

République Algérienne Démocratique et Populaire
Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique

Ecole Nationale Polytechnique



Département de Métallurgie

Mémoire de Fin d'Etudes
En vue de l'obtention de
Diplôme d'Ingénieur d'Etat en Métallurgie

**Influence du dégazage à l'état liquide et solide sur
l'alliage d'aluminium AS13 moulé en coquille**

Proposé et dirigé par

Pr. SALHI. E

Etudié par :

BOUCHETAOUI Mohand

Promotion juin 2010

Je tiens à remercier Dieu le tout puissant de m'avoir donné le courage, la patience et l'aide pour mener à bien ce modeste travail

Au terme de ce travail je tiens à remercier vivement Mr. E.SALHI mon encadreur pour l'intérêt qu'il a porté à ce travail, pour sa disponibilité, ses conseils et son aide précieuse. Mr. Naili, Chef de département au niveau de la fonderie de SNVI de Rouïba mérite également mes remerciements les plus sincères pour le travail qu'il a accompli, son aide et ses conseils

Je tiens à remercier également Mr K.ABADLI pour m'avoir honoré en acceptant de présider le jury, Mr A.DELLALI et N. MESRATI d'avoir accepté de juger mon travail, cela fera un honneur pour moi

J'exprime ma gratitude et ma profonde reconnaissance à mes parents qui m'ont toujours soutenu et encouragé

Je n'oublie de remercier les enseignants de l'école nationale polytechnique, en particulier ceux du département de métallurgie, pour m'avoir offert un agréable cadre de formation

Je remercie également mes collègues de l'ENP

Je ne peux omettre de remercier ici Mr. CHITROUB chef du département de métallurgie qui nous a beaucoup aidé en nous assurant les conditions de travail.

Et M^{lle} HADDAD Mabrouka étudiante en interprétariat et traduction à la Faculté Centrale d'Alger, pour m'avoir aidé dans la traduction.

Que toute personne ayant contribué de près ou de loin à l'aboutissement de ce travail trouve ici l'expression de mes vifs remerciements et ma profonde gratitude

A mes très chers parents, qui m'ont toujours été présent pour m'encourager et me soutenir pendant toutes mes épreuves, aucun autre ne m'est aussi trop chère que vous. Que dieu vous bénisse, vous assiste et vous soit en aide

*A mon chère frère Lounes
A mes chère sœurs Souad, Soraya et Hanane
A mes grands parents
A mes amis*

Pour leur amitié, leur soutien moral, et conseils je leur dis merci

A tous ceux qui me sont chers

Index des figures

Figure 1. Principaux stades dans la fabrication de produits en aluminium	4
Figure 2. Schéma de l'approvisionnement en métal d'une fonderie d'aluminium avec coulée en coquille)	10
Figure 3. Diagramme d'équilibre Al-Si	11
Figure 4. influence du magnésium sur les propriétés mécaniques des alliages Al-Cu	12
Figure 5. Diagramme d'équilibre Al-Mg	13
Figure 6. Diagramme d'équilibre Al-Cu	14
Figure 7. Influence de la teneur en fer sur les caractéristiques mécaniques de l'alliage AlSi7Mg 0,6	16
Figure 8. Solubilité du titane dans les alliages AlCu5MgTi,	17
Figure 9. Schéma d'une dendrite	20
Figure 10. (a) Schéma 3D d'un retrait de solidification et sa projection 2D, (b) Micrographie optique d'un retrait de solidification	22
Figure 11. Porosité de gazage dans un alliage A-S7G03 modifié au sodium coulé en sable	23
Figure 12. Variation de la solubilité de l'hydrogène dans l'aluminium en fonction de la température	25
Figure 13. Influence de l'intervalle de solidification sur la relation entre la porosité et la teneur en hydrogène	27
Figure 14. Influence de la composition chimique et de la vitesse de solidification sur la porosité de gazage	28
Figure 15. Four de fusion (Fonderie aluminium DFR-SNVI).	30
Figure 16. Lingot de l'alliage AS13 (Fonderie d'aluminium DFR-SNVI).	30
Figure 17. Moulage en coquille.	32
Figure 18. Mécanisme d'absorption de l'hydrogène par le bain d'aluminium liquide	34
Figure 19. Processus de diffusion des atomes d'hydrogène.	35
Figure 20. creuset et la pièce moulée.	37
Figure 21. Pièce coulée en coquille.	38
Figure 22. Microscope muni d'une caméra et d'un ordinateur	40
Figure 23. Figure montrant la méthode de grillage d'analyse quantitative des structures métallographiques.	41

Figure 24. <i>Appareil de mesure de la dureté.</i>	42
Figure 25. <i>Structure de l'alliage AS13 après l'inoculation au Na (56 HB).</i>	44
Figure 26. <i>Microstructure montrant l'alliage AS13 coulé directement du four de fusion sans maintien, selon un taux de porosités de 12,15 %.</i>	45
Figure 27. <i>Microstructure montrant l'alliage AS13 coulé du four de maintien après 48h, selon un taux de porosités de 08.09 %.</i>	45
Figure 28. <i>Microstructure montrant l'alliage AS13 traité par le flux.</i>	46
Figure 29. <i>Microstructure montrant l'alliage AS13 traité par le flux.</i>	47
Figure 30. <i>Variation du Taux de porosités en fonction du temps à la température de 300°C.</i>	48
Figure 31. <i>Variation du taux porosités en fonction du temps à la température de 550°C.</i>	49
Figure 32. <i>Variation du taux de porosités en fonction du temps à la température de 300°C.</i>	49
Figure 33. <i>Microstructure montrant le taux de porosités de l'alliage AS13 ayant subi un traitement de 20mn à 300 °C.</i>	50
Figure 34. <i>Microstructure montrant le taux de porosités de l'alliage AS13 ayant subi un traitement de 2h à 550 °C.</i>	51
Figure 35. <i>Variation du taux de porosités en fonction de la température à des maintiens constant de 60mn, 80mn et 100mn.</i>	52
Figure 36. <i>Structure de l'alliage AS13 après 1h de maintien à une température de 400 °C.</i>	53
Figure 37. <i>Structure de l'alliage AS13 après 1h 40 mn de maintien à une température de 400°C.</i>	53
Figure 38. <i>Structure de l'alliage AS13 après 2h de maintien à une température de 400°C.</i>	54
Figure 39. <i>Évolution de la dureté HB en fonction du temps de maintien à 300 °C pour l'alliage AS13.</i> ..	55
Figure 40. <i>Évolution de la dureté HB en fonction du temps de maintien à 550 °C.</i>	55
Figure 41. <i>Structure de l'alliage AS13 coulé au laboratoire.</i>	56
Figure 42. <i>Variation du Taux de porosités en fonction du temps (mn) à la température de 100°C.</i>	60
Figure 43. <i>Variation du Taux de porosités en fonction du temps (mn) à la température de 200°C.</i>	60
Figure 44. <i>Variation du Taux de porosités en fonction du temps (mn) à la température de 300°C.</i>	61
Figure 45. <i>Variation du Taux de porosités en fonction du temps (mn) à la température de 400°C.</i>	61
Figure 46. <i>Variation du Taux de porosités en fonction du temps (mn) à la température de 550°C.</i>	62
Figure 47. <i>Évolution de la dureté HB en fonction du temps de maintien à 100 °C</i>	63
Figure 48. <i>Évolution de la dureté HB en fonction du temps de maintien à 200 °C</i>	63

Figure 49. *Évolution de la dureté HB en fonction du temps de maintien à 300 °C*64

Figure 50. *Évolution de la dureté HB en fonction du temps de maintien à 550 °C*64

Figure 51. *Évolution de la dureté HB en fonction du temps de maintien à 550 °C*65

Index des tableaux

Tableau 1. <i>les principale caractéristiques mécaniques des alliages Al-Cu .</i>	13
Tableau 2. <i>Classification d'alliages d'aluminium de fonderie</i>	15
Tableau 3. <i>Principales causes de variation des concentrations de certains éléments</i>	18
Tableau 4. <i>Avantages et inconvénients des agents modificateurs ou affinant la structure des alliages eutectiques et hypoeutectiques</i>	21
Tableau 5. <i>Composition chimique de l'alliage AS13</i>	31
Tableau 6. <i>Caractéristiques mécaniques des alliages</i>	31

Résumé

Vu l'intérêt que présente les alliages d'aluminium de fonderie dans l'industrie, nous avons étudié dans le cadre de notre travail le phénomène de porosité qui nuit sur les propriétés mécaniques des pièces moulées, en essayant de remédier par divers procédés de dégazage à l'état liquide, par maintien de 48h et par un flux de dégazage. Les résultats sont identiques par les deux méthodes. Afin de pousser le dégazage à l'état solide, on a effectué des traitements thermiques. Ce qui nous a permis d'optimiser la température et le temps de maintien, nécessaire à l'aide d'analyse quantitative des porosités au microscope optique.

Mots clés : aluminium, porosité, hydrogène, dégazage, modification, temps de maintien, température, dureté, alliage Al-Si, alliage Al- Mg.

Abstract

In view of the importance of the aluminium alloy of foundry for the industry; we studied within the context of our work the phenomena of porosity which harm and damage mechanic characteristics of smelted parts. In order to resolve this problem, we adopted many methods of degassing in the liquid state by a holding time of 48h and by a degassing flow. The results were similar in both operations. We carried out thermic processing to get the solid state by degassing which allowed us to optimize the holding time and the heat needed by a quantitative analysis of porosities with an optical microscope.

Key words: aluminium, porosity, hydrogen, degassing, modification, holding time, hardness, Al-Si alloy, Al-Mg alloy.

ملخص.

نظرا لأهمية خلانط الألومنيوم في عملية الانصهار بالنسبة للصناعة، درسنا في إطار بحثنا ظاهرة المسامات التي تلحق الضرر بالخصائص الميكانيكية للأجزاء المنصهرة. وللحد من هذا الضرر، قمنا بعدة عمليات نزع الغاز في الحالة السائلة خلال مدة ثمانية وأربعين ساعة ونزع الغاز بالتدفق: تحصلنا على نفس النتائج في كلا الطريقتين. وللوصول إلى الحالة الصلبة بطريقة نزع الغاز، قمنا بمعالجات حرارية، سمحت لنا بتحسين المدة الزمنية ودرجة الحرارة اللازمتين وهذا بإجراء تحاليل كمية للمسامات مع استخدام مجهر بصري

الكلمات المفتاحية :

ألومنيوم، المسامات، الهيدروجين، نزع الغاز . التحول. الزمن ، الحرارة، الصلابة ، خليط الألومنيوم- سيليسوم

خليط الألومنيوم- مغنزيوم

Sommaire

Introduction.....	1
Partie I : ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE.....	2
1. Stades de production de l'aluminium.....	2
1.1. Historique.....	2
1.2. Obtention de l'aluminium.....	2
2. Propriétés d'aluminium	5
2.1. Propriétés physiques	5
2.2. Propriétés chimiques.....	7
2.3. Propriétés mécaniques	8
2.4. Résistance à la corrosion.....	8
3. fonderie d'aluminium.....	9
4. théorie des alliages d'aluminium de fonderie	10
4.1. Alliages Al-Si.....	11
4.2. Alliages Al-Mg.....	12
4.3. Alliages Al-Cu	13
4.4. .Alliages Al-Si-Cu	14
5. Classification des alliages d'aluminium de fonderie.....	14
6. Influence des éléments d'addition.....	15
7. Alliages aluminium-silicium	19
7.1. .Structure des alliages aluminium-silicium	19
7.2. Affinage des grains	20
7.3. Modification de la structure eutectique des alliages aluminium-silicium.....	20
8. phénomène de porosité.....	22
8.1. Type de porosité	22
8.1.1. Porosités dues au retrait	22
8.1.2. Porosités dues au gaz	23
8.2. Absorption des gaz	23
8.3. Influence de la solidification sur la formation de porosités	27
Partie II. Techniques expérimentales	29
1. Procédé de fonderie :.....	29
1.1. Obtention des pièces	29
<u>1.1.1.</u> La fusion.....	29

1.1.2.	Composition de la charge de bain.....	30
1.1.3.	Composition chimique de l'alliage AS13.....	31
1.1.4.	Caractéristiques mécaniques de l'alliage AS13.....	31
1.1.5.	Produit agissant dans le bain de fusion	31
1.2.	Moulage des pièces.....	32
2.	Traitement de dégazage à l'état liquide et solide de l'alliage AS13	33
2.1	Traitement de dégazages du bain liquide.....	33
2.1.1.	Dégazage par attente	33
2.1.2.	Dégazage par les flux	35
2.2.	Traitement de dégazages a l'état solide de l'alliage AS13	36
3.	Essai de fusion dans le laboratoire de métallurgie	36
4.	Prélèvement et préparation des échantillons pour la métallographie	38
4.1.	Prélèvement des échantillons	38
4.2.	Préparation des échantillons pour la métallographie	39
5.	Observation et saisie des micrographies.....	40
6.	La dureté.....	42
Partie III. Résultats et interprétation.....		43
1.	Effet de la modification sur la microstructure et les propriétés mécaniques de l'alliage AS13.....	43
2.	Traitement de dégazage des alliages AS13 dans le bain liquide.....	44
2.1.	Traitement de dégazage du bain liquide par attente	44
2.2.	Traitement de dégazage du bain liquide par les flux	46
3.	Traitement du dégazage AS13 à l'état solide à différentes températures et à différents temps de maintien.....	48
4.	Évolution de la dureté en fonction du temps de maintien aux différentes températures	55
5.	Réduction des porosités par fusion au four de laboratoire.....	56
CONCLUSION GENERALE		58
Perspectives.....		58
REFERENCES BIBNLIOGRAPHIQUES		58
Annexe 1.....		60
Annexe 2		63

INTRODUCTION

Introduction

Depuis le développement récent (début du 20^{ème} siècle) des alliages d'aluminium performants, l'utilisation de ce métal n'a cessé de croître (transport, bâtiment, énergie, sport, emballage...), à tel point qu'il occupe la seconde place des métaux les plus utilisés après le fer. Dans le cadre de notre étude on s'intéresse aux alliages d'aluminium-silicium qui ont connu de nombreuses applications dans l'industrie grâce à leurs hautes résistances mécaniques, leur légèreté, leur bonne résistance à la corrosion et à leur excellente coulabilité. Cette utilisation massive a rapidement engendré des besoins des industriels en traitements de ces alliages [1].

Mais l'élaboration d'alliage d'aluminium de qualité nécessite l'élimination des porosités issues de four de fusion et le contact avec le milieu extérieur. La porosité peut diminuer considérablement les propriétés mécaniques des alliages d'aluminium.

Les porosités sont des cavités ou des vides qui se forment après la solidification. La principale source de formation de porosités est l'hydrogène qui est le seul gaz soluble dans l'aluminium à l'état liquide et insoluble à l'état solide qui demeure piégé.

Cette étude a pour objectif d'étudier l'effet d'un traitement de dégazage de l'alliage d'aluminium à l'état liquide et solide dans le but d'éliminer les porosités permettant d'améliorer toutes les propriétés mécaniques et physiques.

Nous avons commencé classiquement par une étude bibliographique de la métallurgie de l'aluminium et ses alliages de fonderie ainsi que leurs propriétés. Nous nous sommes attachés plus particulièrement à décrire le mécanisme de formation des porosités, et les principaux facteurs influant sur la porosité.

Parmi ces alliages, nous avons choisi l'alliage aluminium-silicium couramment utilisé dans l'industrie de fonderie. Nous avons alors réalisé des traitements de dégazages à l'état liquide et solide afin d'éliminer les porosités et améliorer les propriétés mécaniques et physiques des pièces moulées. Le traitement de dégazage à l'état solide est la conséquence de faibles résultats obtenus lors du dégazage à l'état liquide. Nous avons effectué des essais de duretés afin de caractériser les différentes évolutions des propriétés mécaniques, les moyens d'essais mécaniques et quelques résultats nous ont poussés à réaliser une étude de la microstructure. Les résultats sont illustrés dans la dernière partie.

ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

Partie I : ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

1. Stades de production de l'aluminium

1.1. Historique

1854: première apparition de l'aluminium lors d'une présentation à l'Académie des sciences par le chimiste français Sainte-Claire Deville, sous la forme d'un lingot. Cette pièce avait été obtenue par voie chimique

1886: invention du procédé d'électrolyse de l'aluminium par Paul Héroult (France) et Charles Martin Hall (USA)

Depuis l'aluminium a connu un développement très important grâce notamment à son utilisation dans les industries ayant attrait au transport : aviation, automobile, marine. Il est aussi employé dans l'emballage, le bâtiment, l'électricité, la mécanique etc... [1].

1.2. Obtention de l'aluminium

L'aluminium est, après l'oxygène et le silicium, le troisième élément de l'écorce terrestre : Il constitue 8% de la lithosphère sous forme de silicates plus ou moins complexes à faible teneur en aluminium. Mais dans certaines régions, sous l'action prolongée de l'eau, l'élimination d'une partie importante de la silice a donné des roches riches en alumine (45 à 60 %), ce sont les bauxites qui constituent actuellement la source quasi exclusive d'aluminium [2].

- La bauxite

L'aluminium est un métal très répandu sur la terre, 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 [1].

- L'alumine

L'alumine est extraite de la bauxite par le procédé Bayer : la bauxite est broyée puis attaquée à chaud par de la soude. On obtient une liqueur qui après séparation des oxydes de fer et de silicium est envoyée dans des décomposeurs pour précipitation de l'alumine [1].

- L'aluminium

L'aluminium est obtenu à partir de l'alumine par électrolyse dans une cuve comportant un garnissage en carbone (cathode). L'aluminium formé par électrolyse se dépose au fond de la cuve (1).

L'importance prise aujourd'hui par l'aluminium n'est pas seulement celle de l'aluminium brut mais celle de toute une filière avec, en amont, le minerai et, en aval, l'industrie de transformation en produits semi-finis (voir **Figure 1**) [1].



Figure 1. Principaux stades dans la fabrication de produits en aluminium [1].

2. Propriétés d'aluminium

Avec 25 million de tonnes de consommation mondiale annuelle l'aluminium occupe la première place de la métallurgie des métaux non ferreux. La production d'aluminium primaire connaît une croissance régulière depuis 1950. Le développement des applications de l'aluminium et ses alliages, la croissance régulière et soutenue de la consommation s'explique par plusieurs propriétés qui sont autant d'atouts décisifs dans le choix des utilisateurs.

- Les intérêts technologiques attribués aux alliages d'aluminium sont

- La légèreté
- La conductivité thermique
- La conductivité électrique
- L'aptitude aux traitements de surface
- La tenue à la corrosion
- La diversité des demi-produits.
- La diversité des alliages d'aluminium
- La fonctionnalité des demi-produits filés et moulés
- La facilité de mise en œuvre
- Le recyclage

2.1. Propriétés physiques

Les propriétés atomiques et cristallines sont :

- numéro atomique..... 13

- masse atomique..... 26,947

L'aluminium a une structure cubique à faces centrées avec les caractéristiques suivantes :

- rayon atomique..... 1,4286 Å

- distance interatomique..... 2,858 Å [3].

La densité de L'aluminium à 99,99% a une densité de 2,70 gr/cm³ à 20°C.

La densité augmente légèrement lorsque le titre du métal baisse. Elle est par exemple de 2,70 à 20°C pour Al à 99,5%.

Au point de fusion, la densité est :

- 2,55 gr/cm³ à 660°C (phase solide) ;

- 2,38 gr/cm³ à 660°C (phase liquide).

Ce qui correspond à un retrait volumique de 6,6% à la solidification. La densité de l'aluminium liquide en fonction de la température T (°C) est déterminée par la formule suivante :

$$d=2,382-0,000273(T-660)\dots\dots\dots [1].$$

Les propriétés thermiques lors de la fusion, la vaporisation et le chauffage à l'état solide sont respectivement :

La température d'ébullition est de 2500 °C environ. La chaleur de vaporisation est de 10 780 kJ/kg.

A l'état liquide, l'aluminium liquide a une très faible tension de vapeur à basse température mais qui s'élève très vite avec celle-ci. La variation de coefficient de vapeur en fonction de la température est présentée ci-dessous :

$$\begin{aligned} &7,4 \times 10^{-11} atm \text{ à } + 0727^{\circ}C \\ &3,0 \times 10^{-6} atm \text{ à } + 1127^{\circ}C \\ &9,8 \times 10^{-4} atm \text{ à } + 1527^{\circ}C \\ &3,7 \times 10^{-2} atm \text{ à } + 1927^{\circ}C \\ &7,3 \times 10^{-1} atm \text{ à } + 2427^{\circ}C \end{aligned}$$

La température de fusion de 660°C pour un aluminium de pureté titrée à 99.996 % ; intervalle de fusion est de 664-657°C pour un aluminium de titrée de 99,00 à 99,50%. La chaleur de fusion équivaut 2.56 kJ/kg, ou 95 cal/g [3].

Le coefficient de dilatation thermique linéaire de l'aluminium est $23 \times 10^{-6} k^{-1}$ à la température de 20 °C, .il varie en fonction de la température. Cette variation est présenté ci-dessous .

$$\begin{aligned} &08,1 \times 10^{-6} k^{-1} \text{ à } - 198^{\circ}C \\ &17,1 \times 10^{-6} k^{-1} \text{ à } + 123^{\circ}C \\ &24,9 \times 10^{-6} k^{-1} \text{ à } + 127^{\circ}C \\ &28,2 \times 10^{-6} k^{-1} \text{ à } + 327^{\circ}C \\ &33,5 \times 10^{-6} k^{-1} \text{ à } + 527^{\circ}C \end{aligned}$$

Le coefficient moyen de dilatation thermique linéaire entre deux températures est plus souvent utilisé, est dépend du domaine de température considéré [2].Le coefficient de dilatation thermique linéaire entre deux températures est présenté ci-dessous.

$$23,8 \times 10^{-6} \text{ k}^{-1} \text{ de } 20 \text{ à } 100$$

$$24,6 \times 10^{-6} \text{ k}^{-1} \text{ de } 20 \text{ à } 200$$

$$25,4 \times 10^{-6} \text{ k}^{-1} \text{ de } 20 \text{ à } 300$$

$$26,5 \times 10^{-6} \text{ k}^{-1} \text{ de } 20 \text{ à } 400$$

$$27,7 \times 10^{-6} \text{ k}^{-1} \text{ de } 20 \text{ à } 500$$

La conductivité thermique est de $237 \text{ W}/(\text{m} \times \text{k})$ à la température ambiante, varie en fonction de la température [3].

$$302. \text{W}/(\text{m. k}) \text{ à } -173^{\circ}\text{C}$$

$$237. \text{W}/(\text{m. k}) \text{ à } +020^{\circ}\text{C}$$

$$208. \text{W}/(\text{m. k}) \text{ à } +660^{\circ}\text{C} - \text{état solide} -$$

$$091. \text{W}/(\text{m. k}) \text{ à } +660^{\circ}\text{C} - \text{état liquide} -$$

Au-dessous de -173°C , la conductivité thermique de l'aluminium de pureté de 99,99, est très sensible au niveau des impuretés.

• Propriétés thermochimiques

La capacité thermique massique est de $9010 \text{ J}/(\text{kg. K})$, soit une capacité thermique molaire de $24.29 \text{ J}/(\text{kg. K})$ [3].

2.2. Propriétés chimiques

La position de l'aluminium dans la série des potentiels électrochimiques le rend très réactif ($E^{\circ}\text{Al}/\text{Al}^{3+} = -1,66 \text{ V}/\text{ENH}$), ce qui pourrait faire craindre une corrodabilité. Cette réaction corrosive implique une très forte affinité pour l'oxygène, ce qui fait que l'aluminium se recouvre d'une pellicule très dure et adhérente d'oxyde Al_2O_3 qui stoppe la réaction d'oxydation en profondeur et permet à l'aluminium de s'autoprotéger en se passivant. Cette couche d'oxyde plus ou moins hydratée a une résistance chimique limitée car elle résiste bien dans les solutions d'acide chlorhydrique, sulfurique, et nitrique, par contre, les bases attaquent

violemment le métal. Cette protection peut être améliorée par l'anodisation qui est un traitement permettant d'obtenir une couche épaisse d' Al_2O_3 mais poreuse, et qui est ensuite colmatée par un traitement à l'eau chaude [4].

2.3. Propriétés mécaniques

L'aluminium commercialement pur possède des propriétés mécaniques faibles. On peut toutefois améliorer considérablement ces propriétés par l'érouissage, l'addition d'éléments d'alliage ou traitements thermiques, selon les cas. L'aluminium et ses alliages ont une structure cristalline cubique à faces centrées. Ils font donc preuve à une excellente ductilité à toute température [5].

2.4. Résistance à la corrosion

La très bonne tenue à la corrosion de l'aluminium explique le développement de ses nombreuses applications dans le bâtiment, les transports, la construction navale..., milieux dans les conditions d'emploi qui peuvent être sévères. On dispose maintenant de nombreuses références d'équipements en service depuis plusieurs décennies, et même une référence centenaire avec la toiture de l'église San-Giocchino à Roma, installée en 1898. C'est donc avec un sérieux recul que l'on peut parler de la tenue à la corrosion de l'aluminium.

La tenue à la corrosion est en effet un critère très important dans le choix d'un métal ou d'un alliage, dès lors que celui-ci est soumis à l'action de l'humidité, des intempéries, de l'eau, du milieu marin, d'une atmosphère industrielle,.....

La tenue à la corrosion dépend des paramètres suivants :

- La composition, d'état métallurgique, l'état de surface,..... ;
- Les conditions de service prévues ;
- Le mode d'assemblage éventuel des structures, les dispositions constructives ;
- La durée de service espérée, et la fréquence d'entretien.

Il faut souligner qu'il n'existe pas de matériaux (universel) résistant à tous les milieux possibles que ce soit des acides, des bases (minéraux ou organiques), dans toutes les atmosphères aussi bien humides que chargées en composés du soufre (LMN, ONL), en poussières

C'est la raison pour laquelle les métallurgistes ont mis au point des alliages spécifiques pour répondre aux exigences particulières de résistance à la corrosion. Généralement, il y a des différences de tenue à la corrosion entre les alliages du même métal de base. C'est volontairement qu'on se limite à rappeler quelques aspects essentiels de la corrosion de l'aluminium et de ses alliages tels que :

- Le rôle du film d'oxyde naturel ;

- Les formes de corrosion habituelles que l'on peut observer sur l'aluminium et ses alliages [6].

La très bonne tenue à la corrosion de l'aluminium et de ses alliages qui est due à la présence permanente sur le métal d'un film continu d'oxyde d'aluminium, appelé alumine qui le rend passif à l'environnement. Ce film se forme dès que le métal est mis au contact d'un milieu oxydant tel que l'oxygène de l'air et l'eau. C'est ainsi que le film se reforme instantanément au contact de l'air lors des opérations de mise en forme : pliage, découpage, perçage, et lors du soudage, ou lors de la solidification du cordon de soudure.

Bien qu'il ait une très faible épaisseur, comprise entre 5 et 10 nanomètres, ce film d'oxyde constitue une barrière entre le métal et le milieu environnant. Sa stabilité physico-chimique a donc une très grande importance sur la résistance à la corrosion de l'aluminium et de ses alliages. Elle dépend, en particulier, des caractéristiques du milieu [6].

3. fonderie d'aluminium

L'utilisation de l'aluminium pour la fabrication de fonderie est plus ancienne que son emploi comme matière première ; car, tout au début de l'obtention électrochimique de l'aluminium (1888), on ne savait pas comment s'y prendre pour le transformer ce métal, relativement mou et facile à usiner. Pour commencer, on a fabriqué des bronzes d'aluminium qui contenaient au plus 10% d'aluminium mais qui présentaient de l'intérêt à cause de leur bonne résistance mécanique, de leur stabilité chimique et leur résistance à l'usure et à l'oxydation. Mais l'avantage présente par la faible densité de l'aluminium ne pouvait pas être mis à profit dans les bronzes. L'aluminium a une densité de 2.7, plus léger que le fer de 2 fois et 0 plus de 3 fois plus léger que le laiton et le cuivre.

C'est uniquement grâce à la fabrication d'alliage, dont l'aluminium est le constituant principal qu'on est arrivé à créer une matière appropriée pour la confection des moulages. Les alliages d'aluminium sont à peine plus lourds que l'aluminium lui-même, parfois même ils sont légers et, d'autre part, ils atteignent des résistances mécaniques qui leur permettent de concurrencer certains matériaux [7].

On a ici un schéma (**Figure 2**) sur l'approvisionnement en métal d'une fonderie d'aluminium

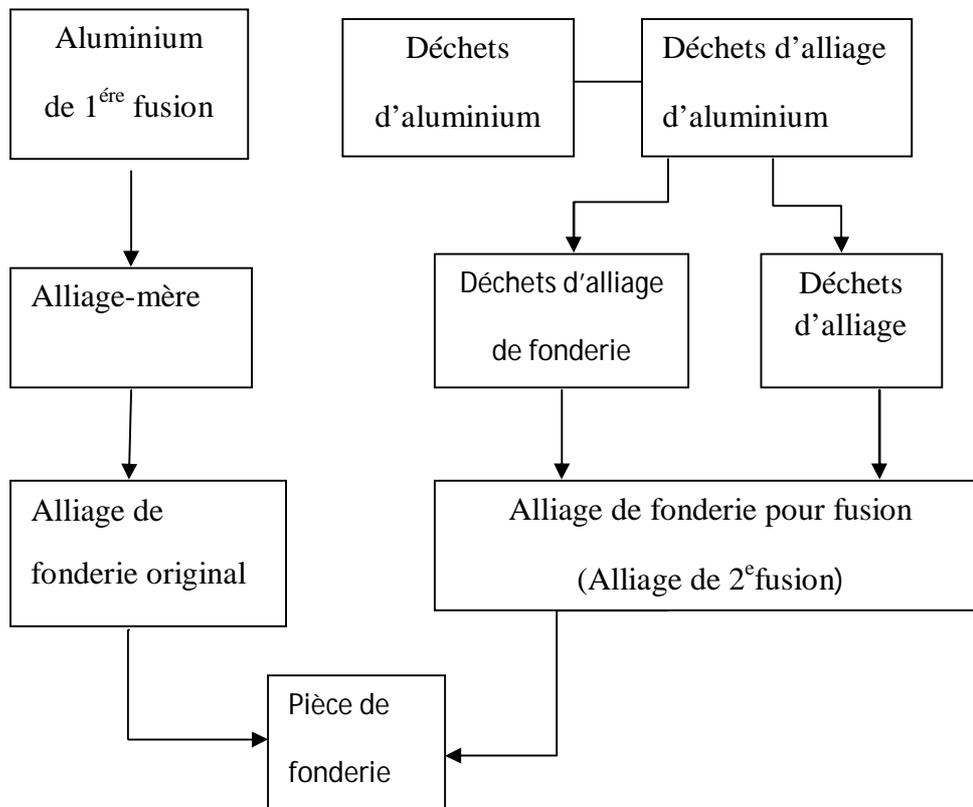


Figure 2. Schéma de l'approvisionnement en métal d'une fonderie d'aluminium avec coulée en coquille [7].

4. théorie des alliages d'aluminium de fonderie

Fabriqué industriellement depuis 1886 à partir des bauxites et de la cryolithe, ces métaux sont les plus utilisés juste après les fontes et les aciers. L'aluminium, depuis son développement industriel au début du 20^{ème} siècle n'a pas cessé d'envahir notre vie quotidienne. Son utilisation est souvent liée à une de ses principales qualités.

L'aluminium s'allie à presque tous les matériaux, mais pour la fonderie d'alliages ayant l'aluminium comme constituant principal, on ne peut envisager que des quantités d'additions qui donneront des alliages d'aluminium ayant une densité de 3,65 au maximum, car un alliage d'aluminium ne serait plus considéré comme un métal léger. Tous les matériaux d'addition sont plus lourds que l'aluminium, sauf le silicium et le magnésium ; les quantités ajoutées sont donc déjà limitées par la considération du poids spécifique.

En fondant ensemble de l'aluminium et un ou plusieurs autres métaux, on obtient des alliages qui possèdent des propriétés nouvelles, améliorées, différentes de celles de

l'aluminium. On peut mentionner à cet égard les propriétés suivantes : coulabilité ; résistance mécanique ; stabilité chimique ; usinage ; dilatation thermique ; conductibilité thermique ; résistance à la chaleur [7].

Les alliages d'aluminium de fonderie (série à trois chiffres) sont les plus versatiles de tous les alliages de fonderie et ils offrent de façon générale une facilité de mise en forme, contrairement aux alliages de corroyage (série à quatre chiffres). Les alliages d'aluminium, comme tous les autres matériaux de fonderie, ont les caractéristiques suivantes :

- Une bonne fluidité pour bien remplir toutes les parties du moule.
- Un point de fusion relativement bas.
- Un transfert de chaleur rapide de l'aluminium liquide vers le moule, ce qui assure un cycle de mise en forme rapide.
- L'hydrogène qui est le seul gaz avec lequel l'aluminium et ses alliages sont solubles peut être contrôlé efficacement.
- Plusieurs alliages d'aluminium n'ont relativement pas de tendance au craquage à chaud.
- Une bonne stabilité chimique.
- Une finition de l'état de surface lustrées et peu ou pas de défauts [3].

4.1. Alliages Al-Si

Ces alliages portent le nom de silumines, lesquels s'apparentent quand à leur composition à un alliage eutectique, leur coulabilité est très élevée et les moulages obtenus sont plus denses. Ils sont destinés à la coulée sous pression. Sur le diagramme d'équilibre Al-Si (**Figure 3**). On peut constater que la solidification commence par une cristallisation des cristaux mixtes riches en aluminium α et se termine par la cristallisation de l'eutectique $\alpha + \beta$ et éventuellement, avec d'autres phases formées par d'autres éléments [8].

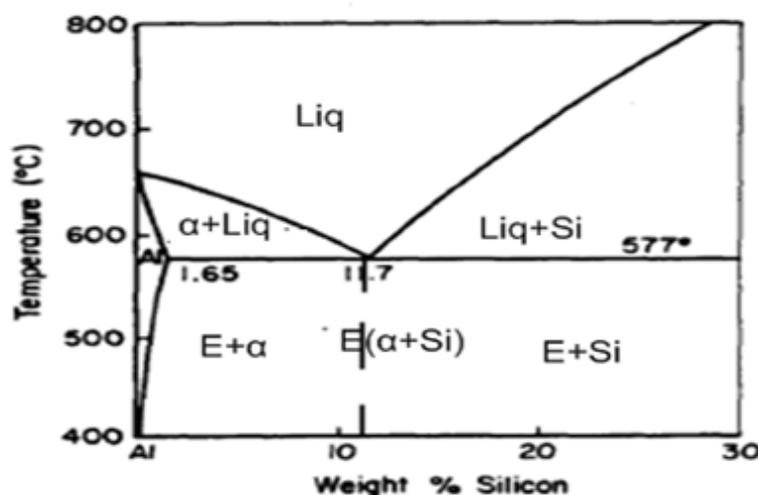


Figure 3. Diagramme d'équilibre Al-Si [8].

4.2. Alliages Al-Mg

Les alliages Al-Mg possèdent de faibles propriétés de fonderie. Leur propriété caractéristique est la bonne tenue à la corrosion et leurs propriétés mécaniques sont accrues avec une usinabilité élevée. L'addition à l'alliage Al-Mg (9,5 à 11,5) % Mg et d'inoculant (Ti, Zr), améliorent les propriétés mécaniques, alors que le béryllium diminue l'oxydabilité de la fusion, ce qui permet de la conduire sans flux de protection. Le magnésium accroît fortement la résistance des alliages (**Figure 4**), jusqu'à 12 ou 14 %, avec le Mg, la plasticité change peu mais ensuite elle se dégrade brusquement [8].

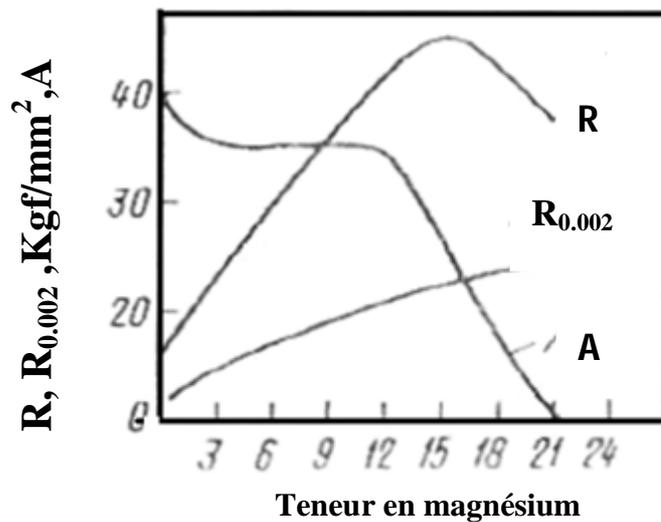


Figure 4. influence du magnésium sur les propriétés mécaniques des alliages Al-Cu [8].

L'addition aux alliages Al-Mg jusqu'à 1,5 % Si, améliore les propriétés de fonderie par suite la formation d'un eutectique triple. Ces alliages s'emploient dans la construction navale et l'aéronautique.

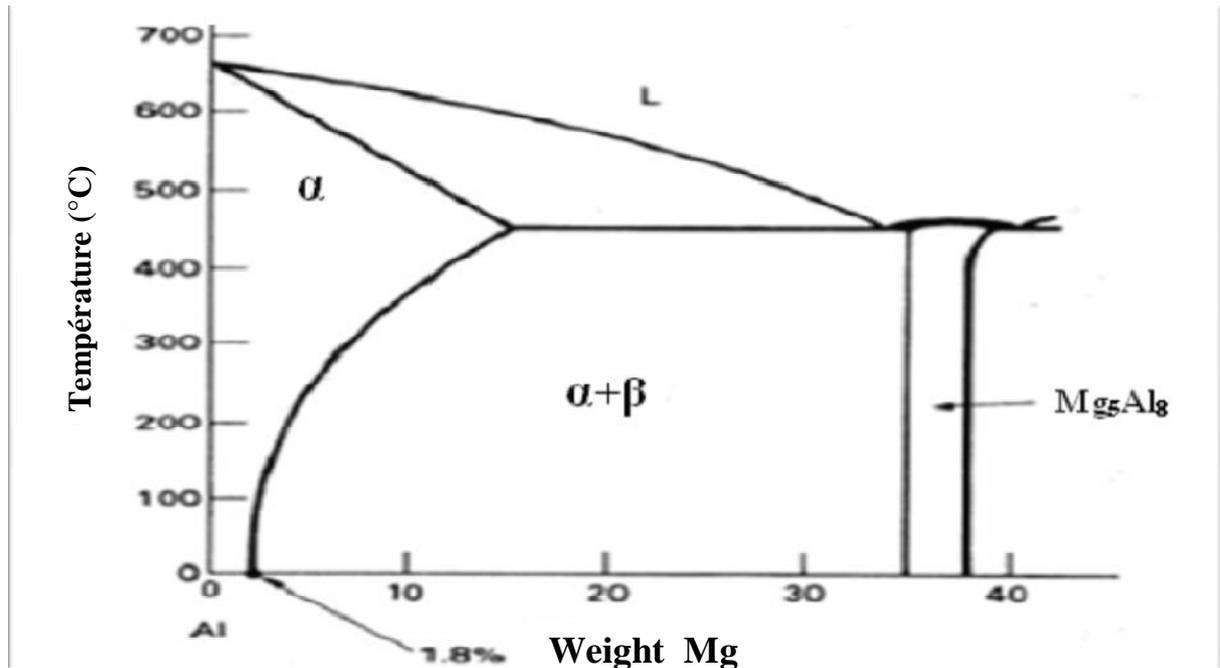


Figure 5. Diagramme d'équilibre Al-Mg [8].

4.3. Alliages Al-Cu

Leur composition chimique et les principales caractéristiques mécaniques sont données dans le (Tableau 1).

Tableau 1. les principale caractéristiques mécaniques des alliages Al-Cu [8].

Mn (%)	Cu (%)	Autres et Ti (%)	R (Kp/mm ²)	R 0,002 (Kp/mm ²)	A (%)
0,6 à 1	4,5 à 5,3	0,25 à 0,45	24	16	7

Ces alliages possèdent, après traitement thermique, de hantes propriétés mécaniques a l'ambiante et aux températures élevées et se prêtent bien a l'usinage. Leurs propriétés de fonderie sont basses (grand retrait, aptitude à la fissuration à chaud). L'alliage s'emploie pour- la fabrication des moulages de petites pièces de fermes simples (armatures, supports) [8].

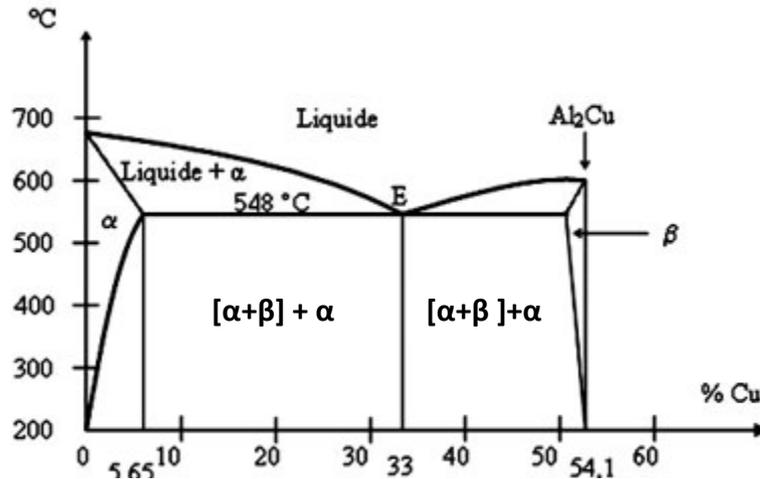


Figure 6. Diagramme d'équilibre Al-Cu [8].

4.4. Alliages Al-Si-Cu

Ce groupe d'alliages comprend les alliages avec une bonne coulabilité et de bonnes propriétés de résistance. La tenue à la corrosion est faible, cela est du à la présence du cuivre. Les alliages avec 6 % Si, \approx 3 % Cu, sont utilisés dans tous les domaines de construction des machines et des moteurs où ils existent uniquement des sollicitations moyennes. Les alliages avec une teneur de 12 % Si ne durcissent pas eux mêmes et ils sont utilisés pour les pièces compliquées [8].

5. Classification des alliages d'aluminium de fonderie

Ce système contient trois chiffres plus une décimale (par ex. 356.0). L'élément d'alliage principal. Les deuxième et troisième chiffres identifient l'alliage spécifique s'il s'agit d'une pièce moulée (.0) ou d'un lingot (.1 Ou .2) voir le **Tableau 2.** [9]

Tableau 2. Classification d'alliages d'aluminium de fonderie [9].

Séries d'alliages	Eléments d'alliages principaux
1xx.x	99% d'aluminium minimum
2xx.x	Cuivre
3xx.x	Silicium
4xx.x	Silicium +cuivre et/ou magnésium
5xx.x	Magnésium
6xx.x	N'existe pas
7xx.x	Zinc
8xx.x	Etain
9xx.x	Autres éléments

6. Influence des éléments d'addition

L'opération de fusion peut conduire à un enrichissement de certains éléments et une perte de certains autres. D'où la nécessité de contrôler la composition à l'issue de l'opération de fusion afin de pouvoir faire les corrections nécessaires.

- **Fer**

Cet élément est généralement nuisible car il forme avec l'aluminium et d'autres éléments des composés intermétalliques affectant les caractéristiques mécaniques. Ces composés existent même pour des teneurs en fer de l'ordre de 0,10 %. Ils se présentent sous forme de plaquettes (FeSiAl₅) ou sous d'autres formes (AlFeMgSi) dans les alliages AlSiMg. Ce sont les charges de rupture et surtout les allongements qui sont diminués (**Figure 7**). La limite d'élasticité $R_p^{0,2}$ n'est pratiquement pas affectée. Les alliages Al-Cu-Mg, Al-Si-Mg hautes performances élaborés en première fusion ont des teneurs en fer en général 0,15 %. Certains dits « haute pureté » ont une teneur en fer 0,05 %. Une teneur en fer plus élevée, mais n'excédant pas 1 % peut avoir un effet bénéfique dans le cas des alliages AlSi9Cu3 utilisés en coulée sous pression. Une teneur en fer de l'ordre de 0,7 à 0,8 % est souhaitée pour faciliter le démoulage des pièces. L'aluminium a tendance à dissoudre l'acier du moule et à provoquer un phénomène de collage. Augmenter la teneur en fer revient à « saturer » le métal liquide donc à diminuer son potentiel de dissolution du fer. Une teneur en fer élevée conduit à des « lits de fusion » plus économiques lors de la fabrication des alliages en affinage [**10**].

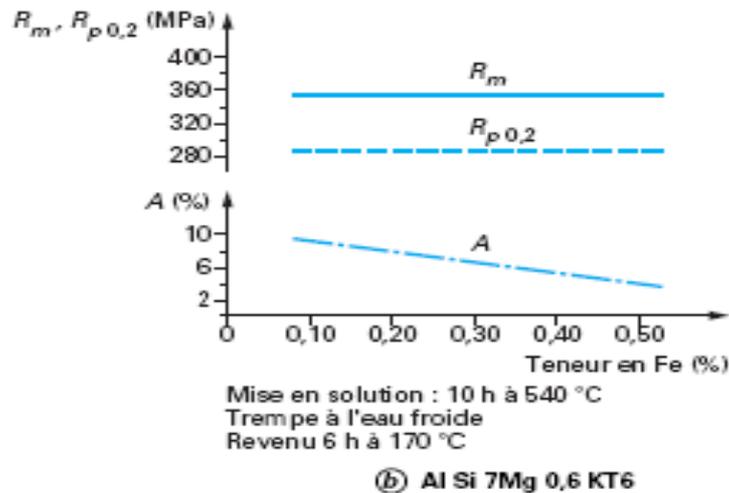


Figure 7. Influence de la teneur en fer sur les caractéristiques mécaniques de l'alliage AlSi7Mg 0,6 [10].

- **Magnésium**

Cet élément est très oxydable : sa teneur diminue et il se retrouve sous forme d'oxydes mixtes contenant de l'aluminium et du magnésium. On doit tenir compte de cette perte, à condition de l'avoir mesurée, lorsque l'on calcule la charge. Les pertes dépendent du type de four et des sels utilisés pour désoxyder les bains. L'addition de sels libérant du sodium provoque une diminution de la teneur en magnésium. Dans les alliages Al-Si-Mg, les pertes à la fusion sont en moyenne de 0,05 % et on maintient l'ordre de 0,02 % à l'heure. La diminution de la teneur en magnésium provoque une diminution de la limite d'élasticité et de la dureté si l'alliage est traité thermiquement. Pour parvenir à une faible dispersion des résultats mécaniques, il faut maintenir une teneur en magnésium dans une fourchette très étroite (exemple : 0,05 % dans le cas des AlSi7Mg 0,3 et 0,6) [10].

- **Cuivre**

Un excès de cuivre dans un alliage comme l'AlCu4TiMg peut provoquer la brûlure de trempe. En règle générale, les alliages commercialisés sous forme de lingots sont titrés avec une grande rigueur et les écarts, s'il en survient, proviennent de mélanges de jets en fonderie. Un excès de cuivre dans les alliages du type AlSi7Mg 0,3 ou 0,6 (dont la teneur maximale est 0,02 %) peut conduire à partir de 0,40 % à une brûlure de trempe car le cuivre diminue la température de fin de solidification. Par ailleurs, un tel excès de cuivre diminue la résistance à la corrosion de ces alliages [10].

- **Silicium**

Dans l'alliage AlCu4TiMg, si un enrichissement accidentel se produit, cela conduit au même résultat que dans le cas précédent (§ 4.1.1.3). La température de fin de solidification atteint, pour une teneur en silicium au-delà de 0,30 %, la valeur de 507⁰C [10].

- **Titane**

Le titane en excès au-delà de la teneur de 0,15 % (composition péritectique) forme avec l'aluminium TiAl₃ qui se présente soit en plaquettes, soit en cristaux compacts. Dans l'alliage AlCu4TiMg, il peut former des points durs. Dans les alliages AlSi7Mg ou une quantité de titane est comprise entre 0,3 et 0,6, le titane en excès forme des cristaux de AlSiTi. Le titane est avec le bore un élément essentiel des agents affinant du grain de solution solide α Al. L'alliage mère AlTi5B1 contient des cristaux de TiAl₃ et des amas de TiB₂ qui servent de germes à la cristallisation (§ 4.1.4). Un excès d'agent affinant peut conduire à une décantation de ces germes dans le fond des creusets et à un évanouissement rapide de l'affinage. La solubilité du titane dépend de la température (**Figure 8**). Un ajout de titane, s'il s'avère nécessaire, doit être fait à température relativement élevée pour faciliter la dissolution de l'alliage mère utilisé [10].

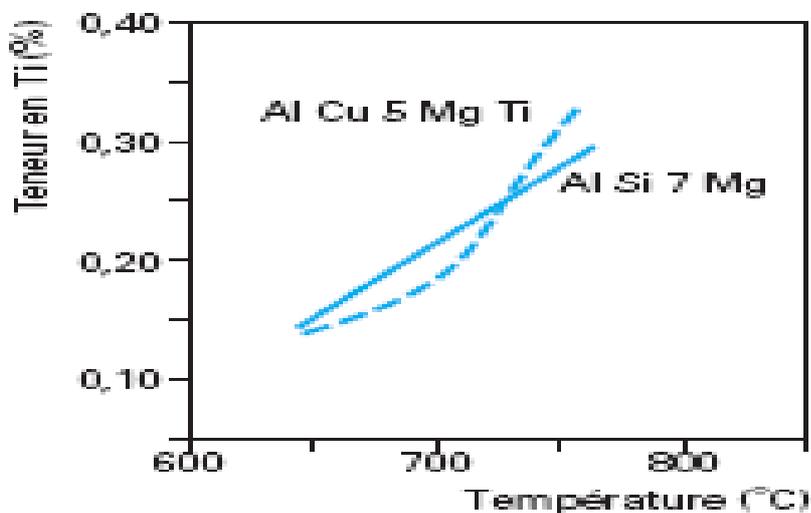


Figure 8. Solubilité du titane dans les alliages AlCu5MgTi, et AlSi7Mg en fonction de la température [10].

Le **tableau 3** illustre les principales causes de variation de concentration de certains éléments.

Tableau 3. Principales causes de variation des concentrations de certains éléments [10]

Elément	Augmentation de la concentration	diminution de la concentration	Conséquence
	Causes principales	Causes principales	
Fer (Fe)	<ul style="list-style-type: none"> -Utilisation d'outils en acier non protégés -tubes acier basse pression mal protégés. -Refusions de pièces contenant des insert acier ou fonte. 		-Fragilisation de l'alliage
Magnésium (Mg)		<ul style="list-style-type: none"> -Température du métal trop élevée ($\geq 800^{\circ}\text{C}$). -Excès de sodium. -Utilisation d'hexachloroéthane (C_2Cl_2) 	<ul style="list-style-type: none"> -Diminution des caractéristiques mécanique après traitement thermique type T4-T5-T6-T7.
Phosphore (P)	<ul style="list-style-type: none"> -Contact du métal avec des filtres ou des pièces de four contenant des liants phosphatés. 		<ul style="list-style-type: none"> -Détérioration de la structure de l'alliage. -Diminution des caractéristiques mécaniques.
Silicium (Si)	<ul style="list-style-type: none"> -Réduction de silice contenue dans les graissages de fours par l'aluminium. -Glaçure des creusets. 		<ul style="list-style-type: none"> -non respect des standards pour des alliages Al-Cu haute pureté. -Diminution des caractéristiques mécaniques

7. Alliages aluminium-silicium

Le système aluminium-silicium forme un eutectique pour une teneur en silicium de 12,6 % en masse. Les systèmes eutectiques possèdent en général d'excellentes propriétés de fonderie, et l'eutectique AlSi a été l'un des premiers alliages de fonderie à être utilisé industriellement. Le traitement dit de « modification » par le sodium, découvert par Aladar Pacz en 1920, a permis d'améliorer considérablement les propriétés mécaniques de cet alliage par transformation de la structure naturellement aciculaire en structure fibreuse. Cela a contribué à l'essor des alliages de fonderie à cette époque [11].

7.1. Structure des alliages aluminium-silicium

L'importance notable d'alliages Al-Si dans l'industrie a motivé plusieurs chercheurs à explorer la microstructure de ces alliages avec leurs propriétés. La microstructure d'alliages Al-Si dépend de la composition chimique, et la chaleur de traitement à appliqué. La microstructure d'Al-Si alliages est composée de deux phases, c.-à-d. α et β , sous forme d'eutectique $[\alpha+\beta]$ ou sous forme de $[\alpha+\beta] + \alpha$ ou $[\alpha+\beta] + \beta$ [12].

Les cristaux solides d'aluminium se forment sur les parois du moule (Plus froides que le cœur) et croissent vers l'intérieur. Leur composition en Si est inférieure à celle du liquide à cet endroit par effet cryoscopique (dit surfusion). Ceci ralentit la solidification car plus de chaleur doit être évacuée pour solidifier le liquide de cette couche. Mais si un germe du cristal en croissance parvient à traverser cette couche de liquide en surfusion, il se retrouve dans un milieu non enrichi en silicium et peut se solidifier, ce qui est thermodynamiquement favorable. Cette protubérance est instable et croît rapidement. Ce qui explique que les cristaux d'aluminium se développent non sous forme de sphères ou d'aiguilles mais sous forme d'arborescences appelées *dendrites* (Figure 9), dont les bras secondaires sont espacés de quelques dizaines de micromètres. Cette distance est appelée espacement des bras de dendrite, et le silicium peut être présent dans la forme d'aiguilles de l'aciculaire, ou une structure fibreuse raffinée [13]. à celle du liquide qui les entoure car la solubilité de Si dans Al décroît avec la température. Donc, le silicium est rejeté à la surface des cristaux en cours de croissance et abaisse la température.

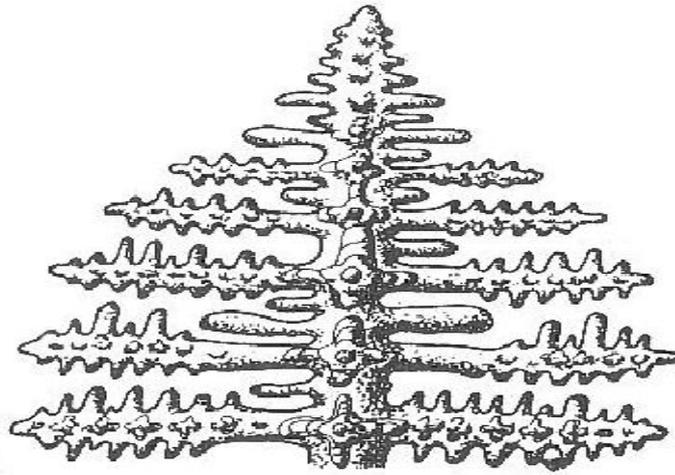


Figure 9. Schéma d'une dendrite [13].

7.2 . Affinage des grains

Un grain fin conduit à l'amélioration de la qualité des pièces et à leur propriété d'utilisation. Ce traitement consiste à apporter dans le métal liquide des germes de cristallisation favorisant une germination hétérogène. Les éléments les plus efficaces pour l'aluminium et ses alliages sont le titane et le bore introduits soit sous forme d'alliages mères dont le plus utilisé est AlTi5B1, soit sous forme de sels contenant du fluoborate et du fluotitanate de potassium.

7.3. Modification de la structure eutectique des alliages aluminium-silicium

Les alliages d'aluminium-silicium (Al-Si) ont connu de nombreuses applications dans l'industrie grâce à leur haute résistance mécanique, leur poids faible, leur bonne résistance à la corrosion et à leur excellente coulabilité. Un des traitements du métal liquide, appliqué sur ces alliages, est la modification par certains éléments comme le strontium (Sr) et le sodium (Na) [12]. Elle s'applique à tous les alliages dont la teneur en silicium est comprise entre 4 et 13 %.

Son principal avantage est d'améliorer la ductilité (allongements) des alliages en changeant leurs morphologies eutectique aciculaire vers une forme fine et fibreuse. Les éléments chimiques « modificateurs » neutralisent les germes de phosphure d'aluminium et agissent sur la croissance des plaquettes de silicium en multipliant le nombre de branchements. Ce qui conduit à une croissance sous forme de fibres ayant l'allure du corail. Les éléments les plus utilisés industriellement sont le sodium et le strontium, plus accessoirement le calcium [10].

Le **tableau 4** illustre les avantages et les inconvénients de l'utilisation du Sr, Na et Sb.

Tableau 4. Avantages et inconvénients des agents modificateurs ou affinant la structure des alliages eutectiques et hypoeutectiques [3].

Agent modificateur ou affinant	Avantages	Inconvénients
Sodium	<p>Il est bien connu et largement utilisé en fonderie.</p> <p>C'est un élément modificateur très efficace.</p> <p>Il est compatible avec le strontium et le calcium qui peuvent contribuer à réduire l'effet d'évanouissement de la modification.</p>	<p>Il est extrêmement volatil. Un contrôle rigoureux est nécessaire afin de maintenir l'alliage dans les fourchettes analytiques requises.</p> <p>Le contrôle métallurgique des pièces produites a tendance à être coûteux.</p> <p>Il est agressif envers les poteyages des moules et les résistances électriques des fours.</p> <p>Il augmente l'aptitude à l'oxydation du métal à l'état liquide.</p>
Strontium	<p>C'est un élément modificateur efficace.</p> <p>Lorsque le procédé de moulage est optimisé, le strontium est stable dans le temps et la production en est facilitée.</p> <p>Un bon niveau de dégazage peut être atteint avec les équipements existants.</p> <p>Il est moins agressif que le sodium envers le poteyage des moules. Le métal liquide est beaucoup moins sensible à l'oxydation qu'avec le sodium.</p>	<p>Il a tendance à rendre le dégazage de l'alliage plus difficile.</p> <p>L'alliage présente un plus grand risque de dégazage.</p> <p>La tendance au gazage se manifeste davantage dans les parties de pièces où la vitesse de refroidissement est faible.</p> <p>Les fronts de solidification sont souvent déchiquetés, défavorisant l'alimentation interdendritique</p>
Antimoine	<p>Il affine la structure de la phase eutectique.</p> <p>Son effet est permanent lors de refusionsou de maintiens à l'état liquide.</p> <p>Il ne rend pas l'alliage sensible au regazage.</p> <p>Il permet la production de pièces où l'on recherche l'absence totale de porosités.</p> <p>Les fronts de solidification sont en général lisses et favorisent l'alimentation interdendritique.</p>	<p>Il est incompatible avec le sodium et le strontium et par conséquent en réduit l'effet modificateur, ce qui nécessite impérativement une gestion rigoureuse des retours en fonderie.</p>

8. Phénomène de porosité

Le phénomène de formation de porosités, comme beaucoup de phénomènes métallurgiques, met en jeu des processus de germination et de croissance. En effet, un alliage même bien dégazé contient encore $0,1 \text{ Ncm}^3$ de H_2 /100 g d'alliage. Si l'hydrogène se dégageait en totalité pendant la solidification, il produirait une porosité de l'ordre de 1 %, ce qui est très important et beaucoup plus élevé que ce que l'on observe dans des pièces de bonne qualité. Cela signifie qu'une partie au moins de l'hydrogène peut rester en sursaturation dans le métal solide [17].

La porosité est un problème récurrent dans les alliages de coulée. On l'évite autant que possible, puisqu'elle abaisse les propriétés mécaniques d'une pièce [14].

8.1. Type de porosités

La porosité résulte de l'action combinée de deux mécanismes qui sont le retrait de la solidification et la solubilité du gaz [14].

8.1.1. Porosités dues au retrait

Lors de la solidification, l'aluminium se contracte mais le silicium se dilate, ce qui conduit à un retrait théorique de 0 à 2% au lieu de 5.6% en l'absence de silicium provoquant un réseau de cavités qui, lors d'une coupe, forment des groupes de trous non sphériques et de tailles variées (**Figures 10** (a) et (b)). Ceci est en partie évité en fonderie par le système de masselotage qui se solidifie en dernier et permettent d'alimenter la pièce en métal liquide jusqu'à la solidification totale [13].

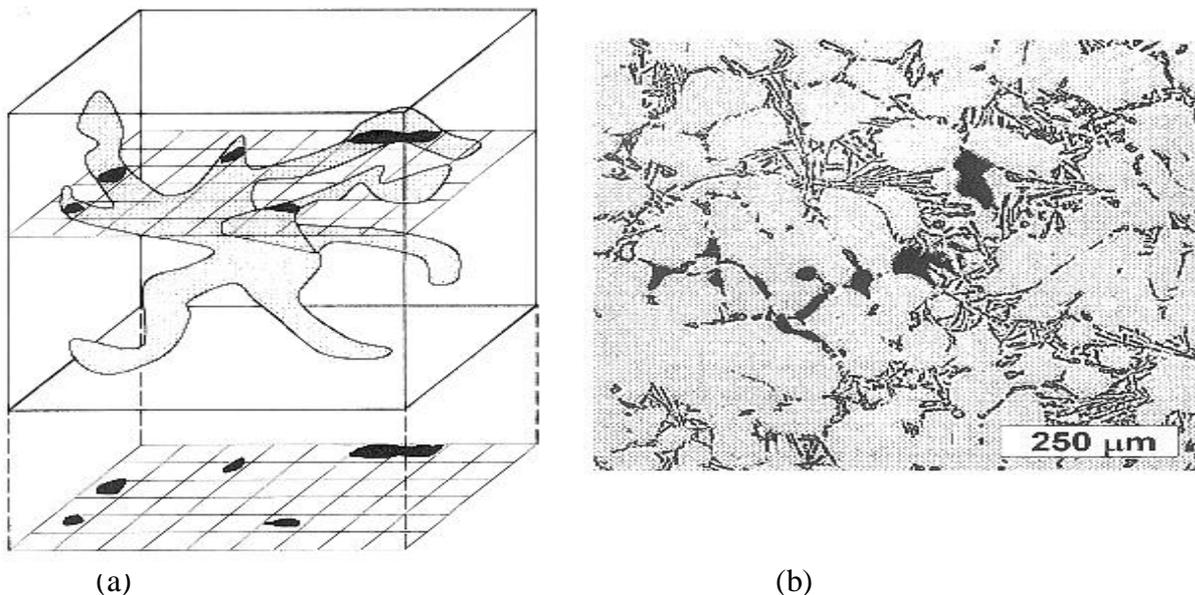
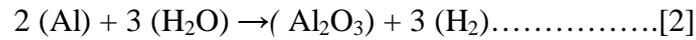


Figure 10. (a) Schéma 3D d'un retrait de solidification et sa projection 2D, (b) Micrographie optique d'un retrait de solidification [13].

8.1.2. Porosités dues au gaz

Les porosités sont généralement dues à l'hydrogène issu de l'humidité de l'air qui réagit avec l'aluminium liquide :



L'hydrogène gazeux obtenu est en partie dissous dans l'aluminium liquide sous forme atomique. Lors de la solidification, l'hydrogène devient beaucoup moins soluble, il se recombine et est rejeté de la phase solide vers la phase liquide qui s'enrichit en gaz et forme des bulles qui seront emprisonnées dans le solide. Sur une coupe, on obtient des trous plus petits maîtres nombreux, quasi-sphériques, repartis de façon homogène et appelés piqures [13].

La variation brusque de solubilité de l'hydrogène dans le métal au moment de la solidification est responsable des défauts de gazage qui peuvent apparaître dans les pièces moulées (**Figure 11**).

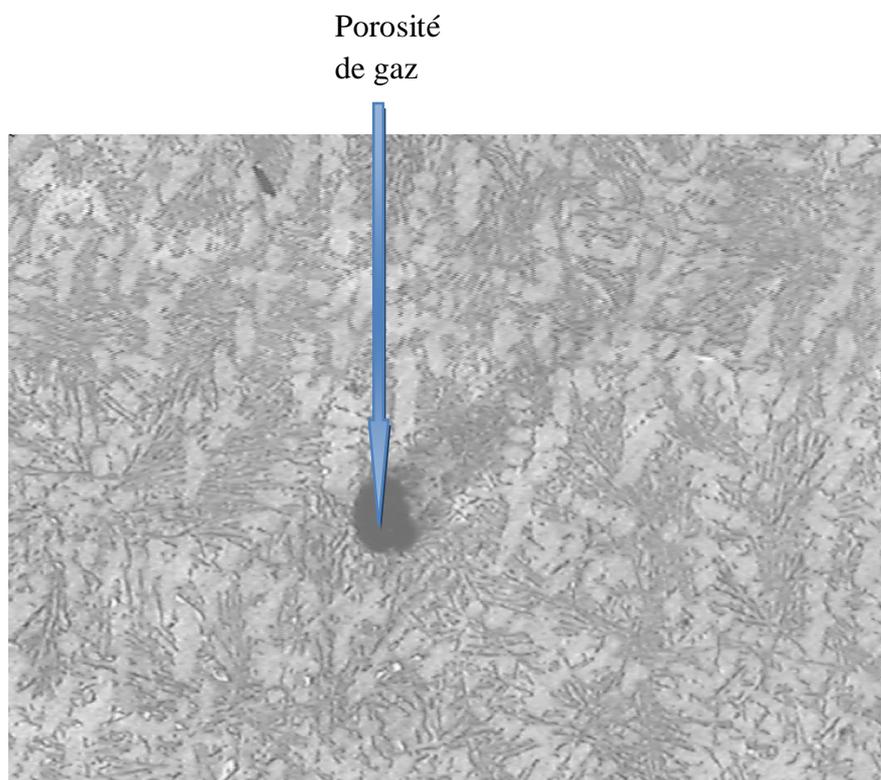


Figure 11. Porosité de gazage dans un alliage AS13 modifié au sodium coulé en sable .

8.2. Absorption des gaz

Dans tous les métaux ou alliages, les gaz peuvent être retenus soit mécaniquement (gaz occlus), soit chimiquement (solution solide ou constituant isolés). Nous considérerons seulement le cas des gaz occlus, qui sont une des causes de certains défauts des pièces coulées.

Certains gaz sont beaucoup plus solubles que d'autres dans les mêmes conditions de température et de pression ; dans le cas de l'aluminium et des alliages d'aluminium, des études nombreuses ont établi que l'hydrogène est de loin le gaz le plus soluble. Bien après lui, et par ordre décroissant de solubilité, viennent le méthane, l'anhydride carbonique, l'oxygène, l'oxyde de carbone et l'azote [15].

- **Sources d'hydrogène**

Ce phénomène trouve en fait son origine dans la réaction entre l'aluminium liquide et les produits hydrogénés avec lesquels il est mis en contact. Ceux-ci sont principalement l'eau et les hydrocarbures.

Les principales sources sont :

- la charge elle-même ;
- les outils de fusion ;
- les flux de traitement ;
- l'atmosphère ;
- les gaz de combustion ;
- les réfractaires [16].

- **Solubilité d'hydrogène**

La solubilité de l'hydrogène dans les alliages d'aluminium dépend de trois facteurs :

- la température ;
- la composition de l'atmosphère en contact avec l'alliage ;
- la composition de l'alliage.

- Effet de la température

C'est sans doute le facteur qui a le plus d'importance sur les problèmes de gazage. L'aluminium est capable de dissoudre vingt fois plus d'hydrogène à l'état liquide qu'à l'état solide à la température de fusion. C'est cette discontinuité qui est à l'origine des défauts liés au gazage. L'hydrogène dissous dans le bain est rejeté brutalement durant la solidification, occasionnant la formation de porosités dans les pièces coulées. Après fusion, la solubilité de l'hydrogène continue à augmenter avec la température selon une loi exponentielle de la forme

$$S=A \exp\left(\frac{-B}{T}\right)\dots\dots\dots[3]$$

Avec S solubilité de l'hydrogène,

T température en kelvins,

A et B constantes.

La solubilité de l'hydrogène est réduite d'environ de moitié lorsque la température diminue de 110 degrés [16].

La **Figure 12** montre la variation de la solubilité de l'hydrogène dans l'aluminium en fonction de la température.

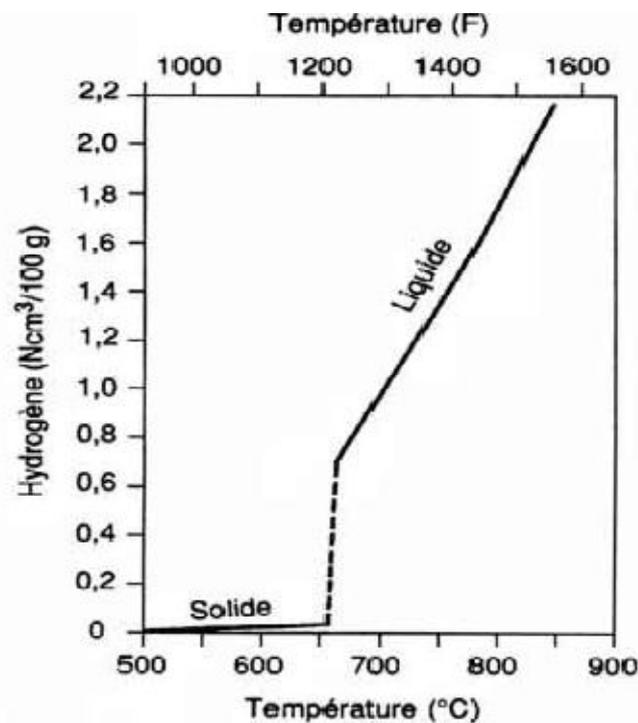
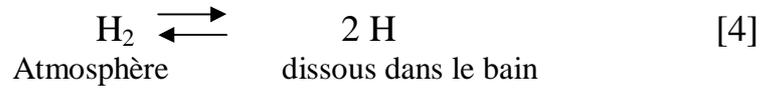


Figure 12. Variation de la solubilité de l'hydrogène dans l'aluminium en fonction de la température [16].

- **Effet de l'atmosphère**

À température constante, la solubilité de l'hydrogène dépend de la pression partielle de cet élément dans l'atmosphère en contact avec le bain. L'échange se fait selon la réaction :



À l'équilibre, en appelant k la constante de dissociation, on a :

$$K = \frac{a_{\text{H}}^2}{P_{\text{H}_2}} \quad [5]$$

Avec a_{H} : activité de l'hydrogène dans le bain,

P_{H_2} : Pression partielle d'hydrogène dans l'atmosphère.

Pour l'aluminium pur, l'activité est sensiblement égale à 1, l'activité de l'hydrogène peut donc être assimilée à la concentration et l'équation devient :

$$K = \frac{H^2}{P_{\text{H}_2}} \quad [6]$$

H étant la concentration de l'hydrogène dans le bain liquide à l'équilibre.

La constante d'équilibre k étant de la forme :

$$k = k_0 \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad [7]$$

Avec Q enthalpie de dissolution,

R constantes molaires des gaz,

K_0 correspondant aux conditions standards ($T = 273 \text{ K}$, $p = 10^5 \text{ Pa}$) [16].

- **Effet de la composition chimique**

Les éléments d'alliages ajoutés à l'aluminium exercent une influence sur la solubilité de l'hydrogène dans l'aluminium. Le silicium, le cuivre, le manganèse, le nickel l'abaissent, le fer et le chrome sont sans effet significatif, le magnésium, le titane, le zirconium l'augmentent [16].

8.3. Influence de la solidification sur la formation de porosités

La formation de ce type de défaut dépend, en premier lieu, de la teneur en hydrogène du bain mais également de la solidification.

- Effet de l'intervalle de solidification

Pour une teneur en hydrogène donnée, la valeur de l'intervalle de solidification exerce un effet très important sur l'aptitude à former des défauts. Plus l'intervalle de solidification est grand, plus l'alliage est sensible à la formation des défauts de gazage.

Les courbes de la **Figure 13** illustrent l'influence de ce facteur. Trois alliages sont comparés : un aluminium raffiné, un aluminium de pureté médiocre (A4) et un alliage de transformation aluminium-zinc- magnésium à grand intervalle de solidification (7 000) [16].

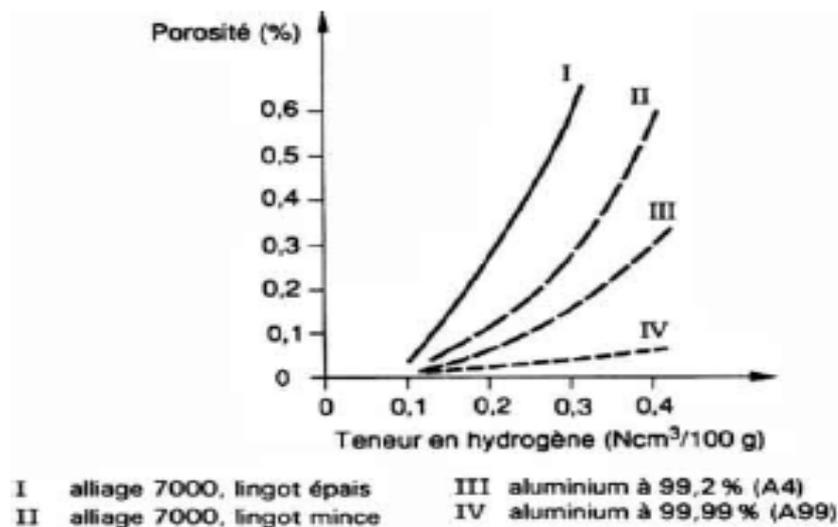


Figure 13. Influence de l'intervalle de solidification sur la relation entre la porosité et la teneur en hydrogène [16].

- Effet de la vitesse de solidification

C'est un facteur qui exerce une très grande influence. Plus la solidification est lente, plus la tendance à former des porosités est forte. Ce phénomène est bien connu des fondeurs. Il n'y a jamais de problème de gazage dans les pièces coulées sous pression solidifiées très rapidement, il y en a par contre beaucoup dans les pièces coulées en sable et en cire perdue [16]. La **Figure 14** montrent l'influence de ce facteur. Elle fait nettement apparaître l'effet de la vitesse de solidification.

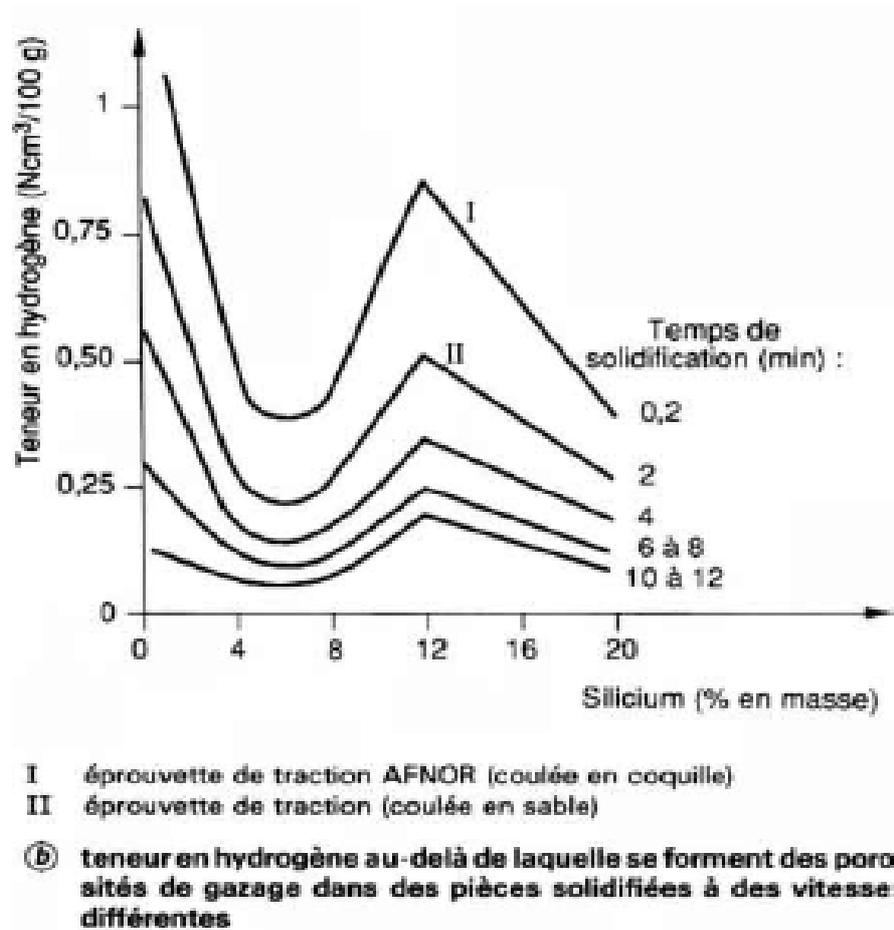


Figure 14. Influence de la composition chimique et de la vitesse de solidification sur la porosité de gazage [16].

Techniques expérimentales

Partie II. Techniques expérimentales

Ce chapitre présente la procédure d'élaboration des pièces ainsi que les traitements de dégazage subis à l'alliage, où on va mettre en évidence toutes les étapes.

Tout d'abord, nous présentons le procédé de fusion et de moulage avec toutes les étapes intermédiaires qui les incluent, après on passe au traitement de dégazage, dans les deux états liquide et solide, qui est le but de notre étude, enfin on a effectué un essai de fusion au laboratoire de métallurgie, où on a suivi des précautions très strictes afin d'avoir une pièce de bonne qualité avec un taux de porosité réduit.

Une partie de travaux expérimentaux inhérents à l'élaboration des pièces et le traitement de dégazage à l'état liquide des alliages ont été réalisés à l'entreprise « **SNVI-DFR** », le traitement de dégazage à l'état solide et l'étude métallographique est faite au niveau de laboratoire du département de métallurgie.

1. Procédé de fonderie

La légende veut qu'un aborigène entoura son feu de pierres qui contenait du minerai de cuivre. A son réveil, il remarqua quelque chose qui brillait à travers les cendres : il s'agissait du métal fondu pendant la nuit. Cette découverte aurait été faite 4500 ans avant Jésus-Christ. Les traces de l'utilisation du procédé de fonderie datent elles de 1600 avant Jésus Christ. Aujourd'hui, il existe de nombreuses techniques mises au point de manière empirique, au cours des âges, ou plus récentes, qui s'adaptent aux nouveaux alliages, aux méthodes de production de masse, et aux exigences de précision et de qualité toujours grandissantes. De manière générale, les procédés de fonderie permettent d'obtenir des pièces métalliques, de toutes les formes et de toutes les tailles, à partir d'un alliage liquide versé dans un moule où il se solidifie.

1.1. Obtention des pièces

Les pièces sont obtenues à l'unité fonderie de l' SNVI de ROUIBA, où on a assisté à toutes les étapes de fusion et de moulage.

1.1.1. La fusion

La fusion est faite dans un four à gaz, équipé d'un creuset qui permet l'obtention d'un métal liquide de bonne qualité car les creusets ont un rapport volume/surface de bain élevée, plus la surface de métal en fusion en contact avec l'atmosphère est limitée, plus l'oxydation et le gazage est réduit.

Les pièces sont fondues à une température avoisinant 800⁰C.



Figure 15. Four de fusion (Fonderie aluminium DFR-SNVI).

1.1.2. Composition de la charge de bain

Les alliages de fonderie utilisés industriellement contiennent au moins 50 % en masse d'aluminium et sont fabriqués à partir de métal pur d'électrolyse ou d'aluminium recyclé. Les propriétés de ces alliages dépendent de leur composition, de leur état structural, du procédé de mise en forme retenu et des traitements thermiques effectués sur les pièces [17].

Dans notre cas on a utilisé l'alliage AS13 qu'on a obtenu par la fusion des alliages suivant :

Alliages de première fusion à 40 % de Lingot primaire de l'alliage AS13.

Alliages de deuxième fusion à 60% alliages de recyclage récupéré dans la fonderie.



Figure 16.Lingot de l'alliage AS13 (Fonderie d'aluminium DFR-SNVI).

1.1.3. Composition chimique de l'alliage AS13

La composition de l'AS13 est illustrée dans le **tableau 5**. Selon l'analyse effectuée à la SNVI sur l'alliage coulé en coquille

Tableau 5. *Composition chimique de l'alliage AS13 [18].*

Elément chimique	Fe	Si	Cu	Zn	Mg	Mn	Ni	Pb	Sn	Ti	Cr
% selon SNVI	0.70	13	0.10	0.15	0.10	0.30	0.05	0.05	0.05	0.05	0.15

1.1.4. Caractéristiques mécaniques de l'alliage AS13.

Les caractéristiques mécaniques de l'alliage AS13 sont présentées dans le **Tableau 6**.

Tableau 6. *Caractéristiques mécaniques des alliages [19].*

Etat	R(Kgf/mm ²)	R _t (Kgf/mm ²)	A%	HB
AS13 brut de coulée	16.5	8	4	50

1.1.5. Produit agissant dans le bain de fusion

Les différentes opérations de traitement des alliages à l'état liquide sont à exécuter dans un ordre bien déterminé ; fusion, désoxydation, lavage, affinage, modification et enfin dégazage.

Les produits utilisés sont des sels (flux), qui sont :

- le Produit de protection du bain Pour protéger l'alliage fondu contre l'oxydation et l'absorption de gaz et pour le purifier de bain de plus grande partie des oxydes et des gaz qu'il renferme, il est sous forme de poudre, il est introduit en surface de bain avec un taux de 0.3% à 1% de poids total de bain ensuite on procède au dégraissage [20].
- Le produit modificateur qui est un produit sous forme de poudre fine, à base de sel de Chlorure de sodium et de fluorure, répandu en surface entre 0.5 et 1%, quand cette poudre devient liquide en la fait pénétrer dans le bain, la température de l'utilisation doit être supérieure à 750⁰C [20].
- Produit de désoxydation est un produit à base d'azote appelé alu flux B, qui est introduit dans le bain à l'aide d'une cloche perforée à partir de 700°C, avec une dose de 0.2 à 0.4% de poids total de métal à traiter [20].

1.2. Moulage des pièces

Après la fusion on procède au moulage on coquille, qu'on va présenter dans cette partie.



Figure 17. Moulage en coquille.

- Quelques techniques de moulage en coquille

Les coquilles sont réalisées en fonte ou en acier. Les épaisseurs des parois varient entre 1,5 fois l'épaisseur de la pièce dans les parties les plus minces de celle-ci et 0,5 fois cette épaisseur dans les parties les plus épaisses.

Le masselottage doit être déterminé assez généreusement et la mise au mille à voisine celle du moulage au sable. La coulée en source est de rigueur et peut être facilitée par la fixation du moule sur une table inclinable. Les descentes de coulée sont inclinées à 450°C pour éviter la chute directe du métal et peuvent être équipées de filtres [17].

➤ Chauffage des coquilles

Avant la coulée, on doit chauffer les différentes parties de moule, soit hors de leur position de travail (sur le bord du four où séjourne le métal), ou encore dans un four fermé à une température de 350 à 400°C.

C'est au cours de préchauffage qu'on applique le poteyages, à une température voisine à 200°C.

Une fois la coulée commencée, les moules n'ont plus besoin de chauffage et, si le rythme des remplissages est convenable, ils prennent une température de régime qui permet la réussite des pièces.

On contrôle les températures du moule avec un crayon thermo-indicateur.

- Le produit pour le Poteyage de la coquille, **est** un enduit à base d'éléments granuleux isolant contenant des agents d'adhérence, l'application de cet enduit facilite le remplissage de l'empreinte par l'isolement thermique élevé apporté par l'enduit [20].

On chauffe la coquille à 200⁰C environ avant de lui appliquer les revêtements la coquille est trop chaude, elle ne prend pas le revêtement. Le mieux est de pulvériser finement l'intérieur de la coquille, avant l'emploi, avec le revêtement, au moyen de pistolet, et d'appliquer ensuite au pinceau un supplément de poteyage sur les plages qui ont besoin.

- L'éjecteur permet de faire sortir la pièce de la coquille immédiatement après la coulée, ces éjecteurs, ce sont des broches cylindriques qui traversent la paroi de la coquille

2. Traitement de dégazage à l'état liquide et solide de l'alliage AS13

Dans cette partie on va élaborer les différents mécanismes de traitement de dégazage dans les deux cas liquide et solide.

2.1. Traitement de dégazage du bain liquide

Pour ce traitement de dégazage du bain liquide on a essayé deux méthodes, le dégazage naturel par attente et le dégazage par les flux.

2.1.1. Dégazage par attente

Le dégazage naturel par attente consiste à maintenir le bain au repos à une température aussi faible que possible pendant un temps suffisant pour atteindre l'équilibre avec l'atmosphère. Le principal inconvénient de cette méthode est sa lenteur [16], sachant que pendant la fusion ya une surfusion de bain qui contribue a l'augmentation de la solubilité d'hydrogène dans celui-ci. En baissant la température à 700°C dans le bain de maintien pendant 48h on atteindra l'équilibre avec l'atmosphère

Le mécanisme d'absorption de l'hydrogène par le bain qui provient de la réaction entre le métal liquide et la vapeur d'eau dans l'atmosphère, qui est illustré dans la **Figure 18 (16)**.

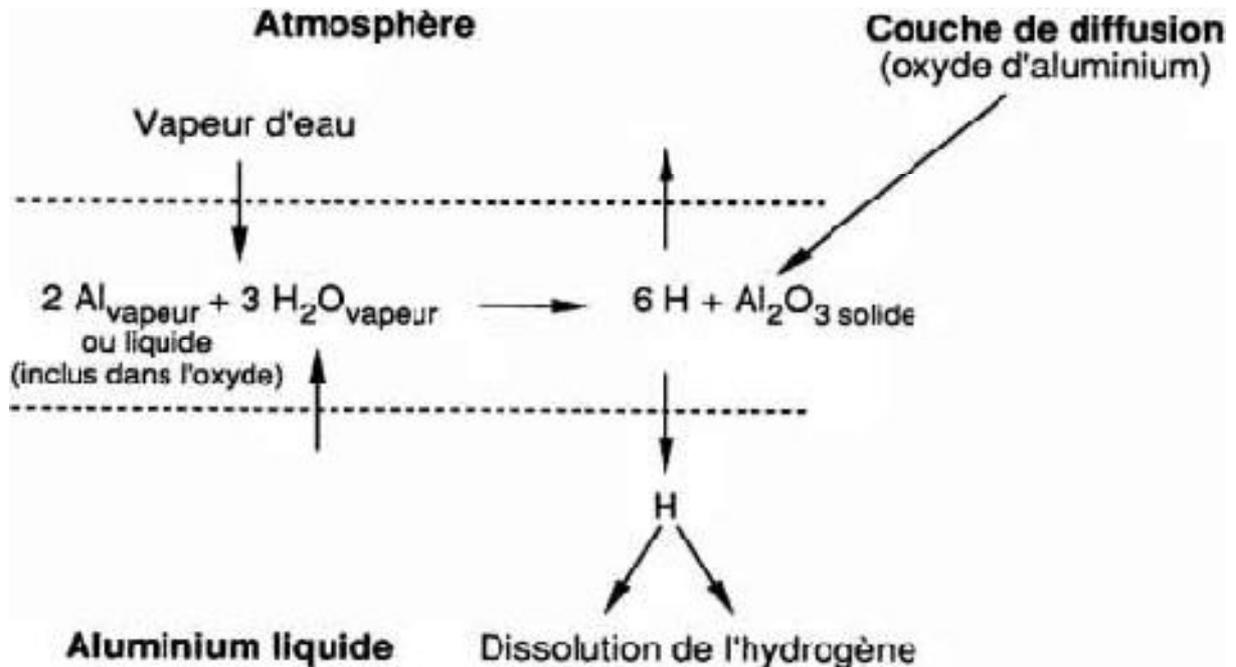
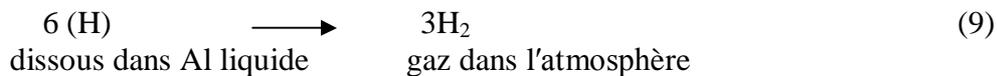
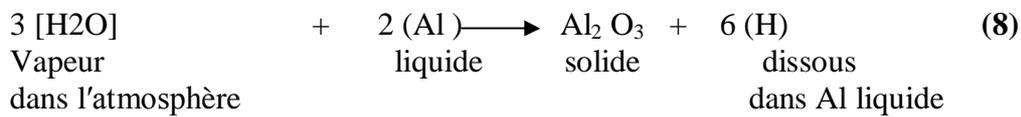
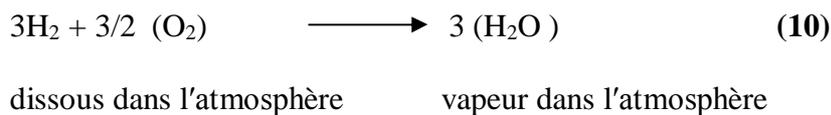


Figure 18. Mécanisme d'absorption de l'hydrogène par le bain d'aluminium liquide [16].

Réaction de gazage :



Réaction de dégazage :



Il y a compétition en permanence entre la réaction de gazage (8) et la réaction de dégazage (10). L'équilibre est atteint lorsque les deux vitesses de réactions sont égales, ce phénomène est présenté par la **Figure 19**.

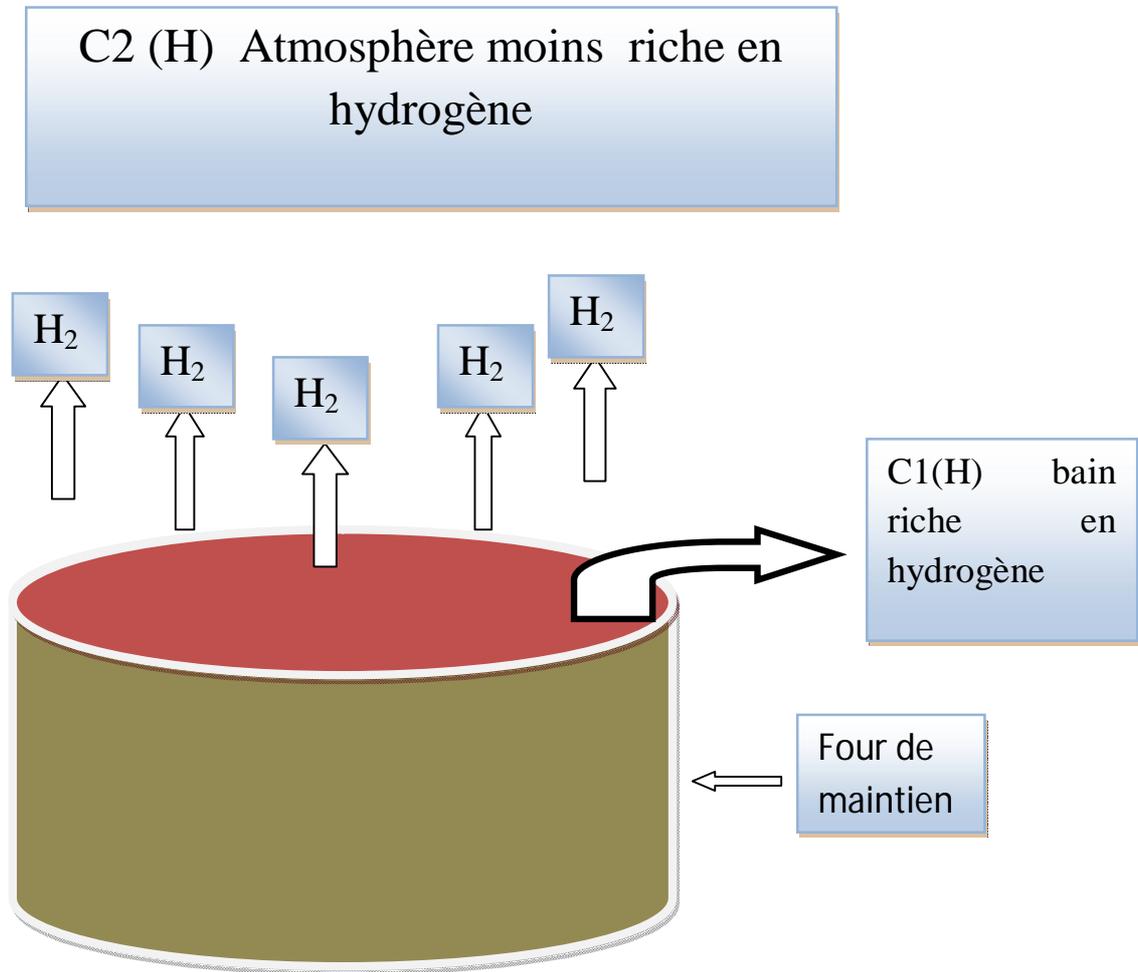


Figure 19. *Processus de diffusion des atomes d'hydrogène.*

2.1.2. Dégazage par les flux

Le dégazage par les flux a été développé par la société FESCO, dans le quel un flux coveral sous forme de poudre est introduit au fond de bain afin que la réaction puisse avoir lieu avant que les additifs atteignent la surface du bain [21].

Nous avons introduit un flux **coveral EP9773** sous forme de poudre, avec une proportion de 0.25 à 0.5% du poids total du bain, sa décomposition sous l'effet de la température provoque un dégagement gazeux.

Le flux est répandu sur la surface du bain à une température supérieure à 750°C jusqu'à ce que il devienne liquide, on le fait pénétrer dans le bain à l'aide d'une cloche perforée, sa décomposition libère le gaz, qui assure l'élimination de H et des oxydes.

L'hydrogène atomique contenu dans le métal est évacué en surface du bain sous forme gazeuse où il brûle partiellement, et les oxydes montent en surface formant une couche de crasse.

2.2. Traitement de dégazages à l'état solide de l'alliage AS13

Cette méthode, consiste à faire des traitements thermiques sur les échantillons des alliages AS13, pour pouvoir étudier l'évolution de la microstructure et du taux de porosités dans l'alliage en fonction de la température et de temps de maintien, aux températures de 100°C, 200°C, 300°C, 400°C et 550°C pour les temps de maintien 20 40 60 80 100 et 120 mn.

3. Essai de fusion dans le laboratoire de métallurgie

Cet essai à été effectué au laboratoire de métallurgie.

Cette opération a pour but d'étudier l'effet du flux sur l'alliage AS13, sur le dégazage et l'évolution de la microstructure.

- Le four de fusion utilisé est un four de traitement qu'on a régler à une température de 750°C, et on respecté toutes les conditions qui nous permettent d'assurer une bonne fusion.
- Le flux utiliser est COVERAL EP 9773
- Composition de la charge :

40% de lingot de l'alliage AS13 d'origine

60% des alliages de recyclage

- Les précautions sont toujours préférables aux méthodes curatives même si elles ne sont pas toujours suffisantes. En effet, un alliage fortement gazé sera généralement difficile à dégazer.

Ceci provient du fait que le gazage, généralement dû à la réduction de l'eau dans l'alliage, s'accompagne également d'une oxydation de ce dernier [16].

Nous avons vu que la solubilité de l'hydrogène dans le bain dépend de la température et de la teneur en eau de l'atmosphère avec laquelle il est en contact. Pour limiter le gazage, il faut donc maintenir ces deux facteurs à un niveau aussi bas que possible.

Les principales précautions à prendre sont les suivantes :

On a :

- évité la surchauffe en fixant la température à 750°C ;
- Séché les matières premières à une température 300°C pour éliminer l'eau;
- réchauffé les outils de fusion (creuset);
- séché les flux de traitement à 100°C;
- préchauffé le four à la température d'utilisation pendant 3h heures avant d'introduire le métal ;

- **Le flux utilisé**

C'est le même flux utilisé précédemment **COVERAL EP 9773**



Figure 20.*creuset et la pièce moulée.*

4. Prélèvement et préparation des échantillons pour la métallographie

4.1. Prélèvement des échantillons

Les échantillons sont obtenus à partir de découpages des pièces (**Figure 21**) coulées en coquille, elles sont de forme carrées de (35×35) mm.



Figure 21. Pièce coulée en coquille.

L'étude métallographique est faite sur 4 types d'échantillons sur lesquels on a observé les microstructures.

Les échantillons étudiés sont :

- Alliage AS13 coulé sans traitement du bain.
- Alliage AS13 coulé avec traitement du bain.
- Alliage AS13 coulé directement du four de fusion sans traitement du bain.
- Alliage AS13 coulé après 48h de maintien sans traitement du bain.
- Alliage AS13 élaboré dans le four de laboratoire.

4.2. Préparation des échantillons pour la métallographie

Afin de bien étudier la microstructure des échantillons, il faut impérativement suivre certaines étapes, telles que la préparation de la surface et l'attaque chimique.

➤ Polissage des échantillons d'examen

Les échantillons prélevés ont subi une préparation mécanique soignée avec une polisseuse, a fin d'avoir une meilleure vue de la microstructure des échantillons.

Les étapes de cette préparation sont les suivantes:

- On commence à polir le métal avec un papier abrasif où le grain est très gros 400 pour nettoyer en profondeur.
- Ensuite après avoir fini avec le P400, on continue avec P600, P 1000, P1200 ; il faut toujours que le métal et le papier soient mouillés, pour un polissage de bonne qualité.
- enfin, on procède au polissage de finition avec l'alumine (0,3 μ m ou 0,5 μ m).

La vitesse de rotation est comprise entre 200 et 400 tours/minutes environ.

L'échantillon subit une rotation de 90° à chaque changement de granulométrie pour effacer les raies précédentes de polissage. La durée de polissage est d'environ 10 minutes par granulométrie.

➤ Rinçage et séchage

En passant d'un papier à un autre, l'échantillon est rincé soigneusement en utilisant le bac à ultrasons pour assurer un nettoyage en profondeur, puis séché sous un courant d'air sec et chaud.

➤ Attaque chimique

Pour révéler la structure, notamment les joints de grain, on effectue une attaque chimique, et pour cette opération, on a utilisé une solution de : 30ml de HCl, 30 ml de HNO₃, 15 HF et 30ml de H₂O [22].

Après l'attaque on procède au nettoyage et séchage des échantillons avec de l'eau distillé et l'air chaud, la durée de l'attaque est comprise entre 15 et 20 secondes.

5. Observation et saisie des micrographies

L'observation microscopique a été effectuée sur un microscope optique (**Figure 22**) au niveau du département de métallurgie de l'ENP, le microscope optique est équipé d'une caméra numérique qui permet de transformer l'image et de l'envoyer au micro-ordinateur pour subir les traitements requis.

Les micrographies sont en noir et blanc, pour leur traitement on utilise le logiciel d'acquisition des photos **Archimed**.



Figure 22. *Microscope muni d'une caméra et d'un ordinateur*

Dans le but de quantifier le nombre de porosités présentes dans le métal à chaque temps de maintien pour les différentes températures, on a utilisé la méthode de grillage qui est constituée d'une grille à plusieurs carreaux d'arête $a = 5 \text{ mm}$ sur un papier transparent (**Figure 23**) et la superposer sur la photo microscopique, sachant que les dimensions de cette grille sont pareilles à celles de la photo **[23]**.

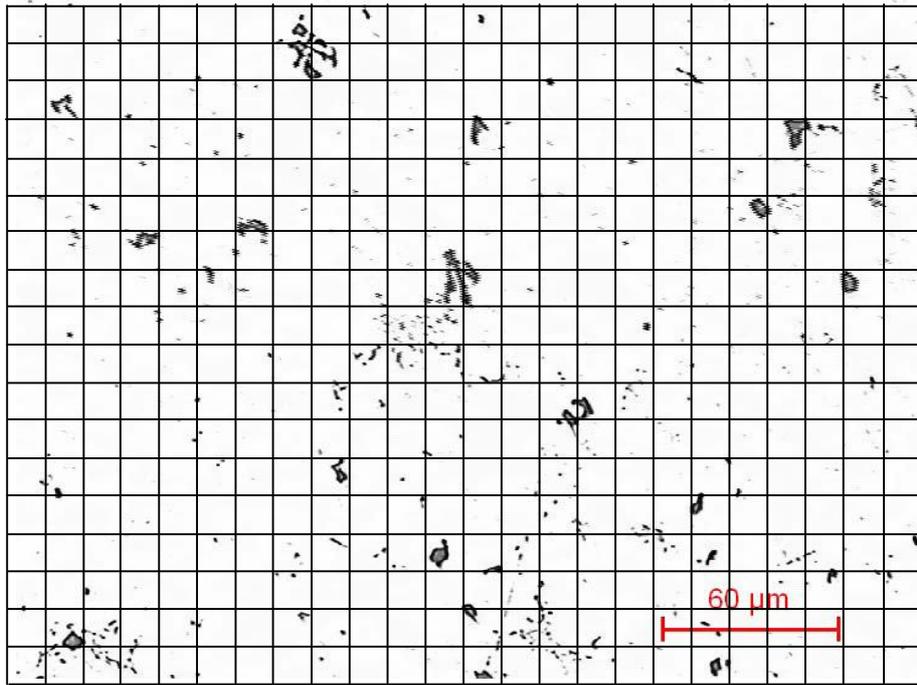


Figure 23. Figure montrant la méthode de grillage d'analyse quantitative des structures métallographiques.

Le nombre total de nœuds de la grille est $(24 \times 18) = 432$ nœuds. Pour calculer le taux de porosité, on calcule le nombre de pores apparents existants dans les nœuds puis on divise cette valeur sur le nombre total des nœuds de la grille et on obtiendra ainsi le taux de porosité:

Taux de porosité : $\tau(\%)$

$$\tau(\%) = \frac{\text{Nombre de pores existants dans les nœuds}}{\text{Nombres total de nœuds dans la grille}} \times 100$$

Pour que notre résultat soit représentatif, on réalise cette opération sur plusieurs photos, soit sur plusieurs plages, et on calcule la moyenne.

6. La dureté

On a effectué des essais de dureté de rebondissement Shore pour les échantillons dans le but de voir l'évolution de la dureté en fonction du traitement du bain et de traitement thermique.

Elle consiste à laisser chuter une masse d'acier terminé par un diamant arrondi. La masse est guidée dans sa chute par un tube lisse. La chute de la masse est bien verticalement et d'une hauteur fixe. La dureté est évaluée par la hauteur de rebondissement (du type scléroscope Shore) qui relie la dureté et hauteur de rebond. Cette dureté étant d'autant plus importante que la hauteur est élevée.

Deux gammes de dureté Shore existent : Shore A ou le pénétrateur est de forme géométrique d'un cône tronqué, a sommet plat pour les produits souples et shore D pour les matériaux rigides de forme géométrique d'un cône émoussé [24].

L'observateur doit apprécier la hauteur de rebondissement par lecture directe à la volée le long d'une graduation, établie de telle sorte que la dureté 100 HB soit atteinte pour l'acier à 0,9 % de carbone trempé à l'eau. Elle est de 35 HB environ pour les aciers doux.

Notons cependant que les résultats de l'essai Shore dépendent beaucoup de l'état de surface de la pièce testée. L'appareil doit être tenu de manière bien verticale pour éviter d'avoir des frottements qui fausseront la mesure. La masse de la pièce à mesurer doit être beaucoup plus importante que la masse utilisée dans l'appareil de mesure [25].



Figure 24. Appareil de mesure de la dureté.

Résultats et interprétations

Partie III. Résultats et interprétation

Introduction

Dans ce chapitre, nous allons présenter les résultats issus des différents traitements effectués sur les échantillons.

1. Effet de la modification sur la microstructure et les propriétés mécaniques de l'alliage AS13

La microstructure de l'alliage AS13 non modifié, présente une forme eutectique aciculaire, avec de nombreux cristaux libres de silicium primaire [26]. L'inoculation en sodium a pour effet, la modification de la structure, qui se traduit par la croissance sous forme de fibres dendritiques d'aluminium bien orientées (**Figure 25**). La présence du silicium libre est due au mauvais traitement à la poudre de sodium.

L'inoculation au sodium a pour but d'améliorer les propriétés mécaniques, dont la dureté augmente de 44 à 56 HB [25].

Avec tous les avantages qu'on ne peut nier de la modification, l'ajout de ces éléments présente quelques inconvénients. Qui se traduit par l'augmentation des porosités [27], qui est due à la réduction de la tension de surface de l'aluminium fondu facilite la nucléation des pores, et augmente également le volume des pores et leurs tailles [28].

Emadi et al. [14] ont mesuré l'effet de la modification du Sr et du Na sur l'énergie interfaciale et retrait de l'aluminium. Ils sont arrivés à la conclusion que ces deux éléments réduisent la tension de surface du liquide et augmentent le retrait volumétrique, facilitent ainsi la formation de porosité et augmentent également leur taille et leur quantité. En ajoutant respectivement environ 0,01 % de Sr et 0,005 % de Na, on provoque des réductions d'environ de 19 % et de 10 % dans la tension de surface du liquide, et on augmente de 12 % environ de retrait volumique [29].

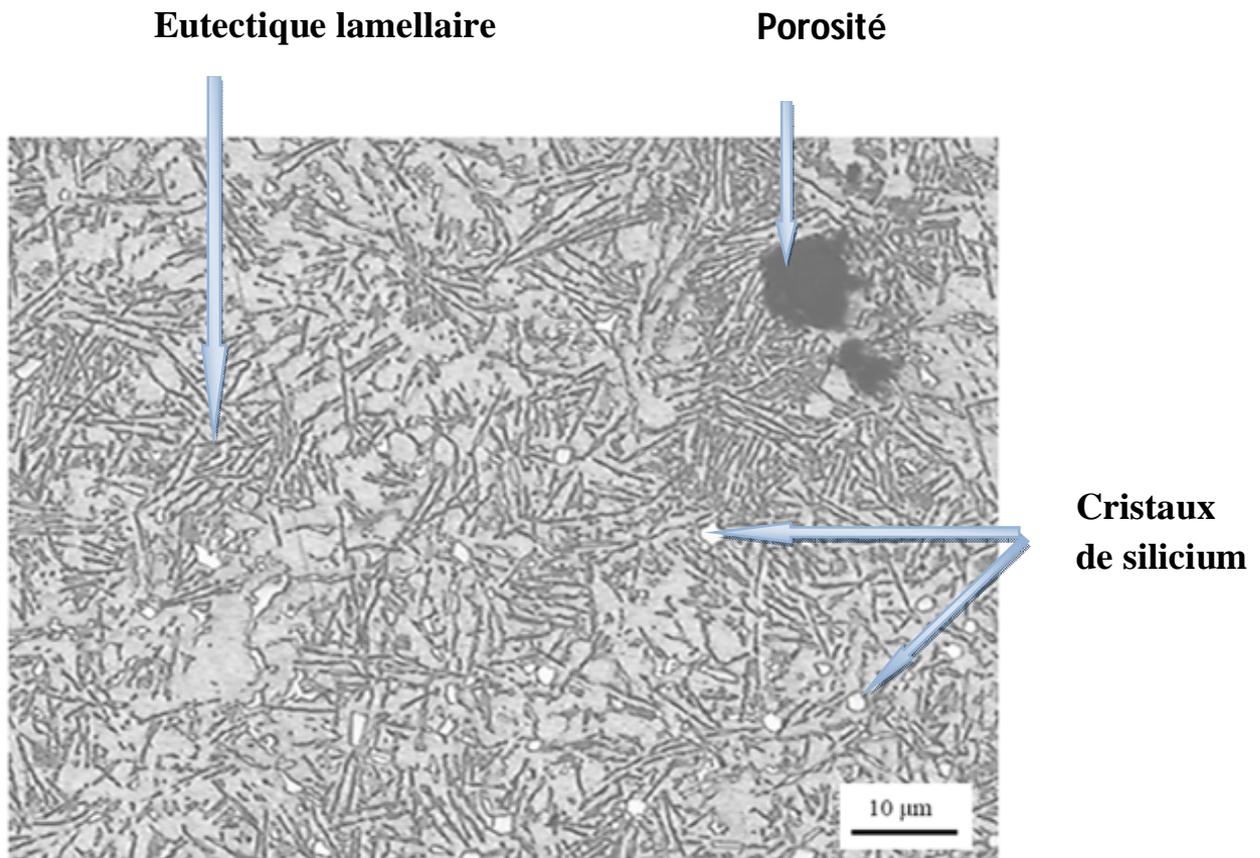


Figure 25. Structure de l'alliage AS13 après l'inoculation au Na (56 HB).

2. Traitement de dégazage des alliages AS13 dans le bain liquide

2.1. Traitement de dégazage du bain liquide par attente

Lors de la fusion, la solubilité de l'hydrogène continue à augmenter en fonction de la température (voir Figure), ce qui induit à une concentration d'hydrogène dans le bain supérieure à celle dans l'atmosphère. Cette concentration se traduit par un taux de porosité de 12,15% de pièces moulées directement dans le four de fusion (**Figure 26**).

La solubilité de l'hydrogène est réduite de moitié lorsque la température diminue de 110°C [16]. On se réfère à ce principe, nous avons maintenu le bain liquide dans un four de maintien pendant 48h, à une température avoisinant 700°C, nous avons constaté une réduction importante de taux de porosité de l'ordre de 33,36%. Cette réduction est bien apparente sur la **Figure 27** qui est due à l'équilibre atteint en fonction du temps, entre la pression partielle d'hydrogène dans le bain et la pression dans l'atmosphère.

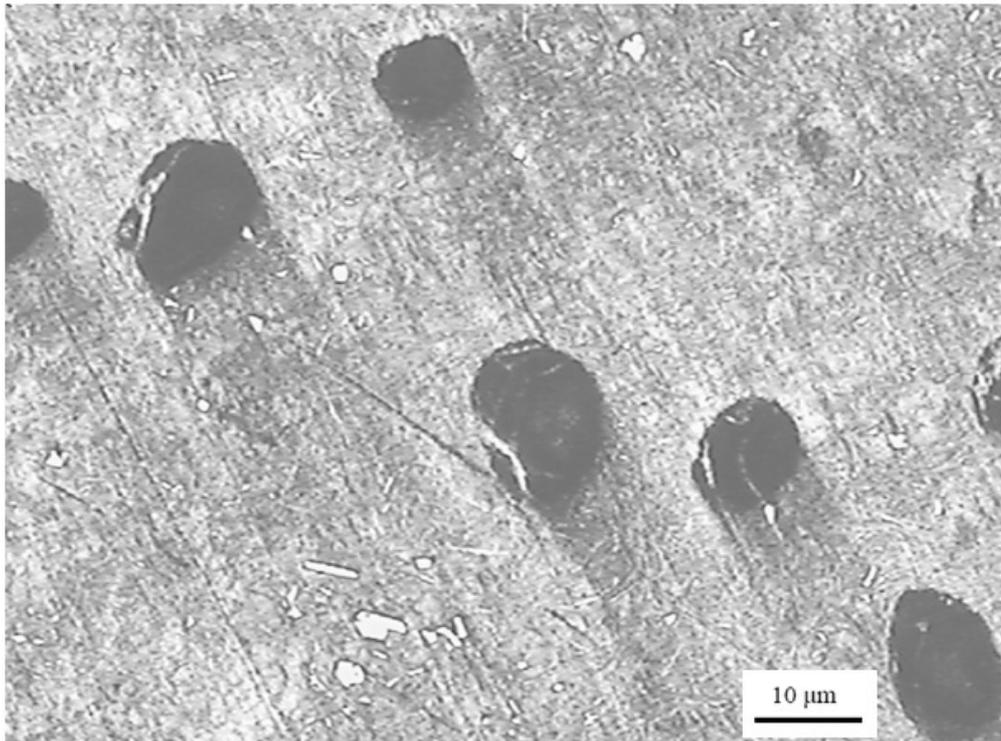


Figure 26. Microstructure montrant l'alliage AS13 coulé directement du four de fusion sans maintien, selon un taux de porosités de 12,15 %.



Figure 27. Microstructure montrant l'alliage AS13 coulé du four de maintien après 48h, selon un taux de porosités de 08,09 %.

2.2. Traitement de dégazage du bain liquide par les flux

Le dégazage par les flux, c'est une suite des différents traitements de bain liquide, qui a pour but la réduction du taux de porosités, cette réduction est dû à la réaction des aditif avec l'hydrogène et l'élimination des oxydes.

Les **Figure 28**, **Figure 29** illustrent l'effet de dégazage sur l'alliage AS13 par rapport à l'état non traité **Figure 26**.

L'efficacité de ce traitement, ce traduit par la réduction de taux de porosités qui passe de 12.15% à 7.43%. Sur la base des mesures prise dans 8 micrographies

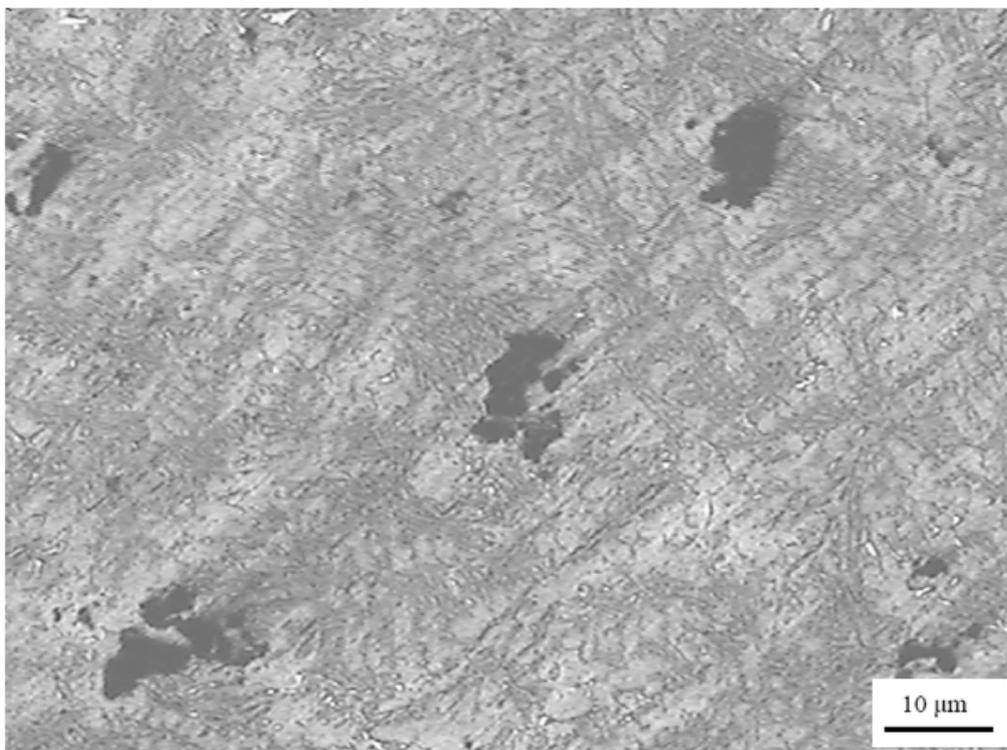


Figure 28. *Microstructure montrant l'alliage AS13 traité par le flux.*

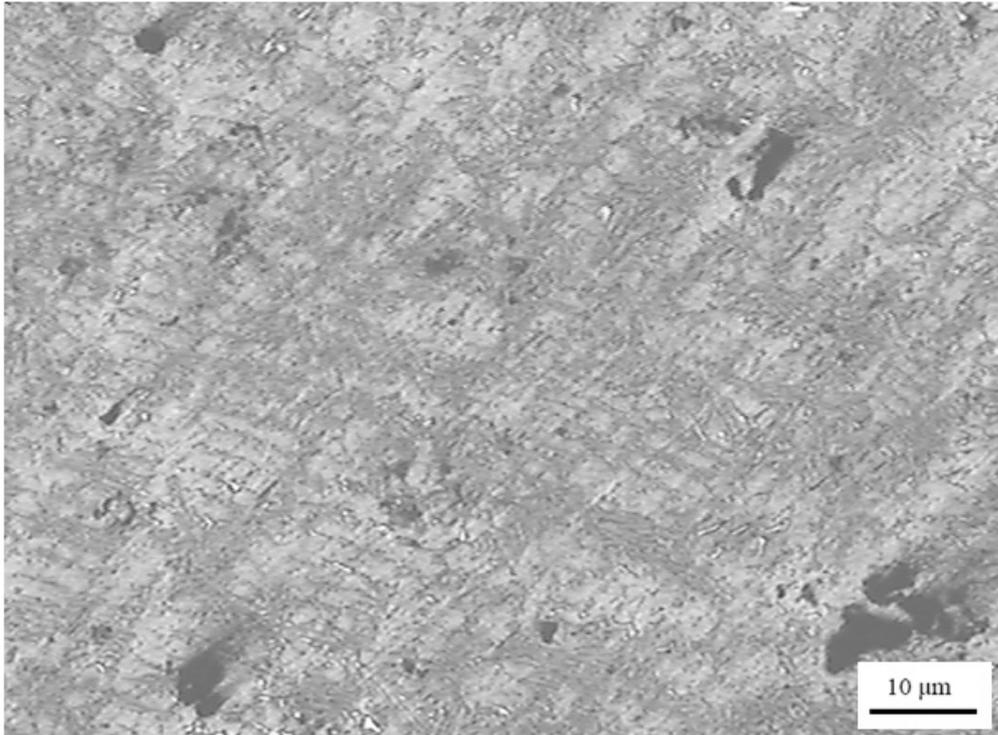


Figure 29. Microstructure montrant l'alliage AS13 traité par le flux.

Le taux de gazage dépend de la composition chimique, L'élément Si diminue le taux de porosité et le Mg augmente le taux de porosités. G. Sigworth [30] a étudié l'effet de la composition chimique sur la solubilité de l'hydrogène et il a affirmé que le Mg augmente la solubilité contrairement au Si.

3. Traitement du dégazage AS13 à l'état solide à différentes températures et à différents temps de maintien

L'effet du recuit à 300°C sur la réduction de taux de porosités en fonction du temps de maintien est bien apparent sur la **Figure 30**, qui nous donne un taux de 1,70 % pendant un maintien de 2h, correspondant à un taux de réduction de 77,11%.

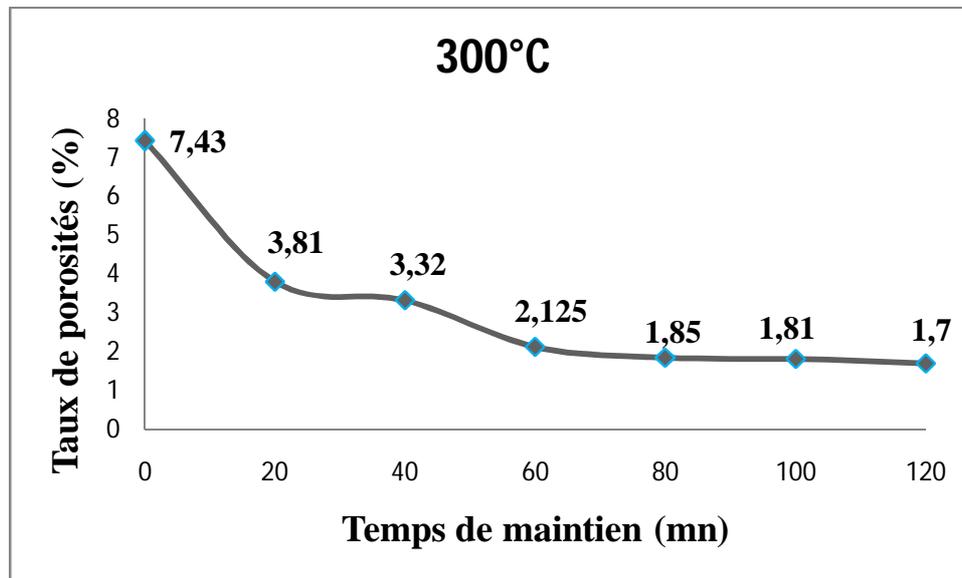


Figure 30. Variation du Taux de porosités en fonction du temps à la température de 300°C.

La **Figure 31** montre qu'à la température de 550°C, la réduction de taux de porosité continue à diminuer en fonction du temps de maintien, avec un taux de réduction de l'ordre de 80%, et d'une allure plus rapide par rapport à 300°C. Ce qui explique l'effet de la température sur la réduction du taux de porosité.

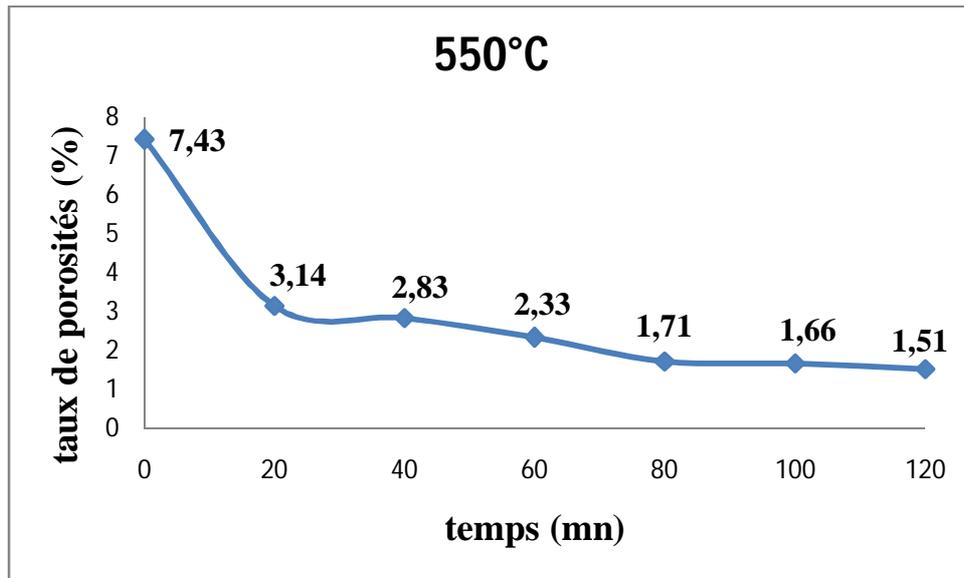


Figure 31. Variation du taux porosités en fonction du temps à la température de 550°C.

L'influence de différentes températures en fonction de temps de maintien, sur le taux de porosité est illustrée dans la **Figure 32**.

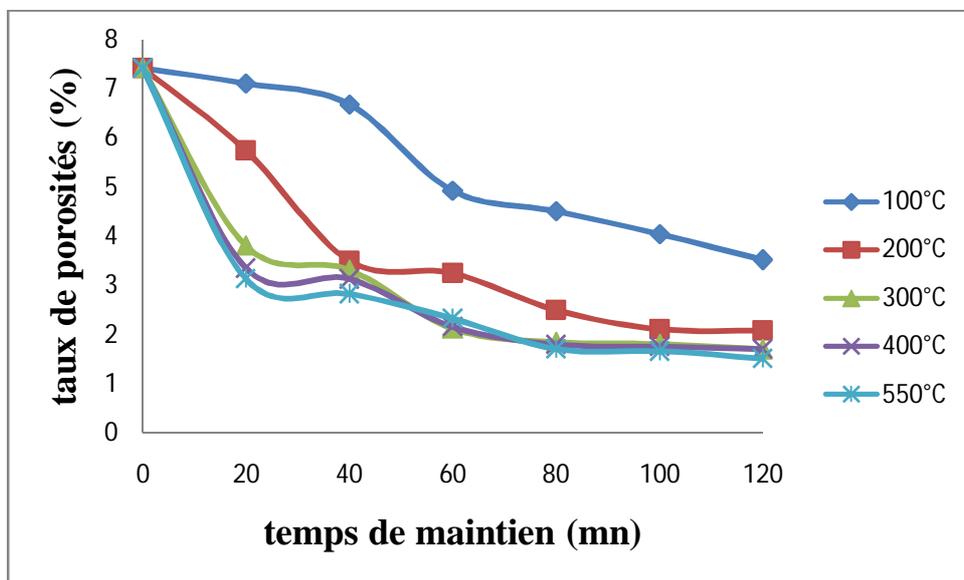


Figure 32. Variation du taux de porosités en fonction du temps à la température de 300°C.

Les **Figures 33** et la **Figure 34** montrent les microstructures de l'alliage AS13 qui illustrent respectivement le taux de porosités à 20mn à 300 °C, et à 2h à 550 °C.

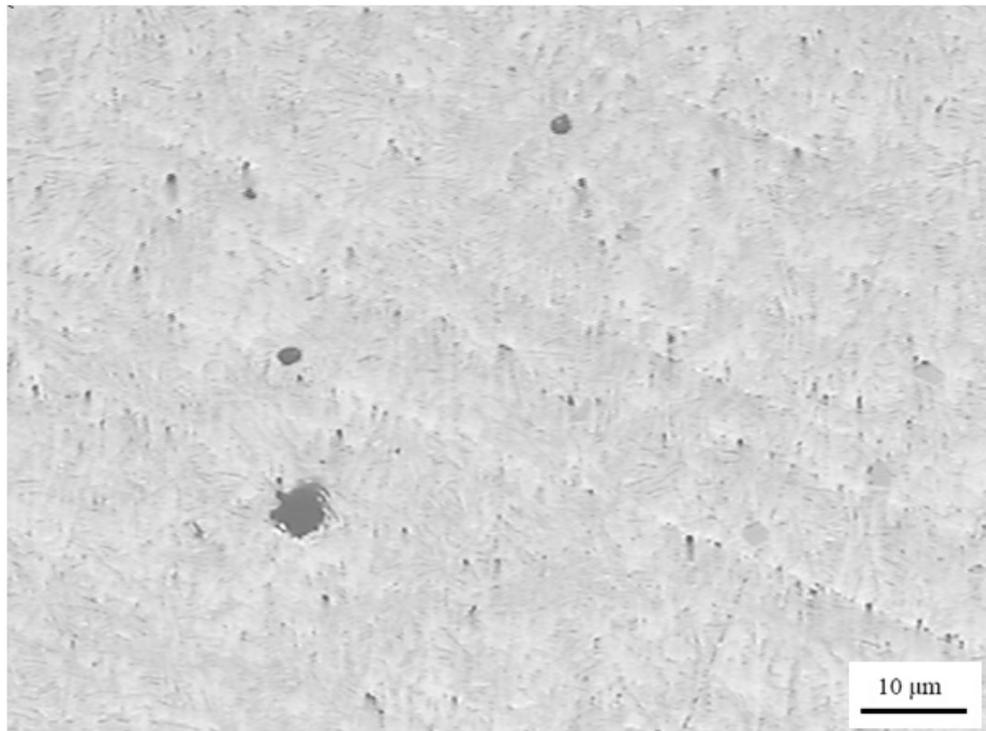


Figure 33. Microstructure montrant le taux de porosités de l'alliage AS13 ayant subi un traitement de 20mn à 300 °C.

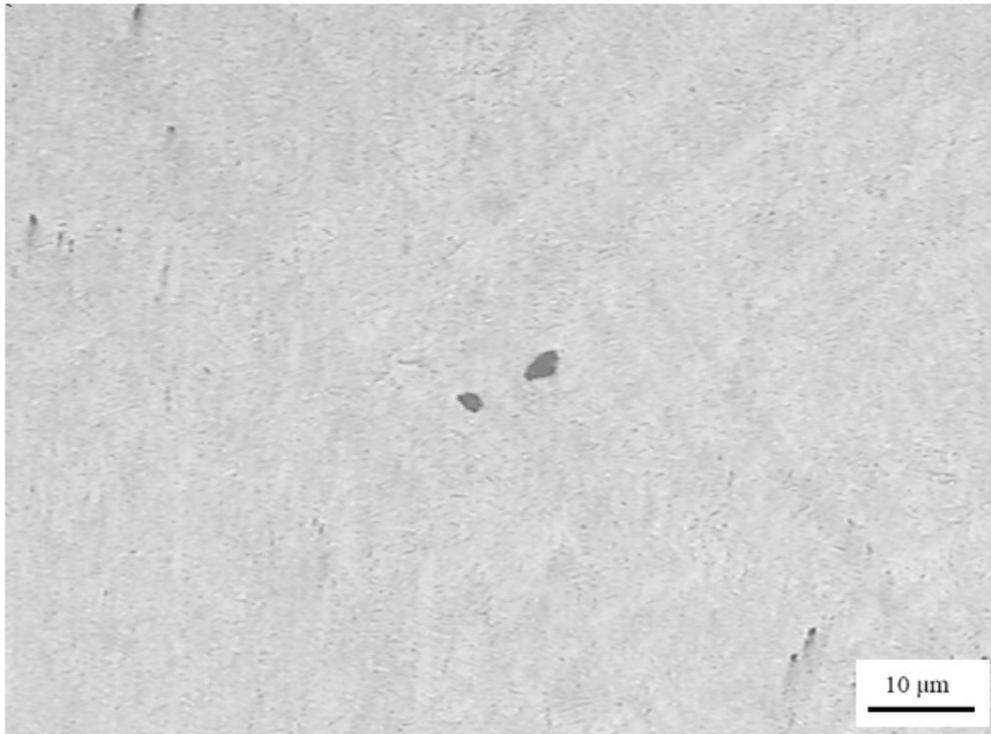


Figure 34. *Microstructure montrant le taux de porosités de l'alliage AS13 ayant subi un traitement de 2h à 550 °C.*

Cette diminution du taux de porosités en fonction de la température et du temps de maintien, est expliqué par la diffusion des atomes d'hydrogène qui présentent une mobilité atomique suffisante pour leur permettre de crée une nouvelle répartition des atomes d'hydrogène atomique pour former l'hydrogène moléculaire qui se dégage, en laissant des vides qui seront remplacé par les atomes d'aluminium.

Cette diffusion suit la loi de fick [31], qui est une loi exponentielle en fonction de la température et du temps de maintien, ce qui explique l'efficacité de traitement aux hautes températures et à des durées élevées de maintien.

La **Figure 35** présente les taux de porosités en fonction des températures à des durées de maintien de 60, 80,100 mn.

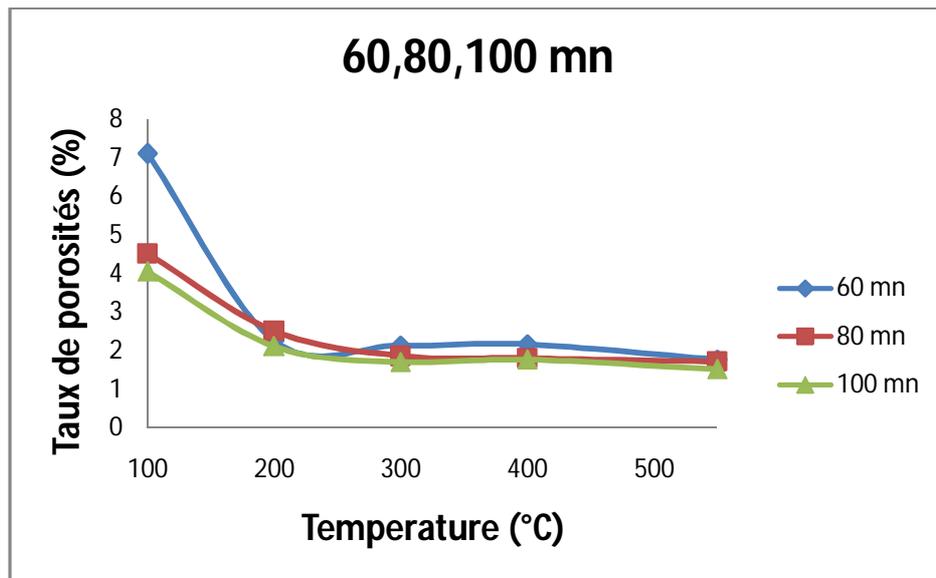


Figure 35. Variation du taux de porosités en fonction de la température à des maintiens constant de 60mn, 80mn et 100mn.

D'après la **Figure 35** on constate que pour une température de 300°C et une durée de maintien de 80 mn on aura un taux de porosité de 1,85%. Ce qui présente une réduction du taux de porosité de 72% qui est presque identique au taux obtenu à 550°C pour une durée de maintien de 2h qui est de l'ordre de 80%.

Donc les paramètres optimaux d'obtention d'une réduction maximale du taux de porosités est une température de chauffage de 300°C et d'un maintien de 80mn.

La structure de brut de coulée subsistent des cristaux de silicium primaire, ceci est dû à un mauvais traitement de modification, les causes sont :

- La température non respecté.
- une insuffisance de sodium.

Suivant les structures des **Figures 36, 37, 38**, on remarque une diminution progressive des cristaux de silicium, en fonction des durées de maintien pour une température de 400°C

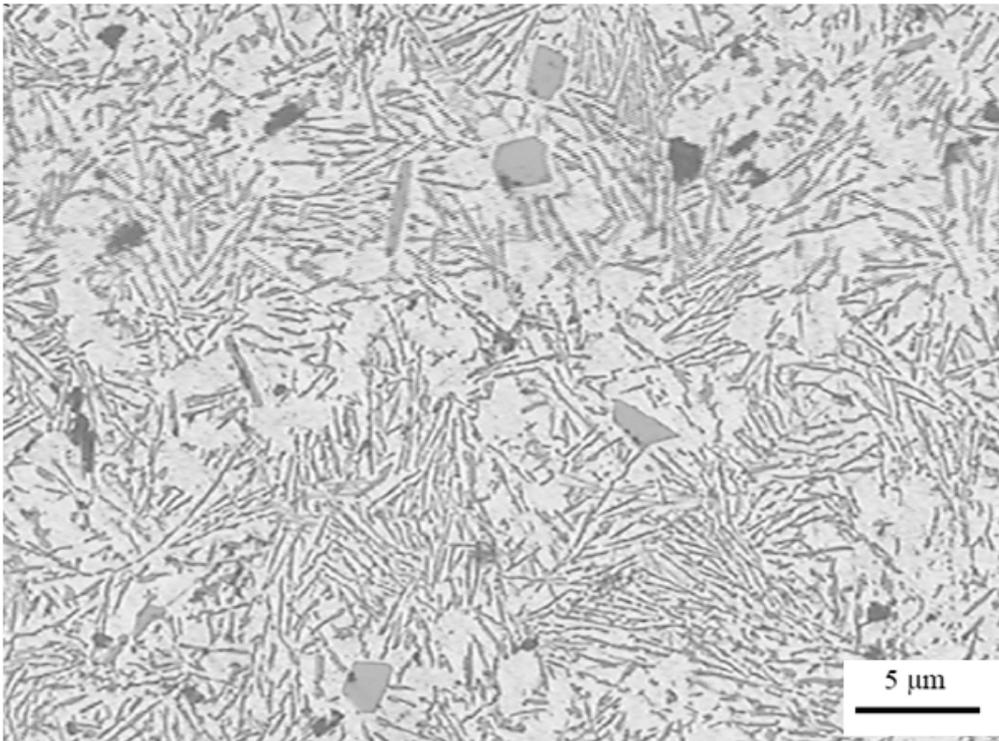


Figure 36. Structure de l'alliage AS13 après 1h de maintien à une température de 400 °C.

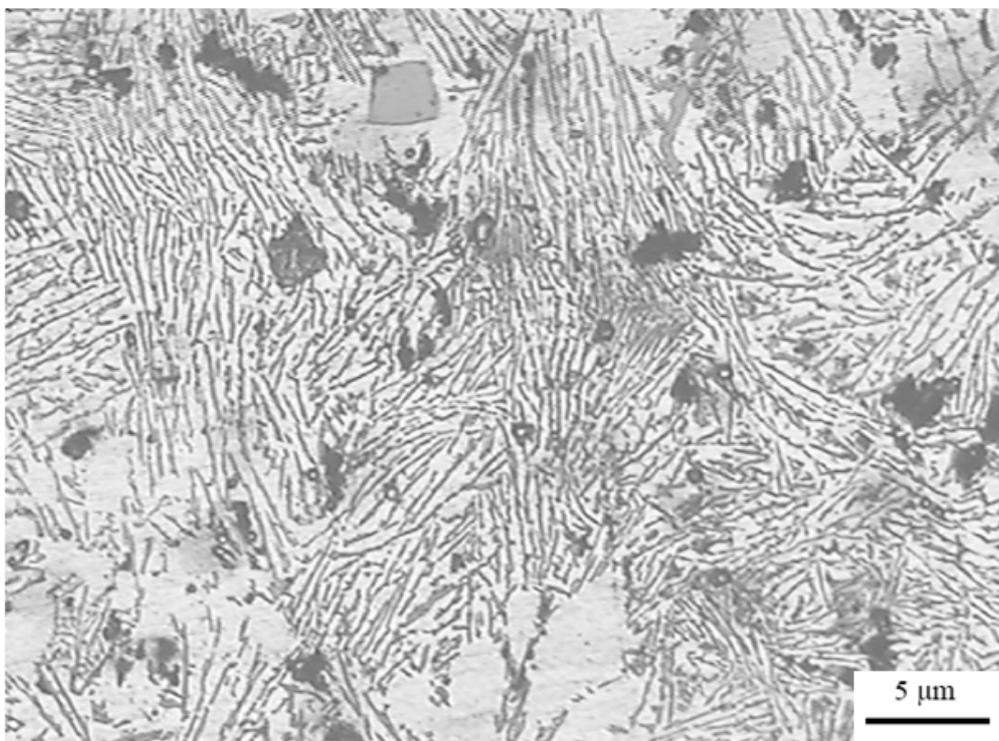


Figure 37. Structure de l'alliage AS13 après 1h 40 mn de maintien à une température de 400°C.

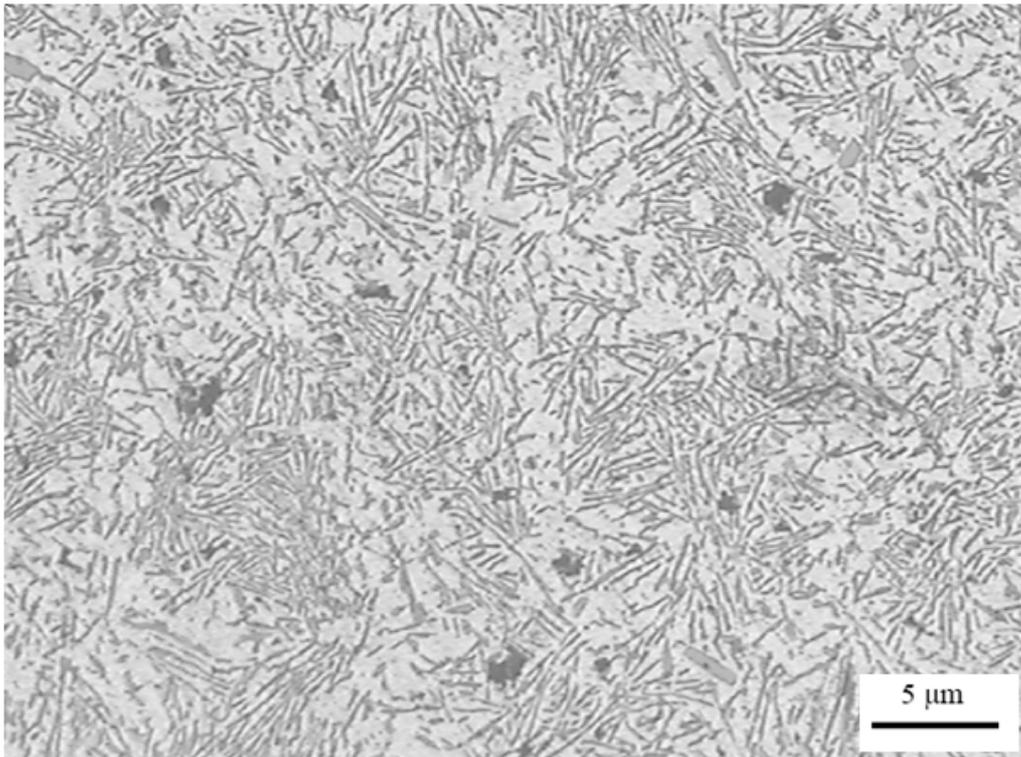


Figure 38. Structure de l'alliage AS13 après 2h de maintien à une température de 400°C.

4. Évolution de la dureté en fonction du temps de maintien aux différentes températures

La **Figure 39** montre que la dureté de l'alliage AS13 à la température de 300 °C est légèrement influencée par le temps de maintien.

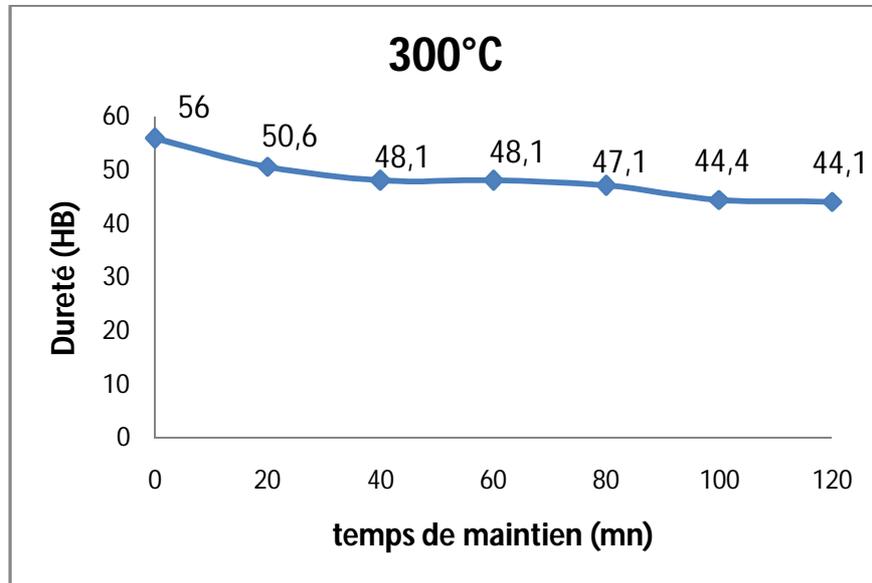


Figure 39. Évolution de la dureté HB en fonction du temps de maintien à 300 °C pour l'alliage AS13.

Pour la température de 550 °C, la **Figure 40** illustre la variation de la dureté HB de l'alliage AS13 en fonction du temps de maintien.

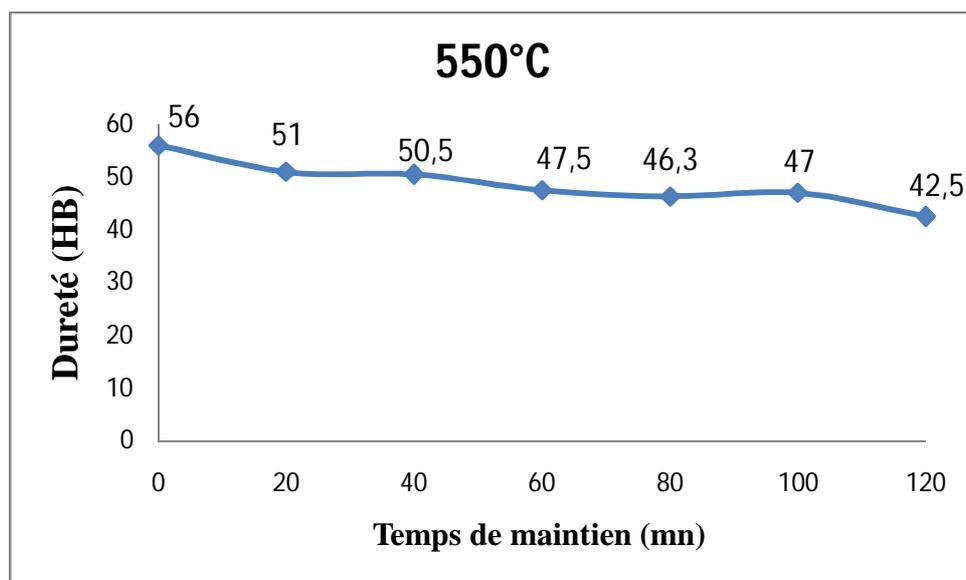


Figure 40. Évolution de la dureté HB en fonction du temps de maintien à 550 °C.

La dureté ne présente pas une grande variation due au non modification de l'état structural de la matrice.

5. Réduction des porosités par fusion au four de laboratoire.

La **Figure 41** montre la modification de la structure, vu le nombre de cristaux présent dans la structure. Par contre on remarque une réduction importante du taux de porosités. Ainsi, le traitement de fusion au laboratoire n'a pas permis l'élimination des cristaux de silicium, et le taux de porosités est sensiblement réduit. Dans les traitements précédent à l'état solide les cristaux ont disparus donc, le traitement de l'ordre de 300°C pendant 2h est recommandé, qui permettra également de réduire d'avantage, les porosités. La structure fine est constatée dû à la cinétique de refroidissement du moule qui à eu lieu à l'atmosphère.



Figure 41. Structure de l'alliage AS13 coulé au laboratoire.

CONCLUSION GENERALE

CONCLUSION GENERALE

Le travail effectué lors du traitement de dégazage à l'état liquide et solide, a pour objectif l'amélioration des propriétés mécaniques du métal en éliminant les porosités.

L'effet du traitement de modification à l'état liquide est donc bénéfique sur les propriétés mécaniques des pièces moulés vu l'augmentation de la dureté de l'AS13 qui passe de 44HB sans modification à 57HB après inoculation. Ce traitement a permis la modification de la structure d'une forme aciculaire [26] à une forme eutectique [Figure 25].

Dans le traitement de dégazage à l'état liquide, nous avons obtenu une réduction presque identique du taux de porosités pour les deux méthodes de dégazage par maintien et de dégazage par inoculation au flux. Cependant les deux méthodes restent insuffisantes pour réduire les porosités

L'insuffisance enregistrée lors du traitement de dégazage à l'état liquide, a nécessité un traitement de dégazage à l'état solide qui nous a permis une réduction importante de celui-ci, particulièrement aux températures de 400°C et 550°C. La dureté est légèrement influencée par le traitement de dégazage à l'état solide, à cause de l'élimination des contraintes existantes au sein des grains. Pour obtenir un taux de porosité réduit et une bonne ductilité on opte pour un traitement à une température de 300°C et une durée de maintien de 80mn qui sont des valeurs optimales.

Perspectives

L'élimination de porosités peut nous servir dans plusieurs domaines tel que

- Soudage au TIG ;
- La métallisation.

Afin de connaître l'effet de l'élimination des porosités sur les propriétés des pièces, plusieurs tests peuvent être effectués tel que :

- L'essai de traction ;
- La résistance à la corrosion ;
- La résistance à la fatigue.

REFERENCES
BIBLIOGRAPHIQUES

REFERENCES BIBNLIOGRAPHIQUES

- [1]. *Lycée Raymond LOEWY.* “ *Aluminium et alliages d’aluminium*” cour matériaux, (Année 2003).
- [2]. *M.COLOMBIE et COLL.* “*Matériaux industriels : Matériaux métalliques*” Dunod. Paris (2000). (p-61).
- [3]. *Christian VARGEL.* “*Propriétés générales de l’aluminium et de ses alliages*” Techniques de l’ingénieur, fasc. M4661, (Année 2008). (pp.2-8).
- [4]. *VARGEL.* “*Le comportement de l’aluminium et de ses alliages*”. Dunod. Paris (1979). (pp. 27-28)
- [5]. *B.NABI.* “*Influence de dégazages les alliages aluminium à l’état liquide et solide* ’ Mémoire d’ingénieur. ENP (2009). (p. 25).
- [6]. *N.SAIGH et A.ZOUAI.* “ *Influence de la nature du courant et du gaz de protection sur l’alliage d’Aluminium en soudage TIG*” Mémoire d’ingénieur. ENP (2008). (p. 9).
- [7]. *R.IRMANE.* “ *Fonderie d’aluminium en sable et en coquille*” Dunod. Paris (1957). (pp. 1-2).
- [8]. *S.BENSAADA et D.FELIACHI.* “*Technologie*”. Office des publications universitaires. Alger (2007). (pp.260-265).
- [9] *Revue Métallurgie.* “*Classification des alliages d’aluminium*” spécial soudage, (Année 2003). (p. 23).
- [10]. *Jean Jacques. PERRIER.* “ *Fusion des alliages d’aluminium*” Techniques de l’ingénieur, fasc. M3635, (Année 2009). (pp.27-28).
- [11]. *Sylvain, JACOB.* “*Propriétés des alliages d’aluminium de fonderie*” Techniques de l’ingénieur, fasc. M4600, (Année 2009). (p.11).
- [12]. *S. ELHADAD.* “*Effect of trace elements on the microstructure and porosity formation in 319 type al-si-cu alloys*” Thèse doctorat. Université du Québec à Chicoutimi (2003). (p. 33).
- [13]. *B.BARLAS.* “*Etude du comportement et de l’endommagement en fatigue d’alliages d’aluminium de fonderie*” Thèse doctorat. Ecole nationale supérieure des mines de paris (2004). (p. 28).
- [14]. *M.FELBERBAUM.* “*Etude Porosity in Aluminum Alloys: Visualization, Characterization, and Modeling*” Thèse doctorat. École polytechnique fédérale de Lausanne (2009). (p. 35).

- [15]. P.BERRAND et M.ROBERT GADEAU. “ *L’aluminium*” Eyrolles. Paris (1964). (pp. 8-9).
- [16]. Jean. CHARBONNIER. “*Gaz dans les alliages d’aluminium de fonderie*” Techniques de l’ingénieur, fasc. M218, (Année 2009). (ppp. 2-3-4).
- [17]. Gérard LAGRENÉ. “*Fonderie et moulage des alliages*” Techniques de l’ingénieur, fasc. M3640, (Année 2009). (pp. 8-9).
- [18]. Fiche technique. “*Composition chimiques de l’alliage AS13*”, SNVI 2009.
- [19] Fiche technique. “*Normalisation des alliages d’aluminium de fonderie*” AFNOR A57-702.
- [20] .Fiche technique. “*Produit pour dégazage, produit pour modification, produit pour la protection du bain*”, SNVI 2009.
- [21] .John R. Brown. “ *Foseco Non-Ferrous Foundryman’s Handbook*” Eleventh, (2002). (p.61).
- [22] .fiche technique. “*Différentes attaques chimiques des alliages de fonderie*”, SNVI 2009.
- [23].J.Baralis.G.Maeder. “*Précis de métallurgie*»5ème édition. Nathan. 1990. (pp.168 - 167).
- [24]. Cheng Y.-T. et Cheng C.-M.“*Relationships between hardness, elastic modulus, and the work of indentation*” Applied physics letters, 1998.(p. 614).
- [25]. P.Morisset, P.Salmon. “ *Chromage dur et décoratif* ” CETIM ,1988. (p. 5).
- [26].J.R. Davis. “*Aluminum and Aluminum Alloys*” ASM Specialty Handbook, ASM International, Materials Park, OH, U.S.A., 1993. (p.517).
- [27]. M.SABATINO. “*fluidity of aluminium foundry alloys* ”.these doctorat. Norwegian University of Science and Technology (NTNU), September 2005
- [28]. Q.T Fang and D.A. Granger, “*Porosity Formation in Modified and Unmodified A356 Alloy Castings*», AFS Transactions, Vol. 97, 1989.
- [29]D. Emadi, J.E. Gruzleski and J.M. Toguri. “*The Effect of Na and Sr Modification on Surface Tension and Volumetric Shrinkage of A356 Alloy and Their Influence on Porosity Formation*», Metallurgical Transactions B, Vol. 24B, 1993.
- [30]. G.K.Sigworth . “*Scientific basis for degassing aluminum*» AFS Trans. 81, 1987. (p.67).
- [31]. M. Dupeux. “*Aide-mémoire science des matériaux*” Dunod. Paris (2005). (pp.40-41).

ANNEXES

Annexe 1

Figure représentant le taux de porosités en fonction du temps de maintien de l'alliage AS13

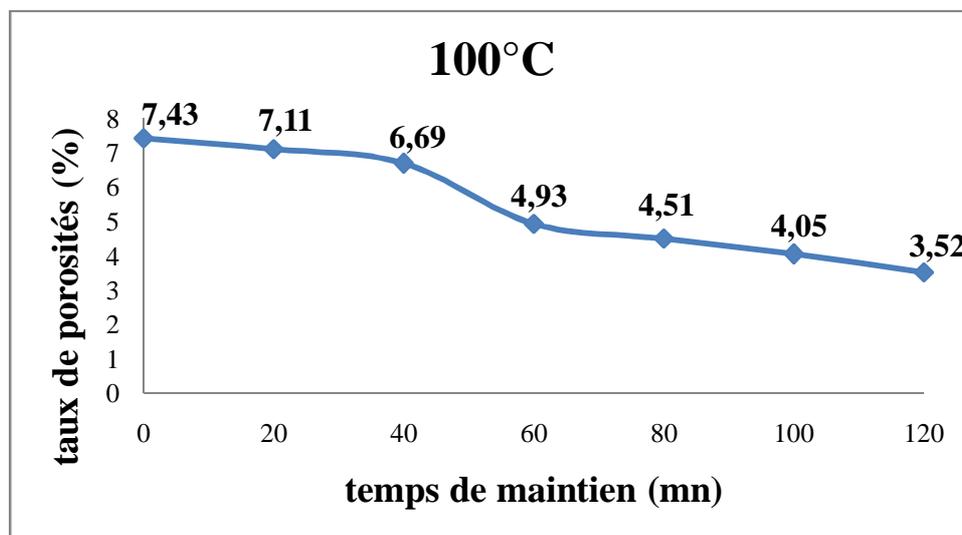


Figure 42. Variation du Taux de porosités en fonction du temps (mn) à la température de 100°C.

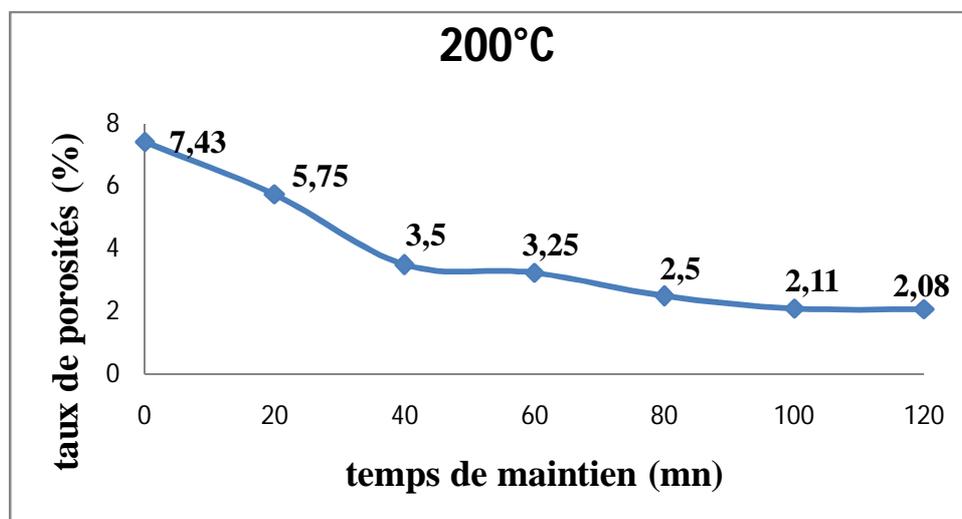


Figure 43. Variation du Taux de porosités en fonction du temps (mn) à la température de 200°C.

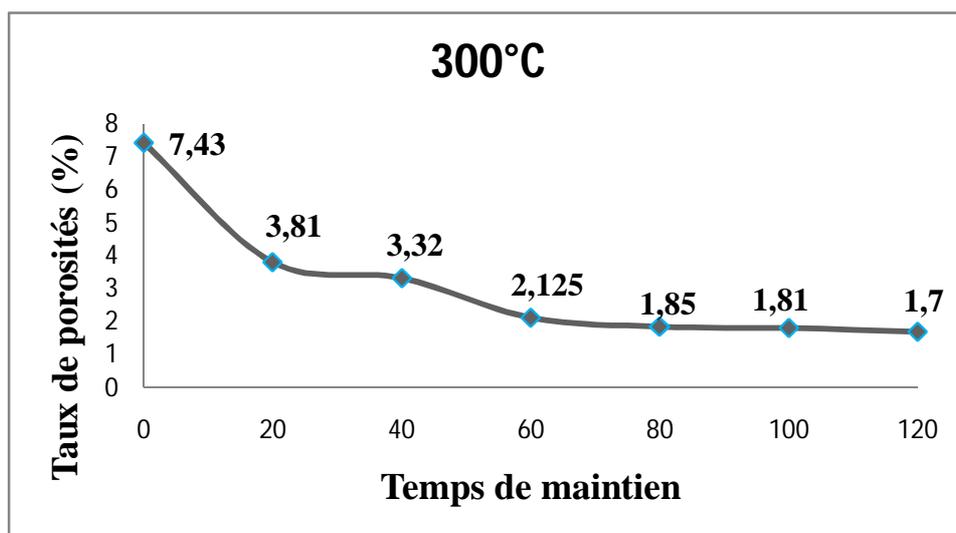


Figure 44. Variation du Taux de porosités en fonction du temps (mn) à la température de 300°C.

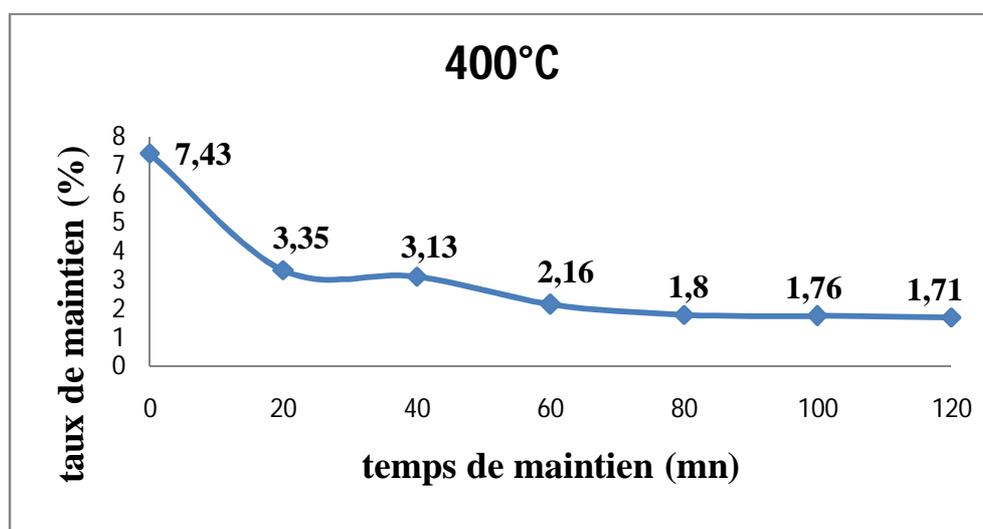


Figure 45. Variation du Taux de porosités en fonction du temps (mn) à la température de 400°C.

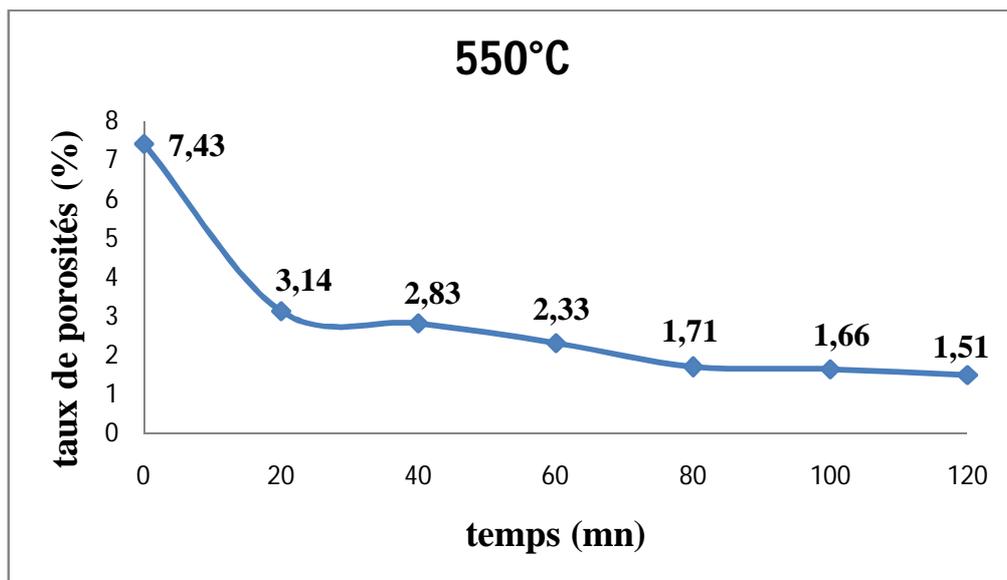


Figure 46. Variation du Taux de porosités en fonction du temps (mn) à la température de 550°C.

Annexe 2

Figures représentant la dureté en fonction de temps de maintien aux différentes températures de 100°C, 200°C, 300°C, 400°C, et 550°C pour l'alliages AS13

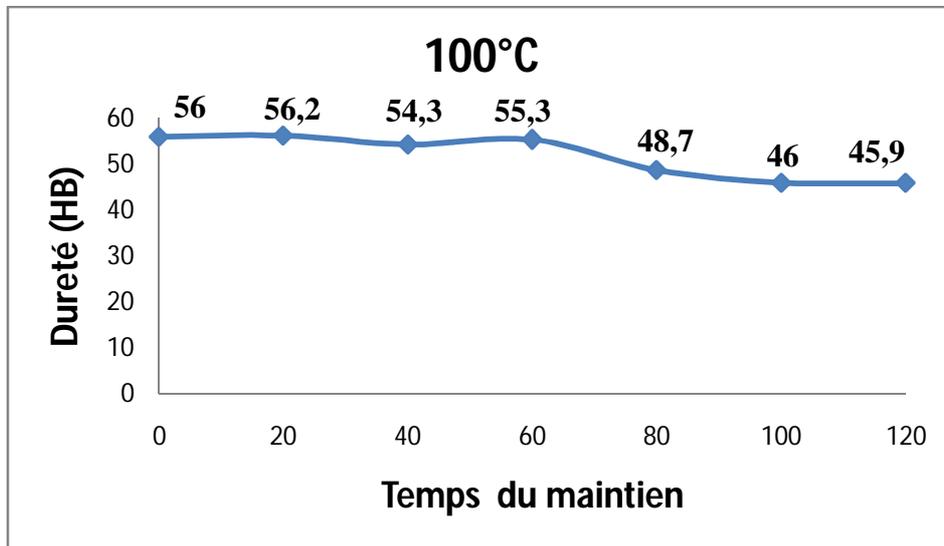


Figure 47.Évolution de la dureté HB en fonction du temps de maintien à 100 °C

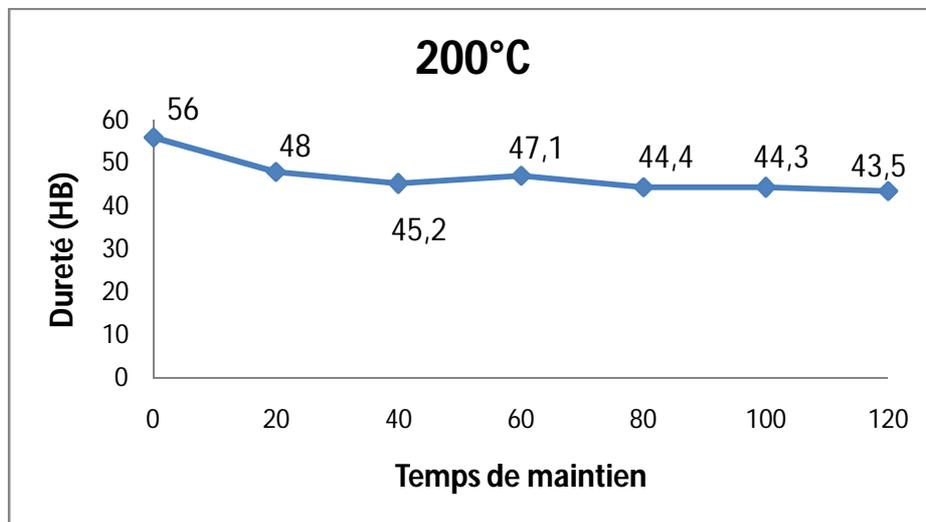


Figure 48.Évolution de la dureté HB en fonction du temps de maintien à 200 °C

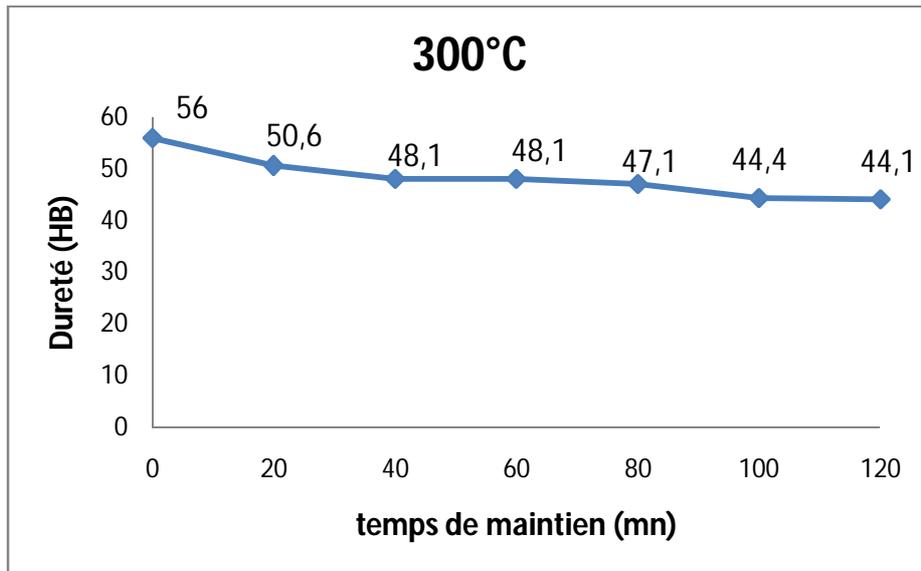


Figure 49. Évolution de la dureté HB en fonction du temps de maintien à 300 °C

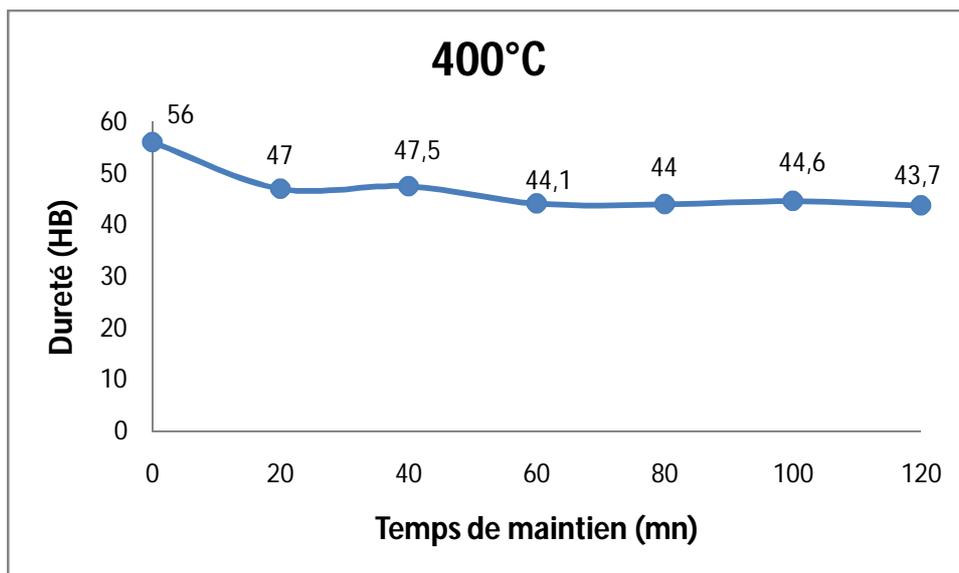


Figure 50. Évolution de la dureté HB en fonction du temps de maintien à 550 °C

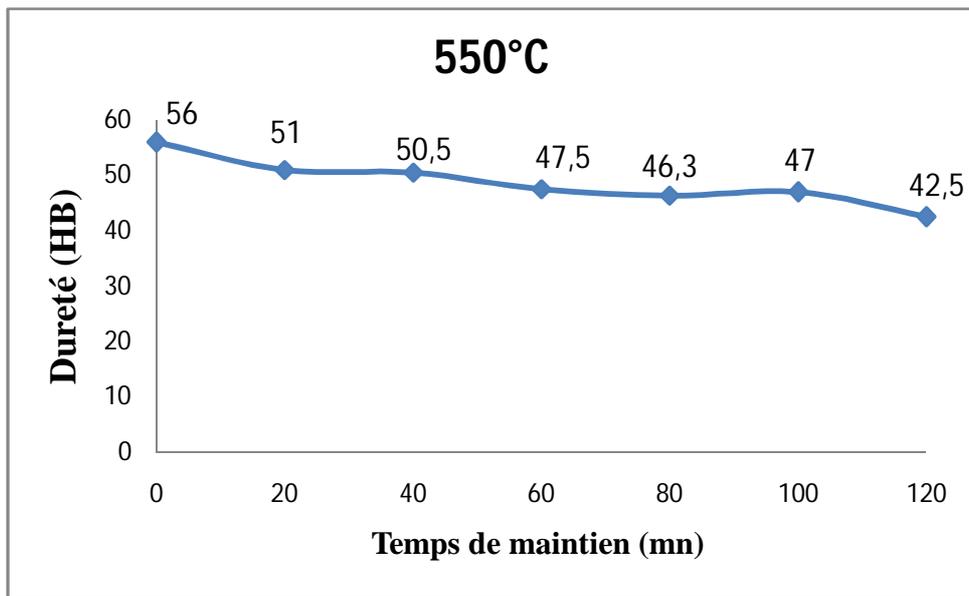


Figure 51. Évolution de la dureté HB en fonction du temps de maintien à 550 °C