

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE

Ministère de l'enseignement Supérieure et de la recherche scientifique
École Nationale Supérieure Polytechnique



Département de métallurgie

Mémoire

En vue de l'obtention du diplôme d'Ingénieur d'Etat en

Métallurgie

Présenté par :

M^r Nabi Brahim

Sujet

Influence du dégazage à l'état liquide et solide sur des alliages d'aluminium

Jury

Président	ABADLI. K	Chargé de cours	ENSP
Directeur de thèse	SALHI. E	Professeur	ENSP
Examineurs	Mesrati.N	professeur	ENSP
	Kechoud. N.	Chargé de cours	ENSP
	Daimelleleah.A	Chargé de cours	ENSP
Invité	Naili. S	Chêf de département	DFR(SNVI)

Soutenu le 27 juin 2009

Dédicaces

Ce modeste travail n'est que le fruit d'un acharnement et d'une volonté qui s'agrandissaient de plus en plus. Ce but tant espéré n'a pu se réaliser sans la présence de tous ceux qui m'ont aidé, soutenu et encouragé dans les moments les plus difficiles ; pour cela je dédie ce mémoire :

*À ma chère mère **Khalida**, à mon cher père **Rabah**, à mon cher oncle **Kamel** et ma chère tante **Martine**, qui m'ont apporté de l'aide et m'ont toujours poussé vers l'avant. Pour tous leurs sacrifices, leur inquiétude, je leur serai toujours reconnaissant.*

*À mon chère frère **Zouheir**.*

*À mes chères sœurs, **Fahima**, **Malika** et **Hadjer**.*

À tous les membres de la famille.

*À mon promoteur Mr, **E. Salhi** qui m'a beaucoup aidé.*

*À tous ceux qui m'ont aidé durant mon parcours, **Mr.B.Moussa**, **Mr.F. Boucham**, **M. M. Bennab**. **Mr et Mme Lemdjed**.*

À tout mes amis.

À tous je dédie ce modeste travail.

Remerciements

A Dieu le tout puissant, pour ce qui nous a donné comme savoir, Ô Seigneur fais – nous don de plus de connaissance.

La présentation de ce modeste travail nous offre l'occasion d'exprimer toute notre reconnaissance aux personnes, et aux institutions, qui nous ont aidées de façon inestimable durant la préparation du présent document.

*Tout au long de la réalisation de ce mémoire, j'ai été dirigé, suivi et orienté par **Monsieur Salsi, Essaid** mon promoteur à l'ENSP, je lui présente mes sincères reconnaissances. Je le remercie pour sa disponibilité, sa patience, ses conseils judicieux, son regard critique sur ce travail qui nous a permis d'avancer dans notre réflexion. Qu'il trouve ici toute notre gratitude et sympathie.*

*J'adresse mon profond reconnaissance à, **Mr, Naili**, Chef de département au niveau de la fonderie de SNVI de Rouiba, pour son aide, ses conseils, ses encouragements. Qu'il trouve ici toute mon amitié et sympathie.*

Je tiens particulièrement à remercier tout le personnel de la DFR de rouiba, pour leur aide, et de leur soutien.

*Je tiens particulièrement à remercier mon enseignant **Mr, ABADLI**, à l'ENSP, département de Métallurgie, d'avoir accepté de présider le jury, ainsi que pour son aide précieuse et ses encouragements. Qu'il trouve ici ma profonde gratitude.*

*C'est avec plaisir que je remercie **Mme KECHOUD**, à l'ENSP, département de Métallurgie, pour ses conseils bénéfiques, ses orientations, son aide précieuse, en plus je suis honoré qu'elle ait bien voulu participer à notre jury comme examinatrice. Qu'elle trouve ici ma gratitude et sympathie.*

*Je suis également honoré de compter parmi les membres de jury, **Mr DAIMALLAH**, enseignant à l'ENSP, département de Métallurgie, qui a gentiment accepté d'examiner ce travail et me faire bénéficier de ses critiques, ainsi que pour son soutien moral.*

*Je remercie également, Monsieur **N. MESRATI**, enseignant à l'ENSP, département de Métallurgie, d'avoir accepté d'examiner mon travail, je le remercie pour ses encouragements, de ses critiques, ainsi que pour son soutien moral.*

*Je tiens à remercier **Mr M. Slimani** et **Mr S. Assamar**, pour leurs aide et leurs conseils.*

Je terminerai enfin en remerciant toute ma chère famille, pour sa compréhension, pour son soutien moral et constant dans les moments difficiles, Qu'elle trouve ici toute ma reconnaissance, amour et gratitude.

Index des tableaux

N°	Titre des tableaux	Page
I.1	Les méthodes d'amélioration des propriétés mécaniques.	04
I.2	État de base des produits corroyés.	05
I.3	Avantages et inconvénients des agents modificateurs ou affinant de la structure des alliages eutectiques et hypoeutectiques.	17
II.1	Caractéristiques mécaniques des alliages.	25
II.2	Alliage AS13.	25

Index des figures

N°	Titre des figures	Page
I.1	Production mondiale d'aluminium primaire.	03
I.2	Différentes subdivisions des états T avec mise en solution.	06
I.3	Différents subdivisions des états T sans mise en solution.	06
I.4	Diagramme de phases Al-Si.	07
I.5	Diagramme de phases Al-Cu.	08
I.6	Diagramme d'équilibre Al – Mg.	09
I.7	Une partie du diagramme d'équilibre Al-Si montrant les différentes compositions.	10
I.8	Types de porosités dans les alliages d'Al-Si moulés.	11
I.9	La solubilité de l'hydrogène dans l'aluminium pure et dans les alliages d'aluminium 319 et 356 en fonction de la température.	13
I.10	Schéma montrant l'effet de sites de la germination sur le développement des porosités.	14
I.11	Effet de l'hydrogène et la vitesse de refroidissement sur la fraction volumique des pores obtenus dans le moulage de l'alliage Al-Mg 4, 7 %.	15
I.12	Fraction volumique des pores en fonction de la teneur en hydrogène à différentes vitesses de refroidissement dans l'alliage Al-Mg 4,7 % avec un grain affiné.	15
I.13	Modification de la position de l'eutectique avant et après ajout du strontium.	18
I.14	Deux étapes du processus de solidification montrant la formation des microretards dans: a) Un bain métallique non modifié avec une courte distance d'alimentation interdendritique et un front de solidification eutectique irrégulier, b) Un bain métallique modifié avec une longue distance d'alimentation interdendritique et un front de solidification eutectique régulier.	19
I.15	Taux d'hydrogène en fonction du temps de maintien dans l'alliage Al-Si 10 % non modifié et modifié à 750 °C, a) non modifié, b) modifié avec 0,05 % de Sr à 720 °C.	20

I.16	Germination des pores le long des lamelles β .	22
I.17	Rôle des lamelles β - Al_5FeSi dans la limitation de la croissance de a) pores dues au gaz b) pores dues au retrait.	22
I.18	Variation du taux de porosité en fonction de la teneur en fer.	23
II.1	Schéma de principe de la structure du microscope sur l'aspect optique.	28
II.2	Microscope optique « OLYMPUS » du Département Métallurgie.	28
II.3	Photographie de logiciel d'analyse d'image de travail « Archimed ».	29
II.4	Schéma du traitement thermique appliqué.	30
II.5	Figure montrant la méthode de grillage d'analyse quantitative des structures métallographiques.	31
III.1	Structure de l'alliage AS13 avant l'inoculation au Na.	33
III.2	Structure de l'alliage AS13 après l'inoculation au Na.	34
III.3	Structure de l'alliage AG20 avant l'inoculation au Na.	35
III.4	Structure de l'alliage AG20 après l'inoculation au Na.	35
III.5a	Processus de diffusion des atomes d'hydrogène.	36
III.5b	Processus du traitement de dégazage.	36
III.6	Microstructure montrant l'alliage AS13 sans dégazage dans le bain liquide selon un taux de porosités de 12,85 %.	37
III.7	Microstructure montrant l'alliage AS13 après dégazage dans le bain liquide selon un taux de porosités de 8,21 %.	37
III.8	Microstructure montrant l'hétérogénéité des porosités de l'alliage AG37 sans dégazage dans le bain liquide dont le taux de porosité de 14,28 % est mesurée sur plusieurs plages.	38
III.9	Microstructure de l'alliage AG37 avec un dégazage dans le bain liquide selon le taux de porosités de 10,71 %.	39
III.10	Taux de porosités (%) en fonction du temps (mn) à la température de 200 °C pour l'alliage AS13.	39
III.11	Taux de porosités (%) en fonction du temps (mn) à la température de 500 °C pour l'alliage AS13.	40

III.12	Microstructure montrant le taux de porosités de l'alliage AS13 ayant subi un traitement de 20mn à 200 °C.	41
III.13	Microstructure montrant le taux de porosités de l'alliage AS13 ayant subi un traitement de 50mn à 500 °C.	41
III.14	Évolution du taux de porosités en fonction des différentes températures et du temps de maintien pour l'alliage AS13.	42
III.15	Taux de porosités (%) en fonction du temps (mn) à la température 200 °C pour l'alliage AG37.	42
III.16	Taux de porosités (%) en fonction du temps (mn) à la température de 400 °C pour l'alliage AG37.	43
III.17	Microstructure montrant le taux de porosités de l'alliage AG37 ayant subi un traitement de 20mn à 200 °C.	44
III.18	Microstructure montrant le taux de porosités de l'alliage AG37 ayant subi un traitement de 50mn à 400 °C.	44
III.19	Évolution du taux de porosités en fonction des différentes températures et du temps de maintien pour l'alliage AG37.	45
III.20	Taux de porosités des deux alliages ASI3 et AG37 à la température de 200 °C.	45
III.21	Taux de porosité des deux alliages AS13 et AG37 à la température de 400 °C.	46
III.22	Évolution de la dureté HB en fonction du temps de maintien à 200 °C pour l'alliage AS13.	47
III.23	Évolution de la dureté HB en fonction du temps de maintien à 500 °C pour l'alliage AS13.	47
III.24	Évolution de la dureté HB en fonction de la température et du temps de maintien pour l'alliage AS13.	48
III.25	Évolution de la dureté HB en fonction du temps de maintien à 200 °C pour l'alliage AG37.	48
III.26	Évolution de la dureté HB en fonction du temps de maintien à 400 °C pour l'alliage AG37.	49
III.27	Évolution de la dureté HB en fonction de la température et du temps de maintien pour l'alliage AG37.	49
III.28	Variation de la dureté HB des deux alliages AS13 et AG37 à 200 °C.	50

III.29	Variation de la dureté HB des deux alliages AS13 et AG37 à 400 °C.	50
III.30	Structure de l'alliage AS13 après 10mn de maintien à une température de 200 C.	51
III.31	Structure de l'alliage AS13 après 50mn de maintien à une température de 500 °C.	51
III.3	Structure de l'alliage AG37 après 10mn de maintien à une température de 200 °C.	52
III.33	Structure de l'alliage AG37 après 50mn de maintien à une température de 400 °C.	52

RESUMES

Résumé

Le contenu du mémoire met en évidence un rappel de la théorie relative à notre sujet qui a pour but le dégazage à l'état liquide et solide des alliages d'aluminium. L'élimination des porosités a un impact important sur les propriétés mécaniques et physiques de ces alliages. Ainsi, l'aspect pratique à l'état solide a révélé la réussite du dégazage en fonction du temps et des différentes températures.

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

Summary

The contents of this dissertation highlight a reminder of the theory relating to our subject, i.e. degassing of aluminium alloys in liquid and solid phases. The removal of porosities has a significant impact on the mechanical and physical properties of these alloys. A physical demonstration in solid phase revealed a successful degassing depending on duration and various temperatures.

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

ملخص:

محتوى هذه المذكرة يسلط الضوء على الجانب النظري المتعلق بموضوعنا الذي يهدف الى نزع الغاز في الحالة السائلة و الصلبة لخلائط الألمنيوم. القضاء على المسامات له تأثير هام على الخصائص الميكانيكية والفيزيائية الخاصة بهذه الخلائط. بالإضافة الى ذلك، أظهر الجانب العملي في الحالة الصلبة نجاح عملية نزع الغاز بدلالة الزمن ومختلف درجات الحرارة.

الكلمات المفتاحية: ألنيوم، المسامات، الهيدروجين، نزع الغاز، التحول، الزمن، الحرارة، الصلابة، خليط الألنيوم- سيليسوم، خليط الألنيوم- مغنزيوم.

SOMMAIRE

INDEX DES TABLEAUX
INDEX DES FIGURES
RESUMES

INTRODUCTION	01
I.RECHERCHE BIBLIOGRAPHIQUE.....	02
I.1. Aluminium et ses propriétés	02
I.1.1 Historique	02
I.1.2 Principales caractéristiques de l'aluminium.....	03
I.1.3 Influence des éléments d'alliage	04
I.1.4 Etats métallurgiques	05
I.2. Théorie des alliages d'aluminium de fonderie.....	07
I.2.1 Alliage d'aluminium-silicium	07
I.2.2 Alliage d'aluminium -cuivre	07
I.2.3 Alliage d'aluminium -magnésium.....	08
I.3. Alliage Al-Si	09
I.3.1 Applications des alliages Al-Si de fonderie	09
I.3.2 Formation des porosités dans les alliages d'Al-Si	10
I.3.3 Type de porosités	10
I.3.4 Théorie de la formation de porosité.....	12
I. 3.5 Effet de l'hydrogène.....	12
I.3.6 Effet de la modification.....	16
I.3.7 Effet de l'affinage du grain	20
I.3.8 Effet des éléments d'additions	21
I.3.9 Effet du fer	21
II.TECHNIQUES EXPERIMENTALES.....	24
II.1 Traitement du bain métallique.....	24
II.1.1 Matériaux utilisés.....	24

II.1.2. Moulage des pièces :	24
II.1.3 Brut de coulée.....	24
II.1.4 Découpage et sablage des pièces obtenues	24
II.1.5 Prélèvement des échantillons	25
II.1.6 Caractéristiques mécaniques	25
II.1.7 Composition chimique.....	25
II.1.8 Les structures	25
II.1.9 La dureté	29
 II.2 Traitement de dégazage à l'état solide des alliages d'aluminium de fonderie AS13 et AG20	30
II.2.1 Etudes métallographiques	31
II.2.2 Analyse quantitative	31
II.2.3 Dureté :....	32
III.RESULTATS ET DISCUSSION.....	33
III.1 Caractérisation structurale des alliages AS13 et AG20 avant et après inoculation au Na.....	33
III.2 Traitement de dégazage des alliages AS13 et AG37 dans le bain liquide.....	35
III.3 Traitement de dégazage AS13 et AG37 à l'état solide à différentes températures et à différents temps de maintien.....	39
III.4 Evolution de la dureté en fonction du temps de maintien aux différentes températures.....	47
IV.CONCLUSION.....	53
REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES	
ANNEXES	

INTRODUCTION

INTRODUCTION

L'aluminium et ses alliages sont largement utilisés dans l'industrie et en particulier dans la fonderie pour leurs propriétés mécaniques et physiques meilleures, tel que, la faible densité, la très haute résistance à la corrosion, la bonne ductilité, la très bonne usinabilité, la bonne soudabilité et la très bonne conductibilité électrique et thermique. Parmi ces alliages d'aluminium, les plus connus sont les alliages d'Al-Si, Al-Cu et Al-Mg. L'industrie automobile utilise intensivement l'alliage Al-Si par rapport aux autres alliages de fonderie. [3]

Cependant, la formation de porosités dans ces alliages après la solidification constitue un problème majeur depuis leur existence et reste d'actualité. Ce défaut affecte toutes les propriétés des alliages d'aluminium cités précédemment.

Les porosités sont des cavités ou des vides qui se forment après la solidification. La principale source de formation de porosité 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. [10]

Dans ce contexte, il est paru intéressant d'étudier l'effet d'un traitement de dégazage de l'alliage d'aluminium à l'état liquide [28] et solide dans le but d'éliminer les porosités permettant d'améliorer toutes les propriétés mécaniques et physiques.

Ce dégazage à l'état liquide est prévu pour réduire les porosités, mais le fait que leur élimination ne soit pas possible selon la théorie [28], un traitement à l'état solide en fonction du temps et à différentes températures, donnerait-il une amélioration ?

Pour étudier ce problème, on a préconisé une rédaction du mémoire de fin d'étude comprenant un enrichissement bibliographique des alliages d'aluminium de fonderie, les techniques expérimentales, les résultats obtenus et leur interprétation, ainsi qu'une conclusion mettant en évidence les résultats obtenus et les perspectives.

RECHERCHE

BIBLIOGRAPHIQUE

I. RECHERCHE BIBLIOGRAPHIQUE

I.1 Aluminium et ses propriétés

I.1.1 Historique

L'aluminium est le métal le plus récemment découvert puisqu'il n'est utilisé industriellement que depuis la fin du XIX^e siècle.

Pourtant l'alun, sulfate double d'aluminium et de potassium, le plus anciennement connu, était déjà décrit par Pline. [1]

Il a fallu attendre 1825 pour que Hans Christian Oersted obtienne l'aluminium à l'état de corps simple sous forme d'une poudre grise contenant encore une très grande quantité d'impuretés. En 1827, Friedrich Wöhler [1] obtint cette même poudre grise d'aluminium contenant moins d'impuretés.

Ce n'est qu'en 1854 qu'Henri Sainte-Claire-Deville [1] présente le premier lingot d'aluminium obtenu à l'état fondu. En 1859, Henry Merle [1] a mis en application dans l'industrie d'où l'émergence de la société Pechiney. Mais ce procédé était compliqué, ce qui donnait un métal très cher, réservé à des utilisations dans le luxe et l'orfèvrerie.

En 1886, Paul Louis Toussaint Héroult [1] en France et Charles Martin Hall [1] aux Etats Unis déposent indépendamment leurs brevets sur la production d'aluminium par électrolyse à chaud à partir de l'alumine, et de l'oxyde déshydraté de l'aluminium, dissout dans de la cryolithe fondue (fluorure double de sodium et d'aluminium).

Héroult [1] monte sa première usine en 1887 à Neuhausen en Suisse, sur une chute du Rhin, berceau de la société l'aluminium Suisse. Il monte une usine en 1889 à Forges (Isère), berceau de l'hydroélectricité française développée par Aristide Bergès[1], puis une autre à La Praz[1] dans la vallée de l'arc (Savoie).

L'aluminium est ainsi entré dans sa phase industrielle ; sa production a connu en 100 ans une croissance prodigieuse, le mettant au premier rang des métaux non ferreux et au deuxième de tous les métaux derrière le fer, ainsi que l'illustre la figure I.1 :

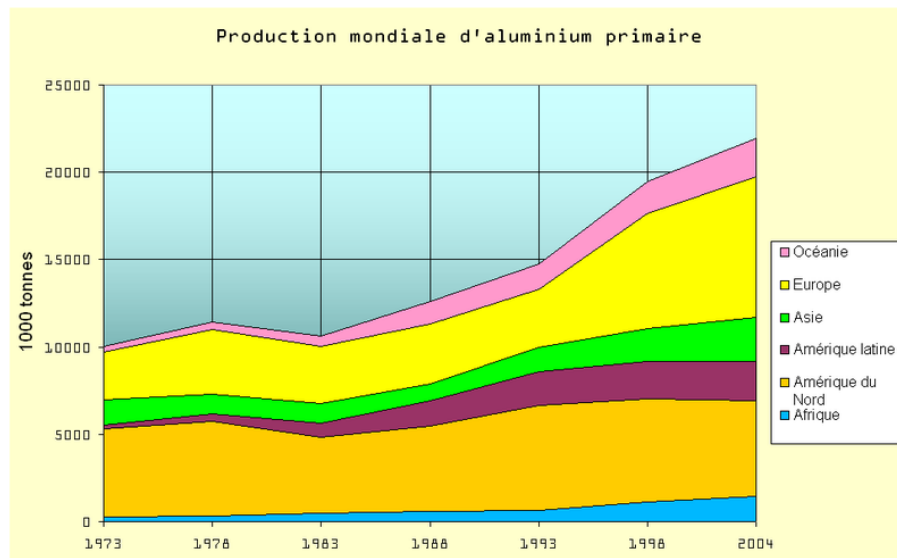


Figure I.1 : Production mondiale d'aluminium primaire. [2]

I.1.2 Principales caractéristiques de l'aluminium

La production d'aluminium ne représente que 2 % environ en poids de celle des aciers. Cependant, ce métal et ses alliages arrivent en seconde position dans l'utilisation des matériaux qui peuvent résister aux effets de la corrosion.

a. Conductibilité électrique

La conductibilité électrique de l'aluminium commercialement pur atteint 62 % de celle du cuivre. Par ailleurs, la masse volumique du cuivre est plus élevée que celle de l'aluminium.

b. Propriétés mécaniques

L'aluminium commercialement pur possède des propriétés mécaniques faibles. On peut toutefois améliorer considérablement ces propriétés par l'écroutissage, 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.

c. Propriétés de mise en forme

L'aluminium a une température de fusion relativement basse, d'environ 660 °C. Il en résulte une facilité de fusion qui présente un avantage certain pour les opérations de fonderie. L'aluminium est très ductile, on peut aisément le mettre en forme à l'état solide, par déformation plastique. Les alliages peuvent être mis en forme selon deux techniques :

- Mise en forme par fonderie.
- Mise en forme par corroyage : elle concerne les demi-produits et les produits finis. On travaille par déformation à chaud des lingots, des billettes ou des brames de coulée continue.

Pour les alliages corroyés, une distinction est faite entre les alliages non trempants et les alliages trempants. L'aluminium doit cette place à un ensemble de propriétés qui en font un matériau remarquable.

La principale méthode de durcissement par traitement thermique est donc le durcissement structural. La méthode par traitement mécanique est l'érouissage (tableau I.1).

Tableau I.1 : Les méthodes d'amélioration des propriétés mécaniques. [1]

Catégorie d'alliages	Méthodes d'amélioration des propriétés Mécaniques
Non trempant	Addition d'éléments en solution solide, présence de secondes phases dispersées, érouissage
Trempant	Durcissement structural

d. Masse volumique

La masse volumique de l'aluminium est de 2.7 kg/dm^3 . L'utilisation de l'aluminium s'impose donc dans les domaines de la construction aéronautique et du transport automobiles et maritimes.

e. Résistance à la corrosion

Grâce à la couche d'oxyde qui se forme en surface, les alliages d'aluminium résistent à la corrosion. On peut rendre cette couche protectrice d'oxyde plus épaisse par anodisation. L'aluminium et ses alliages peuvent alors être utilisés sans protection supplémentaire. Par contre, dans les milieux corrosifs, les alliages peuvent subir les effets de la corrosion. Des piqûres, de la corrosion sous contrainte, de la corrosion par fatigue, voire la corrosion généralisée peut se développer. Pour les conditions données, la sévérité de l'attaque dépend de l'alliage utilisé et de son état.

I.1.3 Influence des éléments d'alliage

La résistance mécanique de l'aluminium pur est relativement faible et interdit son emploi pour certaines applications. Cette résistance mécanique peut être notablement augmentée par l'addition d'autres métaux, formant ainsi des alliages. Ceux-ci peuvent être classés en deux catégories :

- Les alliages sans durcissement structural (alliages non trempants).
- Les alliages à durcissement structural (alliages trempants).

Cette différence entre alliages est due à l'élément d'addition principal, quelle que soit sa teneur. Il n'y a rarement qu'un seul élément ajouté (élément principal). Des additions d'autres éléments secondaires vont aussi influencer sur les caractéristiques de l'alliage. Il y a enfin des éléments présents dans l'alliage sans qu'ils ne soient ajoutés volontairement. Ce sont les impuretés dont les plus importantes sont le fer et le silicium, et dont il faut contrôler cette teneur pour certaines utilisations car leur influence peut être défavorable. Tous les éléments jouent, par leur nature et leur teneur, sur plusieurs propriétés de l'alliage comme les caractéristiques mécaniques (charge de rupture R_m , limite élastique $R_{p0.2}$, l'allongement à la rupture $A \%$, la dureté HB), et les propriétés physiques tel que la masse volumique, les conductivités électrique et thermique, la résistance à la corrosion, l'aptitude au soudage, l'usinabilité, l'aptitude à la déformation et l'aptitude à l'anodisation.

L'aluminium est capable de se marier avec grand nombre d'autres éléments donnant ainsi naissance à plusieurs d'alliages ayant de nombreuses propriétés qui permettent de satisfaire un grand nombre d'applications.

Les alliages d'aluminium sont classés en sept familles selon l'élément principal d'addition. Dans chaque famille, les différents alliages ont des caractères " génétiques " communs mais ont aussi chacun leur propre personnalité. Les alliages sont communément désignés par un numéro à 4 chiffres dont :

- Le premier chiffre indique la série ou la famille de l'alliage d'aluminium. Ce chiffre va de 1 à 9 d'où le nombre de séries d'alliages d'aluminium (neuf séries) dont les sept premières séries sont les plus répandues et connues.
- Le deuxième chiffre indique la variation de l'alliage de base. Ce chiffre est toujours 0 pour une composition originale de la série. À chaque variation d'un ou plusieurs éléments d'alliage de l'ordre de 0,15-0,50 %, on remplace le chiffre 0 par un chiffre représentatif de la nouvelle composition de l'alliage principal.
- Le troisième et quatrième chiffre n'ont aucune signification spécifique. Ils désignent simplement le numéro de l'alliage dans la série. [1]

I.1.4 Etats métallurgiques

On peut obtenir des alliages d'aluminium en divers états, écrouis ou trempés et vieillis. On désigne le plus souvent ces différents états par des symboles. Ces désignations s'appliquent aussi bien aux alliages corroyés qu'aux alliages de fonderie. Les subdivisions des états de base sont indiquées par un ou plusieurs chiffres suivant la lettre de l'état de base (tableau I.2). [3]

Tableau I.2 : État de base des produits corroyés. [3]

Aluminium et alliages d'aluminium NF EN 515	Etat de base
F	Etat brut de fabrication
O	Etat réécuit
H	Etat écroui
T	Etat traité thermiquement
W	Etat trempé non stabilisé

f. Subdivision des états T

Le symbole T est toujours suivi de un ou plusieurs chiffres, ces chiffres indiquent une variante du traitement qui affecte de façon significative les caractéristiques par rapport à l'état T d'origine. Ces chiffres peuvent se rapporter respectivement à un ou plusieurs points suivant les figures I.2 et I.3. [3]

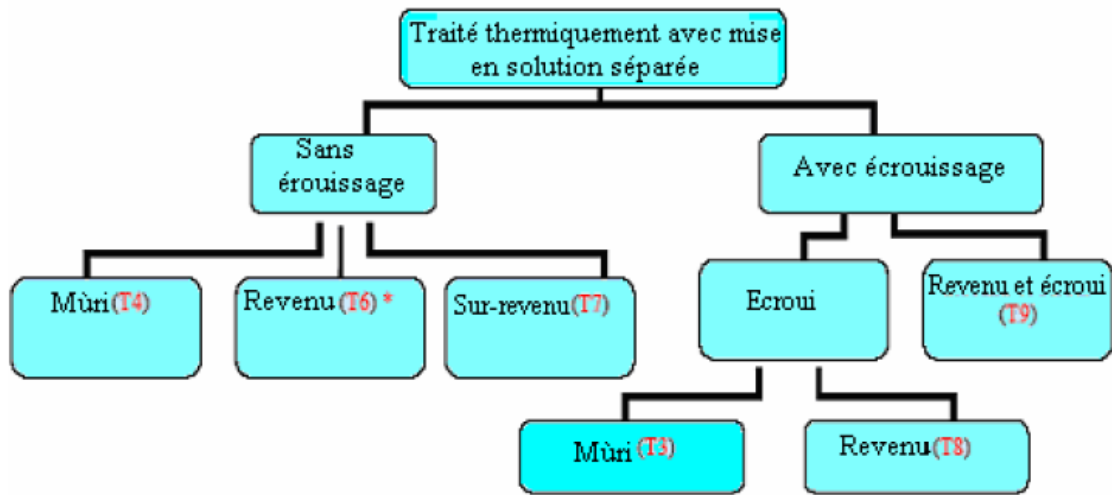


Figure I.2 : Différentes subdivisions des états T avec mise en solution. [3]

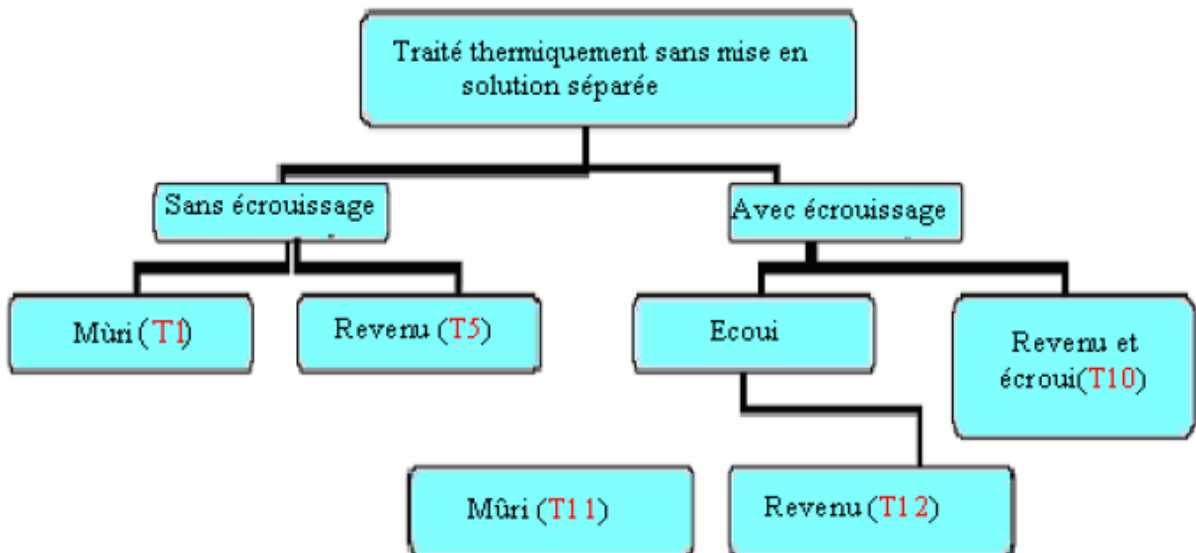


Figure I.3 : Différents subdivisions des états T sans mise en solution. [3]

I.2 Théorie des alliages d'aluminium de fonderie

I.2.1 Alliage d'aluminium-silicium

Dans le diagramme d'équilibre Al-Si, présenté à la figure I.4, on peut remarquer une solubilité presque nulle à l'état solide de l'un des métaux dans l'autre.

Il y a constitution d'un alliage eutectique à la concentration de 11,7 % de Si. Au dessous de cette concentration, l'aluminium se solidifie en premier et l'eutectique Al-Si se forme aux joints de grains. Au-delà de cette concentration il y a formation de silicium primaire et solidification finale de l'eutectique. Il n'y a pas de formation de phases intermétalliques. [4]

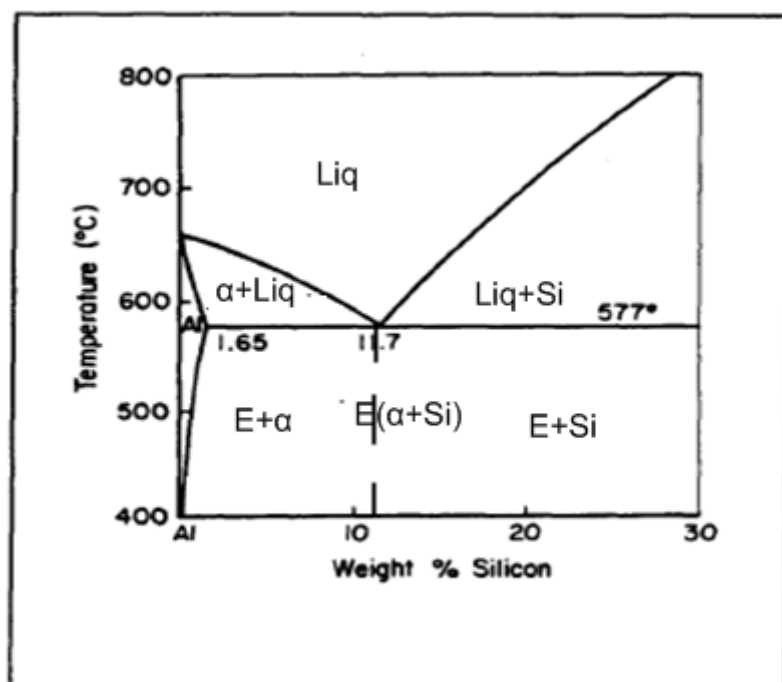


Figure I.4 : Diagramme de phases Al-Si. [4]

I.2.2 Alliage d'aluminium-cuivre

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

Le diagramme d'équilibre Al-Cu est présenté à la figure I.5. Au point eutectique, le liquide est en équilibre avec une solution solide contenant 5,7 % en masse de cuivre et le composé Θ (CuAl_2). La phase Θ (CuAl_2) possède un domaine de composition compris entre 52,5 et 53,7 % en masse de cuivre à la température de l'eutectique

Les réactions de précipitation sont les suivantes :

- Solution sursaturée en cuivre → plaquettes cohérentes "Guinier-Preston"
 → plaquettes cohérentes Θ'' → plaquettes semi-cohérentes Θ'
 → précipité non cohérent Θ' . [5]

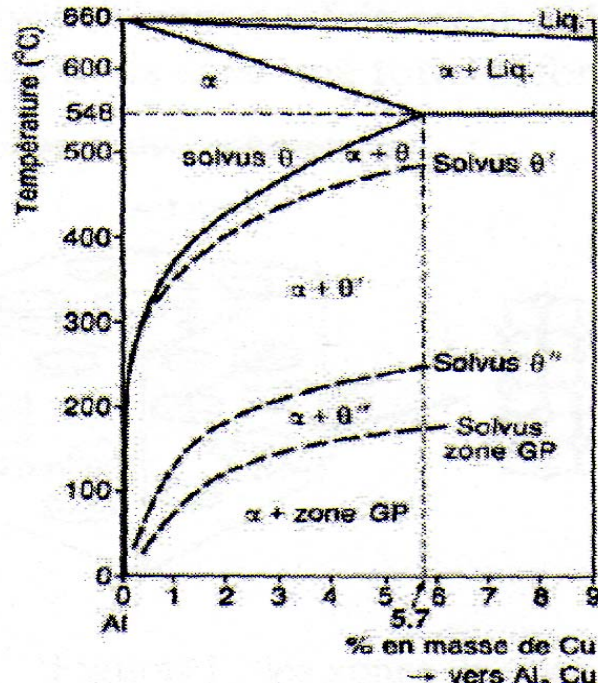


Figure I.5 : Diagramme de phases Al-Cu. [5]

I.2.3 Alliage d'aluminium-magnésium

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

Pour ces alliages :

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

Les alliages de magnésium sont recherchés pour leur bonne usinabilité mais surtout pour leur très grande résistance à la corrosion. [6]

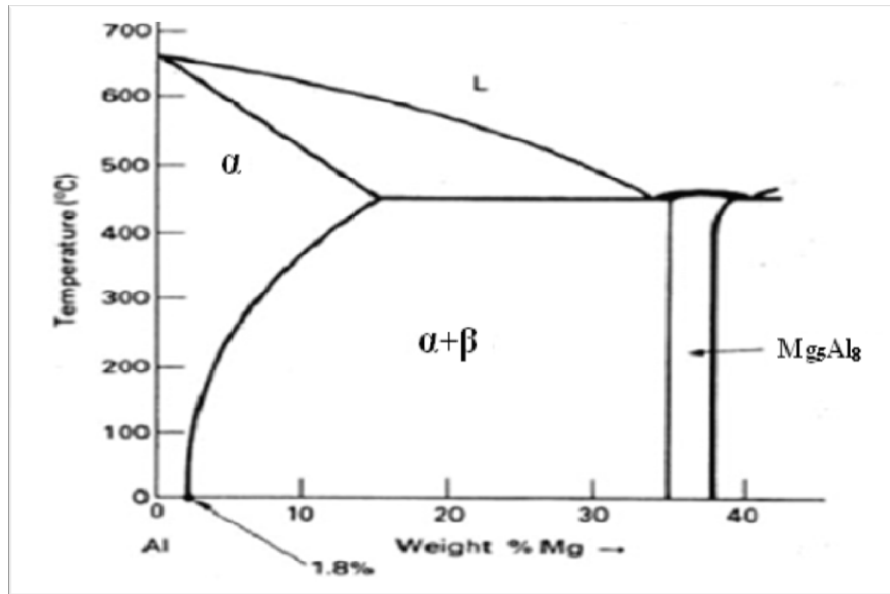


Figure I.6 : Diagramme d'équilibre Al – Mg. [6]

I.3 Alliage Al-Si

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

I.3.1 Applications des alliages d'Al-Si de fonderie

La caractéristique principale d'Al-Si de fonderie est que l'eutectique est formé entre l'aluminium et le silicium à une teneur de Si 11,5 à 13 %, comme l'illustre le diagramme de phase en figure I.7. En fonction de la quantité de silicium, les alliages sont divisés en trois grands groupes : les alliages hypoeutectiques avec une teneur en silicium comprise entre 5 et 10 %, les alliages eutectiques avec une teneur en silicium entre 11 et 13 %, et les alliages hypereutectique, avec une teneur en Si entre 14 et 20 %.

Les alliages d'aluminium silicium de fonderie sont utilisés dans l'industrie automobile (pour les alliages eutectiques ou alliages ternaires ou quaternaires), dans le transport maritime et aéronautique.

L'alliage sélectionné pour notre étude est l'alliage eutectique Al-Si à 13% qui est utilisé intensivement dans l'industrie automobile (chemises pistons, carters ...). [7]

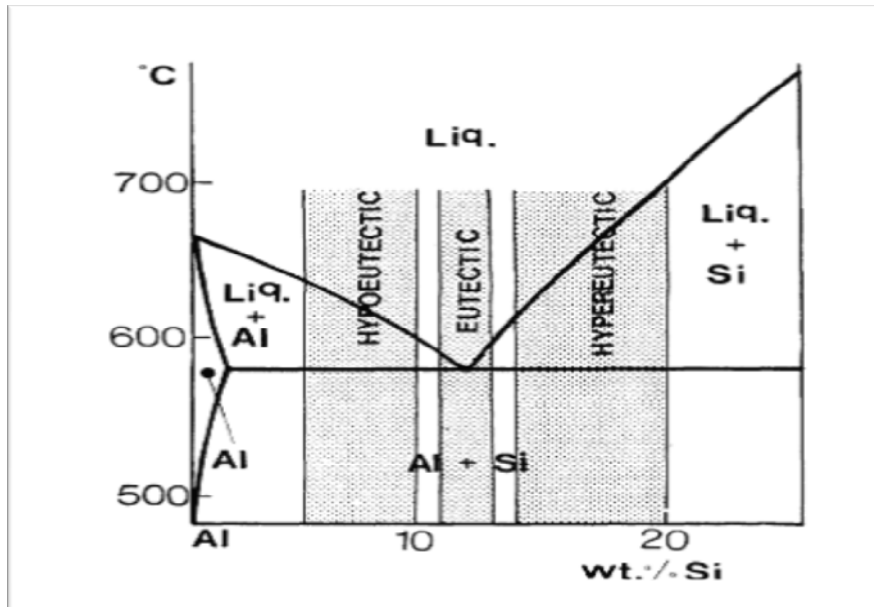


Figure I.7. Une partie du diagramme d'équilibre Al-Si montrant les différentes compositions. [7]

I.3.2 Formation des porosités dans les alliages d'Al-Si

La porosité est le défaut le plus fréquent dans les alliages d'Al-Si, et elle est la principale cause du rejet des pièces de fonderie. La porosité est le terme utilisé pour indiquer les espaces vides ou des cavités de gaz dissous piégés, qui se forment dans les pièces coulées pendant la solidification. Il est souvent la cause de la dégradation des propriétés mécaniques en des pièces rejetées, y compris la limitation de la résistance et de la ductilité, de la ténacité variable, des fissures irrégulières.

Les deux principaux effets qui contribuent à la formation de la porosité dans les alliages d'Al-Si au cours de la solidification sont :

- le retrait du métal à cause de la contraction du volume métallique lors de la solidification,
- Dissolution des gaz à l'état liquide (principalement l'hydrogène) qui diminue lors de la solidification. [7]

I.3.3 Type de porosités

Selon l'origine, la porosité peut être classée en trois types :

a. Porosité due au retrait du métal après solidification

Les vides macroscopiques dans la pièce coulée sont presque toujours dus au retrait du métal causé par la mauvaise alimentation du moule. Le retrait du métal qui se produit lors de la solidification des alliages d'Al-Si de fonderie est une source principale de la formation de la porosité dans les pièces coulées lors de la solidification. Le retrait volumique dans les métaux lors de la transformation de l'état liquide à l'état solide peut être de 3 à 10 % du volume total de la pièce coulée, avec 5 à 8 % pour la plupart des alliages d'aluminium moulés.

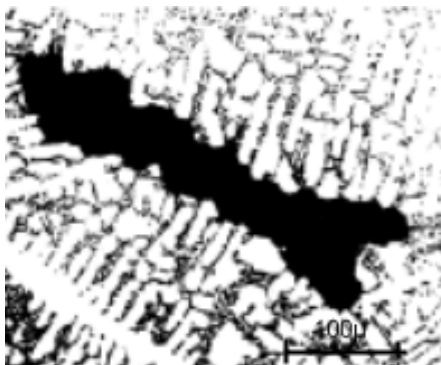
Les porosités dues au retrait volumique du métal peuvent se produire sur une plus petite échelle sous la forme de dispersions « microretrait » qui se traduisent en microporosité. L'alimentation du métal liquide dans les zones de solidification dendritiques joue un rôle clé dans la formation de ce type de porosité. La tendance à la formation de ce type de porosité est lié à la fois à la fraction du volume liquide / solide au moment de fin de solidification et l'intervalle de température de solidification de l'alliage. [7] Un exemple des pores dus aux retraits du métal trouvé dans une pièce coulée est montré sur la figure I.8 (a).

b. Porosité due aux gaz

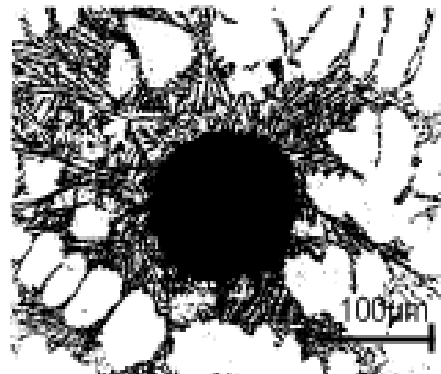
L'autre source principale de porosité est la provocation des bulles de gaz dans le métal lors de la solidification de l'alliage résultant de la diminution de la solubilité des gaz en partant de l'état liquide à l'état solide. L'hydrogène est le seul gaz soluble dans l'aluminium et il est donc le premier contributeur à la formation des porosités de ces alliages. [7] Un exemple d'un gaz trouvé dans un pore d'un alliage Al-Si 8% est illustré par la figure I.8 (b).

c. Porosité due aux gaz et au retrait

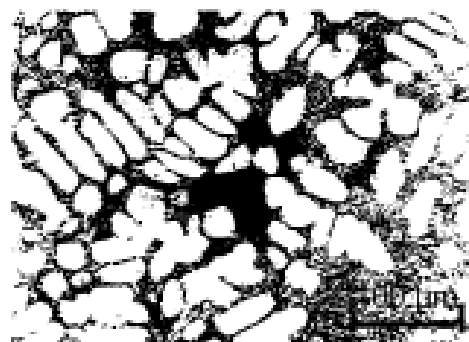
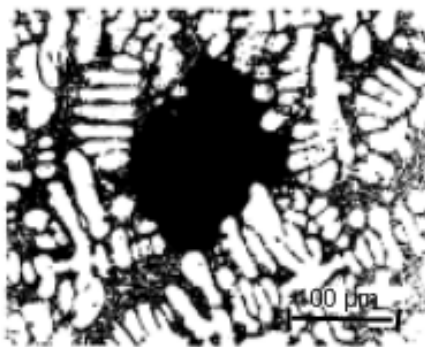
La grande majorité des porosités rencontrées dans les pièces moulées est due à une combinaison des porosités dues au gaz et au retrait. Ces pores se produisent généralement dans les régions interdendritiques, qui sont les dernières parties de la structure qui se solidifient. [7] Quelques exemples sont présentés dans les figure I.8 (c) et (d).



(a) Un pore dû au retrait du métal trouvé dans une pièce moulée d'un alliage Al-Si 8% .



(b) Un pore dû au gaz dans un alliage Al-Si 8% .



(c) et (d) Microporosités (dus au gaz et au retrait)

Figure I.8: Types de porosités dans les alliages d'Al-Si moulés. [7]

I.3.4 Théories de la formation de porosité

L'équation suivante peut être envisagée pour décrire les conditions dans lesquelles un pore est stable et peut s'accroître :

$$P_g + P_s > P_{atm} + P_H + P_{s-t}$$

P_g = la pression d'équilibre des gaz dissous dans la masse fondue ;

P_s = la chute de pression due au retrait ;

P_{atm} = pression atmosphérique ;

P_H = pression due à la tête métallostatique ;

P_{s-t} = pression due à la tension de la surface des interfaces pores / liquide.

Pour qu'un pore puisse exister, sa pression interne ($P_i = P_g + P_s$) doit être suffisante pour surmonter toutes les forces extérieures ($P_{ext} = P_{atm} + P_H + P_{s-t}$) qui peuvent agir pour le détruire.

La pression des gaz dissous P_g et la chute de pression due au retrait P_s sont les principales forces conduisant à la formation des porosités. [7-8]

I.3.5 Effet de l'hydrogène

Comme mentionné ci-dessus, l'hydrogène est le seul gaz soluble dans l'aluminium et il est ainsi le premier contributeur à la formation des porosités dues au gaz dans ces alliages.

Comme le montre la figure I.9, la forte diminution de la solubilité de l'hydrogène, allant du l'état liquide à l'état solide résulte du rejet de l'hydrogène dissous avec le progrès de la solidification et, par conséquent, la formation des porosités dues au gaz en question. Comme on peut le constater, à la fois, la température, la présence des éléments d'alliage et les impuretés affectent la solubilité (et donc la formation de la porosité). [9]

Il existe de nombreuses sources potentielles de contamination de l'aluminium par l'hydrogène, qui sont : [1]

- Atmosphère ;
- Réfractaires incomplètement séchés ;
- Flux ;
- Produits de la combustion dans les fours à gaz ;
- Lingots de refusion..

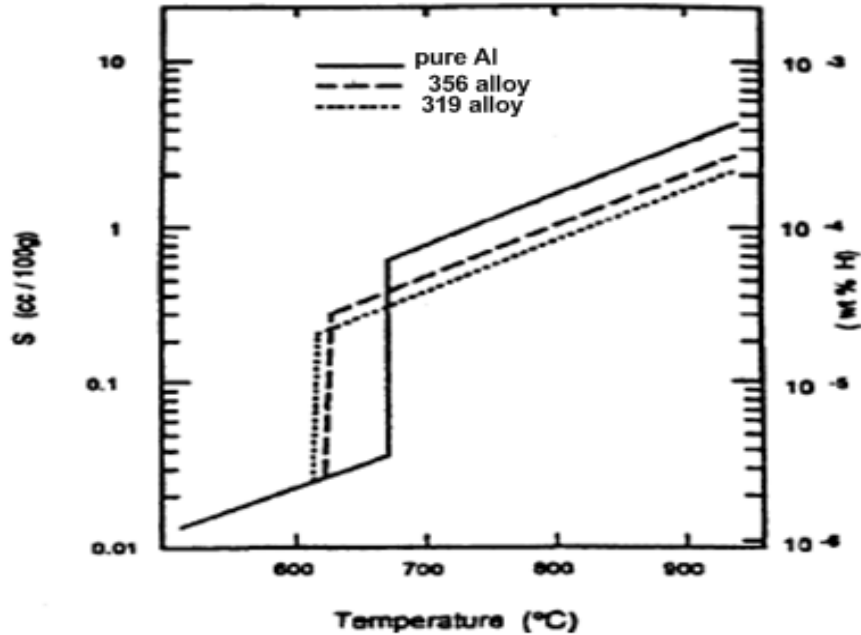


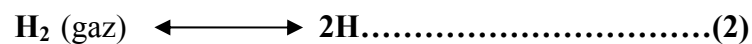
Figure I.9: La solubilité de l'hydrogène dans l'aluminium pur et dans les alliages d'aluminium 319 et 356 en fonction de la température. [9]

La plupart des atomes d'hydrogène, qui trouve leur chemin dans l'aluminium en fusion vient de la dissociation de la vapeur d'eau à la surface de l'aluminium liquide selon la réaction:



Où le gaz d'hydrogène se dissout dans l'aluminium liquide en fonction d'un processus atomique qui comporte les étapes suivantes :

- Dissociation du gaz de l'hydrogène diatomique en une forme atomique à la frontière entre l'atmosphère et le métal liquide ; suivant la relation:



- Dissolution de l'hydrogène atomique dans la couche limite ;
- Transport de l'hydrogène atomique dans la majeure partie de la fusion par le biais d'un processus de diffusion. [9]

Rooy [10] a proposé les étapes suivantes pour la formation de gaz d'hydrogène dans l'aluminium fondu :

- Diffusion d'atomes d'hydrogène à l'intérieur du bain métallique ;
- Formation des premiers germes en fonction du temps et de refroidissement ;
- Emergence au hasard des précipités stables qui ont une taille supérieure à la taille critique de croissance ;
- Poursuite de la croissance de la phase précipitée aussi longtemps que des atomes d'hydrogène sont libres de diffuser dans de l'interface liquide/bulle.

Le résultat de cette séquence est une distribution générale des vides qui se produisent dans la structure solide. Une représentation schématique est donnée dans la figure I.10.

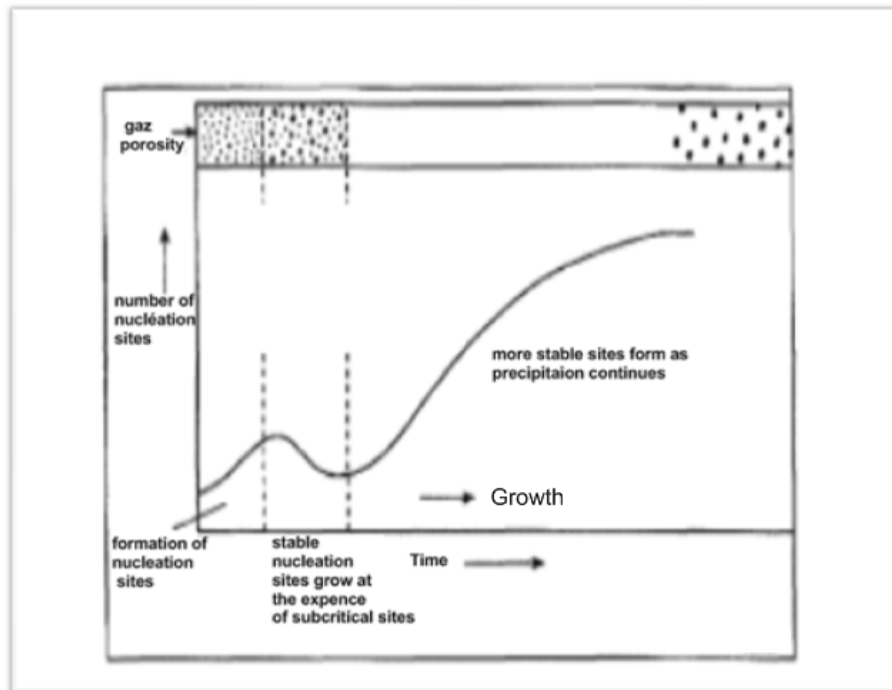


Figure I.10 : Schéma montrant l'effet de sites de la germination sur le développement des porosités. [10]

Fang et Anyalebechi [11] ont étudié l'effet de la teneur en hydrogène et la vitesse de refroidissement sur la formation des porosités sur les alliages d'aluminium Al-Mg 4,7 % et alliages A356. Ils ont observé que la fraction volumique des pores diminue alors que la vitesse de refroidissement augmente, et que le taux de réduction dépend de la teneur en hydrogène, à chaque vitesse de refroidissement comme l'illustre la figure I.11, où les courbes 3, 4 et 5 montrent que les fractions volumiques des pores les plus faibles dues à leur faible teneur en hydrogène.

Comme le montre la figure I.12, la fraction volumique des pores augmente à mesure que la teneur en hydrogène augmente, et les pentes de la courbe correspondante augmentent rapidement avec la diminution de la vitesse de refroidissement.

Il existe un seuil correspondant à la concentration d'hydrogène pour une fraction volumique des pores donnée ; pour une vitesse de refroidissement donnée et pour chaque alliage.

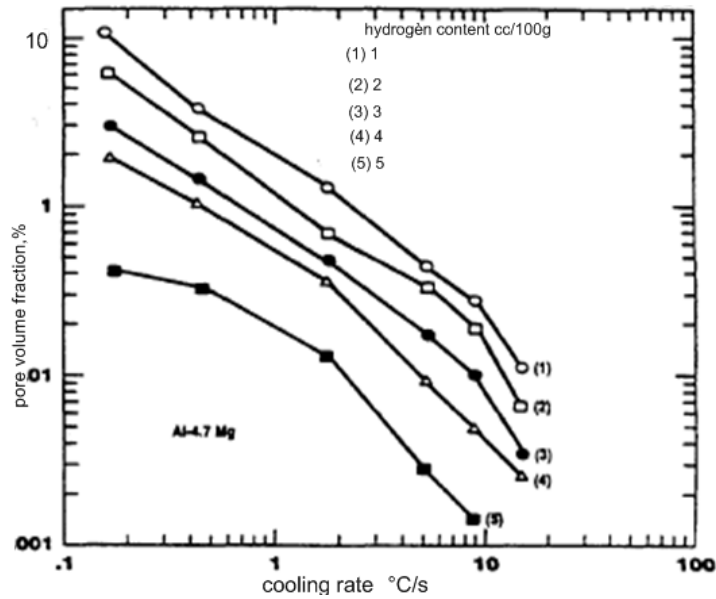


Figure I.11 : Effet de l'hydrogène et la vitesse de refroidissement sur la fraction volumique des pores obtenus dans le moulage de l'alliage Al-Mg 4, 7 %. [11]

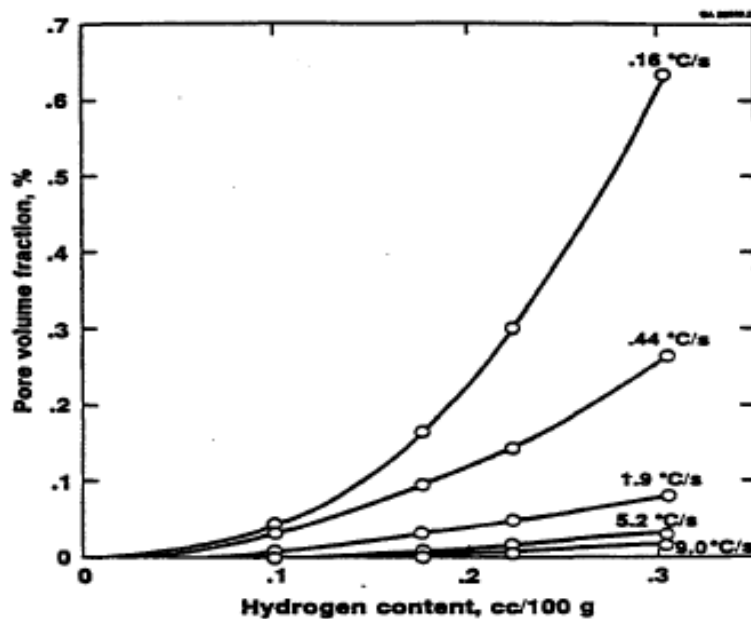


Figure I.12 : Fraction volumique des pores en fonction de la teneur en hydrogène à différentes vitesses de refroidissement dans l'alliage Al-Mg-4,7 % avec un grain affiné. [11]

I.3.6 Effet de la modification

L'ajout de certains éléments appelés éléments modificateurs d'alliages d'aluminium de fonderie visent l'amélioration de leurs propriétés mécaniques en changeant leurs morphologies eutectique aciculaire vers une forme fine et fibreuse qui améliore la dureté de

l'alliage et sa résistance. Seul le sodium (Na), le strontium (Sr) et de l'antimoine (Sb), ont révélé une utilisation industrielle importante. Aujourd'hui, en raison de ses avantages par rapport à d'autres modificateurs, le strontium est le modificateur de choix pour les alliages d'Al-Si dans de nombreuses fonderies. [12] Le tableau I.3 illustre les avantages et les inconvénients de l'utilisation du Sr, Na et Sb.

Tableau I.3 : Avantages et inconvénients des agents modificateurs ou affinant de 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.</p> <p>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.</p> <p>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 regazage.</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 refusions ou 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>

Toutefois, il est généralement admis que l'ajout du Sr influe les porosités dans les pièces coulées. Diverses explications ont été proposées. Elles ont été resumées comme suit :

a) La diminution de la température eutectique et le changement concomitant de la morphologie

L'ajout du strontium est observé à la suite d'une diminution de la température eutectique, comme le montre la figure I.13 et un déplacement de l'eutectique vers la droite. Cette diminution de la température eutectique est considérée comme l'une des raisons pour le changement observé dans le niveau de porosité. Comme on peut le voir, la diminution rallonge la gamme de solidification de l'alliage ce qui mène à une augmentation de la durée de solidification, entraînant de plus grands pores. [13]

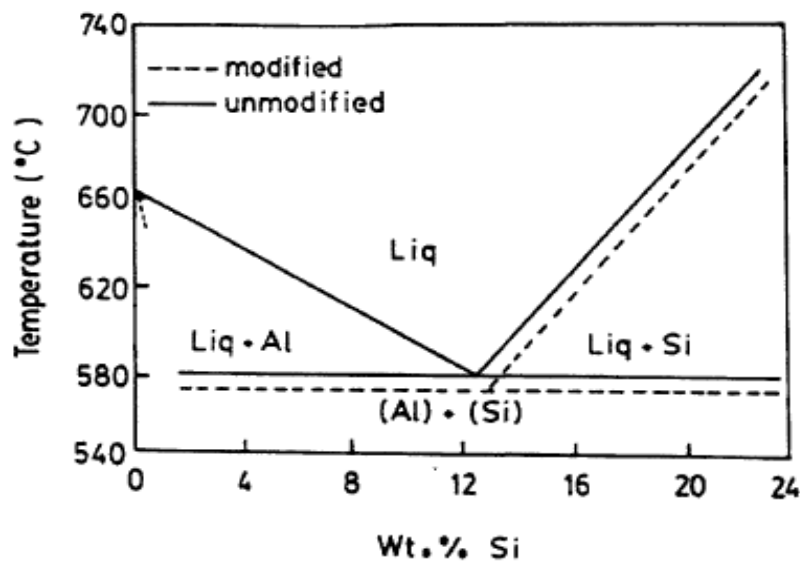


Figure I.13: Modification de la position de l'eutectique avant et après ajout du strontium. [13]

Argo et Gruzleski [14] ont découvert que la formation d'un micro-retrait est un procédé à deux étapes impliquant à la fois une alimentation inter-dendritique et une solidification eutectique. Pour les alliages non modifiés, la distance d'alimentation inter-dendritique est courte, ce qui donne une facilité d'alimentation qui concentre la porosité dans la dernière zone de solidification. Lorsqu'on arrive à cette zone, une solidification irrégulière du dernier liquide eutectique provoque la formation de poches eutectiques qui sont piégées derrière l'interface solide/liquide en mouvement, d'où il se produit une fine porosité.

Dans les alliages modifiés, la distance d'alimentation inter-dendritique est relativement longue du fait que la dépression de la température eutectique. La zone spongieuse plus étendue rend l'alimentation plus difficile et rend plus probable la possibilité de poches isolées plus grandes de liquide eutectique piégé dans les zones inter-dendritiques. Une représentation schématique de leurs explications sont données à la figure I.14.

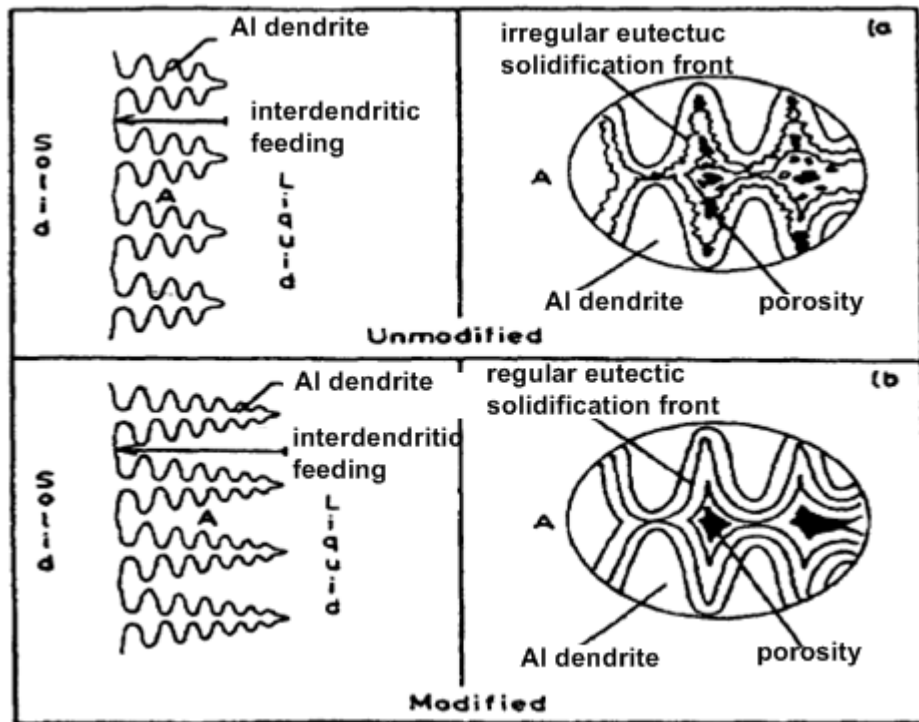


Figure I.14: Deux étapes du processus de solidification montrant la formation des microretaits dans:

- a) Un bain métallique non modifié avec une courte distance d'alimentation interdendritique et un front de solidification eutectique irrégulier,
- b) Un bain métallique modifié avec une longue distance d'alimentation interdendritique et un front de solidification eutectique régulier. [14]

b) Réduction de l'énergie interfaciale et augmentation du retrait volumique

La modification avec le strontium réduit la tension de surface de l'aluminium fondu qui facilite la nucléation des pores, ce qui augmente le volume des pores et leurs tailles. [13]

Emadi et al. [14] ont mesuré l'effet de la modification du Sr et du Na sur l'énergie interfaciale et le volume du 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, facilitant ainsi la formation de porosité et augmentent également la taille et la quantité des porosités observée. En ajoutant environ 0,01 % de Sr et environ 0,005 % de Na respectivement, on provoque des réductions d'environ de 19 % et de 10 % dans la tension de surface du liquide, et on augmente de 12 % environ le rétrécissement du volume.

c) Variation de la solubilité de l'hydrogène dans le bain métallique

Un traitement de modification soit avec du Na ou avec du Sr pourrait augmenter la teneur en hydrogène d'un alliage liquide en raison de l'une des causes suivantes ou de la combinaison de ces causes :

- L'ajout direct de l'hydrogène à la fusion avec le modificateur ;

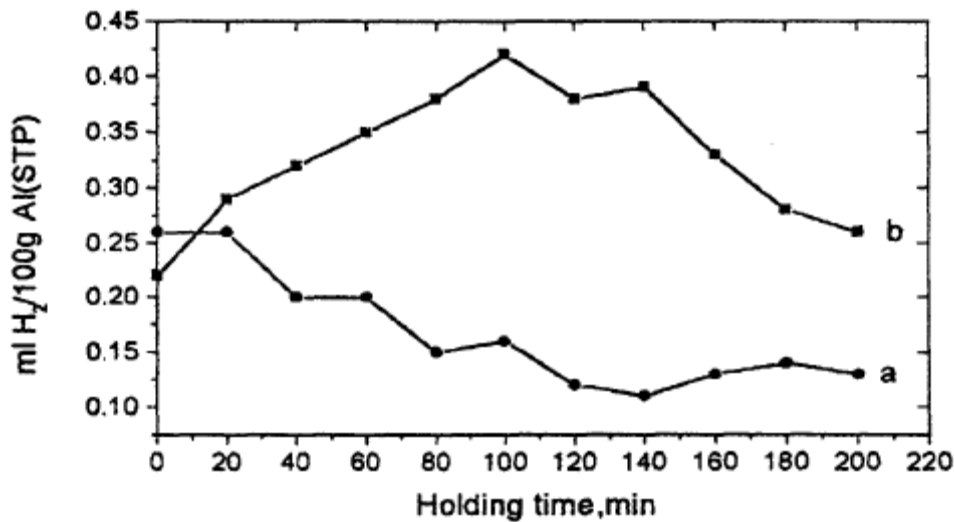


Figure 1.15: Taux d'hydrogène en fonction du temps de maintien dans l'alliage Al-Si 10 % non modifié et modifié à 750 °C, a) non modifié, b) modifié avec 0,05 % de Sr à 720 °C. [16]

d) Les variations de la concentration et le type d'oxyde formé

L'ajout du Sr dans le bain métallique augmente la tendance à la formation d'oxyde due à la forte affinité de l'oxygène pour le Sr. Liu *et al* [17] ont signalé que la microporosité observée dans les alliages modifiés par le Sr est fréquemment associée à des oxydes de Sr (films ou particules).

1.3.7 Effet de l'affinage du grain

L'affinage du grain est un autre traitement du bain métallique effectué pour les alliages Al-Si pour affiner la taille des grains dans la structure de la pièce coulée, une petite taille des grains étant connue pour améliorer les propriétés de l'alliage. L'affinage de grain est assuré par l'ajout des éléments mineurs, généralement Al-Ti ; Al-Ti ; Al-B ou Al-B des alliages-mère. Dans l'alliage Al-Si fondu, on introduit des particules de TiAl₃, TiB₂ dans le bain, qui sont connus pour agir en tant que sites de germination pour les dendrites primaires Al- α .

L'introduction d'un grand nombre de ces germes facilite de façon significative l'augmentation du nombre de grains formés et ainsi affiner la taille des grains. L'ajout du TiB₂ comme un affineur de grain augmente les sites de germination, ainsi que le nombre de grains, conduit à une réduction remarquable dans la taille des pores avec une augmentation de la densité. [18]

Lee et Sridhar [12] ont constaté que l'ajout de TiB à l'alliage Al-Si comme un affineur de grain a pour effet d'augmenter la densité des pores et la température de nucléation des pores, tout en réduisant la longueur des pores. Ils ont contribué :

- A une plus grande sursaturation due à une augmentation de nombres de grains formés provoquant une plus grande fraction de solide à une température donnée. Par conséquent constitue, à une augmentation de nombre d'atome d'hydrogène dans le liquide pendant les premiers stades de la solidification

- A l'effet de TiB_2 comme un agent de nucléation pour les pores de la peau. Une combinaison de ceux-ci est également possible.

I.3.8 Effet des éléments d'additions

Le magnésium et le cuivre sont deux éléments d'alliage ajoutés généralement aux alliages Al-Si pour améliorer leurs propriétés. L'ajout de magnésium est connu pour réduire le pourcentage de porosité, sans changement notable dans la taille ou la forme des pores. [19]

Dash et Makhoulf [19] ont trouvé que le cuivre favorise la formation des porosités. Le cuivre a deux effets importants :

- Il augmente de façon significative la pression du gaz d'hydrogène associé à une certaine quantité de gaz dissous
- Sa présence dans le bain résulte d'une réaction eutectique ternaire qui se produit plus bas que la température de solidification des dendrites primaires Al- α et de l'Al – Si eutectique [α + Si].



I.3.9 Effet du fer

La présence d'impuretés ou des traces d'éléments dans un alliage peuvent influencer sur la microstructure et, par conséquent, ses propriétés. Parmi les éléments d'impuretés présents dans les alliages Al-Si, le fer est peut-être le plus présent, en se liant avec d'autres éléments d'alliage, il mène à la formation des phases intermétalliques, en sous forme de plaquettes brisées qui est préjudiciable aux propriétés mécaniques et physiques de l'alliage. La présence de ces plaquettes limite l'écoulement du liquide dans les zones environnantes. L'ajout de ces éléments neutraliseurs tels que le Cr ou Mn contribue à contrôler la précipitation du fer vers un précipité $\alpha\text{-Al}_5(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2$. [20]

Dans leurs études sur la formation de la porosité dans les alliages d'aluminium de type 380, Roy et al. [12] ont indiqué que les plaquettes $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ qui apparaissent comme des aiguilles dans un microscope optique sont très actives pour les sites de nucléation des pores. La figure I.16 montre clairement la façon dont les pores croissent sur les côtés des aiguilles intermétalliques de β -fer. D'autre part, ces aiguilles β limitent également la croissance des gaz et des pores dus au retrait, comme l'illustre la figure I.17.

Taylor et al [20] ont étudié le rôle du fer dans la formation des porosités dans les alliages d'Al-Si-Cu de fonderie. Ils ont constaté que le fer présente une forte influence sur les porosités et la formation des défauts dus aux retraits :

- Le niveau de porosité diminue avec la teneur en fer jusqu'à une valeur minimale qui se produit à 0,4 % de fer, comme le montre la figure I.18. Quand d'autres ajouts sont effectués, le niveau de porosités augmente,
- Un changement dans la morphologie du pore discret isolé vers un pore interdendritique spongieux. Ces régions spongieuses deviennent de plus en plus connectées en fonction de l'augmentation de la teneur en fer à partir de 0,4 %.

- Dans des mauvaises conditions de refroidissement et d'alimentation, l'augmentation de la teneur en fer au-dessus de 0,4 % favorise le développement des défauts de retrait.

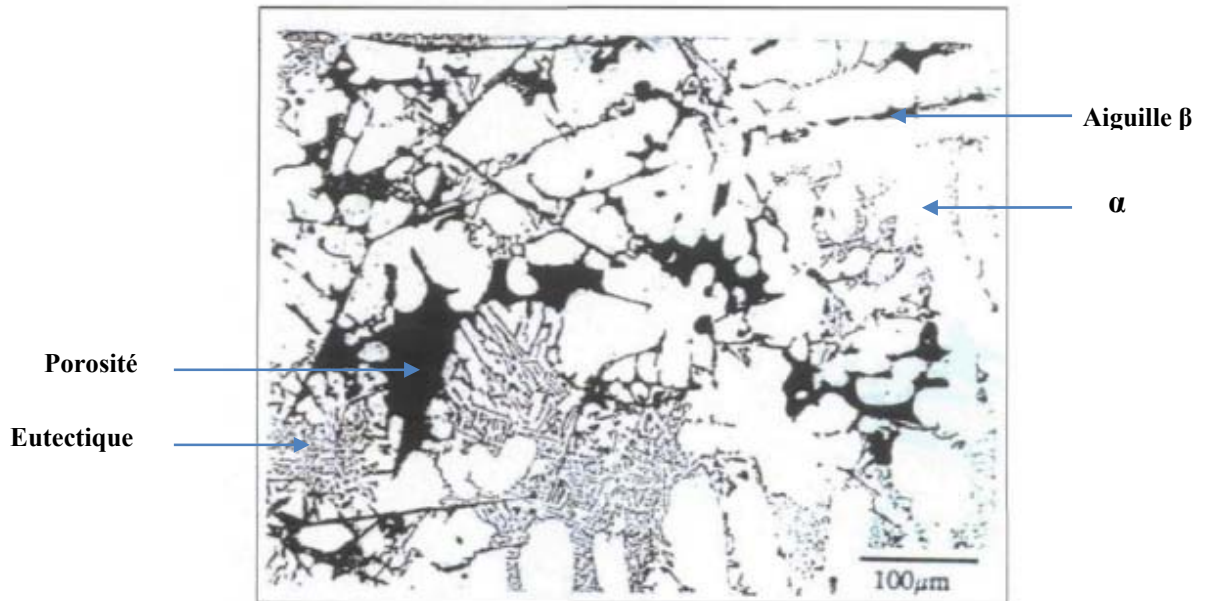


Figure I.16: Germination des pores le long des lamelles β. [12]

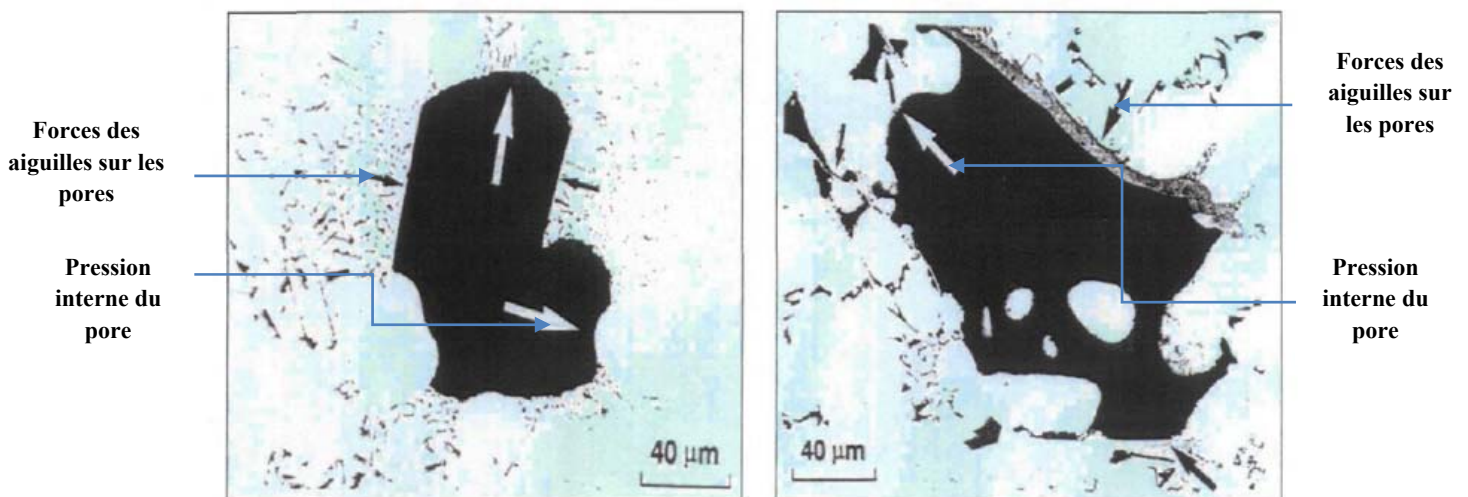


Figure I.17: Rôle des lamelles β -Al₅FeSi dans la limitation de la croissance de:

a) pores dus au gaz

b) pores dus au retrait. [12]

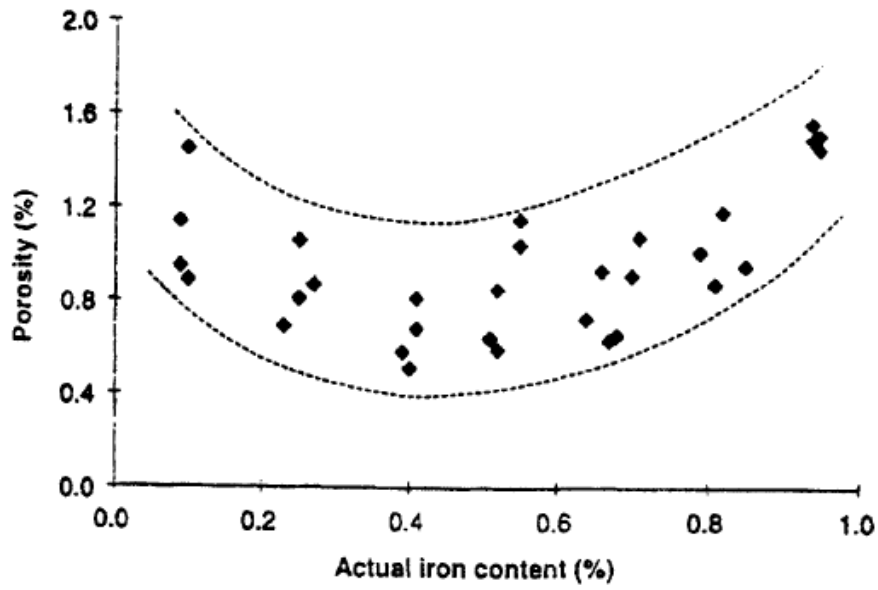


Figure I.18 Variation du taux de porosité en fonction de la teneur en fer. [12]

TECHNIQUES

EXPERIMENTALES

II. TECHNIQUES EXPERIMENTALES

II.1 Traitement du bain métallique

Dans cette partie, on a introduit les méthodes expérimentales utilisées qui sont :

- Le moulage et la coulée des pièces métalliques
- L'essai de la dureté.
- La métallographie et l'analyse d'image

II.1.1 Matériaux utilisés

Les deux alliages d'aluminium de fonderie qui font l'objet de notre étude sont AS13 et AG20 et les pièces à obtenir sont de forme de tôle de dimensions (10×50×100) mm.

II.1.2 Moulage des pièces :

➤ Alliage AS13

A cause de ses propriétés de fonderies, de sa très bonne aptitude au moulage et sa très bonne coulabilité à l'état liquide, l'alliage AS13 peut être moulé en sable, en coquille ou sous pression. [4] Dans notre étude les alliages AS13 et AG20 sont moulés en sable.

II.1.3 Brut de coulée

La fusion du métal se fait dans un four électrique, la masse métallique subit un traitement de dégazage, de modification et d'affinage. En introduisant un produit de dégazage, un produit de modification, ainsi qu'un produit de protection de la surface du bain. [23]

– Produit pour dégazage

C'est un produit à base d'azote sous forme de poudre, il est introduit au fond du bain métallique à l'aide d'une cloche à trous à raison de 0,2 % à 0,4 % du poids total du bain. La température du métal liquide doit être de 720 °C. [23]

– Produit modificateur

C'est un mélange de sel de Chlorure de sodium et de fluorure, il est sous forme de poudre fine répandue en surface entre 0,5 % et 1 %. Quand cette poudre devient liquide, on la fait pénétrer dans le bain. La température du métal doit être supérieure à 750 °C. [23]

– Produit pour la protection du bain

C'est un produit sous forme de poudre, il est répandu en surface après la fusion complète de la charge à raison de 0,3 % à 1 % du poids total du bain ensuite on procède au décrassage. [23]

Les éprouvettes ont été coulées dans des moules en sable.

II.1.4 Décochage et sablage des pièces obtenues

Après la coulée, on passe à l'opération de décochage pour tirer les pièces des moules. Après cela on procède au sablage pour enlever les grains de sables restants après le décochage.

II.1.5 Prélèvement des échantillons

Après le sablage, on procède à l'ébarbage et on prélève nos échantillons en découpant les parties des chenaux solidifiées. Les échantillons sont de forme cylindrique.

II.1.6 Caractéristiques mécaniques

Suivant la norme NF A57-702, les caractéristiques mécaniques des éprouvettes coulées en sable pour l'alliage AS13 sont représentées dans le tableau II.1 ci-après : [24]

Tableau II.1 : Caractéristiques mécaniques des alliages. [24]

Etat	R (Kgf/mm ²)	R _t (Kgf/mm ²)	A%	HB
AS13 brut de coulée	16,5	8	4	50

II.1.7 Composition chimique

Le tableau II.2 présente la composition chimique de l'alliage AS13 selon la norme NF A57-702 et selon l'analyse effectuée à la SNV (DFR) sur l'alliage coulé en sable. [24] ; [25]

Tableau II.2 : Alliage AS13.

Elément chimique	Fe	Si	Cu	Zn	Mg	Mn	Ni	Pb	Sn	Ti	Cr
% selon NFA57-702	≤0,70	11-13,5	≤0,10	≤0,15	≤0,10	≤0,30	≤0,05	≤0,10	≤0,05	≤0,15	≤0,20
% selon SNVI	0,70	11-13,5	0,10	0,15	0,10	0,30	0,05	0,05	0,05	0,15	0,05

II.1.8 Les structures

On a effectué une étude métallographique sur quatre échantillons différents :

- Alliage AS13 coulé sans traitement du bain.
- Alliage AS13 coulé avec traitement du bain.
- Alliage AG20 coulé sans traitement du bain.
- Alliage AG20 coulé avec traitement du bain.

Et on a observé des structures eutectiques après l'inoculation des alliages AS13 et AG20. L'étude métallographique était effectuée en deux étapes :

- La préparation des échantillons ;
- L'observation au microscope optique au département de métallurgie de l'ENSP.

a. Préparation des échantillons

➤ Le découpage.

➤ Le meulage :

On a fait le meulage des 4 échantillons à l'aide d'une meule. Cette opération de meulage nous a permis de dégrader rapidement une épaisseur de 2 à 3 mm des surfaces des échantillons et donc l'obtention de la surface métallique non polie possédant des stries.

➤ Le polissage :

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

- La première consiste en un polissage grossier de la surface à l'aide de papiers recouverts de poudre abrasive de granulométrie décroissante (400, 800, 1000, 1200 et 4000) en utilisant l'eau comme lubrifiant. L'échantillon est rincé à l'eau à chaque changement de papier pour éviter que des particules de grand diamètre n'affectent le stade de polissage à plus faible granulométrie.
- La seconde étape est effectuée par une polisseuse de finition sur un papier feutre avec une solution d'alumine pour la lubrification.

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

➤ L'attaque chimique :

Après le rinçage et le séchage des échantillons, on passe à l'attaque chimique des échantillons en utilisant une solution de : 33ml de HCl, 33 ml de HNO₃ et 33ml de H₂O. L'attaque se fait pendant 20 secondes. [26]

b. Examen au microscope optique :

➤ Microscope optique

Comme son nom l'indique, le microscope est un instrument permettant l'observation visuelle de petits objets ou détails d'objets, usuellement indiscernables à l'oeil nu. Une des propriétés de cet appareil est son agrandissement angulaire, c'est-à-dire la possibilité de fournir une image agrandie d'un objet à étudier.

Cependant, ce paramètre ne suffit pas à lui seul à caractériser les performances du dispositif. Il faut en effet que cette propriété s'applique à tous les détails de l'objet, y compris les plus fins. La seconde propriété clé du microscope est donc sa résolution, dont découlent d'importantes conséquences pratiques, puisque cela implique de travailler avec des optiques de grande ouverture numérique, mais limitée par la diffraction. Les bons microscopes sont donc des systèmes optiques et mécaniques complexes et coûteux. [27]

➤ Principe de fonctionnement :

Le microscope est constitué (Figure II.1) :

- D'un objectif et d'un oculaire. Pour le moment, ils sont représentés par deux lentilles minces convergentes pour simplifier la compréhension. L'objectif et

l'oculaire sont en réalité des systèmes épais composés de plusieurs lentilles, afin de limiter les aberrations.

- De deux diaphragmes DO et DC, respectivement diaphragme d'ouverture et diaphragme de champ de l'oculaire.

L'objectif donne de l'objet AB une image (intermédiaire) réelle et agrandie A'B'. On place ensuite l'oculaire de telle sorte que l'image intermédiaire se trouve exactement à la position de son foyer objet Fo2. Dans cette configuration, l'image reprise par l'oculaire donne une image virtuelle à l'infini, observable par l'œil nu. Le grossissement global du microscope est donc le produit du grossissement de l'oculaire par l'agrandissement de l'objectif.

Pour assurer un agrandissement suffisant tout en limitant l'encombrement du microscope, l'objectif doit être de distance focale aussi courte que possible et l'objet AB placé très près en avant du foyer objet Fo1. [27]

➤ **Diaphragmes et pupilles :**

La pupille d'entrée de l'objectif se trouve à l'infini (système télé-centrique objet). Elle représente également la pupille d'entrée du microscope complet. La pupille de sortie de l'objectif est matérialisée par un diaphragme d'ouverture DO, se situant dans le plan focal image de l'objectif Fi1xy.

Ce diaphragme contrôle le flux de lumière entrant et représente donc l'ouverture numérique du système. La pupille de sortie du microscope est l'image par l'oculaire de la pupille de sortie de l'objectif (le diaphragme d'ouverture DO). Ainsi, le plan focal image Fi2xy du microscope est confondu avec le plan de sa pupille de sortie.

Cette pupille est l'anneau oculaire du microscope où l'observateur place son œil. Enfin, le diaphragme de champ DC se situe dans le plan focal, objet de l'oculaire Fi1xy, et limite le champ observable. [27]

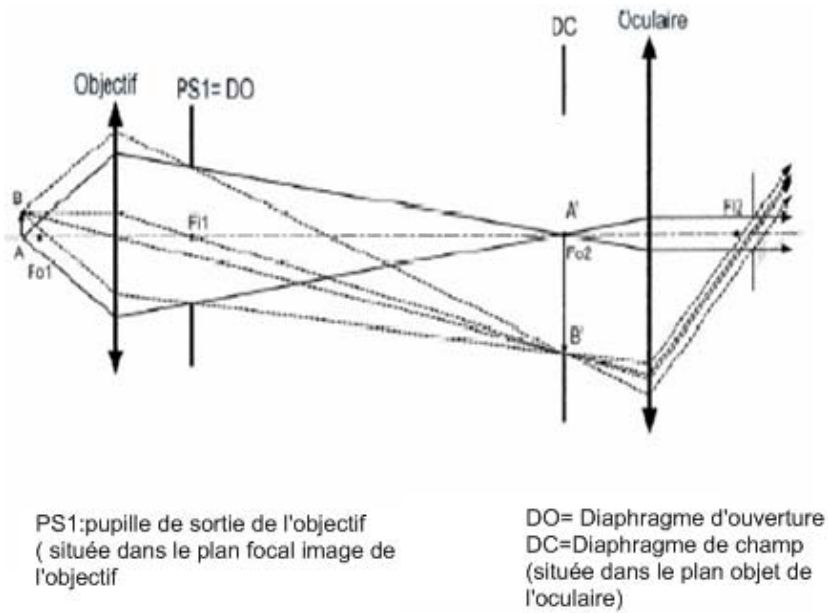


Figure II.1 : Schéma de principe de la structure du microscope sur l'aspect optique. [27]

A l'aide d'un microscope optique (figure II.2) nous avons pris les microstructures. Les photos sont prises par une caméra numérique reliée à l'ordinateur. Le logiciel d'acquisition des photos est le logiciel **Archimed** (Figure II.3). Les résultats de cette étape sont présentés dans le chapitre III.

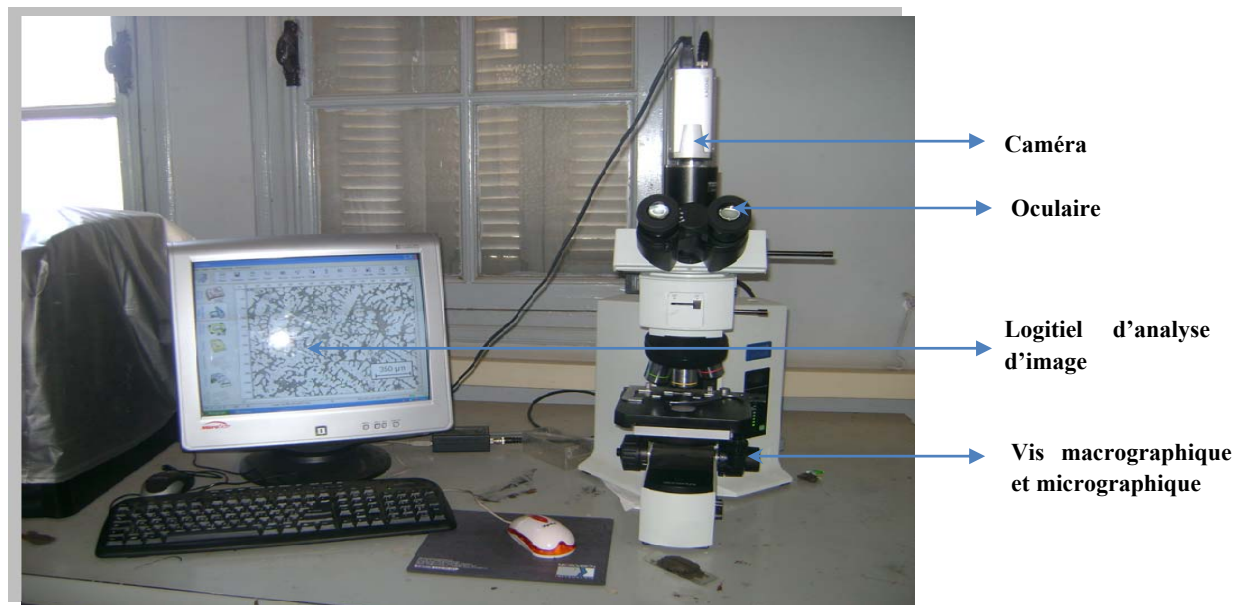


Figure II.2 : Microscope optique « OLYMPUS » du Département Métallurgie. [31]

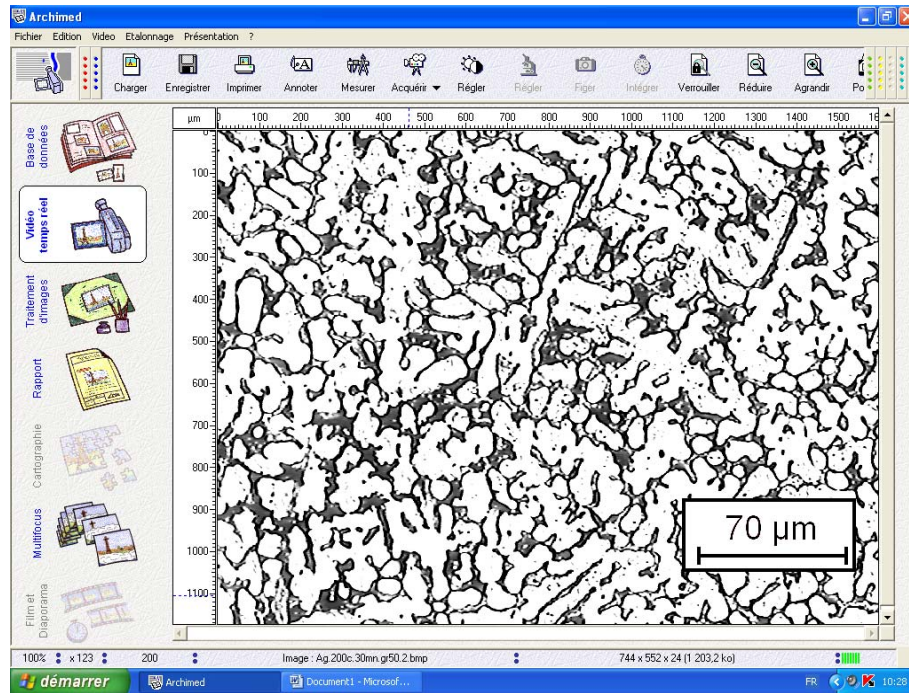


Figure II.3 : Photographie de logiciel d'analyse d'image de travail « Archimed »

II.1.9 La dureté

On a effectué des essais de dureté Brinell pour les quatre échantillons à la SNVI pour voir l'évolution de la dureté en fonction du traitement du bain.

a. Principe

L'essai consiste à faire pénétrer en appliquant une force sur F un pénétrateur ayant une forme de bille. [27]

HB : dureté Brinell

D : diamètre du pénétrateur (10mm)

d1 et d2 : mesure de l'empreinte réalisée à 90° (mm)

h : profondeur (mm)

F : charge d'essai (N)

$$\begin{aligned}
 \text{HB} &= \text{Constante} \cdot \frac{\text{(Charge de l'essai)}}{\text{(Surface de l'empreinte)}} \\
 &= 0.102 \cdot \frac{2F}{\text{J.L.D} (D - \sqrt{D^2 - d^2})} \\
 d &= \frac{d_2 + d_1}{2}
 \end{aligned}$$

b. Le matériau à tester

La surface doit être plane et nettoyée (sans lubrifiant, oxyde ou calamine). Il est nécessaire d'avoir une épaisseur suffisante afin que la pénétration de la bille ne déforme pas le matériau. Dans le cas contraire, la mesure ne serait pas fiable. Il faut une épaisseur d'au moins huit fois la profondeur h de l'empreinte.

c. Mode opératoire

On a placé le pénétrateur en contact avec la surface du matériau, et on a appliqué la force 500dN pour les alliages AS13 et AG20 pendant 10 à 15 secondes. On calcule les diamètres de l'empreinte pour déduire la dureté. [27]

II.2 Traitement de dégazage à l'état solide des alliages d'aluminium de fonderie AS13 et AG20

Cette deuxième partie consiste à faire des traitements thermiques sur des échantillons des deux alliages AS13 et AG20 pour pouvoir constater l'évolution de la microstructure et du taux de porosités présent dans le métal en fonction de la température et du temps de maintien. Le traitement thermique choisi est schématisé sur la figure II.4.

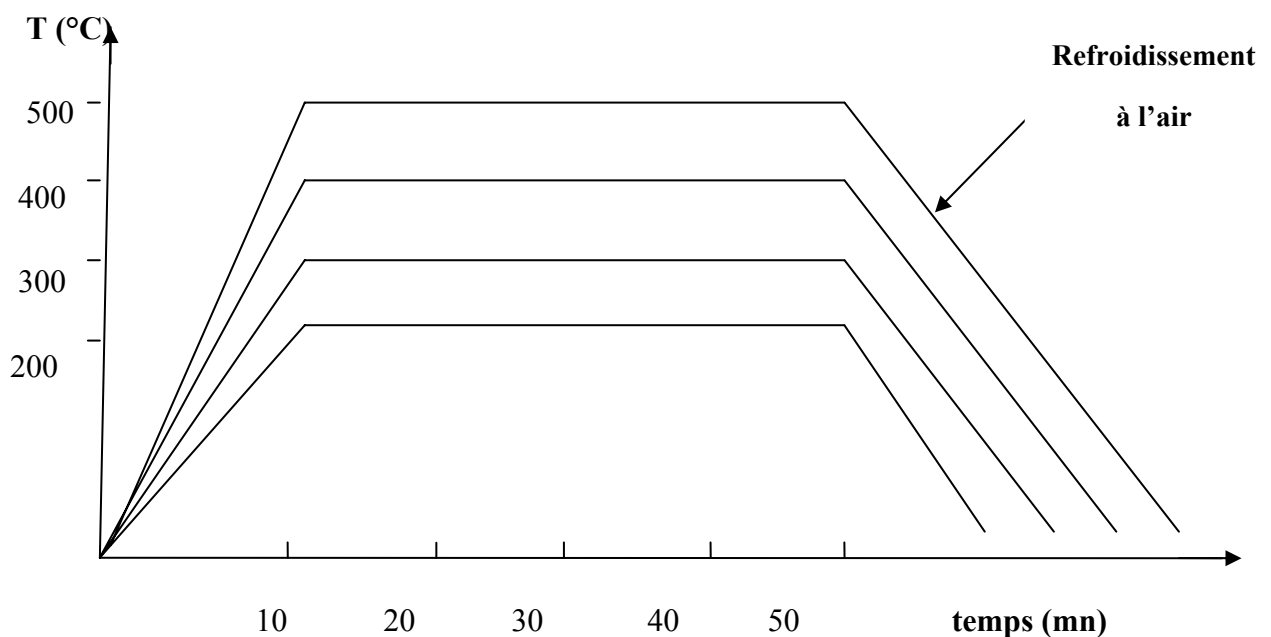


Figure II.4 : Schéma du traitement thermique appliqué.

On a effectué des maintiens à quatre températures différentes à 200°C, 300°C, 400°C et 500°C pour l'alliage AS13 et à 200°C, 300°C et 400°C pour l'alliage AG20 (annexe 1).

Pour effectuer ce traitement, les éprouvettes ont été déposées dans un four électrique et refroidies ensuite à l'air ambiant.

II.2.1 Etudes métallographiques

Les échantillons étaient préparés comme indiqués précédemment.

- On a effectué des observations.
- Sans attaque chimique pour pouvoir calculer le taux de porosités.
- Avec l'attaque chimique pour pouvoir constater l'évolution microstructurale en fonction de la température et du temps de maintien.

II.2.2 Analyse quantitative

Dans le but de quantifier le nombre de porosités présentes dans le métal à chaque temps de maintien pour différentes températures, on a utilisé la méthode de grillage qui consiste à une grille à plusieurs carreaux d'arête $a = 5 \text{ mm}$ sur un papier transparent (figure II.5) et la superposer sur la photo microscopique sachant que les dimensions de cette grille sont pareilles à celles de la photo. [27]

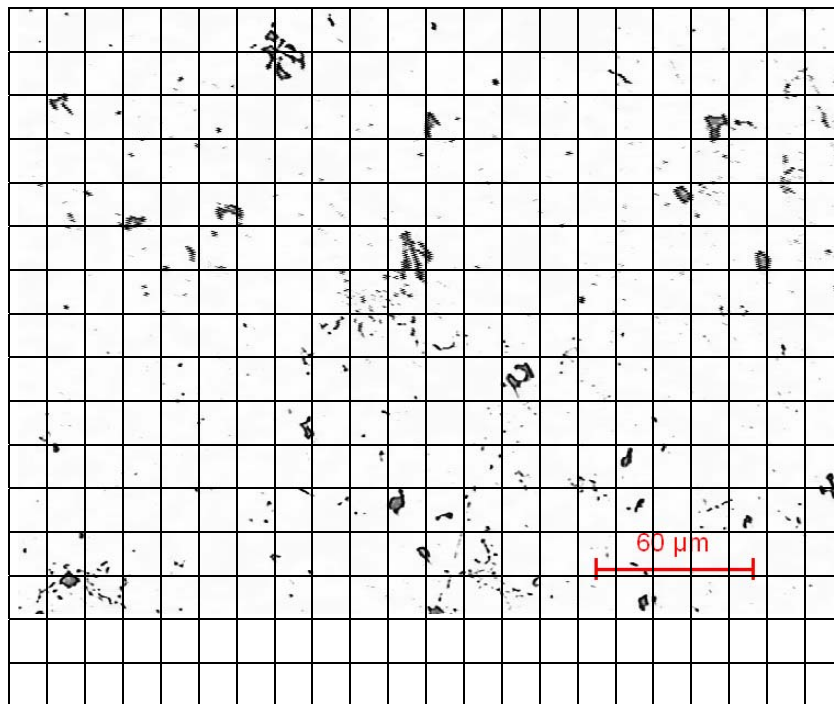


Figure II.5 : Figure montrant la méthode de grillage d'analyse quantitative des structures métallographiques.

Le nombre total de noeuds de la grille est $14 \times 22 = 280$ noeuds.

Pour calculer le taux de porosités on calcule le nombre de pores apparents existant dans les noeuds puis on divise cette valeur sur le nombre total des noeuds de la grille et on obtiendra ainsi le taux de porosités :

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.

II.2.3 Dureté

On a effectué des essais de duretés Brinell comme déjà effectué précédemment, la moyenne de trois mesures à été prise en considération. L'ensemble des variations de dureté en fonction du temps et les différentes températures se trouvent en annexe 2.

RESULTATS ET DISCUSSIONS

III. RESULTATS ET DISCUSSIONS

III.1 Caractérisation structurale des alliages AS13 et AG20 avant et après inoculation au Na

L'alliage AS13 non inoculé au Na à la figure III.1 présente une structure aciculaire de type eutectique. Après l'inoculation au sodium, l'effet aciculaire disparaît sur la (figure III.2) et l'aspect eutectique est bien mis en évidence. Cependant, cet aspect ne couvre pas la totalité de la surface, ce qui nous conduit à estimer que la teneur en silicium est inférieure ou supérieure à 13 % et la structure est de type E+ α ou E+Si (diagramme d'équilibre figure I.4).

L'inoculation au Na modifie l'état structural, qui se traduit par une augmentation de la résistance de l'alliage dont la dureté qui était de 44 HB passe à une valeur supérieure de 52 HB, ce qui est en accord avec les résultats obtenues par Wislei *et al.* [29]

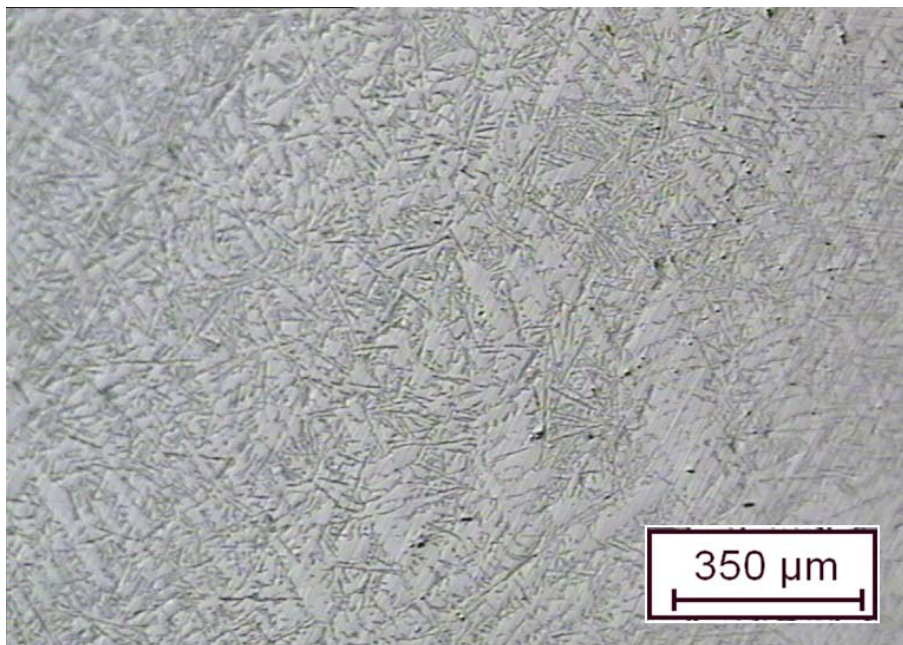


Figure III.1 : Structure de l'alliage AS13 avant inoculation au Na (44 HB).

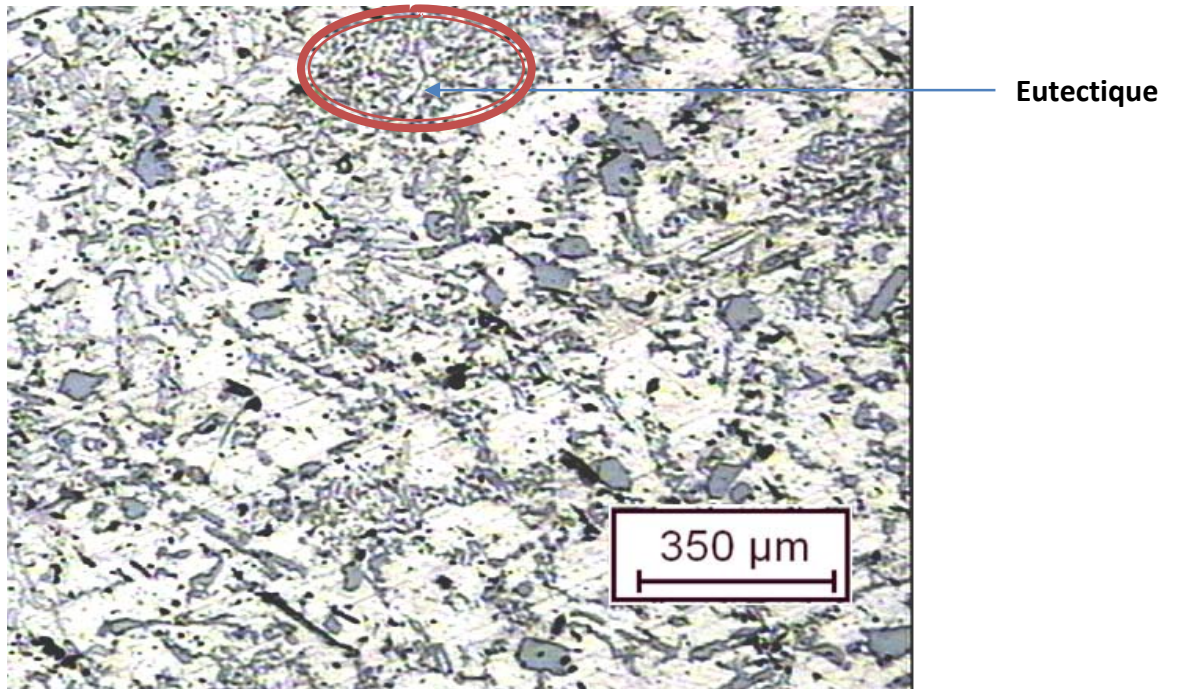


Figure III.2 : Structure de l'alliage AS13 après l'inoculation au Na (52 HB).

L'alliage AG20 présente une structure dendritique (figure III.3) de type eutectique E+ α .

Après l'inoculation au sodium, l'effet dendritique disparaît (figure III.4). Vu que la surface qui est pratiquement eutectique, on peut affirmer que les pertes au feu du Mg sont négligeables et la teneur en Mg est proche à l'eutectique qui est de 37 %. La coulée effectuée était supposée qu'elle soit AG20. Cependant après l'observation métallographique, nous confirmons qu'il s'agit d'un alliage eutectique à 37 % de Mg. La dureté qui était de 116 HB est devenue 124 HB.

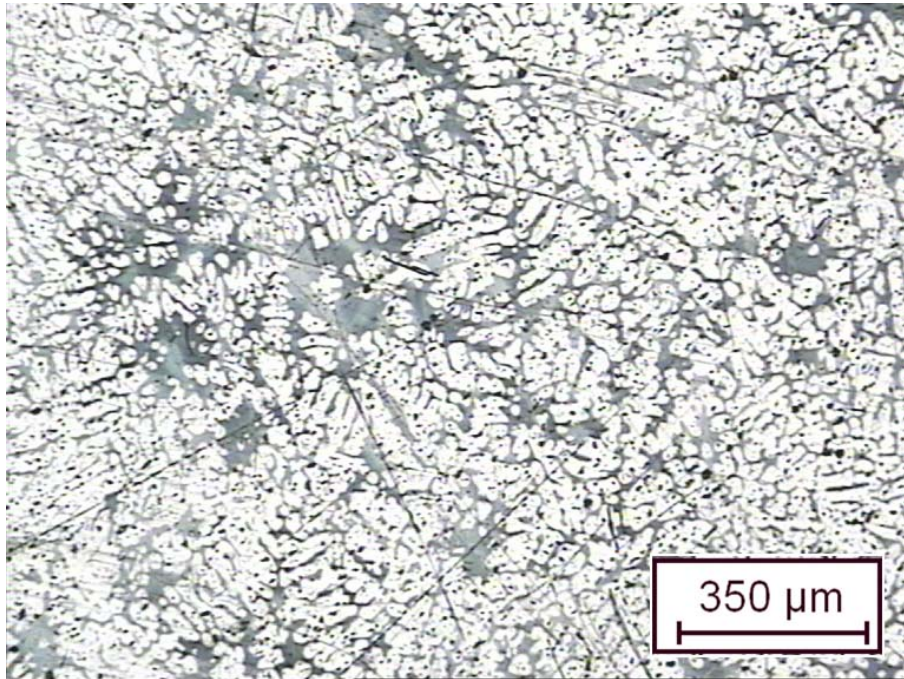


Figure III.3 : Structure de l'alliage AG20 avant l'inoculation au Na (116 HB).

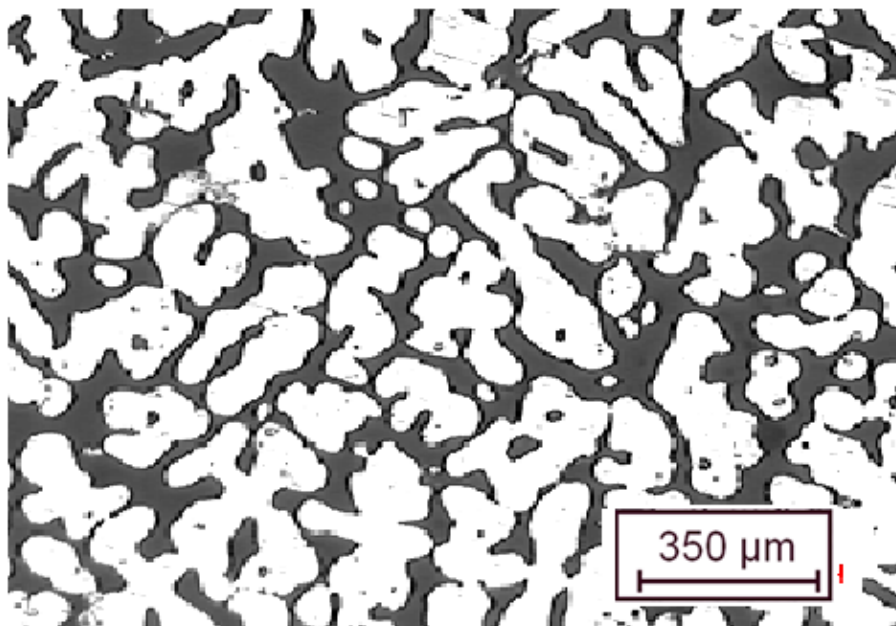


Figure III.4 : Structure de l'alliage AG20 après l'inoculation au Na (124 HB).

III.2 Traitement de dégazage des alliages AS13 et AG37 dans le bain liquide

Après la modification de l'état structural effectué au sodium, on réalise dans le bain liquide le dégazage qui consiste à introduire des pastilles au fond du bain métallique à l'aide d'une cloche à trous formant des bulles en azote qui sont pauvres en hydrogène et créent un gradient de concentration de l'hydrogène. Ce qui conduit à une diffusion de ces atomes d'hydrogène vers les bulles d'azote selon la figure III.5a suivant la loi de Fick[30] , qui stipule que, le flux de diffusion est proportionnel au gradient de concentration. [30]

Les atomes d'hydrogène diffusent du milieu riche en hydrogène (milieu A) vers le milieu pauvre en hydrogène (milieu B) qui sont les bulles d'azote.

tel que :

$C_1(H)$: Concentration d'hydrogène dans l'aluminium liquide

$C_2(H)$: Concentration d'hydrogène dans les bulles d'azote

$C_1(H) > C_2(H)$, $C_2(H) \longrightarrow 0$

Par l'effet gravimétrique, les bulles d'hydrogène montent en surface (figure III.5b).

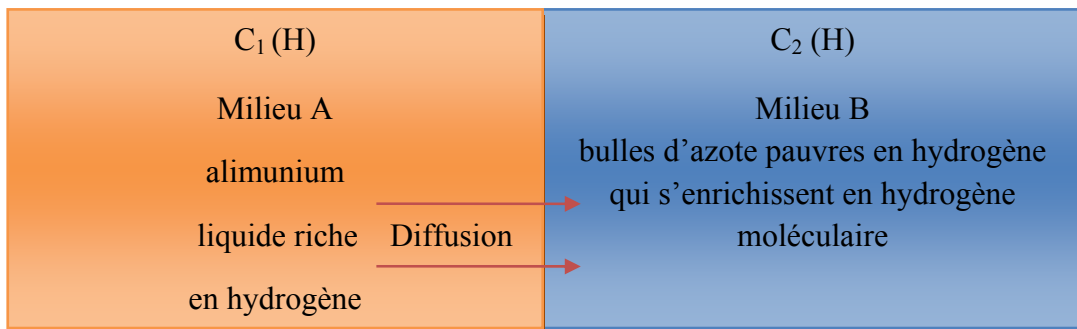


Figure III.5a: Processus de diffusion des atomes d'hydrogène.

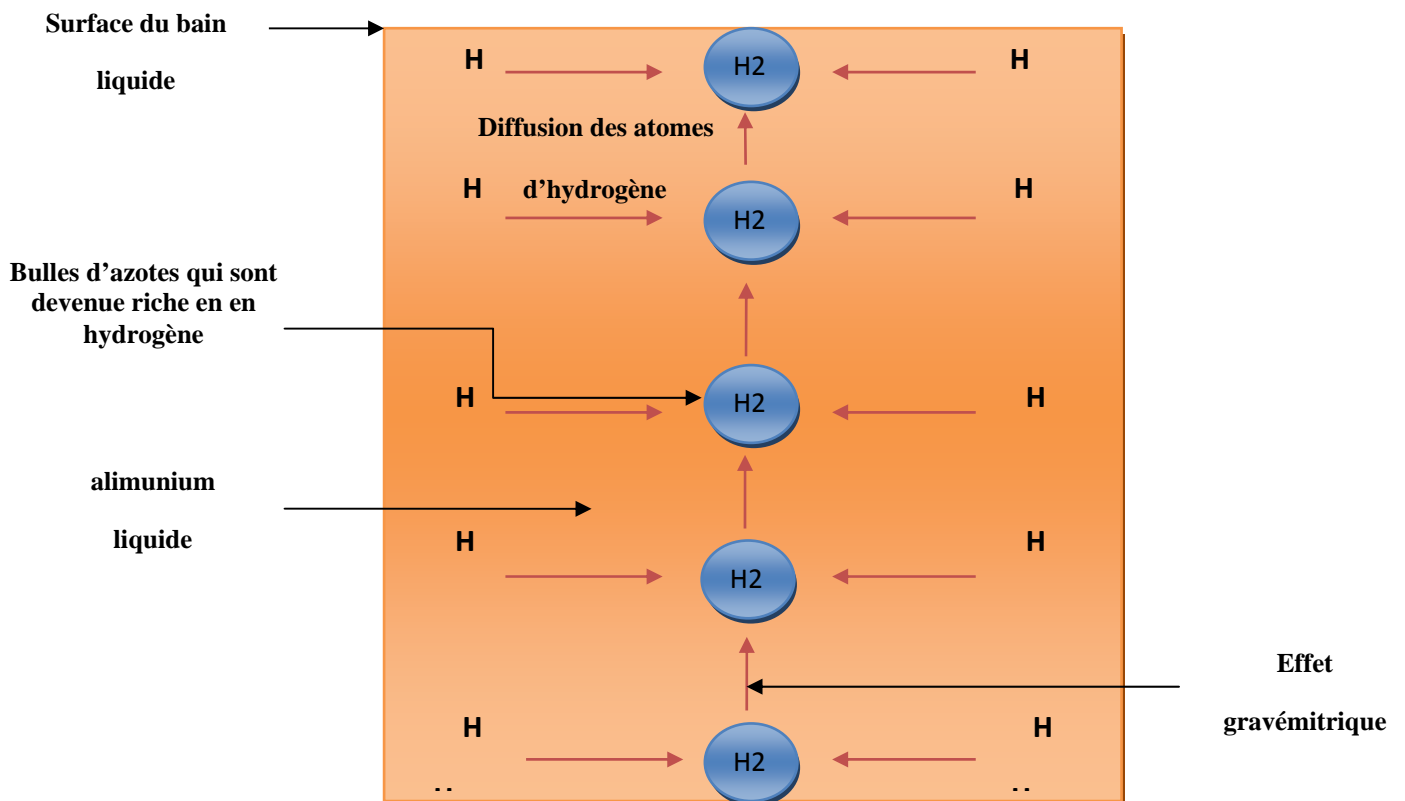


Figure III.5b : Processus du traitement de dégazage.

La figure III.7 illustre l'effet du dégazage sur l'alliage AS13 par rapport à l'état non traité (figure III.6).

Le dégazage induit une réduction remarquable du taux de porosités, qui passe de 12,85 % à 8,21 %. Ce qui confirme les résultats de .

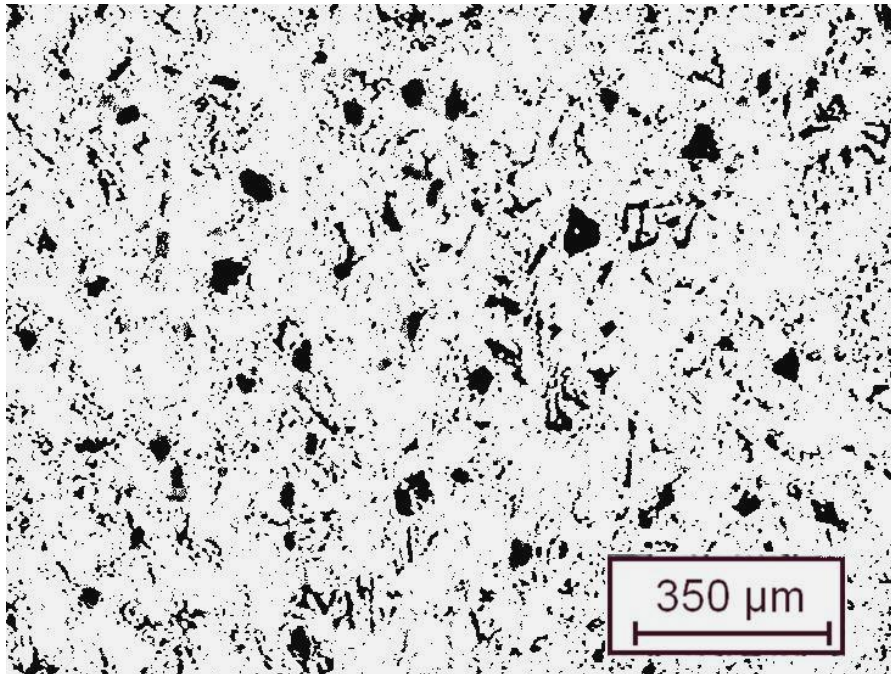


Figure III.6 : Microstructure montrant l'alliage AS13 sans dégazage dans le bain liquide selon un taux de porosités de 12.85 %.

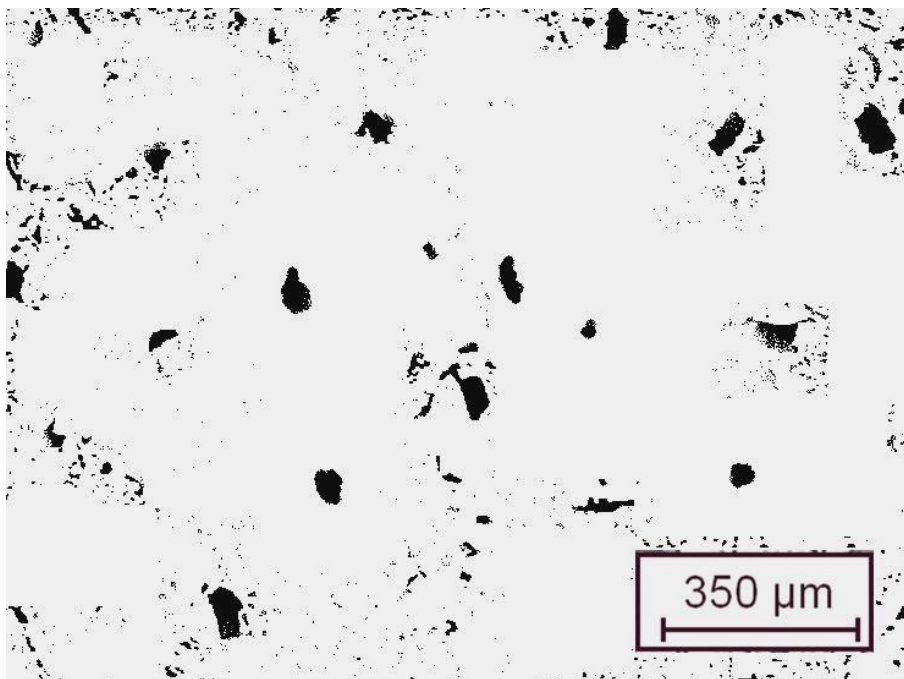


Figure III.7 : Microstructure montrant l'alliage AS13 après dégazage dans le bain liquide selon un taux de porosités de 8,21 %.

Pour le cas de l'alliage d'aluminium AG37, on constate une réduction du taux de porosités qui passe de 14,28 % (figure III.8) à 10,71 % (figure III.9).

On remarque que le taux de porosités de l'alliage AG37 est plus grand que celui de l'alliage AS13 mais avec le même taux de réduction du taux de porosités pour les deux alliages.

Le taux de gazage dépend de la composition chimique de l'alliage alors que l'effet du dégazage ne dépend pas de l'alliage. Ce qui explique l'effet de la composition chimique sur le taux de porosités qui influe sur la solubilité de l'hydrogène dans le bain métallique.

L'élément Si diminue le taux de porosité et le Mg augmente le taux de porosités. G. Sigworth [31] 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.

L'augmentation de la solubilité de l'hydrogène à l'état liquide augmente le taux de porosité. Ce résultat confirme les résultats de F.Painchaud and J.P. Martin.[32]

Cependant la figure III.8 ne correspond certes pas à un taux de porosité de 14,28 %, mais caractérise l'hétérogénéité des porosités dans l'ensemble de l'alliage. Ainsi 14,28 % représente une moyenne de plusieurs plages.

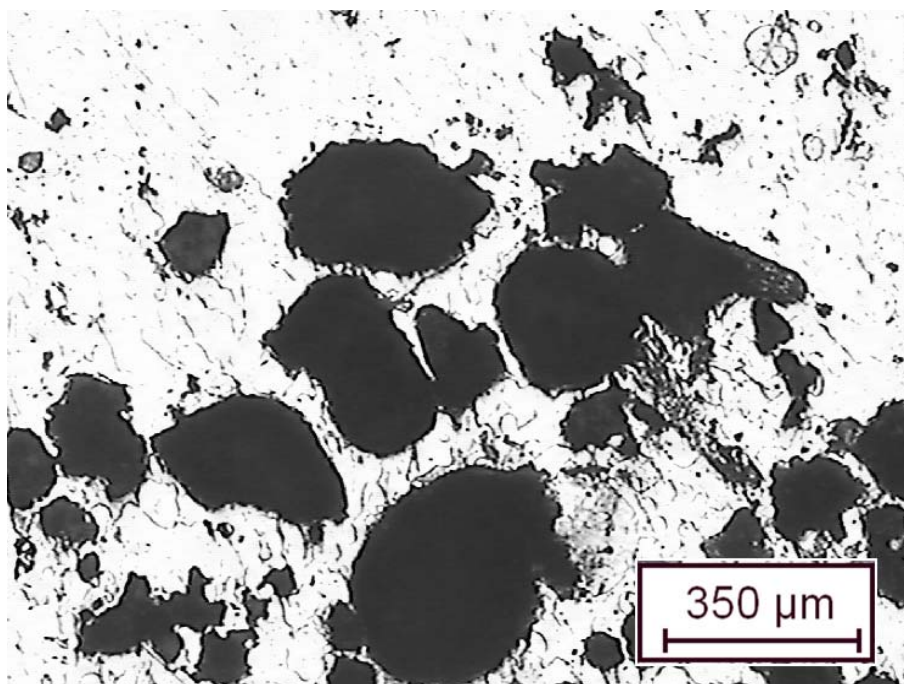


Figure III.8 : Microstructure montrant l'hétérogénéité des porosités de l'alliage AG37 sans dégazage dans le bain liquide dont le taux de porosités de 14,28 % est mesuré sur plusieurs plages.

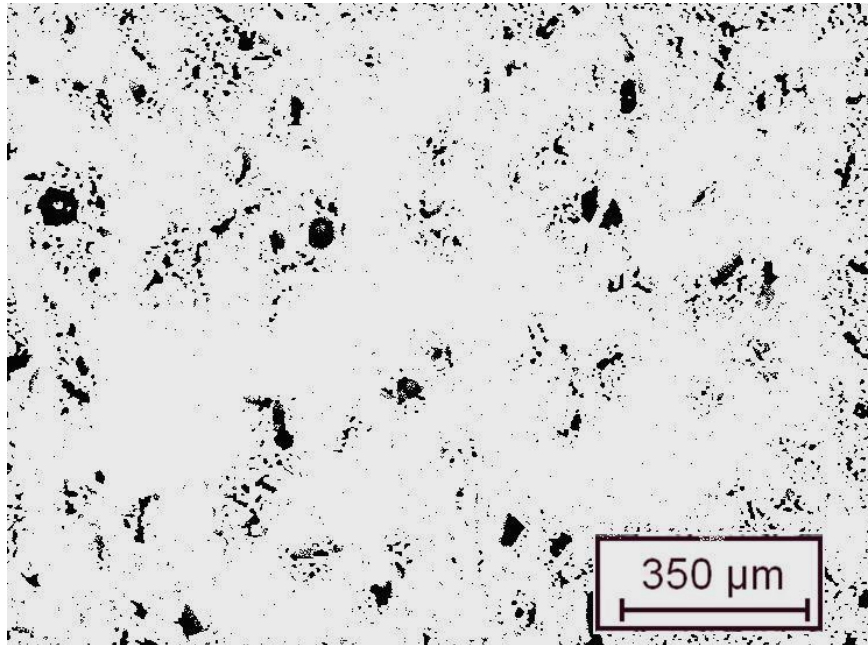


Figure III.9 : Microstructure de l'alliage AG37 avec un dégazage dans le bain liquide selon le taux de porosités de 10,71 %.

III.3 Traitement de dégazage AS13 et AG37 à l'état solide à différentes températures et à différents temps de maintien

La figure III.10 montre qu'à la température de 200 °C l'alliage AS13 induit une réduction du taux de porosités en fonction de l'augmentation du temps de maintien. Le taux de réduction de porosités à 50mn est de l'ordre de 48,72 %.

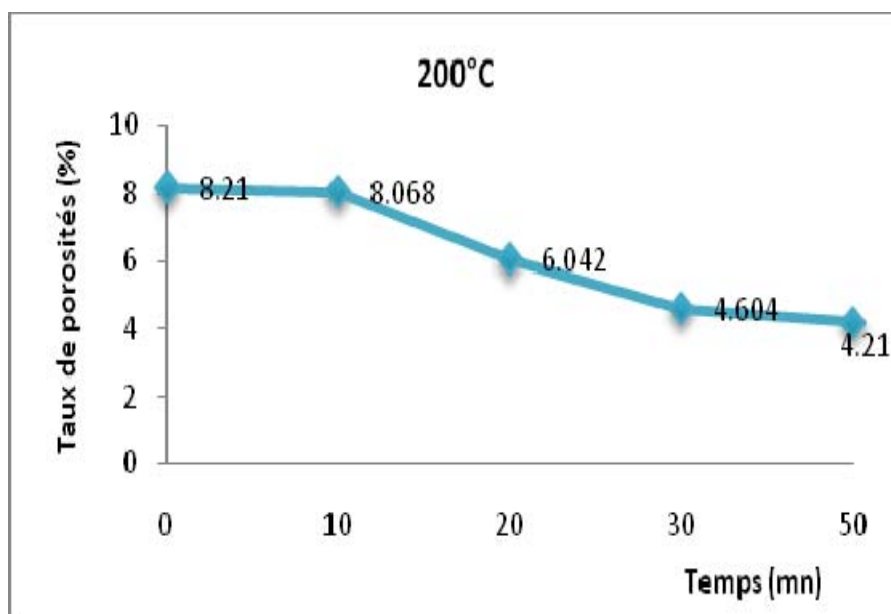


Figure III.10 : Taux de porosités (%) en fonction du temps (mn) à la température de 200°C pour l'alliage AS13.

La figure III.11 montre que pour l'alliage d'aluminium AS13 à la température de 500 °C l'augmentation du temps de maintien continue à réduire le taux de porosités. Ce taux de porosités diminue plus rapidement par rapport à 200 °C. On passe directement de 8,21% à 2,21 % pour une durée de 10mn. Le taux de réduction est de l'ordre de 79,73 %.

On remarque que le taux de réduction à 500 °C est largement plus élevé que celui de la température de 200 °C. Ce qui explique l'effet de la température sur le taux de porosités.

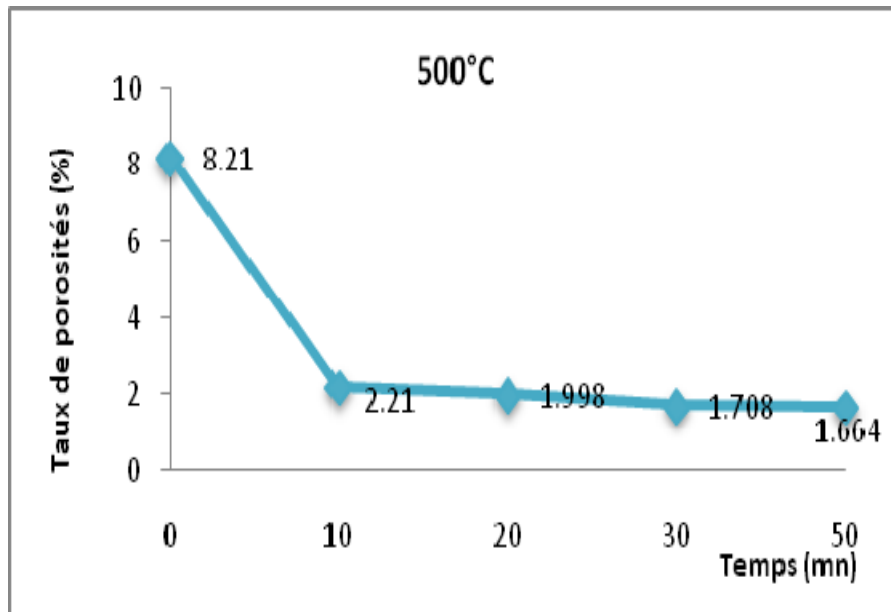


Figure III.11 : Taux de porosités (%) en fonction du temps (mn) à la température de 500 °C pour l'alliage AS13.

Les figures III.12 et III.13 montrent les microstructures de l'alliage AS13 qui illustrent respectivement le taux de porosités à 20mn à 200 °C, et à 50mn à 500 °C.

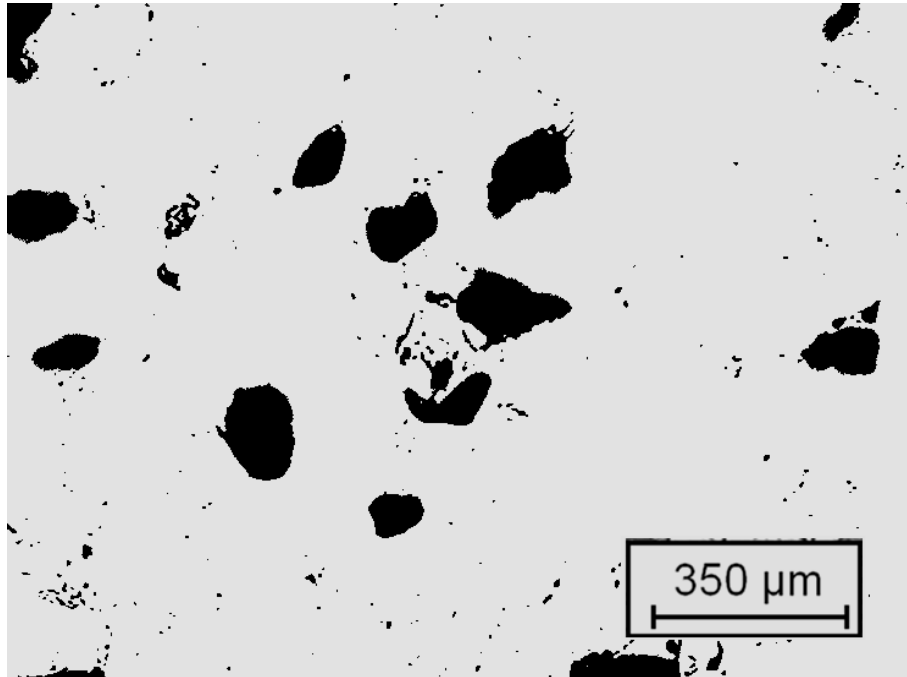


Figure III.12 : Microstructure montrant le taux de porosités de l'alliage AS13 ayant subi un traitement de 20mn à 200 °C.

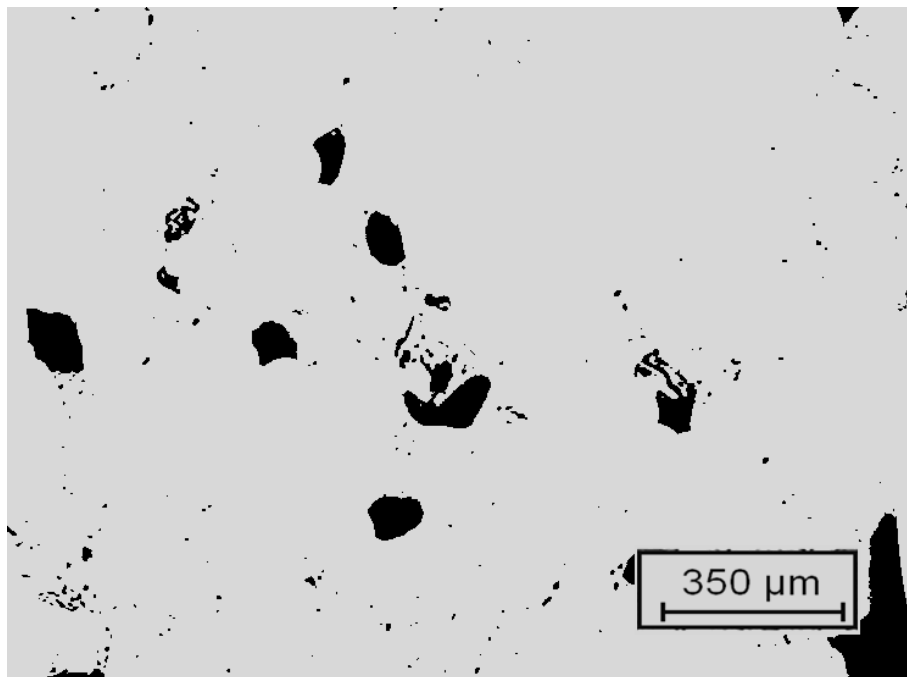


Figure III.13 : Microstructure montrant le taux de porosités de l'alliage AS13 ayant subi un traitement de 50mn à 500 °C.

La figure III.14 montre l'influence des différentes températures sur le taux de porosités pour l'alliage AS13, l'augmentation de la température entraîne une baisse du taux de porosités.

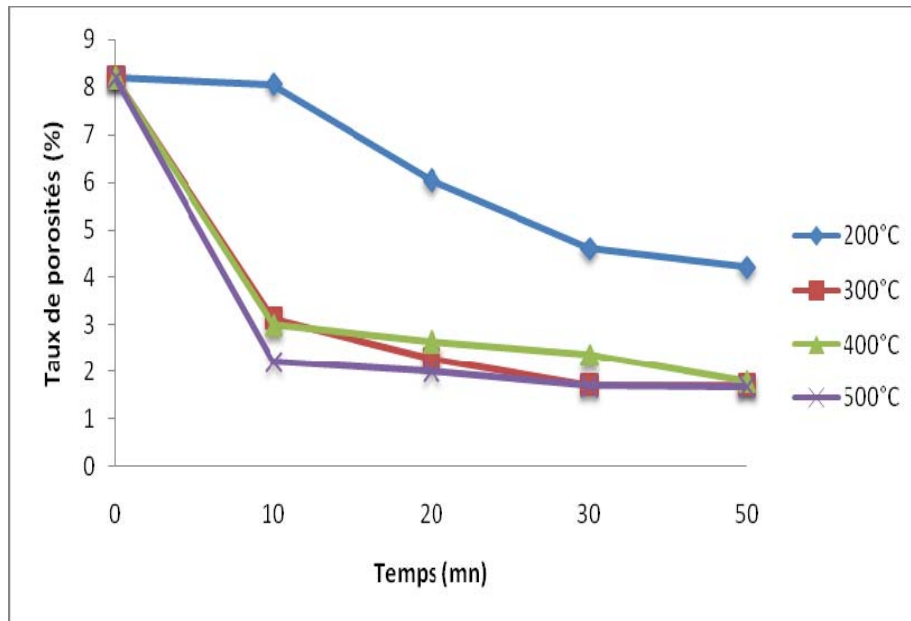


Figure III.14 : Évolution du taux de porosités en fonction des différentes températures et du temps de maintien pour l'alliage AS13.

Pour l'alliage AG37 la figure III.15 montre qu'à la température de 200 °C. L'augmentation du temps de maintien réduit le taux de porosités. Le taux de réduction pour une durée de 50mn est de l'ordre de 67,33 %.

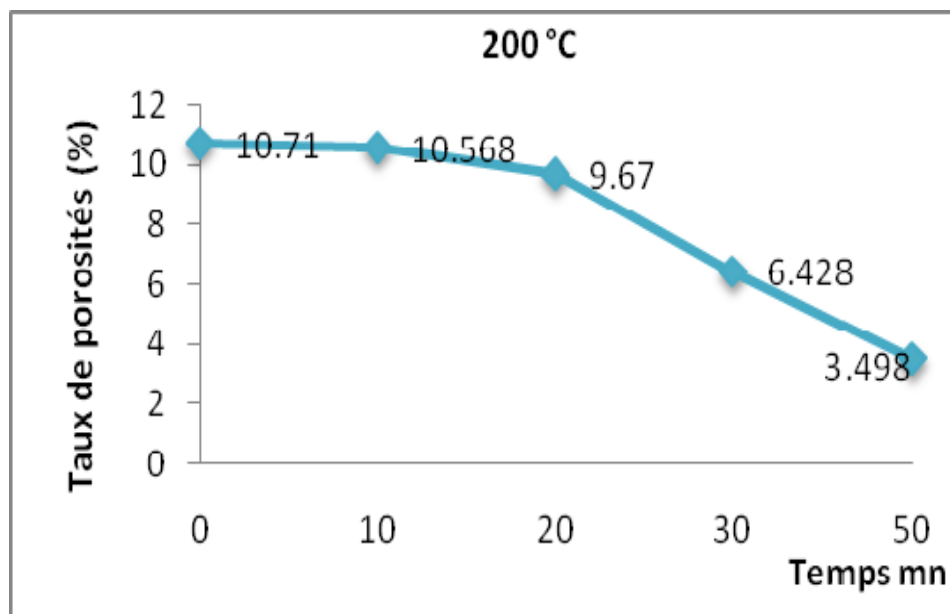


Figure III.15 : Taux de porosités (%) en fonction du temps (mn) à la température 200°C pour l'alliage AG37.

Ainsi pour l'alliage AG37 la température a le même effet sur le taux de porosités que pour l'alliage AS13 de façon que la réduction passe plus rapidement à 10mn à 400°C de 10,71 % à 2,48 % (figure III.16). Ainsi le taux de réduction est de 92,02 %.

Ainsi, On remarque que le taux de réduction à 400°C est largement plus élevé que pour la température de 200°C. Ce qui explique l'effet de la température sur le taux de porosités.

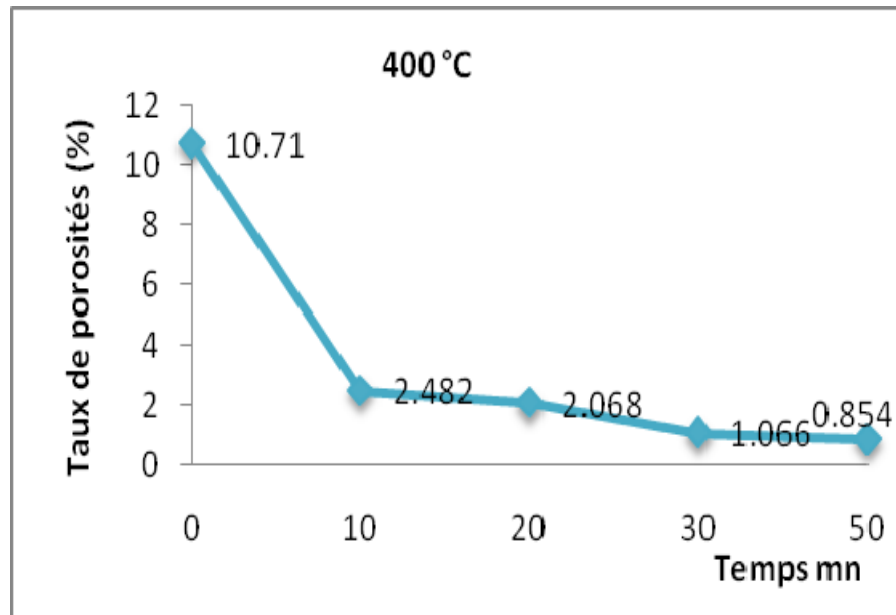


Figure III.16 : Taux de porosités (%) en fonction du temps (mn) à la température de 400 °C pour l'alliage AG37.

Les figures III.17 et III.18 montrent les microstructures de l'alliage AG37 qui illustrent respectivement le taux de porosités à 20mn à 200 °C et à 50mn à 400 °C.

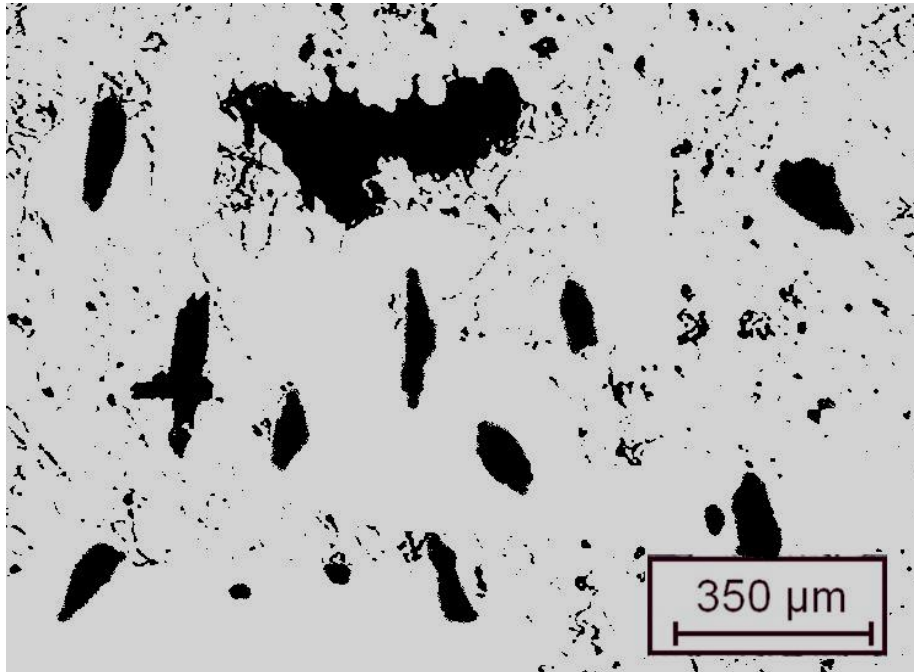


Figure III.17: Microstructure montrant le taux de porosités de l’alliage AG37 ayant subi un traitement de 20mn à 200 °C.

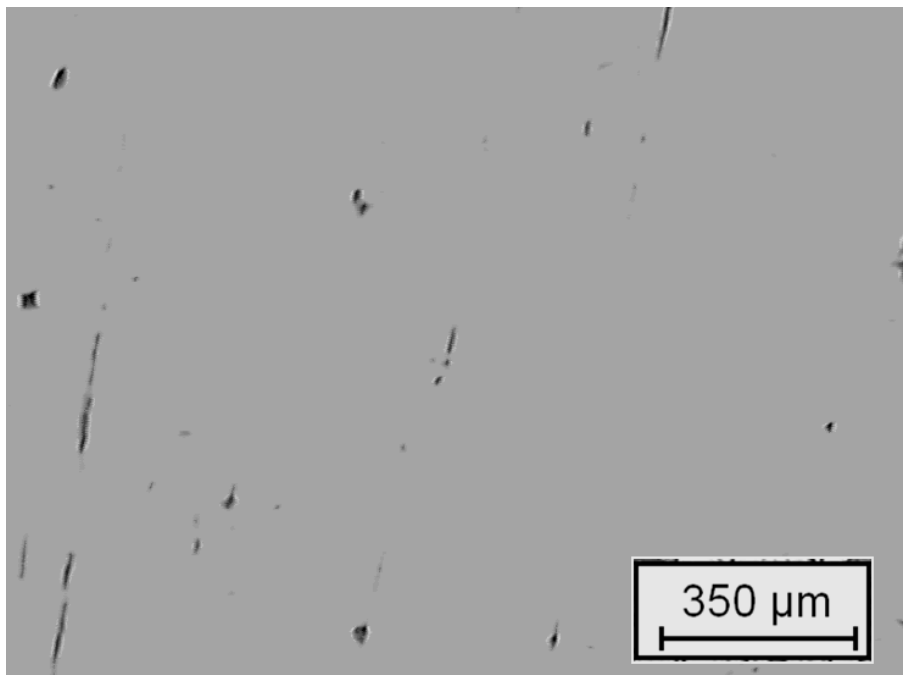


Figure III.18 : Microstructure montrant le taux de porosités de l’alliage AG37 ayant subi un traitement de 50mn à 400 °C.

La figure III.19 met en évidence la réduction du taux de porosité pour l’alliage AG37 en fonction des différentes températures et de différentes durées de maintien.

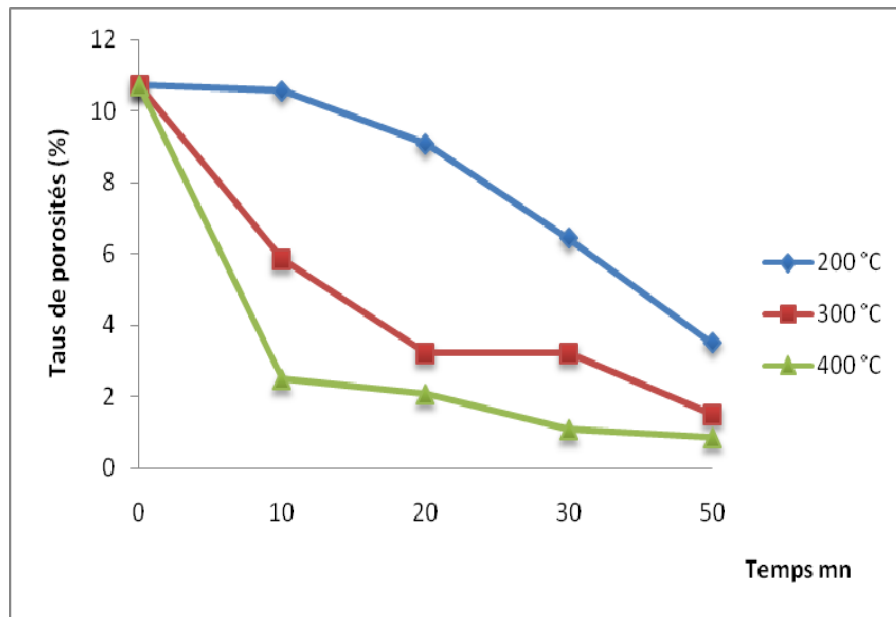


Figure III.19 : Évolution du taux de porosités en fonction des différentes températures et du temps de maintien pour l'alliage AG37.

La figure III.20 montre qu'à la température de 200°C, le taux de porosités dans l'alliage AS13 est inférieur au taux de porosités dans l'alliage AG37.

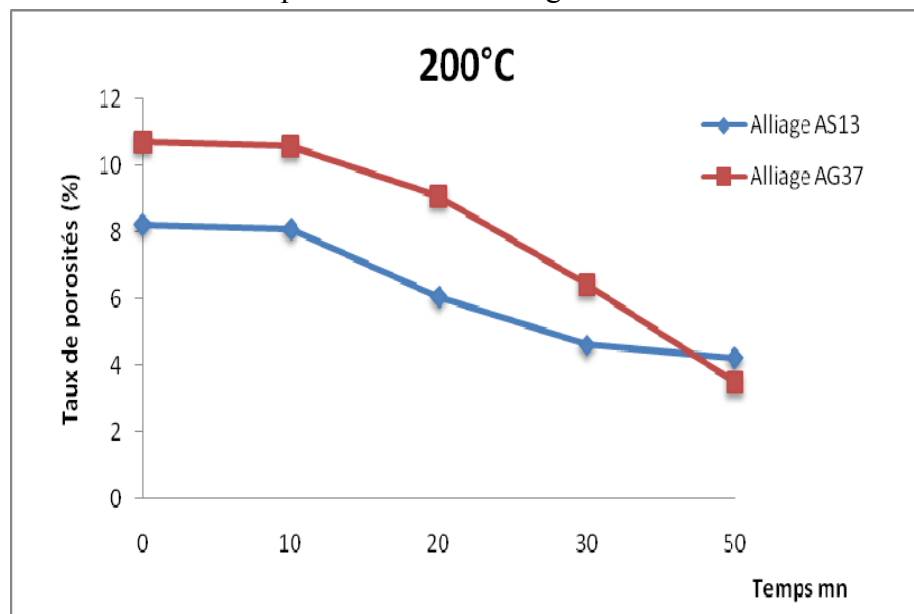


Figure III.20: Taux de porosités des deux alliages ASI3 et AG37 à la température de 200 °C.

Ainsi que pour la température de 200 °C, le taux de porosités dans l'alliage AG37 est toujours plus élevé que dans l'alliage AS13 à la température de 400 °C (figure III.21).

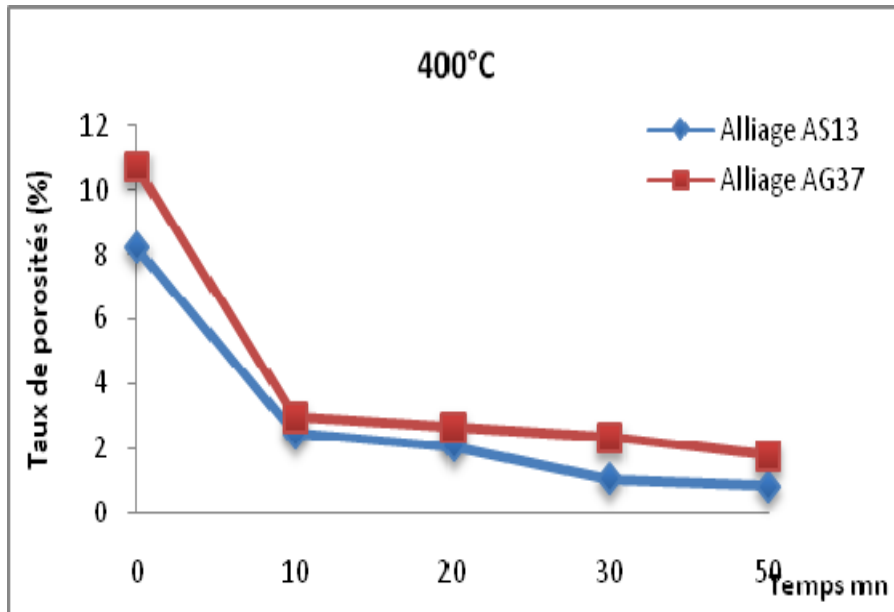


Figure III.21 : Taux de porosités des deux alliages AS13 et AG37 à la température de 400 °C.

Nous remarquons des observations générales relatives à l'influence du temps et de la température que le taux de porosité diminue avec l'augmentation de la température et du temps de maintien.

L'agitation thermique qui résulte de l'augmentation de la température, entraîne une diffusion des atomes d'hydrogène, qui crée une nouvelle répartition des atomes d'hydrogène atomiques qui migrent pour former l'hydrogène moléculaire qui se dégage. L'espace libéré par les atomes d'hydrogène sera récupéré par les atomes d'aluminium, ce qui abaisse les porosités.

Cette diffusion suit la loi de fick : [30]

Cette loi démontre que l'augmentation de la température et du temps de maintien augmente la diffusion

La loi de fick est une loi exponentielle en fonction de la température et du temps de maintien. En augmentant le temps de maintien et la température, on augmente la diffusion des atomes d'hydrogènes. Le meilleur traitement est celui des températures les plus proches de l'eutectique avec des temps de maintien les plus élevés.

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

La figure III.22 montre que la dureté de l'alliage AS13 à la température de 200 °C est légèrement influencée par le temps de maintien.

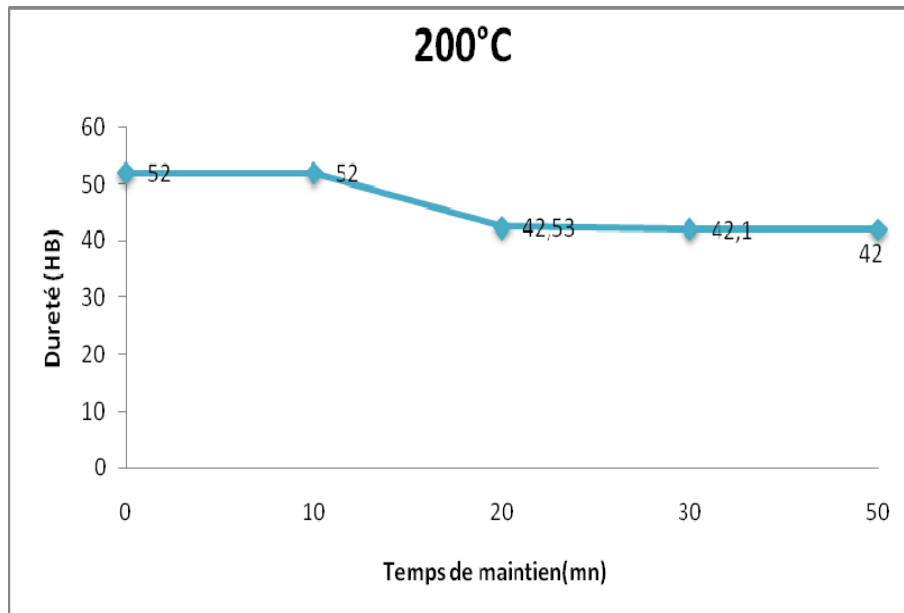


Figure III.22 : Évolution de la dureté HB en fonction du temps de maintien à 200 °C pour l'alliage AS13.

Pour la température de 500 °C, la figure III.23 illustre que la dureté HB de l'alliage AS13 est légèrement influencée par le temps de maintien.

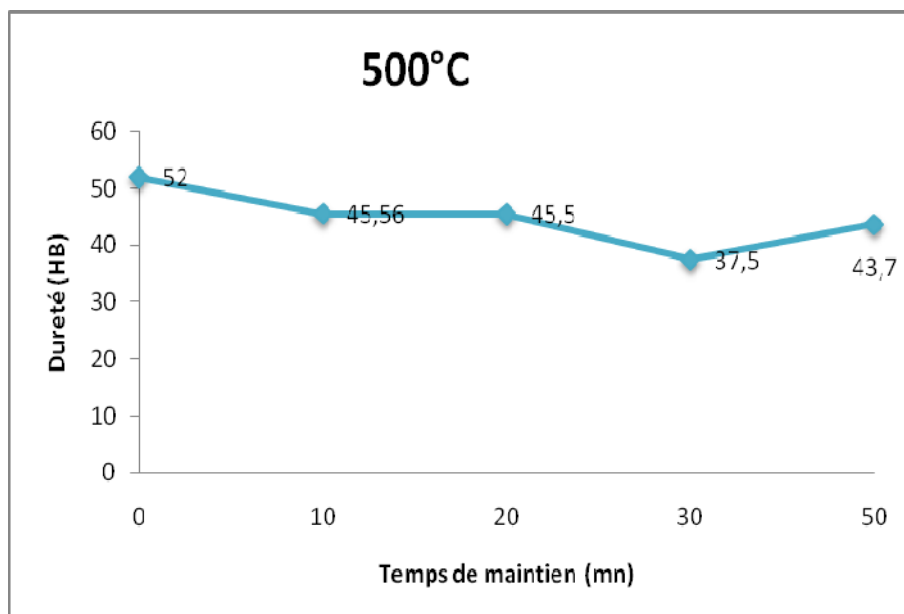


Figure III.23 : Évolution de la dureté HB en fonction du temps de maintien à 500 °C pour l'alliage AS13.

Les figures III.24 illustre que la température influe légèrement sur la dureté en fonction de la durée de maintien.

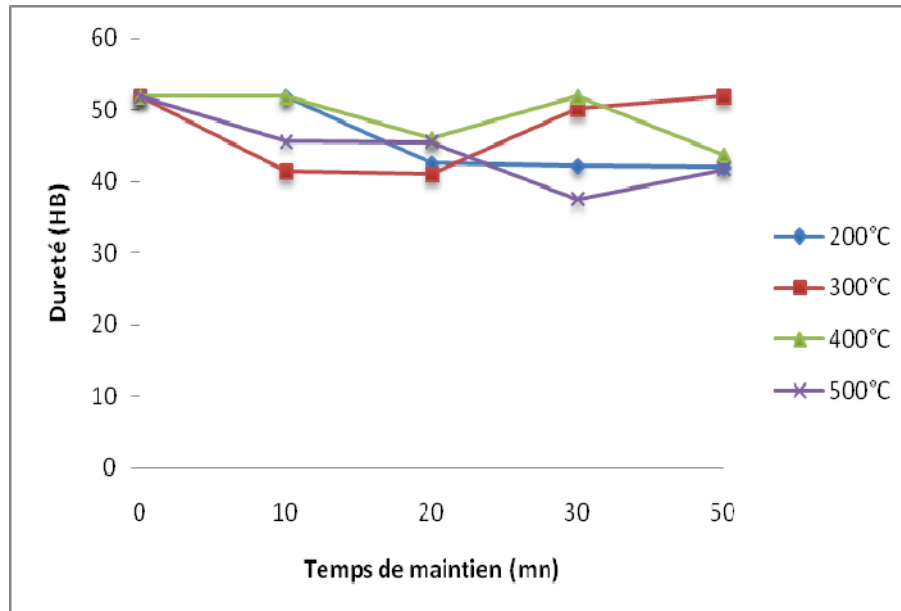


Figure III.24 : Évolution de la dureté HB en fonction de la température et du temps de maintien pour l'alliage AS13.

Pour l'alliage AG37 les figures III.25 et III.26 montrent que la dureté HB est légèrement influencée par le temps de maintien aux températures de 200 °C et 500 °C.

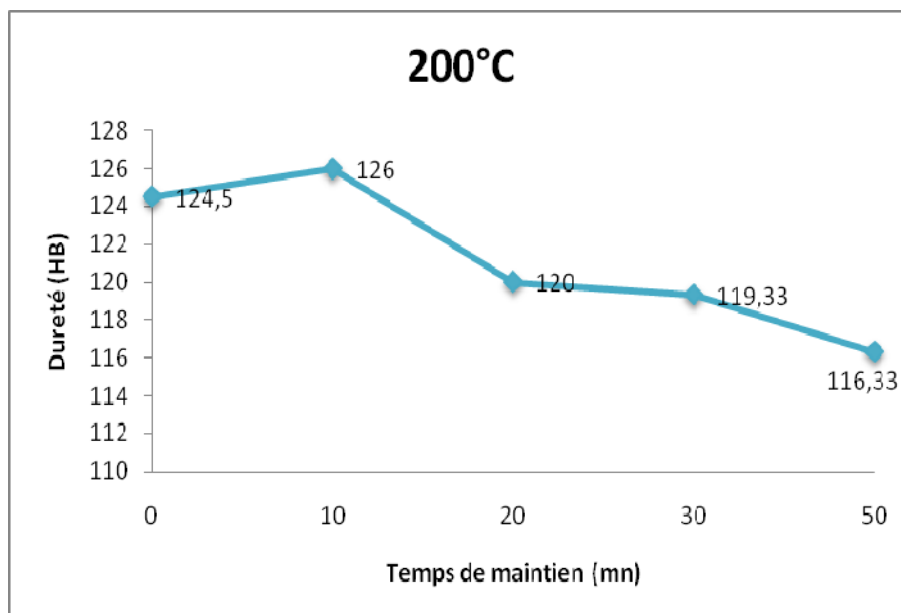


Figure III.25 : Évolution de la dureté HB en fonction du temps de maintien à 200 °C pour l'alliage AG37.

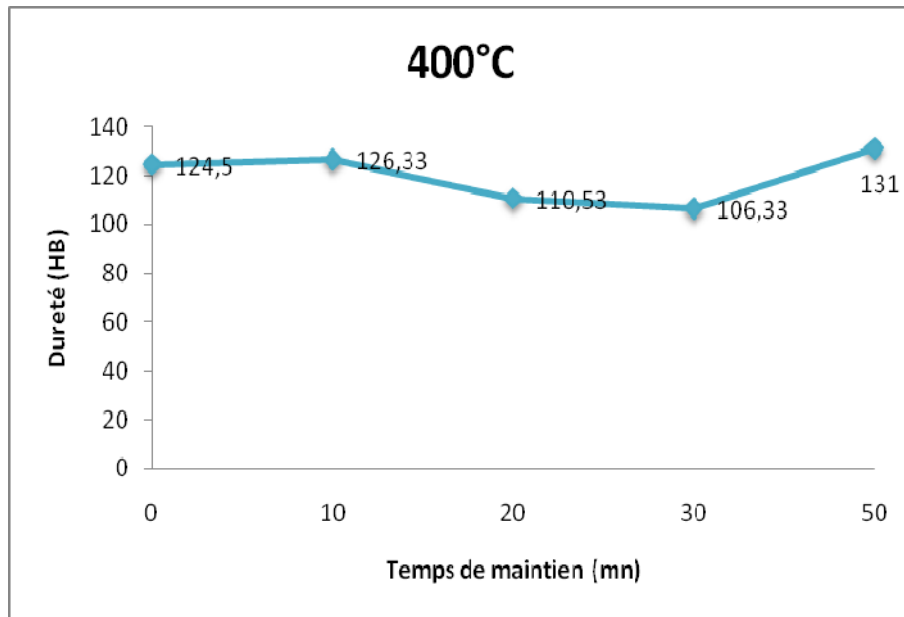


Figure III.26 : Évolution de la dureté HB en fonction du temps de maintien à 400 °C pour l'alliage AG37.

La figure III.27 n'influe que légèrement sur la dureté en fonction du temps pour les températures de 200 °C, 300 °C et 400 °C.

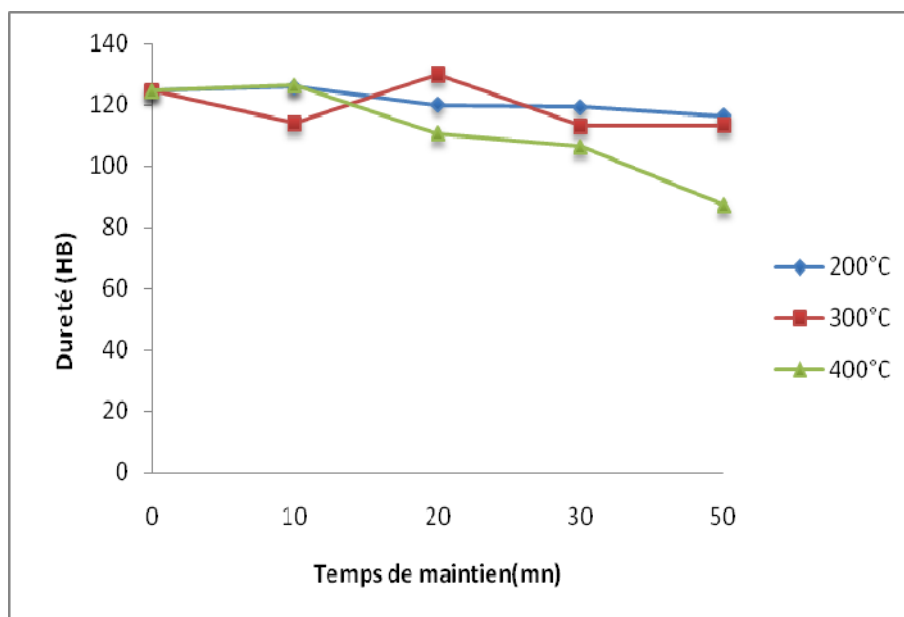


Figure III.27 : Évolution de la dureté HB en fonction de la température et du temps de maintien pour l'alliage AG37.

Les figures III.28 et III.29 montrent que la dureté de l'alliage AG37 est plus grande que celle de l'alliage AS13 et s'explique par le fait que les deux alliages n'ont pas les mêmes compositions chimiques et n'ont pas les mêmes structures, et ne subissent pas de modifications structurales en fonction du temps de maintien et de la température.

C'est ce qui explique la non variation de la dureté HB en fonction du temps de dégazage à l'état solide.

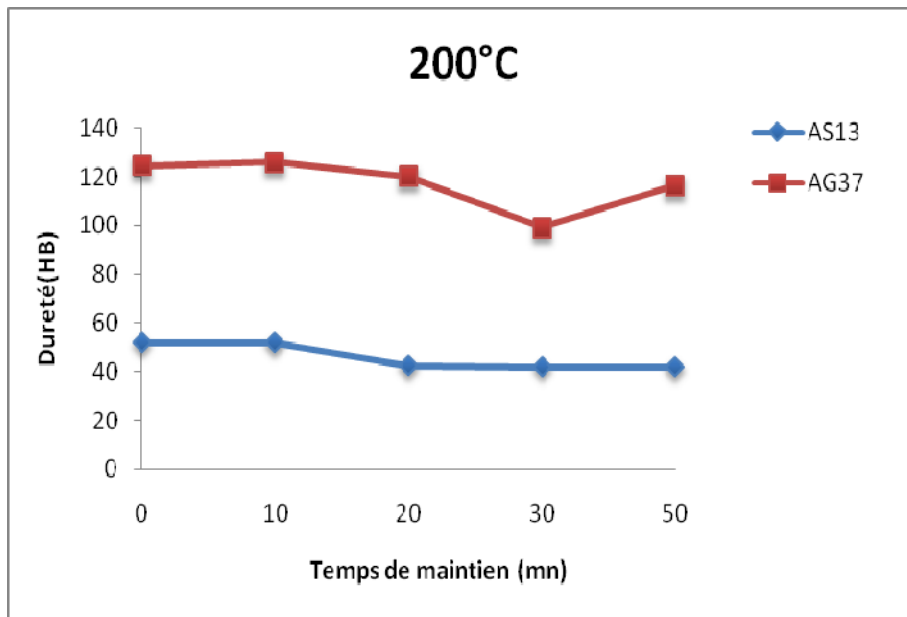


Figure III.28 : Variation de la dureté HB des deux alliages AS13 et AG37 à 200 °C.

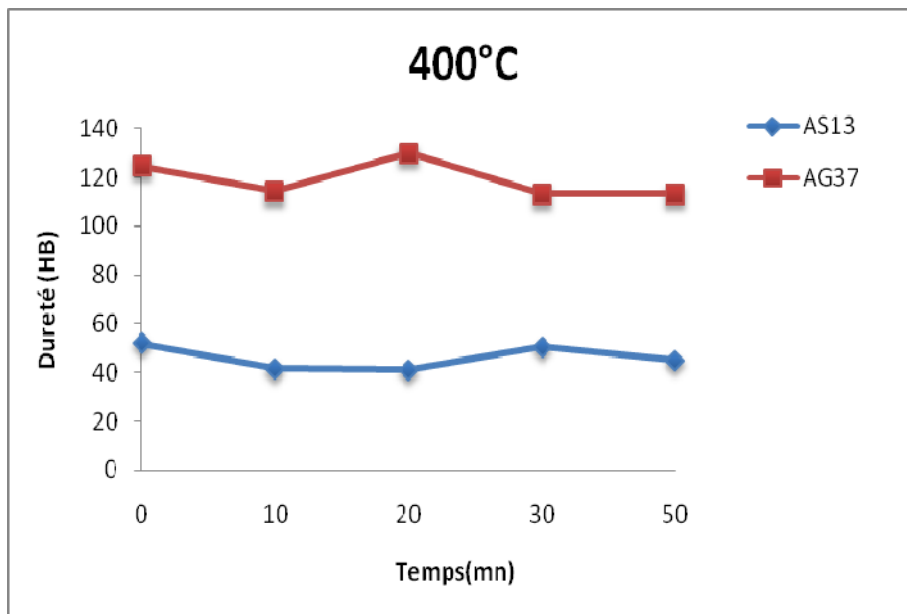


Figure III.29 : Variation de la dureté HB des deux alliages AS13 et AG37 à 400 °C.

La dureté n'est influencée ni par le temps de maintien, ni par la température, qui se traduit par la non modification de la structure métallique.

Cette non modification se traduit par le fait que les températures appliquées sont inférieures aux températures eutectiques des deux diagrammes d'équilibre des deux alliages qui sont respectivement de 577°C et de 451°C (figure I.4 et figure I.6 respectivement). Ces deux diagrammes d'équilibre Al-Si et Al-Mg ne présentent pas de lignes de transformations à

la composition eutectique et les figures III.30, III.31, III.32 et III.33, montrent la non modification des structures des deux alliages en fonction du temps de maintien à différentes températures.

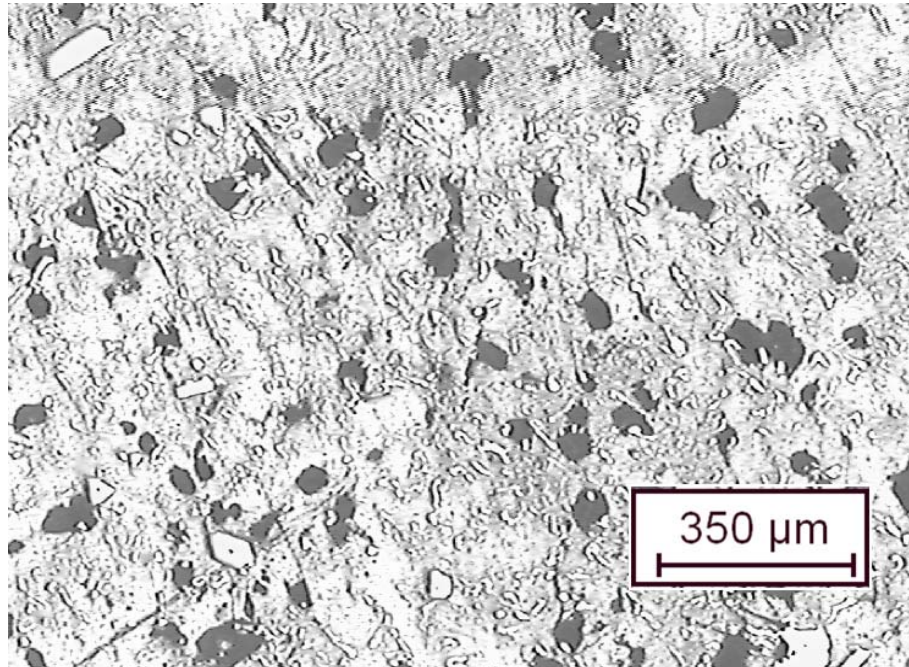


Figure III.30 : Structure de l'alliage AS13 après 10mn de maintien à une température de 200 °C.

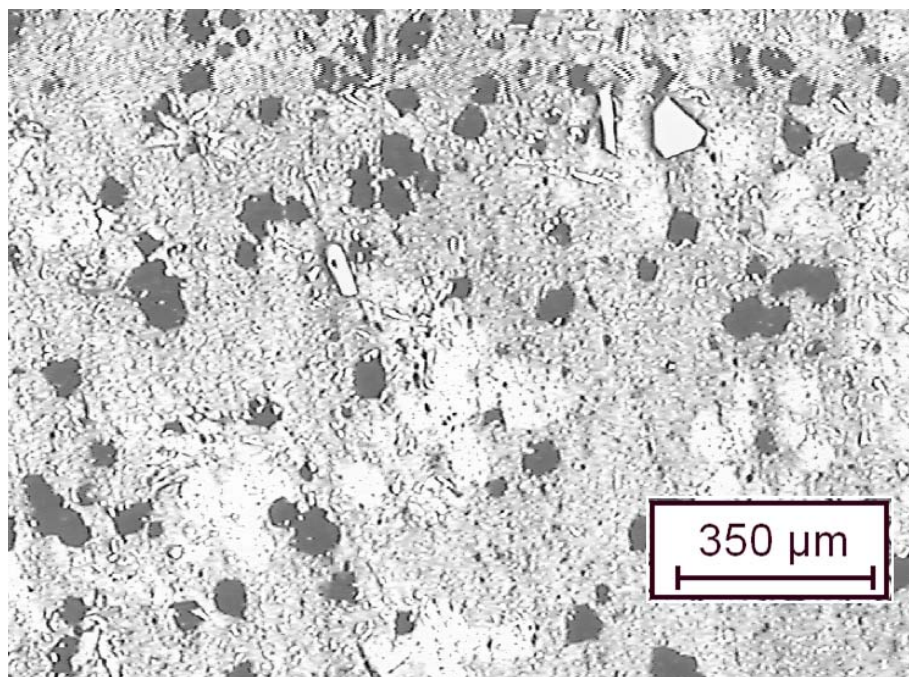


Figure III.31 : Structure de l'alliage AS13 après 50mn de maintien à une température de 500 °C.

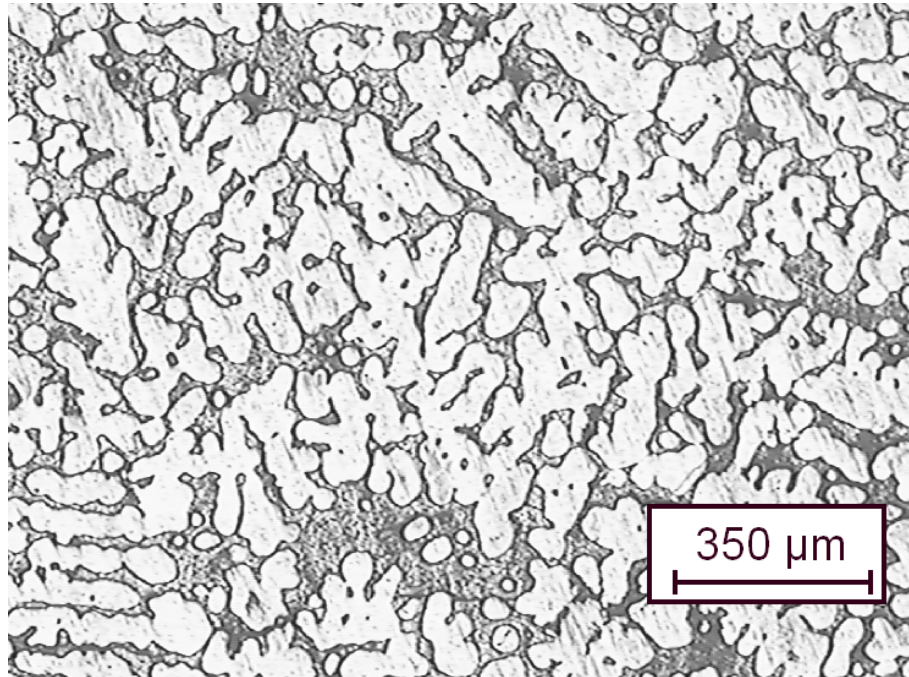


Figure III.32 : Structure de l'alliage AG37 après 10mn de maintien à une température de 200 °C.

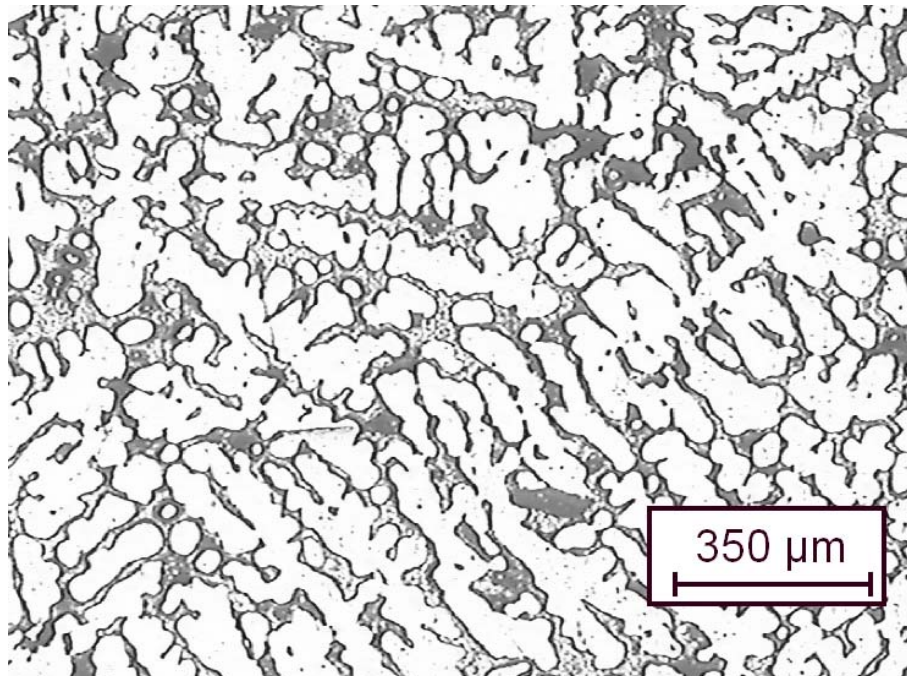


Figure III.33 : Structure de l'alliage AG37 après 50mn de maintien à une température de 400 °C.

CONCLUSION

IV. CONCLUSION

L'objectif de ce travail est de connaître les résultats qu'on peut obtenir après un dégazage à l'état liquide et un dégazage à l'état solide.

Les résultats sont de type propriétés mécaniques ainsi que de type métallographique quantitatif et qualitatif.

Après le dégazage à l'état liquide, une réduction des porosités est significative, mais insuffisante. Par contre les résistances des deux alliages AS13 et AG37 sont largement améliorées à travers les valeurs de dureté HB, car le traitement de dégazage a permis pour l'alliage AS13 une modification de la structure de type aciculaire en une structure eutectique [α +E].

Pour l'alliage AG37, la structure dendritique est devenue non dendritique.

L'alliage remis par la DFR (SNVI) supposé AG20 est effectivement un alliage AG37 vu la structure eutectique observée.

Le traitement de dégazage à l'état solide n'a permis de modifier que légèrement la dureté car celui-ci ne permet pas de transformation structurale. Par contre une réduction du taux de porosités est importante particulièrement aux températures de 400 °C et de 500 °C. L'alliage AG37 est plus susceptible à la gazéification que l'alliage AS13.

Perspectives

Afin d'éliminer les porosités, la durée de maintien peut être prolongée. L'absence de porosités dans les alliages de fonderie peut nous ouvrir plusieurs perspectives tel que :

- Une étude à la résistance à la fatigue.
- La susceptibilité au soudage au TIG.
- Une résistance au corroyage.
- Effet de la métallisation sur un alliage d'aluminium sans porosités.

REFERENCES

BIBLIOGRAPHIQUES

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [1] J.R. Davis, «*Aluminum and Aluminum Alloys*», ASM Specialty Handbook, ASM International, Materials Park, OH, U.S.A., 1993.
- [2] International Aluminium Institute (IAI) : <http://www.world-aluminium.org/iai/stats/index.asp>.
- [3] «Propriétés des alliages d'aluminium de fonderie». Technique de l'ingénieur (Société AREGA), 2005,M4661.
- [4] O. Madelaine-Dupuich and J. Stolarz, «Fatigue of Eutectic Al-Si Alloys», *Materials Science Forum*, 1996, Vol. 217-222.
- [5] B. Dubost, P. Sainfort, «durcissement par précipitation des alliages d'aluminium», technique de l'ingénieur, M240.
- [6] R. Oltra and O. Heintz, «Thermal oxidation induced during laser cleaning of an aluminum-magnesium alloy», *Applied Physics A: Materials Science & Processing*, Volume 81, Number 6 / novembre 2005
- [7] J.E. Gruzleski and B.M. Closset, «*The Treatment of Liquid Aluminum-Silicon Alloys*», American Foundrymen's Society, Inc., Des Plaines, IL, U.S.A, 1990.
- [8] J. Campbell, «*The Solidification of Metals*», Iron and Steel Institute, Publication 110, London, 1976.
- [9] M. Djurdjevic, R. Hasenbush and J. Sokolowski, «Assessment of The Hydrogen Level in 319 Aluminum Alloy Melts Using the Thermal Analysis Technique», *Light Metals 2002*, The Minerals, Metals & Materials Society, Warrendale, PA, 2002.
- [10] Elwin L. Rooy, «Mechanisms of Porosity Formation in Aluminum," *Modern Casting*, 1992.
- [11] Q.T. Fang and P.N. Anyalebechi, «Effects of Solidification Conditions on Hydrogen Porosity Formation in Aluminum Alloy Castings», *Light Metals 1988*, The Minerals, Metals & Materials Society, Warrendale, PA, 1988.
- [12] P.D. Lee and S. Sridhar, «Effect of Strontium Modifiers on Porosity in Cast Al-Si Alloys», The Minerals, Metals & Materials Society, Seattle, 2002.
- [13] Q.T Fang and D.A. Granger, «Porosity Formation in Modified and Unmodified A356 Alloy Castings», *AFS Transactions*, Vol. 97, 1989.
- [14] D. Argo and J.E. Gruzleski, «Porosity in Modified Aluminum Alloy Castings», *AFS Transactions*, Vol. 96, 1988.

- [15] 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.
- [16] X. Bian, Z. Zhang and X. Liu, «Effect of Strontium Modification on Hydrogen Content and Porosity Shape of Al-Si Alloys», *Materials Science Forum*, Vol. 331-337, 2000.
- [17] L. Liu, A.M. Samuel, F.H. Samuel, H. Doty and S. Valtierra, «Influence of Oxides on Porosity Formation in Sr-Treated Al-Si Casting Alloys», *Journal of Materials Science*, Vol. 38, 2003.
- [18] N. Roy, A.M. Samuel and F.H. Samuel, «Porosity Formation in Al-9Wt Pet Si-3 Wt Pet Cu Alloy System: Metallographic Observations», *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 27A, 1996.
- [19] M. Dash and M. Makhlof, «Effect of Alloying Elements on the Feeding Characteristics of Aluminum-Silicon Casting Alloys», *Journal of Light Metals*, Vol. 1, 2001.
- [20] J.A. Taylor, G. B. Schaffer and D.H. StJohn, «The Role of Iron in the Formation of Porosity in Al-Si-Cu-Based Casting Alloys: Part I. Initial Experimental Observations», *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 30A, 1999.
- [21] W. Simmons, «The Filtering of Molten Metal to Improve Productivity, Yield, Quality and Properties», *Indian Foundry Journal*, August, 1986.
- [22] C. J. Simensen and G. Berg, «A survey inclusions in aluminium», *Aluminium*, vol. 56, 1980.
- [23] Fiche technique, «produit pour dégazage, produit pour modification, produit pour la protection du bain», SNVI 2009.
- [24] Fiche technique « normalisation des alliages d'aluminium de fonderie», AFNOR A57-702.
- [25] Fiche technique, «composition chimiques de l'alliage AS13», SNVI 2009.
- [26] fiche technique « différentes attaques chimiques des alliages de fonderie », SNVI 2009.
- [27] J.Baralis.G.Maeder «Précis de métallurgie», 5ème édition, Nathan, 1990.
- [28] « gaz dans les alliages d'aluminium de fonderie », technique de l'ingénieur, M218, 1991.
- [29] R. Osório Wislei., Noé Cheung, José E. Spinelli, Pedro R. Goulart and Amauri Garcia «The effects of a eutectic modifier on microstructure and surface corrosion behavior of Al-Si hypoeutectic alloys», *J Solid State Electrochem* 11, 2007.

- [30] J. Philibert et coll. « *Métallurgie, du minerai au matériau*», Dunod, 2002.
- [31] G.K.Sigworth ,« *Scientific basis for degassing aluminum*», AFS Trans. 81, 1987.
- [32] F.Painchaud and J.P. Martin,«*The new ALSCAN analyser,easy to use, on line, measurement of hydrogen in liquid aluminum alloys*»,. Proceedings of 2nd International Conference on molten aluminum processing, Orlando, nov 1989.

ANNEXES

Annexe 1

Figures représentant le taux de porosités en fonction du temps de maintien pour l'alliage AS13 et AG37.

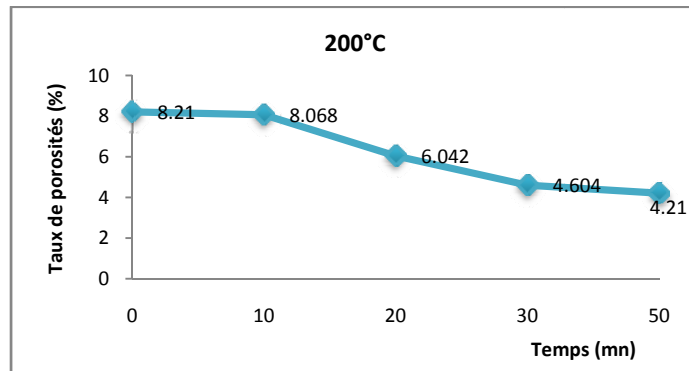


Figure A.I.1: Taux de porosités (%) en fonction du temps (mn) à la température de 200 °C pour l'alliage AS13.

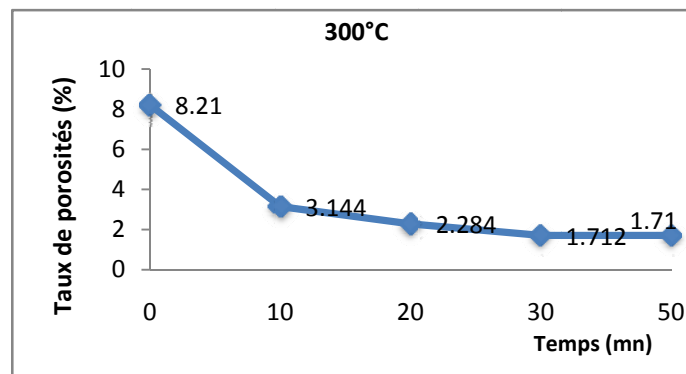


Figure A.I.2 : Taux de porosités (%) en fonction du temps (mn) à la température de 300 °C pour l'alliage AS13.

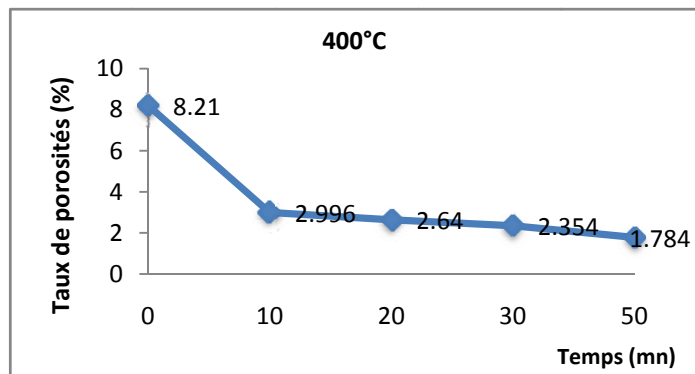


Figure A.I.3: Taux de porosités (%) en fonction du temps (mn) à la température de 400 °C pour l'alliage AS13.

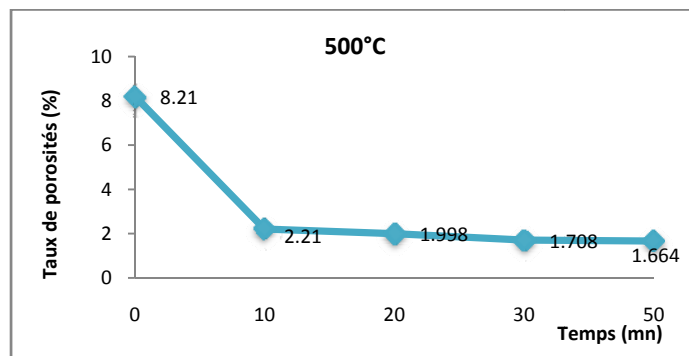


Figure A.I.4: Taux de porosités (%) en fonction du temps (mn) à la température de 500 °C pour l'alliage AS13.

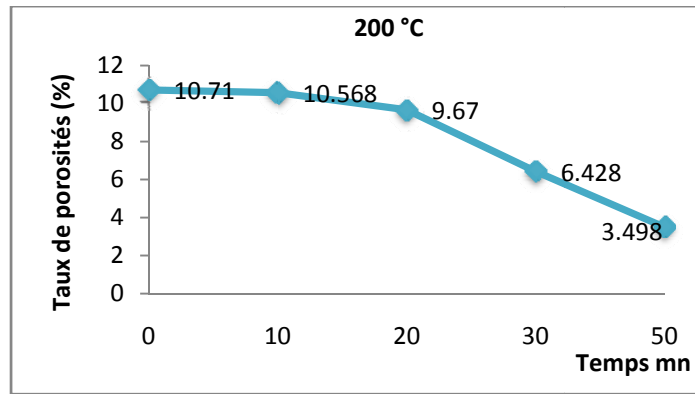


Figure A.I.5 : Taux de porosités (%) en fonction du temps (mn) à la température 200 °C pour l'alliage AG37.

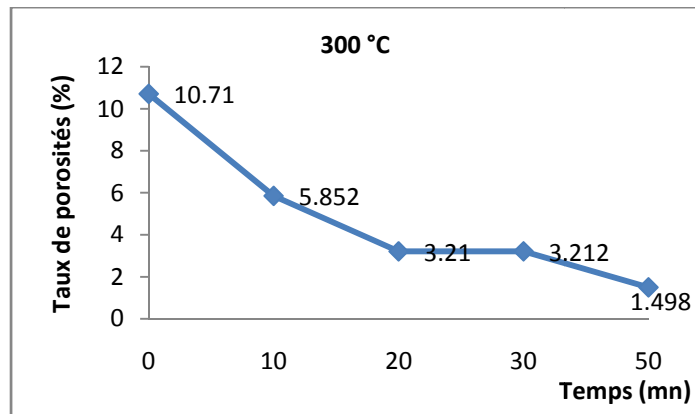


Figure A.I.6: Taux de porosités (%) en fonction du temps (mn) à la température 300 °C pour l'alliage AG37.

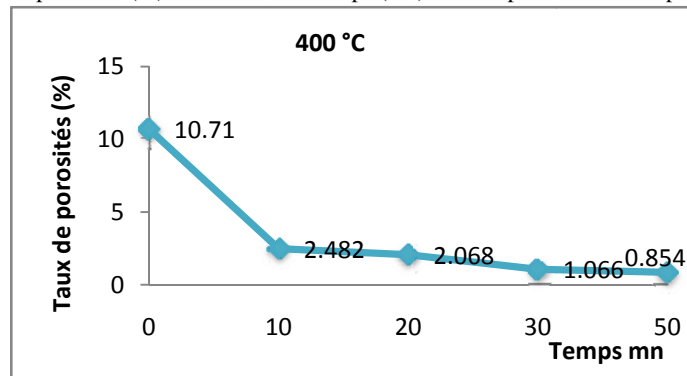


Figure A.I.7: Taux de porosités (%) en fonction du temps (mn) à la température 400 °C pour l'alliage AG37.

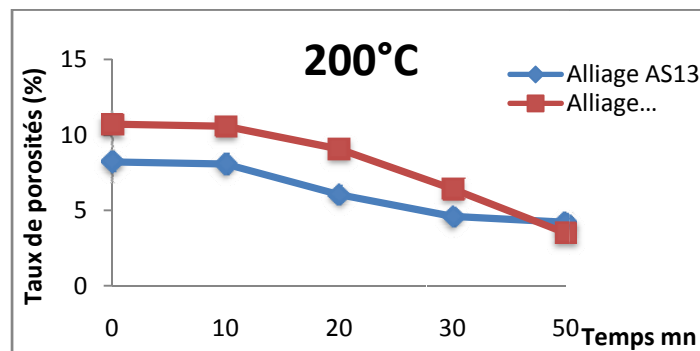


Figure A.I.8: Taux de porosités des deux alliages AS13 et AG37 à la température à 200 °C.

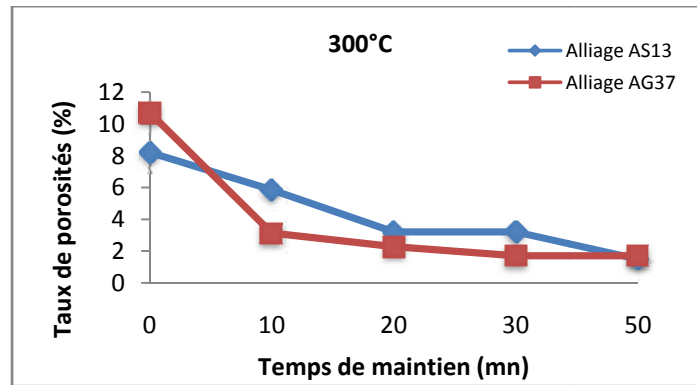


Figure A.I.9: Taux de porosités des deux alliages AS13 et AG37 à la température à 300 °C.

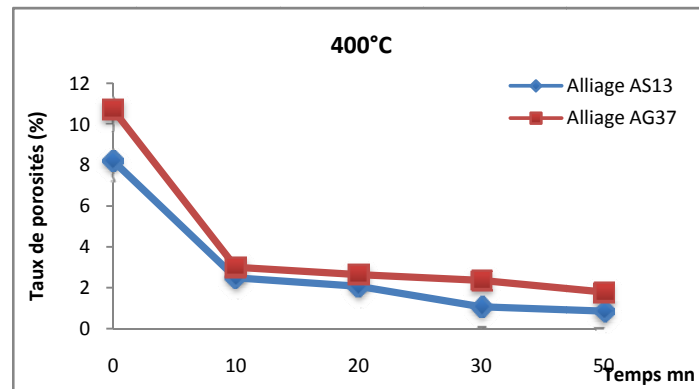


Figure A.I.10: Taux de porosités des deux alliages AS13 et AG37 à la température 400 °C.

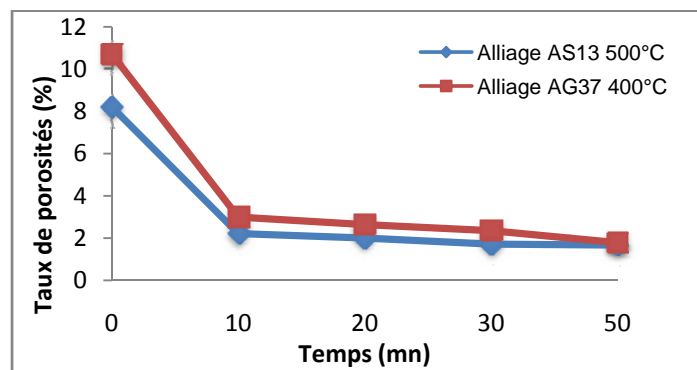


Figure A.I.11: Taux de porosités des deux alliages AS13 à 500 °C et AG37 à 400 °C.

Annexe 2

Figures représentant la dureté en fonction du temps de maintien aux différentes températures de 200 °C, 300 °C, 400 °C et 500 °C pour AS13 et AG37.

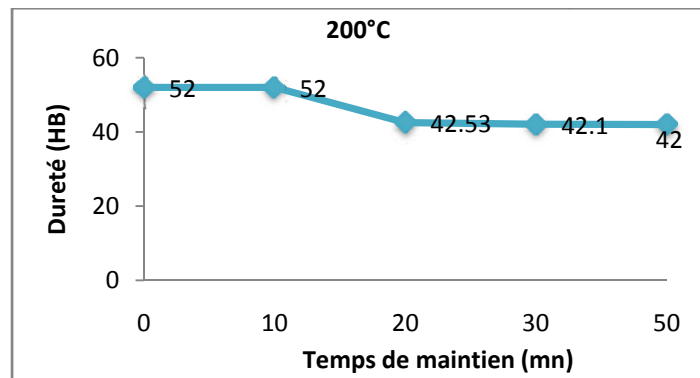


Figure A.II.1: Evolution de la dureté HB en fonction du temps de maintien à 200 °C pour l'alliage AS13.

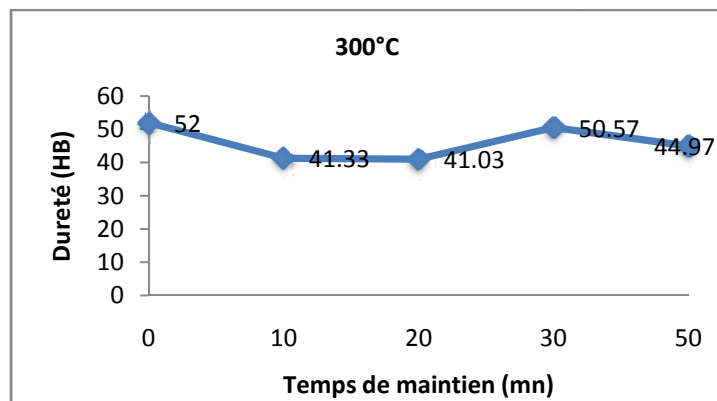


Figure A.II.2: Evolution de la dureté HB en fonction du temps de maintien à 300 °C pour l'alliage AS13.

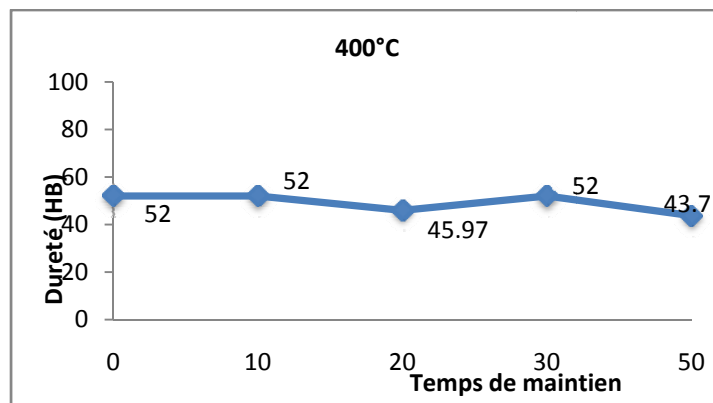


Figure A.II.3: Evolution de la dureté HB en fonction du temps de maintien à 400°C pour l'alliage AS13.

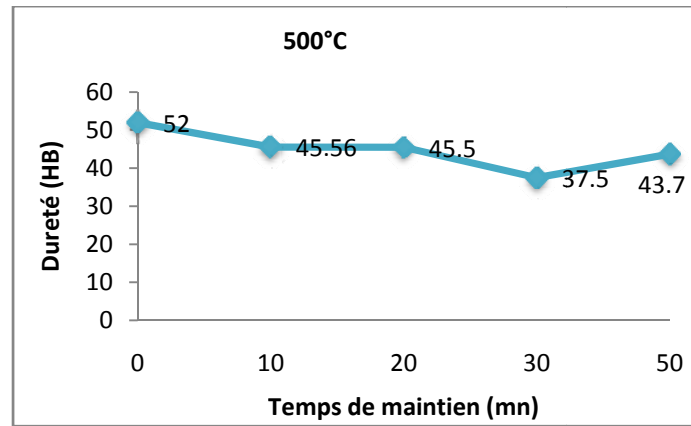


Figure A.II.4: Evolution de la dureté HB en fonction du temps de maintien à 500 °C pour l'alliage AS13.

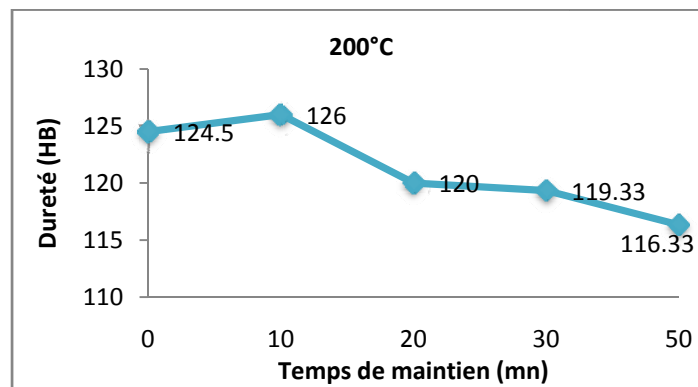


Figure A.II.5: Evolution de la dureté HB en fonction du temps de maintien à 200 °C pour l'alliage AG37.

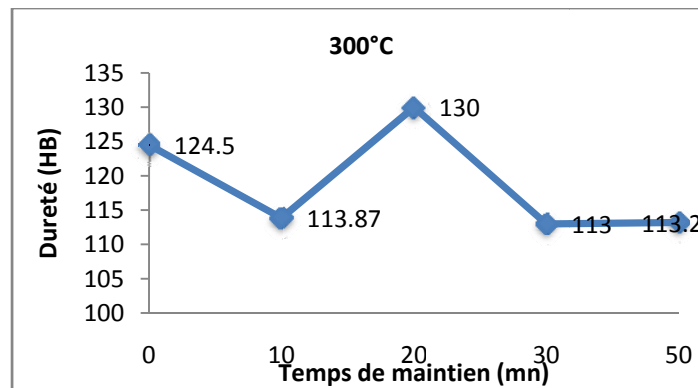


Figure A.II.6: Evolution de la dureté HB en fonction du temps de maintien à 300 °C pour l'alliage AG37.

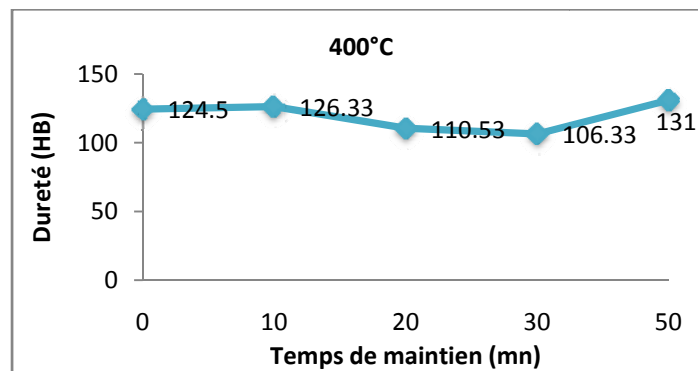


Figure A.II.7: Evolution de la dureté HB en fonction du temps de maintien à 400 °C pour l'alliage AG37.

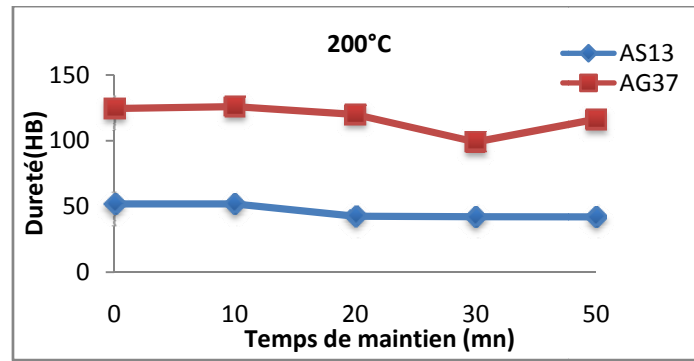


Figure A.II.8: Variation de la dureté HB des deux alliages AS13 et AG37 à 200 °C.

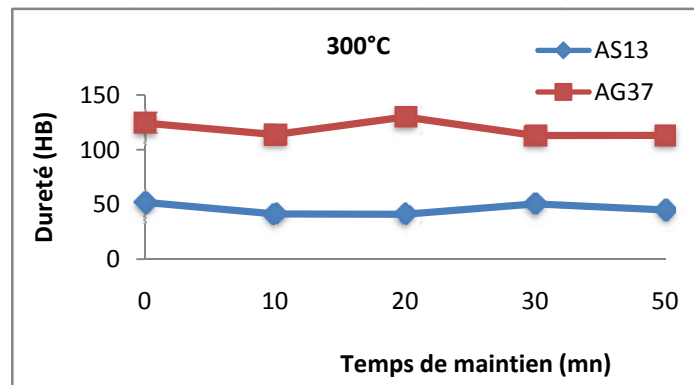


Figure A.II.9: Variation de la dureté HB des deux alliages AS13 et AG37 à 300 °C.

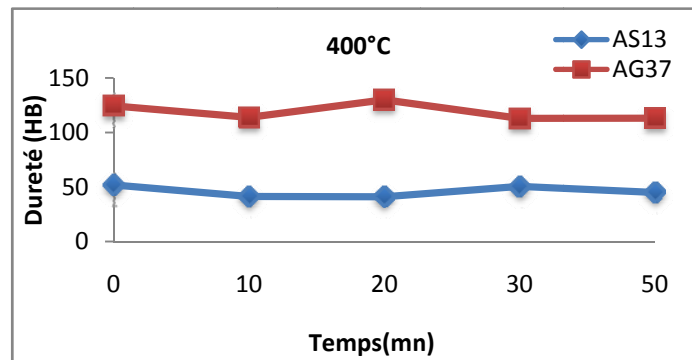


Figure A.II.10: Variation de la dureté HB des deux alliages AS13 et AG37 à 400 °C.