage révèle la présence dominante de dendrites pour l'hypo-eutectique (AS10G). Quant aux caractéristiques mécaniques, les courbes de dureté **Brinell**, révèlent que l'élévation de la teneur en éléments d'addition, ainsi que le revenu mènent à une augmentation nette de la dureté. Cette dernière est expliquée en termes de durcissement structural, par la formation de certains composés.

**Mots clés :** Alliage d'aluminium, AS10G, dureté, caractéristiques mécaniques, traitements thermiques.

## **Abstract:**

We were interested in this work to the elaboration of an aluminum casting alloy AS10G one hand and the influence of hardening heat treatment on the other hand on the microstructural and mechanical properties AS10G destined to electrotechnical industry. Our study comprises two main steps:

- 1) The alloys' examination in the as-cast state, in the aim to capture certain details of the solidification stage where the alloys are in the solid state. This step is restricted to metallographic examination and mechanical testing , since the species have been provided by the **Agricultural Tractors Company** of CONSTANTINE
- 2) The second step deals with the alloys' behavior study, in the solid state, during the various thermal treatments required for an optimal use. It should be noted that this step is as determinant for the alloys characteristics as the first one.

Accordingly, we have proceeded, by ourselves, to all the thermal treatments consisting of solution treatments at 530°C, the income at 160°C and maturation at 20°C during 20 days. The various thermal treatments have been carried out in order to monitor the processes of formation and dissolution accompanying the solid state phase transformations as well as the resulting changes in the mechanical properties.

The examination of the micrographs reveals the dominant presence of dendrites with regard to the hypo-eutectic alloys (AS10G). Concerning the mechanical characteristics, the **Brinell** hardness curves exhibit an increase mainly due to the enhancement in the additives amount as well as the aging treatments. The curves have been explained in terms of structural hardening resulting from the various compounds formation.

**Key words:** Aluminium alloy, AS10G, hardness, heat treatment, mechanical characteristics.

## المخلص:

لقد اهتمنا في هذا العمل إلى المحاولة لإنتاج مزيج الألمنيوم AS10G من جهة، وعلى تأثير المعالجة الحرارية لزيادة الصلابة من جهة أخرى، على الخصائص الميكانيكية و البنية المهجرية لخليط الألمنيوم Al والسليوم Si الموجهة الصناعات الكهروتقنية . دراستنا تحتوي علي المراحل التالية:

- 1) تقويم و اختبار مزيج الألمنيوم بعد عملية القولبة مباشرة، و هذا من اجل تحديد خصائصه بعد التصلب. تتركز هذه المرحلة على المعاينة المجهريية للبنية و تحديد الخصائص الميكانيكية ، مع الإشارة إلى أن جميع المواد الأولية التي استعملت لإجراء هذه الدراسة تفضلت لتوفيرها مؤسسة الجرارات الفلاحية - قسنطينة.
- 2) دراسة تغيرات خصائص خليط الألمنيوم AS10G في الحالة الصلبة خلال و بعد إجراء عمليات المعالجة الحرارية من اجل التوصل إلى أحسن الخصائص الميكانيكية للمزيج وبالتالي أحسن و أطول فترة استعمال لهذا الخليط المعدني.

ننوه بالإشارة إلى أن كل العمليات المخبرية والتحضيرات لإنتاج و صناعة هذا الخليط المعدني للألمنيوم مع كافة اختباراتنا قمنا بها يدويا وهذا من اجل أن نتتبع بدقة كل التغيرات الحاصلة على البنية و المكونات المجهريية و ما ينجر عنها من التغيرات المرافقة للخصائص الميكانيكية.

اختبار البنية المجهريية و اختبارات الصلابة لهذا الخليط AS10G أثبتت و كشفت عن تكون مركبات خاصة سمحت بتحسين الخصائص الميكانيكية لهذا الخليط بعد إجراء المعالجات الحرارية المناسبة.

كلمات الدلالية : سبائك الألمنيوم، AS10G، الصلادة، الخصائص الميكانيكية، المعالجة الحرارية

## LISTE DES FIGURES

Fig.1. Diagramme d'équilibre Al- Cu

Fig.2. Courbe de coulabilité des Al-Cu

Fig.3. Diagramme d'équilibre Al-Mg

Fig.4. Diagramme d'équilibre Al-Si

Fig.5. Solidification d'un alliage eutectique A-C<sub>E</sub> %B

Fig.6. Solidification d'un alliage hypoeutectique A-B

Fig.7. Solidification de l'alliage A- C<sub>1</sub> %B

Fig.8. Solidification de l'alliage A-C<sub>2</sub>%B

Fig. 9. Dislocation en équilibre, sous contrainte, contre des obstacles ponctuels répartis aléatoirement

Fig. 10. Effet de la modification au strontium d'un alliage eutectique Al-Si, à l'état brut de coulée

Fig. 11. Microstructure des alliages: R (a), RM (b), et RGM (c) après traitement de mise en solution

Fig.12. Effet du temps de traitement de mise en solution à 540°C sur la microstructure de l'alliage Al-7%Si-0.6%Mg (a) 1h, (b) 4h, (c)16h et (d) 64h

Fig.13. Solubilité d'équilibre du magnésium et du silicium

Fig.14. Variation de la dureté brinell (BHN) en fonction de la température de vieillissement

Fig.15. Aluminium pur à 99,85%

Fig.16. Barre en alliage AS10

Fig.17. Four électrique à résistance (Four de fusion)

Fig.18. Modèle de la pièce en bois

Fig.19. Schéma globale des opérations de fonderie

Fig.20. Récipient en fonte utilisé pour la fusion.

Fig.21. Balance numérique

Fig.22. Alliage AS10 à l'état liquide

Fig.23. Analyse chimique par la fluorescence X.

Fig.24. Éprouvette de traction normalisée en alliage AS10

Fig.25. Machine de traction de type WLPERT

Fig.26. Machine de traction de type Zwick /Roel Z100

Fig.27. Duromètre fixe universel

Fig.28. Duromètre Portable

Fig.29. Alliage mère d'Al-Si à 50 % Al, 50 % Si

Fig.30. Le diagramme d'équilibre Al-Si

Fig.31. Magnésium pur (99,9%) sous forme de plaquettes

Fig.32. Une feuille d'aluminium utilisée pour couvrir le Mg

Fig.33. Composants de la matière première (Al pur, alliage-mer Al-Si, Mg)

Fig.34. Cycle de traitement thermique de durcissement par précipitation de l'alliage AS10G

Fig.35. Microstructure de l'alliage d'aluminium AS10. G X 60

Fig.36. Microstructure de l'alliage d'aluminium AS10. G X 200

Fig.37. Microstructure de l'alliage d'aluminium AS10G. G X 200

Fig.38. Microstructure de l'alliage d'aluminium AS10G. G X 600

Fig.39. Microstructure de l'alliage d'aluminium AS10G. Trempe + revenu à 160°C 6 heures. G X 60

Fig.40. Microstructure de la de l'alliage d'aluminium AS10G. Trempe + revenu à 160°C 6 heures. G X 200

Fig. 41. Microstructure de l'alliage d'aluminium AS10G après une trempe+ maturation de 20 jours .G X 200

Fig.42. Variation de la valeur moyenne de la dureté Brinell HB de l'alliage AS10G à différents états

Fig.43. Variation de la limite d'élasticité Re de l'alliage AS10G à différents états

**Fig.44.** Variation de résistance maximale à la traction de l'alliage AS10G à différentes états

**Fig.45.** Variation de l'allongement A% de l'alliage AS10G à différentes états

**Fig.46.** Variation de la dureté Brinell et l'allongement A% de l'alliage AS10G à différentes états

**Fig.47.** Variation des valeurs de caractéristiques des alliages AS10G et AS13

## LISTE DES TABLEAUX

**Tableau. 1.** Propriétés mécaniques de l'aluminium

**Tableau. 2.** Familles des alliages d'aluminium moulés

**Tableau. 3.** Criquabilité des alliages d'aluminium

**Tableau. 4.** Aptitude à la retassure des alliages d'aluminium

**Tableau. 5.** Compositions des alliages industriels Al–10.8% Si.

**Tableau. 6.** Composition chimique de l'aluminium pur Al 99,85 à l'état brut de coulée.

**Tableau. 7.** Nuance AS10 %

**Tableau. 8.** Nuance AS10G %

**Tableau 9.** Composition chimique de l'aluminium pur A8 et les alliages AS10 et AS10G

**Tableau.10.**Valeurs des caractéristiques mécaniques de l'alliage AS10G à différentes états

**Tableau.11.**Caractéristiques mécaniques des alliages d'aluminium AS10G et AS13

# Table des matières

## CHAPITRE I. ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

Introduction générale.....	01
I. L'aluminium et ses alliages.....	04
I.1. Obtention de l'aluminium.....	04
I.2. Caractéristiques de l'aluminium.....	04
I.2. a. Propriétés physiques.....	04
I.2. b. Propriétés mécaniques.....	04
I.2. c. Propriétés chimiques.....	05
I.3. Principales utilisations de l'aluminium.....	05
I.4. Alliages d'aluminium.....	06
I.5. Désignation des alliages de moulage.....	06
I. 5. a. Désignation numérique.....	07
I. 5. b. Désignation chimique.....	07
I.6. Familles d'alliages d'aluminium de fonderie.....	07
I. 6. a. Alliages Aluminium-Cuivre.....	08
I. 6. b. Alliages Aluminium- Magnésium.....	10
I. 6. c. Alliages Aluminium- Zinc.....	11
I. 6. d. Alliages Aluminium-Manganèse.....	12
I. 6. e. Alliages Aluminium - Silicium.....	12
➤ AlSi10Mg.....	12
➤ AlSi7Mg.....	12
➤ AlSi13.....	13
I.7. Diagrammes de phases de l'alliage Al-Si.....	13
I. 7. a. Le liquidus.....	14
I. 7. b. Le solidus.....	14
I.8. Solidification de l'alliage Al-Si.....	14
I. 8. a. Alliages eutectiques.....	14
I. 8. b. Alliages de composition hors eutectique.....	15
I.9. Etat de l'art sur les corrélations entre les propriétés mécaniques et la microstructure des alliages industriels Al-Si .....	18
I. 9. a. Importance de la microstructure.....	18

I. 9. b. Phénomènes de durcissement.....	19
I. 9. c. Mécanismes du durcissement structural.....	22
I.10. Effets des éléments d'addition et des traitements thermiques sur les propriétés mécaniques .....	23
I. 10. a. Effets des éléments d'addition.....	23
I. 10. b. Influence des traitements thermiques sur l'action des additifs.....	27
I.11. Fusion des alliages d'aluminium.....	33
I.11.1. Alliages de 1re et 2e fusion.....	33
I.11.2. Règles d'élaboration des alliages d'AL.....	33
I.11.2. a. Composition chimique.....	33
I.11.2. b. Oxydation de l'alliage liquide.....	34
I.11.2. c. Absorption des gaz.....	34
I.11.2. d. Grossissement du grain.....	34
I.11.3. Conduite de la fusion.....	34
I.11.3. a. La protection du bain contre la formation d'alumine .....	34
I.11.3. b. La désoxydation du bain.....	35
I.11.3. c. L'affinage de la structure.....	35
I.11.3. d. Le dégazage.....	35
I.11.3. e. La modification.....	35
I.11.4. Le contrôle des opérations de fusion.....	36
I.11.5. Le choix des appareils de fusion.....	36
I.11.6. Traitements thermiques des pièces.....	36
Conclusion.....	37

## **CHAPITRE II. MATERIAUX, CONDITIONS ET TECHNIQUES EXPERIMENTALES**

Introduction .....	38
II.1. Choix et préparation de la matière première.....	39
II.2. Prélèvement des échantillons.....	39
II.3. Equipements de fusion .....	40
II.4. Equipements et moyens de fonderies.....	41
II.5. Schéma global des opérations de fonderie.....	42
II.6. Mise en œuvre et conditions de fusion.....	43
II.7. La coulée du métal .....	44

II.8. L'analyse chimique. ....	45
II.9. Analyse métallographique.....	46
II.9.a. Polissage.....	47
II.9.b. Finissage.....	47
II.9.c. Attaque Chimique .....	47
II.10. Essai de traction.....	47
II.11. Essai de dureté Brinell .....	49
II.12. Élaboration de l'alliage AS10 .....	51
II.13. Élaboration de l'alliage AS10G.....	54
➤ Technique de l'ajout du magnésium.....	55
II.14. Traitement thermique de l'alliage AS10G.....	58

### **CHAPITRE III. RESULTATS ET DISCUSSIONS**

Introduction .....	60
III.1. Analyse de la composition chimique .....	60
III.1.a. Influence du Si .....	60
III.1.a. Influence du Mg.....	61
III.1.b. Influence du Fe.....	61
III.1.d. Influence du Mn.....	61
III.1.c. Influence du Cu.....	62
III.2. Analyse métallographique .....	62
III.2.a. Microstructure de l'alliage d'aluminium AS10.....	63
III.2.b. Microstructure de l'alliage d'aluminium AS10G non traité.....	64
III.2.c. Microstructure de l'alliage d'aluminium AS10G Trempe+revenu..	65
III.2.d. Microstructure de l'alliage d'aluminium AS10G Trempe + maturation.....	66
III.3. Comportement mécanique de l'alliage AS10G .....	67
III.4. Influence du traitement thermique de l'alliage AS10G.....	72
III.4.a. Effet la mise en solution.....	72
III.4.b. Effet de la Trempe.....	73
III.4.c. Effet du revenu et maturation.....	73

III.5. Comparaison des caractéristiques mécanique de l'alliage AS10G élaboré et l'alliage AS13.....	74
III.4. Conclusion.....	76
Conclusion générale .....	78

## **Références bibliographiques**

# Introduction Générale

## Introduction

Les alliages eutectiques Al-Si, destinés à l'industrie électrotechnique, sont le siège de réactions eutectique, co-eutectique et post-eutectique très complexes, ayant lieu au cours de leur solidification. De plus, les éléments d'additions tels que Mg, Sr, Ti, Cu et Fe, font que d'autres réactions viennent se superposer aux réactions complexes citées ci-dessus, pour former des composés intermétalliques. Ces phénomènes n'interviennent pas seulement lors des transformations de phases liquide-solide, mais des transformations de phases très intéressantes et très déterminantes peuvent avoir lieu à l'état solide et changer radicalement les propriétés des matériaux. Ainsi, on a recours aux traitements thermiques pour induire certaines transformations, qui consistent en des agrégats de quelques atomes de solutés, au sein de la matrice et qui peuvent conduire à une nette amélioration des propriétés mécaniques.

Les alliages eutectiques, sont largement utilisés en industrie pour leurs propriétés remarquables en tant que matériaux destinés à la fonderie. Grâce à leur bas point de fusion, minimisant ainsi l'énergie requise pour leur fabrication, ces alliages présentent une excellente coulabilité sachant que la différence entre la température de coulée et celle de fusion de l'alliage est maximale à la composition eutectique. Parmi ces matériaux, nous pouvons citer les alliages Al-Si qui constituent la base de la majorité des matériaux de fonderie de future. Les alliages Al-Si forment la famille la plus importante des alliages destinés à l'industrie automobile par exemple.

Cette famille comprend une grande variété d'alliages aux propriétés très différentes, suivant la concentration en **Si** et les teneurs en éléments d'addition. Par exemple, pour une teneur en Si comprise entre 7% et 13%,

ces alliages présentent une très bonne coulabilité, ainsi que de bonnes propriétés mécaniques; ce qui fait d'eux d'excellents alliages, déjà à l'état brut de coulée. De plus, leurs caractéristiques mécaniques peuvent être améliorées, d'une part par l'adjonction d'éléments d'impureté, sous forme de traces, tels que le **Na** ou le plus souvent le **Sr** et d'autre part par des traitements thermiques appropriés.

Dans ce cadre, nous avons procédé à une investigation expérimentale de l'influence de l'ajout des éléments d'additions d'une part et l'influence de traitement thermique d'autre part, sur les propriétés microstructurales et mécaniques de l'alliage AS10G, destinés à l'industrie électrotechnique. La présente thèse est structurée comme suit:

- le chapitre 1 se compose de deux parties: la première, portant sur les propriétés d'aluminium et de ses alliages, ainsi que sur les diagrammes d'équilibre des systèmes métalliques. La deuxième décrit la fusion des alliages d'aluminium.
- La présentation de la méthodologie que nous avons suivie et des différentes techniques et procédures expérimentales, fait l'objet du deuxième chapitre.
- Nous avons réservé le troisième chapitre, à la présentation des différents résultats, ainsi qu'à leur discussion. Ce chapitre se compose de la présentation des différentes microstructures de l'alliage élaboré ainsi que leurs interprétations. l'influence des éléments de la composition chimique dans notre alliage et enfin l'influence du traitement thermique sur la microstructure et les propriétés mécaniques de l'alliage AS10G.

Nous terminons enfin notre mémoire avec une conclusion générale ainsi que quelques perspectives d'avenir.

# Chapitre I

## Etude Bibliographique

## I. L'aluminium et ses alliages

Parmi les métaux utilitaires, l'aluminium occupe la seconde place après les métaux ferreux. Il est utilisé soit pur, soit raffiné ou allié. Les métaux d'addition les plus couramment ajoutés à l'aluminium sont : le silicium, le cuivre, le manganèse, le zinc, le magnésium, le titane ...etc. [1]

### I.1. Obtention de l'aluminium

L'aluminium est un métal très répandu sur la terre ; il constitue le troisième élément après l'oxygène et le silicium. Les bauxites qui sont des roches riches en aluminium (45 à 60%) constituent actuellement la source quasi exclusive de ce métal. L'élaboration de l'Al consiste à extraire l'alumine pure de la bauxite, puis à réduire cette dernière en aluminium pur. Le cycle de fabrication est celui du procédé Bayer, breveté en 1887 et toujours en service. [2,3]

### I.2. Caractéristiques de l'aluminium

#### I.2. a. Propriétés physiques:

L'aluminium est un élément du groupe III dans le tableau de Mendeleïev. Son numéro atomique étant  $Z = 13$ , sa masse atomique  $M=26,97$ . Ses températures de fusion et d'ébullition sont  $660^{\circ}\text{C}$  et  $1800^{\circ}\text{C}$  respectivement. Il est de structure cubique à faces centrées de paramètre  $a= 4,0412 \text{ \AA}$ . La caractéristique physique principale de l'aluminium est sa faible densité  $2,7\text{g /cm}^3$  à la température ambiante. Cette densité n'est pas modifiée de façon sensible dans les alliages légers ou elle reste toujours inférieure à  $3 \text{ g /cm}^3$ . [2,3]

#### I.2. b. Propriétés mécaniques:

Les propriétés mécaniques de l'aluminium dépendent des degrés de sa pureté ainsi que de son état d'utilisation. En effet, il peut être utilisé à l'état coulé ou laminé puis recuit. Le tableau 1 illustre les valeurs moyennes de certaines propriétés mécaniques de l'aluminium. [2,3]

Propriété \ Etat	Coulé	laminé recuit
Résistance traction (N/mm)	70 0 à 100	70 à 90
Limite app d'elast. (N/mm <sup>2</sup> )	30 à 40	30 à 40
Allongement (%)	15 à 25	40 à 30
Dureté Brinell	15 à 25	15 à 25
Module d'élasticité (N/mm <sup>2</sup> )	67500	67500

Tableau.1. Propriétés mécaniques de l'aluminium [3].

### I.2. c. Propriétés chimiques

L'aluminium est un métal éminemment oxydable; il se distingue par sa résistance élevée à la corrosion, due à la formation d'une couche protectrice d'alumine ( $Al_2O_3$ ) à sa surface. La résistance à la corrosion par les solutions salines et l'eau de mer, est améliorée par la pureté du métal. Aussi, pour les industries chimiques et alimentaires, emploie-t-on l'aluminium titrant au moins à 99,5%. La plupart des acides minéraux attaquent l'aluminium, surtout l'acide chlorhydrique, l'acide nitrique ainsi que les acides organiques, d'où l'emploi très répandu de ce métal dans l'industrie chimique. [2,3]

### I. 3. Principales utilisations de l'aluminium

Les caractéristiques intrinsèques de l'aluminium (légèreté, conductivité, résistance à la corrosion, propriétés mécaniques) ainsi que le développement de ses alliages d'une part et des techniques de mise en forme d'autre part, lui ont ouvert d'innombrables domaines d'utilisation, dont les principaux sont : les transports, le bâtiment, la construction électrique et l'emballage.

Dans les **transports**, il est utilisé pour la fabrication des carrosseries, pare-chocs, blocs moteurs, etc. Par rapport à l'acier et à la fonte, l'aluminium permet un gain sensible de poids et donc une certaine économie d'énergie. De plus, il ne rouille pas, il peut être moulé sous pression, s'usine facilement et permet d'obtenir des formes complexes par filage. Par rapport aux matières plastiques, il présente l'avantage d'une meilleure tenue à la chaleur et au vieillissement et d'une mise en forme plus rapide.

Dans le **Bâtiment**, il est utilisé dans les ossatures, les bardages, les toitures, la menuiserie et les balcons). Ainsi, l'aluminium remplace aussi bien l'acier que le bois: il ne demande pas d'entretien, il présente une bonne persistance des performances, une possibilité de formes complexes et un encombrement réduit. Dans la **Construction électrique**: (câbles isolés, câble nus, transformateurs), 1kg d'Aluminium est équivalent à 2 kg de cuivre.

Dans l'**Emballage** (boîtes, aérosols, emballages divers), l'aluminium présente, par rapport au fer blanc, l'avantage de ne pas rouiller, de s'emboutir, de se filer et de s'usiner facilement. Il a par ailleurs une grande aptitude à la décoration, de même qu'il est imperméable (gaz, eau, lumière). [4,5]

L'intérêt de l'aluminium dans ces applications est le suivant:

- Conductibilité électrique élevée (63% de celle de Cu).
- Faible masse volumique. à conduction égale, la masse du conducteur en aluminium est moitié de celle du conducteur en cuivre.
- Echauffement inférieur (82 %) à celui du cuivre pour une même densité de courant.
- Très bonne résistance à la corrosion.

#### I. 4. Alliages d'aluminium

Dans ses principales applications, l'aluminium est utilisé sous forme d'alliages, ce qui augmente sa résistance mécanique, mais souvent au détriment d'autres propriétés telle que la ductilité. Pour trouver le meilleur compromis entre les propriétés pour un usage donné, les métallurgistes agissent sur la composition de l'alliage, mais aussi sur les traitements thermiques ou thermo- mécaniques. [6]

On distingue deux grandes classes d'alliages d'aluminium:

- **Les alliages corroyés**: produits obtenus par des procédés de déformation plastique à chaud ou à froid tels que le filage et le laminage.
- **Les alliages de moulage**: obtenus par fonderie seulement.

#### I. 5. Désignation des alliages de moulage.

Parmi les nombreux modes de désignation qui existent, nous citons deux principales : [6]

### I. 5. a. Désignation numérique (EN 1780-1).

Elle dépend essentiellement de l'élément d'alliage principal comme l'indique sur le Tableau 2.

Famille	Désignation	Élément d'alliage principal
Série 20000	2xxxx	Cuivre (Cu)
Série 40000	4xxxx	Silicium (Si)
Série 50000	5xxxx	Magnésium (Mg)
Série 70000	7xxxx	Zinc (Zn)

Tableau. 2. Familles des alliages d'aluminium moulés [6].

### I. 5. b. Désignation chimique (EN 1780-2).

Elle est dite "chimique" ou "symbolique", car elle basée sur les symboles des éléments alliés. Cette désignation reprend les symboles des constituants de l'alliage, suivis, pour les principaux, de leurs proportions dans l'alliage. Ces dernières sont indiquées en pourcentage massique.

### I. 6. Familles d'alliages d'aluminium de fonderie

La norme NE A57-702 définit les 4 familles d'alliages suivantes :

- Les alliages au cuivre.
- Les alliages au silicium.
- Les alliages au magnésium.
- Les alliages au zinc.

Il existe en outre un alliage Al-Manganèse qui n'est pas compris dans cette norme.

L'addition d'un autre métal va modifier considérablement les propriétés de l'aluminium, en les améliorant dans la plupart des cas. Ainsi, les propriétés de fonderie : **coulabilité**, **criquabilité**, aptitude à la **retassure** ont des valeurs nettement différentes de l'aluminium pur. Les caractéristiques mécaniques sont très nettement augmentées. Quelques propriétés physiques et chimiques

(coefficient de dilatation, conductibilité thermique et électrique, résistance à la corrosion) sont modifiées. Aux métaux d'addition de base (Cu-Si-Mg-Zn) sont ajoutés en faibles proportions (0, 1 à 3 %), des métaux tels que le fer, manganèse, le nickel, le titane, le silicium, le magnésium. [7]

### I. 6. a. Alliages Aluminium-Cuivre

L'examen du diagramme d'équilibre Al-Cu (Fig.1) montre l'existence d'une solution solide  $\alpha$  contenant jusqu'à 5,65 % de Cu à la température eutectique (548°C). En fait, le diagramme est très complexe à partir de 60% de cuivre, mais simple dans la partie qui intéresse les alliages industriels qui ne contiennent pas plus de 10 % à 12 % de cuivre. [7]

L'eutectique correspond à 33 % de Cu à une température de 548 °C. On note l'existence d'un composé défini  $Al_2Cu$  pour 54,1 % de Cu. L'existence de la solution solide  $\beta$  est probable. A partir de 548 °C la solubilité du cuivre dans l'aluminium diminue avec la température pour arriver à 0,3 % de Cu à 20 °C.

Ainsi, les alliages industriels Al-Cu ont tous, comme base, la solution solide jusqu'à 5 % de Cu. Au-dessus de cette teneur, les alliages sont également constitués de l'eutectique  $\alpha + \beta + Al_2Cu$ .

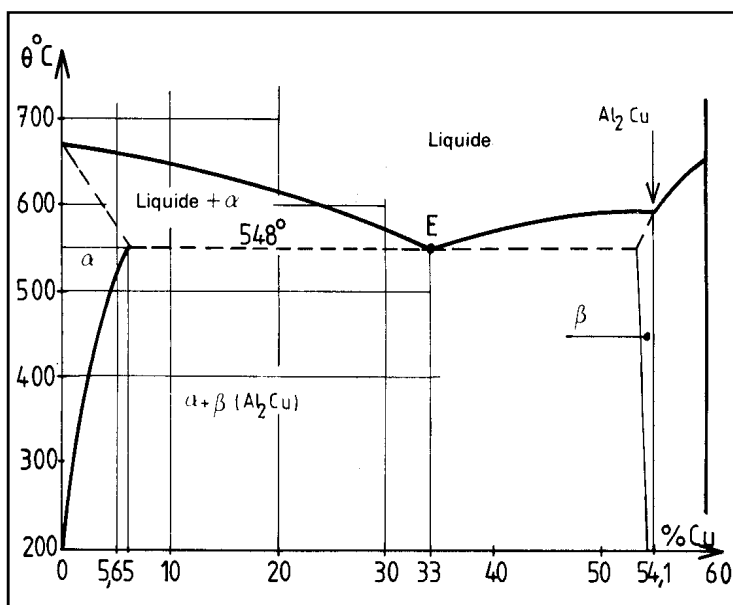


Fig.1. Diagramme d'équilibre Al- Cu [7]

- Influences du cuivre:

Le cuivre augmente très nettement les caractéristiques mécaniques et principalement la dureté. Les Al-Cu ont une très mauvaise tenue à la corrosion aqueuse, surtout à l'eau de mer.

La coulabilité est améliorée par rapport à l'aluminium pur pour des taux de Cu atteignant 7 à 8 % (Fig.2). La criquabilité est importante. En effet les Al-Cu sont fragiles à chaud et particulièrement les alliages contenant jusqu'à 5 % de Cu (grand intervalle de solidification, tableau 3).

Le tableau 3 permet de constater que la contraction globale des Al-Cu est une des plus fortes, ainsi que l'affaissement (a cause également du grand intervalle de solidification). [7]

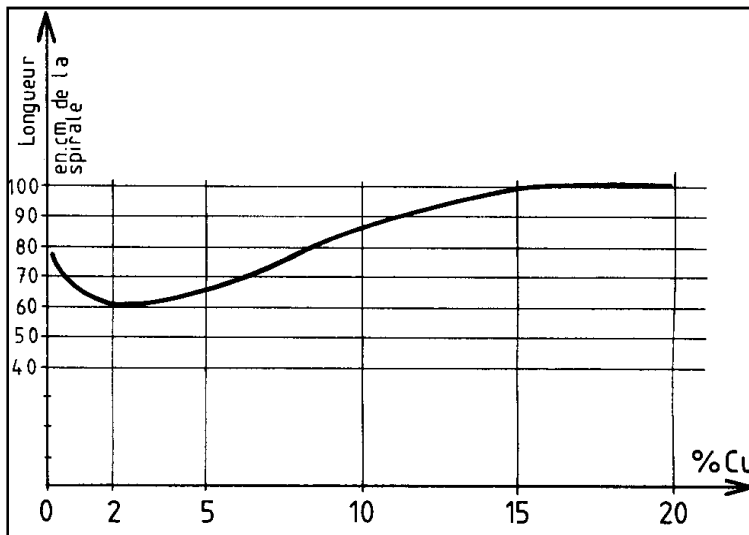


Fig.2. Courbe de coulabilité des Al-Cu [7]

Famille	Alliages	Intervalle de solidification en ° C	Indice de criquabilité
Al	A 5	0	4,60
Al Si	A - S2GT A - S7G A - S13	635 - 560 610 - 570 0	3,90 0 0
Al Cu	A - U5GT A.U8S	640 - 550 615 - 515	4,6 3,6
Al Mg	A - G3T A - G6 A - G10	640 - 590 640 - 570 610 - 520	4,2 3,5 2,2
Al Zn	A - Z5G	660 - 600	5,4

Tableau.3. Criquabilité des alliages d'aluminium [7]

Famille	Alliages	Contraction globale en % du volume	Macro-retassures int. et ext. en %	Micro-retassures en %	Affaissements et poquettes en %
Al	A5	10	53		47
Al - Si	A - S2GT	9,9	3,9	10,1	86
	A - S7G	8	1,3	13,7	85
	A - S10G	6,5	62	0	38
	A - S13	6,4	48	0	52
	A - S22U	5	61	0	39
Al - Cu	A - U5GT	10,3	3	17	80
	A - U85	9,3	0	9	91
Al - Mg	A - G3T	9,6	22	16	62
	A - G6	10,7	3	22	75
Al - Zn	A - Z5G	9,8	33	9	58

Tableau.4. Aptitude à la retassure des alliages d'aluminium [7].

### I. 6. b. Alliages Aluminium- Magnésium

Le diagramme d'équilibre Al-Mg (Fig.3) est simple dans la partie qui intéresse les alliages industriels (Mg 12 %). On trouve une solution solide  $\alpha$  qui contient jusqu'à 15 % de Mg à 450 °C. La concentration de Mg dans l'aluminium varie avec la température (% de Mg à 20 °C).

Il existe un eutectique à 34,5 % de Mg à 450°C qui est constitué de  $\alpha$  et  $\beta$  qui aurait pour base le composé  $Al_3Mg_2$ . Ainsi les alliages industriels Al-Mg ont tous pour constituant la solution solide  $\alpha$ , mais la variation importante de solubilité du Mg et sa faible vitesse de diffusion à l'état solide, font que les alliages contenant plus de 6 % de Mg ne sont pas homogènes à l'état bruts de coulée: on trouve  $\alpha$  et l'eutectique  $\alpha + \beta$ . Un traitement d'homogénéisation est nécessaire à ces alliages afin d'améliorer les caractéristiques mécaniques. [7,16]

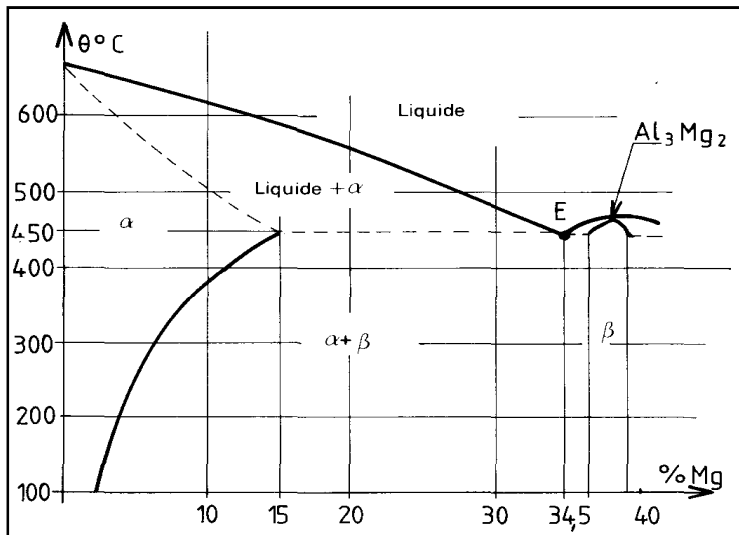


Fig.3. Diagramme d'équilibre Al-Mg [7]

- **Influences du Magnésium:**

La coulabilité de ces alliages est sans doute la moins bonne des quatre familles. Les indices de coulabilité varient de 57 cm à 60 cm selon les alliages. La criquabilité est plus élevée que les Al-Si, elle est équivalente à celle des Al-Cu (Tableau 3). L'aptitude à la retassure n'est pas bonne non plus. En fait les Al-Mg ont de médiocres propriétés de fonderie.

L'addition de magnésium améliore l'usinabilité mais surtout confère à ces alliages une très grande résistance à la corrosion.

### I. 6. c. Alliages Aluminium- Zinc

Les alliages binaires Al-Zn ne sont pas utilisés à cause de leurs médiocres propriétés de fonderie et mécaniques. Seul l'alliage ternaire Al-Zn-Mg est utilisé en fonderie. Sa très grande fragilité à chaud (tableau 3) et sa mauvaise coulabilité

rendent délicate sa mise en œuvre. Les caractéristiques mécaniques sont élevées après traitement thermique.

#### **I. 6. d. Alliages Aluminium-Manganèse**

L'alliage le plus utilisé est celui à 4 % de Mn. Propriétés de fonderie médiocres et faibles caractéristiques mécaniques. Par contre il possède une très grande résistance à la chaleur.

#### **I. 6. e. Alliages Aluminium-Silicium.**

Ces alliages sont industriellement de loin, les plus importants parmi les alliages moulés. Bien que leurs teneurs en Si varient de 5 à 20%, la plus grande majorité de ces alliages présentent une composition eutectique ou hypo-eutectique. Cette dernière leur confère une excellente coulabilité. Par ailleurs, ces alliages présentent une bonne résistance à la corrosion. Les moulages obtenus sont meilleurs sachant que ces alliages peuvent être coulés en sable, en coquille, ou sous pression; leurs caractéristiques mécaniques dépendent de leur composition chimique, du mode d'élaboration et de coulée ainsi que des traitements thermiques ou mécaniques. Parmi les principaux alliages de ces séries on peut citer: [8]

- **AlSi10Mg**

La teneur en silicium, donne à cet alliage une composition proche de l'eutectique et lui confère d'excellentes propriétés de fonderie. A présence de magnésium rend possible le traitement thermique. Les propriétés mécaniques sont moyennes, ce qui fait que ces alliages sont utilisables pour des applications très diverses.

- **AlSi7Mg**

Ce sont des alliages à hautes propriétés mécaniques. La teneur moyenne en silicium, permet l'obtention d'excellentes propriétés de fonderie, et la teneur en magnésium rend possibles les traitements thermiques. On peut obtenir ainsi des degrés de durcissement variables et donc des compromis intéressants entre charge de rupture et limite d'élasticité d'une part, et allongement d'autre part.



Les principales courbes constituant le diagramme sont :

### I. 7. a. Le liquidus:

Il est formé par deux branches de courbe CED dont l'intersection forme le point eutectique E défini par une température de 578°C. Le liquidus constitue, dans le diagramme, les lieux de début de solidification. Au dessus de ces branches, tous les mélanges Al-Si sont à l'état liquide. La température du point E est inférieure à la température de fusion des deux constituants et de tous les différents alliages qu'ils peuvent former.

### I. 7. b. Le solidus:

CAEFD il est formé par un palier eutectique AEF à l'exception des deux extrémités en raison de l'existence de deux phases solides  $\alpha$  et  $\beta$ , dont la première est riche en Al et la seconde en Si. Ainsi, le solidus constitue les lieux de fin de solidification.

### I. 8. Solidification de l'alliage Al-Si.

Les alliages industriels Al-Si ne sont pas systématiquement de composition eutectique exacte. L'alliage le plus usité, contient de 10 à 13% de Si; il présente une très bonne tenue à la corrosion. Pour toute température supérieure à TE, l'alliage se trouve à l'état liquide (Fig. 4).

Sa solidification se produit à la température TE et la structure résultante se différencie selon la forme que prend la phase riche en silicium. Cette structure comporte l'eutectique formé des deux phases ( $\alpha+\beta$ ) et, souvent des cristaux primaires de silicium.

Dans ce qui suit, nous illustrons tous les cas de figure qui peuvent se présenter, pour les alliages Al-Si de différentes compositions. Ainsi, il existe différents types d'alliages Al-Si, se distinguant essentiellement par la concentration en Si et donc par la morphologie de la phase riche en Si [1,16]. Nous en citons:

#### I. 8. a. Alliages eutectiques

Ces alliages de composition  $C=CE$ , présentent une concentration en soluté correspondant à celle du point eutectique E. Leur microstructure est schématisée sur la figure 5. Ces alliages appartiennent à la famille des:

- Eutectiques lamellaires:

Ces alliages exhibent une microstructure où le silicium se présente sous forme de lamelles. C'est la forme naturelle de l'eutectique lorsque l'alliage est exempt d'impuretés. Dans les alliages industriels, cette structure est obtenue par affinage de l'eutectique par l'antimoine Sb. [1]

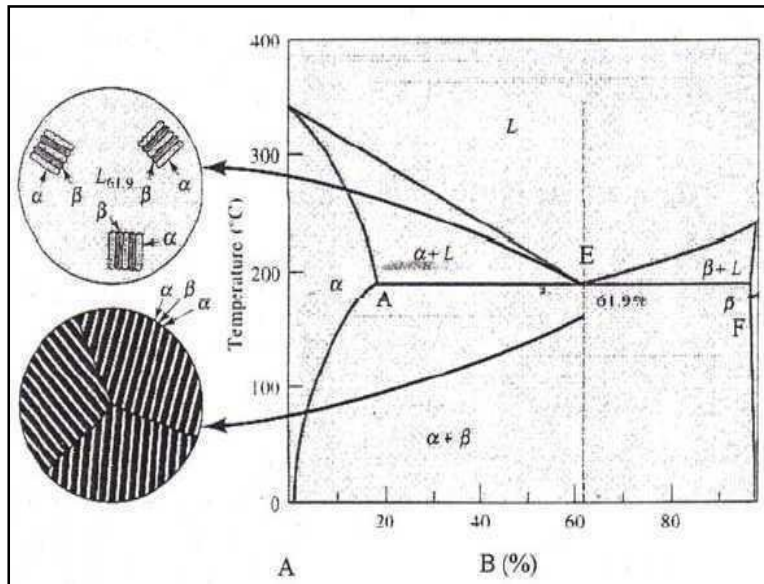


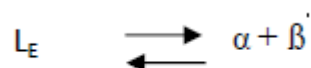
Fig.5. Solidification d'un alliage eutectique A-C<sub>E</sub> %B [1]

### I. 8. b. Alliages de composition hors eutectique.

On en distingue deux types:

- Alliages pour lesquels  $C_A < C < C_E$  :

Ils sont appelés alliages hypoeutectiques. À  $T = T_E + \epsilon$ , l'alliage est biphasé; il est constitué du liquide et de cristaux de solution solide  $\alpha$ . La phase solide qui se forme la première dans un liquide, s'appelle phase primaire (ou proeutectique). Les cristaux de la phase primaire prennent des formes de dendrites. À  $T = T_E$ , la solution solide proeutectique ne subit aucune transformation; seul le liquide eutectique va subir la transformation suivante:



A  $T = T_E - \varepsilon$ , l'alliage est biphasé: il contient toujours une proportion d'eutectique, avec des dendrites primaires de la phase riche en aluminium. La solidification de ces alliages est clairement illustrée dans la figure 6.

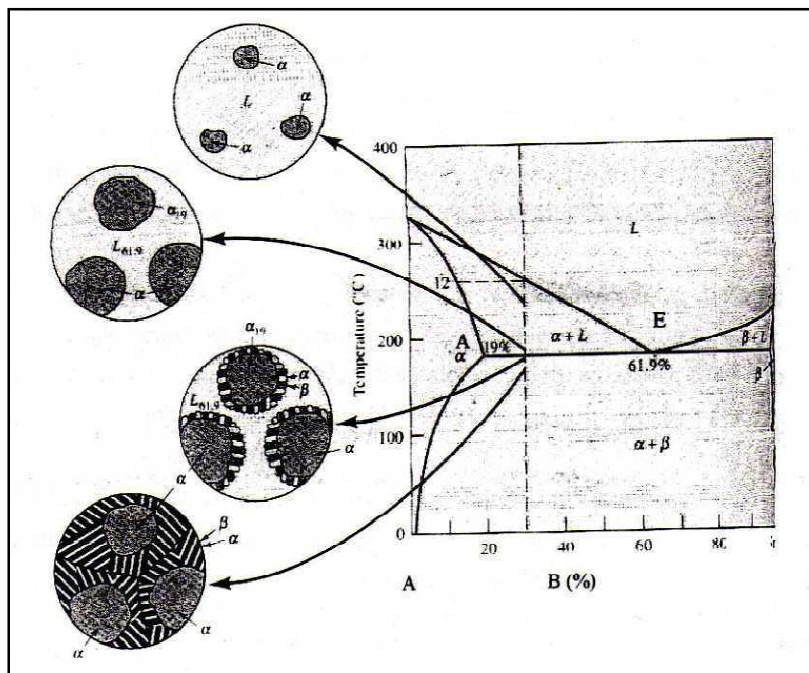


Fig.6. Solidification d'un alliage hypoeutectique A-B [1]

- Alliages pour lesquels  $C_E < C < C_B$

Ils sont appelés alliages hypereutectiques. Leur étude est similaire à celle menée pour les alliages hypoeutectiques. La phase proeutectique étant cette fois-ci  $\beta$ , est constituée de cristaux polyédriques de silicium.

Les alliages de composition hypereutectique contiennent généralement entre 13 et 25% de Si. Les microstructures qu'ils présentent, sont de deux types :

- **Eutectique aciculaire:**

La phase riche en Si, se présente en plaquettes épaisses orientées au hasard, qui apparaissent sous forme d'aiguilles au microscope. Cette structure est favorisée par la présence de traces de phosphore (10 à 15 ppm), qui est utilisé comme affinant. En effet, on procède à l'affinage des grains de silicium primaire par l'addition de phosphore aux alliages Al-Si industriels hypereutectiques ( $C > C_E$ ). Ainsi, les tailles de grains industriellement obtenues, sont comprises entre 20 et 40  $\mu\text{m}$  et confèrent à ces alliages d'excellentes propriétés de frottements et d'usure.

- Eutectique fibreux ou modifié:

La structure eutectique peut être modifiée par addition d'éléments tels que le sodium et le strontium. Les alliages concernés par cette modification sont de composition comprise entre 4 et 13 % de Si. Le principal avantage de cette modification est d'améliorer la ductilité (allongement) de ces alliages. Les éléments chimiques modificateurs neutralisent les germes de phosphore d'aluminium et agissent sur la croissance des plaquettes de silicium en multipliant le nombre de branchements. Ainsi, la phase riche en silicium présente une morphologie de fibres allongées ayant l'allure de corail. [1]

- Alliages de concentration  $C < C_1$

Les alliages de cette catégorie forment toujours des solutions solides lors de leur solidification (Fig.7). Liquide  $\rightarrow$  Particules  $\alpha$  plongées dans le liquide  $\rightarrow$  Solution solide polycristalline de grains  $\alpha$ .

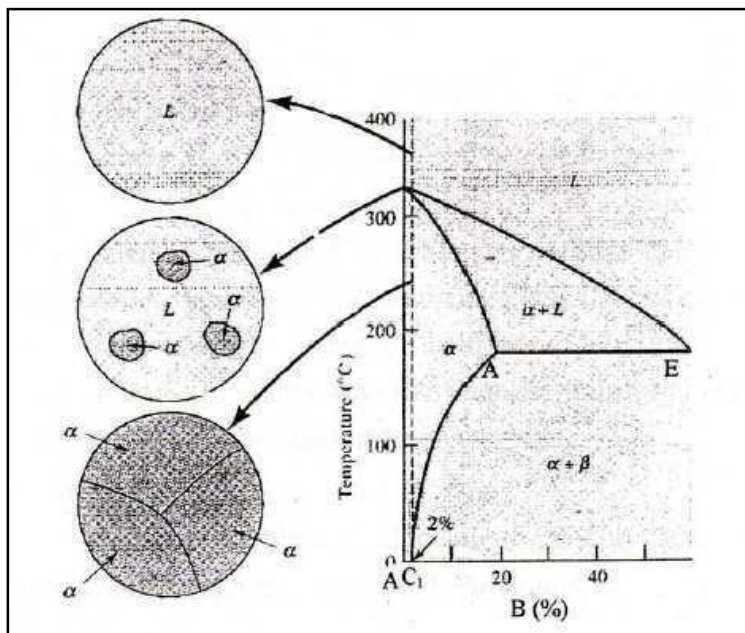


Fig.7. Solidification de l'alliage A-  $C_1$  %B [1]

- Alliages de composition  $C_1 < C < C_A$

A l'issue de la solidification, on est en présence d'un solide  $\alpha$  susceptible de se décomposer, à partir du solvus, en un solide biphasé formé d'un agrégat de phases  $\alpha$  et  $\beta$ . La figure 8 illustre la formation de précipités de la nouvelle phase  $\beta$  dans la matrice  $\alpha$ .

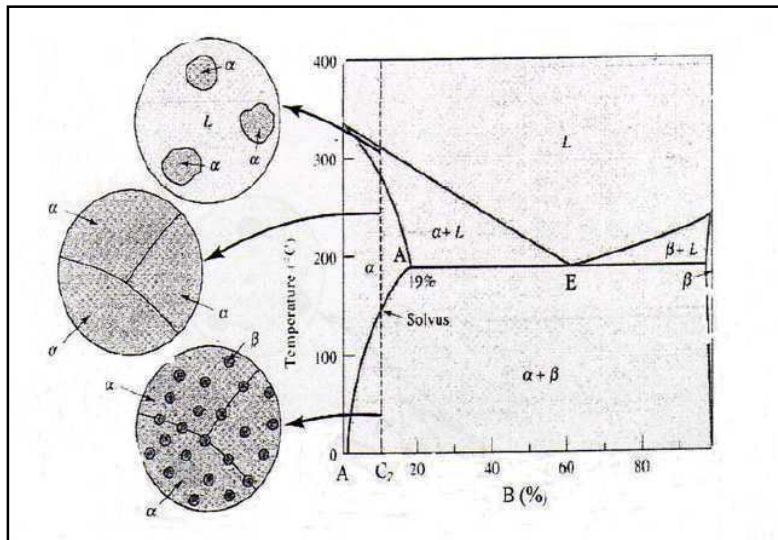


Fig.8. Solidification de l'alliage A-C<sub>2</sub>%B [1]

I. 9. Etat de l'art sur les corrélations entre les propriétés mécaniques et la microstructure des alliages industriels Al-Si.

I. 9. a. Importance de la microstructure.

La microstructure détermine les propriétés d'un très grand nombre de matériaux. C'est grâce à la modification contrôlée de la microstructure lors de la fabrication ou de la transformation, que l'ingénieur en sciences des matériaux obtient une large gamme de propriétés. Une évolution de la microstructure au cours du temps, lors de l'utilisation du matériau, entraîne une modification importante de ses propriétés (phénomène de vieillissement). Ainsi, pour obtenir des matériaux fiables, il est indispensable de contrôler la stabilité des microstructures et de maîtriser les phénomènes de vieillissement qui sont le résultat de modifications physiques ou de réactions chimiques. Par ailleurs, il est important de mettre en relation les mécanismes de transformations de phases des matériaux avec les diverses microstructures qui se forment. En effet, on rencontre dans les matériaux, un grand nombre de microstructures diverses: grains

crystallins ou phases comportant souvent des précipités d'une ou plusieurs phases dispersées, sphéroïdales, structures eutectiques lamellaires ou fibreuses, ...etc.

Il est bien établi maintenant que les propriétés mécaniques des alliages Al-Si destinés à l'industrie, sont notamment interprétées en termes de formation et de modification des microstructures. Ces dernières reflètent les différents processus de dissolution et de formation de phases et de composés intermétalliques dont ces alliages peuvent être le siège. De plus, ces processus de transformation de phases, traduisent les différents mécanismes de durcissement ou de fragilisation que ces alliages subissent. [1]

### **I. 9. b. Phénomènes de durcissement**

Il est à noter qu'il existe deux phénomènes principaux de durcissement: le durcissement structural et le durcissement par solution solide. Ce dernier résulte de la création de champ de contraintes, autour des atomes étrangers, dans la solution solide formée.

Cependant, ce type de durcissement ne nous concerne pas, puisque nous nous intéressons particulièrement aux alliages Al-Si destinés à l'industrie. En effet, le pourcentage en Si de ces derniers (2 à 25 %), n'implique pas la solution solide Al-Si. [9,10]

- **Durcissement structural (Zones Guinier Preston)**

Les mécanismes du durcissement structural ont été imaginés bien avant le développement des techniques d'observation par MET qui permettent, entre autres, l'étude des interactions locales précipité/ dislocations, ainsi que les traitements statiques qui rendent compte de la distribution des obstacles et de leur résistance à l'échelle d'un grain.

En effet, dès 1901, Alfred Wilm s'emploie à améliorer les propriétés mécaniques des alliages binaires Al-Cu. Espérant obtenir un comportement analogue à celui des aciers, il travailla beaucoup sur la trempe de ces alliages d'aluminium mais sans succès. Après les avoir laissés à température ambiante, après trempe, pendant plusieurs jours, il se rendit compte qu'ils présentaient une résistance mécanique accrue et découvrit le phénomène de durcissement structural. Ainsi, en 1911, Wilm mit au point le premier alliage d'aluminium à durcissement structural, le duralumin, commercialisé dès 1916. Cet alliage,

encore utilisé de nos jours, présente des propriétés mécaniques remarquables résultant de ce durcissement structural: il s'agit d'une limite élastique supérieure à celle de l'aluminium pur. Un essor considérable, de la métallurgie des alliages d'aluminium, s'en suivit sans que les phénomènes physiques responsables de ces propriétés mécaniques remarquables, fussent expliqués. En 1919, MERICA proposa une première explication de l'apparition d'une nouvelle phase sous la forme de particules indécélables au microscope optique. En 1935, WASSERMAN émit l'hypothèse de l'existence, dans la matrice d'aluminium, d'une phase intermédiaire métastable qu'il pense identifiable par diffraction des rayons X. Trois années plus tard, Guinier et Preston (1938) découvrirent, par diffusion de rayons X, la présence d'amas de solutés, après trempe et maturation à température ambiante d'alliages binaires Al-Cu et Al-Ag. Ils sont ainsi les premiers à décrire la décomposition de la solution solide des alliages à durcissement structural, par création d'amas planaires d'atomes, communément appelés zones de Guinier Preston (zones GP). [9, 10,16]

- **Précipitation dans les alliages à durcissement structural**

Le durcissement structural, résultant de la précipitation de fines particules de phases métastables ou stables, présente un intérêt pratique particulier ; à la fois parce qu'il permet d'atteindre un niveau important des caractéristiques mécaniques et aussi parce qu'il peut être ajusté et contrôlé par simple traitement de revenu. Ce dernier peut être effectué soit sur demi-produits (avant découpage, usinage mécanique ou chimique ...etc.), soit sur pièces finies (après mise en forme, assemblage, etc.).

Les propriétés mécaniques et la dureté des alliages d'aluminium à durcissement structural, sont liées aux changements de microstructure, notamment à travers la formation de zones GP ou de précipités de phases métastables. La précipitation est influencée conjointement par la nature des éléments d'addition et par le traitement thermique.

Le processus de précipitation débute par la mise en solution des solutés dans l'aluminium. En portant l'alliage à une température supérieure à la température de solvus TS pendant une durée suffisante, on obtient une solution solide sursaturée en solutés et en lacunes. Cette sursaturation influence la cinétique de précipitation.

Au cours du maintien de l'alliage à une température constante (ou maturation), se forment des zones GP en grande densité. Ces dernières consistent en de petits amas d'atomes solutés qui introduisent des distorsions élastiques dans le réseau cristallin de l'aluminium et qui sont donc responsables du durcissement. Les atomes de soluté des zones GP se placent toujours aux nœuds du réseau de la matrice d'aluminium.

Si l'on fait subir ensuite à l'alliage un revenu à une température située entre 100°C et 200°C pendant une durée variable, la précipitation évolue par dissolution d'une partie ou de la totalité des zones GP et par formation de nombreux précipités de transition, de taille nanométrique, qui possèdent leur propre structure cristalline et chimique. [9,10]

- **Origine du durcissement structural**

Les paramètres qui interviennent dans les modèles du durcissement structural, concernent à la fois les dislocations (vecteur de Burgers  $b$ , caractère  $\theta$ ) et les précipités (leur résistance  $F_m$ , distribution...etc.). La dislocation est une zone de perturbation: En raison du désordre ambiant, un atome étranger et/ou une impureté, peut s'y réfugier sans trop perturber le reste du cristal; autrement dit, l'énergie de l'atome étranger est plus faible si celui-ci se trouve au niveau d'une dislocation que s'il est au cœur du cristal. Cette diminution d'énergie constitue une énergie de liaison entre l'impureté et la dislocation. Ainsi, deux mécanismes de diffusion d'atomes peuvent se produire :

- 1- Les atomes étrangers ont tendance à migrer vers la dislocation; on parle alors de ségrégation. Les atomes entourant la dislocation forment ce que l'on appelle un nuage (ou atmosphère) de Cottrell.
- 2- Si une dislocation est liée à un des atomes étrangers (qu'ils aient ségrégré vers elle ou bien qu'elle les ait rencontrés lors de son mouvement), elle aura du mal à s'en détacher, elle sera épinglée.

La figure 9 représente une répartition aléatoire d'obstacles ponctuels, dans le glissement d'une dislocation de vecteur de Burgers  $b$ . Cette dislocation sous contrainte est immobilisée sur certains obstacles. Elle se courbe entre les précipités et exerce sur chacun d'eux une force  $F$ , que la théorie de l'élasticité permet de calculer. Sous l'action d'un supplément de contrainte, la courbure de la dislocation augmente entre les obstacles. Lorsque la force  $F$  exercée par la

dislocation sur un obstacle devient supérieure à la résistance  $F_m$  de ce dernier, elle le franchit. Pour ce type de situation, la limite d'élasticité d'un matériau monocristallin à durcissement structural est décrite par la relation :

$$\sigma_E = \frac{\langle F_m \rangle}{b \langle d \rangle}$$

Où  $\langle F_m \rangle$  et  $\langle d \rangle$  représentent respectivement la résistance moyenne et la distance moyenne des obstacles qui ancrent les dislocations sous contrainte et  $b$  est la norme du vecteur de Burgers. Cette relation est obtenue en écrivant l'équilibre d'une dislocation sous contrainte contre un obstacle en situation moyenne. [9,10,16]

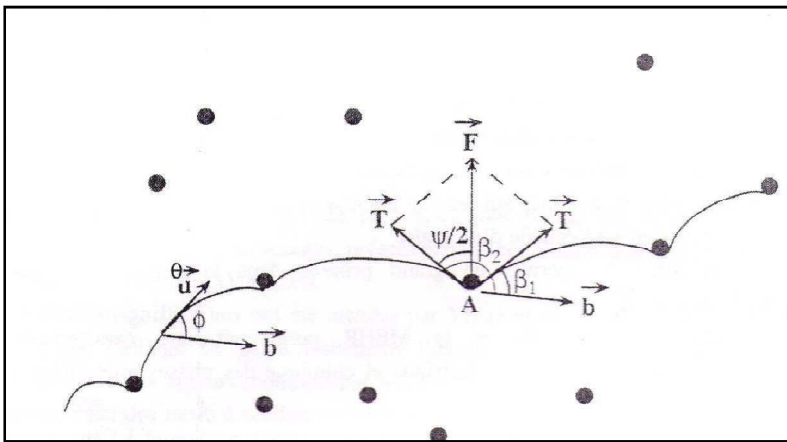


Fig. 9. Dislocation en équilibre, sous contrainte, contre des obstacles ponctuels répartis aléatoirement [16].

### I. 9. c. Mécanismes du durcissement structural

La limite élastique correspond à la contrainte « seuil » nécessaire à un écoulement irréversible des dislocations. Dans les alliages à durcissement structural, cette contrainte est essentiellement due à la présence de précipités qui sont les principaux obstacles au mouvement des dislocations. A un niveau moindre, elle est aussi influencée par d'autres paramètres tels que : [9,10]

- La nature des atomes de solutés substitués aux atomes d'aluminium qui s'opposent au mouvement des dislocations, par création de distorsions élastiques et de forces de friction dans le réseau,

- Les dislocations générées par écrouissage, lors du traitement thermique, qui jouent le rôle d'entrave pour les autres dislocations,
- Les contraintes internes du réseau, qui apparaissent lors de la trempe ou lors de l'écrouissage.
- Les relations d'orientation des grains de l'alliage par rapport à la contrainte appliquée.

## I. 10. Effets des éléments d'addition et des traitements thermiques sur les propriétés mécaniques

Les investigations les plus récentes sur les alliages industriels Al-Si, portent essentiellement sur l'effet des éléments d'addition, sur les caractéristiques microstructurales et mécaniques. Cependant, les additifs ne peuvent généralement prendre effet que par des traitements thermiques appropriés. La mise en solution par exemple, permet de dissoudre des composés qui peuvent être néfastes pour les propriétés mécaniques, tels que  $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ , tandis que le traitement de revenu permet la formation d'autres composés tels que  $\text{Mg}_2\text{Si}$  qui sont considérés comme phases renforçantes pour ces alliages, sachant qu'ils contribuent de manière significative à l'amélioration de leurs propriétés mécaniques. [11]

### I. 10. a. Effets des éléments d'addition.

#### ➤ Effet spécifique du cuivre (Cu)

Le cuivre (Cu) est l'un des principaux éléments alliés à l'aluminium de fonderie et il contribue de façon remarquable à l'amélioration, de la résistance mécanique et de la dureté, des alliages soumis à des traitements thermiques. De plus, il permet le durcissement structural, grâce à la formation de composés tels que  $\text{Al}_2\text{MgCu}$ .

L'effet du cuivre sur l'aluminium est substantiel, cela étant attribuable à la différence plutôt importante entre les paramètres du réseau cristallin des atomes constituants du cuivre et ceux de l'aluminium. Les interactions élastiques qui existent entre les atomes de soluté et les dislocations rendent plus difficile le glissement de ces dernières, au-delà des atomes de soluté. De plus, l'énergie des défauts d'empilement de la matrice est réduite par la présence du cuivre, rendant ainsi le glissement latéral plus difficile. [11,20]

### ➤ Effet spécifique du magnésium (Mg)

Le magnésium (Mg) est un élément de renforcement structural plus puissant que le cuivre. En effet, il permet le durcissement structural, lorsqu'il est ajouté en faible quantité (0.2 à 0.6 %) aux alliages Al-Si, où le magnésium (Mg) est surtout présent sous la forme de complexes  $Mg_2Si$  et dont une petite partie seulement va dans la matrice d'aluminium ou dans d'autres composés.

Les alliages Al-Si contenant du magnésium doivent subir des traitements thermiques pour que l'effet de ce dernier, soit pleinement observable. Cela est prévisible puisque le magnésium agit principalement lors de la précipitation en solution solide. Les alliages contenant du magnésium subissent une augmentation importante de leur dureté avec le vieillissement structural. Les effets des traitements thermiques sur les propriétés mécaniques des alliages Al-Si-Mg sont intimement liés aux teneurs en magnésium et en silicium.

L'augmentation de la concentration en magnésium mène à une augmentation de la résistance mécanique et à une réduction de la ductilité, tandis que l'augmentation de la concentration en silicium a pour effet principal de réduire la ductilité. [11,18]

### ➤ Effet spécifique du Fer (Fe)

En général, le fer est considéré comme élément nuisible, car sa présence dans les alliages d'aluminium entraîne la formation de combinaisons intermétalliques, qui affectent les caractéristiques mécaniques. En effet, l'addition du fer à l'aluminium forme des composés intermétalliques tels que  $Al_3Fe$  ainsi que d'autres composés, se formant avec d'autres éléments comme le Si, le Cu, le Ni, et le Mn, dont l'effet est de diminuer les allongements à la rupture. Ainsi, pour les alliages industriels à hautes caractéristiques mécaniques, la teneur en fer est limitée à 0.15%. Par ailleurs, la présence de fer dans les alliages industriels Al-Si, mène à une plus grande précipitation des plaquettes  $\beta-Al_5FeSi$  et  $\alpha-Al_5(Mn Fe)_3Si_2$  dans la matrice; ces composés intermétalliques agissent en tant qu'emplacements de déclenchement de fissures et réduisent les propriétés d'impact considérablement. [11,19]

### ➤ Effet du Nickel (Ni)

Des études expérimentales menées, sur les alliages industriels Al-Si, ont reporté que les effets du nickel dépendaient de la condition dans laquelle se trouvent ces alliages. Ces derniers peuvent, en effet, exister dans deux conditions différentes, selon les traitements thermiques antérieurs qu'ils ont subis: La condition T6 qui est la plus répandue, consiste à faire subir aux alliages, à l'état brut de coulée, un traitement de mise en solution, suivi d'une trempe à l'eau chaude puis d'un revenu ; alors que la condition T5 consiste à faire subir aux alliages, directement le traitement de revenu suivi d'une trempe à l'air sans passer par la mise en solution. Les détails de ces deux conditions seront fournis au paragraphe concernant les traitements thermiques. Dans la condition T5 l'addition de Ni (jusqu'à 1.41%), mène à une amélioration de la dureté des alliages. Cependant, une diminution de la dureté de ces derniers est observée suite à l'addition de Ni dans la condition T6, sachant que le Ni peut se combiner avec le cuivre pour former des composés intermétalliques complexes, apparaissant sous forme de précipités chinois, responsables de cette réduction de la dureté. Ainsi, ce processus réduit la quantité de Cu disponible pour former les composés  $\text{CuAl}_2$ , connus pour leur contribution dans l'augmentation de la dureté. [11,19]

### ➤ Effet du Zinc (Zn).

Il est à noter que le zinc peut être ajouté soit tout seul, soit en combinaison avec le Ni. Une amélioration de la dureté est observée dans les deux cas, que ce soit dans la condition T5 ou T6. De plus, l'amélioration de la dureté est plus prononcée, avec l'addition du Zn, dans les alliages Al-Si contenant des quantités suffisamment importantes (>0.4%) de Mg, suite à la formation des précipités  $\text{Mg}_3\text{Zn}_3\text{Al}_2$  ou encore  $\text{Cu}_3\text{ZnAl}_3$  pour les alliages contenant des quantités non négligeables de Cu. Par ailleurs, bien que le rôle de Zn ne soit pas très clair dans les alliages de fonderie Al-Si, il est bien établi qu'il contribue à l'amélioration de l'usinabilité de ces alliages.

Concernant les effets de l'addition combinée du Ni et du Zn, il est à relever que dans le cas où le Ni est ajouté en quantités importantes (jusqu'à 2.5%), une amélioration de la résistance à hautes températures est obtenue suite à la précipitation combinée des composés  $\text{Mg}_3\text{Zn}_3\text{Al}_2$ ,  $\text{Cu}_3\text{ZnAl}_3$  et  $\text{Cu}_3\text{NiAl}_6$ . [11, 12,19]

### ➤ Effet du manganèse (Mn)

Dans les alliages de fonderie, le manganèse est considéré comme une impureté. Cependant, il est plus efficace que le chrome et le nickel, dans l'amélioration des caractéristiques mécaniques. Son rôle principal dans ces alliages, consiste en la modification des composés de fer de la forme  $\alpha$  à la forme  $\beta$ .

L'ajout du manganèse aux alliages industriels Al-Si en concentration variables (0.2 à 1%), permet de former des constituants intermétalliques tel que  $\text{Al}_5(\text{FeMn})_3\text{Si}_2$ , sous forme d'écriture chinoise, moins nocifs aux allongement à la rupture. Il est à noter que ces composés peuvent, suivant les conditions de solidification, se précipiter en trois morphologies différentes : [12,20]

- en écriture chinoise, moins nuisible aux propriétés mécaniques;
- en phase  $\beta$ , soit en forme d'aiguilles ou en plaquettes;
- en phase polygonale ou en forme d'étoile.

### ➤ Effet du Titane

Cet élément permet, lorsqu'il est associé au bore, un affinage efficace et durable de la majorité des alliages d'aluminium. L'addition du titane aux alliages industriels Al-Si (0.3%), mène à la précipitation de plaquettes épaisses telles que  $\text{Ti}(\text{Al-Si})_3$ . La précipitation de ces plaquettes, agissant comme sites de nucléation, entraîne un raffinement des aiguilles de la phase  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$ . [12,20]

### ➤ Effet de la modification par le strontium (Sr)

Comme mentionné précédemment, le silicium des alliages eutectiques est généralement de forme aciculaire ; et une addition de strontium, en conjugaison avec des traitements thermiques, transforme celle-ci en une morphologie fibreuse ou globulaire. Bien que le silicium apparaisse sous forme de particules discrètes, celui-ci est en fait constitué d'un réseau de fibres interconnectées. La figure 10 révèle la structure plutôt grossière du silicium dans le cas de l'eutectique non modifié. Comme dans toute microstructure de ce type, les propriétés de contraintes mécaniques et la ductilité, mesurée en pourcentage de déformation, ne sont pas aussi élevées que celles associées à des constituants de dimensions plus fines et de formes arrondies. [12]

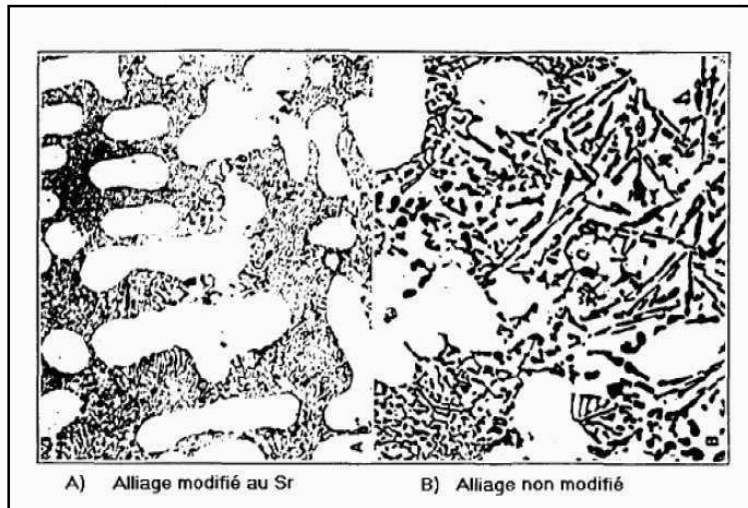


Fig. 10. Effet de la modification au strontium d'un alliage eutectique Al-Si, à l'état brut de coulée [12].

### I. 10. b. Influence des traitements thermiques sur l'action des additifs

Le traitement thermique est l'un des procédés principaux, employés pour améliorer les propriétés mécaniques des alliages Al-Si. En effet, par une optimisation de la température de mise en solution et de vieillissement, on peut aboutir à un compromis entre l'augmentation de la dureté et la réduction de la ductilité. Le Tableau 5 présente la composition chimique de divers alliages Al-Si. [13,16]

Alloy code	Chemical composition (wt%)							
	Si	Cu	Mg	Fe	Mn	Sr	Ti	Al
<i>R group - Sr and Ti addition</i>								
R <sup>a</sup>	10.89	2.243	0.309	0.464	0.492	0.014	0.057	Bal.
RM	10.93	2.221	0.370	0.449	0.494	0.030	0.077	Bal.
RGM <sup>b</sup>	10.92	2.138	0.373	0.429	0.471	0.030	0.22	Bal.

Tableau. 5. Compositions des alliages industriels Al-10.8% Si [16].

L'ensemble de ces échantillons subit systématiquement les traitements thermiques suivants:

- Mise en solution à 495°C pendant 8h.
- Trempe à l'eau chaude à 65°C,
- Vieillissement artificiel à 155°C, 180°C, 200°C, 220°C, et 240°C pendant 5h.

L'effet de chacun de ces traitements, sera présenté séparément.

### ➤ Effet de la mise en solution.

La mise en solution de l'alliage eutectique Al-Si, consiste à amener le magnésium en solution sursaturée à une température avoisinant les 500 °C. La dissolution du précipitant dans la matrice étant un processus de diffusion, elle dépend à la fois de la température de mise en solution et du temps de traitement. La mise en solution peut également permettre au silicium et aux composés intermétalliques d'acquiescer une forme sphéroïdale. [13]

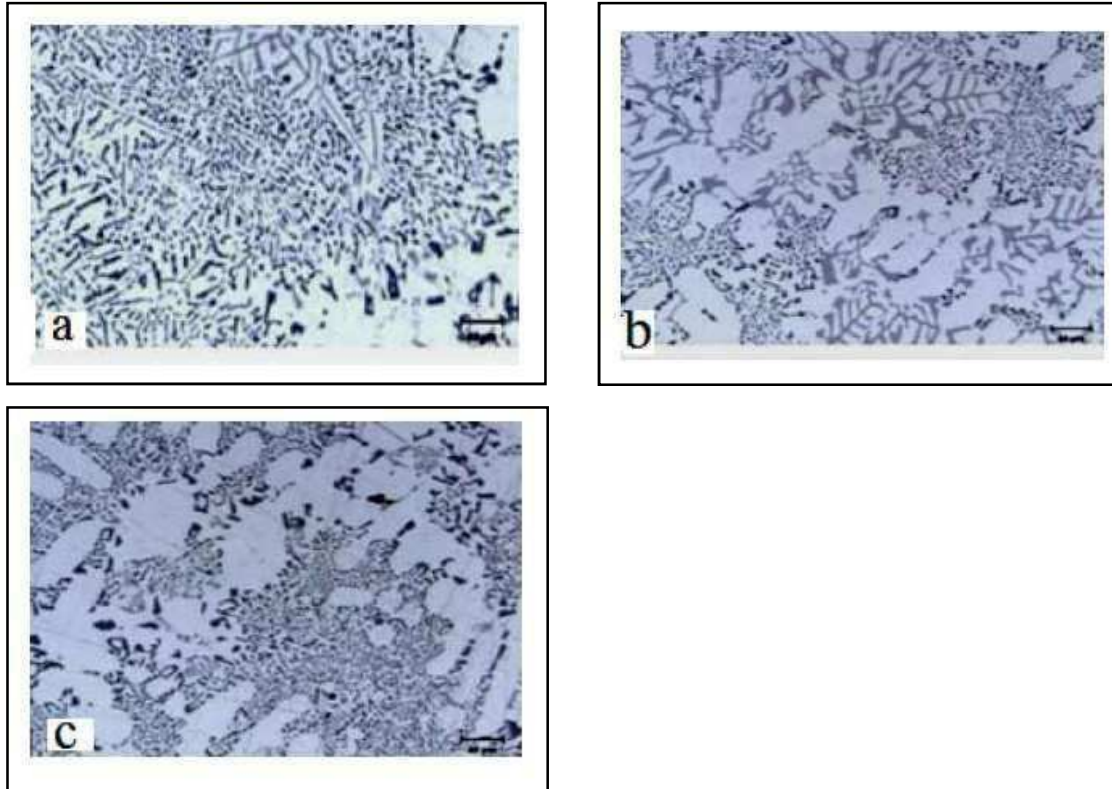
Les changements de taille et de morphologie de la phase de silicium ont une certaine influence sur les propriétés mécaniques de l'alliage. Le processus de granulation ou de sphéroïdisation des particules de silicium, par le traitement thermique, a lieu en deux étapes:

1. fragmentation ou dissolution des branches eutectiques de silicium
2. sphéroïdisation des branches séparées.

Dans le but de mettre en évidence, l'effet de la mise en solution, sur les alliages Al-Si, leur comportement sera présenté d'abord d'un point de vue microstructural, qui pourra être ensuite corrélé aux caractéristiques mécaniques.

### ➤ Comportement microstructural

Les changements microstructuraux se produisant pendant le traitement de mise en solution de l'alliage non modifié sont présentés dans la figure 11. a. Les alliages non modifiés de code R, sont comparés aux alliages modifiés (par Sr) notés RM. Quant aux alliages ayant subi un raffinage du grain, ils sont de code RGM. On peut observer que les plaquettes de silicium, se décomposent en petits fragments et deviennent graduellement sphéroïdales. La modification par Sr, a une influence profonde sur la sphéroïdisation. Les figures 11. b. et c, révèlent qu'un degré élevé de sphéroïdisation se produit, pendant la mise en solution à 495°C, dans les alliages modifiés. Les changements microstructuraux résultant du traitement thermique de mise en solution, proviennent de l'instabilité de l'interface entre deux phases. [13]



**Fig. 11.** Microstructure des alliages: R (a), RM (b), et RGM (c) après traitement de mise en solution [13].

Par ailleurs, les effets du temps de traitement de mise en solution sur la microstructure de l'alliage Al-7%Si-0.6%Mg, ont été étudiés par Tiryakioglu, qui a également montré que l'augmentation du temps de traitement de mise en solution, entraînait un arrondissement graduel des particules du silicium (Fig.12). Des études menées par Gauthier sur les traitements de mise en solution de l'alliage (Al-Si-Cu), entre les températures 480°C et 540°C, pendant des temps allant jusqu'à 24 heures, ont montré que la meilleure combinaison de la résistance à la traction et de la ductilité est obtenue pour un traitement à une température de 515°C pendant 8 à 16 heures, suivi d'une trempe dans l'eau chaude à 60°C.

La figure 13 prouve que la solubilité du magnésium et du silicium dans la phase  $\alpha$ -Al diminue avec la température. Par conséquent, la température du traitement de mise en solution doit approcher la température eutectique, sans toute fois l'atteindre ou l'excéder, afin de dissoudre le maximum de magnésium et de silicium dans la solution. Des températures avoisinant le point eutectique peuvent occasionner une fonte locale au niveau des joints de grains, entraînant ainsi une réduction irréversible des propriétés mécaniques. [13]

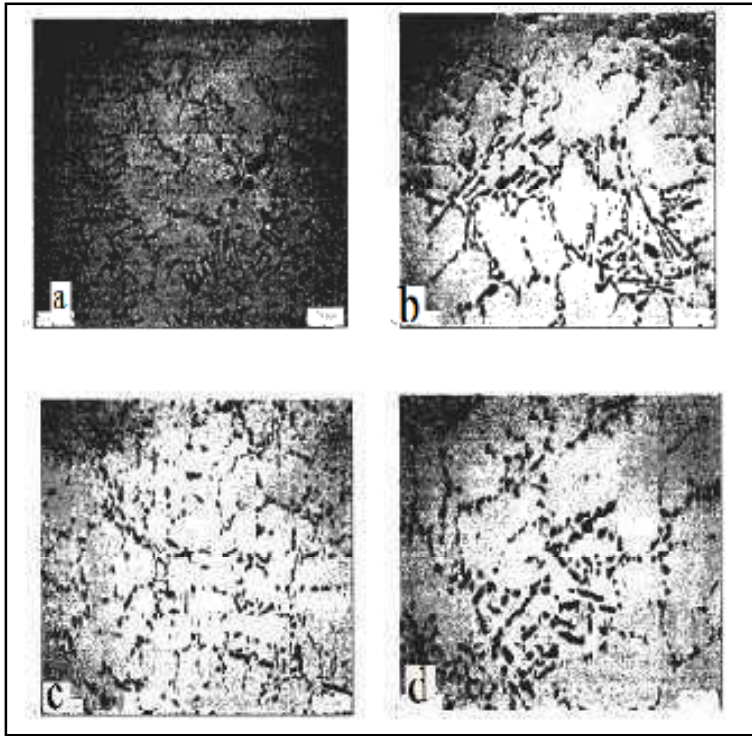


Fig.12. Effet du temps de traitement de mise en solution à 540°C sur la microstructure de l'alliage Al-7%Si-0.6%Mg (a) 1h, (b) 4h, (c) 16h et (d) 64h [13].

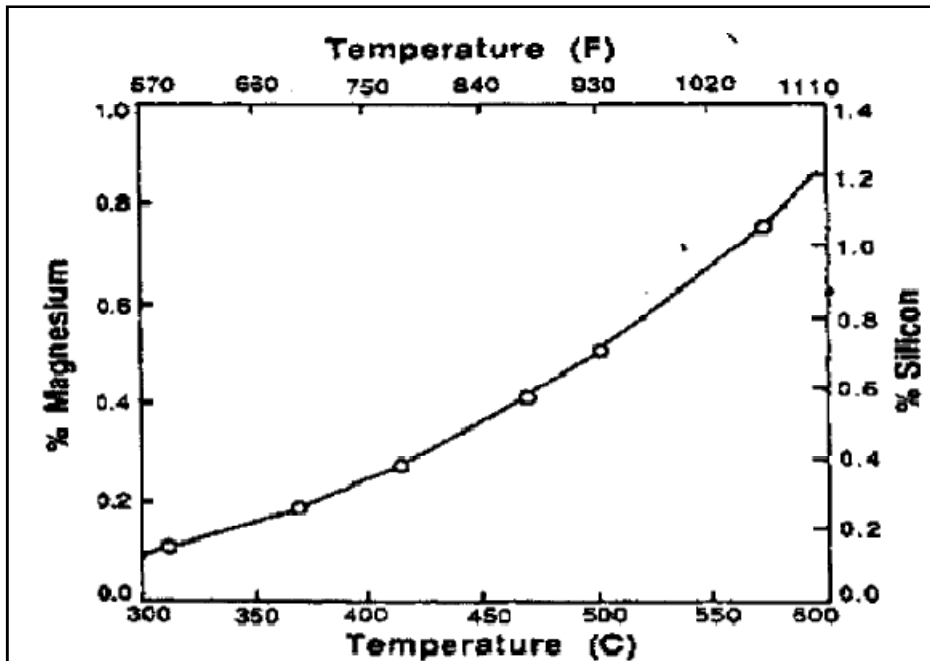


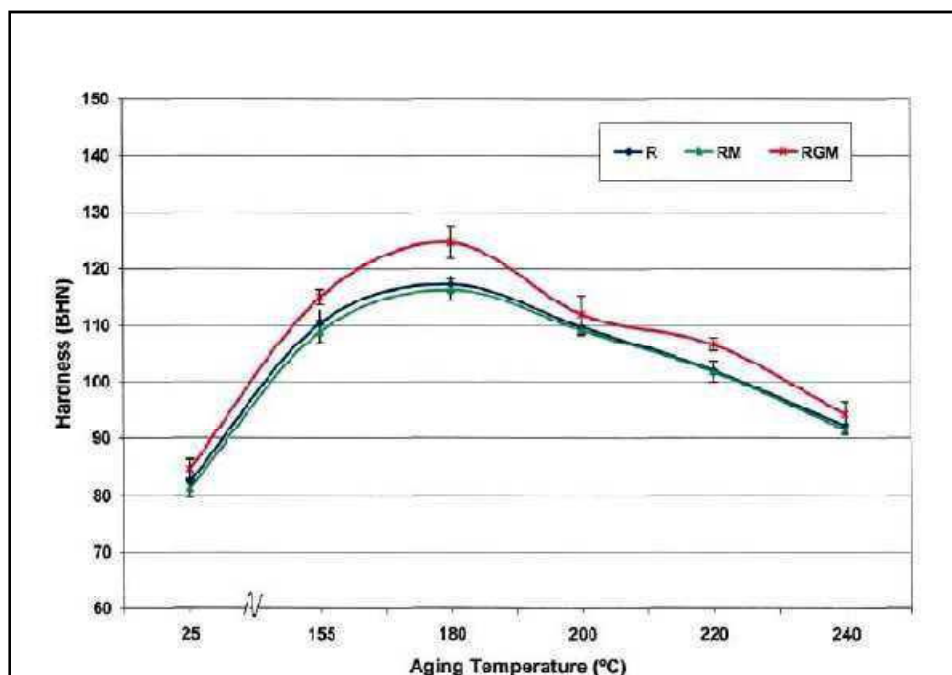
Fig.13. Solubilité d'équilibre du magnésium et du silicium [13].

Dans la plupart des cas, en ce qui concerne les alliages (Al-Si-Cu-Mg), La température de mise en solution est fixée à  $(540 \pm 5) ^\circ\text{C}$ , pour obtenir une solubilité d'environ 0,6% pour le magnésium en solution solide. La mise en

solution est systématiquement suivie d'une trempe et d'un vieillissement normal ou artificiel qui entraîne la formation des précipités interdendritiques hors équilibre  $Mg_2Si$ , ainsi que des changements des caractéristiques des particules de silicium.

### ➤ Comportement mécanique

Des essais mécaniques, effectués sur les alliages de code (R) et (RM) cités précédemment, ont révélé qu'une diminution (moins de 2%) de la dureté était observée suite à l'addition du Sr. La diminution est due principalement au changement dans la morphologie des particules eutectiques de silicium. Les alliages (RGM), ayant subi un affinage du grain, et une modification par le Sr, montrent une légère augmentation de la dureté par rapport aux alliages (R). Les courbes de dureté, de la figure 14 révèlent que le maximum est obtenu pour  $T=180^{\circ}C$ . Il est clair que les alliages (RGM) montrent une amélioration relative de la dureté à toutes les températures de vieillissement. [13,16]



**Fig.14.** Variation de la dureté brinell (BHN) en fonction de la température de vieillissement [16].

Des investigations, sur l'effet des traitements thermiques d'alliages eutectiques Al-Si à une température de  $510^{\circ}C$  pour des durées variables, ont indiqué qu'il était possible d'obtenir des maximums de résistance et de dureté pour des périodes de mise en solution variant entre 0,5 et 0,75 heures. Des temps de mise en solution excédant 8 heures ont mené, par contre, à une réduction de la dureté,

probablement due au grossissement des particules de silicium. Ainsi, les variations de température de mise en solution affectent également les propriétés mécaniques de façon remarquable. En effet, ces mêmes études ont montré que la dureté des alliages eutectiques Al-Si a été réduite de 15% puis de 22%, lorsque cette température a été abaissée de 510°C à 480°C, puis à 475 °C respectivement. Par ailleurs, la dureté de ces alliages peut augmenter jusqu'à 10% lorsque la température de mise en solution augmente à 525°C. Cependant, il est important de noter qu'à une température avoisinant les 530 °C, les composés intermétalliques commencent à entrer en fusion et le matériau devient fragile. Par conséquent, il est souhaitable de procéder à la mise en solution de ces alliages, à l'intérieur d'une plage de températures situées entre 505 °C et 525 °C. [13]

#### ➤ Effet de la trempe

Après traitement thermique de mise en solution, la trempe est une étape importante dans le cycle de traitements. La trempe consiste à procéder à un refroidissement plus ou moins rapide de l'alliage. La trempe doit généralement s'effectuer de la température de mise en solution jusqu'à la température ambiante, de manière à ce que les atomes des éléments alliés n'aient pas le temps de diffuser mais forment plutôt une solution sursaturée en éléments alliés.

#### ➤ Le vieillissement artificiel

Constituant l'étape finale du cycle de traitements, le vieillissement artificiel consiste à maintenir, à une certaine température ( $T=160^{\circ}\text{C}$ ) et pendant une durée suffisante, des alliages en solution solide. Cette opération permet un retour vers l'équilibre de la solution sursaturée obtenue lors de la trempe, via la précipitation des éléments alliés. La précipitation produite par le vieillissement artificiel se présente à travers la formation de zones de Guinier-Preston et de précipités très fins de la phase  $\text{Mg}_2\text{Si}$ . Ces derniers confèrent au matériau, une augmentation de la résistance mécanique sans diminuer indûment la ductilité des alliages.

## I.11. Fusion des alliages d'aluminium

### I.11.1. Alliages de 1<sup>re</sup> et 2<sup>e</sup> fusion

- On appelle alliages de 1<sup>re</sup> fusion, les alliages élaborés à partir d'aluminium pur et auquel sont incorporés des éléments d'alliage. Ceux-ci sont à l'état pur ou sous forme d'alliages-mères.

Un **alliage-mère** est un alliage d'Al et d'un composant à fort pourcentage. Par exemple, alliage-mère Al-Cu à 33 % ou 50 % de cuivre.

- On appelle alliages de 2<sup>e</sup> fusion ou d'**affinage**, les alliages obtenus en refondant des chutes de tôle, des copeaux, des pièces de mécanique rebutées...

Ces éléments doivent être soigneusement classés par composition et sont épurés pour éliminer les oxydes, impuretés et gaz dissous. La composition de l'alliage est finalement obtenue par addition d'alliages-mères ou d'éléments à l'état pur. [17]

### I. 11.2. Règles d'élaboration des alliages d'Al

Il faut maîtriser les paramètres suivants:

#### I. 11.2. a. Composition chimique

Il faut tenir compte de l'influence de certains éléments qui ne sont pas forcément les composants de base.

Le **fer** est nuisible car il forme avec Al un composé  $Al_3Fe$ , à structure en aiguilles, qui diminue la résistance à la rupture et l'allongement. Il provoque aussi des porosités. La teneur maxi est de 0,1%. Mais au taux de 1% environ c'est un composant secondaire qui améliore les caractéristiques à chaud.

Le **cuivre** et le **silicium** doivent être dosés avec grande précision pour les alliages traités thermiquement. Cu et Si croissants abaissent le point de fusion et il y a risque de brûlure de l'alliage lors du traitement d'homogénéisation.

Le **magnésium** est très oxydable et il faut ajuster son dosage (0,05 % environ) pour tenir compte de cette perte. D'autre part, un excès de Mg donne des duretés élevées et abaisse le A %. Dans le cas contraire, la dureté est trop faible.

Le titane permet d'obtenir une structure très fine. Mais au-delà de 0,4% il forme un composé dur avec Al qui diminue l'usinabilité. [8,14]

### I. 11.2. b. Oxydation de l'alliage liquide

Les alliages d'Aluminium sont très oxydables. L'alumine  $Al_2O_3$  formé par oxydation de l'Aluminium au contact de l'air ne décante pas dans les bains. Si elle est introduite dans le moule, elle provoque des porosités et des points durs dans les pièces. Les Al-Mg sont les plus sensibles à l'oxydation. [8,14]

### I. 11.2. c. Absorption des gaz

L'aluminium et ses alliages dissolvent facilement les gaz, et en particulier l'hydrogène. Tout contact avec des éléments humides crée une oxydation d'Aluminium et l'absorption d'hydrogène. La solubilité des gaz diminue avec la température et ceux-ci peuvent rester prisonniers et provoquer des porosités (soufflures) et microporosités (piqûres). [8,14]

### I. 11.2. d. Grossissement du grain

Par refusions nombreuses, surchauffes des bains ou maintien prolongé à l'état liquide. Il faut pratiquer des opérations d'affinage.

## I. 11.3. Conduite de la fusion

La maîtrise des règles d'élaboration implique :

- D'utiliser des matières premières sèches et non oxydées.
- De fondre rapidement sans surchauffe ni maintien prolongé à haute température.
- D'éviter toutes traces d'humidité sur les outils, le creuset et les charges; d'éviter tout contact direct entre le métal et les gaz de combustion.

D'autre part, pour être bien conduite, la fusion des alliages d'Al demande **des traitements à l'état liquide**; ces traitements se font avec des flux sous forme de sels complexes et de gaz agissant par barbotage. Ce Sont:

### I. 11.3.a. La protection du bain contre la formation d'alumine

La couverture de la surface du bain d'un flux à base de cryolithe est efficace. La première couche d' $Al_2O_3$  formée suffit aussi à protéger la surface du bain.

### I. 11.3.b. La désoxydation du bain :

Dans la masse même du bain par incorporation de fluorures qui dissolvent l'alumine. Ces flux, de faible densité, remontent à la surface chargée d'alumine.

### I. 11.3.c. L'affinage de la structure

Afin d'obtenir un grain fin à la solidification. On ajoute au bain du titane, du zirconium ou du phosphore. Les composés entre Al et ces éléments créent un grand nombre de germes de solidification des composants.

### I. 11.3.d. Le dégazage

Par incorporation de flux chlorés ou fluorés. Les gaz dégagés se combinent avec l'hydrogène tout en créant une agitation mécanique qui accélère le phénomène. Le sel le plus utilisé est l'hexachloréthane dont le rendement est assez faible (30 % à 40 %). Un barbotage d'azote (gaz inerte vis-à-vis des alliages d'Al.) est aussi très utilisé et efficace.

### I. 11.3.e. La modification

Ce traitement consiste à incorporer dans l'alliage avant la coulée, une faible proportion de sodium (0,05 % à 0,1 %), d'antimoine (0,2 % environ) ou de strontium (0,1 % environ). L'un ou l'autre de ces éléments finement divisé dans le liquide, enroberait les grains de Si et bloquerait leur croissance. Le **strontium**, très efficace mais volatil, a une action brève (20 mm environ). L'**antimoine**, moins efficace, a une action permanente. Le **sodium** a une action de 2 h environ.

En ce qui concerne les alliages hypersiliciés ( $13 \% < \text{Si} < 22 \%$ ) on utilise le phosphore pour les affiner: Un composé **P. Al** se forme et constitue un grand nombre de germes pour le Si.

Ainsi, après modification, on obtient une structure eutectique fine avec des grains de silicium libre, petits et bien répartis. La limite élastique et la résistance à la rupture peuvent être majorées de 15 % par le traitement de modification, l'allongement par contre peut être multiplié par trois (v. tableau 3) [18,14]

#### I. 11.4. Le contrôle des opérations de fusion

Il existe des **éprouvettes de texture** qui permettent de vérifier le degré d'affinage par examen macrographique de la cassure d'un barreau coulé avant et après traitement.

L'état de **gazage** peut être contrôlé qualitativement par examen du plan de coupe d'une éprouvette.

Enfin le contrôle de composition est fait par analyse spectrographique.

#### I. 11.5. Le choix des appareils de fusion

On cherche à fondre le plus économiquement possible pour une qualité optimum de l'alliage. Cette remarque et les considérations précédentes font que les appareils de fusion les plus appropriés pour les alliages d'Al sont les fours électriques à induction à moyenne fréquence (fours à creuset). La fusion de nuit est préférable car les tarifs sont plus bas. Les fours à flamme (au mazout ou à gaz) peuvent entraîner le gazage des alliages et sont moins recommandés. Seules les fonderies intégrées utilisent des fours de grands tonnages (10 à 20 tonnes). [15]

#### I. 11.6. Traitements thermiques des pièces

Economiquement, il est souhaitable de ne pas être obligé de traiter thermiquement les pièces. Mais les conditions de refroidissement et de solidification des pièces dans le moule font que le diagramme d'équilibre n'est plus suivi.

Les structures obtenues peuvent être hétérogènes à température ambiante et il est indispensable de faire subir aux pièces des cycles thermiques qui vont optimiser les caractéristiques mécaniques de l'alliage. Ainsi, on peut obtenir:

- une augmentation de l'allongement  $A$  % au détriment de la résistance mécanique. C'est le traitement d'**adoucissement**.
- une augmentation de la résistance au détriment de l'allongement, c'est le traitement de **durcissement**.

## Conclusion

A la lumière de la revue bibliographique, il ressort que les propriétés microscopiques et macroscopiques des matériaux utilisés à l'industrie sont fortement liées à la formation des microstructures. Ces dernières affectent plus particulièrement et très notablement les propriétés mécaniques qui sont conditionnées par la taille des précipités qui peuvent se former et celle des grains.

Dans notre travail, on parlera de l'alliage AS10G destinés à l'industrie électrotechnique, d'une part de l'effet des éléments d'addition et d'autre part, de l'influence des traitements thermiques sur les propriétés de cet alliage.

Ce travail s'appuiera donc sur une large partie expérimentale; un chapitre 2 présentera donc les méthodes et techniques expérimentales utilisées et le chapitre 3 suivra logiquement avec les résultats expérimentaux.

# Chapitre II

## Matériaux, Conditions et techniques expérimentales

## Introduction

Cette partie est consacrée à la présentation des différentes méthodes et techniques expérimentales utilisées. Notre travail et nos investigations ont nécessité une collaboration avec les laboratoires des entreprises suivantes:

- Entreprise des Tracteurs Agricoles, Spa ETRAG Constantine
- Entreprise Nationale des grands travaux pétroliers ENGTP Réghaia, ALGER.

### II.1. Choix et préparation de la matière première

La métallurgie de l'aluminium ne comporte pas d'affinage, mais elle comprend deux phases distinctes :

- 1) Transformer la bauxite en alumine  $Al_2O_3$  aussi pure que possible.
- 2) Electrolyser cette alumine mise en solution dans la cryolithe fondue.

On obtient un aluminium pur industriel qui possède une teneur de 99,85 % Al, coulé sous différentes formes : plaques de dimensions variées, barres ou billettes de section ronde ou carrée, ou parfois sous forme de petite pyramides (Fig.15) comme c'est le cas dans notre travail. A noter que la totalité des constituants de la matière première utilisées dans ce travail (aluminium pur, alliage mère Al-Si, et magnésium pur) sont à l'état brut de coulée et livrés par l'entreprise ETRAG (Entreprise Des Tracteurs Agricoles à Constantine) avec certificat qui nous montre la nuance exacte, dont la composition chimique (Voir tableau 6).

Nuance	Al %	Impuretés au total %	Si %	Fe %	Cu %	Zn %	Ti %	Ga %	Cr+Mn+Ti+V %	Autres %
A8 /	99,85	0,15	0,050	0,040	0,005	0,030	0,005	0,003	-	0,017

**Tableau.6.** Composition chimique de l'aluminium pur Al 99,85 à l'état brut de coulée.

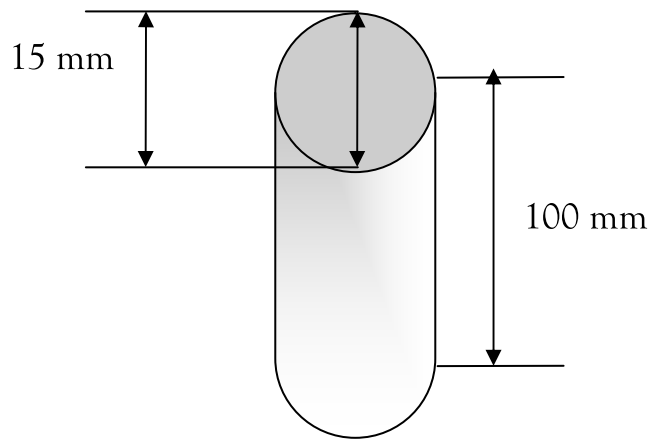
## II.2. Prélèvement des échantillons

Pour chaque étape de l'élaboration de l'alliage AS10G, on va procéder à la coulée d'une barre (Fig.16) d'une longueur de 100 mm et un diamètre de 15 mm. Cette barre va nous servir à la fois pour la réalisation d'une éprouvette de traction (par un simple usinage sous refroidissement continu à l'eau) et aussi pour un prélèvement des échantillons pour la caractérisation mécaniques et métallographiques (composition chimique, la métallographie et mesure de dureté).

Après usinage de la pièce brute de coulée, l'échantillon de forme cylindrique de diamètre  $\varnothing$  15 mm et 100 mm de longueur est découpé par une tronçonneuse sous arrosage continu par l'eau pour éviter l'échauffement de l'échantillon



**Fig.15.** Aluminium pur à 99,85%.



**Fig.16.** Barre en alliage AS10

### II.3. Equipements de fusion

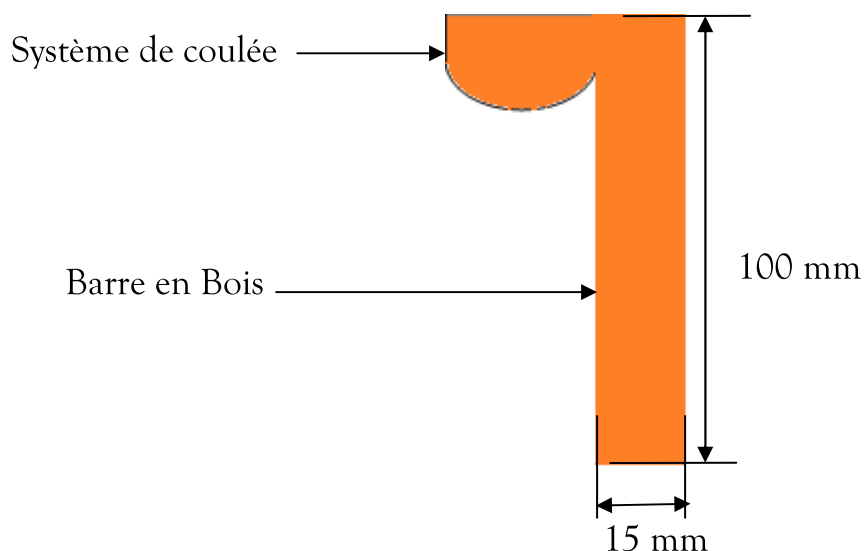
C'est un four à résistance électrique dont la puissance est de 1600W et pouvant atteindre une température de 1100°C. Ses dimensions sont: 530 mm de la largeur utile et 630 mm pour la hauteur utile; la profondeur utile est de 450 mm. Son isolation est réalisée par de la laine d'alumine pour le rendre plus léger (Fig.17).



**Fig.17.** Four électrique à résistance (Four de fusion)

#### II.4. Equipements et moyens de fonderies

On va considérer la barre en alliage AS10G qu'on va couler pour la fabrication de l'éprouvette de traction et les échantillons de la caractérisation, comme une pièce confectionnée par le procédé de moulage en sable. Le moulage en sable est le procédé de fonderie le plus fréquemment utilisé, car il est applicable à la plupart des cas. Pour la préparation du moule on doit se baser sur les éléments suivants : un châssis, un sable de moulage, un modèle de la pièce (Fig.18) et un malaxeur de sable.



**Fig.18.** Modèle de la pièce en bois

Il n'est pas avantageux de pulvériser le sable à la main ou dans un cyclone, qu'il s'agisse de sable vieux ou neuf les grains seraient cassés en trop petits morceaux. Seuls, les malaxeurs qui entrent en ligne de compte. Le sable n'y est pas agité avec turbulence, il est simplement mélangé.

## II.5. Schéma global des opérations de fonderie

Les différentes étapes de la fabrication d'une pièce brute de fonderie sont représentées sur le schéma suivant :

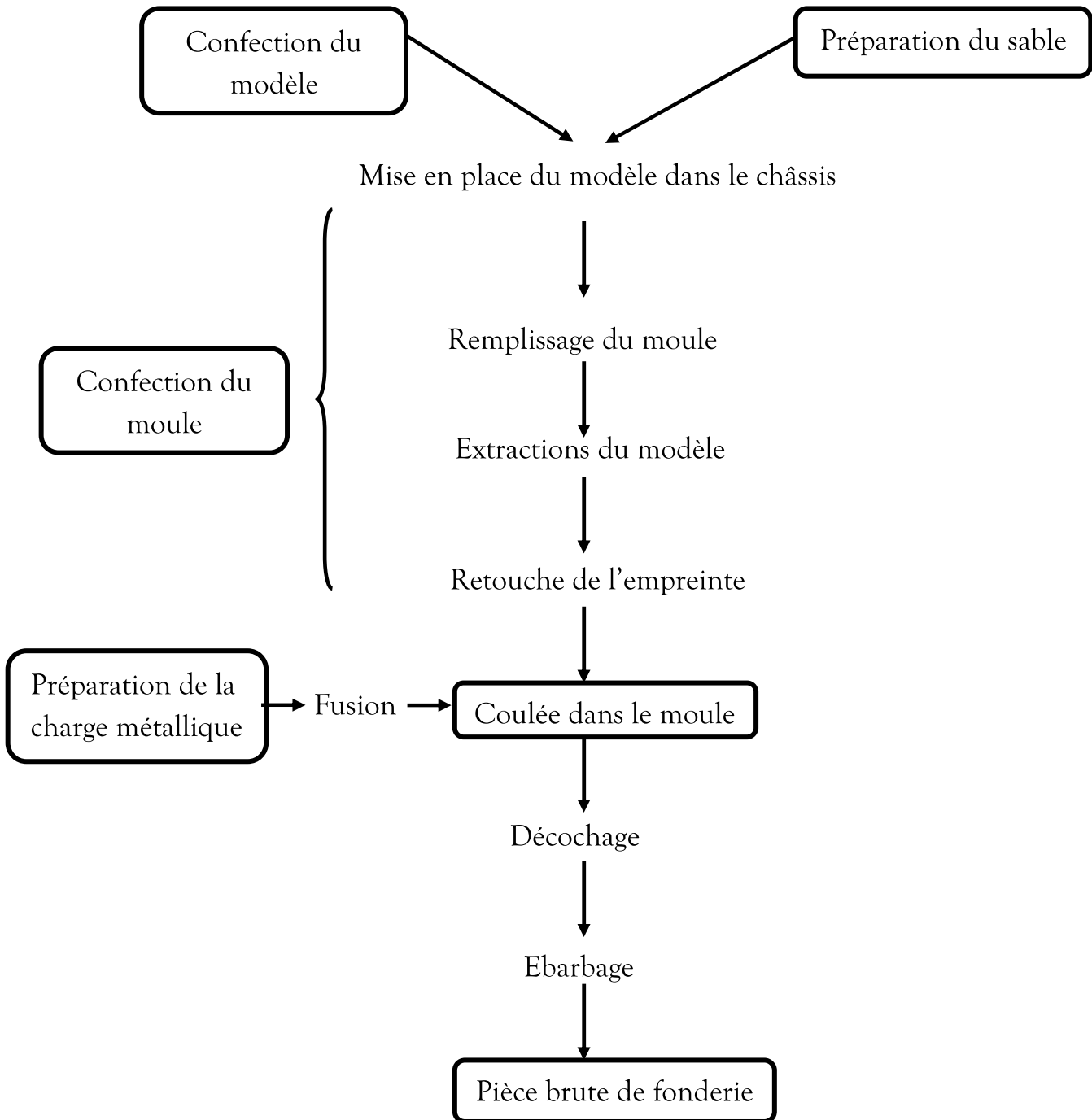


Fig.19. Schéma globale des opérations de fonderie

## II.6. Mise en œuvre et conditions de fusion

Lors de la fusion il faut prendre les précautions suivantes :

- L'aluminium fond à une température relativement basse  $658^{\circ}\text{C}$ .
- Il ne faut pas trop surchauffer l'aluminium pour réduire au maximum l'oxydation et les pertes au feu par une durée de fusion courte et une petite surface de bain liquide
- L'aluminium se recouvre à l'air d'une pellicule d'oxyde de  $0,05\mu$  d'épaisseur qui augmente lorsqu'on élève la température
- Plus l'aluminium est pur, plus il s'oxyde difficilement.

On charge au fond d'un récipient en fonte (Fig.20)  $\frac{1}{2}$  kg la charge métallique pesé au moyen d'une balance numérique (Fig.21). On secoue mécaniquement pour tasser la charge et permettre une bonne adaptation sur le récipient.



Fig.20. Récipient en fonte utilisé pour la fusion.



**Fig.21.** Balance numérique

On utilise un malaxeur pour la préparation du sable, dans lequel on verse une quantité du vieux sable 75 % et une quantité du sable neuf 25 %, et on les mélange, en y introduisant dans ce mélange la proportion d'eau nécessaire afin d'assurer un mélange intime et une aération complète. Cette préparation soigneuse nous permet d'obtenir un sable de moulage homogène, résistant et qui s'adapte parfaitement au profil du modèle.

### **II.7. La coulée du métal :**

Cette opération s'effectue avec le plus grand soin, le moule en sable est convenablement préparé et placé près du four. On bascule alors lentement le récipient vers l'empreinte et le métal fondu ou l'alliage (Fig.22) coule en flots réguliers dans l'empreinte.

Après avoir coulée la pièce dans le moule elle va subir les opérations suivantes :

- ✓ Refroidissement dans le moule après une heure du temps.
- ✓ Extractions du moule (décochage)

- ✓ Nettoyage et ébarbage la ou on élimine de la pièce coulée (la barre pour échantillonnage) le système de coulée et d'alimentation ainsi que les bavures. On obtient une pièce brute de fonderie
- ✓ prélèvement des échantillons pour la caractérisation mécaniques et métallographiques (composition chimique, la métallographie et mesure de dureté) de la barre coulée et usinage de la partie restante afin d'obtenir l'éprouvette normalisée de traction sous refroidissement continu par l'eau.



Fig.22. Alliage AS10 à l'état liquide.

## II. 8. L'analyse chimique :

Nous avons procédé à une analyse à la fluorescence X, afin de remonter aux valeurs exactes des concentrations des alliages. Cette technique, étant non destructive, consiste à bombarder les échantillons avec un faisceau de rayons X. Ce dernier est absorbé par l'échantillon et émet à son tour un rayonnement, de longueurs d'ondes bien déterminées, qui va être réfléchi par un cristal analyseur. Ce rayonnement réfléchi va ensuite pénétrer dans un compteur à flux gazeux, puis, dans un compteur à scintillations. Enfin,

les résultats seront analysés par un ordinateur qui restituera les données sous forme de graphiques. Les concentrations recherchées seront donc obtenues à partir des intensités mesurées après traitement par un calculateur (Fig.23)



**Fig.23.** Analyse chimique par la fluorescence X.  
(ETRAG Constantine)

## II.9. Analyse métallographique

La métallographie consiste à mettre en évidence les caractéristiques microscopiques à l'aide des techniques divers.les surfaces à examiner doivent être polies d'une façon poussée puis attaquées par un réactif afin de différencier les constituants. Lors de la préparation de l'échantillon à analyser, il est nécessaire de respecter les exigences suivantes :

1. Une influence minimale des matériaux de polissage (abrasifs, et réactifs chimiques)
2. Arrosage continu par l'eau

L'analyse métallographique comporte les opérations suivantes :

### **II.9.a. Polissage**

Pour cette étape on utilise des papiers abrasifs avec différents grossissements de la manière suivante (80, 220, 320.....800,1000) pour éliminer complètement les stries. Ce dernier se fait par l'eau comme lubrifiant et on change l'orientation de 90° pour chaque papier de polissage.

### **II.9.b. Finissage**

Après cette opération la surface polis et analogue à celui d'un miroir, pour cela on utilise des disques, tournants, commandant des feutres lesquels on projette de l'alumine, le finissage par l'alumine fait disparaître toutes les rayures restantes.

### **II.9.c. Attaque Chimique**

L'attaque a pour but de révéler les joints des cristaux et de différencier les constitutions de la structure. La méthode la plus répandue consiste à tremper la surface polis dans le réactif choisi pendant un temps convenable. Le réactif utilisé dans notre cas est solution d'attaque chimique de KELLER (0,5 %).

## **II.10. Essai de traction**

Il nous permet de déterminer les caractéristiques mécaniques fondamentales: limite d'élasticité, charge de rupture, allongement de rupture. Il consiste à appliquer, sur l'éprouvette normalisée (Fig.24) un champ de contrainte uniforme uni axiale de traction et à enregistrer l'allongement résultant.



**Fig.24.** Éprouvette de traction normalisée en alliage AS10

On a utilisé deux types de machine de traction, l'une appartient à l'ENGTP (Entreprise National de Grand travaux Pétrolier) au niveau de Réghaia (Fig.25), et l'autre appartient au département de métallurgie et génie des matériaux, Annaba (Fig.26).



**Fig.25.** Machine de traction de type WLPERT



**Fig.26.** Machine de traction de type Zwick /Roel Z100

### II.11. Essai de dureté (Brinell)

On a utilisé deux types de machine de dureté, l'une portable dotée d'un certificat d'étalonnage (Fig.28) et utilisée fréquemment dans le domaine de l'industrie pétrolière. Et l'autre appartient au département de métallurgie et génie des matériaux, Annaba (Fig.27).

Les deux machines utilisées sont liées à un ordinateur qui nous permet de lire directement le résultat sur écran après application de la force, il faut seulement choisir les paramètres adéquats et prendre les précautions opératoires suivantes :

- ✓ Un polissage aussi parfait que possible est désirable (Surface rectifiée, polissage micrographique à l'alumine).
- ✓ La distance entre le centre d'une empreinte et le bord de la pièce ou les côtes d'une autre empreinte ne doit pas être inférieure à 2,5 fois la diagonale.

- ✓ L'épaisseur de la pièce doit être supérieure à 1,5 fois la diagonale de l'empreinte.
- ✓ La pièce doit reposer sur le support de façon régulière et uniforme.
- ✓ L'état du pénétrateur doit être fréquemment vérifié.



Fig.27. Duromètre fixe universel



Fig.28. Duromètre Portable

## II.12. Élaboration de l'alliage AS10

On utilise des échantillons en aluminium pur à 99,85% sous forme de petite pyramides et un alliage mère à 50 % AL, 50 % Si (Fig.29) pour la élaboration de notre alliage.

Un alliage mère d'Al à 50 % de Si a l'avantage de permettre un calcul plus facile de la quantité à ajouter et de se fragmenter plus facilement car il est cassant.



Fig.29. Alliage mère d'Al-Si à 50 % Al, 50 % Si

L'aluminium fond à 658°C. Si l'on ajoute à l'aluminium le silicium, cet alliage Al-Si fond à une température plus basse que l'aluminium. On s'en rend compte sur le diagramme d'équilibre Al-Si (Fig.30). Il ne faut donc pas trop surchauffer l'aluminium lorsqu'on l'allie avec le silicium. Notre alliage figure à 10% de Si comme le montre la figure 30.

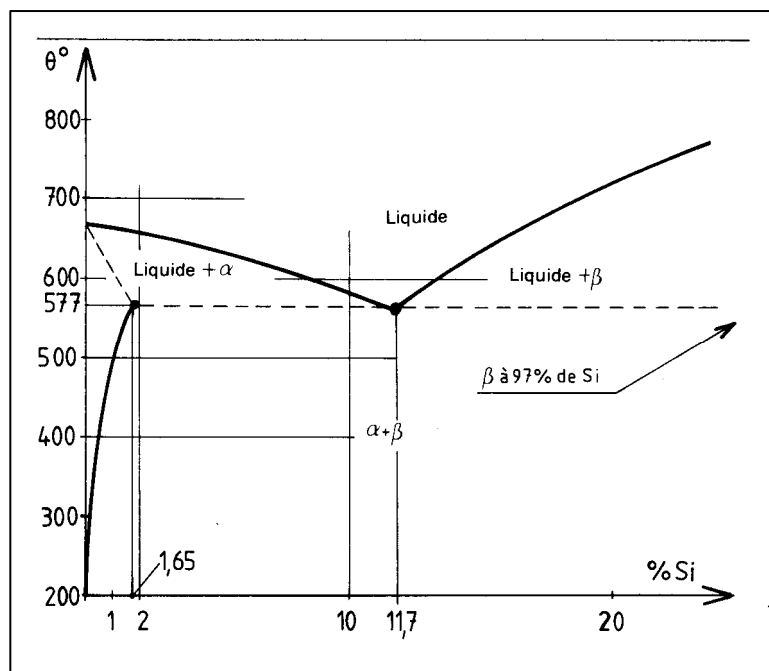


Fig.30. Le diagramme d'équilibre Al-Si

A partir de l'Aluminium pur et de l'alliages-mère Al-Si à 50 % de Si, on élabore normalement les alliages AS10 dans un récipient en fonte. La fusion d'Al pur se fait le plus simplement sous forme de petites pyramides qui pèsent environ 100 g chacune.

- **Calcul de lit de fusion**

Puisqu'il s'agit pour notre élaboration d'alliage de fonderie AS10 de faible quantité (1 kg) et de courte durée. Les pertes au feu de point de vue élaboration sont minimales et quand va les estimer pratiquement par plusieurs coulées. Un calcul simple va nous permettre d'avoir la quantité exacte de l'alliage mère à ajouter.

L'alliage visé est l'AS10, avec une quantité de 1Kg, donc il contient principalement :

Nuance	Al%	Si%
AS10	90	10

Tableau. 7. Nuance AS10 %

Le calcul sera donc :

➤ AL

$$\begin{array}{l}
 1000 \text{ g} \longrightarrow 100 \% \\
 X_{\text{Al}} \text{ g} \longrightarrow 90 \%
 \end{array}
 \left. \vphantom{\begin{array}{l} 1000 \text{ g} \\ X_{\text{Al}} \text{ g} \end{array}} \right\} X_{\text{Al}} = 900 \text{ g}$$

Donc **AL = 900 g**

➤ Si

$$\begin{array}{l}
 1000 \text{ g} \longrightarrow 100 \% \\
 X_{\text{Si}} \text{ g} \longrightarrow 10 \%
 \end{array}
 \left. \vphantom{\begin{array}{l} 1000 \text{ g} \\ X_{\text{Si}} \text{ g} \end{array}} \right\} X_{\text{Si}} = 100 \text{ g}$$

Donc **Si = 100 g**

Puisqu'il s'agit d'un alliage mère Al-Si à 10 % de Si donc la quantité d'aluminium sera automatiquement 900 g Al. Donc reste seulement 100 g d'aluminiums pur à ajouter.

On récapitule la charge globale final qu'on va utiliser pour la fabrication de l'alliage AS10 se compose de :

$$800 \text{ g (AL)} + 200 \text{ g (alliage mère Al – Si)}$$

Concernant la perte au feu on va utiliser un faible surplus de matière estimé à 0,5% pour l'Al et 0,2% pour le Silicium afin de récompenser la perte durant la fusion. On utilise une balance numérique pour peser les quantités nécessaires de l'aluminium pur et l'alliage mère Al-Si. On charge au fond de la poche (récipient) l'alliage-mère Al-Si à 50 % de Si qui a le point de fusion plus élevé, et puis l'aluminium pur.

On secoue mécaniquement pour tasser la charge et permettre une adaptation parfaite sur le récipient. On procède de la même manière dans toutes les étapes pour l'emplacement du récipient dans le four, c'est-à-dire il faut d'abord attendre environ 30 min le moment nécessaire pour chauffer le four de fusion, et puis on place le récipient dans le four de fusion au moyen d'une pince, et puis au bout d'un laps de temps compris entre 30 min et 40 min la charge est fondue, ensuite on passe à la coulée des éprouvettes.

### II.13. Élaboration de l'alliage AS10G

Le magnésium doit être aussi propre que possible, on l'emploie donc à 99,9 %. Ce dernier (Fig.31), se dissout très facilement dans l'aluminium liquide, on ne prépare donc pas d'alliage-mère Al-Mg particulier, mais on doit tenir compte de l'oxydabilité du magnésium.

On trouve aujourd'hui le Mg généralement en lingots comme l'Al et sous forme de petites plaquettes. Les lingots doivent avoir une surface propre, si la surface est corrodée, ce qui se manifeste par une couche d'oxyde de magnésium blanchâtre, il faut donc brosser les lingots (dans notre cas une plaquette de 20 mm d'épaisseur) soigneusement et, après la pesée, on peut les plonger dans le bain de l'alliage d'aluminium liquide.



**Fig.31.** Magnésium pur (99,9%) sous forme de plaquettes

- **Technique de l'ajout du magnésium**

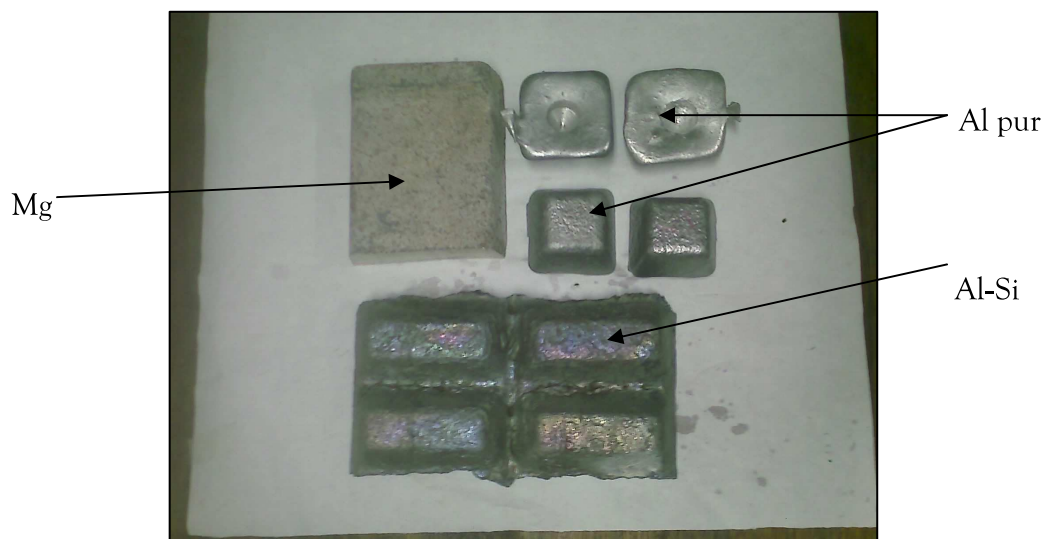
Le magnésium est un métal dont le développement est relativement récent car sa fabrication est assez délicate du fait de sa grande affinité pour l'oxygène. Il s'agit d'un métal qui s'enflamme plus facilement que l'aluminium. L'oxydation du magnésium peut devenir explosive. En outre, pendant la période de chauffage, l'aluminium se recouvre d'une pellicule d'alumine étanche à l'air qui empêche l'oxydation de s'entretenir.

On ajoute le magnésium entouré ou enveloppé d'une feuille d'aluminium (Fig.32) pendant 10 minutes dans le bain avant la coulée afin de ne pas le brûler. Il faut ajouter comme complément de 0,08% de magnésium pour récompenser la perte au feu due à l'oxydation.



**Fig.32.** Une feuille d'aluminium utilisée pour couvrir le Mg

Donc la charge métallique pour l'élaboration de l'alliage est la suivantes :



**Fig.33.** Composants de la matière première (Al pur, alliage-mer Al-Si, Mg)

Un calcul simple va nous permettre d'avoir la quantité exacte de chaque composant à ajouter. On fabrique d'abord l'alliage d'aluminium AS10 de la même manière précédente et puis on procède à l'ajout du Mg entouré d'une feuille d'aluminium pendant 10 minutes dans le bain avant la coulée

de l'alliage. L'alliage visé est l'AS10G avec une quantité de 1Kg, donc il contient principalement :

Nuance	Al%	Si%	Mg%
AS10G	89,5	10	0,5

Tableau. 8. Nuance AS10G

Le calcul en gramme sera :

➤ AL

$$\begin{array}{l}
 1000 \text{ g} \longrightarrow 100 \% \\
 X_{\text{Al}} \text{ g} \longrightarrow 89,5 \%
 \end{array}
 \left. \vphantom{\begin{array}{l} 1000 \text{ g} \\ X_{\text{Al}} \text{ g} \end{array}} \right\} X_{\text{Al}} = 895 \text{ g}$$

Donc **AL = 895 g**

➤ Si

$$\begin{array}{l}
 1000 \text{ g} \longrightarrow 100 \% \\
 X_{\text{Si}} \text{ g} \longrightarrow 10 \%
 \end{array}
 \left. \vphantom{\begin{array}{l} 1000 \text{ g} \\ X_{\text{Si}} \text{ g} \end{array}} \right\} X_{\text{Si}} = 100 \text{ g}$$

Donc **Si = 100 g**

Puisqu'il s'agit d'un alliage mère Al-Si à 50 % de Si donc la quantité d'aluminium sera automatiquement 100 g Al. Donc sa reste seulement d'ajouter  $895 - 100 = 795$  g d'aluminiums pur à ajouter.

➤ Mg

$$\begin{array}{l}
 1000 \text{ g} \longrightarrow 100 \% \\
 X_{\text{Mg}} \text{ g} \longrightarrow 0,5 \%
 \end{array}
 \left. \vphantom{\begin{array}{l} 1000 \text{ g} \\ X_{\text{Mg}} \text{ g} \end{array}} \right\} X_{\text{Mg}} = 5 \text{ g}$$

Donc  $Mg = 5 \text{ g}$

En récapitule la charge globale final qu'on va utiliser pour la fabrication de l'alliage AS10G se compose de :

$795 \text{ g (AL)} + 200 \text{ g (alliage mère Al – Si)} + 5 \text{ g (Mg)}$

A partir de ces composants on fabrique normalement l'alliage AS10G dans un récipient en fonte. La fusion, la coulée et les opérations de fonderie se font le plus simplement et de la même manière que précédemment.

#### **II.14. Traitement thermique de l'alliage AS10G**

C'est un traitement thermique de durcissement par précipitation. Il comporte successivement :

- Un chauffage à température  $530^{\circ}\text{C}$  pour amener le Mg en solution solide.
- Une trempe à l'eau à  $20^{\circ}\text{C}$  pour amener le Mg en solution solide sursaturée.
- Un revenu de 6 heures à  $160^{\circ}\text{C}$  ou une maturation à la température ambiante pendant 20 jours.

Le cycle de traitement thermique est représenté sur la figure suivante :

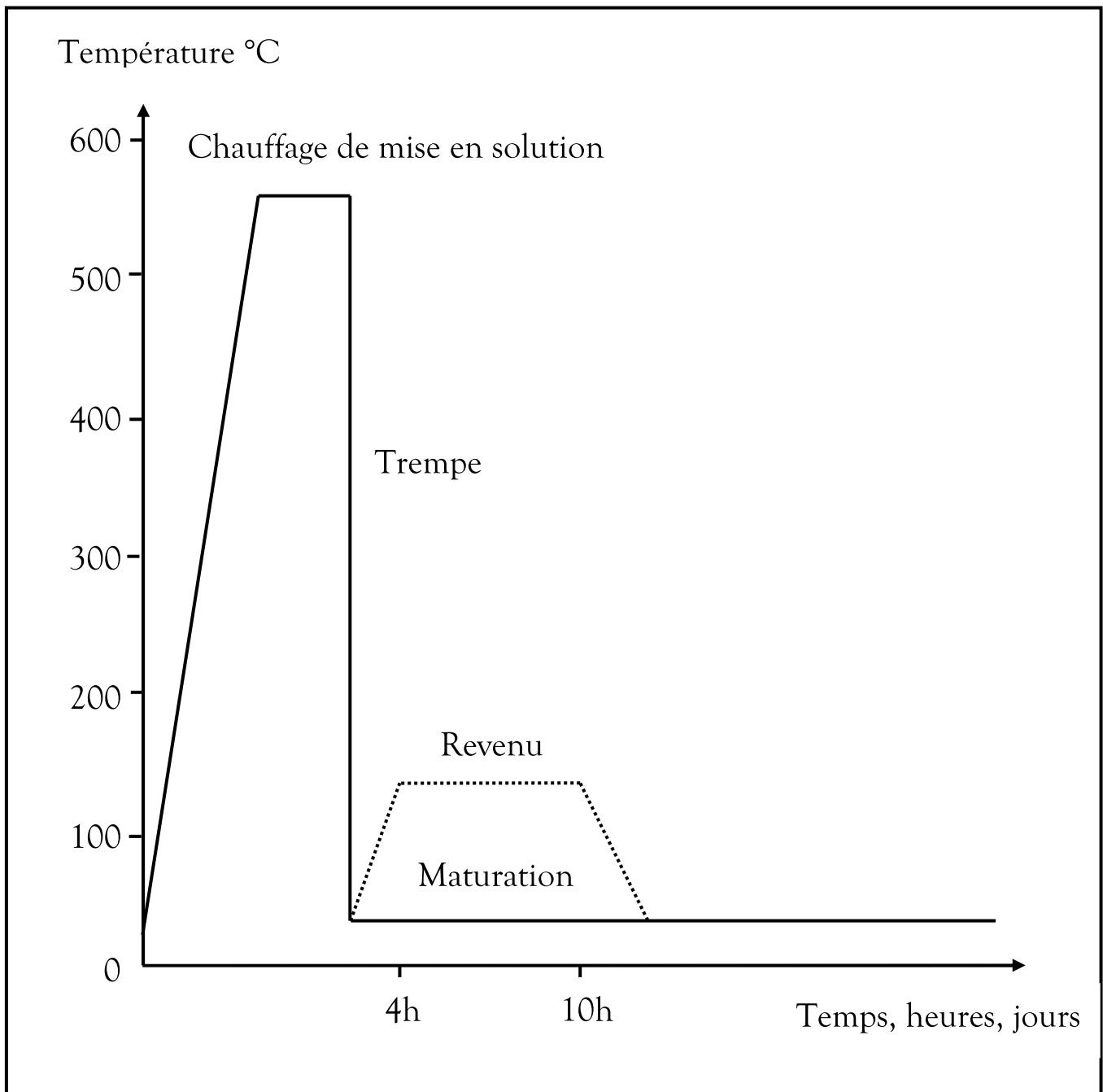


Fig.34. Cycle de traitement thermique de durcissement par précipitation de l'alliage AS10G

# **Chapitre III**

## **Résultats et discussions**

Ce chapitre présente l'ensemble des résultats expérimentaux obtenus qui concernent l'élaboration et l'amélioration des propriétés de l'alliage AS10G, et l'interprétation des différents phénomènes et résultats obtenus au cours de ce travail.

### III.1. Analyse de la composition chimique

Le tableau 9 présente l'ensemble des résultats de l'analyse chimique des alliages AS10 et AS10G élaborés ainsi que l'analyse chimique de l'aluminium pur fourni par l'entreprise ETRAG (Entreprise Des Tracteurs Agricoles à Constantine).

Nuance	Al %	Si %	Fe %	Cu %	Mg %	Mn %	Ti %	Zn %
A8	99,85	0,050	0,040	0,005	/	/	0,030	0,030
A S10	88,36	10,52	0,42	0,18	/	0,22	0,2	0,10
A S10G	89,08	9,73	0,22	0,08	0,34	0,32	/	0,23

**Tableau 9.** Composition chimique de l'aluminium pur A8 et les alliages AS10 et AS10G.

#### III.1.a. Influence du Si

En comparant la composition chimique mentionnée dans le tableau 9 de l'aluminium pur et celle des alliages AS10 et AS10G élaborés, on remarque que la teneur en Silicium est augmentée de 0,05% dans le métal de base à 10,52 pour AS10 et 9,73% pour AS10G. L'aluminium forme avec le Silicium une solution solide qui a une capacité de dissoudre d'autres éléments tels que Mg, Cu... et qui permet d'améliorer

considérablement les propriétés mécaniques de ces alliages (effet de durcissement par solution solide).

### III.1.b. Influence du Mg

Pour cet élément on constate, que sa teneur est de l'ordre de 0,34%. Elle mène après le traitement thermique de revenu à la formation de composés intermétalliques  $Mg_2Si$ . Ces composés ont une contribution essentielle et dominante dans le processus de durcissement structural de l'alliage AS10G.

### III.1.c. Influence du Fe

Le contenu en fer des l'alliage AS10 et AS10G est de 0,42% et 0,22% respectivement. On constate une augmentation de la teneur en Fe dans les alliages élaborés par rapport au métal de base (Aluminium pur). Cette teneur en fer, étant relativement élevée, entraîne la formation de composés intermétalliques contenant du fer et apparaissant dans la matrice de l'alliage.

### III.1.d. Influence du Mn

Dans notre cas ces alliages contiennent 0,22% de Mn pour AS10 et 0,32% Mn pour AS10G, cette quantité non négligeable de Mn intervient dans l'influence du fer. En effet, la présence de Mn entraîne un accroissement de la formation des phases intermétalliques. Le manganèse contribue particulièrement à la formation de particules primaires  $FeMn$ .

### III.1.e. Influence du Cu

La présence de Cu avec une teneur de 0,18 % dans l'alliage AS10 peut donner naissance à des phases intermétalliques au cours de la solidification. Selon la vitesse de refroidissement au cours de traitement thermique et la concentration locale d'atomes de Cu ségrégués  $Al_2Cu$  peut se précipiter.

Pour l'alliage AS10G la teneur en cuivre d'après le tableau 9 est de l'ordre de 0.08%, donc elle est inférieure à celle obtenue dans l'alliage AS10 ce qui veut dire que le taux de formation de composés  $Al_2Cu$  ne devrait pas être très important. Enfin nous ne pourrions pas se prononcer définitivement, par rapport à la formation de ces phases, qu'après un examen métallographique plus approfondi, en utilisant (la microscopie électronique, microsonde, EDAX...). Donc on remarque que les teneurs des autres éléments sont dans les limites recommandées et leur influence est négligeable.

### III.2. Analyse métallographique

La métallographie est la méthode de l'analyse de l'évolution des structures internes des matériaux. A ce jour, il s'agit de la méthode la plus répandue dans la recherche en science des matériaux. L'observation métallographique constitue un apport important pour la compréhension de plusieurs phénomènes et mécanismes physiques qui se produisent lors des transitions de phases telles que la solidification et les transformations à l'état solide. Elle permet d'explorer la microstructure du matériau étudié: taille, joints de grains, et la morphologie des différentes phases....

## III.2.a. Microstructure de l'alliage d'aluminium AS10

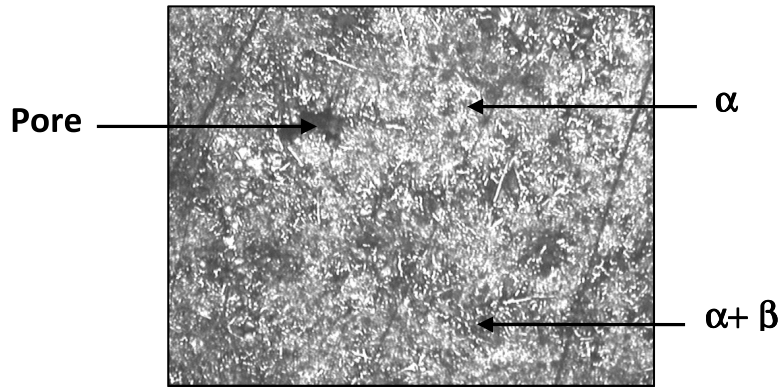


Fig.35. Microstructure de l'alliage d'aluminium AS10  
G X 60. Attaque KELLER.

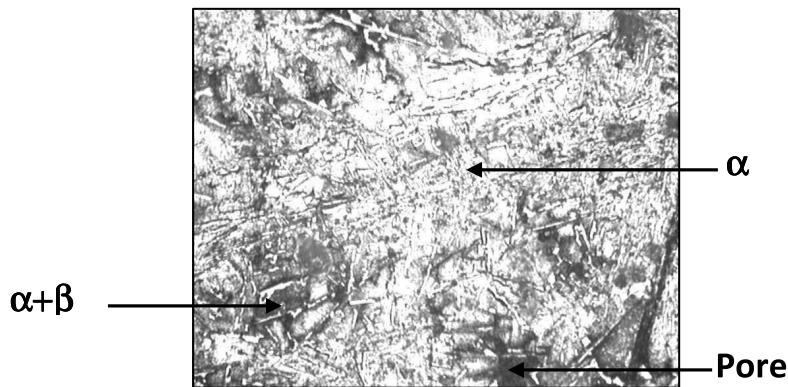


Fig.36. Microstructure de l'alliage d'aluminium AS10  
G X 200. Attaque KELLER.

Les figures 35 et 36 révèlent les microstructures de l'alliage AS10 à l'état brut de coulée. L'analyse de ces microstructures montre qu'elles se composent de la phase  $\alpha$  riche en Al et une certaine proportion de l'eutectique  $\alpha + \beta$ . Elles révèlent aussi une répartition hétérogène des phases. Cette hétérogénéité peut être liée à la distribution non uniforme de l'élément de soluté (Si) dans la matrice et de la différence de composition chimique due à la ségrégation.

III.2.b. Microstructure de l'alliage d'aluminium AS10G non traité

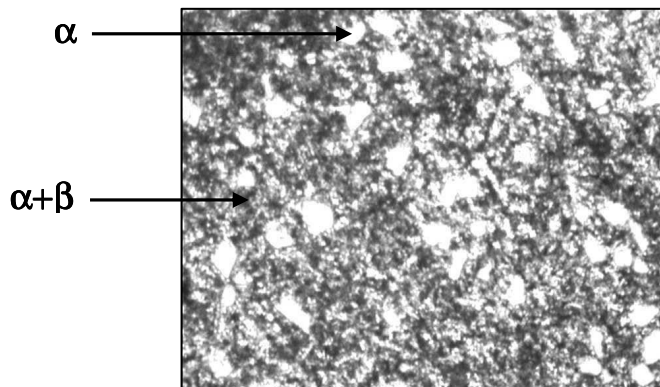


Fig.37. Microstructure de l'alliage d'aluminium AS10G  
G X 200. Attaque KELLER.

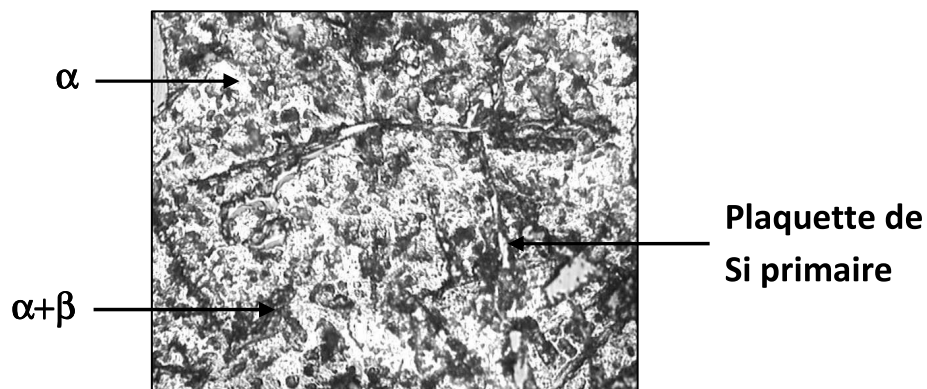
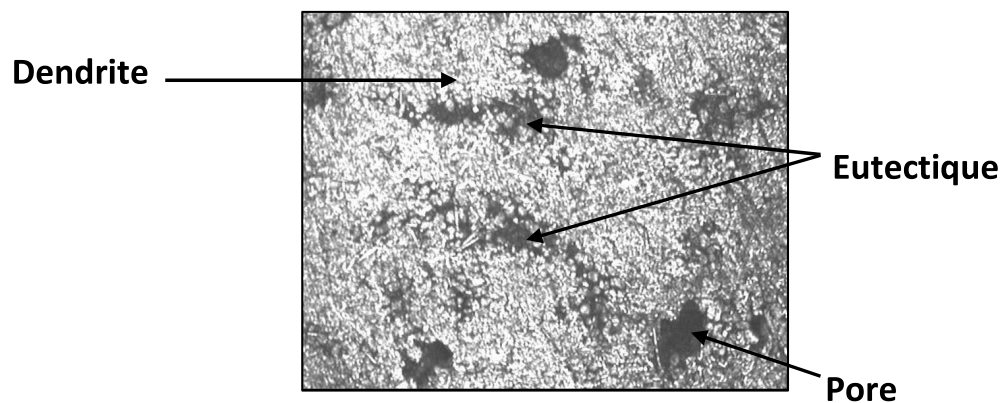


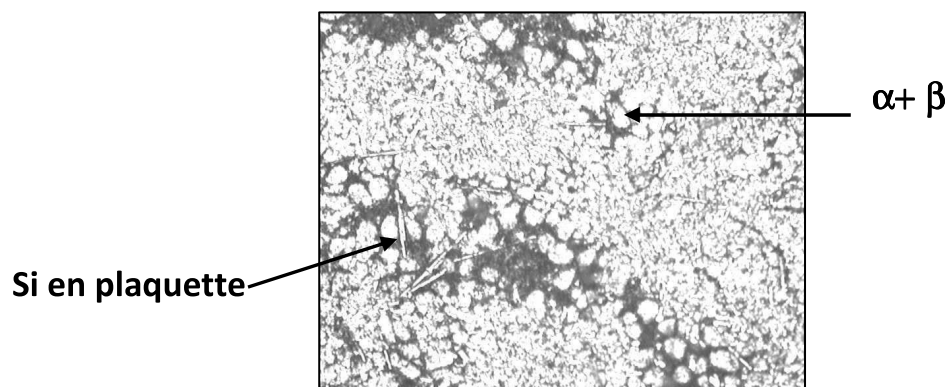
Fig.38. Microstructure de l'alliage d'aluminium AS10G  
G X 600. Attaque KELLER.

Les figures 37 et 38 représentent les microstructures de l'alliage AS10G non traité thermiquement, à l'état brut de coulée. Les particules de silicium apparaissent sous forme de plaquettes épaisses orientées au hasard dans la phase  $\alpha$  riche en Al. La structure de l'alliage hypo-eutectique AIS10G est constituée aussi de la phase  $\alpha$  riche en Al et de l'eutectique  $\alpha+\beta$ .

### III.2.c. Microstructure de l'alliage d'aluminium AS10G Trempe +revenu



**Fig.39.** Microstructure de l'alliage d'aluminium AS10G Trempe + revenu à 160°C 6 heures .G X 60. Attaque KELLER.



**Fig.40.** Microstructure de la de l'alliage d'aluminium AS10G Trempe + revenu à 160°C 6 heures G X 200. Attaque KELLER.

Les microstructures de l'alliage AS10G obtenues après le traitement de mise en solution, trempe et revenu sont montrées dans les figures 39 et 40 respectivement. On peut remarquer une certaine homogénéisation de la microstructure pour cet alliage comparée à celle de l'état brut de coulée. Nous pouvons aussi remarquer que la microstructure de alliage trempés est très fine par rapport à celle n'a pas subit le traitement. Ce raffinement de

la microstructure est attribué au refroidissement très rapide de l'alliage, après le traitement de mise en solution. En effet, si ce dernier n'est pas suivi de trempe, la microstructure peut subir un recuit entraînant un phénomène de maturation de la microstructure, durant le refroidissement à l'air (refroidissement lent). Le raffinement de la microstructure résultant de la trempe, impliquant une augmentation du nombre d'interfaces, est systématiquement accompagné d'une augmentation de la dureté, sachant que chaque interface est susceptible de constituer une entrave au mouvement des dislocations. Finalement, on peut remarquer la sphéroïdisation de la microstructure.

### III.2.d. Microstructure de l'alliage d'aluminium AS10G

Trempe + maturation

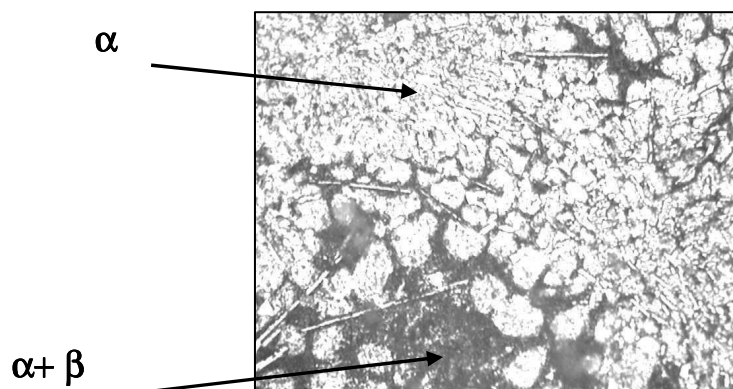


Fig. 41. Microstructure de l'alliage d'aluminium AS10G après une trempe+ maturation de 20 jours .G X 200. Attaque KELLER.

La microstructure de l'alliage AS10G qui a subi une trempe et une maturation de 20 jours (Fig. 41) révèle une dominance des phases  $\alpha$  riche en Al et un léger grossissement de grains dû à sa maturation et elle montre en plus une sphéroïdisation prononcée de la microstructure.

### III.3. Comportement mécanique de l'alliage AS10G

Le tableau 10 regroupe les résultats des mesures de la dureté Brinell **HB**, la Limite d'élasticité **Re**, la Résistance maximal à la traction **Rm** et l'allongement **A** de l'alliage AS10G durant toutes les phases de l'élaboration et le traitement thermique de durcissement de l'alliage AS10G. Pour estimer une valeur moyenne de la dureté, nous avons procédé à trois mesures dans chaque étape.

Etat	Dureté Brinell HB	Limite d'élasticité Re (Mpa)	Résistance maximal a la traction Rm(Mpa)	A (%)
Aluminium pur	27	31	91	49
AS10	73	93	178	23
AS10G	85	98	191	19
AS10G trempé+revenu à 160°C	120	252	273	15
AS10G trempé+maturation à 20°C	99	163	209	18

Tableau 10. Valeurs des caractéristiques mécaniques de l'alliage AS10G à différents états.

Le tableau 10, nous résume le comportement mécanique de l'alliage AS10G comme suit :

On constate qu'une augmentation de la dureté HB est systématiquement obtenue de l'état initial (Etat brut de coulée) 27HB à 120HB à l'état final après le revenu. Une légère diminution est ensuite observée après le traitement de maturation à 20°C (Fig.42). On remarque que le comportement mécanique de l'alliage AS10G diffère d'une phase à un autre (figures: 43, 44 et 45), et la ségrégation des valeurs étant sensée plus importante avant et après le traitement thermique de durcissement structural. Par exemple la valeur de résistance maximale de l'alliage AS10G est augmentée de 191 Mpa avant traitement thermique à 273 Mpa après trempe et revenu à 160°C. La valeur de dureté aussi après le traitement thermique est nettement augmentée comparée à celle avant le traitement thermique. Les valeurs moyennes de la dureté de l'alliage AS10G après la maturation est 99HB. Ce comportement est expliqué par :

\*Après le traitement de mise en solution, il y a une dissolution, même partielle, des précipités qui se forment lors de la solidification. Ce comportement est dû à la redistribution des atomes solutés et donc à l'homogénéisation de la microstructure ce qui influe négativement sur les propriétés mécaniques (dureté et résistance maximale à la traction).

\*La trempe maintient les éléments durcissables en solution métastable, et engendre à l'intérieur de la structure de l'alliage un champ de contraintes résiduelles. Cette accumulation de contraintes est l'une des causes principales de l'augmentation de la dureté. Par ailleurs, cette augmentation est attribuée à un raffinement de la microstructure, résultant de la trempe.

\*La trempe entraîne aussi une sursaturation de la matrice, en lacunes et en éléments solutés. La solution solide saturée développe au cours du processus de précipitation des amas d'atomes de soluté et entraîne le mécanisme de durcissement de l'alliage par précipitation.

\*En comparant les caractéristiques obtenues après le traitement de revenu, à celles après le traitement de maturation, on peut constater une amélioration nette des caractéristiques mécaniques après le revenu qu'après la maturation (figures: 43, 44 et 45).

\* Le processus de durcissement de l'alliage AS10G est essentiellement dû aux composés  $Mg_2Si$ .

\*Il est à noter que d'autres précipités, tel que  $Al_2CuMg$ , sont également susceptibles de se former et d'apporter un renforcement à cet alliage AS10G.

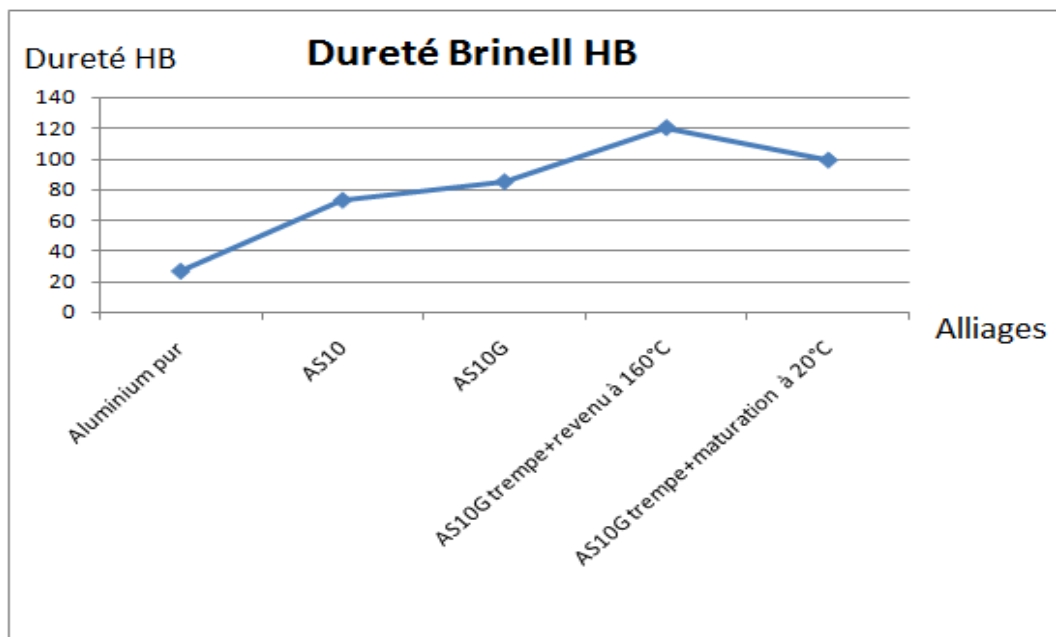


Fig.42. Variation de la valeur moyenne de la dureté Brinell HB de l'alliage AS10G à différents états.

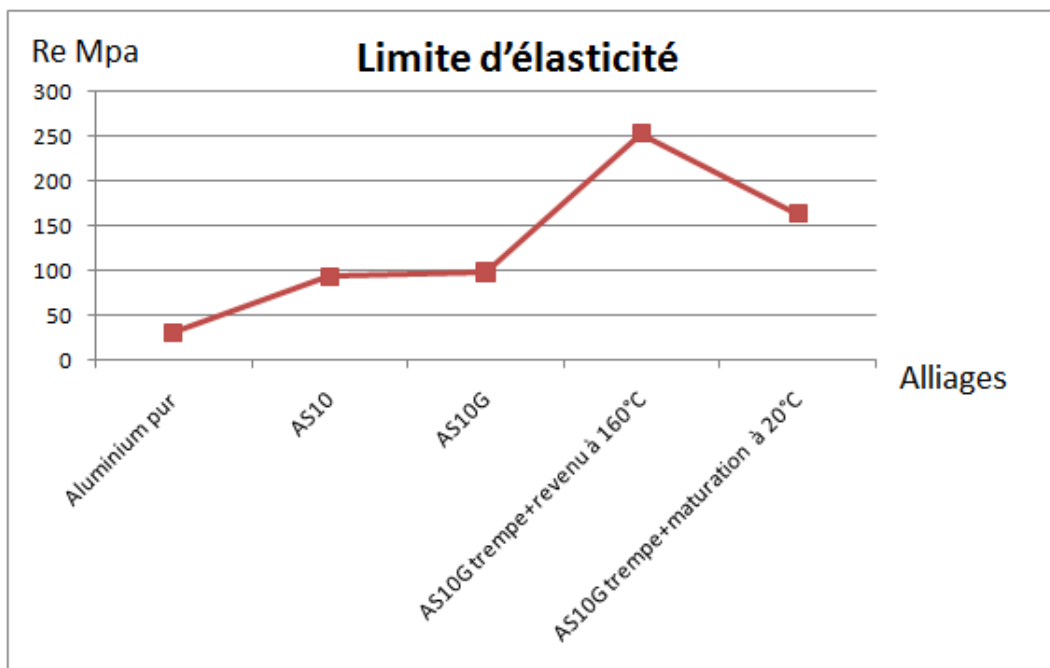


Fig.43. Variation de la limite d'élasticité  $R_e$  de l'alliage AS10G à différentes étapes.

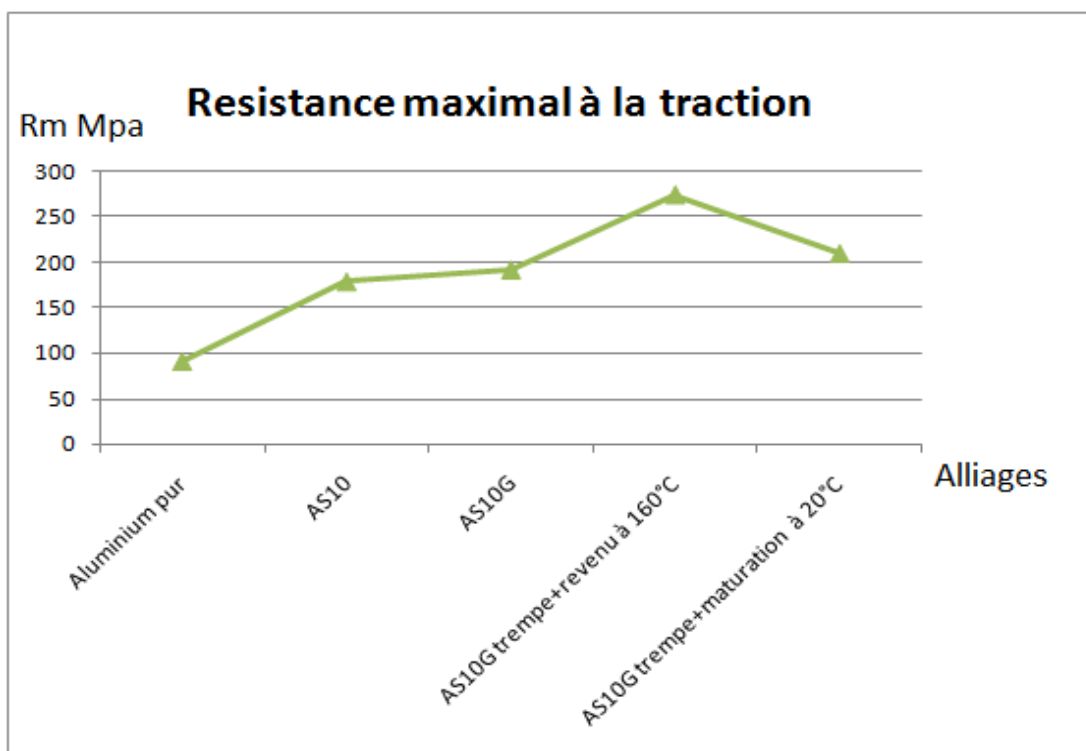


Fig.44. Variation de résistance maximale à la traction de l'alliage AS10G à différents états.

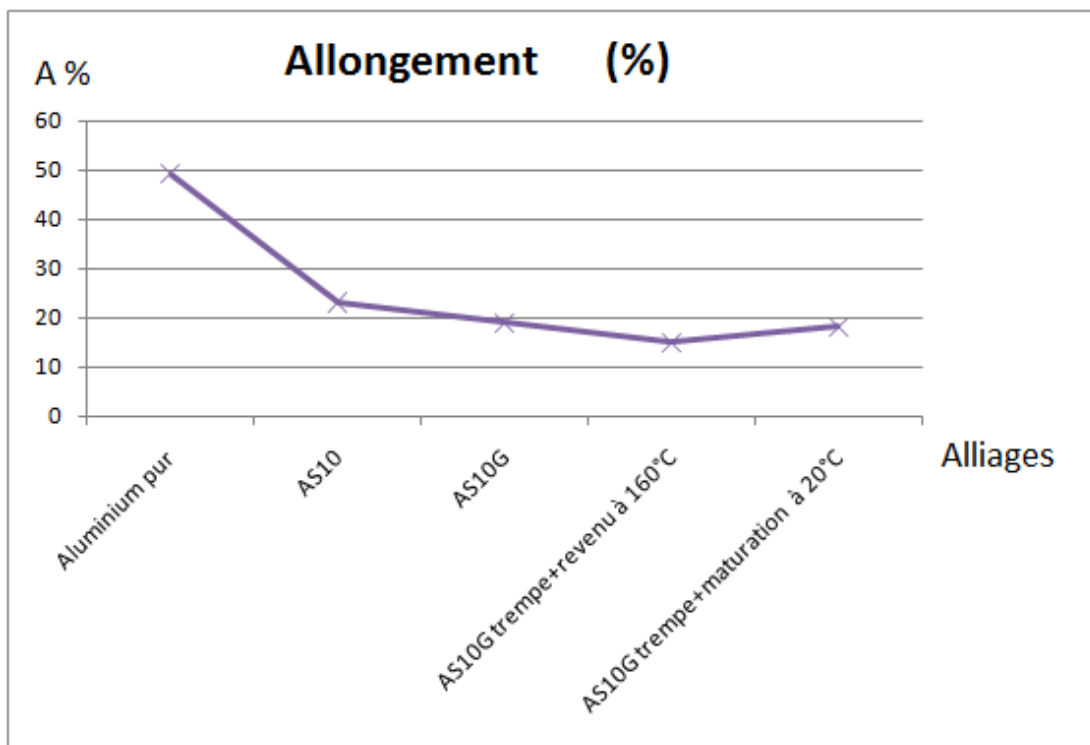


Fig.45. Variation de l'allongement A% de l'alliage AS10G à différentes états.

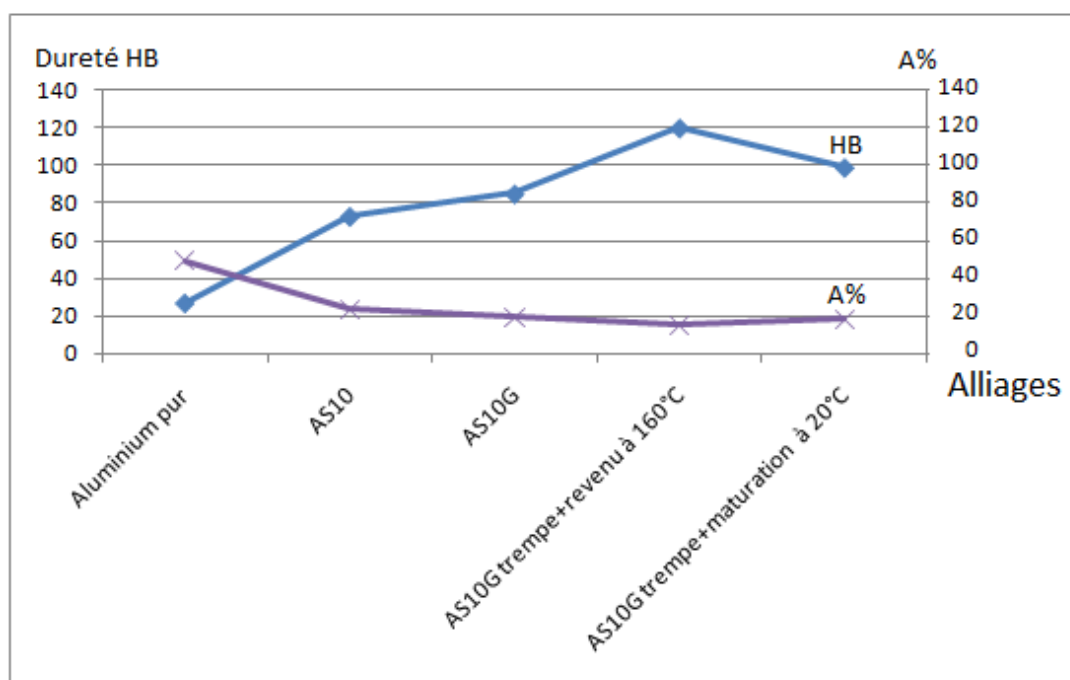


Fig.46. Variation de la dureté Brinell et l'allongement A% de l'alliage AS10G à différents états.

### III.4. Influence du traitement thermique de l'alliage AS10G

Pour améliorer les propriétés mécaniques de l'alliage AS10G, on a recours aux traitements thermiques de durcissement structural (Fig.34 chapitre II). Nous avons mené une étude comparative, de traitements thermiques : la première consiste à une mise en solution à 530°C, suivie d'une trempe à l'eau froide et un revenu à 160°C pendant 6h. La 2<sup>ème</sup> consiste à une mise en solution, trempe et une maturation à la température ambiante pendant 20 jours au lieu de revenu. Ces traitements sont effectués afin de suivre les processus de formation et de dissolution qui accompagnent les transformations de phases à l'état solide, ainsi que les changements des propriétés mécaniques qui en découlent.

#### III.4.a. Effet la mise en solution

La mise en solution a pour but d'homogénéiser la microstructure de l'alliage AS10G à l'état brut de coulée, et minimiser la ségrégation des éléments alliés. Elle permet surtout de dissoudre les composés intermétalliques qui piègent les éléments Si et Mg et entravent la formation d'autres précipités de phases renforçantes lors du traitement de revenu. Les microstructures de l'alliage AS10G obtenues après le traitement (Fig. 40 et 41) montrent un grossissement et la sphéroïdisation de la microstructure, résultant de la mise en solution.

En effet, nous remarquons que ce grossissement et cette sphéroïdisation concernent la phase  $\alpha$  riche en Al de l'alliage AS10G et deviennent graduellement sphéroïdales, après leur fragmentation.

### III.4.b. Effet de la Trempe

Le refroidissement très rapide de l'alliage AS10G après le traitement de mise en solution entraîne une microstructure très fine (Fig.40). Ce raffinement résultant de la trempe, impliquant une augmentation du nombre d'interfaces, est systématiquement accompagné d'une augmentation de la dureté et une diminution de l'allongement (Fig.46), sachant que chaque interface est susceptible de constituer une entrave au mouvement des dislocations.

### III.4.c. Effet du revenu et maturation

Ces traitements, destinés particulièrement à l'alliage AS10G, entraîne la migration d'une partie des éléments alliés Si et Mg vers les dislocations. Ces dernières, étant notamment concentrées au niveau des joints de grains et des interfaces, favorisent la formation des précipités  $Mg_2Si$  qui sont déposés le long de ces interfaces. Les particules de  $Mg_2Si$  se forment au niveau des joints de grains. Cependant, ces précipités, n'étant pas décelables par microscopie optique, peuvent être mis en évidence par des essais mécaniques, dans le cas où la microscopie électronique n'est pas disponible. En effet, ces précipités sont complètement cohérents avec la matrice et leur formation est accompagnée d'un accroissement de la dureté (Fig. 42).

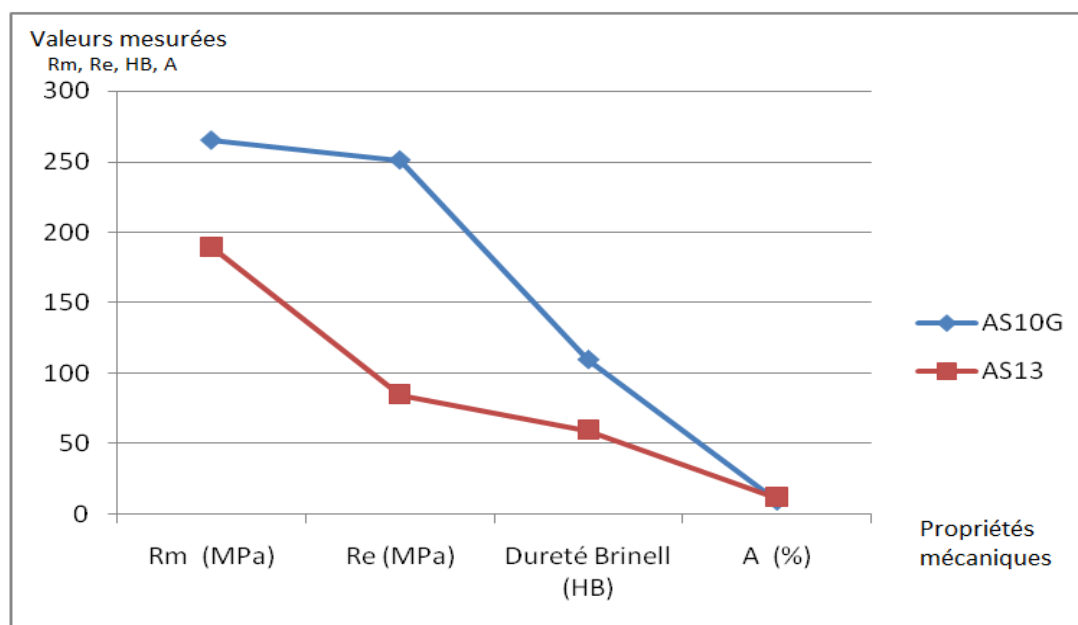
### III.5. Etude Comparative des caractéristiques mécanique de l'alliage AS10G élaboré et l'alliage AS13.

Le tableau 11 nous montre les résultats des mesures de différentes valeurs de caractéristiques mécaniques : Résistance maximal à la traction **R<sub>m</sub>**, la limite d'élasticité **Re**, la dureté Brinell **HB**, et l'allongement **A** obtenues pour les alliages AS10G et AS13.

	Charge de rupture <b>R<sub>m</sub></b> (MPa)	Limite d'élasticité <b>Re</b> (MPa)	Dureté Brinell <b>(HB)</b>	Allongement <b>A</b> (%)
AS10G	265	251	110	10
AS13	190	85	60	12

**Tableau 11.** Caractéristiques mécaniques des alliages d'aluminium AS10G et AS13.

Les valeurs du tableau.11 sont illustrées dans la figure suivante :



**Fig.47.** Variation des valeurs de caractéristiques des alliages AS10G et AS13.

La figure 47 nous révèle que parmi toutes les valeurs obtenues, il n'existe qu'une seule propriété, où les deux alliages présentent des valeurs qui se rapprochent à un certain point (allongement). Cet état permet de mettre en évidence et de confirmer la formation de composé intermétallique  $Mg_2Si$ , lors des traitements thermiques. Nous pouvons, par ailleurs, constater que la valeur de la dureté et de la charge de rupture de l'alliage AS10G, n'est pas très différente de celle de l'alliage AS13 par rapport à limite d'élasticité.

Dans tous les autres cas, on peut remarquer que les valeurs des propriétés mécaniques de l'alliage AS10G, demeure toujours supérieure à celle de AS13. Dans ce dernier, nous avons beaucoup moins de composés intermétalliques qui peuvent se former lors de la solidification et aussi durant le traitement thermique.

### III.6. Conclusion

Au cours de la présente étude, nous nous sommes intéressés au comportement de l'alliage AS10G destinés à l'industrie électrotechnique. Nous avons étudié d'une part, les effets des éléments d'addition et d'autre part, l'influence des traitements thermiques sur les propriétés de cet alliage. En premier lieu nous avons procédé a un traitement thermique usuel, consistant en la mise en solution, suivie d'une trempe à l'eau, et un revenu à 160°C, afin d'apprécier leurs utilités. Ensuite, nous sommes passés à un autre type de traitements, en procédant à une maturation à 20°C pendant 20 jours. Il est à noter que ces traitements de mise en solution, trempe, et revenu, ont été effectués dans le but de voir si en termes de dureté, on obtient un état équivalent à celui obtenu après les traitements thermiques de mise en solution, trempe, et maturation. Il est à relever par ailleurs, que on s'intéresse particulièrement à la dureté et a l'essai de traction car propriétés sont très révélatrices à la résistance des matériaux. En effet, la majorité des pièces industrielles sont appelées à subir ces essais après leurs coulées ou leurs moulages. Ainsi, nous avons pu suivre, au cours de ces différentes phases d'élaborations, l'évolution des propriétés microstructurales, tout en les corrélant aux caractéristiques mécaniques de cet alliage. Nos investigations nous ont permis de mieux comprendre l'influence de l'ajout de 0,35% de Mg et le traitement thermique sur la dureté et la microstructure de l'alliage AS10G et de tirer les conclusions suivantes:

- Le traitement de mise en solution a permis de suivre le grossissement où la maturation de la microstructure, se traduisant

par les phénomènes de sphéroïdisation touchant les dendrites d'aluminium pour AS10G.

- La trempe a entraîné un raffinement de la microstructure.
- Le traitement de revenu entraîne la migration d'une partie des éléments alliés tels que le Si et Mg, vers les dislocations, qui vont se combiner pour former des précipités  $Mg_2Si$ .
- La légère diminution de la dureté HB observée après le traitement de mise en solution, peut être attribuée à la dissolution, même partielle, des précipités
- La trempe provoque à l'intérieur de cet alliage un champ de contraintes résiduelles, qui est accompagné d'une augmentation de la dureté.
- Une amélioration de la dureté est observée, après le traitement de revenu. Le processus de durcissement de l'alliage AS10G est essentiellement dû à la formation des précipités  $Mg_2Si$  cohérentes avec la matrice.

Nous envisageons, dans l'avenir, d'identifier les phases intermétalliques qui se sont formées dans nos alliages, en utilisant une technique de caractérisation plus précise, telle que la microscopie électronique à balayage ou bien la diffraction des Rx. Nous envisageons également, d'étudier l'effet du Cu, à différentes proportions, sur le durcissement des alliages industriels Al-Si. Enfin, il serait intéressant de corréler les essais de dureté, à d'autres essais mécaniques tels que la résilience.

# Conclusion Générale

## CONCLUSION GENERALE

Cet alliage élaboré trouve son emploi dans différents domaines spécialement dans le moulage des pièces pour l'industrie électrotechnique, il est appelé à remplir des critères assez rigoureux concernant ses propriétés d'emploi : la dureté et la résistance à la traction, dans le but d'assurer de très bonne tenue et une durée de vie rentable. En outre, les éléments d'alliages (Si et Mg) sont utilisés avec des paramètres optimaux de traitement thermique de durcissement par précipitation.

C'est dans ce but que notre travail trouve une valeur très importante par un ajout de 0,34% de Mg afin de rendre l'alliage d'aluminium susceptible d'ailleurs de traitement thermique de durcissement.

D'après les résultats obtenus, on peut conclure que :

- L'utilisation de l'aluminium pur est limitée du fait que ses propriétés, mécaniques : dureté et résistance à la traction sont faibles
- Après l'ajout de Si comme élément d'alliage les propriétés mécaniques sont améliorées considérablement
- L'utilisation des alliages mère (ex : Al-Si dans notre cas) est efficace et facilite considérablement l'élaboration des alliages d'aluminium et trouve son vaste emploi dans l'industrie métallurgiques
- Le traitement thermique d'amélioration des propriétés constitué d'un chauffage de mise en solution à 530 °C suivi d'une trempe à l'eau à 20 °C et un revenu à 160 °C pendant 6 heures nous donne une précipitation du  $Mg_2Si$  qui gêne le mouvement des dislocation et les plans de glissement permet à l'alliage d'acquérir un durcissement considérable
- La teneur finale de Mg obtenu est de l'ordre de 0,34%
- Après une trempe de l'alliage AS10G suivi d'un vieillissement de 20 jours

L'alliage subit un durcissement maximal de 99 HB

- Il y a toujours une fiable diminution de la teneur des éléments de base et les éléments d'alliages dus à la perte au feu et à l'oxydation aux différentes opérations de fusion et de coulée
- Enfin nous ne pourrions pas prononcer définitivement, par rapport à la formation de ces phases, qu'après un examen métallographique plus approfondi, en utilisant la microscopie électronique (balayage, microsonde, EDAX...).

# Références Bibliographique

- [1] The Science and Engineering et Materials, p 812, Third Edition, pws Publication, Danald. R. Askeland, Boston (1994).
- [2] [www.educreuse23.ac-limoges.fr/loewy/aa/voisin](http://www.educreuse23.ac-limoges.fr/loewy/aa/voisin). (2013)
- [3] Un Regard a l'intérieur de l'Aluminium. D. Altenpohl. Aluminium-verlag Gmbh Düsseldorf, 1<sup>er</sup> edition 1976.
- [4] Aluminium non allie technique de l'ingénieur, vol .mb5, m443. Roger Develay.
- [5] Métallurgie Extractive Essai de Définition de procédés Industriels a partir des données physicochimiques et économiques. Jacques coursier (ex-directeur), Robert Rosset (professeur) et Denise Bauer (professeur). New York 1986.
- [6] [www.histalu.org/iha-rubrique-article.php](http://www.histalu.org/iha-rubrique-article.php). (2013)
- [7] Précis de Fonderie. Méthodologie, Production et Normalisation. 2<sup>ème</sup> édition, g. Facy et m. Pompidou (professeurs à l'école nationale supérieure d'arts et métiers), France 1992.
- [8] Précis de Métallurgie : (Elaboration, Structure, Propriétés, Normalisation),p .232, 1ere édition, Afnor-Nathan, Jean Baralis, Gerard Maeder, paris (1997).
- [9] [www.techniques-ingénieur.fr](http://www.techniques-ingénieur.fr) .Mise en Forme Des Métaux et Fonderie- Fusion des Alliages d'Aluminium.
- [10] Influence Des Traitements Thermiques Sur Les Propriétés Mécaniques d'un Alliage AlMgSiCu, thèse de doctorat en physique de la matière, François Delmas, université Paul Sabatier De Toulouse (2002).
- [11] International Journal of Cast metals Research, vol. 14, pp. 235-253, m.a. Moustafa, F.H. SAMUEL, H.W. DOTY ET S. VALTIERRA, (2002).
- [12] M. A. Moustafa, F.H. Samuel, H.W.Doty, J. of Mater. Science, (2003).
- [13] A. M. A. Mohamed, A. M. Samuel F.H. Samuel, J. Mater Design **30**, 3943-3957(2009).
- [14] Manuel Pratique du fondeur de fonte par H. Le Breton (Ingénieur et Professeur de Fonderie).quatrième édition ; paris 1966.
- [15] Métallurgie .Tome II, Elaboration des Matériaux. Septième édition, par c. Chaussin (prof) et g. Hilly (prof). Paris 1968.
- [16] Influence d'Eléments d'Addition sur les Caractéristiques Mécaniques et Microstructurales des Alliages Al-Si, thèse de magister, Sersour Zakia, (2010)
- [17] Métallurgie Pratique pour Mécaniciens, Tome I: Choix et Utilisation des Alliages Métalliques Industriels, par m. MASSIN. 1983 - paris.

- [18] Effet du Magnésium, Des Traitements Thermiques et de la Porosité sur les Propriétés Mécaniques de Traction et de Fatigue de l'Alliage sous Pression a 380.1, Sébastien Morin, Thèse de Doctorat, université du Québec à Chicoutimi, juillet (2002).
- [19] Effets des Eléments Alliés et des Traitements Thermiques sur la Microstructure et les Propriétés de Traction des Alliages Aluminium-silicium 413.0, thèse de doctorat, Carl Lepage, université du Québec à Chicoutimi, (2003).
- [20] Influence d'Eléments d'Addition sur les Caractéristiques Mécaniques et Microstructurales des Alliages Al-Si, thèse de magister, Sersour Zakia, (2010)