

## Résumé

Bien que l'aluminium soit parfois utilisé tel quel, on lui ajoute souvent de petites quantités d'autres métaux pour obtenir des alliages aux propriétés particulières. Certains éléments d'alliage augmentent la résistance mécanique ou la résistance à la corrosion. D'autres améliorent l'aptitude à l'usinage, la malléabilité, la soudabilité et la résistance aux températures élevées. La gamme d'alliages très étendue, permet de trouver celui qui correspond aux contraintes d'utilisation envisagées, les propriétés mécaniques donc de l'aluminium peuvent être modifiées avec l'addition d'autres métaux, notamment le magnésium, le cuivre, l'étain et le silicium.

Et afin de maîtriser et d'améliorer la qualité et les propriétés des produits finaux, le défi industriel majeur réside dans la possibilité de contrôler la morphologie, la taille des microstructures dans des pièces coulées ainsi que leurs défauts, raison pour laquelle on s'intéresse à maîtriser la croissance et la germination des alliages, et les structures qui s'y développent, lors du processus de solidification. La modélisation est un outil précieux dans la maîtrise de la solidification, du phénomène d'homogénéisation et de l'évolution des propriétés mécaniques des alliages en question.

Notre étude a été appliquée pour différents alliages : Aluminium-Etain, Aluminium-Etain-Magnésium, Aluminium-Cuivre, Aluminium-Cuivre-Magnésium, Aluminium-Silicium et Aluminium-Silicium-Magnésium en étudiant l'influence de l'homogénéisation par la variation systématique des trois paramètres : temps, température et composition. Ensuite, l'étude de l'influence d'ajout d'étain, cuivre, silicium et magnésium et de la vitesse de refroidissement sur le processus de refroidissement et l'évolution des propriétés mécaniques suivantes : la dureté, la contrainte de traction et l'élasticité. En général, la microstructure et le comportement mécanique des alliages d'aluminium sont directement impactés par certains paramètres tels que la composition, la vitesse de refroidissement et le processus d'homogénéisation.



Université Hassan 1<sup>er</sup>  
Centre d'Études Doctorales



Faculté des Sciences et Techniques  
*Settat*

## THÈSE DE DOCTORAT

*Pour l'obtention de grade de Docteur en Sciences et Techniques*

Formation Doctorale: Chimie appliquée et Environnement (C.A.E)

Spécialité: Chimie Physique, Procédés et Matériaux

*Sous le thème*

**Modélisation du traitement thermique d'homogénéisation, de l'influence de la vitesse de refroidissement et l'effet d'ajout du magnésium sur les propriétés mécaniques des alliages à base d'aluminium, cas des alliages Al-Sn, Al-Cu et Al-Si.**

*Présentée par :*

**Sara EL HAMZI**

**Soutenu le: le 25 Juin 2021**

A la Faculté des Sciences et Techniques de Settat devant le jury composé de :

Pr. Khadija MOUSTAID	PES	Faculté des Sciences et Techniques, Settat	Président
Pr. Khadija CHOUKAIRY	PES	Ecole Nationale des Sciences Appliquées, Khouribga	Rapporteur
Pr. My Saddik KADIRI	PES	Ecole Nationale des Sciences Appliquées, Khouribga	Rapporteur
Pr. Hassan GZIR	PH	Faculté des Sciences et Techniques, Settat	Rapporteur
Pr. Abdelaziz JOURANI	PES	Faculté des Sciences et Techniques, Settat	Examineur
Pr. Amina IBNLFASSI	PES	Faculté des Sciences et Techniques, Settat	Co-Directeur de thèse
Pr. El Madani SAAD	PES	Faculté des Sciences et Techniques, Settat	Directeur de thèse

*Année Universitaire: 2020/2021*

Sara EL HAMZI

Modélisation du traitement thermique d'homogénéisation, de l'influence de la vitesse de refroidissement et l'effet d'ajout du magnésium sur les propriétés mécaniques des alliages à base d'aluminium, cas des alliages Al-Sn, Al-Cu et Al-Si

Chimie appliquée et  
Environnement (C.A.E)  
2021,



## REMERCIEMENTS

Je remercie Dieu tout puissant qui m'a éclairé le bon chemin.

Je suis particulièrement reconnaissante envers Monsieur SAAD El Madani, Professeur à l'université Hassan Premier, pour avoir dirigé cette thèse, pour son suivi régulier de mes travaux, ses encouragements et ses précieux avis.

J'adresse mes sincères remerciements à Madame IBN LFASSI Amina, Professeur à l'université Hassan Premier, pour son soutien ininterrompu. Je lui exprime toute ma reconnaissance pour la confiance qu'elle m'a témoignée, pour ses conseils et sa grande rigueur.

Il m'est tout à fait agréable d'exprimer ma profonde gratitude à Madame MOUSTAID Khadija, Professeur à l'université Hassan Premier, pour l'intérêt qu'elle a porté à ce travail et pour avoir accepté de présider mon jury de thèse.

J'exprime mes profonds remerciements à Monsieur JOURANI Abdelaziz Professeur à l'université Hassan Premier, Madame CHOUKAIRY Khadija Professeur à l'université Sultan Moulay Slimane, Monsieur KADIRI My Saddik Directeur Adjoint de l'Ecole Nationale des Sciences Appliquées de Khouribga et Monsieur GZIRI Hassan Professeur à l'université Hassan Premier, qui ont bien voulu accepter de faire partie de ce jury et d'examiner mon travail.

Un grand merci, à tous les membres du laboratoire Physico-chimie des Procédés et des Matériaux que je n'ai pas pu citer, mais qui ont compté pour moi par leur aide et leur sympathie.

Enfin, je tiens à remercier ma famille qui a toujours été là pour moi, et qui m'a encouragé tout au long de mes études afin que je trouve ma voie ...

## ملخص

بالرغم من أن عنصر الألومينيوم يستعمل أحيانا خالصا، فإنه غالبا ما نلجأ إلى إضافة كميات ضئيلة من فلزات أخرى كي نحصل على أشابات ذات خاصيات خالصة. فبعض هذه الكميات المضافة من شأنها أن ترفع من خاصية المقاومة الميكانيكية أو مقاومة التآكل؛ بينما تحسن أخرى قابلية الصقل، الطرقية، قابلية اللحام والصدود إزاء درجات الحرارة المرتفعة.

تمكن تشكيلة الأشابات الممتدة جدا من إيجاد الأشابة اللائقة التي تتناسب ومتطلبات الاستعمال المتطلع إليها؛ لذا يمكن لخاصيات الألومينيوم أن تخضع لتغيرات متعددة وفق ما يضاف إليه من فلزات نوعية، نذكر منها، على وجه الخصوص: المغنيزيوم، النحاس، القصدير والسليسيوم.

وسعيا وراء إتقان وتحسين جودة وخاصيات المنتجات النهائية، يكمن التحدي الصناعي الأهم في إمكانية مراقبة تشكل وحجم وشوائب البنى المجهرية الدقيقة ضمن القطع المسبوكة، السبب الذي يحملنا على الاهتمام بتتبع سيرورة نمو وإنبات الأشابات، وسياق البنى التي تبرز أثناء مرحلة التصلب. تعد النمذجة أداة قيمة فيما يخص السيطرة على مدرج التصلب، وظاهرة التجنيس، وتطور الخصائص الميكانيكية للأشابات التي نحن بصددتها.

تم تطبيق دراستنا على سبائك مختلفة: الألومنيوم - القصدير، الألومنيوم - القصدير - المغنيسيوم، الألومنيوم - النحاس، الألومنيوم - النحاس - المغنيسيوم، الألومنيوم - السيليكون والألمنيوم - السيليكون - المغنيسيوم من خلال دراسة تأثير التجانس عن طريق التغيير المنهجي للعوامل الثلاثة: الوقت، درجة الحرارة والتركيب. ثم دراسة تأثير إضافة القصدير، النحاس، السيليكون، المغنيسيوم وسرعة التبريد على عملية التبريد وتطور الخواص الميكانيكية التالية: الصلابة وإجهاد الشد والمرونة. وعلى وجه العموم، فإن البنية المجهرية الدقيقة والتصرف الآلي لأشابات الألومنيوم تخضع لتأثير مباشر ناجم عن بعض الوسائط نذكر منها على سبيل المثال: التركيب، سرعة التبريد ونهج التجنيس.

## Résumé

Bien que l'aluminium soit parfois utilisé tel quel, on lui ajoute souvent de petites quantités d'autres métaux pour obtenir des alliages aux propriétés particulières. Certains éléments d'alliage augmentent la résistance mécanique ou la résistance à la corrosion. D'autres améliorent l'aptitude à l'usinage, la malléabilité, la soudabilité et la résistance aux températures élevées. La gamme d'alliages très étendue, permet de trouver celui qui correspond aux contraintes d'utilisation envisagées, les propriétés mécaniques donc de l'aluminium peuvent être modifiées avec l'addition d'autres métaux, notamment le magnésium, le cuivre, l'étain et le silicium.

Et afin de maîtriser et d'améliorer la qualité et les propriétés des produits finaux, le défi industriel majeur réside dans la possibilité de contrôler la morphologie, la taille des microstructures dans des pièces coulées ainsi que leurs défauts, raison pour laquelle on s'intéresse à maîtriser la croissance et la germination des alliages, et les structures qui s'y développent, lors du processus de solidification. La modélisation est un outil précieux dans la maîtrise de la solidification, du phénomène d'homogénéisation et de l'évolution des propriétés mécaniques des alliages en question.

Notre étude a été appliquée pour différents alliages : Aluminium-Etain, Aluminium-Etain-Magnésium, Aluminium-Cuivre, Aluminium-Cuivre-Magnésium, Aluminium-Silicium et Aluminium-Silicium-Magnésium en étudiant l'influence de l'homogénéisation par la variation systématique des trois paramètres : temps, température et composition. Ensuite, l'étude de l'influence d'ajout d'étain, cuivre, silicium et magnésium et de la vitesse de refroidissement sur le processus de refroidissement et l'évolution des propriétés mécaniques suivantes : la dureté, la

contrainte de traction et l'élasticité. En général, la microstructure et le comportement mécanique des alliages d'aluminium sont directement impactés par certains paramètres tels que la composition, la vitesse de refroidissement et le processus d'homogénéisation.

## **Abstract**

Although aluminum is sometimes used alone, we often add to it small amounts of other metals in order to obtain alloys with specific qualities. Some elements of the alloy increase the mechanical resistance or the resistance to corrosion. Other improve: the aptitude to manufacturing, malleability, weldability and the resistance to high temperatures. Since the range of diverse alloys is very extended, so allows to find that which is most suitable to the envisaged use constraints. Therefore, the mechanical properties of aluminum can be modified by the addition of other metals, notably magnesium, copper, tin and silicon.

In order to master and improve the quality and properties of the final products, the major industrial challenge lies in the possibility of controlling the morphology, size of microstructures that reside within the molded pieces, as well as their defects, this is the fundamental reason according to which we are more and more interested in mastering the growth and germination of such alloys, as well as the developing structures, at the time of solidification process. The modeling reveals a solid aid in the mastery of solidification, homogenization process and mechanical properties evolution of related alloys.

The whole work focuses upon different alloys: Aluminum-Tin, Aluminum-Tin-Magnesium, Aluminum-Copper, Aluminum-Copper-Magnesium, Aluminum-Silicon and Aluminum-Silicon-Magnesium studying the influence of homogenization by the systematic variation of the three parameters: time, temperature and composition. Then the study of tin, copper, silicon and magnesium effect as well as the cooling rate effect upon the cooling process and upon the evolution of the following mechanical properties: hardness, tensile stress and proof stress. Usually, the microstructure and mechanical behavior of aluminum alloys are directly influenced by some parameters such as composition, cooling velocity and homogenization process.

## Table des matières

REMERCIEMENTS.....	2
ملخص.....	3
Résumé.....	3
Abstract .....	4
Introduction générale .....	17
Chapitre I : Généralités sur la thermodynamique et la morphologique de la croissance des métaux et des alliages.....	20
Introduction .....	21
I.1. Présentation générale du phénomène de solidification .....	21
I.1.1. Conditions de la solidification .....	21
I.1.1.1. Surfusion.....	22
I.1.1.2. Effet de la surfusion sur la germination .....	23
I.1.2. Mécanismes de solidification.....	24
I.1.2.1. Germination.....	24
I.1.2.2. Croissance.....	24
I.1.3. Domaines et exigences de la solidification .....	25
I.2. Aspect thermodynamique de la solidification.....	26
I.2.1. Equilibre liquide-solide .....	26
I.2.2. Coefficient de partage.....	27
I.2.3. Température de la solidification .....	27
I.2.4. Chaleur latente.....	27
I.2.5. Energie libre .....	28
I.3. Instabilité morphologique de l'interface solide-liquide .....	29
I.3.1. Interface solide-liquide .....	29
I.3.1.1. Cinétique interfaciale.....	30
I.3.1.2. Equilibre interfacial .....	30
I.3.1.3. Structures interfaciales.....	31
I.3.2. Instabilité interfaciale des métaux purs.....	32
I.3.3. Instabilité interfaciale des alliages .....	33
I.3.4. Croissance dendritique.....	35
I.3.4.1. Croissance équiaxe .....	35
I.3.4.2. Croissance colonnaire .....	35

I.3.4.3. Transition colonnaire-équiaxe.....	36
I.4. Solidification des métaux purs et alliages.....	37
I.4.1. Solidification des métaux purs.....	37
I.4.2. Solidification des alliages.....	38
I.4.2.1. Croissance des eutectiques.....	41
I.4.2.2. Croissance péritectique.....	43
I.4.3. Présentation des structures finales de solidification.....	44
I.5. Diffusion à l'état solide.....	45
I.5.1. Mécanisme et comportement mécanique des matériaux.....	45
I.5.1.1. Comportement mécanique des matériaux.....	45
I.5.1.2. Mécanisme de déplacement des atomes.....	48
I.5.2. Les lois de la diffusion.....	50
I.5.2.1. Première loi de Fick.....	50
I.5.2.2. Deuxième loi de Fick.....	51
I.5.2.3. Loi d'Arrhénius.....	53
I.5.2.4. Principaux modes de diffusion.....	53
I.5.3. Mécanismes élémentaires de la diffusion.....	54
I.5.3.1. Diffusion interstitielle.....	55
I.5.3.2. Diffusion lacunaire.....	55
I.5.3.3. Diffusion par bilacunes ou multilacunes.....	55
Conclusion.....	55
Chapitre II : L'aluminium et ses alliages.....	57
Introduction.....	58
II.1. Généralités sur l'aluminium.....	58
II.1.1. Historique.....	58
II.1.2. Fabrication de l'aluminium.....	59
II.1.3. Structure cristalline de l'aluminium.....	61
II.2. Propriétés de l'aluminium.....	61
II.1.2.1. Propriétés mécaniques.....	61
II.1.2.2. Propriétés physiques.....	61
II.1.2.2.1. Masse volumique.....	61
II.1.2.2.2. Conductivité électrique et thermique.....	62
II.1.2.2.3. Propriétés optiques.....	62

II.1.2.3. Résistance à la corrosion .....	62
II.1.2.4. Propriétés de mise en forme .....	62
II.1.2.5. Recyclage de l'aluminium.....	62
II.3. Métallurgie d'aluminium et ses alliages.....	62
II.3.1. Diversité des alliages d'aluminium .....	63
II.3.1.1. Alliages de fonderie.....	63
II.3.1.2. Alliages de corroyage .....	64
II.3.2. Influence des impuretés .....	64
II.3.3. Effets des éléments alliés.....	65
II.3.4. Diffusion des solutés .....	66
II.3.5. Diagrammes d'équilibre de phase .....	66
II.3.5.1. Système binaire Al-Sn.....	66
II.3.5.2. Le système binaire Al-Cu .....	67
II.3.5.3. Système binaire Al-Si.....	68
II.3.5.4. Système binaire Al-Mg.....	69
II.3.5.5. Système binaire Mg-Sn .....	70
II.3.5.6. Système binaire Mg-Cu.....	70
II.3.5.7. Système binaire Mg-Si .....	71
II.3.5.8. Système ternaire Al-Sn-Mg .....	71
II.3.5.9. Système ternaire Al-Cu-Mg.....	72
II.3.5.10. Système ternaire Al-Si-Mg .....	72
II.3.6. Traitements thermiques des alliages d'aluminium .....	74
II.3.6.1. Homogénéisation.....	74
II.3.6.2. Trempe .....	75
II.3.6.3. Durcissement structurale .....	76
II.3.6.4. Adoucissement .....	78
II.3.7. Domaines d'applications de l'aluminium et ses alliages .....	78
II.3.7.1. Dans le domaine de l'automobile .....	78
II.3.7.2. Dans le domaine de l'aérospatiale.....	79
II.3.7.3. Dans le domaine du transport ferroviaire.....	79
II.3.7.4. Dans le domaine marin.....	79
II.3.7.5. Dans le domaine de l'Alimentation .....	79
II.3.7.6. Dans le domaine de la construction .....	79



II.3.7.7. Dans le domaine de l'électricité.....	79
II.3.8. Modélisation des alliages d'aluminium.....	79
Conclusion.....	80
Chapitre III : Etude numérique des traitements d'homogénéisation et des comportements mécaniques des matériaux.....	81
Introduction.....	82
III.1. Formalisation du problème.....	82
III.2. Equation de la chaleur.....	83
III.2.1. Méthodes de résolution de l'équation de chaleur.....	85
III.2.1.1. Méthode de la chaleur spécifique équivalente.....	85
III.2.1.2. Méthode enthalpique.....	85
III.2.2. Solution proposée.....	85
III.2.2.1. Discrétisation de l'équation de chaleur :.....	86
III.2.2.2. Conditions aux limites.....	88
III.2.3. Système d'équations linéaires.....	89
III.2.4. Organigramme représentant le code de calcul.....	89
III.2.5. Outils de développement utilisés.....	91
III.3. Modélisation des phénomènes de transfert couplés lors de la solidification d'un alliage dans un lingot.....	91
III.3.1. Technique de mise en équation.....	92
III.3.1.1. Définition de l'échelle de grandeur du volume élémentaire considéré.....	92
III.3.1.2. Technique de prise de moyenne.....	93
III.3.2. Application à la solidification de lingot.....	93
III.3.2.1. Hypothèses générales.....	94
III.3.2.2. Mise en équation.....	95
Conclusion.....	99
Chapitre IV : Etudes des alliages aluminium étain.....	101
Introduction.....	102
IV.1. Modélisation de l'influence du traitement thermique sur les propriétés mécaniques des alliages aluminium-étain.....	102
IV.1.1. Etude de l'alliage AlSn.....	102
IV.1.1.1. Diagramme de phase AlSn.....	102
IV.1.1.2. Etude structurale des alliages AlSn.....	103
IV.1. 2.Résultats et interprétation.....	103

IV.1. 2.1. Etude de l'influence des traitements d'homogénéisation sur l'alliage AlSn.....	103
IV.1. 2.2. Etudes des propriétés mécaniques de l'alliage AlSn.....	108
IV.1.2.2.2 Etude de l'influence de la vitesse de refroidissement sur les propriétés mécaniques de l'alliage AlSn.....	109
IV.2. Modélisation de l'influence de magnésium sur les propriétés mécaniques des alliages aluminium-étain.....	112
IV.2. 1.Etude de l'alliage AlSnMg.....	112
IV.2. 1.1. Diagrammes de phase AlSn .....	112
IV.2. 1.2. Diagrammes de phase AlMg .....	112
IV.2. 1.3. Diagrammes de phase MgSn.....	113
IV.2.2. Résultat et interprétation .....	114
IV.2.2.1. Etudes des alliages AlSnMg faiblement chargés en Sn .....	114
IV.2.2.2. Etudes des alliages AlSnMg fortement chargés en Sn .....	117
Conclusion.....	121
Chapitre V : Etudes des alliages aluminium cuivre.....	123
Introduction .....	124
V.1. Modélisation de l'influence du traitement thermique sur les propriétés mécaniques des alliages aluminium-cuivre.....	124
V.1.1. Etude de l'alliage AlCu. ....	124
V.1.1.1. Diagramme de phase AlCu.....	124
V.1.1.2. Etude structurale des alliages AlCu.....	125
V.1. 2.Résultats et interprétation.....	126
V.1. 2.1. Etude de l'influence des traitements d'homogénéisation sur l'alliage AlCu .....	126
V.1. 2.2. Etudes des propriétés mécaniques de l'alliage AlCu.....	131
V.2. Modélisation de l'influence de magnésium sur les propriétés mécaniques des alliages aluminium-cuivre.....	135
V.2. 1.Etude de l'alliage AlCuMg .....	135
V.2. 1.1. Diagrammes de phase AlMg .....	135
V.2. 1.2. Diagrammes de phase AlCu .....	135
V.2. 1.3. Diagrammes de phase MgCu.....	136
V.2.2. Résultats et interprétation.....	137
V.2.2.1. Etudes des alliages AlCuMg faiblement chargés en Cu .....	137
V.2.2.2. Etudes des alliages AlCuMg fortement chargés en Cu.....	141
Conclusion.....	145

Chapitre VI : Etudes des alliages aluminium silicium. ....	147
Introduction .....	148
VI.1. Modélisation de l'influence du traitement thermique sur les propriétés mécaniques des alliages aluminium-silicium.....	148
VI.1.1. Etude de l'alliage AlSi. ....	148
VI.1.1.1. Diagramme de phase AlSi.....	148
VI.1.1.2. Etude structurale des alliages AlSi.....	149
VI.1. 2.Résultats et interprétation .....	149
VI.1. 2.1. Etude de l'influence des traitements d'homogénéisation sur l'alliage AlSi .....	149
VI.1. 2.2. Etudes des propriétés mécaniques de l'alliage AlSi.....	154
VI.2. Modélisation de l'influence de magnésium sur les propriétés mécaniques des alliages aluminium-silicium.....	158
VI.2. 1.Etude de l'alliage AlSiMg. ....	158
VI.2. 1.1. Diagrammes de phase AlMg .....	158
VI.2. 1.2. Diagrammes de phase AlSi. ....	158
VI.2. 1.3. Diagrammes de phase MgSi.....	159
VI.2.2. Résultat et interprétation .....	160
VI.2.2.1. Etudes des alliages AlSiMg faiblement chargés en Si.....	160
VI.2.2.2. Etudes des alliages AlSiMg fortement chargés en Si .....	164
Conclusion.....	168
Conclusion générale et perspectives .....	171
Bibliographie .....	172

## Liste des figures:

Figure 1. Schéma du principe de refroidissement d'un liquide avec surfusion [8].	22
Figure 2. Courbe de surfusion : cas d'un métal pur (à gauche), cas d'un alliage (à droite) [12].	23
Figure 3. Variation de l'enthalpie libre volumique en fonction de la température [28].	29
Figure 4. Evolution instable (a) et stable (b) de l'interface solide-liquide [32].	30
Figure 5. Représentation schématique des différentes morphologies de l'interface : la forme de l'interface solide-liquide se change en fonction de la vitesse $v$ [45].	32
Figure 6. Solidification colonnaire et équiaxe d'une substance pure : la stabilité, dans une substance pure, dépend de la direction du flux de chaleur [32].	33
Figure 7. Surfusion constitutionnelle des alliages [32].	34
Figure 8. Solidification colonnaire et équiaxe d'un alliage : (a) interface liquide-solide stable, (b) et (c) profils de température régissant la croissance colonnaire et équiaxe respectivement [32].	34
Figure 9. Les dendrites équiaxes tridimensionnelles calculées par la méthode de champ de phase : (a) dendrite thermique dans les directions $\langle 100 \rangle$ , (b) dendrite solutale de l'alliage Ni-Cu dans les directions $\langle 110 \rangle$ [56].	35
Figure 10. Stades de formation d'une dendrite dans la zone colonnaire : (1) pointe parabolique, (2) développement des instabilités latérale, (3) croissance compétitive des branches secondaires et tertiaires, (4) maturation des branches [15].	36
Figure 11. Croissance couplée colonnaire-équiaxe dans un mélange Al-3%Cu, calcul de Dong et Lee : le flux de chaleur est extrait par la paroi du bas. Les couleurs correspondent au champ de concentration, le régime colonnaire initial est progressivement remplacé par un régime équiaxe [62].	36
Figure 12. Cristallisation d'un métal fondu contenant un certain nombre de germes hétérogènes au temps ( $t_1$ ). On observe généralement la formation de dendrites ( $t_4$ ) qui, dans les métaux purs, ne sont plus visibles en fin de solidification ( $t_5$ ) [18].	37
Figure 13. Observation des microstructures au microscope optique à réflexion d'une surface polie et attaquée chimiquement : joints de grains d'un métal pur observés au microscope optique en lumière réfléchie [18].	38
Figure 14. Microstructures des alliages métalliques: (a) dendrites, (b) eutectique lamellaire, (c) dendrites et eutectique interdendritique, (d) précipités formés à l'état solide à l'intérieur des grains. Il est important de noter les différences de grossissement [18].	39
Figure 15. Représentation schématique de la formation des microstructures dans un métal pur et dans un alliage en solution solide : (a) diagramme partiel d'équilibre de phases, (b) courbe d'analyse thermique d'un métal pur et (c) d'un alliage monophasé (fuseau) avec encart l'évolution de la microstructure à différents temps de formation [18].	40
Figure 16. Schéma illustrant les variations de composition ( $C_1, C_2, \dots$ ) d'une dendrite après solidification dans des conditions hors d'équilibre [18].	40
Figure 17. Formation de la microstructure dans les systèmes binaires présentant un eutectique: diagramme d'équilibre (a), courbe d'analyse thermique d'un alliage hypoeutectique $c_1$ , (b) et eutectique $c_2$ (c) [18].	41
Figure 18. Diagramme de phase présentant une transformation eutectique et le modèle de croissance correspondant : un alliage à composition eutectique suit une forme lamellaire lors de sa croissance [73].	42
Figure 19. Equilibre des tensions de surface au point de rencontre $\alpha$ - $\beta$ - liquide : la croissance eutectique fait intervenir trois types d'interfaces, $\alpha$ -liquide, $\beta$ -liquide et $\alpha$ - $\beta$ [71].	43
Figure 20. La croissance des eutectiques irréguliers : les lamelles se présentent irrégulièrement [32].	43
Figure 21. Mécanismes de la croissance péritectique : (a) la transformation péritectique (b) la réaction péritectique [27].	44
Figure 22. Représentation schématique d'un lingot en cours de solidification, avec les trois types de macrostructure observables. La zone de peau est déjà formée, la structure colonnaire est en cours de développement et commence à rencontrer les grains équiaxes [80].	45
Figure 23. Essai de dureté Vickers.	47
Figure 24. Indenteur et l'empreinte d'indentation.	47

Figure 25.Représentation schématique du déplacement aléatoire et réversible d'un atome au voisinage d'une lacune dans le réseau cristallin (a). Variation de l'énergie potentielle durant la translation de l'atome (b) [18].	49
Figure 26.Schéma de la diffusion dans un joint de grain [82].	49
Figure 27.Variation du coefficient de diffusion D en échelle logarithmique en fonction de 1/T [18].	51
Figure 28.Diffusion stationnaire à travers une paroi d'épaisseur $\Delta x$ séparant deux réservoirs où la concentration de la substance diffusante est respectivement égale à $c_1$ et $c_2$ [18].	51
Figure 29.Distribution de la concentration c selon la distance x en fonction du temps [18].	52
Figure 30.Projet de monocoque en aluminium de ALCAN et FORD [88].	58
Figure 31.Élaboration de l'aluminium. Étapes et opérations unitaires [95].	60
Figure 32.La maille élémentaire de l'aluminium [96].	61
Figure 33.Représentation schématique des mécanismes d'interaction entre lacunes et solutés [108].	66
Figure 34.Diagramme d'équilibre Al-Sn [111].	67
Figure 35.Diagramme d'équilibre Al-Cu [114].	68
Figure 36.Partie du diagramme d'équilibre Al-Cu [12].	68
Figure 37.Partie du diagramme d'équilibre Al-Si [116].	69
Figure 38.Partie du diagramme d'équilibre Al-Mg [117].	69
Figure 39.Diagramme d'équilibre Mg-Sn [118].	70
Figure 40.Diagramme d'équilibre Mg-Cu [12].	70
Figure 41.Diagramme d'équilibre Mg-Si [118].	71
Figure 42.Diagramme d'équilibre ternaire Aluminium-Magnésium-Etain [122].	71
Figure 43.Partie du diagramme d'équilibre ternaire Aluminium-Cuivre-Magnésium [107].	72
Figure 44.Diagramme d'équilibre ternaire Aluminium-Magnésium-Silicium, « liquidus » [107].	73
Figure 45.Partie du diagramme d'équilibre Aluminium-Mg <sub>2</sub> Si coupe pseudobinaire [107].	73
Figure 46.Illustration des intervalles de température utilisés pour le traitement thermique des alliages de la famille Al-Cu [115].	77
Figure 47. Représentations schématiques de précipités dans les solides cristallins : a) Zone GP, effet de taille négatif, b) Zone GP, effet de taille positif, c) Précipité cohérent avec distorsion du réseau due à une variation de volume, d) Précipité semi-cohérent [12].	78
Figure 48.Organigramme représentant le code de calcul.	90
Figure 49.Schématisme des différentes zones dans un lingot se solidifiant.	91
Figure 50.Représentation des différentes échelles d'observation de la zone pâteuse.	92
Figure 51.Schématisme d'un volume élémentaire représentatif (V.E.R.)	93
Figure 52. Schématisation la forme géométrique de lingot cylindrique.	94
Figure 53. Interactions mutuelles entre les trois transferts.	99
Figure 54.Diagramme de phase Al-Sn [147].	102
Figure 55.La structure de la matrice après trempe des alliages Al <sub>2</sub> %Sn, Al <sub>3</sub> %Sn et Al <sub>4</sub> %Sn.	103
Figure 56.Evolution de la concentration d'étain en fonction de la distance entre la surface et le cœur du lingot au cours du temps de l'alliage Al <sub>1</sub> %Sn à la température 400°C.	104
Figure 57.Evolution de la concentration d'étain en fonction de la distance entre la surface et le cœur du lingot aux températures 200°C,400°C et 600°C de l'alliage Al <sub>1</sub> %Sn au bout de 3 heures.	105
Figure 58.Evolution de la concentration d'étain en fonction de la distance entre la surface et le cœur du lingot à la température 200°C des alliages Al <sub>1</sub> %Sn, Al <sub>2</sub> %Sn, Al <sub>3</sub> %Sn et Al <sub>4</sub> %Sn et au bout de 3heures.	106
Figure 59.Evolution de la concentration d'étain en fonction de la distance entre la surface et le cœur du lingot. à la température 400°C des alliages Al <sub>1</sub> %Sn, Al <sub>2</sub> %Sn, Al <sub>3</sub> %Sn et Al <sub>4</sub> %Sn et au bout de 3heures.	107
Figure 60.Evolution de la concentration d'étain en fonction de la distance entre la surface et le cœur du lingot. à la température 600°C des alliages Al <sub>1</sub> %Sn, Al <sub>2</sub> %Sn, Al <sub>3</sub> %Sn et Al <sub>4</sub> %Sn et au bout de 3heures.	108
Figure 61.Courbes de refroidissement des alliages Al <sub>1</sub> %Sn, Al <sub>2</sub> %Sn, Al <sub>3</sub> %Sn et Al <sub>4</sub> %Sn.	109

Figure 62. Evolution de l'élasticité en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al1%Sn, Al2%Sn, Al3%Sn et Al4%Sn.....	110
Figure 63. Evolution de la contrainte de traction en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al1%Sn, Al2%Sn, Al3%Sn et Al4%Sn.....	111
Figure 64. Evolution de la dureté en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al1%Sn, Al2%Sn, Al3%Sn et Al4%Sn.....	111
Figure 65. Le diagramme de phase Al-Sn [147].....	112
Figure 66. Le diagramme de phase Al-Mg [153].	113
Figure 67. Diagramme de phase Mg-Sn [154].	113
Figure 68. Courbes de refroidissement des alliages Al1%Sn, Al1%Sn0.12%Mg, Al1%Sn1%Mg, Al1%Sn2%Mg et Al1%Sn3%Mg.....	114
Figure 69. Evolution de l'élasticité en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al1%Sn, Al1%Sn0.12%Mg, Al1%Sn1%Mg, Al1%Sn2%Mg et Al1%Sn3%Mg.....	115
Figure 70. Evolution de la contrainte de traction en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al1%Sn, Al1%Sn0.12%Mg, Al1%Sn1%Mg, Al1%Sn2%Mg et Al1%Sn3%Mg.....	116
Figure 71. Evolution de la dureté en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al1%Sn, Al1%Sn0.12%Mg, Al1%Sn1%Mg, Al1%Sn2%Mg et Al1%Sn3%Mg.....	117
Figure 72. Courbes de refroidissement des alliages Al3%Sn, Al3%Sn0.12%Mg, Al3%Sn2%Mg, Al3%Sn4%Mg et Al3%Sn4%Mg.....	118
Figure 73. Evolution de l'élasticité en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al3%Sn, Al3%Sn0.12%Mg, Al3%Sn2%Mg, Al3%Sn3%Mg et Al3%Sn4%Mg.....	119
Figure 74. Evolution de la contrainte de traction en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al3%Sn, Al3%Sn0.12%Mg, Al3%Sn2%Mg, Al3%Sn3%Mg et Al3%Sn4%Mg.....	120
Figure 75. Evolution de la dureté en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al3%Sn, Al3%Sn0.12%Mg, Al3%Sn2%Mg, Al3%Sn3%Mg et Al3%Sn4%Mg.....	121
Figure 76. Le diagramme de phase de Al-Cu [157].	124
Figure 77. Une partie du diagramme d'équilibre du système Al-Cu [157]	125
Figure 78. La structure de la matrice après trempe des alliages Al1%Cu, Al2%Cu, Al3%Cu et Al4%Cu.....	125
Figure 79. Evolution de la concentration de cuivre en fonction de la distance entre la surface et le cœur du lingot au cours du temps de l'alliage Al1%Cu à la température 400°C.....	127
Figure 80. Evolution de la concentration de cuivre en fonction de la distance entre la surface et le cœur du lingot aux températures 200°C, 400°C et 600°C de l'alliage Al1%Cu au bout de 6 heures.....	128
Figure 81. Evolution de la concentration de cuivre en fonction de la distance entre la surface et le cœur du lingot à la température 200°C des alliages Al1%Cu, Al2%Cu, Al3%Cu et Al4%Cu et au bout de 6 heures.	129
Figure 82. Evolution de la concentration de cuivre en fonction de la distance entre la surface et le cœur du lingot à la température 400°C des alliages Al1%Cu, Al2%Cu, Al3%Cu et Al4%Cu et au bout de 6 heures.	130
Figure 83. Evolution de la concentration de cuivre en fonction de la distance entre la surface et le cœur du lingot à la température 600°C des alliages Al1%Cu, Al2%Cu, Al3%Cu et Al4%Cu et au bout de 6 heures.	131
Figure 84. Courbes de refroidissement des alliages Al1%Cu, Al2%Cu, Al3%Cu et Al4%Cu.....	132
Figure 85. Evolution de l'élasticité en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al1%Cu, Al2%Cu, Al3%Cu et Al4%Cu.....	133
Figure 86. Evolution de la contrainte de traction en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al1%Cu, Al2%Cu, Al3%Cu et Al4%Cu.....	133
Figure 87. Evolution de la dureté en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al1%Cu, Al2%Cu, Al3%Cu et Al4%Cu.....	134
Figure 88. Le diagramme de phase Al-Mg [162].	135
Figure 89. Le diagramme de phase Al-Cu [163].	136
Figure 90. Diagramme de phase Mg-Cu [157].	136

Figure 91. Courbes de refroidissement des alliages Al2%Cu, Al2%Cu0.12%Mg, Al2%Cu2%Mg, Al2%Cu3%Mg et Al2%Cu4%Mg.....	138
Figure 92. Evolution de l'élasticité en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al2%Cu, Al2%Cu0.12%Mg, Al2%Cu2%Mg, Al2%Cu3%Mg et Al2%Cu4%Mg.....	139
Figure 93. Evolution de la contrainte de traction en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al2%Cu, Al2%Cu 0.12%Mg, Al2%Cu 2%Mg, Al2%Cu 3%Mg et Al2%Cu4%Mg.....	140
Figure 94. Evolution de la dureté en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al2%Cu, Al2%Cu 0.12%Mg, Al2%Cu 2%Mg, Al2%Cu 3%Mg et Al2%Cu4%Mg.....	141
Figure 95. Courbes de refroidissement des alliages Al4%Cu, Al4%Cu0.12%Mg, Al4%Cu2%Mg, Al4%Cu3%Mg et Al4%Cu4%Mg.....	142
Figure 96. Evolution de l'élasticité en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al4%Cu, Al4%Cu0.12%Mg, Al4%Cu2%Mg, Al4%Cu3%Mg et Al4%Cu4%Mg.....	143
Figure 97. Evolution de la contrainte de traction en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al4%Cu, Al4%Cu0.12%Mg, Al4%Cu2%Mg, Al4%Cu3%Mg et Al4%Cu4%Mg.....	144
Figure 98. Evolution de la dureté en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al4%Cu, Al4%Cu0.12%Mg, Al4%Cu2%Mg, Al4%Cu3%Mg et Al4%Cu4%Mg.....	145
Figure 99. Le système binaire Al-Si [166].....	148
Figure 100. Microstructure de l'alliage Al-Si, a: les alliages hypoeutectiques, b: les alliages eutectiques c: les alliages hypereutectiques [166]. .....	149
Figure 101. Evolution de la concentration de silicium en fonction de la distance entre la surface et le cœur du lingot au cours du temps de l'alliage Al1%Si à la température 400°C. ....	150
Figure 102. Evolution de la concentration de silicium en fonction de la distance entre la surface et le cœur du lingot aux températures 200°C, 400°C et 600°C de l'alliage Al1%Si au bout de 3 heures. ....	151
Figure 103. Evolution de la concentration de silicium en fonction de la distance entre la surface et le cœur du lingot à la température 200°C des alliages Al1%Si, Al2%Si, Al4%Si et Al12%Si au bout de 3 heures.....	152
Figure 104. Evolution de la concentration de silicium en fonction de la distance entre la surface et le cœur du lingot à la température 400°C des alliages Al1%Si, Al2%Si, Al4%Si et Al12%Si au bout de 3 heures.....	153
Figure 105. Evolution de la concentration de silicium en fonction de la distance entre la surface et le cœur du lingot à la température 600°C des alliages Al1%Si, Al2%Si, Al4%Si et Al12%Si au bout de 3 heures.....	154
Figure 106. Courbes de refroidissement des alliages Al1%Si, Al2%Si, Al4%Si et Al12%Si.....	155
Figure 107. Evolution de l'élasticité en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al1%Si, Al2%Si, Al4%Si et Al12%Si. ....	156
Figure 108. Evolution de la contrainte de traction en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al1%Si, Al2%Si, Al4%Si et Al12%Si.....	157
Figure 109. Evolution de la dureté en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al1%Si, Al2%Si, Al4%Si et Al12%Si. ....	157
Figure 110. Le diagramme de phase Al-Mg [170].....	158
Figure 111. Le diagramme de phase Al-Si [172].....	159
Figure 112. Le diagramme de phase Mg-Si [120].....	159
Figure 113. Diagramme d'équilibre ternaire Al-Mg-Si [165].....	160
Figure 114. Courbes de refroidissement des alliages Al1%Si, Al1%Si0.12%Mg, Al1%Si2%Mg, Al1%Si3%Mg et Al1%Si4%Mg.....	161
Figure 115. Evolution de l'élasticité en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al1%Si, Al1%Si0.12%Mg, Al1%Si2%Mg, Al1%Si3%Mg et Al1%Si4%Mg.....	162
Figure 116. Evolution de l'élasticité en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al1%Si, Al1%Si0.12%Mg, Al1%Si2%Mg, Al1%Si3%Mg et Al1%Si4%Mg.....	163
Figure 117. Evolution de la dureté en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al1%Si, Al1%Si0.12%Mg, Al1%Si2%Mg, Al1%Si3%Mg et Al1%Si4%Mg.....	164

<i>Figure 118. Courbes de refroidissement des alliages Al12%Si, Al12%Si0.12%Mg, Al12%Si2%Mg, Al12%Si3%Mg et Al12%Si4%Mg.</i> .....	165
<i>Figure 119. Evolution de l'élasticité en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al12%Si, Al12%Si0.12%Mg, Al12%Si2%Mg, Al12%Si3%Mg et Al12%Si4%Mg.</i> .....	166
<i>Figure 120. Evolution de la contrainte de traction en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al12%Si, Al12%Si0.12%Mg, Al12%Si2%Mg, Al12%Si3%Mg et Al12%Si4%Mg.</i> .....	167
<i>Figure 121. Evolution de la dureté en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al12%Si, Al12%Si0.12%Mg, Al12%Si2%Mg, Al12%Si3%Mg et Al12%Si4%Mg.</i> .....	168
<i>Figure 122. Microstructure de l'alliage eutectique aciculaire non modifié. L'alliage eutectique présente des particules de silicium lamellaires ou aciculaires dispersées dans la matrice d'aluminium. La présence de particules polyédriques de silicium primaire peut aussi être observée [119].</i> .....	169



## Liste des tableaux :

Tableau 1. Données expérimentales pour quelques métaux purs [10].	23
Tableau 2. Caractéristiques volumiques et superficielles pour quelques métaux purs à la température de fusion [19].	31
Tableau 3. Solubilité maximale du magnésium et du silicium dans la phase $\alpha$ riche en aluminium, en équilibre avec Si et $Mg_2Si$ [107].	74
Tableau 4. Facteurs de diffusion de différents éléments dans l'aluminium solide.	75
Tableau 5. Les grandeurs par type de transfert :	96
Tableau 6. Tableau récapitulatif de l'évolution de la dureté, l'élasticité et la contrainte de traction des alliages AlX%Sn.	121
Tableau 7. Tableau récapitulatif de l'évolution de la dureté, l'élasticité et la contrainte de traction des alliages Al1%SnX%Mg.	122
Tableau 8. Tableau récapitulatif de l'évolution de la dureté, l'élasticité et la contrainte de traction des alliages Al4%SnX%Mg.	122
Tableau 9. Tableau récapitulatif de l'évolution de la dureté, l'élasticité et la contrainte de traction des alliages AlX%Cu.	145
Tableau 10. Tableau récapitulatif de l'évolution de la dureté, l'élasticité et la contrainte de traction des alliages Al2%CuX%Mg.	146
Tableau 11. Tableau récapitulatif de l'évolution de la dureté, l'élasticité et la contrainte de traction des alliages Al4%CuX%Mg.	146
Tableau 12. Tableau récapitulatif de l'évolution de la dureté, l'élasticité et la contrainte de traction des alliages AlX%Si.	168
Tableau 13. Tableau récapitulatif de l'évolution de la dureté, l'élasticité et la contrainte de traction des alliages Al1%SiX%Mg.	169
Tableau 14. Tableau récapitulatif de l'évolution de la dureté, l'élasticité et la contrainte de traction des alliages Al12%SiX%Mg.	169

## Introduction générale

Le progrès scientifique dans le domaine des sciences des matériaux a connu un essor considérable à travers le monde. Le besoin de développer des matériaux présentant des propriétés spécifiques et répondant à des critères de qualité nécessite la connaissance préalable de leurs structures et de leurs propriétés physico-chimiques, mécaniques, électriques, magnétiques, ... Les recherches scientifiques et applications utilisant ces matériaux (métaux purs, alliages métalliques, céramiques, polymères, ...), sont aussi variées que les industries métallurgiques, mécaniques, nucléaires, aéronautiques et électroniques en plus des applications domestiques et médicales...

Afin d'améliorer et de maîtriser la qualité et les propriétés des produits finaux, le défi industriel majeur réside dans la possibilité de contrôler la morphologie, la taille des microstructures dans des pièces coulées ainsi que leurs défauts, raison pour laquelle les scientifiques tentent de maîtriser la croissance des métaux et alliages, et les structures qui s'y développent, lors du processus de solidification, afin d'obtenir les propriétés désirées pour les métaux (ou alliages) considérés. On imagine alors tout l'enjeu qu'il y a à comprendre et à maîtriser la morphologie et l'évolution de l'interface de solidification.

Pratiquement, la plupart des pièces solidifiées sont conçues de manière très empirique, selon les expériences des fondeurs. Toutefois, vu les paramètres intervenant à la formation des microstructures, l'extrapolation d'une pièce à l'autre est souvent très difficile. De ce fait, la modélisation numérique devient un outil utile et indispensable, pour contrôler et améliorer la qualité des pièces solidifiées. Ainsi : Dans la présente thèse de doctorat, «Modélisation des traitements thermique et propriétés mécaniques des alliages à base d'aluminium», nous nous sommes intéressés à réaliser le calcul du champ thermique dans des pièces coulées (pour quelques alliages), ce champ de température est obtenu par la résolution de l'équation de diffusion de la chaleur, tenant compte du terme correspondant à la libération de la chaleur latente en utilisant la méthode des volumes finis nécessaire à la discrétisation de l'équation, ainsi que développer un modèle numérique permettant de simuler le comportement mécanique des alliages en question. Pour ce faire, une étude théorique est indispensable.

Le travail exposé dans cette thèse est subdivisé en cinq chapitres :

Dans le premier chapitre : « Généralités sur la thermodynamique et la morphologie de la croissance des métaux et des alliages », nous nous attacherons à rappeler les fondements physiques et la théorie de la germination et de la croissance en présentant, les concepts thermodynamiques, et les différentes morphologies qu'un métal ou un alliage puisse avoir lors de sa croissance.

Le second chapitre : « L'aluminium et ses alliages », comprend un recueil de connaissances scientifiques et technologiques sur les matériaux solides et plus spécialement l'aluminium et ses alliages qui possèdent des qualités de légèreté et de résistance. De plus, le besoin grandissant de respect de l'environnement et les innovations technologiques font de l'Aluminium un métal d'avenir. Il bénéficie d'un fort potentiel de croissance dans les matériels de transport, tout en s'inscrivant dans une perspective de développement durable.

Le troisième chapitre : « Etude numérique des traitements d'homogénéisation et des comportements mécaniques des matériaux », est consacré à la modélisation du transfert thermique dans des pièces coulées, en focalisant sur la résolution de l'équation de la chaleur, la dureté, la contrainte de traction et l'élasticité. Dans ce chapitre, les principaux comportements activés lors de la mise en forme d'alliages d'aluminium sont exposés. Une synthèse des modèles applicables à cette famille d'alliage est également réalisée pour les différents comportements présentés.

Le quatrième chapitre : « Etudes des alliages aluminium étain », est consacré à la modélisation de l'influence du traitement thermique sur les propriétés mécaniques des alliages aluminium-étain et aluminium-étain-magnésium. Il traite d'abord l'influence de l'homogénéisation, tout en variant systématiquement les trois paramètres : temps, température et composition. Puis après l'étude de l'influence de l'ajout d'étain, de magnésium et de la vitesse de refroidissement sur le processus de solidification et l'évolution des propriétés en question.

Le cinquième chapitre : « Etudes des alliages aluminium cuivre », interprète les résultats de la modélisation de l'influence du traitement thermique sur les propriétés mécaniques des alliages aluminium-cuivre et aluminium-cuivre-magnésium, en étudiant l'influence de l'homogénéisation par la variation systématique des trois paramètres : temps, température et composition. Ensuite, l'étude de l'influence de l'ajout du cuivre, de magnésium et de la vitesse de refroidissement sur le processus de refroidissement et l'évolution des propriétés mécaniques : la dureté, la contrainte de traction et l'élasticité.

Le sixième chapitre : « Etudes des alliages aluminium silicium », montre d'une part les résultats de la modélisation de l'influence du traitement thermique sur les propriétés mécaniques des alliages aluminium-silicium et aluminium-silicium-magnésium, et cela consiste essentiellement à étudier l'effet de l'homogénéisation tout en variant le temps, la température et la composition, puis, étudier l'influence de chacun sur la diffusion de silicium en fonction de la distance entre la surface et le cœur de lingot. D'autre part, il présente l'interprétation de la modélisation de l'effet d'addition du silicium et du magnésium sur le processus de refroidissement des alliages en question.

Enfin, une conclusion générale reprendra l'ensemble des interprétations dans une synthèse qui résumera les résultats ainsi présentés et en dressant sous forme de perspectives ce qu'il pourrait se faire dans le futur.

**Chapitre I : Généralités sur la thermodynamique et la morphologique de la croissance des métaux et des alliages.**

## Introduction

La solidification est le processus par lequel un métal pur ou un mélange de deux ou plusieurs métaux sous forme liquide se transforme en solide par refroidissement (cas classique), par augmentation de la pression, ou bien par une combinaison des deux. En présence d'impuretés dans les métaux, lors du processus de solidification, des cristaux ramifiés en forme d'arbre, appelés dendrites, commencent à se générer autour de ces impuretés. Les microstructures des dendrites ainsi générées durant ce processus, déterminent les futures propriétés du matériau solidifié [1]. Cette forme dendritique est le résultat de l'instabilité du front de solidification [2].

Afin de pouvoir comprendre au mieux les spécificités de ce phénomène, dans une première partie, nous allons nous attacher à décrire les principes thermodynamiques qui guident le phénomène de solidification, notamment les écarts à l'équilibre existant à la frontière entre les deux phases en présence. Dans une seconde partie, nous nous intéresserons à l'aspect structural de la solidification et les lois de diffusion à l'état solide.

### I.1. Présentation générale du phénomène de solidification

La solidification, transformation de phases par laquelle passent de nombreux matériaux métalliques durant leur fabrication, joue un rôle fondamental dans le développement de la microstructure et les propriétés mécaniques des produits finis [3]. Elle constitue, donc, une étape de première importance pour de nombreux procédés de mise en forme des matériaux métalliques et est la base de maints d'applications technologiques [4].

#### I.1.1. Conditions de la solidification

La solidification se produit généralement par refroidissement du liquide ou par modification chimique du système à une température constante. Si un métal liquide à l'état pur, qui est initialement à une température supérieure à sa température de fusion, est refroidi en dessous de son point de fusion, un solide va se former et la différence entre la température à laquelle se produit la solidification effectivement et celle de fusion est appelée surfusion. De même, si une solution binaire liquide est maintenue à une température constante, en ajoutant ou en élevant un des constituants, à un moment donné, où la solubilité à l'équilibre du constituant ajouté est dépassée, une phase solide apparaîtra, ceci se réfère à une solidification comme provenant d'un liquide sursaturé [5].

Au niveau atomique, la solidification se définit par un réarrangement des atomes d'une structure désordonnée à une structure cristalline. Ce changement d'état thermodynamique est produit par un changement d'énergie du système. Lorsque la température du liquide descend sous le liquidus, la phase solide peut coexister en équilibre avec le liquide. Cependant, la formation d'un germe solide exige de vaincre les énergies liées à la formation d'une interface entre le liquide et le solide. Pour vaincre l'énergie d'interface, le liquide doit être à une température inférieure à la

température initiale du liquide environnant. Cette condition est nommée surfusion de germination [6].

#### 1.1.1.1. Surfusion

Il est très important de décrire le phénomène de surfusion afin de mieux comprendre les mécanismes intervenant lors de la germination. Lorsqu'un liquide est en surfusion, cela implique que le phénomène de la solidification commence à une température inférieure à celle admise comme température de solidification, ceci rend la température du liquide inférieure à celle d'équilibre. Et lorsque la solidification débute, la température du liquide qui ne s'est pas transformé en solide croît rapidement pour atteindre celle de la solidification.

Un liquide est dit qu'il est dans un état de surfusion (sous-refroidissement), lorsque ce liquide, refroidi à une température inférieure à celle où, normalement, le changement de phase aurait dû être réalisé, reste dans son état liquide, puis la température remonte jusqu'à atteindre celle de la solidification qui, finalement, se réalise.

Alors, le début de la solidification s'opère fréquemment avec un certain retard. Ce retard est appelé surfusion, d'amplitude  $\Delta T$ , qui représente l'écart entre la température d'équilibre,  $T_f$ , et celle plus basse atteinte par le métal sans solidification. Cet état n'est qu'un retard à la solidification, car sous l'action d'une légère perturbation, soit par une particule étrangère, soit par l'avènement d'une trace de la phase en retard, les substances retrouvent leurs états stables [7].

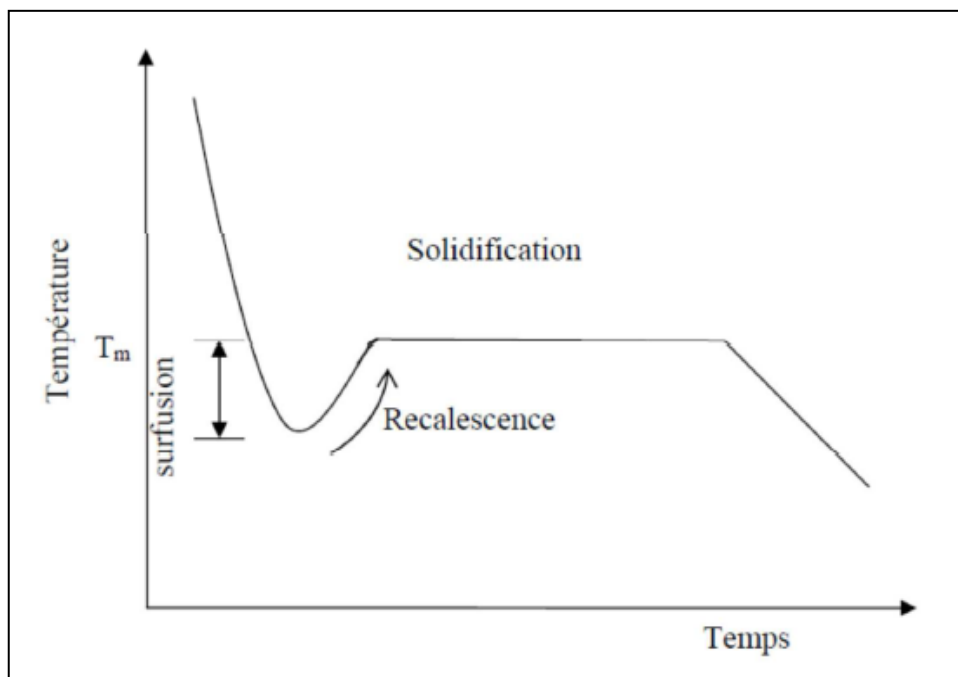


Figure 1. Schéma du principe de refroidissement d'un liquide avec surfusion [8].

Lorsque la germination se produit, la solidification s'amorce, enfin, sous l'effet d'une remontée de la température jusqu'à la température du palier de la solidification dans le cas d'un métal pur [9], ce phénomène est appelé la recalescence (figure 1).

Le tableau 1 montre les valeurs expérimentales de la surfusion pour quelques métaux purs [10].

Tableau 1. Données expérimentales pour quelques métaux purs [10].

<i>Métal</i>	<i>Température de fusion (°K)</i>	<i>Surfusion (°K)</i>	$T/T_f$
<i>Mercure</i>	234.3	58	0.287
<i>Gallium</i>	303	76	0.250
<i>Etain</i>	505.7	105	0.208
<i>Bismuth</i>	544	90	0.166
<i>Plomb</i>	600.7	80	0.133
<i>Antimoine</i>	903	135	0.150
<i>Aluminium</i>	931.7	130	0.140
<i>Germanium</i>	1231.7	227	0.184
<i>Argent</i>	1233.7	227	0.184
<i>Or</i>	1336	230	0.172
<i>Cuivre</i>	1356	236	0.174
<i>Manganèse</i>	1493	308	0.206
<i>Nickel</i>	1725	319	0.185
<i>Cobalt</i>	1763	330	0.187
<i>Fer</i>	1803	295	0.164
<i>Palladium</i>	1828	332	0.182
<i>Platine</i>	2043	370	0.181

Cependant, dans le cas d'une solution solide, ceci oblige à déterminer la température de début de la solidification par extrapolation telle illustrée sur la (figure 2) [11].

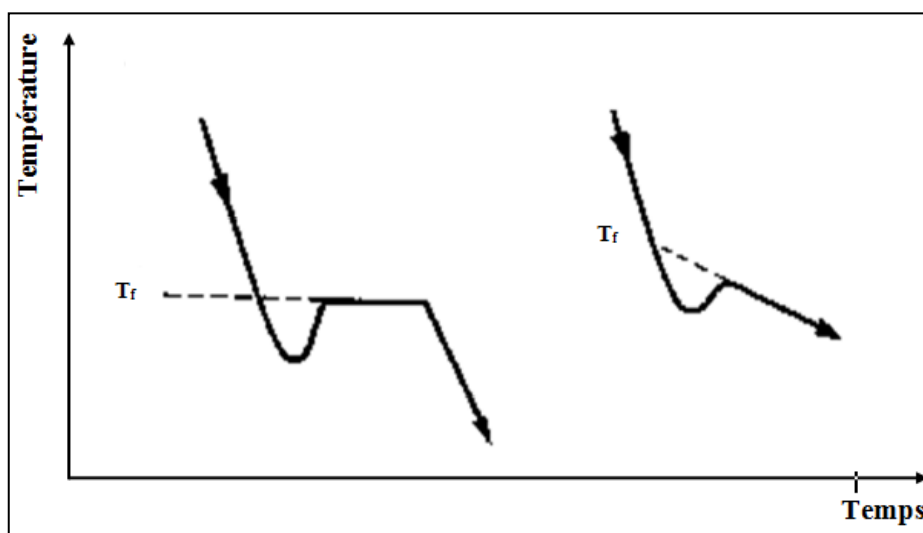


Figure 2. Courbe de surfusion : cas d'un métal pur (à gauche), cas d'un alliage (à droite) [12].

### I.1.1.2. Effet de la surfusion sur la germination

La germination n'est possible que lorsque le liquide à solidifier est en surfusion, c'est-à-dire que la température du liquide descend en dessous de la température de fusion sans transformation, puis remonte brusquement. En examinant un échantillon



lors de son passage de l'état liquide à l'état solide, on prévoit que la première étape est la formation des premiers amas, constitués de quelques atomes, ces petits amas peuvent devenir des germes stables ou instables tout dépend de la surfusion [13].

Du fait que la germination est la rencontre et l'association d'atomes, la taille critique d'un germe est donc le diamètre minimal que doit atteindre pour être stable et puisse se croître pour former un grain. Cette taille critique est fonction de la surfusion, plus la surfusion augmente plus la taille critique diminue et le nombre de germes formés dans le liquide augmente, alors la pluralité des grains dans le solide formé. Cependant, lorsque la valeur de la surfusion est petite, la taille critique du rayon du germe sera grande et le nombre de grains constituant le solide final sera plus petit [9].

## **I.1.2. Mécanismes de solidification**

### **I.1.2.1. Germination**

L'étude du phénomène de la germination est d'une importance capitale et primordiale pour la compréhension du phénomène de la solidification, puisque la germination détermine en grande partie la structure finale du métal solidifié ainsi que ses propriétés. En effet, pour que la solidification puisse se produire, il doit exister au sein du liquide des particules solides dites germes (de petites zones dans lesquelles les atomes sont disposés de façon particulières) [14], ces germes vont, à leur tour, croître et se développer en entités morphologiques observables aux dépens du liquide, en construisant ce qu'on appelle les grains. D'où, chaque grain croît à partir d'un seul germe ainsi que le nombre de germes qui se forment et grossissent détermine la taille finale des grains [15]. Il existe deux types de germination, la germination homogène dont les germes solides se forment au sein du liquide, et la germination hétérogène où les germes se créent à partir de particules étrangères baignant dans le liquide ou au contact de la paroi froide de la lingotière [13].

### **I.1.2.2. Croissance**

Les germes de précipités, ainsi formés sont caractérisés par leur rayon critique qui est d'autant plus petit que la température de l'alliage s'écarte de la température d'équilibre. Lorsque la barrière de germination devient élevée, la germination s'arrête et les précipités existants vont croître [16]. La croissance du solide après la germination implique un déplacement de l'interface liquide solide [17]. Donc après formation d'un germe stable, la croissance de la nouvelle phase se fait par adjonction d'atomes ou de molécules à l'interface qui délimite la phase mère de la phase en formation. Il se produit un flux d'atomes ou de molécules de la phase mère vers la phase en développement, mais il y a également un flux d'atomes ou de molécules en sens inverse. Il n'y a croissance que si le flux d'atomes ou de molécules vers la phase en formation est plus élevé. La vitesse de croissance est en grande partie fonction de la probabilité qu'ont les atomes ou les molécules de venir se fixer (s'absorber) sur l'interface de la phase en développement [18].

Un atome ou une molécule se fixe sur une interface, s'il y trouve un certain nombre de sites capables de le lier préférentiellement. La probabilité de fixation dépend donc du nombre de liaisons formées par les atomes ou les molécules en venant s'absorber

sur la surface. Une interface très accidentée à l'échelle atomique (rugueuse) est favorable à l'absorption et une interface lisse lui est défavorable, et le mécanisme de croissance varie en fonction de la structure de l'interface [18].

### **I.1.3. Domaines et exigences de la solidification**

L'opération de la solidification des métaux et alliages ne porte pas sur de petites quantités mais plutôt sur des quantités considérables. Chaque année, dans le monde, plus d'un milliard de tonnes de métaux solidifiés, en premier ordre des alliages ferreux (aciers et fontes), et en second ordre ceux d'Aluminium en vue de leurs applications [19].

La qualité en fonderie est un élément essentiel dans la coulée de lingots. Toute erreur sur ces pièces pouvant peser plusieurs dizaines de tonnes conduit à des pertes très importantes. En effet, les dépenses de non-qualité, qui regroupent toutes les non-conformités de fabrication (moules cassés ou déformés, pièces non conformes, rebuts de pièces, masselottage ...), peuvent atteindre des pourcentages significatifs du chiffre d'affaire (jusqu'à 5 à 6%). La qualité est aussi une garantie de la satisfaction du client qui est essentielle dans ce secteur très concurrentiel. Il est donc très important de déterminer l'origine des défauts et de contrôler au maximum leur apparition et leur gravité [20].

En dehors de leurs propriétés physiques (densité, résistance, dureté, ...) les alliages moulés présentent des propriétés de fonderie qu'il est important de connaître pour améliorer la qualité des produits fabriqués. Ces propriétés sont [20] :

- La coulabilité : propriété à remplir complètement l'empreinte du moule.
- Le retrait : différence de dimensions entre l'empreinte du moule et la pièce solidifiée.
- Les retassures : creux à la surface de la pièce ou cavités à l'intérieur de la pièce.
- Les ségrégations : hétérogénéité chimique entre différents points de la pièce.
- Les criques : ruptures ou déchirures du métal.
- Les soufflures : cavités ou trous résultant de la présence de bulles dans l'alliage pendant la solidification.

Les cinq derniers points représentent des sources de défaut pour la pièce finale. Parmi eux, la ségrégation tient une place particulière du fait qu'elle se produit pour des raisons diverses qui conduisent à des types de ségrégations variés aussi bien en amplitude qu'en échelle. Ce type de défaut pouvant apparaître à trois ordres de grandeurs différents : aux échelles microscopiques, mésoscopiques et macroscopiques. D'autre part, la ségrégation induit aussi des modifications très importantes des propriétés mécaniques et chimiques de l'alliage. Il est donc essentiel de contrôler ce phénomène [20].

## I.2. Aspect thermodynamique de la solidification

L'étude thermodynamique des équilibres des phases établit la composition des phases à l'équilibre, mais elle ne donne aucune indication, ni sur la cinétique des transformations de phases, ni sur la microstructure formée (en particulier sur la taille et la morphologie des phases) [18].

On décrit le phénomène de la solidification par l'étude de l'équilibre liquide-solide, en se basant sur quelques notions thermodynamiques telles que l'enthalpie libre, la température de solidification, la chaleur latente ainsi que l'énergie libre : la force motrice de la solidification.

### I.2.1. Equilibre liquide-solide

Afin de comprendre la stabilité des phases on fait appel à la thermodynamique. La stabilité d'un système est déterminée par son énergie libre de Gibbs,  $G$ , définie par [21] :

$$G = H - TS \quad (\text{I.1})$$

$H$  : l'enthalpie qui représente la chaleur produite dans le système sous une pression constante.

$T$  : la température.

$S$  : l'entropie du système qui mesure le désordre global.

Ou,

$$\Delta G = \Delta H - T\Delta S \quad (\text{I.2})$$

A la température de fusion,  $T_f$ , d'un métal pur, il y a équilibre entre les phases liquide et solide :

$$L \leftrightarrow S \quad (\text{I.3})$$

ce qui signifie qu'à cette température, l'énergie libre du liquide,  $G_L$ , est égale à l'énergie libre du solide,  $G_S$  [13]:

$$(G_L = G_S)_{T_f} \quad (\text{I.4})$$

La solidification progresse lorsque l'équilibre décrit par l'équation (I.3) se déplace vers la droite, alors le taux de solidification est supérieur au taux de fusion [22].

Pour que la solidification puisse progresser, la chaleur latente doit être extraite du système lorsque les atomes passent de la phase liquide à la phase solide, cette réaction est exothermique. De plus, pour que la solidification puisse se produire, il faut que la variation de l'énergie libre du système solide-liquide soit négative [23]:

$$\Delta G = (G_S - G_L) < 0 \quad (\text{I.5})$$

A une température,  $T$ , différente de  $T_f$ , la variation de l'énergie libre est donnée par :

$$\Delta G = -\frac{(T_f - T)}{T_f} \quad (\text{I.6})$$

Et pour qu'il y ait solidification, le terme  $(T_f - T)$  doit être positif, c'est-à-dire que  $(T < T_f)$  [12]. Ce terme qui calcule la différence entre la température de fusion,  $T_f$ , et la température de la réaction,  $T$ , s'appelle surfusion.

### I.2.2. Coefficient de partage

A partir du diagramme d'équilibre des phases, on peut définir le coefficient de partage,  $K_i^{s/l}$ , supposé constant pour une phase  $\varphi$ , comme étant le rapport à l'interface de la concentration du soluté  $i$  dans le solide à celle dans le liquide sous les conditions isothermes et isobares [24].

$$K_i^{s/l} = \frac{C_S}{C_L} \Big|_{T,P} \quad (\text{I. 7})$$

Avec:

$C_S$ : Concentration du soluté dans le solide.

$C_L$ : Concentration du soluté dans le liquide.

### I.2.3. Température de la solidification

Dans un métal pur, la transition de l'état liquide à l'état solide se produit toujours à une même température pour une pression atmosphérique donnée. A la température d'équilibre liquide-solide, on a [13] :

$$\Delta G = \Delta H - T\Delta S = 0 \quad (\text{I. 8})$$

Lorsqu'un équilibre énergétique est établi entre la phase liquide et la phase solide et que la pression est fixée, on parle alors de la température de solidification dont le liquide est plus désordonné que le solide, donc, il possède une entropie plus élevée que celle du solide [13].

Pendant le passage du métal de la phase liquide vers la phase solide, il y a un dégagement de chaleur qui s'appelle chaleur latente et est noté  $L$  [25].

### I.2.4. Chaleur latente

La chaleur latente d'un corps pur est la chaleur nécessaire pour réaliser, de façon réversible, à une température et une pression constante, la transition de l'unité de masse de ce corps, d'une phase à une autre, de la phase liquide à la phase solide dans le cas d'une transformation de solidification [26].

On peut établir une relation entre la chaleur latente et la température de solidification à l'aide des principes thermodynamiques. Les énergies libres du liquide et du solide à une température,  $T$ , sont données par les relations [13]:

$$G_L = H_L - TS_L \quad (\text{I. 9})$$

$$G_S = H_S - TS_S \quad (\text{I. 10})$$

Avec  $G_L$  étant l'énergie libre de Gibbs du liquide,  $H_L$  est l'enthalpie due au liquide,  $S_L$  est l'entropie associée au liquide,  $G_S$  est l'énergie libre de Gibbs du solide,  $H_S$  et  $S_S$  sont respectivement l'enthalpie et l'entropie dues au solide.

A cette température,  $T$ , on a :

$$\Delta G = \Delta H - T\Delta S \quad (\text{I. 11})$$

Toutefois, à la température de solidification, le solide et le liquide ont la même énergie, donc, l'équilibre entre eux peut être exprimé de la manière suivante [25]:

$$G_S = G_L \quad (\text{I. 12})$$

En substituant les équations (I.9) et (I.10) dans l'équation (I.11), on obtient à la température d'équilibre,  $T_E$  [13]:

$$H_L - T_E S_L = H_S - T_E S_S \quad (\text{I. 13})$$

Par définition, la valeur de la chaleur latente à  $T_E$  est égale à [13]:

$$H_L - H_S = L \quad (\text{I. 14})$$

Donc,

$$\boxed{L = T_E \Delta S} \quad (\text{I. 15})$$

### I.2.5. Energie libre

La force motrice de toute transformation de phase telle que la solidification, qui est une transformation de phase liquide-solide, est la variation de l'énergie libre [27].

Pour que la solidification puisse s'effectuer spontanément, il faut nécessairement que la température du liquide soit inférieure à celle de l'équilibre thermodynamique. Dans ce cas, il faut que le métal liquide soit refroidi à une température  $T < T_f$  jusqu'à atteindre un certain degré  $\Delta T$ . Ce processus s'accompagnera ensuite d'une diminution dans l'énergie libre  $\Delta G$  [21]. On a :

$$\Delta G = \Delta G_v + \Delta G_i \quad (\text{I. 16})$$

Comme  $\Delta G_i$  (énergie libre due à la création d'une interface liquide-solide) est toujours positif, il est indispensable que le terme volumique  $\Delta G_v$  (énergie libre due au passage d'atomes ou molécules de la phase liquide à la phase solide) soit négatif à la température de transformation. L'énergie libre  $\Delta G_v$  devient de plus en plus négative à mesure que le degré de surfusion  $\Delta T$  augmente [18].

Au point de transformation,  $T_f$ , on observe que  $\Delta G = 0$  tel que montré sur la figure 3. Cette diminution de l'énergie libre est à l'origine de la force motrice de la solidification [13].

Combinant les équations (I.11) et (I.15), on obtient [13] :

$$\Delta g_v = -L + L \cdot \frac{T}{T_f} \quad (\text{I. 17})$$

Ce qui donne :

$$\boxed{\Delta g_v = -\frac{L\Delta T}{T_f}} \quad (\text{I. 18})$$

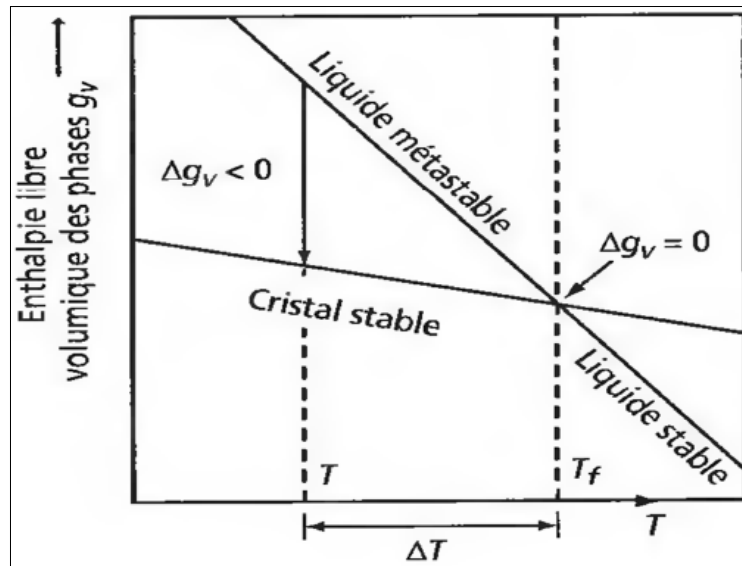


Figure 3. Variation de l'enthalpie libre volumique en fonction de la température [28].

### I.3. Instabilité morphologique de l'interface solide-liquide

La stabilité de l'interface plane était premièrement étudiée en 1963 [29] dans les systèmes binaires dilués [30] et pour de petits nombres de Péclet. En 1986, cette théorie était prolongée pour de grands nombres de Péclet.

#### I.3.1. Interface solide-liquide

L'interface solide-liquide est la zone intermédiaire entre les derniers atomes constituant le solide et les premiers atomes de la phase liquide, dont l'épaisseur est celle de quelques atomes du matériau.

Une fois le germe est construit, il va continuer sa croissance qui est limitée par :

- La cinétique d'attachement d'atomes à l'interface solide-liquide.
- La capillarité.
- La diffusion de chaleur et de masse.

L'importance de chacun de ces facteurs dépend de la substance étudiée et des conditions de solidification [31].

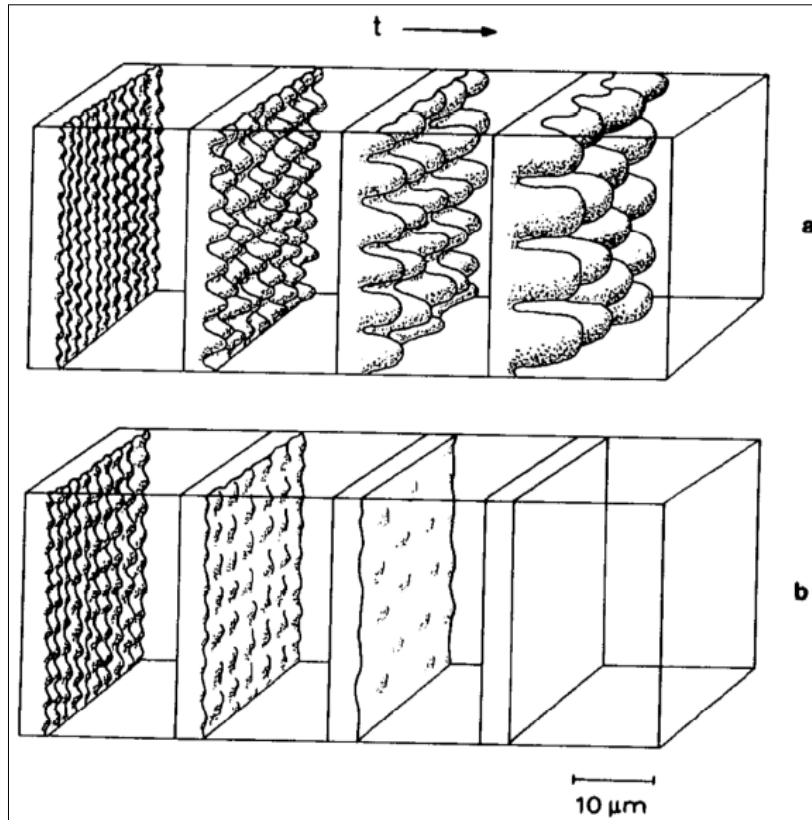


Figure 4. Evolution instable (a) et stable (b) de l'interface solide-liquide [32].

### I.3.1.1. Cinétique interfaciale

Le processus de solidification ne peut être accompli qu'en fonction de succession de quelques réactions, telle que la réaction chimique intervenant au niveau de l'interface solide-liquide sous l'effet d'une force motrice, généralement exprimée en termes d'écart de température,  $\Delta T$ . Cet écart est dû à la surfusion cinétique [33], celle-ci est de l'ordre de  $10^{-2}$  °K, quantité tout à fait négligeable en situation industrielle. Généralement, on a l'habitude de négliger la surfusion cinétique devant tous les autres types de surfusion [13].

Bien que l'effet de la cinétique interfaciale sur la température réelle de l'interface soit le plus souvent imperceptible lors de la croissance des cristaux métalliques à partir d'un bain fondu, l'anisotropie cristalline de la cinétique de croissance des cristaux, même métalliques, n'est généralement pas négligeable [19].

### I.3.1.2. Equilibre interfacial

L'une des grandeurs physico-chimiques régissant les conditions d'équilibre thermodynamique local entre le liquide et le solide, à travers une interface caractérisée par sa courbure locale  $k_r$ , est la tension interfaciale  $\sigma_{sl}$  [34].

Lorsque la tension interfaciale est isotrope, dans un corps pur, il existe une relation (relation de Gibbs-Thomson) entre la température d'équilibre locale,  $T_e$ , et la courbure locale [35]:

$$T_e = T_f - \frac{V_m^s}{\Delta S_f} \cdot \sigma_{sl} \cdot k_r \quad (I. 19)$$

Le tableau 2 donne les différentes valeurs de la tension interfaciale pour quelques métaux purs :

Tableau 2. Caractéristiques volumiques et superficielles pour quelques métaux purs à la température de fusion [19].

<i>Métal</i>	$T_f$ (°K)	$\Delta S_f$ (j. K <sup>-1</sup> . mol <sup>-1</sup> )	$V_m^s$ (cm <sup>3</sup> . mol <sup>-1</sup> )	$\sigma^{s/l}$ (m. j. m <sup>-2</sup> )
<i>Ag</i>	1234	9.15	11.16	172
<i>Al</i>	933	11.48	10.59	158
<i>Cu</i>	1356	9.78	7.61	237
<i>Fe(<math>\delta</math>)</i>	1809	7.63	7.69	251
<i>Ni</i>	1726	10.12	7.15	322
<i>Pb</i>	601	7.94	18.70	40

### I.3.1.3. Structures interfaciales

L'interface solide-liquide peut prendre différentes formes de croissance (plane, cellulaire ou dendritique) tout dépend des conditions de refroidissement (solidification) [36].

Les trois paramètres contrôlant la morphologie de l'interface solide-liquide sont la concentration du soluté,  $C_0$ , le gradient de température dans le liquide,  $G_l$ , et la vitesse de croissance,  $V$ , [37].

On remarque qu'à faibles vitesses de solidification, en fixant le gradient de température dans le liquide,  $G_l$ , et la concentration initiale,  $C_0$ , l'interface solide-liquide est plane [38].

Il est, pratiquement, difficile de réaliser de tel état idéal de croissance parce qu'un échange thermique inévitable entre le creuset et l'échantillon mène au gradient de la température dans la région liquide [39].

L'interface plane devient instable à une certaine valeur critique de la vitesse de croissance ou du gradient de température tel que décrit par la théorie classique de Mullins et Sekerka [40], ainsi que les travaux de Trivedi, Kurz [41] et Giovanola [42]. Cependant, si on augmente la vitesse au-delà d'une certaine vitesse critique,  $v_c$ , et lorsque le gradient de température est abaissé, le front de l'interface devient instable et l'interface solide-liquide présente une forme cellulaire [43], [44], dont l'espacement,  $\lambda$ , est typiquement de quelques dizaines ou centaines de micromètres, qui se transformera par la suite en forme dendritique à hautes vitesses de croissance [45]. Une augmentation



de la vitesse de solidification mènera ensuite à une transition dendritique-cellulaire et finalement le front plan apparaît [46], [47].

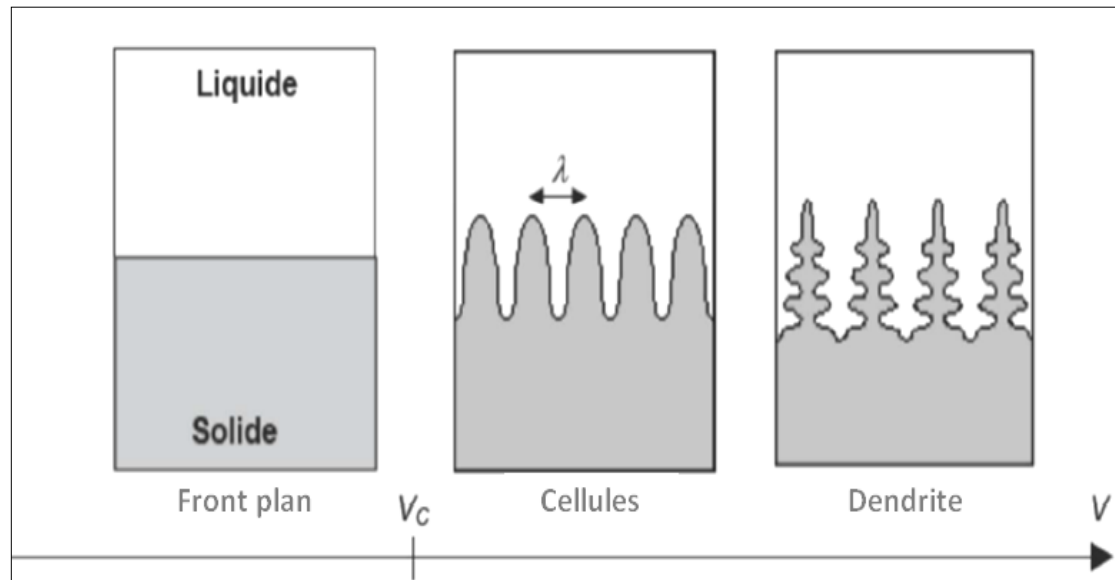


Figure 5. Représentation schématique des différentes morphologies de l'interface : la forme de l'interface solide-liquide se change en fonction de la vitesse  $v$  [45].

### I.3.2. Instabilité interfaciale des métaux purs

Pour un métal pur, en croissance orientée, la solidification s'opère soit selon un front plan, soit selon une morphologie cellulaire ou dendritique [24]. Dans la croissance cellulaire ou d'un front plan, la température déterminée par le flux de chaleur augmente dans la direction  $z$  ( $G_{th}$  est positif). Tandis que les structures dendritiques équiaxes apparaissent lorsque le liquide en avant de l'interface solide-liquide se trouve en état de surfusion thermique, dont la situation est complètement différente, le flux de chaleur n'atteint pas la paroi du moule via le solide mais à travers le liquide (le gradient de température dans ce cas,  $G_{th}$ , est négatif) [32]. La figure 6 illustre d'une manière schématique, les diverses morphologies qui apparaissent lors de la croissance des métaux purs.

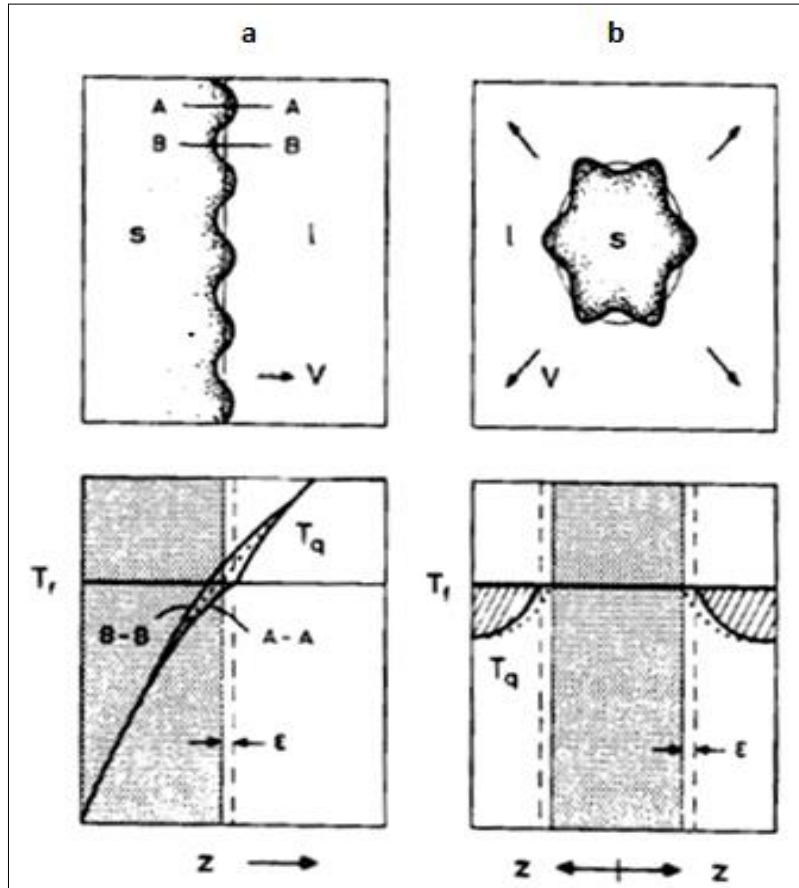


Figure 6. Solidification colonnaire et équiaxe d'une substance pure : la stabilité, dans une substance pure, dépend de la direction du flux de chaleur [32].

### I.3.3. Instabilité interfaciale des alliages

Dans les alliages, le critère de stabilité est différent de celui des métaux purs parce que la température d'équilibre local peut varier tout au long de l'interface solide-liquide. Ainsi que la concentration du soluté dans la couche limite diminue exponentiellement, de  $\frac{C_0}{k}$  à  $C_0$ , d'après la relation [13]:

$$C_l = C_0 + \Delta C_0 \exp\left(-\frac{Vz}{D}\right) \quad (I. 20)$$

Avec  $\Delta C_0$  est la différence de concentration entre le liquidus et le solidus à la température du solidus.

Le changement de concentration devant l'interface affecte la température d'équilibre local du liquide [13]:

$$T_{liq}(C_0) - T_{liq} = m(C_0 - C_l) \quad (I. 21)$$

Où  $T_{liq}(C_0)$  est la température du liquidus correspondant à la composition initiale de l'alliage.

Les relations (I.20) et (I.21) sont schématisées dans la figure 7.

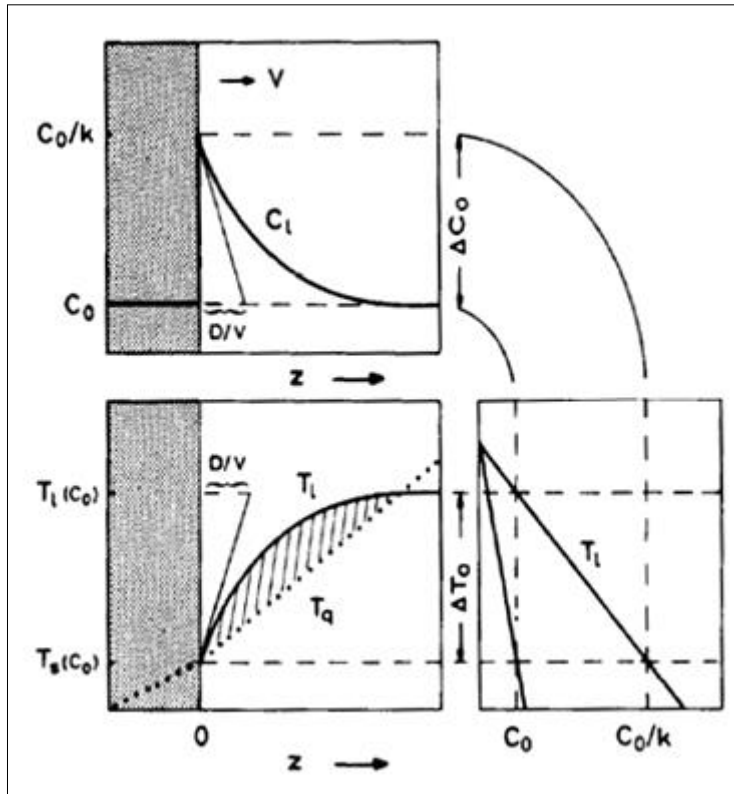


Figure 7. Surfusion constitutionnelle des alliages [32].

S'adoptant sur le gradient de température [13]:

$$G_{th} = \left( \frac{dT_q}{dz} \right)_{z=0} \quad (I. 22)$$

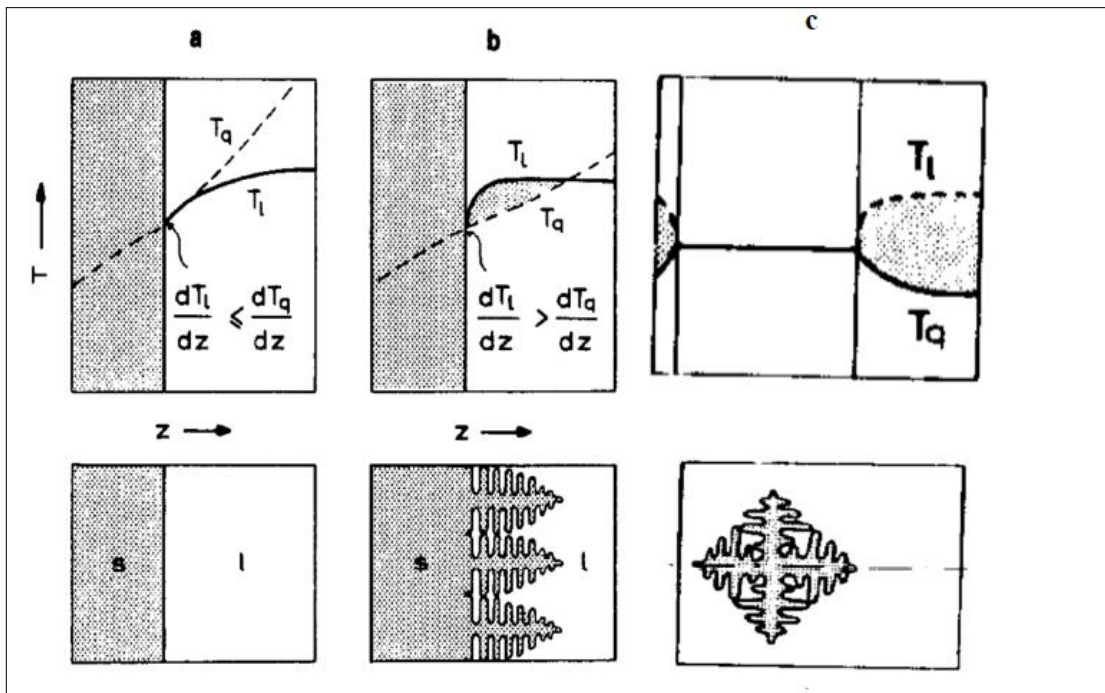


Figure 8. Solidification colonnaire et équiaxe d'un alliage : (a) interface liquide-solide stable, (b) et (c) profils de température régissant la croissance colonnaire et équiaxe respectivement [32].

### I.3.4. Croissance dendritique

La formation de structures dendritiques à l'interface solide-liquide est communément le phénomène observé dans la croissance des cristaux et le processus de solidification [48].

La formation de dendrites commence avec l'avènement de l'instabilité de l'interface solide-liquide [49], ces instabilités peuvent intervenir dans deux régimes de solidification, la croissance colonnaire et la croissance équiaxe.

#### I.3.4.1. Croissance équiaxe

Ce type de croissance avait été traité par Lipton et autres [50] et Trivedi et autres [51]. Elle n'intervient que dans un liquide en surfusion [52] pour que les cristaux maintiennent leur croissance [53]. Il est donc possible d'avoir des cristaux en cours de germination au sein de la phase liquide, qui croissent de façon radiale et produisent par la suite des cristaux axisymétriques [54], [55].

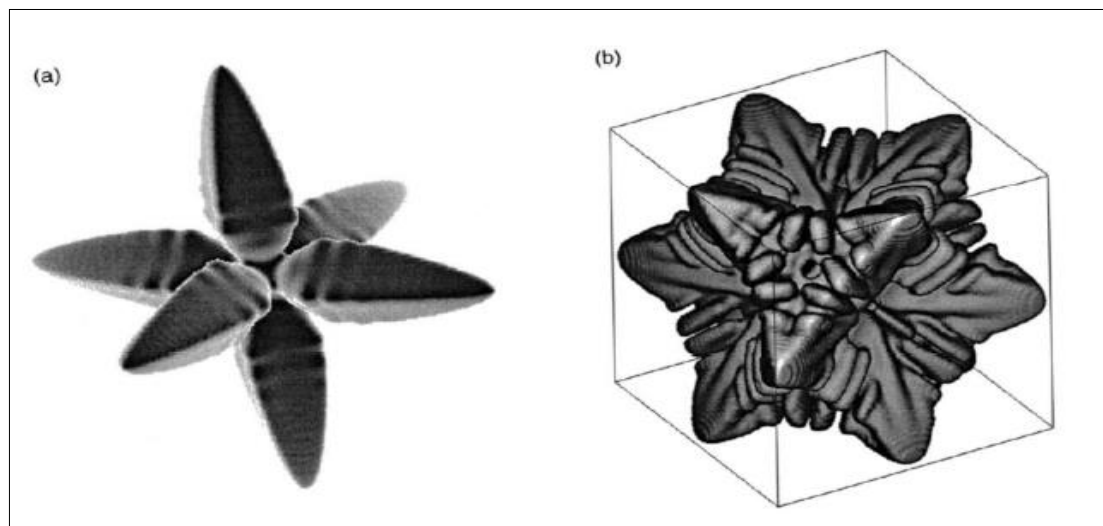


Figure 9. Les dendrites équiaxes tridimensionnelles calculées par la méthode de champ de phase : (a) dendrite thermique dans les directions  $\langle 100 \rangle$ , (b) dendrite solutale de l'alliage Ni-Cu dans les directions  $\langle 110 \rangle$  [56].

Les grains qui se forment lors de ce processus sont entourés du liquide, ce qui fait que la chaleur latente dégagée par la transformation liquide-solide est expulsée du solide vers la paroi du moule à travers le liquide [57], celui-ci doit, alors, être plus froid que les grains solides en cours de formation [24].

#### I.3.4.2. Croissance colonnaire

La croissance colonnaire s'observe uniquement dans les systèmes multiconstituants et intervient lorsque le liquide est refroidi par la paroi du moule qui le contient. Alors, la phase solide est attachée à la paroi froide du moule et suit sa progression vers le cœur du liquide. Ce type de croissance a toujours lieu dans un gradient thermique qui fixe le profil de température à la pointe de la dendrite. En effet, les dendrites formées dans ce processus sont immobiles, longues (parfois quelques centimètres) [55] et leur axe principal est aligné avec le gradient de température, dirigé du solide vers le liquide [24].

De ce fait, les instabilités qui apparaissent à l'interface solide-liquide sont solutales parce que les phénomènes thermiques sont négligés.

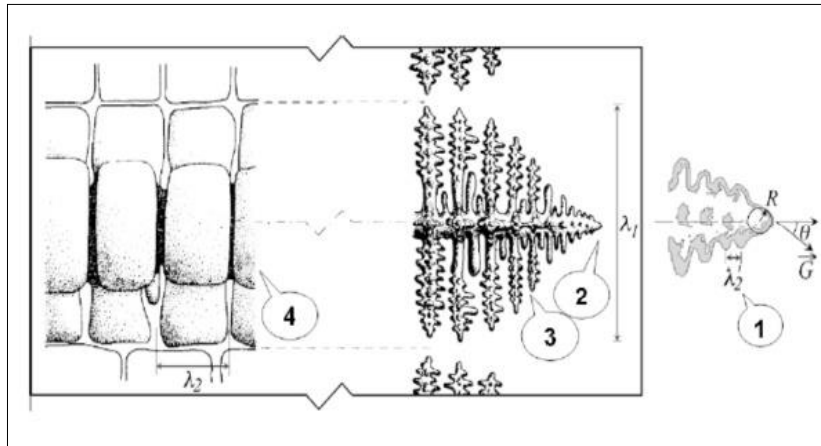


Figure 10. Stades de formation d'une dendrite dans la zone colonnaire : (1) pointe parabolique, (2) développement des instabilités latérale, (3) croissance compétitive des branches secondaires et tertiaires, (4) maturation des branches [15].

### I.3.4.3. Transition colonnaire-équiaxe

La transition colonnaire - équiaxe dans la structure du grain des alliages métalliques a fasciné les chercheurs, dans le domaine de la solidification, de plus de 50 ans [13]. Lors de la croissance d'un alliage, en amont de la zone interdendritique, la redistribution de soluté dans le liquide peut conduire à générer des zones en surfusion. Ceci permet l'apparition des cristaux équiaxes, dont, la coexistence des deux régimes (colonnaire et équiaxe) [58], ce qu'on appelle transition colonnaire-équiaxe [55]. Une fois les germes sont construits, dans la zone sous-refroidie, les grains équiaxes vont se développer avec différentes fractions volumiques, qui dépendent du gradient thermique ou de la vitesse de solidification [59]. Les grains équiaxes, qui peuvent apparaitre au-dessous et au-dessus du lingot vont être incorporés dans la zone colonnaire si leur fraction volumique est petite, et remplacer la zone colonnaire si leur fraction volumique est large [60].

A titre d'exemple, nous présentons dans la figure 11 le résultat d'un calcul réalisé par Dong et Lee [61], montrant la transition d'un régime vers l'autre lors de la solidification de l'alliage Al-3wt%Cu.

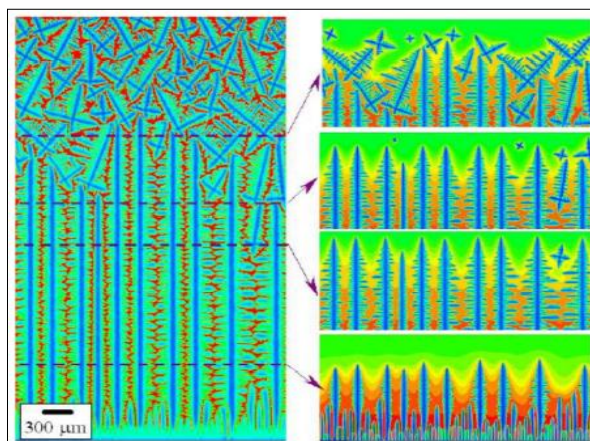


Figure 11. Croissance couplée colonnaire-équiaxe dans un mélange Al-3%Cu, calcul de Dong et Lee : le flux de chaleur est extrait par la paroi du bas. Les couleurs correspondent au champ de concentration, le régime colonnaire initial est progressivement remplacé par un régime équiaxe [62].

## I.4. Solidification des métaux purs et alliages

Du fait des caractéristiques des métaux purs et des alliages, la manière de croissance des métaux purs se diffère de celle que suivent les alliages :

### I.4.1. Solidification des métaux purs

Pour un métal pur, les premiers cristaux solides apparaissent à la température,  $T_f$ , et cette température reste constante pendant toute la période de la solidification, ceci est traduit par un palier de solidification (figure 2). La longueur de ce palier est proportionnelle à la quantité du métal solidifié. La croissance commence par la formation de petits germes et se poursuit par leur développement ainsi que l'augmentation de leur nombre. Ces germes prennent, pendant leur croissance, une forme géométrique régulière, mais lorsqu'ils entrent en contact avec d'autres germes en cours de croissance, leur forme régulière se perturbe et les cristaux primitifs deviennent irréguliers et prennent l'appellation de grains [63].

Les métaux purs suivent un mode de croissance continu à raison que l'interface solide-liquide est une interface désordonnée et que les atomes dans un tel mode arrivent du liquide aux positions aléatoires, partout, sur l'interface du solide [64].

Lors de la solidification des métaux, il se forme en général un solide polycristallin (figure 12). La taille du grain, en fin de solidification, est déterminée par le nombre de germes actifs au début de la solidification [18].

Les métaux forment en général des dendrites qui sont également schématisées à la figure 12 (temps :  $t=t_4$ ). Dans les métaux purs, les dendrites ne sont plus observables après solidification complète. On observe la formation d'une microstructure polycristalline en grains comme celle montrée à la figure 12 (à  $t_5$ ) et à la figure 13.

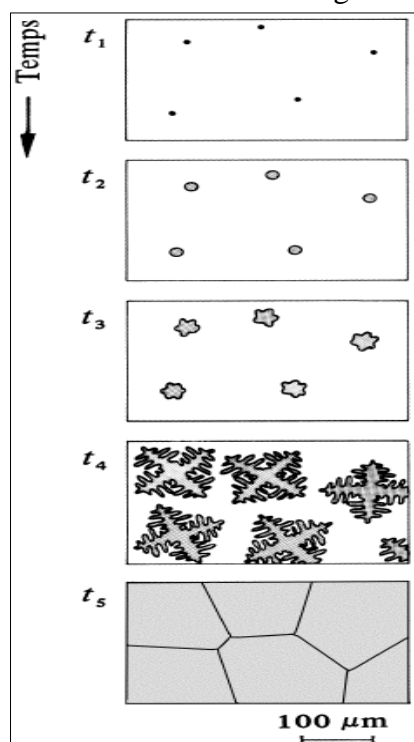


Figure 12. Cristallisation d'un métal fondu contenant un certain nombre de germes hétérogènes au temps ( $t_1$ ). On observe généralement la formation de dendrites ( $t_4$ ) qui, dans les métaux purs, ne sont plus visibles en fin de solidification ( $t_5$ ) [18].



## I.4.2. Solidification des alliages

En pratique, la solidification des métaux purs est rarement rencontrée à raison que les métaux purs contiennent des impuretés qui servent à changer les caractéristiques de solidification d'un métal à un alliage. Et la solidification des alliages est la plus répandue dans l'industrie [65].

Les microstructures observées dans les alliages métalliques sont principalement de quatre types [18]:

- Les cristaux dendritiques formés durant la solidification et qui deviennent visibles après attaque chimique dans le cas des alliages en raison de variations locales de composition chimique (ségrégation) (figure 14 (a)).

Ces variations sont dues à la diffusion lente des éléments à l'état solide qui ne permet pas d'atteindre l'équilibre thermodynamique. Sans attaque chimique, la microstructure a un aspect analogue à un métal pur polycristallin (figure 13).

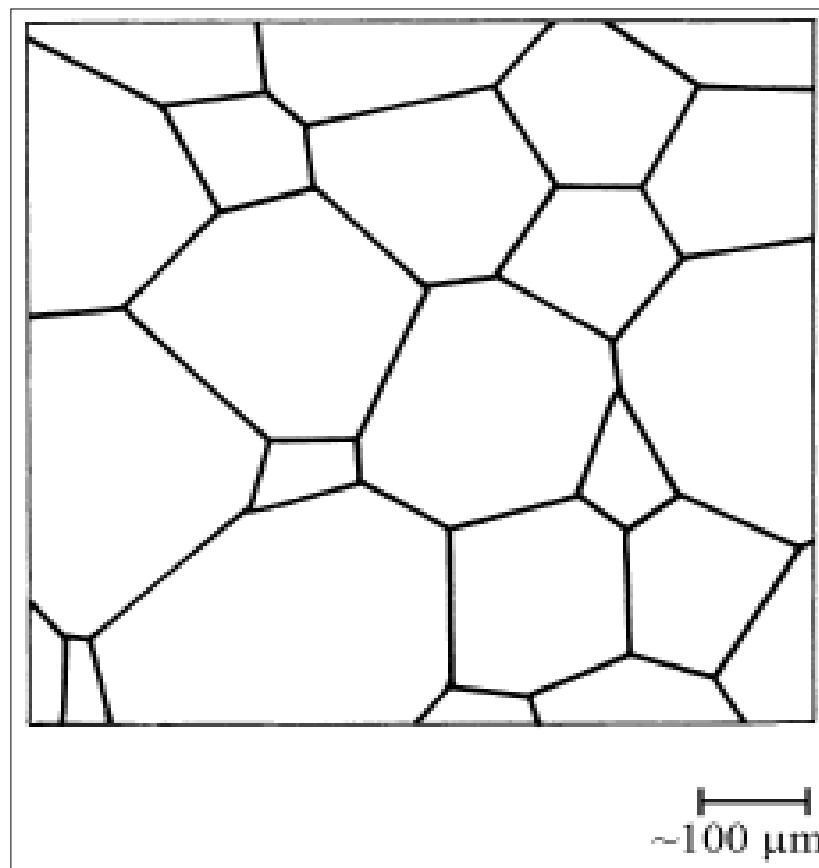


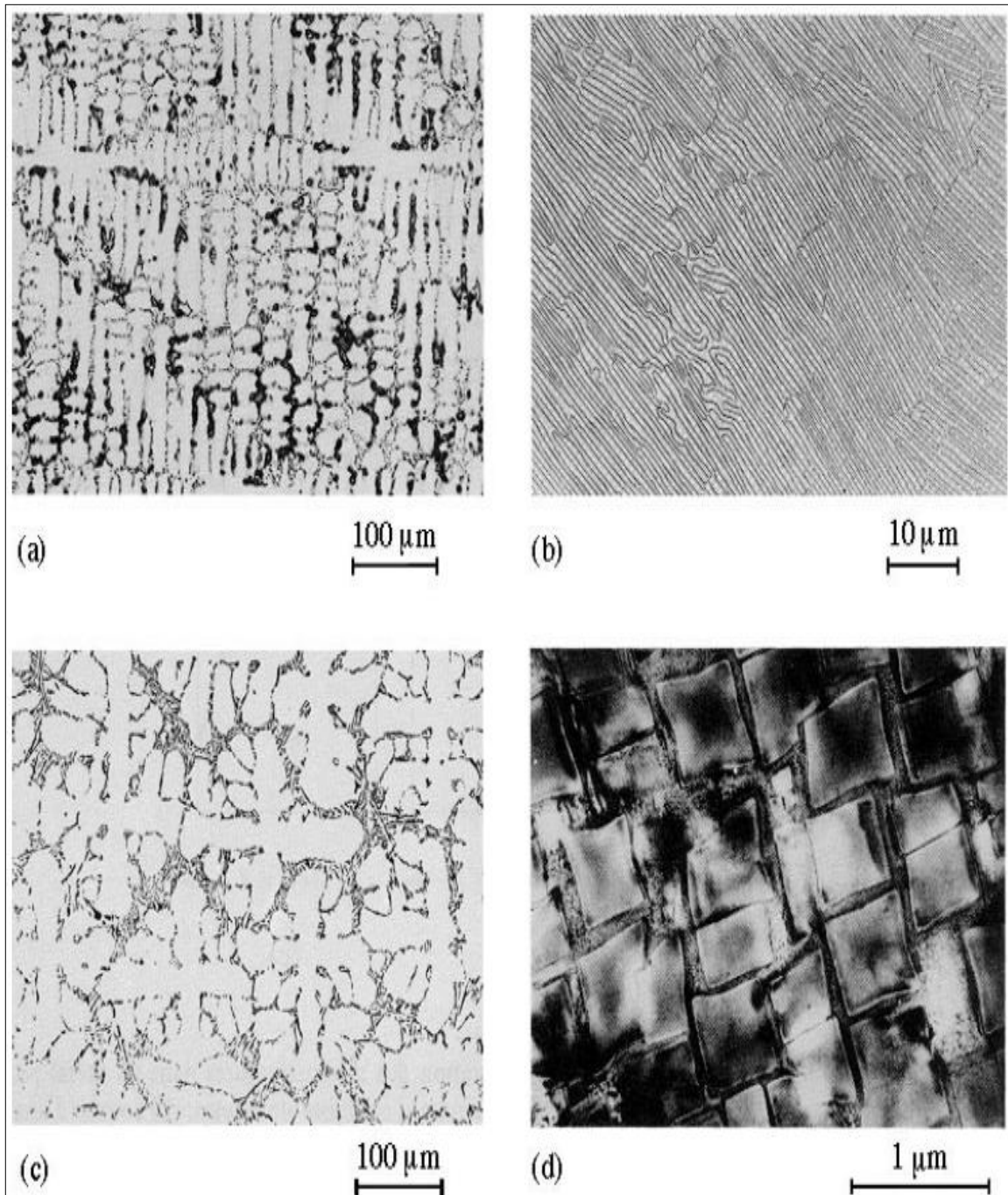
Figure 13. Observation des microstructures au microscope optique à réflexion d'une surface polie et attaquée chimiquement : joints de grains d'un métal pur observés au microscope optique en lumière réfléchie [18].

- Les microstructures eutectiques formées à partir du liquide (transformation eutectique) ou du solide (transformation eutectoïde).

Les microstructures eutectiques ont une morphologie lamellaire (figure 14 (b)) ou fibreuse constituée de deux ou de plusieurs phases différentes.

- Les microstructures mixtes dendritiques et eutectiques (figure 14 (c)).

- Les particules de petite taille qui apparaissent à l'état solide au départ d'une phase sursaturée par précipitation (figure 14 (d)).



**Figure 14. Microstructures des alliages métalliques: (a) dendrites, (b) eutectique lamellaire, (c) dendrites et eutectique interdendritique, (d) précipités formés à l'état solide à l'intérieur des grains. Il est important de noter les différences de grossissement [18].**

Dans le cas d'un métal pur et pour des vitesses de refroidissement peu élevées, le refroidissement s'arrête au point de fusion pendant le temps nécessaire à la croissance des grains dendritiques (figure 15 (b)). Dans le cas des alliages à solution solide (figure 15 (c)), la solidification ne se produit pas de manière isotherme comme dans les métaux purs. Les cristaux dendritiques se forment de manière progressive dans tout l'intervalle de solidification [18].



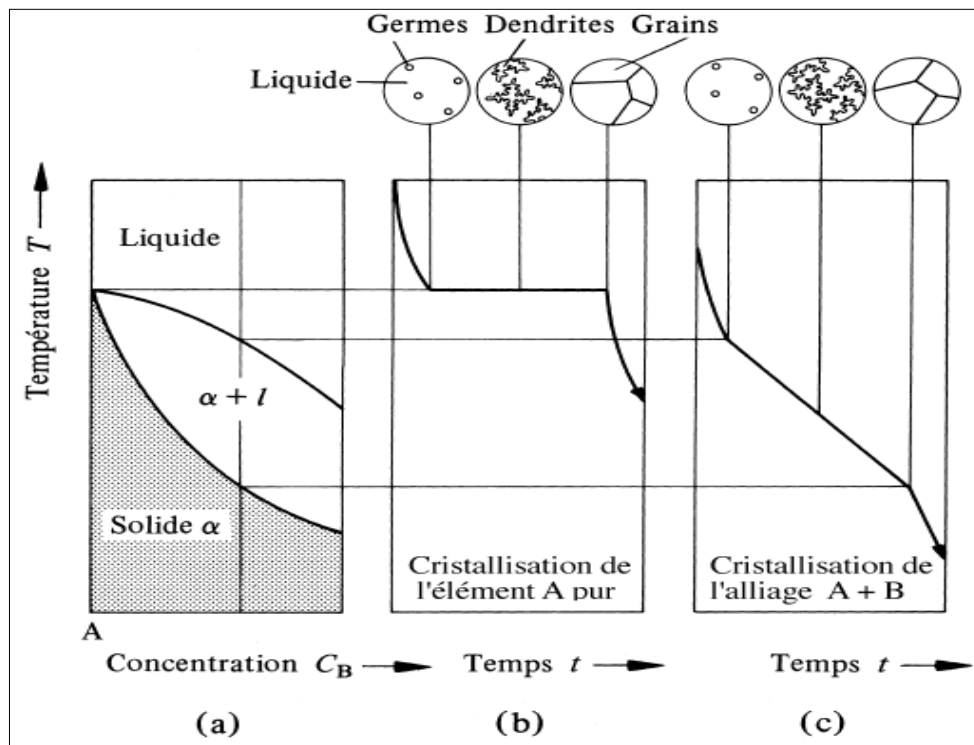


Figure 15. Représentation schématique de la formation des microstructures dans un métal pur et dans un alliage en solution solide : (a) diagramme partiel d'équilibre de phases, (b) courbe d'analyse thermique d'un métal pur et (c) d'un alliage monophasé (fuseau) avec encart l'évolution de la microstructure à différents temps de formation [18].

Lors de la solidification des alliages, il se produit en général des inhomogénéités de la composition cristalline (figure 16). Les éléments de l'alliage qui possèdent le point de fusion le plus élevé se trouvent localisés préférentiellement au cœur des dendrites, tandis que les parties externes sont enrichies en éléments possédant le point de fusion le plus bas. Ces inhomogénéités de composition permettent de visualiser les dendrites lors d'une étude microscopique après attaque chimique [18].

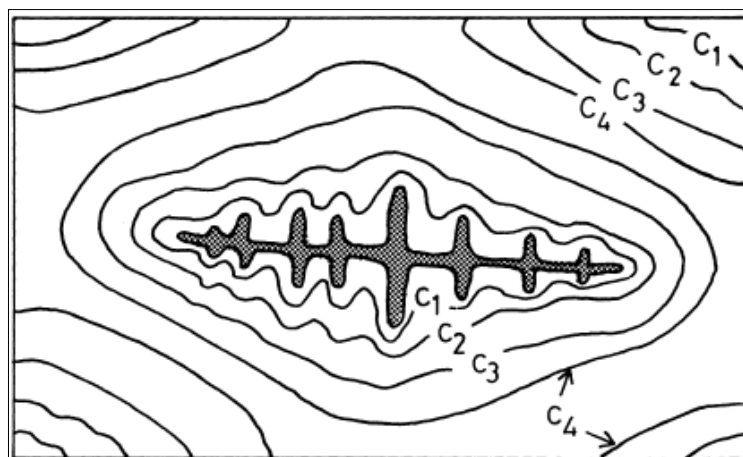


Figure 16. Schéma illustrant les variations de composition (C1, C2,...) d'une dendrite après solidification dans des conditions hors d'équilibre [18].

Un alliage de composition eutectique, dont la courbe d'analyse thermique est donnée à la figure 17 (c), a le même comportement thermique qu'un constituant pur. Comme toute la transformation se déroule à température constante  $T_E$ , sa courbe de refroidissement à vitesse lente est caractérisée par un palier de solidification isotherme. Durant cette cristallisation, il y a formation simultanée de deux phases cristallines  $\alpha$  et  $\beta$  sous forme de fines lamelles alternées ou de fibres dispersées dans la matrice formée par l'autre phase [18]. Les alliages hypoeutectiques ou hypereutectiques (à composition respectivement inférieure ou supérieure à la composition eutectique) constituent des cas intermédiaires entre l'alliage du type fuseau et l'alliage eutectique. Leur comportement thermique est représenté par la courbe d'analyse thermique de la figure 17 (b). Sa microstructure, schématisée en encart, qui contient des dendrites  $\alpha$  et des grains eutectiques ( $\alpha + \beta$ ) [18].

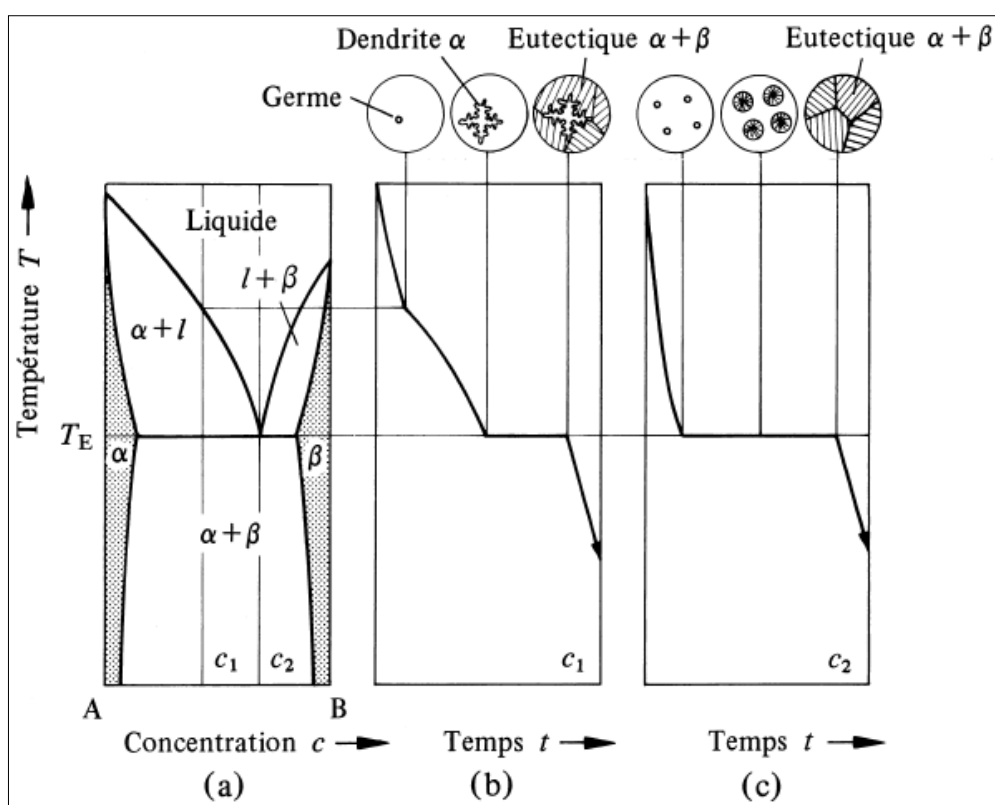


Figure 17. Formation de la microstructure dans les systèmes binaires présentant un eutectique: diagramme d'équilibre (a), courbe d'analyse thermique d'un alliage hypoeutectique  $c_1$ , (b) et eutectique  $c_2$  (c) [18].

#### I.4.2.1. Croissance des eutectiques

La croissance eutectique comporte la germination interactive et la croissance coopérative de deux phases solides de compositions très différentes à partir d'une seule phase liquide homogène s'effectuant dans une zone liquide contiguë à l'interface solide liquide [66], c'est-à-dire  $L \rightarrow \alpha + \beta$  [67]. Diverses microstructures eutectiques ont été observées et sont classifiées en tant que régulière (sous forme lamellaire ou tige) et irrégulière [68], [69]. Ce type de croissance se trouve couramment dans les alliages à base de Fer, d'Aluminium, de Cuivre et de Magnésium [70]

### 1.4.2.1.1. Eutectique régulier

Si, lors de la croissance couplée, les deux phases solides en présence sont caractérisées par une énergie interfaciale isotrope, les lamelles eutectiques croissent de manière parallèle au flux thermique. Ceci conduit à une structure régulière de l'eutectique après solidification [71]. La structure lamellaire des eutectiques peut être considérée comme étant l'empilement périodique et alterné de rubans parallèles des deux phases [72], [29].

Considérons un alliage binaire de composition eutectique dont le diagramme de phase est donné à la figure 18 et examinons ce qui se produit au cours de sa solidification.  $\alpha$  et  $\beta$  sont des phases des éléments purs ou des composés caractérisés par une certaine concentration en B ou A. Le point eutectique est caractérisé par une concentration,  $C_e$ , et une température d'équilibre,  $T_e$ , [71].

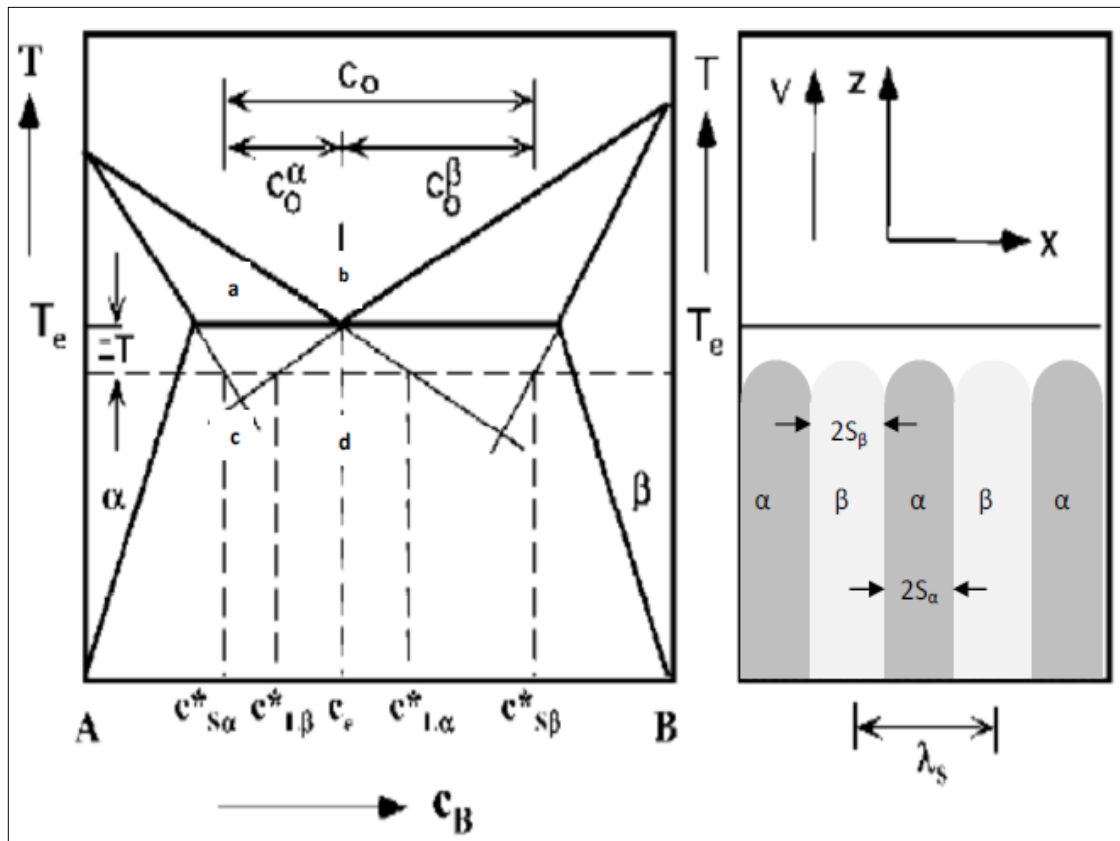


Figure 18. Diagramme de phase présentant une transformation eutectique et le modèle de croissance correspondant : un alliage à composition eutectique suit une forme lamellaire lors de sa croissance [73].

Dans la plupart des cas, la croissance eutectique est régie par deux types de surfusions, la surfusion constitutionnelle due à la variation de concentration et la surfusion de courbure résultante du fait que l'interface n'est pas plane [73].

$$\Delta T = \Delta T_c + \Delta T_r \quad (\text{I. 23})$$

De ce fait, la croissance eutectique fait intervenir trois types d'interfaces :  $\alpha$ -liquide,  $\beta$ -liquide et  $\alpha$ - $\beta$  dont chacune d'elle est caractérisée par une tension superficielle (figure 19).

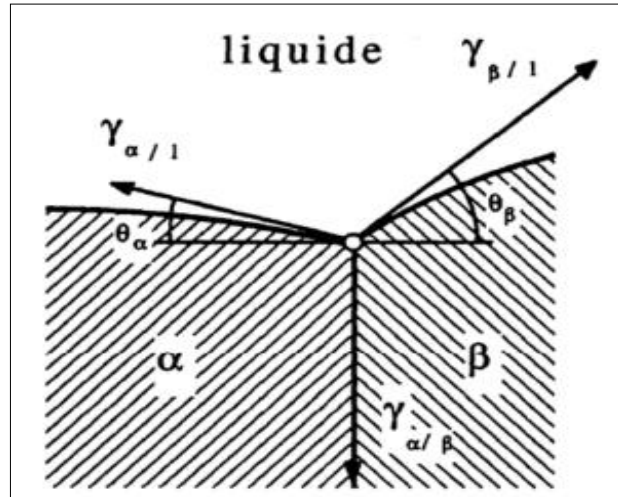


Figure 19. Equilibre des tensions de surface au point de rencontre  $\alpha$ - $\beta$ - liquide : la croissance eutectique fait intervenir trois types d'interfaces,  $\alpha$ -liquide,  $\beta$ -liquide et  $\alpha$ - $\beta$  [71].

#### 1.4.2.1.2. Eutectique irrégulier

Certains alliages présentent des structures irrégulières où les lamelles ou les fibres ne sont pas régulièrement espacées. Dans ce type d'eutectiques, les espacements interlamellaires,  $\lambda_s$ , sont partout désordonnés et varient considérablement et ces déviations étaient dues à la présence d'une phase facettée [74]. Pratiquement, les eutectiques irréguliers constituent une classe importante de matériaux pour des applications de l'industrie de la fonderie (Exemple : Fe-C et Al-Si). L'espacement interlamellaire varie, dans ce cas, entre deux valeurs, une valeur minimale,  $\lambda_e$ , et une valeur maximale,  $\lambda_b$ . Lorsque les lamelles prennent une forme de droite, l'espacement interlamellaire moyen  $\langle \lambda \rangle$  peut être donné par [32]:

$$\lambda = \left( \frac{\lambda_e + \lambda_b}{2} \right) \quad (\text{I. 24})$$

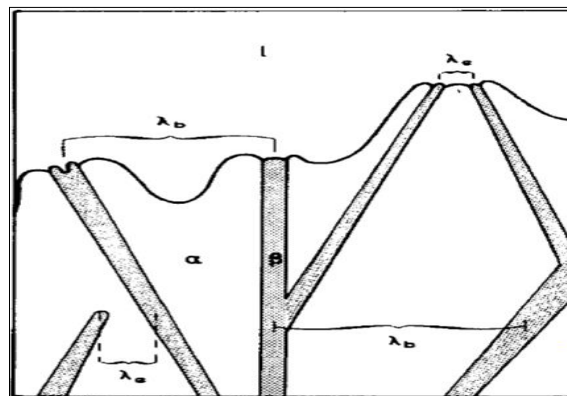


Figure 20. La croissance des eutectiques irréguliers : les lamelles se présentent irrégulièrement [32].

#### 1.4.2.2. Croissance péritectique

La solidification des alliages péritectiques a attiré plus d'attention dans les études expérimentales et théoriques puisque beaucoup de matériaux technologiquement importants sont péritectiques [75]. Les alliages avec transition de phases péritectique sont fréquemment observés dans les métaux et les céramiques [32], [76], à titre d'exemple, les aciers, les alliages à base de Cuivre (Cu-Zn, Cu-Sn) [77], [78], les supraconducteurs à haute température (Y-Ba-Cu-O), etc. [79]. Une transformation

péritectique implique la transformation d'une phase solide et d'une phase liquide en une nouvelle phase solide unique. Cette réaction peut s'écrire [12]:  $\alpha + L \rightarrow \beta$ .

Les microstructures péritectiques sont caractérisées par la concurrence de croissance entre  $\alpha$ -primaire et une phase  $\beta$ -péritectique, qui peuvent tous les deux coexister avec le liquide à la température péritectique,  $T_p$  dont deux mécanismes interviennent, la réaction et la transformation péritectiques (figure 21)

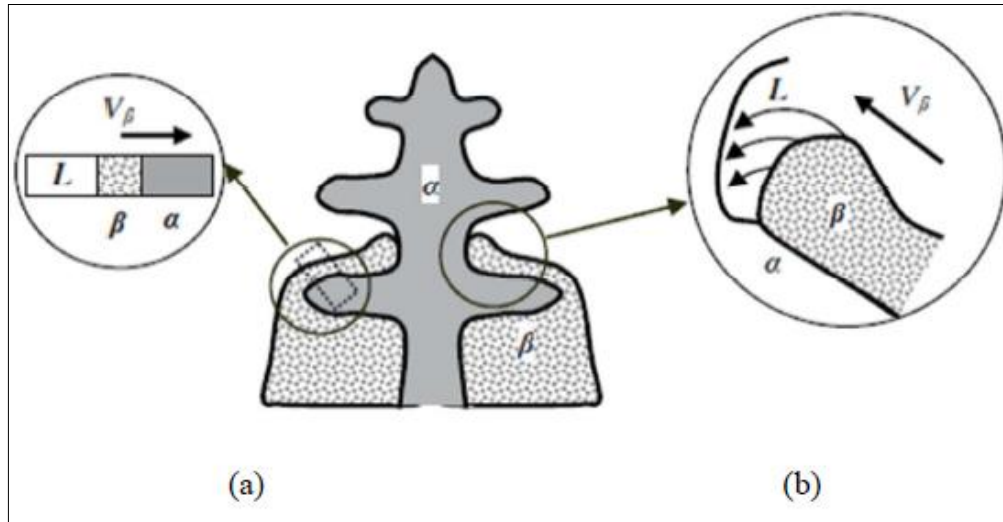


Figure 21. Mécanismes de la croissance péritectique : (a) la transformation péritectique (b) la réaction péritectique [27].

#### I.4.3. Présentation des structures finales de solidification

Lors de la solidification industrielle d'un alliage métallique, que ce soit par un procédé de coulée continue ou à l'intérieur d'une lingotière utilisée en fonderie, on observe habituellement trois zones bien distinctes dans le solide formé (Figure 22).

La première, d'une taille de l'ordre de quelques millimètres, située sur les parois du métal solidifié est constituée d'un ensemble de petits grains [80]. Ce domaine, appelé 'zone de peau', apparaît lors des premiers instants de la solidification, dans les premières zones du liquide à se refroidir. Si les grains qui se sont formés n'ont pas encore d'orientation de croissance privilégiée, celle-ci apparaît au-delà d'une épaisseur de quelques millimètres [81].

Ce phénomène est expliqué par la cinétique de croissance des grains. Les grains dont l'une des directions cristallographiques de croissance est parallèle au gradient de température tendent à se développer au détriment des autres grains. On observe ainsi rapidement après la zone de peau un ensemble de grains parallèles de formes allongées, alignés selon une direction cristallographique voisine. Il s'agit de grains 'colonnaires' qui se sont développés approximativement en suivant la normale aux parois du moule, c'est à dire la direction du gradient de température [81].

Enfin, un troisième domaine est observable au centre du lingot. Il est constitué de grains 'équiaxes' ayant germés dans le bain liquide. Ces grains, sans orientation de croissance privilégiée, ont, en se développant, bloqués mécaniquement la progression du front de croissance colonnaire. La zone de transition entre ces deux domaines, nommée transition colonnaire-équiaxe, permet de définir les limites entre ces domaines [81].

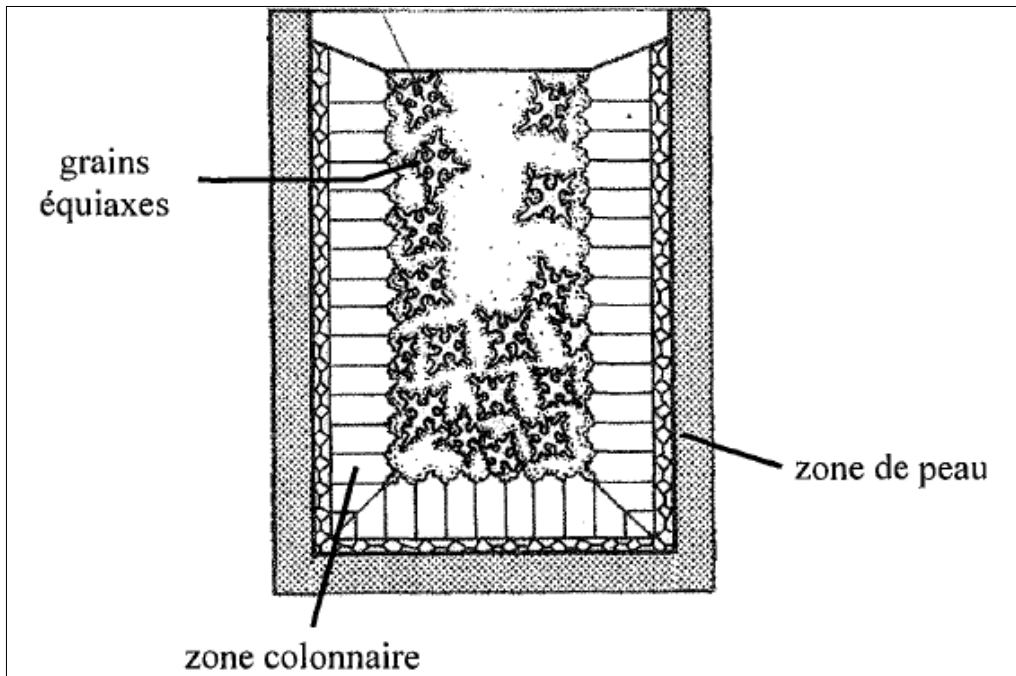


Figure 22.Représentation schématique d'un lingot en cours de solidification, avec les trois types de macrostructure observables. La zone de peau est déjà formée, la structure colonnaire est en cours de développement et commence à rencontrer les grains équiaxes [80].

## I.5. Diffusion à l'état solide

Les diagrammes d'équilibre de phases ont permis de déterminer, dans les conditions d'équilibre, le nombre, la composition et le volume relatif des phases en fonction de la température. Les diagrammes de phases ne donnent, cependant, aucune information sur la cinétique des transformations de phases, c'est-à-dire sur le temps nécessaire pour former des phases nouvelles lorsqu'on change les conditions de température ou la pression agissant sur le système étudié [18].

Toute transformation de phases, comme la cristallisation, met enjeu une réorganisation des atomes ou des molécules et c'est la mobilité des atomes ou des molécules à l'état liquide et à l'état solide qui contrôle, dans une large mesure, la formation des microstructures [18].

Dans un métal solide, les atomes peuvent se déplacer, la diffusion est le phénomène qui régit ces déplacements. Elle peut être mise en évidence en plaçant au contact étroit (après polissage et nettoyage) deux plaquettes de métaux purs différents A et B dont on sait qu'ils sont solubles l'un dans l'autre [82].

### I.5.1. Mécanisme et comportement mécanique des matériaux

Pour utiliser un matériau dans une application, il est important de bien connaître ses propriétés mécaniques. Cette connaissance permet de prédire quel comportement le matériau aura s'il est soumis à une contrainte lors de son utilisation.

#### I.5.1.1. Comportement mécanique des matériaux

Lors de leur mise en forme, les matériaux peuvent activer, en fonction des modes de chargement mis en jeu, plusieurs types de comportements : élasticité, viscoélasticité, plasticité, viscoplasticité, endommagement... Chaque comportement



est associé à des phénomènes physiques particuliers et peut être décrit par des modèles mathématiques spécifiques.

L'étude du comportement mécanique des matériaux a pour but de connaître leur réponse à une sollicitation donnée. Les variables mises en jeu dans ce domaine sont :

- le tenseur des contraintes  $\sigma$ ;
- le tenseur des déformations  $\varepsilon$ .

D'autres essais mécaniques peuvent être utilisés pour caractériser le comportement d'un matériau. Les plus fréquents sont l'essai de dureté, destiné le plus souvent à estimer rapidement et simplement la limite d'élasticité du matériau.

#### *1.5.1.1.1. Essai de dureté*

L'essai de dureté est largement utilisé sur les métaux. Il caractérise la résistance qu'oppose le matériau à la pénétration d'un autre corps plus dur que lui. Ainsi, pour des conditions expérimentales données, la dureté du métal sera d'autant plus grande que la pénétration du corps sera faible. Il existe trois principaux types d'essais de dureté, qui diffèrent essentiellement par la forme du pénétrateur : l'essai Brinell, l'essai Vickers et l'essai Rockwell (Comportement mécanique des mat) :

Dans l'essai Brinell, le pénétrateur est une bille en acier extra dur de diamètre D. On la pose sur l'échantillon à étudier et on exerce sur elle une force F pendant un temps donné t. La dureté est ensuite calculée comme le rapport entre F (exprimée en Kgf) et la surface S (exprimée en mm<sup>2</sup>) de la calotte sphérique ainsi formée [83].

$$HB = \frac{F}{S}$$

La surface S peut être aisément calculée à partir du diamètre d de l'empreinte. Il est évident que la valeur HB obtenue doit être accompagnée des caractéristiques de l'essai : la force appliquée F, le temps d'application t, et le diamètre de la bille D. La valeur de la charge peut atteindre 3000Kg, et le diamètre D de la bille est en général de 5 ou 10mm [83].

Dans l'essai Vickers (figure 50 et 51), le pénétrateur est une pyramide en diamant à base carrée dont l'angle au sommet est de 136°. L'empreinte formée est donc pyramidale. Si S est la surface latérale de cette empreinte (exprimée en mm<sup>2</sup>), d sa diagonale (en mm) et F la force appliquée (en Kgf), alors la dureté est [83]:

$$H_v = \frac{F}{S} \approx \frac{1.8544F}{d^2}$$

La charge utilisée est en général comprise entre 5 et 120Kg. Toutefois, il est possible de faire des essais dits de micro-dureté avec des charges n'excédant pas 100g si l'on veut étudier une zone très locale du matériau. Ces essais sont alors réalisés et analysés sous microscope [83].

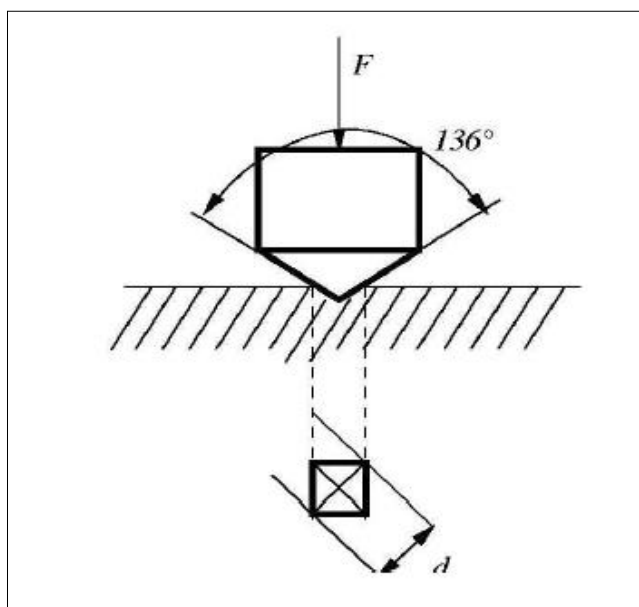


Figure 23. Essai de dureté Vickers.

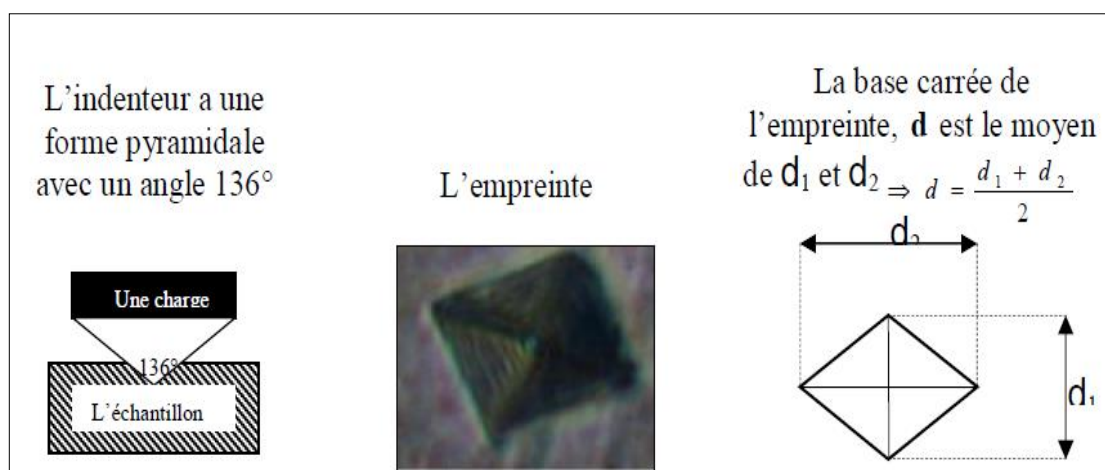


Figure 24. Indenteur et l'empreinte d'indentation.

Dans l'essai Rockwell, le pénétrateur est soit une bille, soit un cône de diamant d'angle au sommet  $120^\circ$ , avec une extrémité sphérique de 0,2mm de diamètre. On ne mesure plus la surface de l'empreinte, mais sa profondeur. On applique en, général une précharge d'environ 10Kg avant l'essai, et on mesure l'évolution de la profondeur de l'empreinte lors du passage à la charge totale. La valeur de la dureté est notée  $H_R$ , avec un indice supplémentaire donnant le type de bille ou cône utilisé et la charge  $F$  utilisée [83].

#### 1.5.1.1.2. Propriétés élastiques

Les matériaux métalliques, soumis à des sollicitations thermomécaniques, se déforment suivant deux modes : une déformation réversible dite élastique et une déformation irréversible dite plastique. L'origine microscopique de la déformation élastique repose sur un déplacement des atomes hors de leur position d'équilibre et un retour de ceux-ci dans leur position initiale à l'arrêt de la sollicitation. Macroscopiquement, le comportement élastique d'un matériau métallique est



généralement décrit par la loi de Hooke qui exprime le tenseur des contraintes comme une fonction linéaire du tenseur des déformations. Il est ainsi possible d'écrire les relations suivantes :

$$\sigma = C \cdot \varepsilon \quad \text{Ou encore} \quad \sigma_{ij} = C_{ijkl} \cdot \varepsilon_{kl}$$

Avec :  $\sigma$  le tenseur des contraintes,  $C$  la matrice d'élasticité,  $\varepsilon$  le tenseur des déformations, éléments du tenseur des contraintes,  $\varepsilon_{kl}$  les éléments du tenseur des déformations et  $C_{ijkl}$  les éléments de la matrice d'élasticité.

En utilisant l'hypothèse d'isotropie élastique, qui est généralement considérée pour les matériaux métalliques, la matrice d'élasticité s'écrit comme suit :

$$[C] = \begin{bmatrix} \lambda + 2\mu & \lambda & \lambda & 0 & 0 & 0 \\ \lambda & \lambda + 2\mu & \lambda & 0 & 0 & 0 \\ \lambda & \lambda & \lambda + 2\mu & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \mu & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \mu & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \mu \end{bmatrix}$$

Avec :  $\lambda$  le coefficient de Lamé et  $\mu$  le module d'élasticité transversale. Soit :

$$\sigma = \lambda \operatorname{tr}(\varepsilon)I + 2\mu\varepsilon$$

Il est possible d'inverser cette équation pour obtenir :

$$\varepsilon = \frac{1}{2\mu}\sigma - \frac{\lambda}{2\mu(3\lambda + 2\mu)} \operatorname{tr}(\sigma)I$$

Avec :

$$\lambda = \frac{Ev}{(1+v)(1-2v)} \quad \text{et} \quad \mu = \frac{E}{2(1+v)}$$

### I.5.1.2. Mécanisme de déplacement des atomes

La diffusion est un phénomène de transfert atomique ou moléculaire activé thermiquement. Les phénomènes de diffusion s'observent pratiquement dans tous les solides, aussi bien dans le cas des cristaux purs (autodiffusion) que dans celui des solutions et des solides amorphes [18].

D'une manière approximative on peut considérer que la diffusion se manifeste seulement à haute température, approximativement entre  $T_f/3$  et  $T_f$  ( $T_f$  étant la température de fusion du métal). Elle se produit lorsqu'existent des différences de composition chimique entre des zones voisines du même métal, elle tend à égaliser les concentrations. C'est l'agitation thermique qui provoque les déplacements des atomes, déplacements effectués depuis les zones riches en soluté vers les zones pauvres en soluté [82].

Quand les atomes solutés sont en position de substitution la diffusion exige la présence d'une lacune au voisinage de l'atome qui doit migrer. Dans ce cas on parle de diffusion lacunaire, laquelle suppose que l'atome migrant possède une énergie suffisante (d'origine thermique) pour quitter sa position et sauter dans la lacune [82]. Pour qu'un atome, ou un segment de molécule, situé au voisinage d'une lacune, puisse se déplacer, il faut qu'il ait l'énergie suffisante pour écarter légèrement les atomes ou

les segments de molécules adjacents de leur position d'équilibre. Le phénomène de diffusion implique donc le passage d'une barrière d'énergie potentielle (figure 23) [18].

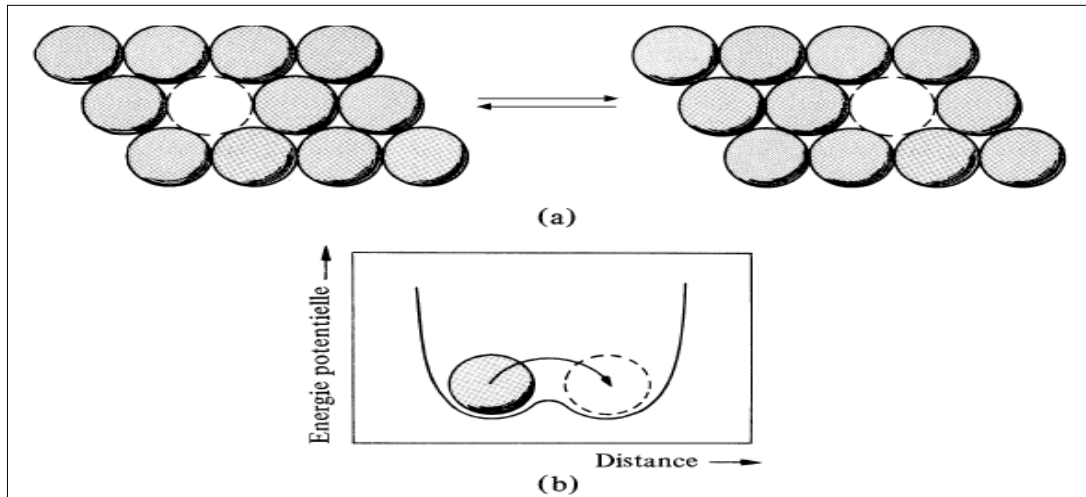


Figure 25.Représentation schématique du déplacement aléatoire et réversible d'un atome au voisinage d'une lacune dans le réseau cristallin (a). Variation de l'énergie potentielle durant la translation de l'atome (b) [18].

C'est un processus qui est favorisé (activé) par une élévation de température et par une faible énergie de liaison [18].

Les atomes en solution solide d'insertion, de par leur petite taille (rayon atomique  $< 0,1 \text{ nm}$ , c'est le cas de H, N, O et C), migrent d'un site interstitiel à un autre sans grande déformation du réseau et de ce fait les lacunes ne sont pas indispensables mais elles rendent cependant leur diffusion plus facile [82].

Ces processus sont complétés par la diffusion aux joints des grains, ces derniers constituent des régions où le réseau cristallin est très perturbé, la diffusion y est donc facile. À température identique cette forme de diffusion est la plus importante, elle est très largement prépondérante aux relativement basses températures ( $0,3 T_f$  à  $0,5 T_f$ ). On assiste alors à un enrichissement des joints de grains à partir desquels la diffusion lacunaire va fonctionner vers l'intérieur des grains (voir figure 24) [82].

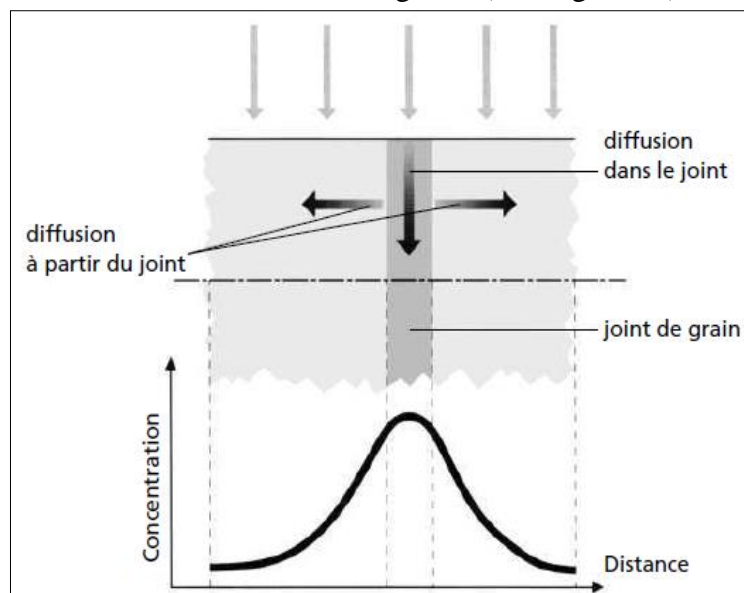


Figure 26.Schéma de la diffusion dans un joint de grain [82].

## I.5.2. Les lois de la diffusion

La diffusion est un phénomène important, qui est à la base de tous les traitements thermiques industriels conditionnant les propriétés structurales des matériaux en service [84].

C'est en 1855 que les bases théoriques des phénomènes de diffusion ont été établies par Fick : elles expriment, au même titre qu'un flux de chaleur ou qu'une densité de courant électrique, un flux d'atomes dans une direction donnée du cristal. On est amené ainsi à définir une grandeur physique importante, appelée le coefficient de diffusion. Ce coefficient intervient dans deux lois fondamentales, appelées lois de Fick [84].

### I.5.2.1. Première loi de Fick

Lorsqu'il existe, dans une phase, un gradient de concentration, la mobilité des atomes ou des molécules entraîne un flux de matière dans la direction du gradient, ce qui tend à diminuer l'enthalpie libre du système et à égaliser les concentrations. Il existe une relation simple entre le nombre  $J$  d'atomes ou de molécules traversant par unité de temps (flux) une section unitaire perpendiculaire à l'axe des  $x$ , et le gradient de concentration  $\frac{\partial C}{\partial x}$  selon l'axe  $x$ . C'est la première loi de Fick qui s'exprime par [18]

$$J = -D \frac{\partial C}{\partial x} \quad (\text{I. 25})$$

Avec  $D$  constante appelée coefficient de diffusion. Le signe moins indique que, physiquement, le flux d'atomes va en sens inverse du gradient  $\frac{\partial C}{\partial x}$  [84].

La relation (I.25) est tout à fait comparable à la loi de propagation de la chaleur (loi de Fourier) ou à l'expression de la densité de courant en fonction d'un champ électrique (loi d'Ohm) [84].

Cette loi valable en régime permanent (en chaque point la concentration reste constante) s'applique à la diffusion uniaxiale dans un milieu homogène et isotrope et ne rend pas compte de la diffusion aux joints des grains. Elle correspond à une situation idéale où les concentrations extrêmes restent constantes dans le temps [82].

Cette relation exprime donc, en régime permanent, l'évolution d'un ensemble hétérogène d'atomes mal répartis dans l'espace vers un état d'équilibre plus stable (ensemble homogène) [84]. Elle spécifie que le flux  $J$  [ $\text{m}^{-2}\text{s}^{-1}$ ] est proportionnel au gradient de concentration  $\frac{\partial C}{\partial x}$  [ $\text{m}^{-4}$ ]. À noter que la concentration se mesure en atomes ou en molécules par  $\text{m}^3$  [ $\text{m}^{-3}$ ]. Le facteur de proportionnalité est le coefficient de diffusion  $D$  [ $\text{m}^2\text{s}^{-1}$ ] est une mesure de la mobilité des atomes [18]:

La variation de  $D$  avec la température est représentée à la figure 25 pour les phases solides. Dans la plupart des cas, l'augmentation de  $D$  avec la température résulte à la fois d'une élévation de l'énergie thermique et de la concentration en lacunes. L'accélération de la diffusion dans les joints de grains et à la surface résulte d'une augmentation de la concentration en volumes vides dans ces régions perturbées de la structure cristalline [18].

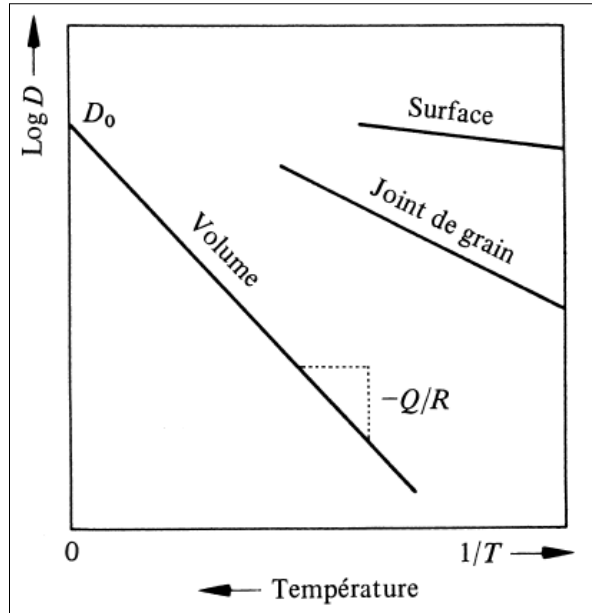


Figure 27. Variation du coefficient de diffusion  $D$  en échelle logarithmique en fonction de  $1/T$  [18].

### I.5.2.2. Deuxième loi de Fick

La première loi de Fick (I.25) ne permet de calculer la vitesse de diffusion d'un constituant dans un matériau que dans le cas où le gradient de concentration reste constant dans le temps. Cette situation ne se rencontre que dans des cas particuliers, par exemple lors de la diffusion d'une substance à travers une paroi mince séparant deux réservoirs de concentration différente (figure 26). [18]

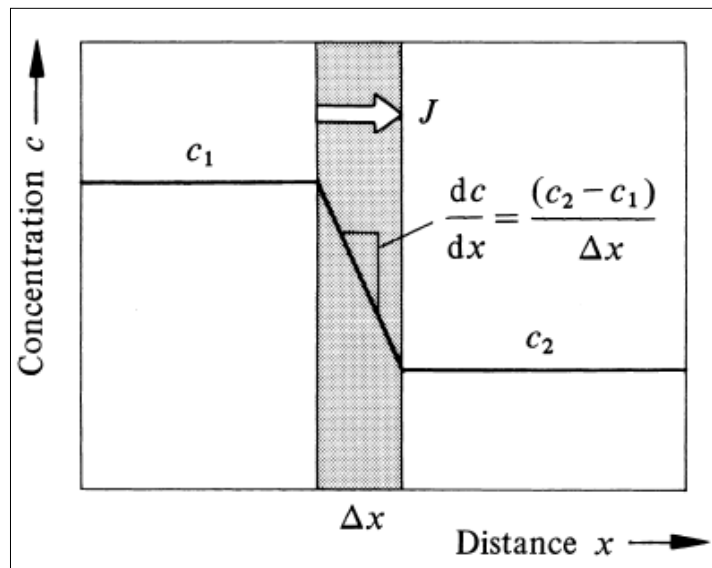


Figure 28. Diffusion stationnaire à travers une paroi d'épaisseur  $\Delta x$  séparant deux réservoirs où la concentration de la substance diffusante est respectivement égale à  $c_1$  et  $c_2$  [18].

Lorsque, dans un système, la concentration locale en substance diffusante se modifie dans le temps entraînant une variation de gradient de concentration, il y a modification du flux de matière. Dans le cas d'une diffusion unidirectionnelle à travers une section unitaire perpendiculaire à l'axe  $x$ , la variation du flux  $\frac{\partial J}{\partial x}$  s'exprime par [18]:

$$\frac{\partial J}{\partial x} = \frac{\partial}{\partial x} \left( -D \frac{\partial c}{\partial x} \right) \quad (\text{I. 26})$$

L'accroissement dans le temps de la concentration  $c$  dans un petit élément de volume d'épaisseur  $\partial x$  est égal à la diminution du flux à travers cet élément de volume [18]:

$$\frac{\partial c}{\partial t} = -\frac{\partial J}{\partial x} \quad (\text{I. 27})$$

En admettant que  $D$  ne dépende pas de la concentration, on écrit pour de la diffusion unidirectionnelle [18]:

$$\boxed{\frac{\partial c}{\partial t} = D \left( \frac{\partial^2 c}{\partial x^2} \right)} \quad (\text{I. 28})$$

L'équation (I.28) est appelée deuxième loi de Fick [18]. Elle exprime non pas un régime permanent de diffusion, mais un régime transitoire où l'on suppose  $\frac{\partial c}{\partial t} \neq 0$  [84].

La variation de la concentration en fonction du temps est proportionnelle à la dérivée seconde de la concentration par rapport à la distance. La variation de la concentration en un point est d'autant plus rapide que la dérivée seconde par rapport à la distance (courbure du champ de concentration) est élevée (figure 27) [18].

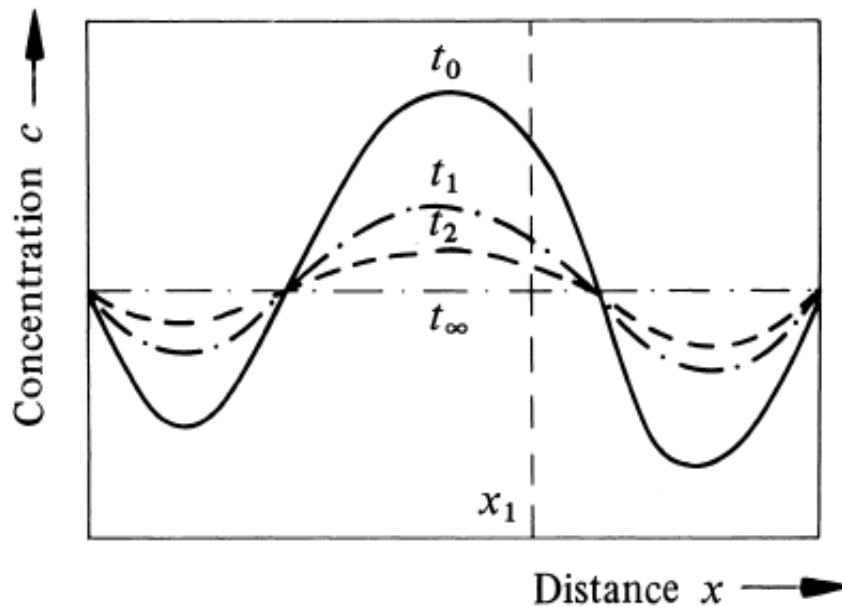


Figure 29. Distribution de la concentration  $c$  selon la distance  $x$  en fonction du temps [18].

Les intervalles de temps entre  $t_0 - t_1$  et  $t_1 - t_2$  sont égaux. La variation de concentration dans le temps à une distance  $x$  est d'autant plus grande que la dérivée seconde  $\frac{\partial^2 c}{\partial x^2}$  est élevée. À temps infini, la dérivée première  $\frac{\partial c}{\partial t}$  et la dérivée seconde  $\frac{\partial^2 c}{\partial x^2}$  s'annulent, ce qui correspond à l'équilibre thermodynamique [18].

À l'équilibre on a [18]:

$$\frac{\partial c}{\partial x} = 0 \quad (\text{I. 29})$$

Et

$$\frac{\partial J}{\partial x} = D \left( \frac{\partial^2 c}{\partial x^2} \right) = 0 \quad (\text{I. 30})$$

Lorsque l'équilibre est atteint, la dérivée première et la dérivée seconde de la concentration, par rapport à la distance, s'annulent.

L'équation (I.28) a la même forme que l'équation de diffusion (conduction) de la chaleur (loi de Fourier). Elle est susceptible d'intégration en fonction des conditions initiales et des conditions aux limites du système [18].

Sous sa forme la plus générale, la deuxième loi de Fick doit s'écrire [84]:

$$\frac{\partial c}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left( D_x \frac{\partial c}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left( D_y \frac{\partial c}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left( D_z \frac{\partial c}{\partial z} \right) \quad (\text{I. 31})$$

Si D est une constante quelle que soit la direction dans l'espace (milieu isotrope), on peut écrire [84]:

$$\frac{\partial c}{\partial t} = D \left( \frac{\partial^2 c}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 c}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 c}{\partial z^2} \right) = D \cdot \Delta c = D \cdot \nabla^2 \cdot c \quad (\text{I. 32})$$

Cette équation ne peut s'appliquer en toute rigueur qu'aux phénomènes d'autodiffusion, c'est-à-dire aux mouvements d'atomes dans le propre réseau cristallin de ces atomes [84].

Dans les métaux cubiques, les coefficients  $D_x$ ,  $D_y$ ,  $D_z$  sont égaux. Dans les autres systèmes cristallins, la diffusion est anisotrope ( $D_x \neq D_y \neq D_z$ ) [84].

### I.5.2.3. Loi d'Arrhénius

Le coefficient de diffusion D est caractéristique d'une mobilité à une température définie. Ce phénomène, lié à l'agitation des atomes, se modifie donc avec la température dans le même sens que la concentration en défauts et l'entropie du système. Il obéit par conséquent, comme tous les phénomènes activés thermiquement, à une relation exponentielle, du type équation de Boltzmann. Appelée pour l'état solide relation d'Arrhénius, elle s'écrit sous la forme [84]:

$$D = D_0 \exp \left( - \frac{Q}{RT} \right) \quad (\text{I. 33})$$

Où Q est l'enthalpie (énergie) d'activation de la diffusion et T, la température absolue exprimée en degré kelvin (K). Dans le cas de la diffusion substitutionnelle par mécanisme lacunaire, Q est égal à la somme de  $\Delta H_t$  (est l'enthalpie d'activation de migration de la lacune.) et de  $\Delta H_f$  (l'enthalpie de formation des lacunes, dans le cas des solides,  $\Delta H_f$  est voisin de 100 kJ mol<sup>-1</sup>). Dans le cas d'un mécanisme interstitiel, il ne faut prendre en considération que  $\Delta H_t$  [18]. R est la constante des gaz parfaits et  $D_0$  est une constante appelée facteur de fréquence [82] il a les mêmes dimensions que D, et sa valeur est celle du coefficient de diffusion pour  $1/T = 0$ , c'est-à-dire pour une température infinie [84].

### I.5.2.4. Principaux modes de diffusion

Nous avons considéré jusqu'ici la diffusion dans l'ensemble d'un cristal comme le mouvement d'atomes échangeant leurs positions avec les lacunes ou d'autres défauts du réseau. Si l'on considère maintenant le cas d'un solide polycristallin dans l'ensemble

de l'échelle totale des températures, plusieurs phénomènes importants peuvent exister [84]:

- À basse température, loin de  $T_f$ , il ne peut exister de mouvement atomique que dans les zones les plus libres du cristal, c'est-à-dire en surface où des liaisons sont coupées. On parle alors de diffusion superficielle, et la relation d'Arrhénius s'écrit:

$$D_s = D_{0s} \exp\left(-\frac{Q_s}{RT}\right) \quad (I. 34)$$

- À température moyenne ( $0,3$  à  $0,5 T_f$ ), un deuxième phénomène apparaît : il s'agit de la diffusion dans les zones les plus perturbées du polycristal, c'est-à-dire les joints de grains. Les atomes migrent alors préférentiellement en échangeant leurs positions avec les défauts du joint de grain. Il s'agit de la diffusion intergranulaire, à laquelle on peut rattacher une nouvelle loi d'Arrhénius :

$$D_j = D_{0j} \exp\left(-\frac{Q_j}{RT}\right) \quad (I. 35)$$

Il s'agit ici du domaine de températures où l'on observe, quand il y a lieu, les phénomènes de précipitation intergranulaire.

- À haute température ( $0,7 T_f$  à  $T_f$ ), enfin, la diffusion dans le volume des grains prend de plus en plus d'importance par croissance exponentielle du nombre de défauts : c'est le véritable phénomène de diffusion en volume ( $D_v, D_{0v}, Q_v$ ) qui correspond généralement aux traitements d'homogénéisation. Ces trois domaines ne sont évidemment pas séparés les uns des autres. À des températures intermédiaires, ils peuvent coexister simultanément, ce qui est une source de difficultés pratiques pour déterminer les coefficients de diffusion intrinsèques  $D_s, D_j, D_v$ .

### I.5.3. Mécanismes élémentaires de la diffusion

Plusieurs cas sont à considérer suivant la nature des éléments présents et le type de réseau cristallin [84]:

- Premier cas : si l'on regarde des atomes A mobiles dans leur propre réseau, on parle dans ce cas d'autodiffusion et l'on étudie par conséquent l'interaction directe des atomes A avec les défauts du réseau. C'est le problème du métal pur, sans addition ni impureté.
- Deuxième cas : si l'on observe la mobilité d'une impureté B dans le réseau de A, on parle alors d'hétérodiffusion à dilution infinie des atomes B. Ces derniers interagissent avec les atomes A et avec les lacunes de A. C'est le problème des solutions solides très diluées.
- Troisième cas : si la diffusion concerne une solution solide concentrée, il est nécessaire de considérer à la fois les différents types d'atomes A, B, etc., et leurs interactions propres avec les lacunes de la solution solide. Ce cas devient donc rapidement complexe en raison du nombre de coefficients de diffusion élémentaires qu'il faut prendre dans les calculs ( $D_A, D_B, \dots$ ).

Par exemple, pour une solution solide binaire A – B, contenant  $C_A$  atomes A et  $C_B$  atomes B, on est amené à définir un coefficient de diffusion mutuelle (ou coefficient d'interdiffusion)  $\tilde{D}_{AB}$ , lié pour certaines concentrations précises aux coefficients  $D_A$  et  $D_B$  par la relation [84]:



$$\tilde{D}_{AB} = C_A D_B + C_B D_A \quad (\text{I. 36})$$

$D_A$  et  $D_B$  étant les coefficients de diffusion intrinsèques de A et B, pour la composition binaire particulière. Étant donné que l'on fait intervenir ici la concentration de chaque élément, on parle dans ce cas de diffusion chimique.

### I.5.3.1. Diffusion interstitielle

Ce mécanisme intéresse des éléments de petits rayons ioniques, placés dans un réseau en position interstitielle. Ce n'est possible qu'avec les éléments ayant un rayon inférieur à 0,1 nm (1Å), comme le carbone, l'azote ou l'hydrogène dans le fer. L'atome interstitiel migre ainsi d'une position interstitielle à une autre position interstitielle sans nécessiter une trop grande déformation du réseau cristallin. A priori, dans ce mécanisme, la présence de lacunes n'est pas indispensable, mais leur présence ne peut évidemment qu'aider la mobilité des atomes. Les coefficients de diffusion d'un élément interstitiel seront donc toujours plus grands que ceux des atomes de la matrice qui les contient (dans un rapport égal à  $10^4 - 10^5$ ) [84].

### I.5.3.2. Diffusion lacunaire

Ce mécanisme concerne tous les cas classiques de diffusion d'atomes de substitution (autodiffusion ou hétérodifusion). En raison de l'encombrement pris par chaque atome, la diffusion ne peut avoir lieu que s'il existe une lacune au voisinage immédiat de l'atome qui doit migrer, et ce dernier doit posséder, en plus, une énergie suffisante pour quitter sa position d'équilibre et sauter dans la lacune [84].

### I.5.3.3. Diffusion par bilacunes ou multilacunes

Pour expliquer l'autodiffusion des métaux cubique centré qui ne suivent pas toujours, dans toute l'échelle de températures, une seule loi d'Arrhénius, certains auteurs ont proposé, pour les plus hautes températures, la contribution de bi ou multilacunes. Ces dernières augmenteraient donc considérablement les coefficients de diffusion [84].

## Conclusion

Les transformations de phases, qui se produisent au cours de l'élaboration et de la mise en forme des matériaux, conditionnent en grande partie leurs propriétés technologiques. Les matériaux sont pratiquement toujours élaborés au départ de l'état liquide. Leur microstructure finale se forme pendant les transformations de phases, qui interviennent dans les processus de traitement thermique. Le paramètre moteur de ces transformations est la différence d'enthalpie libre entre la phase en formation et la phase transformée. La différence d'enthalpie libre entre ces deux phases dépend de l'écart entre la température où la transformation est effectuée et la température de transformation thermodynamique (équilibre thermodynamique) déterminée sur le diagramme d'équilibre de phases. La vitesse de transformation augmente avec cet écart et passe par un maximum parce que le changement de phase ne peut se produire sans une certaine mobilité des atomes ou des molécules (diffusion) et que cette mobilité diminue considérablement avec l'abaissement de la température. Dans un grand nombre



de cas, les transformations de phases sont amorcées par un processus de germination. Un germe est un embryon de phase nouvelle qui apparaît à la suite d'une fluctuation de structure ou/et de composition dans la phase à transformer. La nouvelle phase n'apparaît jamais à la température d'équilibre à la suite de l'existence d'une barrière thermodynamique à la transformation résultant de la présence d'une interface entre les phases en présence. La lenteur des processus de diffusion à basse température peut empêcher une transformation d'atteindre des taux de conversion élevés. Pendant la croissance qui suit la germination, il y a adsorption des atomes ou des molécules à l'interface entre les phases en transformation. Les métaux ont une grande facilité de croissance à partir d'une phase condensée parce que leur interface est rugueuse à l'échelle atomique et qu'elle présente de nombreux sites d'accrochage, augmentant le nombre de liaisons offertes à l'atome qui se fixe. Leur cristallisation est facile et rapide [18].

## **Chapitre II : L'aluminium et ses alliages.**

## Introduction

Même si, à l'heure actuelle, l'industrie lance de nombreux travaux de recherche autour des matériaux composites, les alliages métalliques et notamment les alliages d'aluminium, restent incontournables [85].

Comme le démontre la Figure 28, l'Aluminium possède des qualités de légèreté et de résistance [86]. Le besoin grandissant de respect de l'environnement et les innovations technologiques font de l'Aluminium un métal d'avenir. Il bénéficie d'un fort potentiel de croissance dans les matériels de transport, tout en s'inscrivant dans une perspective de développement durable [87].

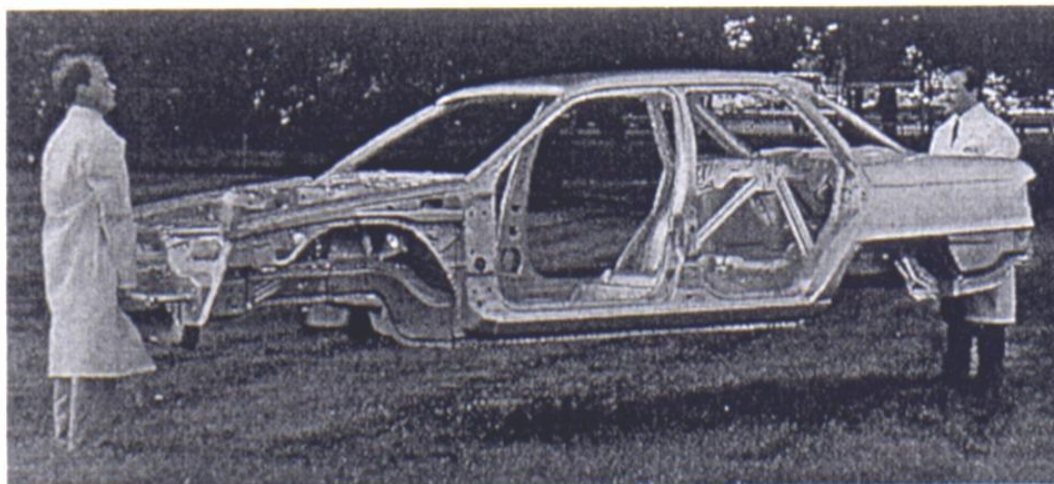


Figure 30. Projet de monocoque en aluminium de ALCAN et FORD [88].

## II.1. Généralités sur l'aluminium

### II.1.1. Historique

C'est le chimiste anglais Sir Humphry Davy, qui découvrit le premier en 1807 un élément jusqu'alors inconnu qui entrainait dans la composition de l'alun. Il lui donna tout d'abord le nom d'aluminium puis d'aluminium [89].

L'oxyde d'aluminium a longtemps résisté à toute tentative de réduction. En 1825, Hans Christian Oersted obtint une forme impure du métal. Mais la première obtention d'aluminium est le plus souvent associée au nom de Friedrich Wöhler, qui reprit les travaux d'Oersted et obtint une poudre grise d'aluminium, à partir de la réaction du chlorure d'aluminium anhydre avec du potassium. En 1854, Henri Sainte-Claire Deville obtint de l'aluminium métal et présenta l'année suivante quelques kilogrammes du nouveau matériau à l'Exposition universelle de Paris [90] [91]. Mais, il faudra attendre 1886, pour que Charles Martin Hall et Paul Héroult, développent, quasiment simultanément, un procédé électrolytique pour la production de l'aluminium à partir d'alumine et de cryolite fondues [92]. Actuellement, toutes les usines produisant de l'aluminium métal fonctionnent encore sur la base de ce principe [93].

Le métal obtenu par le procédé Hall-Héroult titre usuellement à 99,7%, ce qui est amplement suffisant pour la majorité des applications. Mais peu à peu la demande en aluminium de grande pureté s'est faite croissante, dans un premier temps pour la production de réflecteurs, puis plus tard dans le domaine de l'électronique pour la fabrication de condensateurs. Afin d'obtenir de l'aluminium titrant jusqu'à

99,99% (4N), voire 99,999% (5N), les impuretés présentes dans le métal (principalement le fer et le silicium) doivent être éliminées par raffinage. Il existe à l'heure actuelle deux procédés distincts, tous deux employés industriellement [89].

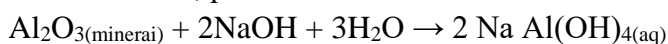
## II.1.2.Fabrication de l'aluminium

Le premier procédé est un raffinage électrolytique (dit à trois couches) réalisé dans un bain de sels fluorés, permettant d'obtenir de l'aluminium pur à 99,99% (4N). Le second procédé, appelé méthode de la zone fondue, est basé sur la ségrégation naturelle de l'aluminium lors d'un refroidissement lent [93] [94]. Les deux procédés peuvent être également combinés pour obtenir de l'aluminium de titre très élevé : 99,999% (5N) [89].

Le procédé industriel de transformation de l'aluminium à partir de la bauxite, minéral principal de l'aluminium, (dont la composition moyenne est 55 % d' $\text{Al}_2\text{O}_3$ , 5 % de  $\text{SiO}_2$ , 15 % de  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  et 25 % de pertes au feu) est constitué de trois étapes principales (figure 29) [95].

Première étape, l'extraction de l'alumine ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) de la bauxite, par le procédé Bayer constituer d'opérations d'hydrométallurgie (figure 29.I), qui met en jeu trois opérations unitaires de transformation [95]:

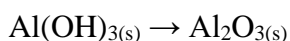
- Une lixiviation : attaque des particules du minéral par une base, réalisée dans des autoclaves, produisant une dissolution de l'alumine contenue dans la bauxite :



- La précipitation de l'hydroxyde d'aluminium à partir d'une solution sursaturée d'aluminate avec formation de particules d'hydroxyde, réalisée dans des décomposeurs :



- La calcination : décomposition thermique des particules d'hydroxyde avec formation d'alumine, réalisée dans des fours tournants :



Et des opérations unitaires classiques de séparation solide-liquide : filtration, décantation permettant de séparer les solides en suspension dans des liquides.

Deuxième étape, l'électrolyse en sels fondus de l'alumine, donnant l'aluminium liquide (figure 29.II).

Troisième étape, l'affinage et la mise à la nuance pour l'obtention d'alliages (figure 29.III). L'affinage comporte : l'extraction d'impuretés métalliques (Na, Ca, Li) et non métalliques (H) par dégazage (réalisé par insufflation d'un gaz inerte dans le métal liquide) et l'extraction d'inclusions d'oxydes en suspension dans le métal liquide par flottation puis par filtration avant coulée, en général coulée continue pour obtenir des bandes ou des barres.

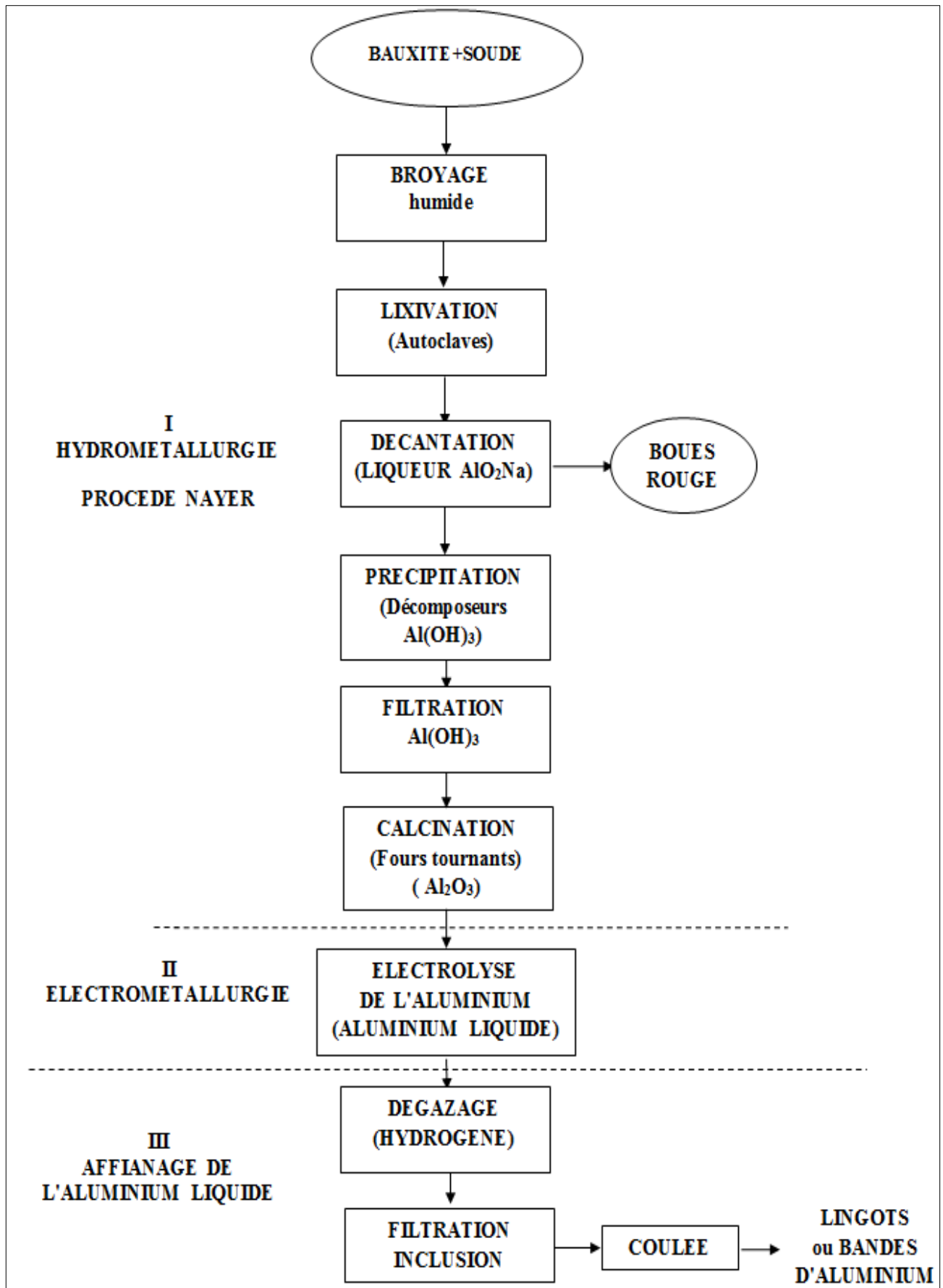


Figure 31.Élaboration de l'aluminium. Étapes et opérations unitaires [95].

### II.1.3. Structure cristalline de l'aluminium

L'aluminium est un élément chimique de symbole Al et de numéro atomique 13. Il est extrait de la bauxite, où il est présent sous forme d'oxyde hydraté dont on extrait l'alumine ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ). Il peut également être extrait d'autres minéraux : néphéline, leucite, sillimanite, andalousite, muscovite. Il cristallise dans le réseau cubique à face centré, et son paramètre de maille  $a$  est de 0,404 nm comme indiqué dans la Figure 30 [96].

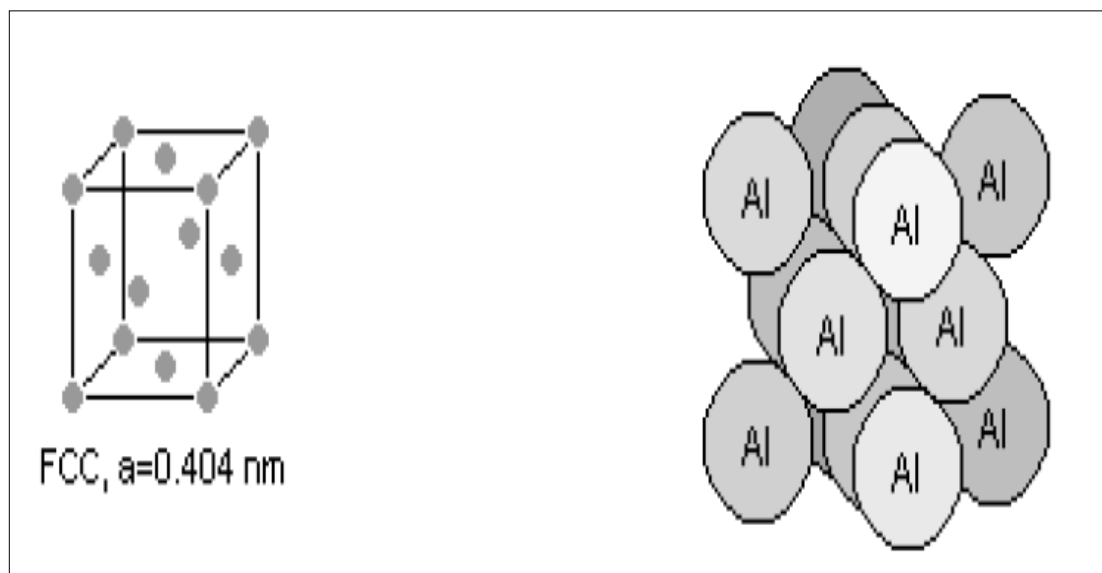


Figure 32. La maille élémentaire de l'aluminium [96].

## II.2. Propriétés de l'aluminium

En tonnage, la production d'aluminium ne représente que quelques pourcentages de celle des aciers. Cependant, ce métal et ses alliages arrivent en seconde position pour l'utilisation des matériaux métalliques. L'aluminium doit cette place à un ensemble de propriétés qui en font un matériau remarquable [12]. Parmi celles-ci, citons ce qui suit:

### II.1.2.1. Propriétés mécaniques

L'aluminium commercialement pur possède, à l'état recuit, des propriétés mécaniques faibles. On peut toutefois améliorer considérablement ces propriétés par écrouissage, 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 l'état recuit, d'une excellente ductilité à toute température [87].

### II.1.2.2. Propriétés physiques

#### II.1.2.2.1. Masse volumique

La masse volumique de l'aluminium est de  $2700 \text{ kg/m}^3$ . L'utilisation de l'aluminium s'impose donc dans les domaines de la construction aéronautique et du transport [87].

#### **II.1.2.2.2. Conductivité électrique et thermique**

L'aluminium offre une excellente conductivité électrique pour un poids inférieur à celui du cuivre. C'est pour cela qu'on le retrouve de plus en plus pour les lignes à haute tension [97].

A l'instar du cuivre, l'aluminium, en plus d'une bonne conductivité électrique procure également un fort pouvoir caloporteur ce qui explique par exemple sa présence dans les dispositifs de refroidissements [98].

#### **II.1.2.2.3. Propriétés optiques**

Le pouvoir réflecteur de l'aluminium poli est excellent et varie avec la longueur d'onde. Dans le spectre du visible, il est de l'ordre de 85% à 90%, seul l'argent peut faire mieux. Cette propriété peut être améliorée par des traitements de surface comme le polissage et le brillantage. Le pouvoir émissif de l'aluminium revêtu de sa couche naturelle d'oxyde est très faible, de l'ordre de 5% du corps noir à l'état poli. Cette propriété est utilisée en isolation [99].

#### **II.1.2.3. 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 comme revêtements extérieurs de bâtiments. Par contre, dans les milieux corrosifs, les alliages d'aluminium peuvent subir les effets de la corrosion. Des piqûres, de la corrosion sous contrainte, de la fatigue corrosion, voire de la corrosion généralisée peuvent se développer. Pour des conditions données, la sévérité de l'attaque dépend de l'alliage utilisé et de son état [87].

#### **II.1.2.4. Propriétés de mise en forme**

L'aluminium a une température de fusion relativement basse, d'environ 660°. 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 [87].

#### **II.1.2.5. Recyclage de l'aluminium**

L'aluminium est un des métaux dont le recyclage est le plus attractif tant sur le plan énergétique que sur le plan économique. La refusion de l'aluminium ne représente que 5% de l'énergie nécessaire à l'élaboration du métal à partir du minerai. L'expérience de plusieurs dizaines d'années de récupération des « vieux métaux » montre que les déchets d'aluminium ont toujours une valeur marchande supérieure à celle des ferrailles [12].

### **II.3. Métallurgie d'aluminium et ses alliages**

Dans ses principales applications, l'aluminium est utilisé sous forme d'alliages, l'ajout des éléments d'additions augmente sa résistance mécanique, mais souvent au

détriment d'autres propriétés. Pour trouver le meilleur compromis entre les propriétés pour un usage donné, les métallurgistes n'agissent pas uniquement sur la composition de l'alliage, mais aussi sur les traitements thermiques ou Thermomécaniques auxquels le matériau est soumis lors de sa mise en forme et son utilisation [97] [98].

### **II.3.1. Diversité des alliages d'aluminium**

Les progrès permanents de la métallurgie de l'aluminium ont abouti à proposer une gamme étendue de nuances, bien adaptées aux utilisations envisagées [85].

Tellement nombreux, les alliages d'aluminium sont regroupés conformément à une nomenclature rigoureuse et complexe. Ainsi le métal pur non allié constitue la série 1000 et les autres séries dépendent de la nature de l'élément d'alliage principal (2000 pour le Cu, 3000 pour le Mn, 4000 pour le Si, 5000 pour le Mg, 6000 pour le Mg et le Si, 7000 pour le Zn) [98]. D'une famille à une autre les propriétés caractéristiques sont très variables : les alliages de la famille 5000 sont soudables résistants à la corrosion tandis que ceux de la famille 2000 ont des caractéristiques mécaniques plus élevées, mais sans possibilité de soudage par les procédés classiques, et avec une sensibilité marquée à la corrosion atmosphérique [100]. Les alliages de la série 3000 (composant du radiateur de chauffage automobile) se caractérisent par [101]: une résistance mécanique faible mais qui peut être augmentée par écrouissage, ou addition de magnésium, une bonne aptitude à la mise en forme, au soudage et au brasage et une excellente résistance à la corrosion dans des conditions normales d'utilisation.

La quantité d'éléments ajoutés permet de partager les alliages d'aluminium en deux grandes catégories

- Ceux fortement alliés sont les alliages de fonderie et une fois solidifiés, ils ne peuvent généralement pas être mis en forme par déformation plastique. Ils doivent donc être coulés dans ou près de leur forme finale (bloc moteur, jante de roue).
- Les alliages corroyés contiennent comparativement peu d'éléments d'alliage et peuvent être déformés plastiquement. Ils sont généralement vendus sous forme de tôles et profilés issus de la coulée en lingots et billettes de grandes dimensions [102].

#### **II.3.1.1. Alliages de fonderie**

Ces alliages d'aluminium sont destinés à être mis en forme par moulage. Il existe différents types de moulage : le moulage en sable, le moulage en coquille, la coulée sous pression, etc. Le procédé le plus économique est choisi en fonction de la taille, de la forme des pièces et de l'importance des séries. Le type de moulage choisi influe sur les propriétés du matériau. Par exemple, le refroidissement plus rapide obtenu grâce au moulage en coquille donne aux pièces une structure métallurgique plus fine et améliore ainsi les propriétés mécaniques du matériau, comparativement à l'utilisation du moulage en sable. Concernant le choix de l'alliage, il résulte souvent d'un compromis entre les propriétés de fonderie (coulabilité, absence de crique à chaud, forme et répartition du retrait volumique) et les propriétés d'usage exigées de la pièce (caractéristiques mécaniques, aspect de surface, aptitude au polissage et à l'anodisation, résistance à la corrosion, etc.) [103].



### II.3.1.2. Alliages de corroyage

Ces alliages d'aluminium sont destinés à être mise en forme par des techniques telles que le laminage, le filage, le matriçage, le forgeage, etc. La technique est choisie en fonction de la forme finale désirée [104].

Les alliages destinés à être corroyés peuvent être classés en deux familles en fonction du type de transformation ou de traitement qui permettra d'obtenir les caractéristiques mécaniques et de résistance à la corrosion :

- Les alliages à durcissement structural, qui sont susceptibles aux traitements thermiques (séries : 2000, 4000, 6000 et 7000) et désignés par la lettre T indiquant l'état métallurgique, cette lettre est suivie par un premier chiffre indique le type de traitement thermique. Les plus classiques sont : T4 : mis en solution, trempé, mûri, et T6 : mis en solution, trempé, revenu.
- Les alliages écrouis désignés par la lettre H indiquant l'état métallurgique, ces alliages obtiendront leurs caractéristiques mécaniques par écrouissage, donc par déformation à froid. (Séries : 1000 ,3000 et 5000) [105].

### II.3.2. Influence des impuretés

Les impuretés contenues dans ces alliages sont importantes car elles modifient, volontairement ou non, les diverses propriétés du matériau. On trouve principalement comme impuretés [106]:

- **Fer** : C'est une impureté naturelle du silicium et de l'aluminium. Il fragilise la pièce produite par formation de composés intermétalliques durs et fragiles qui peuvent faciliter l'amorçage d'une fissure par décohésion lors d'une sollicitation mécanique. De plus, il gêne l'alimentation en métal liquide des pièces dans le moule par formation de plaquettes d'éléments intermétalliques et diminue l'étanchéité de la culasse. Pour avoir de bonnes propriétés mécaniques, sa teneur est limitée à moins de 0.14% dans les alliages de première fusion dits à haute pureté, le chrome et le manganèse ont sensiblement les mêmes effets.
- **Nickel** : Améliore légèrement les propriétés à chaud mais coûte cher.
- **Plomb** : Au-delà de 0.05% il neutralise la modification au strontium et diminue les propriétés mécaniques de l'alliage.
- **Etain** : Abaisse les caractéristiques mécaniques, augmente la porosité, améliore très peu la coulabilité.
- **Phosphore** : Est un poison pour les alliages hypo-eutectiques car il constitue un site de germination du silicium, en revanche, ce sera un élément affinant pour les alliages hypereutectiques. En effet dans ces alliages, ce sont les plaquettes de Si qui germent en premier et il n'y a donc pas de dendrites d'aluminium.
- **Antimoine** : Permet de piéger le phosphore mais n'est pas compatible avec le Strontium.
- **Lithium** : Très oxydable, regaze instantanément et considérablement l'alliage.
- Les éléments que l'on ajoute volontairement pour leurs propriétés bénéfiques sont indiqués ci-dessous.

### II.3.3. Effets des éléments alliés

Il est possible de modifier les différentes propriétés d'un métal en lui ajoutant des éléments d'alliage. Les nouveaux alliages ainsi formés sont soit plus résistants, plus ductiles, plus durs, *etc.* selon le choix. Toutefois, pour obtenir précisément ce que l'on veut, il faut savoir quel élément fait quel effet [107]:

- **Étain** : L'étain, en petite quantité (< 1 %), améliore l'usinabilité des alliages d'aluminium et facilite le vieillissement artificiel, d'où émane l'augmentation à la résistance mécanique et à la corrosion. Cependant, en quantité plus importante il favorise la fissuration à chaud.
- **Cuivre** : Cet élément forme avec l'aluminium le  $\text{CuAl}_2$  servant au durcissement des alliages. De plus, il contribue de plus à l'augmentation de la résistance mécanique, à la réduction du retrait lors de la coulée et à l'amélioration de l'usinabilité. Toutefois, il diminue généralement la résistance à la corrosion. Les alliages contenant de 4 à 6 % de cuivre sont ceux qui répondent le plus fortement aux traitements thermiques.
- **Magnésium** : Le magnésium est la base du développement de la résistance et de la dureté lors des traitements thermiques des alliages Al-Si. Il est en général utilisé dans les alliages AlSi plus complexes qui contiennent du cuivre, du nickel et d'autres éléments dont le but est également de durcir l'alliage. La phase de  $\text{Mg}_2\text{Si}$  qui durcit l'alliage montre une solubilité limite de 0,70 % de magnésium. Au-delà de cette limite, il n'y a pas davantage de durcissement et il peut même survenir un adoucissement de l'alliage. La composition de magnésium habituellement employée pour les alliages de la famille AlSi varie de 0,070 à 0,40 %. Les alliages binaires Al-Mg sont largement utilisés dans des applications qui requièrent un bon fini de surface, une bonne résistance à la corrosion et une combinaison intéressante de résistance, de ductilité et d'usinabilité. La composition de magnésium de ces alliages varie généralement de 4 à 10 % et les compositions contenant plus de 7 % de magnésium peuvent subir un traitement thermique. L'instabilité ainsi que les caractéristiques de vieillissement de ces alliages à la température de la pièce obligent à leur faire subir un traitement thermique. D'un côté plus négatif, le magnésium contribue à accélérer l'oxydation de l'aluminium liquide et les précipités aux frontières des grains rendent l'alliage susceptible à la fissuration intergranulaire. Finalement, selon Morgan<sup>17</sup> l'ajout de magnésium peut augmenter la microdureté de la matrice d'aluminium de 100 à 115 KHN (dureté Knoop).
- **Silicium** : L'effet le plus remarquable du silicium dans les alliages d'aluminium, c'est l'amélioration des caractéristiques de mise en forme (moulage). L'addition du silicium à l'aluminium pur augmente de beaucoup la fluidité, la résistance au craquage à chaud et les caractéristiques de l'écoulement du métal liquide. La composition la plus utilisée dans les alliages d'aluminium de fonderie est d'ailleurs celle de la famille Al-Si. Les alliages commerciaux hypoeutectiques et hypereutectiques ont une proportion de silicium qui peut varier jusqu'à environ 25 % en poids. En général, la proportion optimale de silicium est déterminée par la procédure de mise en forme. Pour une procédure nécessitant un taux de refroidissement lent (moule de sable ou de plâtre - réfractaire), une proportion de 5

à 7 % est recommandée, 7 à 9 % pour un moule permanent et 8 à 12 % pour un moulage sous pression. Ces recommandations sont basées sur la relation entre le taux de refroidissement, la fluidité et les effets du pourcentage de la phase de silicium eutectique sur le front de l'écoulement du métal liquide. L'addition de silicium réduit également la densité de l'alliage ainsi que le coefficient d'expansion thermique. Sa présence associée à celle du magnésium forme le  $Mg_2Si$  rendant ainsi l'alliage propice aux traitements thermiques.

### II.3.4. Diffusion des solutés

Dans les alliages à base d'aluminium, les transformations de phases, qui sont assurées par un mécanisme diffusionnel, nécessitent le mouvement des atomes, soit simplement pour passer d'une phase à une autre, soit pour fournir des éléments d'alliage vers l'interface d'une nouvelle phase croissante. Pour la solution solide d'aluminium (CFC), la diffusion des solutés s'effectue principalement par un mécanisme d'interaction entre lacunes et solutés, effectif lorsqu'une lacune est présente sur le site voisin. La Figure 31 représente schématiquement la barrière d'énergie que doit franchir l'atome pour passer d'une position d'équilibre vers une autre (Cette représentation est symbolique car il est possible que l'atome occupe une position intermédiaire) [108].

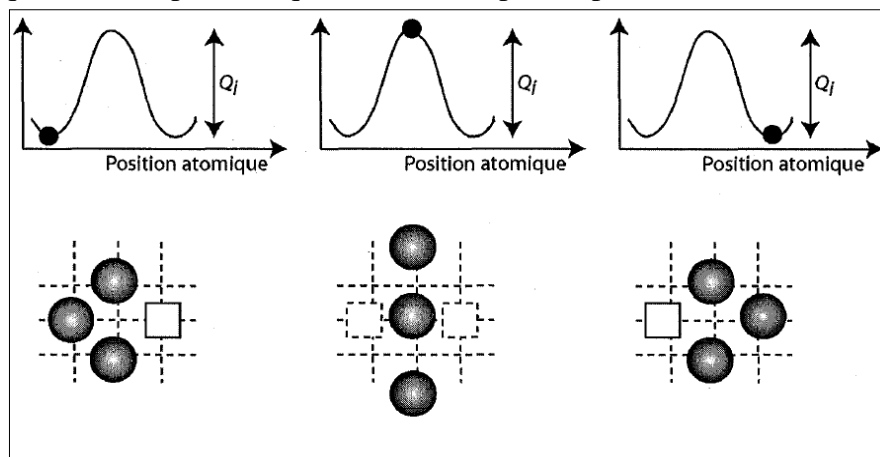


Figure 33.Représentation schématique des mécanismes d'interaction entre lacunes et solutés [108].

### II.3.5. Diagrammes d'équilibre de phase

#### II.3.5.1. Système binaire Al-Sn

Le système Al-Sn (la figure 32), c'est un simple eutectique, les températures de fusion de l'aluminium et d'étain purs sont respectivement  $660.452^{\circ}C$  et  $231.968^{\circ}C$ , le diagramme représente un palier eutectique à  $228.5^{\circ}C$  [109] au-dessous duquel l'alliage est hétérogène, la solubilité de l'aluminium dans l'étain est de 2.4% molaire. L'étain est très peu soluble dans l'aluminium ( $< 0.01\%$ ) [110], un seul eutectique existe à 97.6% [111].

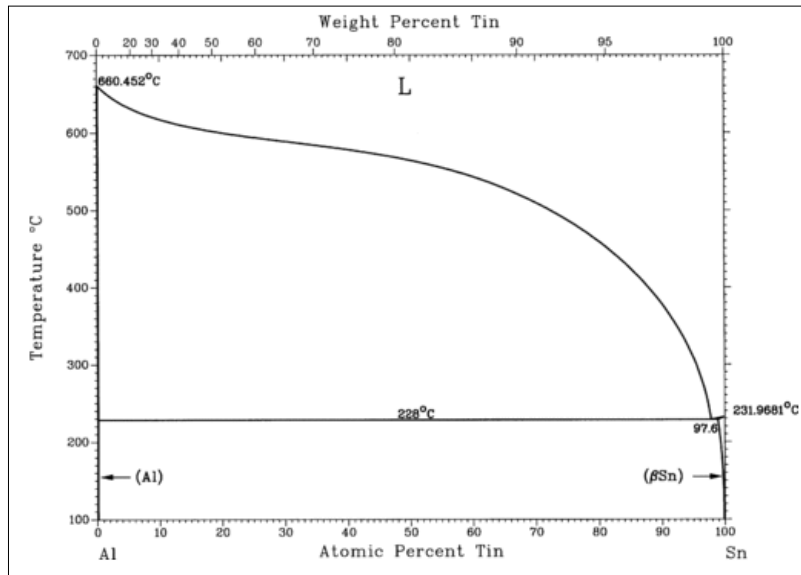


Figure 34. Diagramme d'équilibre Al-Sn [111].

### II.3.5.2. Le système binaire Al-Cu

Le cuivre est l'un des éléments d'addition les plus importants pour l'aluminium. Il est souvent utilisé comme élément complémentaire puisqu'il contribue au durcissement du métal [100]. Le système aluminium-cuivre a été l'un des premiers à être industriellement exploité sous l'appellation « duralumin » qui a été, pendant longtemps, la dénomination commerciale et usuelle des alliages d'aluminium à 4 % de cuivre de la famille 2000. La solubilité du cuivre dans l'aluminium à l'état solide décroît de 5,7 % depuis la température eutectique de 547 °C jusqu'à la température ambiante où elle n'est plus que de 0,5 % [112].

Le diagramme d'équilibre de ce système (figure 33) est caractérisé par sa complexité en particulier entre 20 et 50 % en masse d'aluminium, où on note de nombreuses phases métastables. La figure 34 présente une partie du diagramme d'équilibre du système Al-Cu (partie riche en aluminium). Dans ce diagramme, la ligne du solvus présente, à l'équilibre, la limite de solubilité du cuivre dans l'aluminium, à gauche de cette ligne, il y a une solution solide  $\alpha$  (solution de cuivre dans l'aluminium) et, à droite, outre la phase  $\alpha$  (la matrice), une seconde phase:  $\text{CuAl}_2$ , notée  $\theta$  et contenant 53%<sub>m</sub> de cuivre. Ainsi, à 400°C, par exemple, la solubilité maximale, à l'équilibre, du cuivre dans l'aluminium est de 1,8%, et le reste du cuivre est précipité sous forme de  $\text{CuAl}_2$  [113].

L'eutectique Al- $\text{CuAl}_2$  se situe à la température de 548 °C et le liquide eutectique est composé d'Aluminium - 32,3 % poids Cu en équilibre avec une solution solide d'aluminium contenant 5,7 % poids Cu. La composition de la phase intermétallique  $\text{CuAl}_2$  varie de 52,5 % poids Cu à 53,7 % poids Cu à 548 °C et de 53,2 % poids Cu à 53,9 % poids Cu à une température de 400 °C [100].

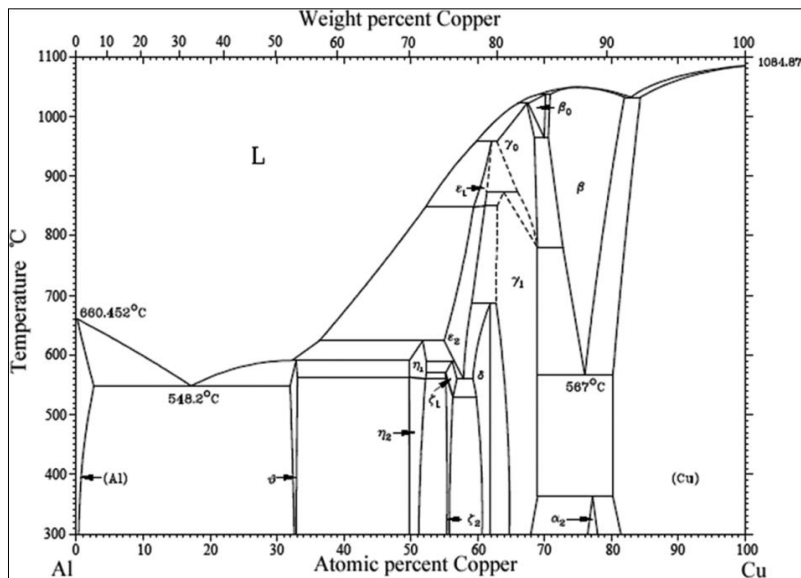


Figure 35. Diagramme d'équilibre Al-Cu [114].

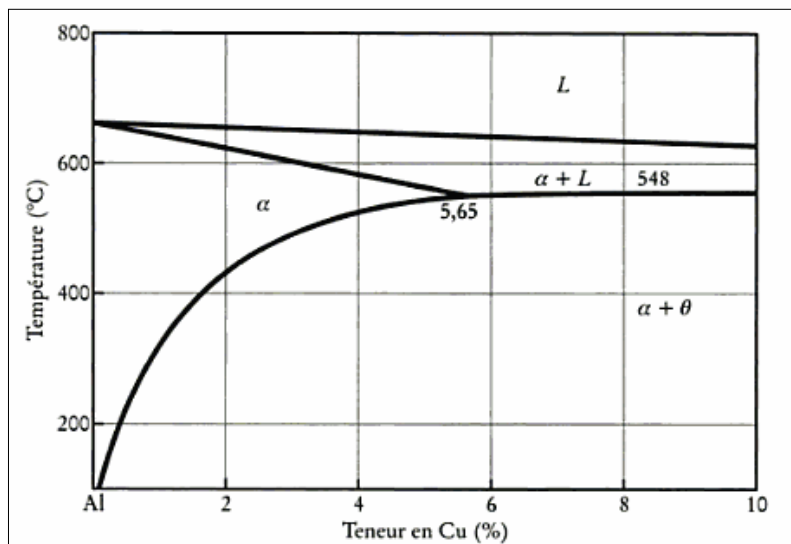


Figure 36. Partie du diagramme d'équilibre Al-Cu [12].

### II.3.5.3. Système binaire Al-Si

Le silicium est l'élément d'alliage le plus important dans les alliages d'aluminium. C'est d'ailleurs cet élément qui permet de différencier les aluminums de fonderie de ceux de corroyage. La présence de silicium améliore la fluidité d'un alliage d'aluminium tout en réduisant le retrait dans les pièces coulées. De plus, il est possible de modifier la répartition des particules de silicium dans les alliages hypoeutectiques par l'addition de sodium ou de strontium [115].

Le système Al-Si forme un eutectique simple avec une solubilité à l'état solide limitée des deux éléments l'un dans l'autre. Le point eutectique est situé à une concentration de 11,7 % poids Si à une température de 577 °C. Il n'y a aucune formation de phase secondaire (La figure 35) [100].

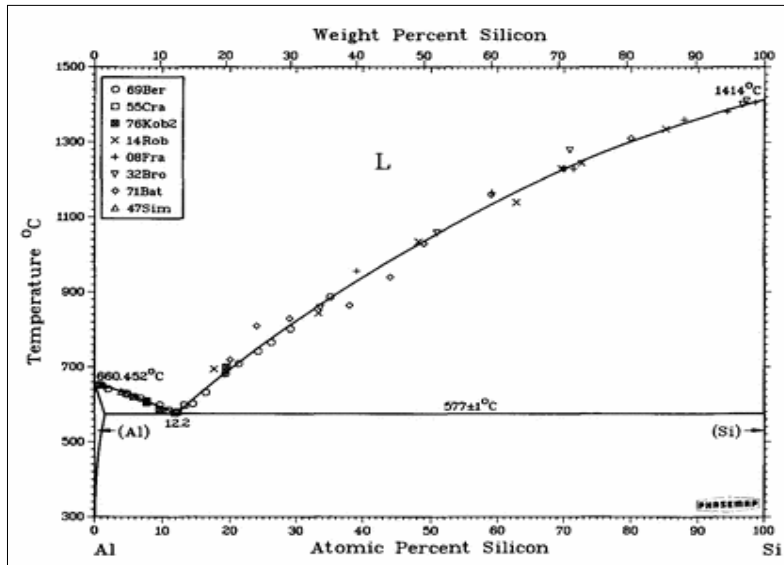


Figure 37. Partie du diagramme d'équilibre Al-Si [116].

#### II.3.5.4. Système binaire Al-Mg

Le magnésium, même s'il est substantiellement soluble dans l'aluminium solide (la figure 36), ne présente pas de caractéristiques appréciables de durcissement structural à des concentrations inférieures à 7 % poids Mg. Son addition améliore les résultats obtenus suite au travail à froid, notamment la ductilité, en plus d'une résistance à la corrosion accrue et d'une amélioration des propriétés de soudure [100].

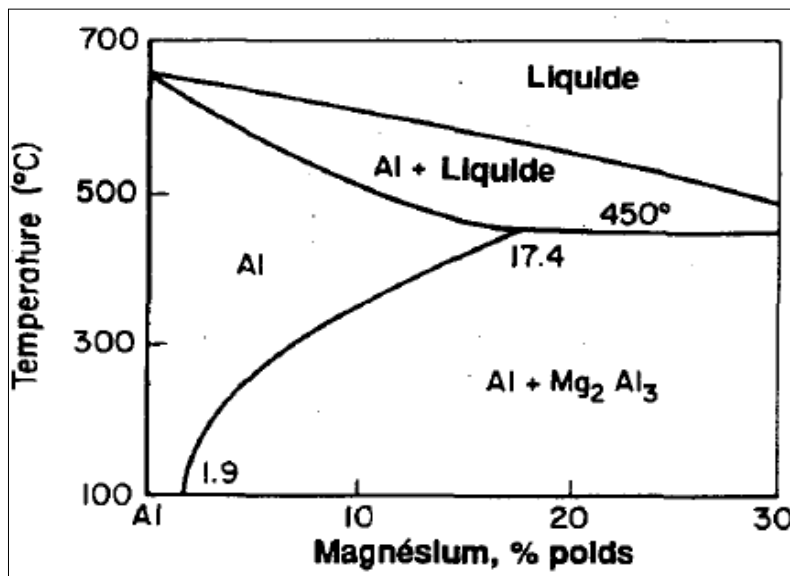


Figure 38. Partie du diagramme d'équilibre Al-Mg [117].

Le magnésium possède une solubilité élevée de 17,4 % en poids à 450 °C dans l'aluminium solide. Pour qu'il ait un effet bénéfique au niveau du durcissement structural, il doit être présent à une concentration supérieure à 7 % en poids. La présence du magnésium augmente la résistance à la corrosion, donne un bon fini de surface, facilite le travail à froid à cause de la ductilité qu'il confère aux alliages et accroît les propriétés des soudures d'alliages d'aluminium [107].

### II.3.5.5. Système binaire Mg-Sn

Outre la présence de deux points eutectiques nous notons le comportement particulier d'un composé chimiquement défini (CCD) représenté par la formule chimique  $Mg_2Sn$ . Ce composé fond à  $770.5^{\circ}C$  [118], température plus élevée que les températures de fusion du magnésium et de l'étain.

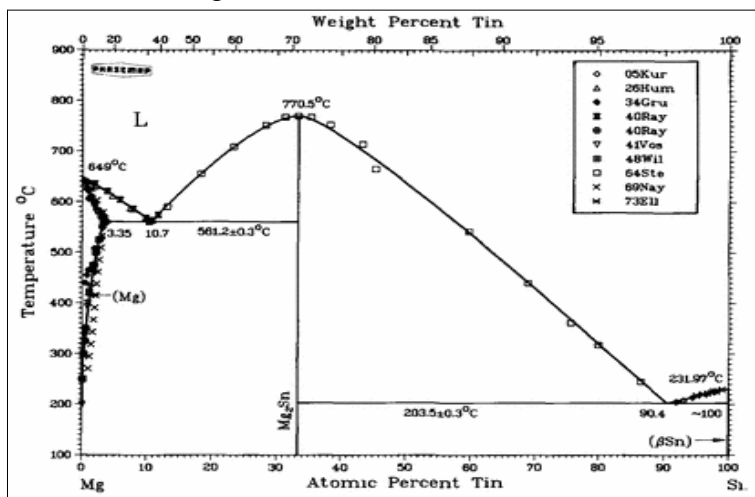


Figure 39. Diagramme d'équilibre Mg-Sn [118].

### II.3.5.6. Système binaire Mg-Cu

Le diagramme du système MgCu présenté à la figure 38 est caractérisé par la présence de deux phases intermédiaires :  $\beta$  ou  $MgCu_2$  (16.1% de Mg) et  $\gamma$  ou  $Mg_2Cu$  (43.3% de Mg). La phase  $\beta$  occupe un domaine relativement large, ce qui indique que le composé  $MgCu_2$  est non stœchiométrique et peut dissoudre une certaine quantité de Cu ou de Mg. Cependant, la phase  $\gamma$  est représenté par une verticale : cette phase est parfaitement stœchiométrique (aucun écart de composition ne peut y prendre place). Ce diagramme d'équilibre peut être subdivisé en trois diagrammes distincts, chacun présentant une transformation eutectique Cu- $MgCu_2$ ,  $MgCu_2$ - $Mg_2Cu$  et  $Mg_2Cu$ -Mg [12].

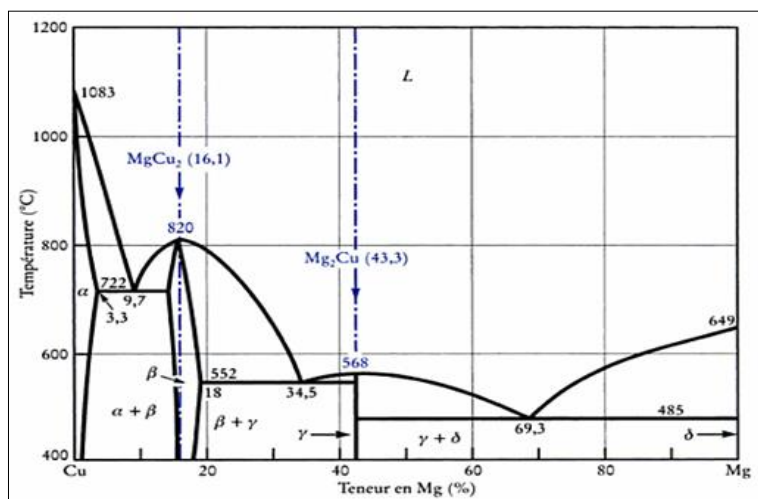


Figure 40. Diagramme d'équilibre Mg-Cu [12].



### II.3.5.7. Système binaire Mg-Si

Le magnésium est la base du développement de la résistance et de la dureté lors des traitements thermiques des alliages AlSi [119]. Mg et Si donner lieu en phase solide à un composé défini  $Mg_2Si$ . À basse température on a, selon la composition globale, soit un mélange de cristaux de Mg et de  $Mg_2Si$ , soit un mélange de  $Mg_2Si$  et de Si solides. Le système MgSi est caractérisé par la présence de deux eutectiques à  $637,6^{\circ}C$  [120] et  $945,6^{\circ}C$  [120] respectivement entre le magnésium et le  $Mg_2Si$  et entre le  $Mg_2Si$  et le silicium.

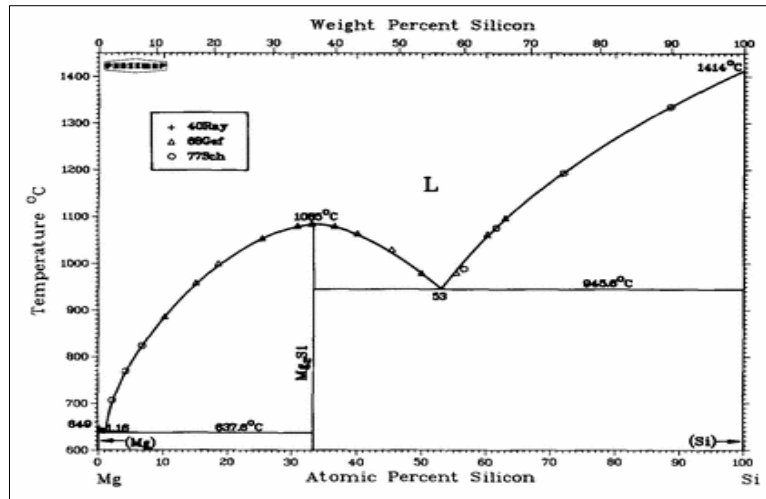


Figure 41. Diagramme d'équilibre Mg-Si [118].

### II.3.5.8. Système ternaire Al-Sn-Mg

La solubilité solide de  $Mg_2Sn$  dans l'aluminium est d'environ 10% de  $Mg_2Sn$  (2,9% de Mg, 7,1% de Sn) à  $770^{\circ}K$  et de 3% de  $Mg_2Sn$  (0,9% de Mg, 2,1% de Sn) à  $670^{\circ}K$ . Il existe probablement une section quasi-aléatoire Al- $Mg_2Sn$ , qui devrait être eutectique, et du point de fusion des constituants, l'eutectique peut être estimé proche du rapport 50:50 de  $Mg_2Sn$ : Al. La tension superficielle liquide-solide des alliages aluminium-magnésium est réduite par les ajouts d'étain. Les additions de magnésium dans les alliages aluminium-étain augmentent sensiblement le rapport des tensions superficielles liquide-solide sur solide-solide. L'étain n'a que peu ou pas d'effet sur la corrosion sous contrainte ou l'exfoliation des alliages aluminium-magnésium. [121]

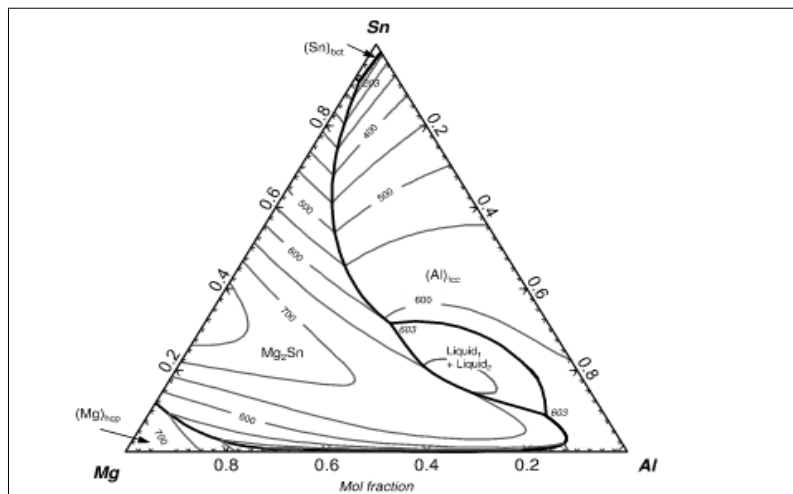


Figure 42. Diagramme d'équilibre ternaire Aluminium-Magnésium-Étain [122].



### II.3.5.9. Système ternaire Al-Cu-Mg

Même si les alliages d'aluminium-cuivre-magnésium représentent un système ternaire, ces alliages commerciaux contiennent habituellement suffisamment de silicium pour les considérer comme un système quaternaire. Néanmoins, les principales réactions de précipitation qui peuvent être utilisées afin d'obtenir un durcissement structural proviennent du système ternaire Al-Cu-Mg. La proportion appréciable de cuivre que l'on retrouve dans cette famille d'alliages explique le fait que les réactions de phases qui se produisent sont celles entre une solution solide d'aluminium et les phases intermétalliques  $\text{CuAl}_2$  et  $\text{CuMgAl}_2$ . Sur le liquidus, on trouve deux points eutectiques ternaires. Un premier à  $451^\circ\text{C}$  avec 2,7 % poids Cu, 32 % poids Mg et 65,3 % poids Al. Puis un deuxième à  $507^\circ\text{C}$  avec 6 % poids Mg, 33,1 % poids Cu,  $\text{CuAl}_2$ ,  $\text{CuMgAl}_2$  et une solution solide d'aluminium qui contient 4,28 % poids Cu et 1,35 % poids Mg, se produit à une température de  $510^\circ\text{C}$ . Il existe aussi un point péritectique ternaire à  $467^\circ\text{C}$ , mais surtout un eutectique situé dans le diagramme pseudobinaire Al- $\text{Al}_2\text{CuMg}$  à une température de  $518^\circ\text{C}$  avec une phase liquide renfermant 24,5 % poids Cu et 10,5 % poids Mg et qui réagit pour former la phase solide  $\text{CuMgAl}_2$  et une solution solide qui contient 2,9 % poids Cu et 2,9 % poids Mg également. La figure 41 illustre l'ensemble de ces phases [107].

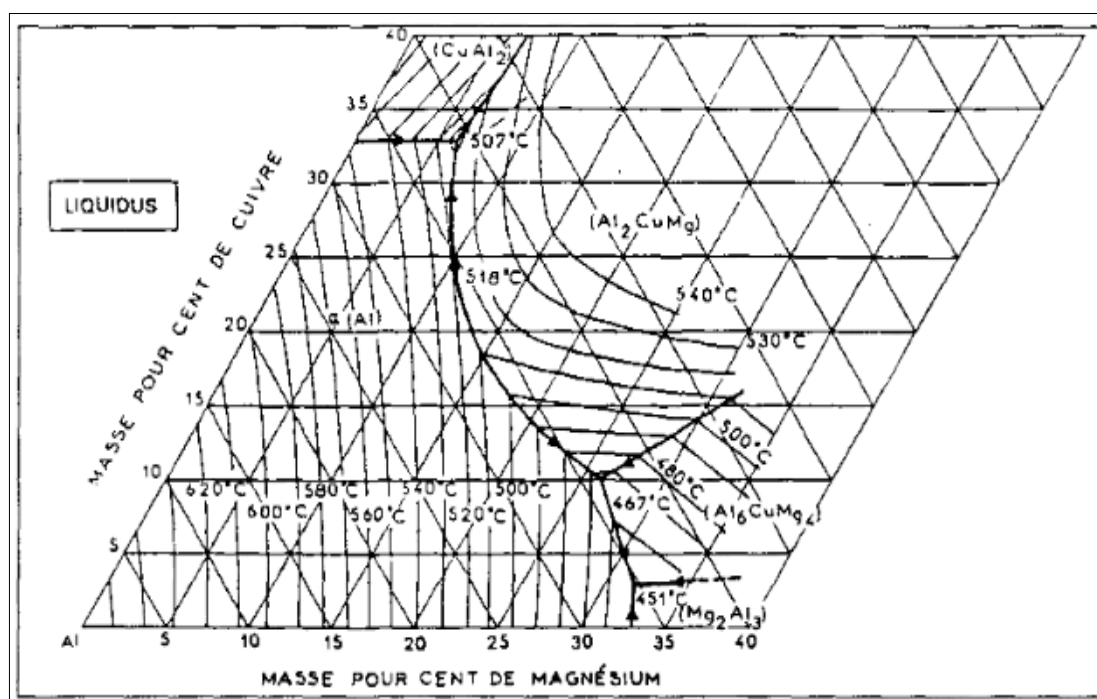


Figure 43. Partie du diagramme d'équilibre ternaire Aluminium-Cuivre-Magnésium [107].

### II.3.5.10. Système ternaire Al-Si-Mg

Le système ternaire Aluminium-Silicium-Magnésium est à la base de plusieurs alliages sensibles aux traitements thermiques (figure 42). Le diagramme de phase obtenu à l'équilibre peut être relativement simplifié si on le considère comme étant binaire c'est-à-dire : aluminium et  $\text{Mg}_2\text{Si}$  pour une proportion de magnésium - silicium qui voisine 1,73 pour 1 (en pourcentage poids) [107].

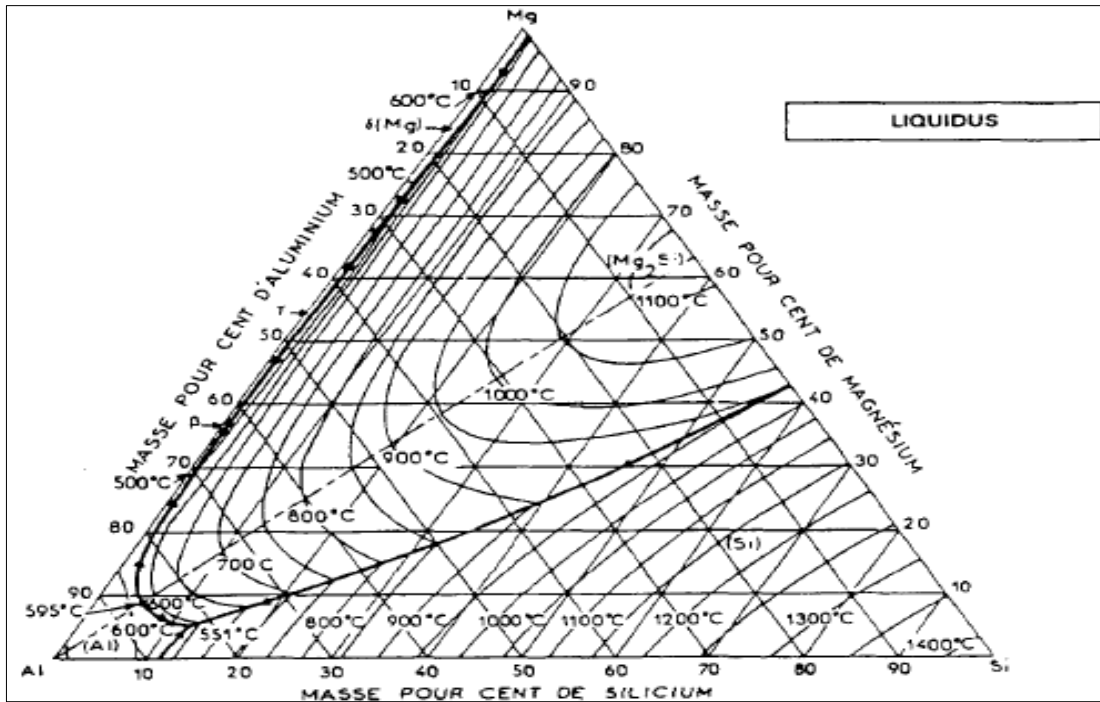


Figure 44. Diagramme d'équilibre ternaire Aluminium-Magnésium-Silicium, « liquidus » [107].

La température de cet eutectique appelé pseudobinaire est de 595 °C. La composition du liquide eutectique est de 8,15 % poids Mg et de 4,75 % poids Si en équilibre, avec une solution solide d'aluminium contenant 1,13 % poids Mg et 0,67 % poids Si (pour un total d'environ 1,85 % poids Mg<sub>2</sub>Si). La figure 43 représente le système binaire aluminium et Mg<sub>2</sub>Si [107].

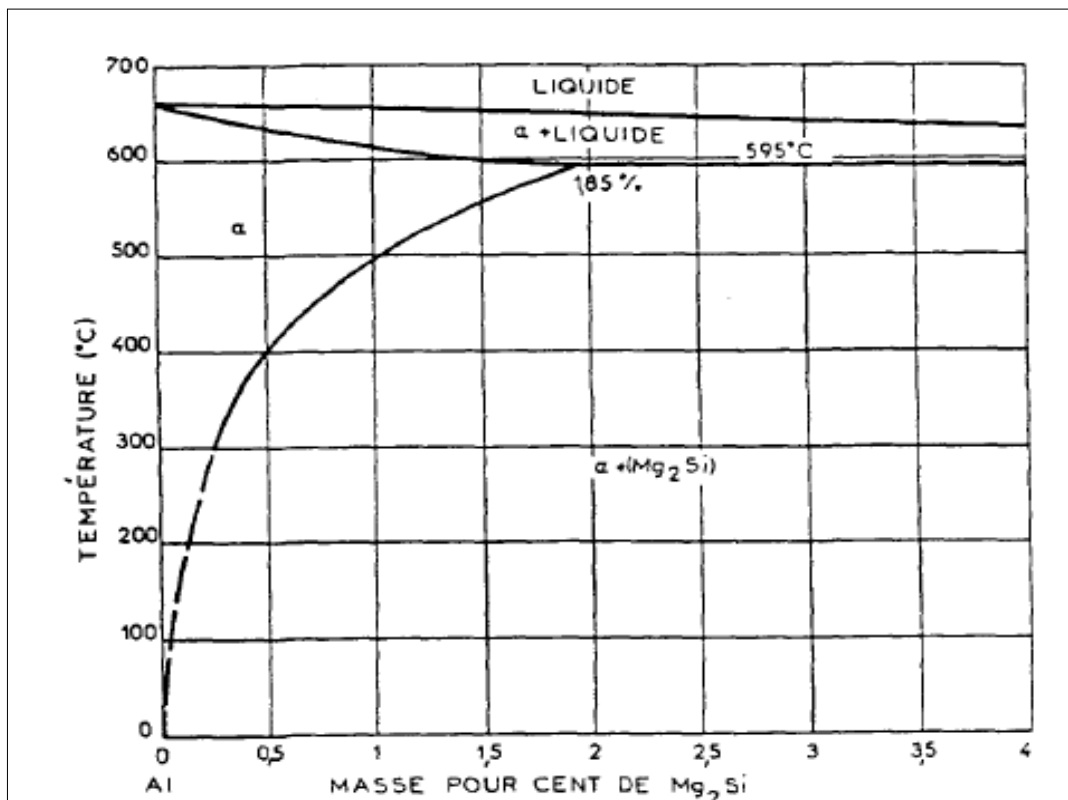


Figure 45. Partie du diagramme d'équilibre Aluminium-Mg<sub>2</sub>Si coupe pseudobinaire [107].

La division du système selon cette ligne permet de constater que l'extrémité riche en aluminium du diagramme de phase peut être considérée comme deux systèmes eutectiques tertiaires : Al-Mg<sub>2</sub>Al<sub>3</sub>-Mg<sub>2</sub>Si à une température de 450 °C et Al-Si-Mg<sub>2</sub>Si à 555 °C. La solubilité à l'état solide de la phase Mg<sub>2</sub>Si dans l'aluminium diminue avec l'excès de silicium et encore plus avec l'excès de magnésium. Les réactions de précipitation que l'on retrouve dans ce système se traduisent comme suit dans des conditions de solidification normales [107]: Solution solide sursaturée => bâtonnets semi-cohérents ( $\beta''$  parallèles à {001} Al => aiguilles semi-cohérentes  $\beta'$  parallèles à {001}Al => plaquettes semicohérentes  $\beta$  parallèles à {001} Al =>  $\beta$ Mg<sub>2</sub>Si non cohérent.

**Tableau 3. Solubilité maximale du magnésium et du silicium dans la phase  $\alpha$  riche en aluminium, en équilibre avec Si et Mg<sub>2</sub>Si [107].**

Température Élément	559 °C	500 °C	400 °C	200 °C
Mg	0,68 %	0,54 %	0,28 %	0,05 %
Si	1,16 %	0,60 %	0,24 %	0,04 %

### II.3.6. Traitements thermiques des alliages d'aluminium

La composition de l'alliage seule n'est pas suffisante pour conférer au matériau les propriétés mécaniques requises pour les applications industrielles, c'est pourquoi on a recours à des traitements thermiques [123]. Les traitements thermiques, utilisés depuis longtemps en métallurgie, permettent d'améliorer les propriétés mécaniques d'un matériau en modifiant de façon contrôlée sa microstructure. On contrôle un traitement thermique soit en faisant varier la température de traitement, soit en variant la durée du traitement, ou encore par une combinaison des deux [107]. Les traitements thermiques et la déformation, agissent sur les propriétés physicochimiques des alliages en modifiant la microstructure, la texture et les contraintes internes résiduelles. Ceci par une dispersion des éléments d'alliages dans le réseau de la matrice, par formation de fines particules intermétalliques avec les éléments d'additions, par recristallisation et restauration, création ou éliminations des différents défauts dans le matériau etc.... [12] [100].

#### II.3.6.1. Homogénéisation

L'homogénéisation ou mise en solution permettant de mettre en solution solide certains éléments d'alliage et d'obtenir une composition chimique uniforme, ceci à une température juste inférieure à celle de fusion de l'eutectique [123].

C'est un traitement thermique couramment appliqué aux alliages d'aluminium corroyés. Elle a pour but de former une solution solide homogène en amenant l'alliage à de hautes températures près ou dans le domaine monophasé. La diffusion des éléments d'alliage devient alors beaucoup plus importante ce qui permet la dissolution des phases

présentes et permet une atténuation de la microségrégation. La microstructure résultante est alors beaucoup plus homogène. Cependant, les éléments comme le Fe, Cr et Mn ont une vitesse de diffusion très faible dans l'aluminium solide (tableau.4) et les phases qu'ils forment sont difficiles, voire impossibles à dissoudre [124] [125]. L'homogénéisation a pour but, entre autres, de dissoudre les phases à bas point de fusion, d'éliminer la microségrégation et de transformer certaines phases intermétalliques fragilisantes en d'autres moins dommageables. La cause de ces phénomènes indésirables est la solidification hors équilibre. Dans un alliage typique hypoeutectique en cours de solidification, le solide en croissance rejette du soluté dans le liquide en accord avec son diagramme d'équilibre. La fraction solide devient alors pauvre en soluté tandis que la fraction liquide s'enrichit. D'après ce même diagramme, la composition de la fraction solide et liquide évoluerait en cours de solidification. Ceci n'est vrai qu'en supposant un temps de diffusion infini du soluté dans les deux phases, soit à l'équilibre. Or, dans une situation normale, la vitesse de diffusion des espèces chimiques est considérablement plus lente dans la phase solide que dans la phase liquide. Ces conditions sont donc hors équilibre. Dans ces circonstances, les germes de  $\alpha$ -Al croissent par couches successives et un gradient de concentration apparaît entre elles, les couches précédentes contenant moins d'éléments d'alliage que les suivantes : c'est la microségrégation. Ces couches ont toujours une concentration inférieure à celle prévue par l'état d'équilibre ce qui a pour effet d'enrichir progressivement le liquidus au-delà des concentrations prévues par le diagramme. Il arrive même que l'alliage atteigne localement l'eutectique alors que la composition globale en est loin. Il y a alors formation de phases à basse température de fusion et d'eutectiques dans l'espace interdendritique et intergranulaire. L'homogénéisation a pour but de rétablir ce déséquilibre en favorisant la diffusion des espèces chimiques à l'aide d'un maintien à haute température [102].

**Tableau 4. Facteurs de diffusions de différents éléments dans l'aluminium solide.**  
 Utilisé pour le calcul de la quantité de diffusion  $D = D_0 \cdot \exp^{Q_d/RT}$ .

Élément	Domaine de température	$D_0$ ( $m^2s^{-1}$ )	$Q_d$ (kJ/mol)	D ( $m^2s^{-1}$ ) à 520°C
Si	480°C - 620°C [126]	$2,02 \times 10^{-4}$	136	$7,95 \times 10^{-10}$
Mg	500°C - 580°C [127]	$1,06 \times 10^{-4}$	133	$6,58 \times 10^{-10}$
Cu	500°C - 580°C [128]	$6,5 \times 10^{-5}$	136	$2,56 \times 10^{-10}$
Fe	520°C - 649°C [129]	$5,3 \times 10^{-3}$	183	$1,67 \times 10^{-11}$
Mn	500°C - 650°C [130]	$1,275 \times 10^{-1}$	229	$3,74 \times 10^{-13}$

### II.3.6.2. Trempe

Le refroidissement rapide de l'alliage (trempe) jusqu'à la température ambiante, permet l'obtention d'une solution solide sursaturée. La solution solide n'étant pas à l'équilibre, elle a tendance à retourner à l'équilibre par précipitation de l'élément d'alliage sous la forme de la seconde phase [115]. Malgré sa très courte durée, la trempe est l'une des opérations les plus cruciales effectuées lors d'un traitement thermique. Elle peut être faite à l'eau, à l'air, à l'huile ou dans des métaux en fusion à différents intervalles [107]. Pour éviter la dépréciation de la microstructure de mise en solution,

on doit respecter deux choses lors de la trempe. Premièrement, le transfert du four vers le milieu de trempe doit se faire très rapidement, car la précipitation est très rapide à ce moment précis [107]. Selon une étude, elle doit avoir lieu dans les sept à quinze secondes suivant la mise en solution. Deuxièmement, le volume du milieu refroidissant doit être suffisamment grand pour éviter qu'il ne s'échauffe lors de la trempe des pièces. Donc, il doit bien absorber la chaleur de la pièce sinon on doit assurer une circulation du liquide de refroidissement [107]. En plus de retenir les atomes de soluté en solution, la trempe permet de minimiser les interstices ou sites vacants dans le treillis (lattice) métallique. Ce dernier phénomène favorise la formation de zones de précipités ou zones G.P. (Guinier-Preston) à des températures de basse diffusion [107]. Les atomes de soluté qui précipitent aux joints des grains et les autres particules telles que les lacunes (vides) qui migrent extrêmement rapidement dans les régions de désordre, sont perdus inutilement et ne contribuent pas au durcissement. Pour éviter d'obtenir ces types de précipités qui sont nuisibles aux propriétés mécaniques ou à la résistance à la corrosion, la solution solide formée lors de la mise en solution doit être refroidie assez rapidement et sans interruption, pour produire une solution solide supersaturée à la température de la pièce. Ceci est la condition optimale pour le durcissement par précipitation [107].

#### **II.3.6.3. Durcissement structurale**

Après le traitement de mise en solution et la trempe, survient le durcissement par précipitation. Il est achevé soit par un vieillissement naturel (température de la pièce) ou par un vieillissement artificiel (température élevée). La précipitation est à la base de la majorité des traitements thermiques industriels [107].

Le durcissement structural des alliages d'aluminium permet d'augmenter les propriétés mécaniques du matériau. Les alliages qui sont traitables thermiquement doivent contenir au moins un élément d'alliage dont la solubilité à l'état solide augmente avec la température. De plus, leur composition chimique doit être telle qu'une certaine quantité de cet élément d'alliage soit en excès de sa limite de solubilité à l'équilibre à basse température. Ces caractéristiques seront mises à profit pour altérer les précipités qui sont déjà en présence dans le métal. Ces précipités, par leur forme, leur répartition et leur dimension, entraveront le déplacement des dislocations dans le réseau cristallin. Ce phénomène appelé durcissement structural est à la base du traitement thermique [12]. Une condition sine qua non du durcissement par précipitation ou durcissement structural des systèmes d'alliages d'aluminium, c'est que la solubilité à l'état solide entre l'aluminium (matrice) et le principal élément d'alliage doit augmenter avec la température (La figure 44).

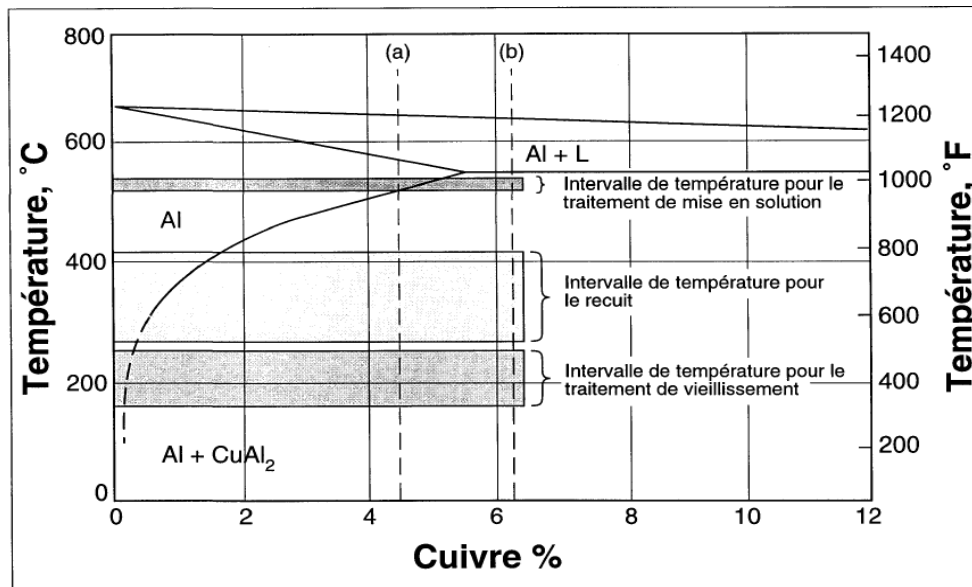


Figure 46. Illustration des intervalles de température utilisés pour le traitement thermique des alliages de la famille Al-Cu [115].

En général, le durcissement par précipitation requiert une solution solide supersaturée qui produit ensuite un précipité finement dispersé dans la matrice durant le traitement thermique de vieillissement lequel est soit un vieillissement naturel, soit un vieillissement artificiel. Le vieillissement ne doit pas être fait uniquement sous la température d'équilibre du solvus, mais aussi sous la zone de la ligne du solvus (la figure 44) ou zone de miscibilité métastable appelée zone Guinier-Preston (zone G.P.). Les lacunes présentes dans la matrice du métal supersaturé permettent la diffusion et accélèrent la formation des zones G.P. Dans le processus de précipitation, la solution solide saturée développe des amas d'atomes de soluté, lesquels deviennent impliqués dans la formation des précipités de transition [107].

Le mécanisme de durcissement de l'alliage par précipitation entraîne la formation d'amas cohérents d'atomes de soluté, c'est-à-dire que les atomes de soluté rassemblés dans un amas doivent toujours avoir la même structure cristalline que la phase du solvant. Ceci crée alors beaucoup de distorsions, car les paramètres cristallins des précipités peuvent être légèrement différents de ceux de la matrice du métal. Conséquemment, la présence de ces particules de précipités procure une plus grande résistance en obstruant et en retardant le mouvement des dislocations [107].

Dans les alliages d'aluminium pouvant subir un traitement thermique, on retrouve trois classes de particules de précipités soit : des précipités cohérents, des précipités semi-cohérents lesquels sont la source du durcissement par précipitation, et deux types de particules incohérentes, c'est-à-dire les particules grossières ( $> 1\mu\text{m}$ ) souvent associées aux impuretés contenant du fer et de fines particules intermétalliques ( $\approx 0,1\mu\text{m}$ ) résultant de l'addition d'éléments de transition. La taille des précipités et la distance entre eux ont une très grande influence sur les propriétés mécaniques de l'alliage. La figure 45 montre les représentations schématiques des trois types de précipités qui peuvent survenir dans la matrice cristalline [131].



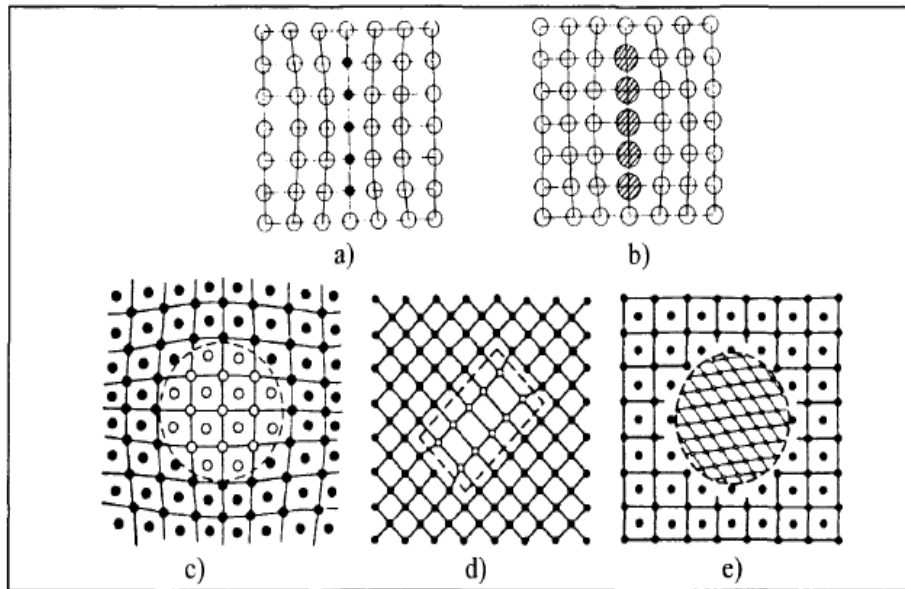


Figure 47. Représentations schématiques de précipités dans les solides cristallins : a) Zone GP, effet de taille négatif, b) Zone GP, effet de taille positif, c) Précipité cohérent avec distorsion du réseau due à une variation de volume, d) Précipité semi-cohérent [12].

#### II.3.6.4. Adoucissement

L'adoucissement dans les métaux, à l'opposé du durcissement, produit une diminution de la contrainte de déformation ou, a tout le moins, une diminution du taux de durcissement [132]. L'adoucissement d'un alliage pourra être obtenu (selon la composition de l'alliage) [133]:

- Par un chauffage suffisamment prolongé provoquant la coalescence des précipités : Il s'agit ici d'un revenu maximal réalisé à une température la plus élevée possible qui permette de maintenir l'alliage dans le domaine de température dans lequel la phase précipitée est stable. La durée du traitement doit prendre en compte l'efficacité de la diffusion.
- Par une mise en solution suivie d'une trempe empêchant toute précipitation : On retrouve ici les conditions identiques à celles des 2 premières opérations du traitement de durcissement. L'adoucissement est la conséquence de l'absence de précipités (cette procédure ne peut pas être utilisée pour les aciers).
- Par une mise en solution suivie d'un refroidissement relativement lent provoquant une précipitation peu durcissante : La première étape de ce traitement est identique à la première étape du traitement de durcissement, seule la température sera limitée au niveau le plus bas possible. Le refroidissement qui suit sera généralement lent (souvent en four programmé), il doit provoquer une précipitation peu efficace en ce qui concerne son effet durcissant. Ce processus souvent appelé « recuit » n'est pas général, il est réservé à certains alliages qui s'y prêtent (aciers non ou peu alliés par exemple).

### II.3.7. Domaines d'applications de l'aluminium et ses alliages

#### II.3.7.1. Dans le domaine de l'automobile

Sa légèreté permet de réduire la consommation et les émissions de carburant. Son absorption de l'énergie cinétique fait que, dans un accident, une grande partie du choc

est absorbé par la structure en aluminium, et non par les occupants du véhicule. L'aluminium ne rouille pas comme l'acier. La longévité d'une pièce en aluminium est trois à quatre fois supérieure à celle de l'acier. Sur de petits véhicules, le poids de la structure en aluminium peut être jusqu'à 45% moins important qu'une structure en acier [134].

#### **II.3.7.2. Dans le domaine de l'aérospatiale**

L'aluminium est très présent du fait surtout de sa légèreté. Il permet d'économiser le carburant, de réduire les émissions et d'augmenter la charge utile d'un avion [135].

#### **II.3.7.3. Dans le domaine du transport ferroviaire**

Il est utilisé pour les mêmes raisons que précédemment : son poids (sur un wagon, on économise 10 tonnes) et sa tenue à la corrosion (permet de transporter du soufre, et tout autre produit corrosif [135] [98].

#### **II.3.7.4. Dans le domaine marin**

Des alliages d'aluminium ont été développés, et aujourd'hui, 50% des moteurs hors-bords sont faits d'aluminium. Une coque en aluminium peut tenir plus de 30 ans sans donner de signe de fatigue. Le peu d'entretien que demande ce matériau est une raison de son utilisation dans ce domaine [135] [98].

#### **II.3.7.5. Dans le domaine de l'Alimentation**

Boîtes de conserves, papier aluminium, canettes, barquettes, ustensiles de cuisine. Cependant, l'aluminium en cas d'ingestion importante peut parfois avoir des effets néfastes pour le système nerveux. Il a été reporté que des personnes exposées à des taux élevés d'aluminium (comme celles qui reçoivent des traitements de dialyse) aient développé une encéphalopathie (forme de démence) [135] [98].

#### **II.3.7.6. Dans le domaine de la construction**

Le poids et la polyvalence de l'aluminium font de lui un matériau idéal pour les bâtiments et les revêtements. Sa résistance à la corrosion l'exempt pratiquement d'entretien [85].

#### **II.3.7.7. Dans le domaine de l'électricité**

Lignes aériennes, câbles électriques de distribution et de transport d'énergie électrique, câbles d'énergie pour usage industriel. L'aluminium est en particulier adapté à cette utilisation en raison de sa conductivité électrique élevée, de sa basse densité et sa bonne résistance à la corrosion [135] [98] [12] [136].

### **II.3.8. Modélisation des alliages d'aluminium**

La modélisation d'un problème physico-chimique, consiste en la formulation mathématique des différents phénomènes intervenant dans le processus, sous forme d'équations aux dérivées partielles couplées. Ces équations sont le plus souvent à plusieurs variables, et non homogènes, ce qui rend leur résolution analytique très



délicate. Les méthodes numériques souvent utilisées ne fournissent que des solutions approximatives, et le besoin en solutions analytiques (dites exactes) ne cesse de se développer [137].

Parallèlement au développement formidable des ordinateurs, la simulation numérique dans le domaine du génie des procédés, tout particulièrement celui de la solidification, a connu un essor spectaculaire ces dernières années. Des méthodes numériques de plus en plus raffinées ont été mises au point par les scientifiques et les ingénieurs pour résoudre des systèmes d'équations complexes.

Le succès de cette nouvelle science est principalement dû à la résolution des équations de conservation : elle permet de prédire certaines grandeurs physiques essentielles lors de la mise en œuvre d'un matériau (champs de contraintes et de déformations, champs thermiques, vitesses d'écoulement ...). Les méthodes des différences finies et des éléments finis sont actuellement les plus implantées dans les codes de calculs industriels. Cependant, depuis une dizaine d'années, la modélisation des microstructures, si importante pour la prédiction des défauts et des propriétés mécaniques finales de la pièce, a permis de diversifier ces méthodes numériques. On peut ainsi citer les progrès importants réalisés dans le domaine de la formation de structures de grains grâce à la méthode d'automate cellulaire ainsi que dans le domaine de la croissance dendritique grâce à des méthodes de champs de phase, à des méthodes de suivi de front, et des méthodes de pseudo-suivi de front.

## **Conclusion**

Le besoin grandissant de respect de l'environnement et les innovations technologiques font de l'Aluminium un métal d'avenir. Il bénéficie d'un fort potentiel de croissance dans les matériels de transport, tout en s'inscrivant dans une perspective de développement durable.

L'aluminium est capable de s'associer avec un grand nombre d'autres éléments d'alliage donnant ainsi naissance à beaucoup d'alliages différents ayant un faisceau de propriétés très large et permettant de satisfaire un grand nombre d'application.

En variant la température et le temps de traitement, on peut obtenir des microstructures différentes. Les microstructures qui se développent durant ces traitements thermiques ne sont pratiquement jamais celles qui correspondraient à l'état thermodynamique le plus stable, mais bien celles qui se développent suivant la cinétique de transformation la plus rapide à la température utilisée [138].

**Chapitre III : Etude numérique des traitements d'homogénéisation et  
des comportements mécaniques des matériaux**

## Introduction

Dans les chapitres précédents, une brève étude théorique sur la croissance des métaux et alliages était présentée, tenant compte des différents phénomènes intervenant lors de ce processus dont le rôle est justifié.

Les travaux de modélisation de la solidification se sont concentrés essentiellement sur le calcul de l'évolution du champ thermique dans des pièces coulées. Ce champ de température est obtenu par la résolution de l'équation de diffusion de la chaleur avec un terme de source correspondant à la libération de la chaleur latente. De tels calculs permettent d'obtenir de nombreuses informations très utiles pour une meilleure maîtrise des procédés de solidification.

Dans le présent chapitre, nous allons s'intéresser à une étude numérique des phénomènes thermiques, l'étude de l'équation de la chaleur. Le champ thermique d'une pièce réelle n'est plus uniforme. Donc, il convient de le calculer afin de modéliser la solidification en tout point. L'autre objectif de ce chapitre est de donner un aperçu assez général du comportement mécanique des matériaux, et de sa modélisation. En effet, si l'élasticité linéaire représente actuellement le cadre de la majorité des calculs de mécanique des milieux continus réalisés dans l'industrie, d'autres types de comportement sont de plus en plus utilisés car ils s'approchent plus de la réalité, et permettent donc un dimensionnement plus strict des structures ou de certains procédés. Dans ce chapitre, les principaux comportements activés lors de la mise en forme d'alliages d'aluminium sont exposés. Une synthèse des modèles applicables à cette famille d'alliage est également réalisée pour les différents comportements présentés. Les approches et modèles adoptés pour répondre aux objectifs de ces travaux de thèse sont exposés en fin de chapitre.

Il s'agit, en premier lieu, d'analyser le problème à étudier et de proposer une solution qui consiste à résoudre l'équation de la chaleur en coordonnées cartésiennes, en utilisant la méthode des volumes finis, afin de déterminer les températures de changement de phases. Passant à la résolution du système d'équations linéaire obtenu. Ensuite, nous allons présenter les résultats obtenus, en précisant d'abord les outils utilisés dans le développement du modèle. Nous décrivons aussi les essais mécaniques couramment utilisés pour caractériser le comportement mécanique des matériaux, puis nous donnons quelques lois phénoménologiques utilisées dans les calculs.

### III.1. Formalisation du problème

Pratiquement, la plupart des pièces solidifiées sont conçues de manière très empirique, selon les expériences des fondeurs. Toutefois, vu les paramètres intervenant à la formation des microstructures et des défauts, l'extrapolation d'une pièce à l'autre est souvent très difficile.

De ce fait, la modélisation numérique devient un outil utile, pour ne pas dire indispensable, pour contrôler et améliorer la qualité des pièces solidifiées. L'étude du refroidissement a fait l'objet de nombreux travaux de recherche, dont un grand nombre

se sont concentrés sur la résolution de l'équation de chaleur, sans ou avec un terme source.

Des solutions analytiques de cette équation, sans terme source, ont été proposées pour quelques géométries [139]. D'autre ont résolu cette équation avec un terme source [140].

Le problème étudié dans ce mémoire consiste à résoudre l'équation de diffusion de la chaleur, avec un terme source lié à la libération de la chaleur latente, afin d'obtenir une bonne représentation du champ thermique dans une pièce coulée. Ceci en supposant un chemin unique de la solidification, c'est-à-dire en utilisant une formule de la fraction de solide qui ne dépend que de la température.

### III.2. Equation de la chaleur

L'ensemble du domaine est constitué du solide et du liquide, et le problème de diffusion de la chaleur avec transformation de phase peut être exprimé par la formule suivante [139].

$$\text{div}(\overrightarrow{K \text{ grad} T}) + \dot{Q} = \rho c_p \cdot \frac{\partial T}{\partial t} \quad (\text{III.1})$$

Avec :

$K$  est la conductivité thermique.

$\rho$  est la densité volumique.

$c_p$  est la chaleur spécifique.

$\dot{Q}$  est le terme source lié à la libération de la chaleur latente de fusion.

$$\dot{Q} = \rho L \cdot \frac{\partial f_s}{\partial t} \quad (\text{III.2})$$

Avec :

$L$  est la chaleur latente de fusion.

$f_s$  est la fraction du solide.

En combinant les équations (III.1) et (III.2), on aura :

$$\text{div}(\overrightarrow{K \text{ grad} T}) = \rho c_p \cdot \frac{\partial T}{\partial t} - \rho L \cdot \frac{\partial f_s}{\partial t} \quad (\text{III.3})$$

La chaleur spécifique, la densité volumique et la conductivité thermique peuvent être exprimées en fonction de la fraction du solide telles que décrites dans les formules suivantes :

$$C_p = (1 - f_s)c_{pl} + f_s C_{ps} \quad (\text{III.4})$$

$$\rho = (1 - f_s)\rho_l + f_s \rho_s \quad (\text{III.5})$$

$$K = (1 - f_s)K_l + f_s K_s \quad (\text{III.6})$$

Les indices  $l$  et  $s$  sont utilisés pour différencier entre la phase liquide et la phase solide.

Pour pouvoir résoudre cette équation, il fallait donner une relation entre la température,  $T$ , et la fraction du solide,  $f_s$ , qui est généralement calculée par divers modèles [24].

L'évolution de la fraction de solide,  $f_s$ , peut être prédite en faisant un bilan de conservation de soluté décrite par la règle de leviers :

$$f_s = \frac{1}{1-k} \left( \frac{T-T_{liq}}{T-T_f} \right) \quad (\text{III.7})$$

Où :  $T_{liq}$  est la température du liquidus.

Si la solidification est relativement rapide, le soluté n'aura plus de temps à se diffuser dans la phase solide et le modèle de Scheil-Gullivers (1942) s'applique, dont, Scheil a établi une relation entre la fraction du solide et la température en supposant que l'équilibre à l'interface est toujours maintenu ( $C_s = kC_l$ ) [141], alors le coefficient de diffusion chimique dans le solide,  $D_s$ , étant pris égal à zéro. Sous cette hypothèse, la fraction du solide est obtenue par la relation [142].

$$f_s = \left( \frac{T_f - T}{T_f - T_{liq}} \right)^{\frac{1}{k-1}} \quad (\text{III.8})$$

Dans le cas réel, la diffusion est possible dans les deux phases, solide et liquide, ce qui fait que Brody et Flemings (1966) ont étendu le modèle de Scheil tenant compte de la diffusion dans le solide.

Donc, l'équation (III.8) devient [24].

$$f_s = \frac{1}{u} \left( 1 - \left( \frac{T_f - T}{T_f - T_{liq}} \right)^{\frac{u}{k-1}} \right) \quad (\text{III.9})$$

Avec :  $u = 1 - 2 \cdot \alpha \cdot k$

Et  $\alpha = \frac{D_s t_f}{l^2}$

Où :

$\alpha$  est le nombre adimensionnel de fourrier pour la diffusion de soluté dans le solide.

$t_f$  est le temps local de solidification,  $l$  est une dimension typique du système (Généralement, on choisit cette dimension égale à la plus petite dimension, c'est-à-dire  $\lambda_2$ , l'espacement des bras secondaire).

Le modèle formulé par Brody et Flemings est modifié et amélioré par Clyne et Kurz en 1981 en remplaçant  $\alpha$  par  $\alpha'$  de façon à retrouver le modèle de Scheil lorsque  $\alpha \rightarrow 0$  ( $D_s \simeq 0$ ), et celui des leviers pour  $\alpha \rightarrow \infty$  ( $D_s \rightarrow \infty$ ).

$$\alpha' = \alpha \left( 1 - \exp\left(\frac{1}{\alpha}\right) \right) - 0.5 \exp\left(-\frac{1}{2\alpha}\right) \quad (\text{III.10})$$

La fraction de solide,  $f_s$ , peut, aussi, être déduite d'une transformation isotherme pour un alliage eutectique ou un métal pur, ou encore estimée par analyse thermo-différentielle.

### III.2.1. Méthodes de résolution de l'équation de chaleur

Connaissant la relation de la fraction du solide, deux méthodes de résolution de l'équation (III.3) sont possibles :

#### III.2.1.1. Méthode de la chaleur spécifique équivalente

En supposant que la fonction du solide,  $f_s$  n'est fonction que de la température, l'équation (III.3) peut être exprimée comme suit [24].

$$\text{div}(\overrightarrow{K \text{ grad} T}) = \rho c_p \frac{\partial T}{\partial t} - \rho L \frac{\partial f_s}{\partial T} \frac{\partial T}{\partial t} \quad (\text{III.12})$$

$$\text{div}(\overrightarrow{K \text{ grad} T}) = \rho \left( c_p - L \frac{\partial f_s}{\partial T} \right) \frac{\partial T}{\partial t} \quad (\text{III.13})$$

Le terme  $(c_p - L \frac{\partial f_s}{\partial T})$  est appelé chaleur spécifique équivalente,  $c_p^e$ , et dépend fortement de la température. Donc, l'équation (III.9) devient :

$$\text{div}(\overrightarrow{K \text{ grad} T}) = \rho c_p^e \frac{\partial T}{\partial t} \quad (\text{III.14})$$

#### III.2.1.2. Méthode enthalpique

L'enthalpie volumique, H, étant définie par :

$$H = \int_0^T c_p dT + L(1 - f_s) \quad (\text{III.15})$$

Et

$$\frac{\partial H}{\partial t} = c_p \frac{\partial T}{\partial t} - L \frac{\partial f_s}{\partial t} \quad (\text{III.16})$$

L'équation de la chaleur peut, donc, être réduite à :

$$\text{div}(\overrightarrow{K \text{ grad} T}) = \rho \frac{\partial H}{\partial t} \quad (\text{III.17})$$

### III.2.2. Solution proposée

Le problème physique posé est décrit par une équation aux dérivées partielles. Ce type d'équations n'admet pas de solutions analytiques sauf dans des cas très simplifiés.

C'est pourquoi, un recours aux méthodes de résolution numérique s'avère nécessaire.

Il existe plusieurs méthodes numériques :

- Méthodes des différences finies.
- Méthode des éléments finis.
- Méthode des volumes finis.

Chacune de ces méthodes de résolution numérique comporte une phase de maillage et une phase de discrétisation.

Dans notre cas, on utilise la méthode des volumes finis [143] parce qu'elle a supplanté les méthodes classiques basées sur les différences finies. Contrairement à la méthode des différences finies qui met en jeu des approximations des dérivées, les méthodes des volumes finis et des éléments finis exploitent des approximations d'intégrales. Toutefois, la méthode des volumes finis se base directement sur la forme

dite forte de l'équation à résoudre, alors que la méthode des éléments finis se fonde sur une formulation variationnelle de l'équation (on parle aussi de formulation faible).

L'équation de la chaleur est, donc, résolue de manière approchée à l'aide de deux étapes importantes :

- Le maillage constitué de volumes finis qui sont des petits volumes disjoints (en 2D) dont la réunion constitue le domaine d'étude.
- La discrétisation : lors de cette étape les équations sont intégrées dans les volumes de contrôle.

### III.2.2.1. Discrétisation de l'équation de chaleur :

L'équation de la chaleur en coordonnées cartésiennes à deux dimensions s'écrit sous la forme :

$$\frac{\partial}{\partial x} \left( K \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left( K \frac{\partial T}{\partial y} \right) = \rho c_p \cdot \frac{\partial T}{\partial t} - \rho L \cdot \frac{\partial f_s}{\partial T} \cdot \frac{\partial T}{\partial t} \quad (\text{III.18})$$

La formule de la fraction de solide adoptée, dans notre cas, est celle de Scheil décrite par la formule :

$$f_s = 1 - \left( \frac{T_f - T}{T_f - T_{liq}} \right)^{\frac{1}{k-1}}$$

Donc :

$$\frac{\partial f_s}{\partial T} = \frac{1}{(k-1)(T_f - T_L)} \left( \frac{T_f - T}{T_f - T_L} \right)^{(2-k)/(k-1)} \quad (\text{III.19})$$

En utilisant la méthode de résolution basée sur la chaleur spécifique équivalente, on aboutit à :

$$\left[ \frac{\partial}{\partial x} \left( K \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left( K \frac{\partial T}{\partial y} \right) \right] = \left[ \rho c_p^e \cdot \frac{\partial T}{\partial t} \right] \quad (\text{III.20})$$

A B

La discrétisation consiste en la transformation des équations aux dérivées partielles en équations algébriques en utilisant une des méthodes appropriées (la méthode des volumes finis).

#### III.2.2.1.1. Intégration de l'équation de chaleur

L'équation (III.20) devient :

$$\int_{VC} \int_t^{t+\Delta t} \left[ \frac{\partial}{\partial x} \left( K \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left( K \frac{\partial T}{\partial y} \right) \right] \cdot dV \cdot dt = \int_{VC} \int_t^{t+\Delta t} \rho c_p^e \cdot \frac{\partial T}{\partial t} \cdot dV \cdot dt \quad (\text{III.21})$$

Avec :

$$V = x \cdot y \quad \text{Et} \quad dV = dx \cdot dy$$

$$\int_{VC} \int_t^{t+\Delta t} \frac{\partial}{\partial x} \left( K \frac{\partial T}{\partial x} \right) \cdot dV \cdot dt + \int_{VC} \int_t^{t+\Delta t} \frac{\partial}{\partial y} \left( K \frac{\partial T}{\partial y} \right) \cdot dV \cdot dt = \int_{VC} \int_t^{t+\Delta t} \rho c_p^e \cdot \frac{\partial T}{\partial t} \cdot dV \cdot dt \quad (\text{III.22})$$

L'évaluation des différents termes de l'équation (III.22) nécessite de faire une certaine approximation de façon à avoir un système d'équation linéaire permettant d'obtenir les températures à tout point du maillage.

III.2.2.1.1.1. Intégration du terme A suivant x :

$$\begin{aligned} \int_{VC} \int_t^{t+\Delta t} \frac{\partial}{\partial x} \left( K \frac{\partial T}{\partial x} \right) \cdot dV \cdot dt &= \int_{VC} \int_t^{t+\Delta t} \frac{\partial}{\partial x} \left( K \frac{\partial T}{\partial x} \right) dx \cdot dy \cdot dt \\ &= \int_w^e \frac{\partial}{\partial x} \left( K \frac{\partial T}{\partial x} \right) \cdot dx \int_s^n dy \int_t^{t+\Delta t} dt \\ \int_w^e \frac{\partial}{\partial x} \left( K \frac{\partial T}{\partial x} \right) \cdot dx &= K \frac{\partial T}{\partial x} \Big|_e - K \frac{\partial T}{\partial x} \Big|_w = K_e \frac{T_E - T_P}{\Delta x_{PE}} - K_w \frac{T_P - T_W}{\Delta x_{WP}} \end{aligned}$$

Alors:

$$\begin{aligned} \int_w^e \frac{\partial}{\partial x} \left( K \frac{\partial T}{\partial x} \right) \cdot dx \int_s^n dy \int_t^{t+\Delta t} dt &= \int_t^{t+\Delta t} \left( K_e \frac{T_E - T_P}{\Delta x_{PE}} - K_w \frac{T_P - T_W}{\Delta x_{WP}} \right) \Delta y \cdot dt \\ &= a_E (T_E - T_P) - a_W (T_P - T_W) \quad (\text{III.23}) \end{aligned}$$

Avec:

$$a_E = \frac{K_e \Delta y}{\Delta x_{PE}} \quad (\text{III.24})$$

$$a_W = \frac{K_w \Delta y}{\Delta x_{WP}} \quad (\text{III.25})$$

III.2.2.1.1.2. Intégration du terme A suivant y :

$$\begin{aligned} \int_{VC} \int_t^{t+\Delta t} \frac{\partial}{\partial y} \left( K \frac{\partial T}{\partial y} \right) \cdot dV \cdot dt &= \int_{VC} \int_t^{t+\Delta t} \frac{\partial}{\partial y} \left( K \frac{\partial T}{\partial y} \right) dx \cdot dy \cdot dt \\ &= \int_s^n \frac{\partial}{\partial y} \left( K \frac{\partial T}{\partial y} \right) \cdot dy \int_w^e dx \int_t^{t+\Delta t} dt \\ \int_s^n \frac{\partial}{\partial y} \left( K \frac{\partial T}{\partial y} \right) \cdot dy &= K \frac{\partial T}{\partial y} \Big|_n - K \frac{\partial T}{\partial y} \Big|_s = K_n \frac{T_N - T_P}{\Delta y_{PN}} - K_s \frac{T_P - T_S}{\Delta y_{SP}} \end{aligned}$$

Alors:

$$\begin{aligned} \int_s^n \frac{\partial}{\partial y} \left( K \frac{\partial T}{\partial y} \right) \cdot dy \int_w^e dx \int_t^{t+\Delta t} dt &= \int_t^{t+\Delta t} \left( K_n \frac{T_N - T_P}{\Delta y_{PN}} - K_s \frac{T_P - T_S}{\Delta y_{SP}} \right) \Delta x \cdot dt \\ &= a_N (T_N - T_P) - a_S (T_P - T_S) \quad (\text{III.26}) \end{aligned}$$

Avec:

$$a_N = \frac{K_n \Delta x}{\Delta y_{PN}} \quad (\text{III.27})$$

$$a_S = \frac{K_s \Delta x}{\Delta y_{SP}} \quad (\text{III.28})$$



III.2.2.1.1.3. Intégration du terme B :

$$\begin{aligned}
 \int_{VC} \int_t^{t+\Delta t} \rho c_p^e \frac{\partial T}{\partial t} \cdot dV \cdot dt &= \int_w^e \int_s^n \int_t^{t+\Delta t} \rho c_p^e \frac{\partial T}{\partial t} \cdot dx \cdot dy \cdot dt \\
 \int_{VC} \int_t^{t+\Delta t} \rho c_p^e \frac{\partial T}{\partial t} \cdot dV \cdot dt &= \int_t^{t+\Delta t} \rho c_p^e \frac{\partial T}{\partial t} dt \int_w^e dx \int_s^n dy \\
 &= \rho c_p^e \frac{T_p^{t+\Delta t} - T_p^t}{\Delta t} \cdot \Delta x \cdot \Delta y \\
 &= a_{p_0} \cdot (T_p^{t+\Delta t} - T_p^t)
 \end{aligned} \tag{III.29}$$

Avec:

$$a_{p_0} = \frac{\rho c_p^e \Delta x \Delta y}{\Delta t} \tag{III.30}$$

### III.2.2.1.2. Schéma utilisé

Après avoir intégré l'équation (III.22), on obtient :

$$\begin{aligned}
 a_E(T_E - T_P) - a_W(T_P - T_W) + a_N(T_N - T_P) - a_S(T_P - T_S) \\
 = a_{p_0} \cdot (T_p^{t+\Delta t} - T_p^t)
 \end{aligned} \tag{III.31}$$

Le schéma utilisé est implicite, donc, on aura l'équation suivante :

$$a_P T_p^{t+\Delta t} = a_E T_E + a_W T_W + a_N T_N + a_S T_S + a_{p_0} T_p^t \tag{III.32}$$

Avec :

$$a_P = a_E + a_W + a_N + a_S + a_{p_0} \tag{III.33}$$

Le schéma implicite est recommandé dans le cas des calculs transitoires à cause de sa robustesse et de la stabilité inconditionnelle.

### III.2.2.2. Conditions aux limites

Afin que le problème soit entièrement défini, il fallait déterminer, aussi, les conditions aux limites couvrant le domaine d'étude.

Les conditions aux limites adoptées, dans ce cas, sont :

$$K \left( \frac{\partial T}{\partial x} \right)_{x=0} = q \tag{III.34}$$

$$K \left( \frac{\partial T}{\partial x} \right)_{x=x_{max}} = q \tag{III.35}$$

$$-K \left( \frac{\partial T}{\partial y} \right)_{y=0} = h \cdot (T - T_{ext}) \tag{III.36}$$

$$K \left( \frac{\partial T}{\partial y} \right)_{y=y_{max}} = 0 \tag{III.37}$$

### III.2.3. Système d'équations linéaires

La relation générale de l'équation du transfert de chaleur discrétisée s'écrit sous la forme suivante :

$$a_p T_{i,j}^{t+\Delta t} = a_e T_{i+1,j} + a_w T_{i-1,j} + a_n T_{i+1,j} + a_s T_{i-1,j} + a_{p_0} T_{i,j}^t \quad (\text{III.38})$$

Afin de résoudre le système d'équations, on utilise la méthode de Jacobi qui consiste à estimer la solution  $T_{i,j}^{(k+1)}$  à partir de :

$$T_{i,j}^{(k+1)} = \frac{1}{a_p} \left( a_e \cdot T_{i+1,j}^{(k)} + a_w \cdot T_{i-1,j}^{(k)} + a_n \cdot T_{i,j+1}^{(k)} + a_s \cdot T_{i,j-1}^{(k)} + a_{p_0} \cdot T_{i,j}^{(k)} \right) \quad (\text{III.39})$$

En utilisant la condition de convergence suivante :

$$\left| T_{i,j}^{(k+1)} - T_{i,j}^{(k)} \right| \quad (\text{III.40})$$

### III.2.4. Organigramme représentant le code de calcul

Il est intéressant de représenter les étapes à suivre lors de cette étude, sous forme d'un organigramme expliquant le code de calcul utilisé pour la résolution de l'équation de la chaleur afin de resituer les températures et de tracer les courbes de refroidissement pour divers alliages.

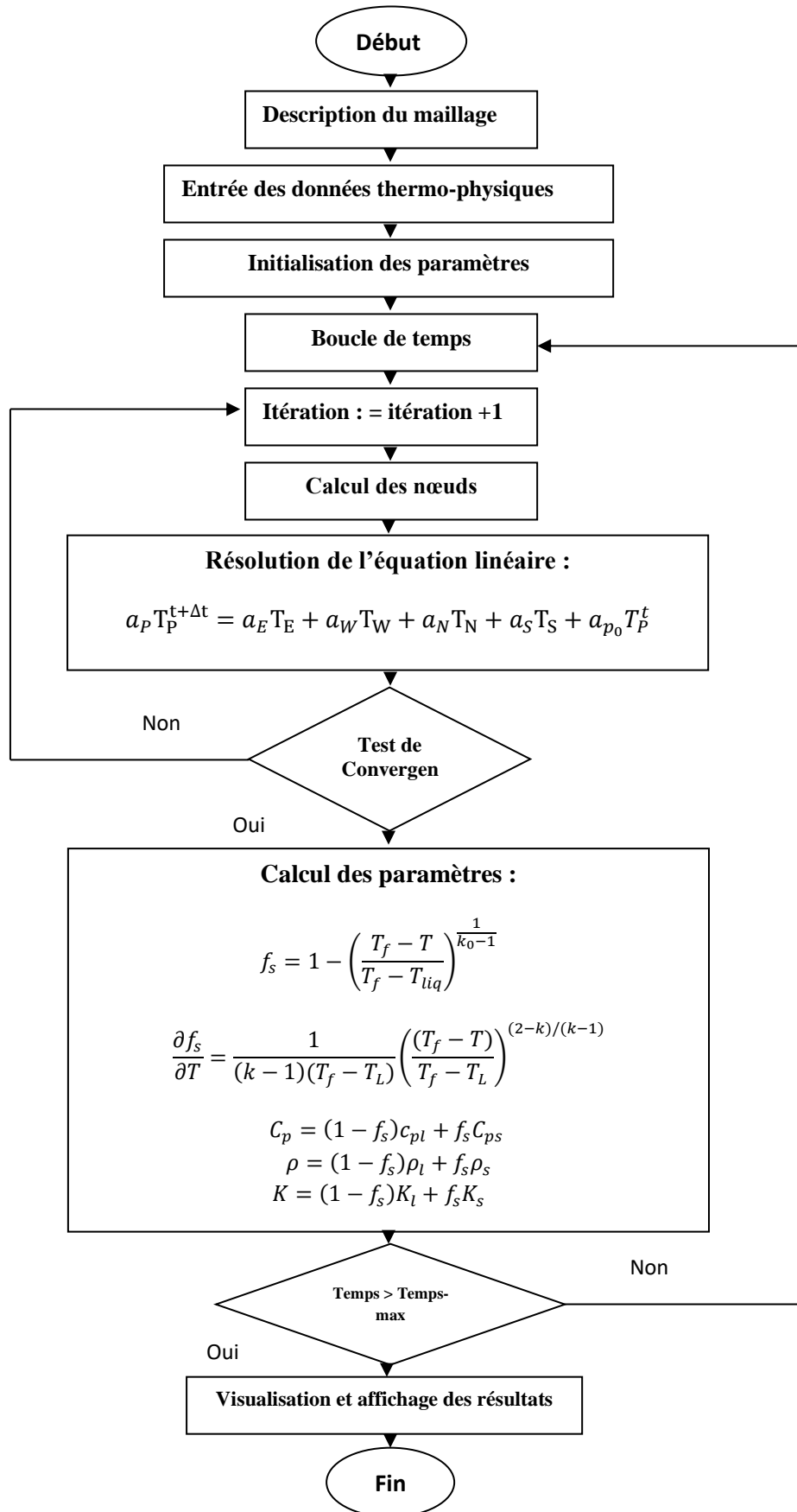


Figure 48. Organigramme représentant le code de calcul.

### III.2.5. Outils de développement utilisés

Après avoir résolu le problème, un programme permettant d'obtenir les résultats est écrit en langage Matlab considéré comme étant un système interactif et convivial de calcul numérique afin de resituer les températures et tracer les courbes de refroidissement pour divers alliages en utilisant Excel.

### III.3. Modélisation des phénomènes de transfert couplés lors de la solidification d'un alliage dans un lingot

L'objet de cette partie est la modélisation mathématique des phénomènes physiques décrits dans le premier chapitre. La modélisation doit donc prendre en compte les transferts couplés de chaleur, de masse et de quantité de mouvement dans le système lingot-lingotière.

Une difficulté majeure dans la description de ces transferts repose sur la complexité géométrique de l'interface liquide-solide et sur son déplacement au cours du temps. Au début de la solidification il est possible de distinguer trois zones dans le lingot :

- une zone totalement liquide appelée puits liquide,
- une zone où coexiste le liquide et le solide, appelée zone pâteuse,
- une zone constituée uniquement de solide.

La figure 47 donne une idée de l'interface liquide-solide à ce stade de la solidification. Une fois la surchauffe évacuée et la solidification équiaxe mise en place, la première zone n'existe plus car le cœur du lingot est également pâteux.

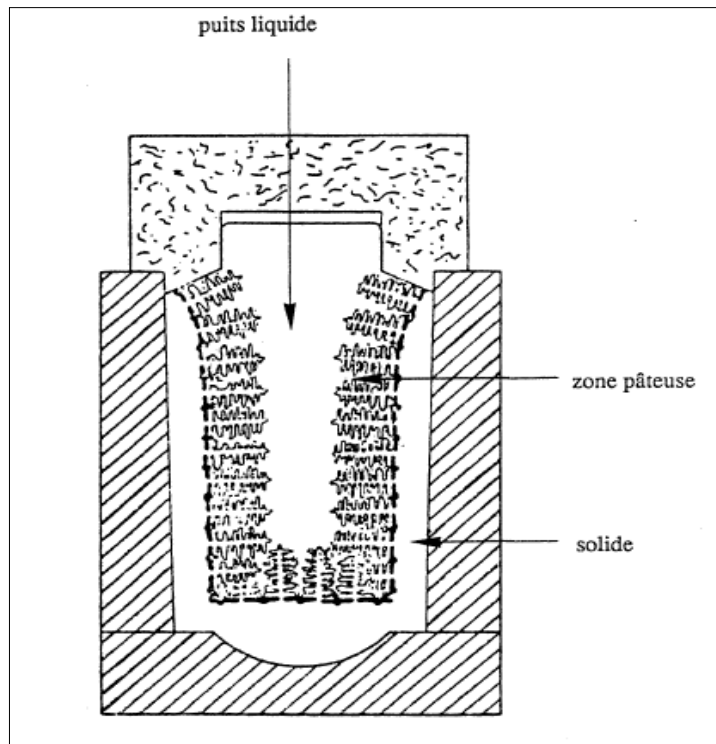


Figure 49. Schématisation des différentes zones dans un lingot se solidifiant.

Il paraît difficile dans ces conditions d'établir et de résoudre les équations de conservation dans chacune des phases, puis d'appliquer les conditions aux limites

adéquates le long de l'interface liquide-solide. Il paraît donc plus raisonnable d'utiliser une technique de prise de moyenne des grandeurs à étudier dans les différentes phases en présence. En effet, une telle démarche permet de considérer les alliages d'aluminium se solidifiant non pas comme un système composite liquide-pâteux-solide, mais comme un milieu continu unique équivalent localement caractérisé par la fraction de solide formé. Cette technique de prise de moyenne doit s'effectuer sur un volume élémentaire dont l'échelle reste à définir, à partir de lois de conservation connues à l'échelle microscopique c'est à dire au niveau d'une dendrite.

### III.3.1. Technique de mise en équation

#### III.3.1.1. Définition de l'échelle de grandeur du volume élémentaire considéré

Avant d'aborder la mise en équation proprement dite des phénomènes de transfert, il est nécessaire de préciser l'échelle du volume élémentaire qu'il faut considérer. Il est possible de définir d'une manière générale trois échelles :

- Microscopique, c'est à dire de la taille d'une dendrite,
- Macroscopique, c'est à dire de la taille d'une zone délimitée figure 47 (puits liquide, zone pâteuse ...),
- Intermédiaire entre les deux précédentes, c'est à dire de la taille de quelques dendrites.

Lorsque l'on s'intéresse à une grandeur  $\phi$  (fraction de phase, enthalpie d'une phase, composition chimique massique) dans un volume  $V$  défini ici par une sphère de rayon  $R_0$ , la moyenne de cette grandeur  $\phi$  notée  $\langle \phi \rangle_{R_0}$  sur ce volume  $V$  s'exprime par :

$$\langle \phi \rangle_{R_0} = \frac{1}{V} \int_V \phi dV$$

La représentation schématique de cette moyenne permet de distinguer trois domaines de variation en fonction du volume (figure 48).

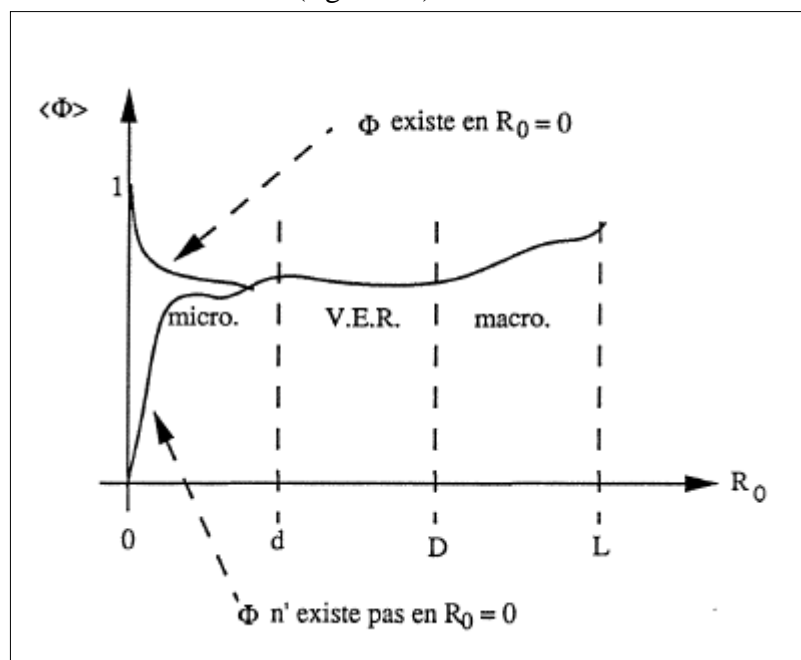


Figure 50. Représentation des différentes échelles d'observation de la zone pâteuse.

Dans un volume appelé volume élémentaire représentatif (VER), dont la dimension correspond physiquement à la troisième échelle évoquée précédemment, la grandeur  $\langle \phi \rangle_{R0}$  est constante. Nous allons par conséquent travailler dans ce volume schématisé figure 49.

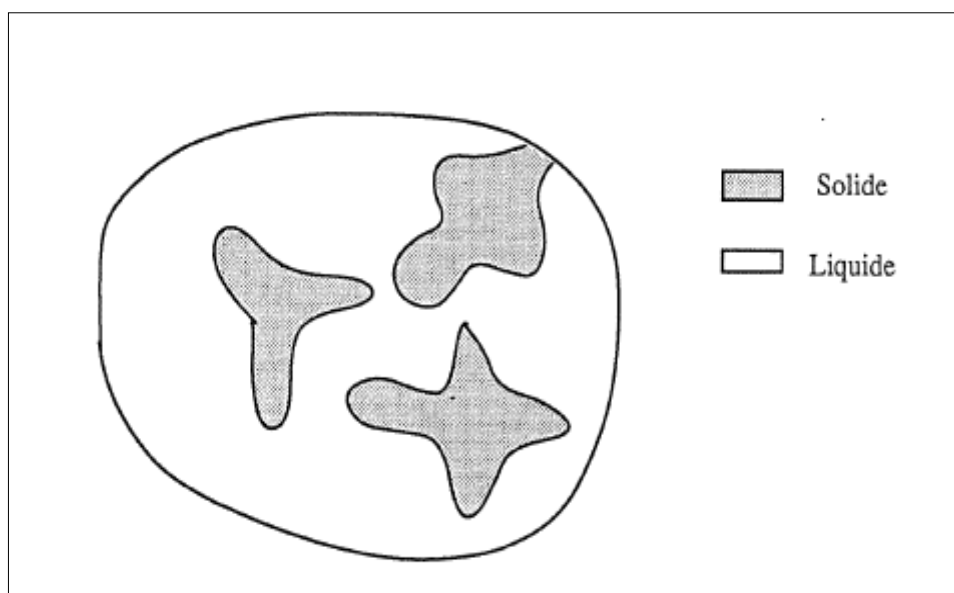


Figure 51. Schématisation d'un volume élémentaire représentatif (V.E.R.)

### III.3.1.2. Technique de prise de moyenne

La technique de prise de moyenne consiste à moyenniser chaque terme d'une équation de conservation, écrite à l'échelle microscopique sur le volume représentatif, ceci pour chaque phase considérée, sauf pour la quantité de mouvement où l'équation est moyennée seulement sur la phase liquide. L'équation générale traduisant le transfert d'une grandeur est alors obtenue en combinant l'équation du liquide à celle du solide. La grandeur résultant de la combinaison de ces deux équations est appelée grandeur de mélange [27]. Cette technique permet d'obtenir à l'échelle du VER des équations de conservation sur chacune des phases. Le bilan aux interfaces combiné aux équations attachées à chaque phase permet d'obtenir une équation de conservation moyennée.

### III.3.2. Application à la solidification de lingot

L'écriture des équations à partir des grandeurs de mélange est grandement simplifiée si des hypothèses générales sont formulées dès à présent.

Durant notre étude nous supposons que la forme géométrique de nos alliages est un lingot cylindrique de longueur  $100 \mu\text{m}$ . Il présente une symétrie axiale (cœur - surface), ainsi le problème a priori tridimensionnel est ramené, via l'emploi de coordonnées cylindriques, à la résolution d'un système d'équations aux dérivées partielles ne dépendant que de deux variables d'espace. Le maillage à générer est donc bidimensionnel mais les volumes de contrôle sont en fait des cylindres concentriques. Ce type de maillage peut évidemment être employé à la résolution d'un problème bidimensionnel dont les équations ont été écrites dans un repère cartésien.

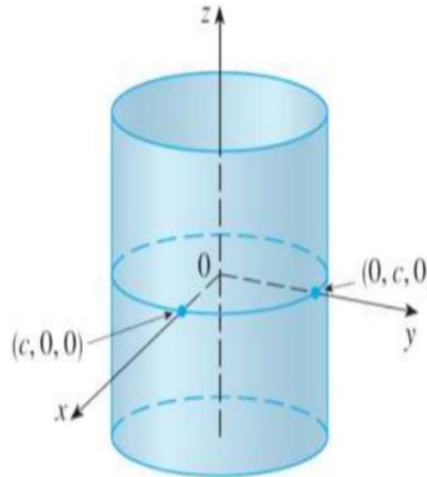


Figure 52. Schématisation la forme géométrique de lingot cylindrique.

### III.3.2.1. Hypothèses générales

- **Nature des écoulements :**

#### **Écoulement du liquide dans le puits liquide.**

Le nombre de Rayleigh noté  $R_a$  caractérise le régime d'écoulement en convection naturelle thermique. Il est défini par la relation :

$$Ra = \frac{|g|\beta\Delta TL^3}{\nu\alpha}$$

Avec:

$|g|$  Norme du vecteur gravité ( $10 \text{ m}^2/\text{s}$ ) ;

$\beta$  Coefficient d'expansion thermique ;

$\Delta T$  Écart maximum de température dans le liquide ;

$L$  dimension caractéristique du lingot ;

$\nu$  Viscosité cinématique ;

$\alpha$  Diffusivité thermique.

#### **Écoulement dans la zone pâteuse.**

La zone pâteuse peut être assimilée à un milieu poreux dans lequel circule le liquide interdendritique. Les axes dendritiques primaires délimitent des canaux et l'écoulement se caractérise alors non plus par le nombre de Rayleigh mais par le nombre de Reynolds  $Re$  calculé dans un canal :

$$Re = \frac{\rho|\nu|\delta}{\mu}$$

Avec :

$\delta$  Diamètre du canal (de l'ordre du mm) ;

$\mu$  Viscosité dynamique ;

$\rho$  Masse volumique du liquide.

- **Masse volumique du solide est égale à celle du liquide.**

Autrement dit le retrait à la solidification est négligeable. La vitesse conférée au liquide par ce phénomène est négligeable devant la vitesse due à la convection naturelle. En outre la masse volumique du liquide est supposée constante exception faite du terme moteur de la convection naturelle (hypothèse de Boussinesq classique en mécanique des fluides).

- **Solidification est uniquement colonnaire.**

En d'autres termes la solidification équiaxe n'est pas prise en compte. La conséquence directe de cette hypothèse est que le solide reste immobile durant la solidification, seul le liquide est mis en mouvement par les forces volumiques puisque nous supposons qu'il n'y a aucun cristal libre de bouger.

- **Phases liquide et solide de l'alliage sont en équilibre thermodynamique local.**

### III.3.2.2. Mise en équation

Un certain nombre d'inconnues doivent être déterminées en tout point du système durant le déroulement de la solidification. Il est utile à ce niveau de préciser la nature de ces grandeurs. La connaissance du transfert de chaleur nécessite la détermination de la température ainsi que de la fraction de phase liquide dans l'alliage en question. L'enthalpie est une grandeur qui englobe chaleur latente et chaleur sensible, il est donc séduisant d'employer cette variable pour l'établissement de l'équation de conservation de l'énergie. Cependant cela nécessite quand même la connaissance d'une relation supplémentaire, entre la fraction liquide et la température du liquide. Cette relation s'obtient à l'aide de la thermodynamique du changement de phase. Le calcul du transfert de chaleur passe donc par l'utilisation d'une grandeur scalaire, l'enthalpie, ainsi que par l'écriture de deux équations, la conservation de l'énergie et la relation entre enthalpie et température.

La connaissance du transfert de quantité de mouvement nécessite le calcul du champ de vitesse du liquide (grandeur vectorielle) et du champ de pression dans le liquide (grandeur scalaire). Dans le cas de lingot étudié, pour lequel les équations peuvent être écrites en coordonnées cylindriques, l'écriture de la conservation de quantité de mouvement permet de dégager deux équations aux dérivées partielles : une pour la vitesse suivant l'axe du lingot et une pour la vitesse suivant son rayon. Une troisième équation portant sur la conservation globale de la masse peut également être obtenue. Les trois inconnues vitesses selon le rayon, vitesse suivant l'axe et pression sont alors calculables à l'aide de ces trois équations.

La connaissance du transfert de soluté nécessite la détermination, pour chaque élément d'alliage, de l'évolution du titre massique dans le liquide, ainsi que la connaissance du titre massique dans le solide qui s'est déjà déposé. La première inconnue est obtenue à l'aide d'une équation de conservation de soluté, la seconde grâce à une relation liant ces deux inconnues et dépendant du type de soluté. Il est donc possible d'écrire deux équations pour déterminer les deux inconnues pour chaque élément d'alliage. Le tableau 5 regroupe les grandeurs par type de transfert :



Tableau 5. Les grandeurs par type de transfert :

Transfert	Inconnues	Equations
Chaleur	Température et fraction liquide ou enthalpie (chaleur sensible et chaleur latente)	Conservation de l'énergie thermodynamique du changement de phase
Quantité de mouvement	Vitesse du liquide suivant le rayon Vitesse du liquide suivant l'axe de pression	Conservation de la quantité de mouvement suivant l'axe et suivant le rayon Conservation globale de la masse
Soluté	Titre massique en soluté dans le liquide et dans le solide	Conservation globale de la masse Conservation du soluté Relation entre la composition dans le liquide et dans le solide

Notons que la conservation globale de la masse est implicitement utilisée en ce qui concerne le bilan de soluté et explicitement dans le cadre du transfert de quantité de mouvement, car l'écriture de la conservation de cette grandeur ne fournit que deux relations pour trois inconnues. Finalement le dénombrement des inconnues et relations montre qu'il est possible d'écrire le nombre nécessaire et suffisant de relations pour décrire les transferts correspondant à la solidification du lingot.

La mise en équations des transferts thermiques et de quantité de mouvement proposée par [144] est très facilement adaptable à la solidification d'un lingot d'aluminium, nous avons donc choisi leur manière d'écrire mathématiquement ces deux transferts :

- **Transfert de quantité de mouvement.**

La prise de moyenne concernant cette grandeur est uniquement réalisée sur la phase liquide car le solide est supposé immobile. La vitesse qui apparaît dans l'équation qui va suivre est la vitesse moyenne débitante, encore appelée vitesse macroscopique et notée  $V$ . Dans le domaine poreux la vitesse réelle du fluide dans un canal d'écoulement est appelée vitesse de filtration, ou encore vitesse microscopique et notée  $v$ . En supposant que cette vitesse est la même dans chacun des canaux du réseau dendritique [145], il existe alors une relation simple entre  $V$  et  $v$  :

$$V = v \cdot g$$

Le frottement du liquide sur la phase solide de la zone pâteuse génère une contrainte qui a pour effet global de freiner le mouvement du liquide interdendritique. La vitesse du liquide est proportionnelle au gradient de la pression motrice  $\hat{p}$  ainsi qu'à la perméabilité  $K$  (en  $m^2$ ) du milieu, et inversement proportionnelle à la viscosité dynamique  $\mu$  [146] :

$$V = \hat{p} \cdot K / \mu$$

L'équation de conservation de quantité de mouvement proposée est la suivante [144]:

$$\frac{1}{g} \rho_{ref} \frac{\partial V}{\partial t} + \frac{1}{g} \rho_{ref} (V \cdot \nabla) V = -\nabla \hat{p} + \frac{1}{g} \mu \nabla^2 V - \left( \frac{\mu}{K} + \frac{c}{\sqrt{K}} \rho_{ref} |V| \right) V - \rho_{ref} \left[ \beta_T (T - T_{ref}) + \sum_{i=1}^n \beta_i (w_i - w_{iref}) \right] g$$

Avec :

$c$  coefficient d'inertie de l'extension de Forchheimer ;

$\beta_i$  coefficient d'expansion solutal du liquide dû à l'élément d'alliage  $i$  ;

$\beta_T$  coefficient d'expansion thermique (en  $K^{-1}$ ) ;

$\rho_{ref}$  masse volumique de référence, connue à la température  $T_{ref}$  et à la composition  $w_{iref}$

$K$  perméabilité (en  $m^2$ ).

La perméabilité  $K$  apparaît comme un terme majeur de cette équation. En effet quand la fraction liquide tend vers 1, c'est-à-dire quand le milieu est principalement composé de liquide, la perméabilité est forcément très grande et cette équation se réduit à celle de Navier-Stokes avec l'approximation de Boussinesq. Cependant quand la fraction liquide est inférieure à 1 la perméabilité diminue, jusqu'à ce que l'équation se réduise à l'équation de Darcy généralisée à l'aide de l'extension de Forchheimer. Le deuxième terme de l'expression de droite est souvent appelé extension de Brinkmann car ce chercheur a été le premier à proposer une équation de cette nature en généralisant l'équation de Darcy. Notons enfin que le dernier terme de droite traduit l'effet des forces volumiques sur le mouvement du liquide ; il prend en compte les variations de la masse volumique du liquide avec la température et la composition chimique.

En coordonnées cylindriques on obtient pour la composante radiale  $V_r$  et axiale  $V_z$  les deux relations suivantes :

$$r \rho_{ref} \frac{\partial V_r}{\partial t} + \frac{r}{g} \rho_{ref} V_r \frac{\partial V_r}{\partial r} + \frac{r}{g} \rho_{ref} V_z \frac{\partial V_r}{\partial z} = g \mu \frac{\partial}{\partial r} \left( r \frac{\partial V_r}{\partial r} \right) + \mu r g \frac{\partial^2 V_r}{\partial z^2} - g \mu \frac{r v_r}{r^2} - r g \frac{\partial P}{\partial r} - r g \left( \frac{\mu}{K} + \frac{c}{\sqrt{K}} \rho_{ref} |V| \right) V_r$$

$$r \rho_{ref} \frac{\partial V_z}{\partial t} + \frac{r}{g} \rho_{ref} V_r \frac{\partial V_z}{\partial r} + \frac{r}{g} \rho_{ref} V_z \frac{\partial V_z}{\partial z} = g \mu \frac{\partial}{\partial r} \left( r \frac{\partial V_z}{\partial r} \right) + \mu r g \frac{\partial^2 V_z}{\partial z^2} - r g \frac{\partial P}{\partial z} - r g \left( \frac{\mu}{K} + \frac{c}{\sqrt{K}} \rho_{ref} |V| \right) V_z - \rho_{ref} \left[ \beta (T - T_{ref}) + \sum_{i=1}^n (w_i - w_{iref}) \right] g$$

- **Conservation de la masse.**

Les variations de masse volumique du liquide sont supposées négligeables (excepté pour le calcul des forces volumiques). En outre la masse volumique de l'alliage liquide est supposée égale à celle de l'alliage solide. Dans ces conditions l'équation de conservation de la masse prend la forme :

$$\nabla V = 0$$

- **Transferts thermiques.**

L'équation de conservation de l'énergie est adaptable à la solidification d'un alliage. Dans ce dernier cas elle s'écrit [145] :

$$\frac{\partial}{\partial t} \rho [gh + (1 - g)h^s] + \nabla(\rho V h) = \nabla(\lambda \nabla T)$$

$\lambda$  désigne la conductivité thermique moyenne du mélange liquide-solide :

$$\lambda = g^l \lambda^l + g^s \lambda^s$$

$h^\alpha$  désigne l'enthalpie massique de la phase  $\alpha$ . En supposant les capacités calorifiques de chacune des phases indépendantes de la température et en prenant comme état de référence l'enthalpie de la phase solide nulle à  $T_0$ , les enthalpies de la phase solide et de la phase liquide prennent les expressions :

$$h^s = c_p^s (T - T_0)$$

$$h^l = c_p^l (T - T_0) + (c_p^s - c_p^l)(T_0 - T_a) + L$$

Avec  $T_0$  température de référence,  $T_L$  température de fusion d'aluminium pur et  $L$  chaleur latente de changement de phase (J.kg<sup>-1</sup>). La variable de mélange est l'enthalpie totale massique  $h$  :

$$h = g^l \cdot h^l + g^s \cdot h^s$$

(Ceci en supposant que  $f^\alpha = g^\alpha$ )

L'équation prend alors la forme :

$$\rho \frac{\partial h}{\partial t} + \nabla(\rho V h) = \nabla(\lambda \nabla T)$$

Le deuxième terme du membre de gauche de cette équation traduit le transport par convection de l'enthalpie de la phase liquide. Si la vitesse du liquide est nulle, cette équation devient l'équation classique de la chaleur, ce qui est le cas dans les parties totalement solidifiées et dans les différentes parties du moule.

En coordonnées cylindriques cette équation s'écrit :

$$\rho r \frac{\partial h}{\partial t} + \rho r V_r \frac{\partial h}{\partial r} + \rho r V_z \frac{\partial h}{\partial z} = \frac{\partial}{\partial r} \left( \lambda r \frac{\partial T}{\partial r} \right) + r \left( \frac{\partial}{\partial z} \left( \lambda \frac{\partial T}{\partial z} \right) \right)$$

Notons que l'équation met en jeu simultanément l'enthalpie et la température. Cette particularité se traduira lors de l'étape de discrétisation par l'emploi d'une relation permettant de passer de l'une à l'autre de ces deux variables. Cette relation nécessite la connaissance de la dérivée de la température en fonction de l'enthalpie. En ce qui concerne les matériaux n'étant pas le siège d'un changement de phase ou d'une réaction chimique, cette dérivée prend l'expression simple :

$$\frac{\partial T}{\partial h} = \frac{1}{c_p}$$

- **Transfert de soluté.**

Au même titre que l'énergie, les éléments d'alliage sont transportés dans la phase liquide par diffusion et par convection. Cependant les coefficients de diffusion chimique  $\alpha^i$  (en m<sup>2</sup>.s<sup>-1</sup>) sont beaucoup plus faibles que la diffusivité thermique.

$$\frac{\partial \bar{w}_i}{\partial t} = -V \nabla w_i^l$$

Avec la variable de mélange  $W_i$  définie de la même manière que l'enthalpie totale  $h$  :

$$\bar{w}_i = g^l w_i^l + g^s w_i^s$$

$w_i^s$  est ici la composition moyenne du solide.

La combinaison des deux équations précédentes permet d'obtenir la relation suivante :

$$\frac{\partial}{\partial t}(g^l w_i^l) + V \nabla_{w_i^l} = - \frac{\partial}{\partial t}(g^s w_i^s)$$

Le second terme du membre de gauche traduit le transfert de soluté par convection, le terme de droite correspond à l'évolution de la composition du liquide lors du dépôt de la phase solide.

- **Couplage entre ces différents transferts.**

Les trois transferts décrits précédemment sont mutuellement dépendant les uns des autres. Leurs interactions sont représentées figure 53. Les gradients thermiques et soluté génèrent des forces volumiques mettant le liquide en mouvement, ces mouvements modifient les gradients. Le volet thermique de ce phénomène est pris en compte dans les équations précédentes. En effet le terme des forces volumiques contient la contribution de la thermique à la convection naturelle, de plus le terme advectif représente la contribution du mouvement du liquide aux transferts thermiques. En outre les forces volumiques prennent également en compte la contribution du transfert de soluté à la convection naturelle.

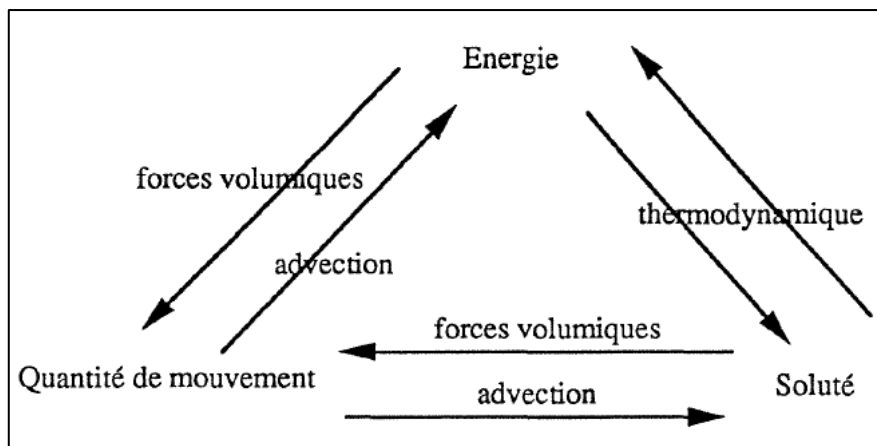


Figure 53. Interactions mutuelles entre les trois transferts.

- **Solutions initiales**

Le problème à résoudre étant fonction du temps, il est nécessaire de préciser l'état initial du système lingot-lingotière à l'instant choisi comme origine du temps, à savoir la fin de l'étape de remplissage de la lingotière.

Le champ initial de vitesse dans l'alliage sera donc pris uniforme et nul. La température, également considérée comme uniforme, sera prise égale à la température de coulée. Enfin les concentrations en éléments d'alliage sont également supposées uniformes.

## Conclusion

Nous avons présenté l'étude numérique des phénomènes thermiques, consacrée à la modélisation du transfert thermique dans des pièces coulées en focalisant sur la

résolution de l'équation de la chaleur, la dureté, la contrainte de traction et l'élasticité. Dans ce chapitre, les principaux comportements activés lors de la mise en forme d'alliages d'aluminium sont exposés.

La modélisation et la simulation numérique dans le domaine du génie des procédés, tout particulièrement celui de la solidification, a connu un essor spectaculaire ces dernières années. Des méthodes numériques de plus en plus raffinées ont été mises au point par les scientifiques et les ingénieurs pour résoudre des systèmes d'équations complexes.

Le succès de cette nouvelle science est principalement dû à la résolution des équations de conservation : elle permet de prédire certaines grandeurs physiques essentielles lors de la mise en œuvre d'un matériau (champs de contraintes et de déformations, champs thermiques, vitesses d'écoulement ...). Les méthodes des différences finies et des éléments finis sont actuellement les plus implantées dans les codes de calculs industriels.

Dans ce qui suit, nous exposons les simulations obtenues et les résultats auxquels elles nous ont menés.

## **Chapitre IV : Etudes des alliages aluminium étain.**

## Introduction

Ce chapitre est consacré à la modélisation de l'influence du traitement thermique sur les propriétés mécaniques des alliages aluminium-étain et aluminium-étain-magnésium, cela consiste essentiellement à étudier d'abord l'influence de l'homogénéisation, tout en variant systématiquement les trois paramètres: temps, température et composition, puis après l'étude de l'influence de l'ajout d'étain, de magnésium et de la vitesse de refroidissement sur le processus de refroidissement et l'évolution des propriétés en question. On imagine alors tout l'enjeu qu'il y a à comprendre et à maîtriser, la morphologie et l'évolution de l'interface de solidification.

## IV.1. Modélisation de l'influence du traitement thermique sur les propriétés mécaniques des alliages aluminium-étain

### IV.1.1. Etude de l'alliage AlSn

#### IV.1.1.1. Diagramme de phase AlSn

Avant toute investigation microstructurale, il est indispensable d'étudier parfaitement le diagramme d'équilibre entre phases Al-Sn en vue de connaître les phases susceptibles d'être rencontrées. L'alliage Al-Sn [147] (figure 52), c'est un simple eutectique, les températures de fusion de l'aluminium et d'étain purs sont respectivement 660.452°C et 231.968°C, le diagramme représente un palier eutectique à 228.5°C [148] au-dessous duquel l'alliage est hétérogène, la solubilité de l'aluminium dans l'étain est de 2.4% molaire. L'étain est très peu soluble dans l'aluminium (< 0.01%) [149], un seul eutectique existe à 97.6% [147].

En raison des limites de solubilité des éléments d'alliage, nous limiterons l'étude du diagramme d'équilibre Al-Sn à des domaines de composition chimique compris entre 0 et 4% en poids pour l'élément Sn, et des températures d'homogénéisation de : 600°C qui reste inférieure à la température de fusion de l'aluminium, 200°C qui présente une température en dessous du palier eutectique et 400°C comme température moyenne entre les deux.

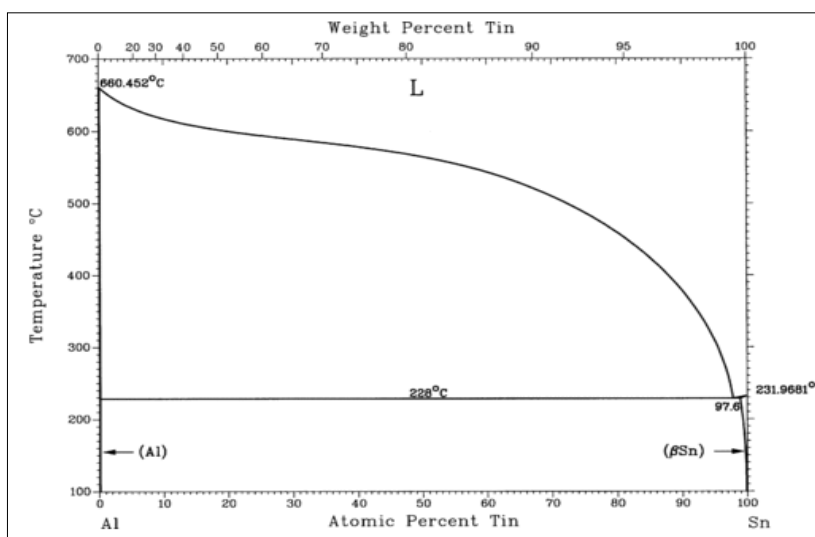


Figure 54. Diagramme de phase Al-Sn [147].

#### IV.1.1.2. Etude structurale des alliages AlSn

La grande majorité des propriétés thermomécaniques de l'alliage sont issues du type de microstructure obtenue par l'interaction de différents paramètres physicochimiques lors de la solidification. Ces paramètres proviennent d'une part des conditions physiques de solidification et d'autre part de la chimie de l'alliage (éléments d'alliage ajoutés : Sn dans notre cas).

Les observations métallographiques portées sur la figure 53 sont caractérisées par l'existence des cellules de ségrégation pour toutes les quatre compositions étudiées.

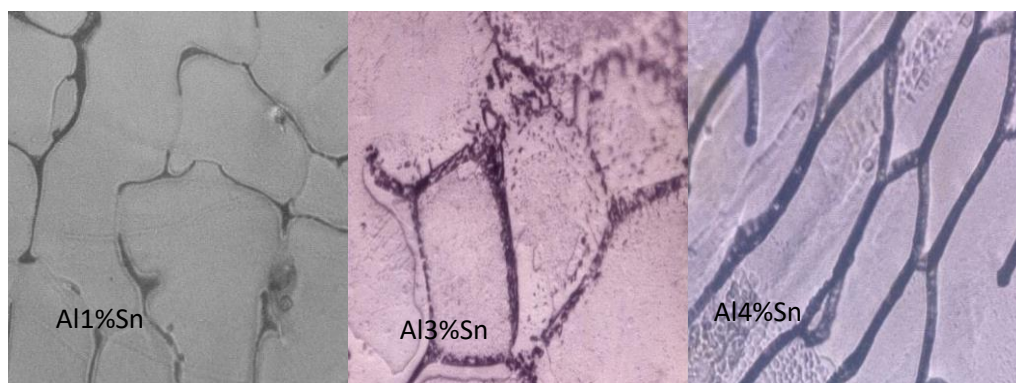


Figure 55. La structure de la matrice après trempe des alliages Al2%Sn, Al3%Sn et Al4%Sn.

La structure de trempe des alliages est caractérisée par la présence de cellules de ségrégation. Nous constatons au fur et à mesure que la teneur de l'étain augmente (de 1% à 4%), le taux des cellules de ségrégation devient de plus en plus important.

### IV.1. 2. Résultats et interprétation

#### IV.1. 2.1. Etude de l'influence des traitements d'homogénéisation sur l'alliage AlSn

Pour la suite de l'étude, on s'intéresse à comprendre l'effet de l'homogénéisation en fonction des trois paramètres : temps, température et composition et voir l'influence de chacun sur la concentration de l'étain en fonction de la distance entre la surface et le cœur du lingot.

##### IV.1. 2.1.1. Influence du temps

La figure 54 montre l'évolution de la concentration d'étain en fonction de la distance entre la surface et le cœur du lingot au cours du temps, de l'alliage Al1%Sn à la température 400°C.

On constate qu'il y a mélange des deux métaux avec tendance à la formation d'une solution solide homogène. En effet, pour le maintien prolongé dans le temps, la concentration en Sn à la surface du lingot augmente légèrement et passe d'une valeur minimale de 0.04 (wt%) à 3 heures à 0.19 (wt%) au bout de 18 heures, contrairement au cœur du lingot, la concentration en Sn diminue légèrement entre 3 heures et 18 heures et passe de 0.47 à 0.19 (wt%), cependant, nous pouvons noter aussi que la concentration en Sn a tendance à être uniforme en tout point entre la surface et le cœur du lingot au-delà de 18 heures.



Qualitativement, il apparaît que les atomes de chaque élément se déplacent au cours du temps depuis les régions riches en cet élément vers les régions pauvres qui s'enrichissent, plus précisément sous l'influence d'un gradient de concentration qui est la force motrice du phénomène de diffusion. Donc il est nécessaire de maintenir un temps d'homogénéisation suffisant pour que la diffusion des espèces chimiques entre les différentes phases puisse se produire.

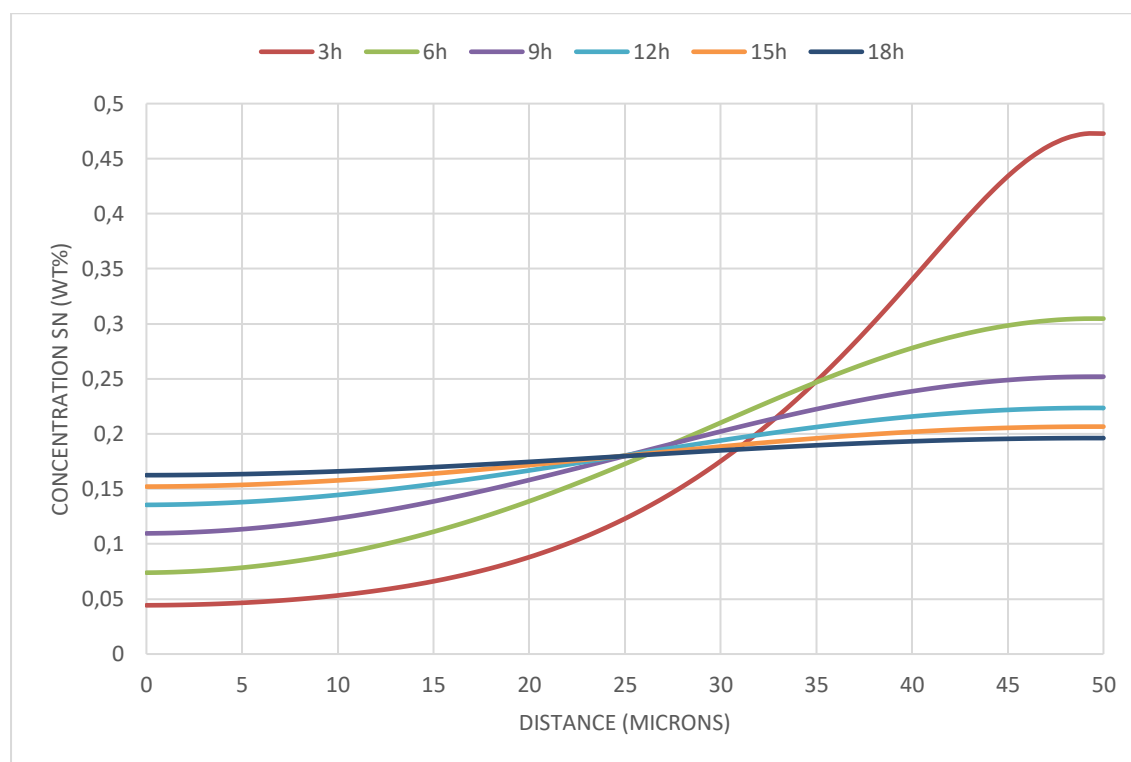


Figure 56. Evolution de la concentration d'étain en fonction de la distance entre la surface et le cœur du lingot au cours du temps de l'alliage Al1%Sn à la température 400°C.

#### IV.1. 2.1.2. Influence de la température

Pour les trois températures de maintien 200°C, 400°C et 600°C, les évolutions de la concentration d'étain en fonction de la distance entre la surface et le cœur du lingot, de l'alliage Al1%Sn au bout de 3 heures, sont portées sur la figure 55.

On observe que la concentration en Sn à 600°C présente la concentration la plus élevée 0.58 (wt%) et elle reste constante, tandis qu'à 400°C, on constate un enrichissement progressif en Sn de la surface 0.04(wt%) au cœur du lingot 0.47 (wt%), ces valeurs tendent vers des valeurs d'équilibre.

Pour la température 200°C, la concentration en Sn ne semble pas affectée car la vitesse de diffusion des espèces chimiques est considérablement plus lente dans la phase solide que dans la phase liquide, la concentration reste nulle et ne commence à augmenter qu'au-delà de 26 microns : la variation est certes faible mais également détectable.

Par ailleurs, la comparaison des concentrations en Sn en tout point du lingot montre que la concentration d'équilibre en Sn est plus élevée à 600°C. Nous pouvons donc suggérer que la diffusion d'étain en solution solide est suffisamment rapide pour atteindre la limite de solubilité dès les premiers instants à haute température.

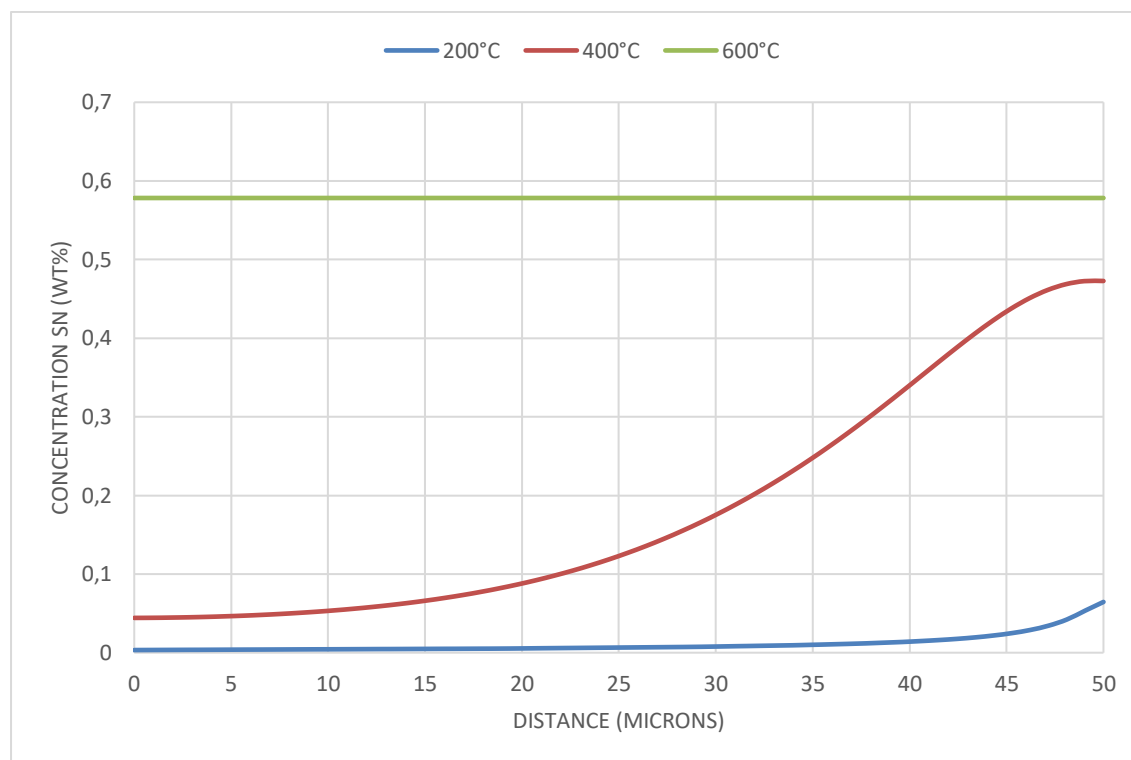


Figure 57. Evolution de la concentration d'étain en fonction de la distance entre la surface et le cœur du lingot aux températures 200°C, 400°C et 600°C de l'alliage Al1%Sn au bout de 3 heures.

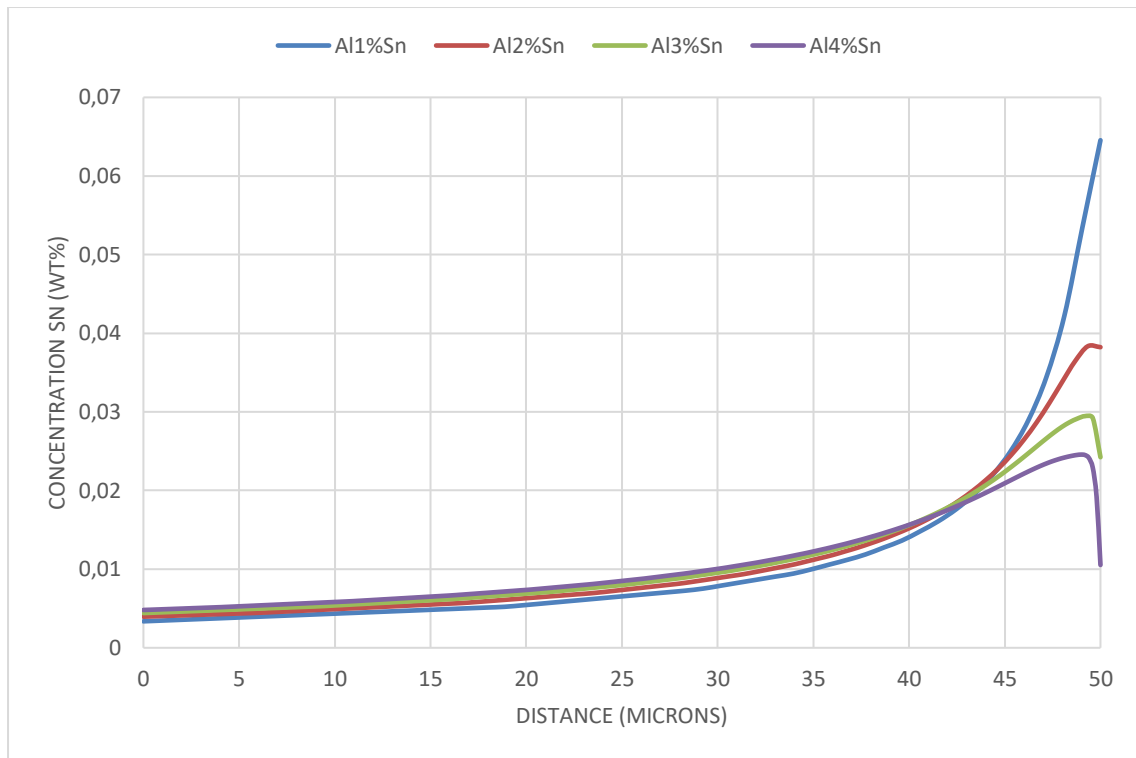
#### IV.1. 2.1.3. Influence d'ajout d'étain

Pour étudier l'influence de l'étain, nous avons travaillé sur quatre compositions différentes : Al1%Sn, Al2%Sn, Al3%Sn et Al4%Sn.

L'évolution de la concentration de Sn est représentée dans les figures ci-dessous :

La figure 56, montre l'évolution de la concentration d'étain en fonction de la distance entre la surface et le cœur du lingot, à la température 200°C des quatre alliages en question au bout de 3 heures.

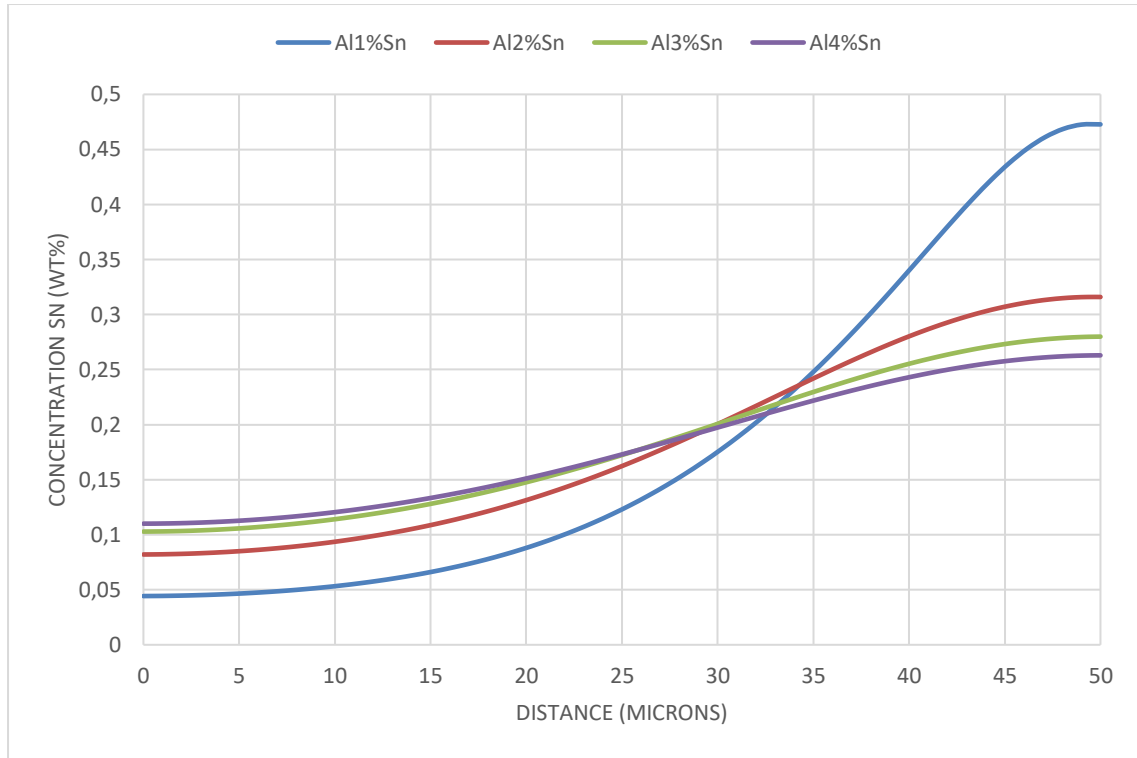
De la surface jusqu'à la distance 43 microns on voit que les courbes possèdent presque le même taux de variation, au-delà de cette distance, l'alliage Al1%Sn suit sa progression et atteint une valeur maximale de 0.0645 (wt%), l'alliage Al2%Sn ne dépasse pas 0.0382 (wt%) tandis que les deux autres alliages contenant plus d'étain : Al3%Sn et Al4%Sn prennent des valeurs minimales qui commencent même à diminuer légèrement avant d'arriver au cœur du lingot avec des concentrations très faibles en Sn, respectivement 0.0242 et 0.0105 (wt%).



**Figure 58.** Evolution de la concentration d'étain en fonction de la distance entre la surface et le cœur du lingot à la température 200°C des alliages Al1%Sn, Al2%Sn, Al3%Sn et Al4%Sn et au bout de 3heures.

L'évolution de la concentration d'étain en fonction de la distance entre la surface et le cœur du lingot au bout de 3heures, à la température 400°C des alliages Al1%Sn, Al2%Sn, Al3%Sn et Al4%Sn est représentée dans la figure 57.

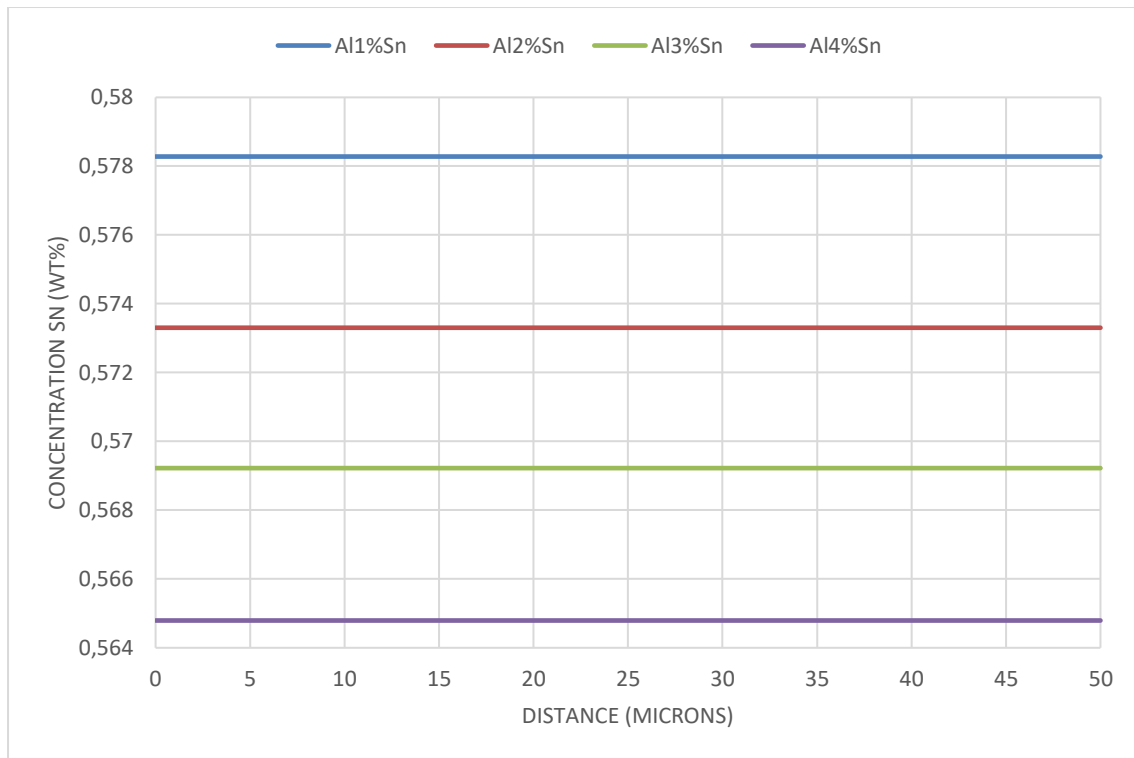
On constate une augmentation progressive des valeurs de la concentration de Sn, en effet, à la surface du lingot les alliages contenant plus d'étain ont les concentration les plus élevées, en revanche, on voit clairement qu'aux alentours de 33 microns et au fur et à mesure qu'on s'approche du cœur, les concentrations d'étain en alliages contenant moins de Sn deviennent les plus élevées, l'alliage Al1%Sn atteint une valeur maximale de 0.4727 (wt%) tandis que l'alliage Al4%Sn ne dépasse pas une concentration de 0.2629 (wt%).



**Figure 59.** Evolution de la concentration d'étain en fonction de la distance entre la surface et le cœur du lingot, à la température 400°C des alliages Al1%Sn, Al2%Sn, Al3%Sn et Al4%Sn et au bout de 3 heures.

La figure 58 décrit l'évolution au bout de 3 heures de la concentration d'étain en fonction de la distance entre la surface et le cœur du lingot, à la température 600°C des alliages Al1%Sn, Al2%Sn, Al3%Sn et Al4%Sn.

On voit clairement que la valeur de la concentration reste constante pour chaque alliage, respectivement en 0.5782, 0.5733, 0.5692 et 0.5647 (wt%), donc les alliages contenant moins de Sn reconnaissent la stagnation de la concentration en une valeur plus élevée. On tire qu'avec plus de Sn, la diffusion d'étain en solution solide est suffisamment rapide à cette température pour atteindre la limite de solubilité au bout de 3 heures.



**Figure 60.** Evolution de la concentration d'étain en fonction de la distance entre la surface et le cœur du lingot, à la température 600°C des alliages Al1%Sn, Al2%Sn, Al3%Sn et Al4%Sn et au bout de 3heures.

L'influence de Sn se traduit alors par l'activation du phénomène de diffusion, la force motrice du traitement d'homogénéisation qui permet de réduire l'hétérogénéité de composition due aux phénomènes de ségrégation qui apparaissent dans la structure de la solidification.

#### **IV.1. 2.2. Etudes des propriétés mécaniques de l'alliage AlSn**

##### **IV.1.2.2.1 Etude de la vitesse de refroidissement de l'alliage AlSn**

La figure 59 représente les courbes de refroidissement des alliages Al1%Sn, Al2%Sn, Al3%Sn et Al4%Sn représentant la température en fonction du temps.

Les courbes d'analyse thermique évoluent selon la composition de chaque alliage. Comme illustré à la figure 59, on retrouve évidemment le refroidissement linéaire initial du liquide.

On note l'existence d'un palier à 659°C pour l'alliage Al1%Sn au-dessous duquel la température continue à évoluer. Les courbes des alliages Al2%Sn, Al3%Sn et Al4%Sn présentent respectivement les premiers points d'inflexion à 657°C au bout de 41s, 655°C à 42s et 654°C au temps 45s correspondant à un changement de phase (Liq↔Liq+Al) une transformation non isotherme, l'augmentation de la fraction solide a lieu pendant que la température diminue.

Une deuxième rupture de pente représentant la traversée de la zone (Al+E) est enregistrée aux courbes de refroidissement des alliages Al2%Sn, Al3%Sn et Al4% respectivement à 585°C à 368s, 535°C à 411s et 415°C après 529s où la dernière goutte liquide disparaît. Il est important de comprendre que la solidification a

commencé au premier changement de pente et se termine au deuxième point d'inflexion.

L'addition d'étain à une action sur la température ainsi que sur le temps de transformation. Le Sn ralentit le processus de refroidissement et son effet se traduit par une légère augmentation du temps et de la température de solidification.

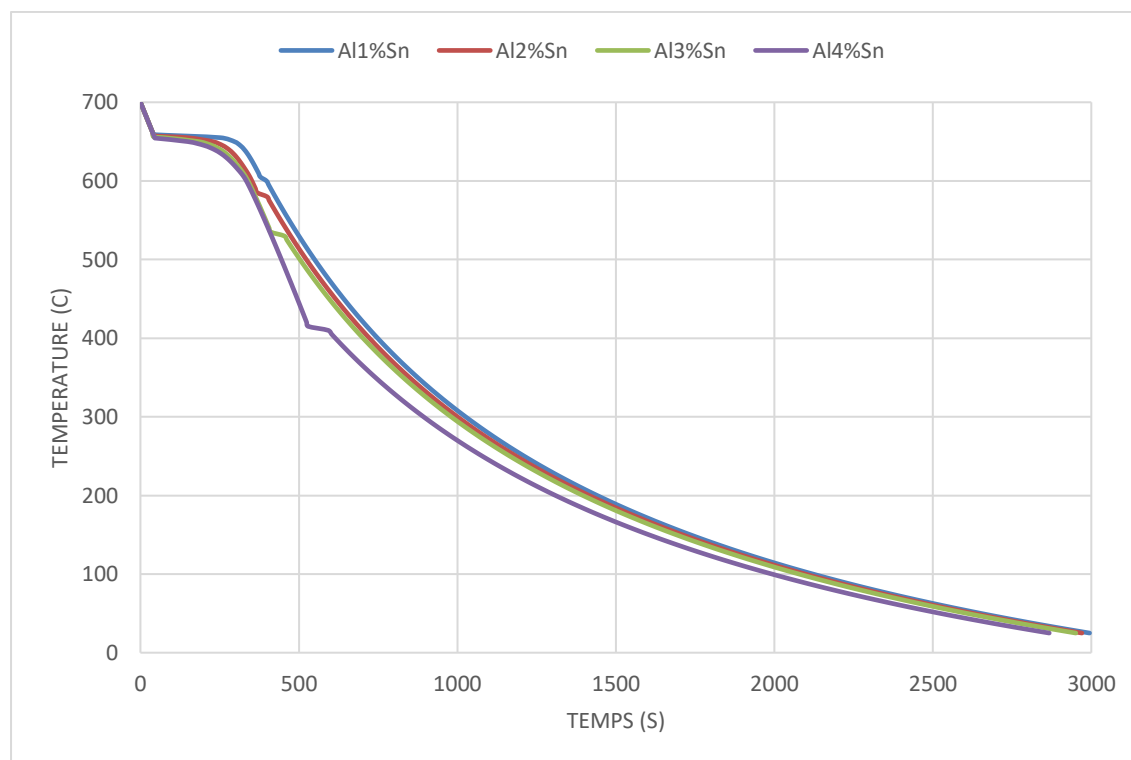


Figure 61. Courbes de refroidissement des alliages Al1%Sn, Al2%Sn, Al3%Sn et Al4%Sn.

#### IV.1.2.2.2 Etude de l'influence de la vitesse de refroidissement sur les propriétés mécaniques de l'alliage AlSn

Les figures 60, 61 et 62 représentent l'évolution de la dureté, l'élasticité et la contrainte de traction en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al1%Sn, Al2%Sn, Al3%Sn et Al4%Sn.

On constate que les trois paramètres augmentent progressivement au fur et à mesure que la vitesse de refroidissement augmente quel que soit le pourcentage d'étain ajouté, cela peut être attribué à l'impact de la vitesse de refroidissement sur la microstructure de l'alliage et plus précisément sur la taille des grains, qui augmente avec la diminution de la vitesse de refroidissement. Or, pour de nombreux matériaux métalliques, il a été démontré qu'un lien existe entre taille de grain et limite d'élasticité via la relation de Hall-Petch [150]. Elle indique que la limite élastique  $\sigma_e$  est inversement proportionnelle à la racine carrée de la taille de grain  $d$ :

$$\sigma_e = \sigma_0 + k_{HP}d^{-1/2} \quad [151]$$

Où  $\sigma_0$  est idéalement la contrainte d'écoulement du monocristal et  $k_{HP}$  est la constante de Hall-Petch. Cette relation précise que plus la taille de grain est grande, plus la limite d'élasticité diminue.

On constate que la dureté et la contrainte de traction suivent la même variation que l'élasticité, on comprend donc que les valeurs de dureté et de la contrainte de traction sont étroitement liées à la limite d'élasticité.

On note aussi que l'addition d'étain se traduit par une légère diminution des propriétés mécaniques étudiées.

#### .2.2.2.1. Elasticité

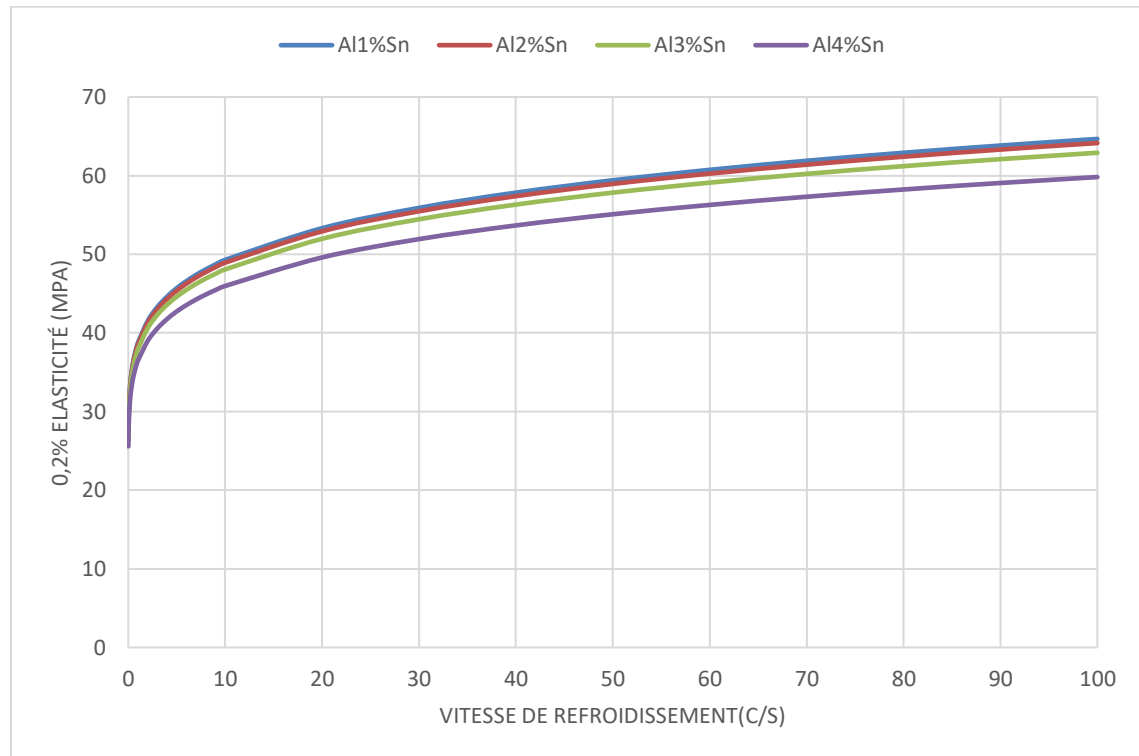


Figure 62. Evolution de l'élasticité en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al1%Sn, Al2%Sn, Al3%Sn et Al4%Sn.

#### IV.1.2.2.2.2. Contrainte de traction

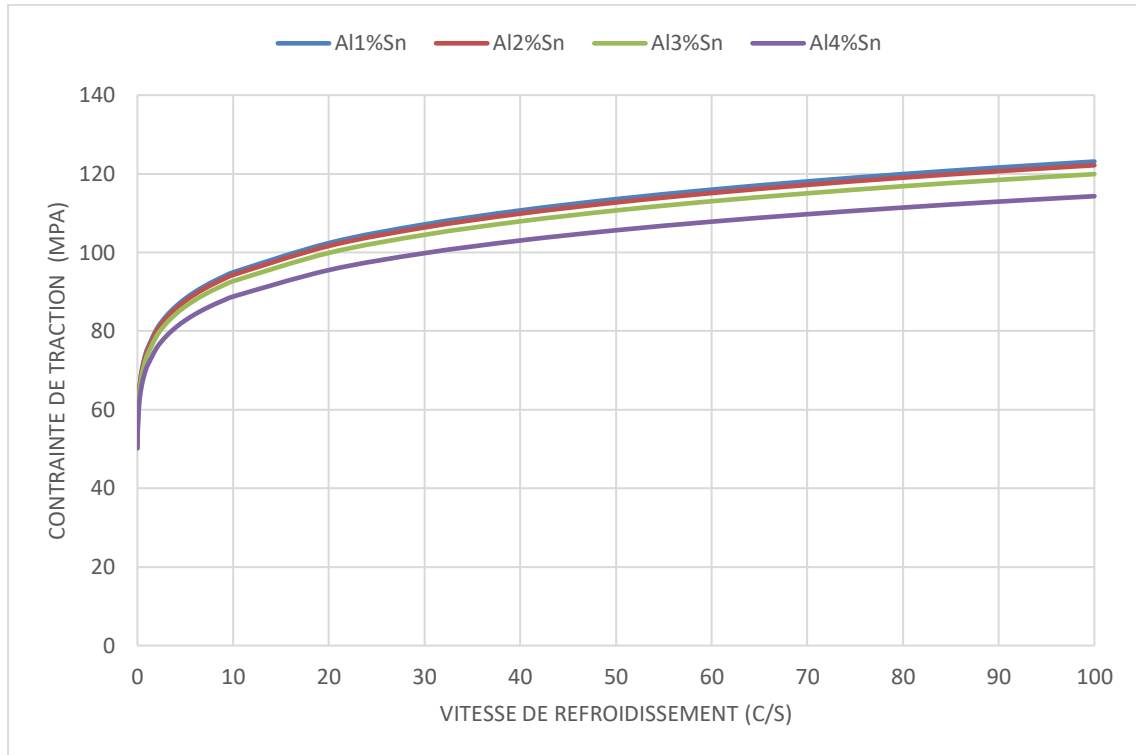


Figure 63. Evolution de la contrainte de traction en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al1%Sn, Al2%Sn, Al3%Sn et Al4%Sn.

#### IV.1.2.2.2.3. Dureté

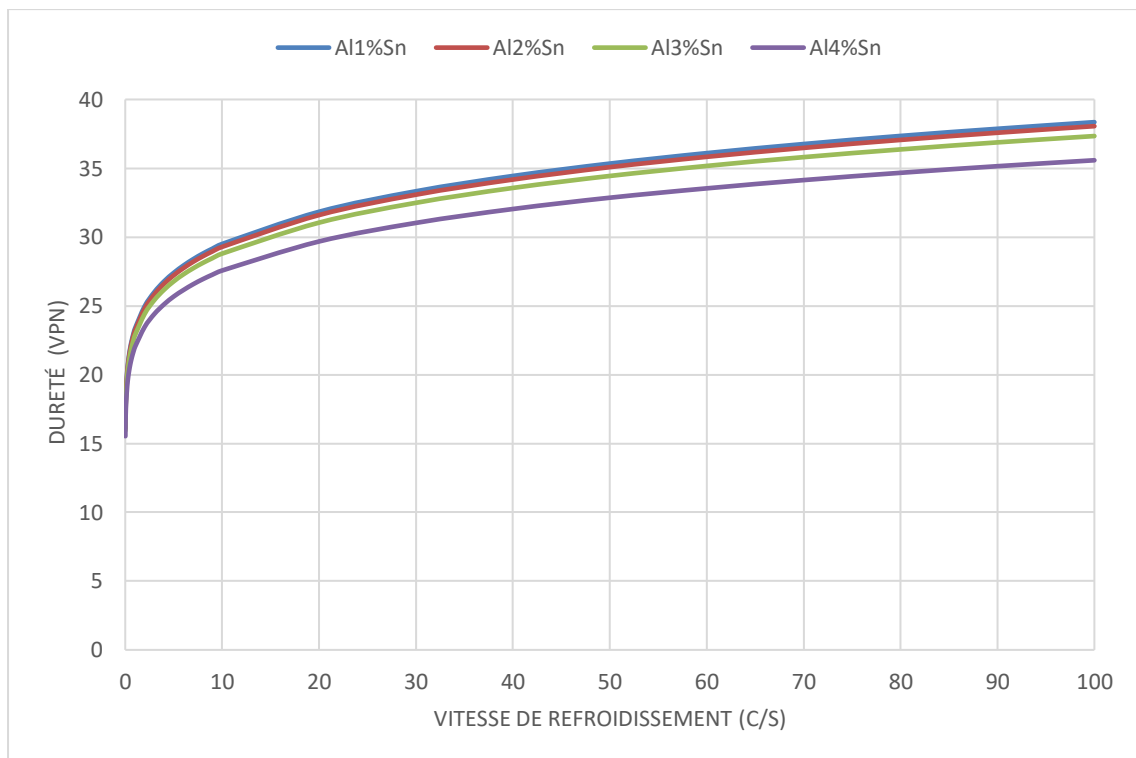


Figure 64. Evolution de la dureté en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al1%Sn, Al2%Sn, Al3%Sn et Al4%Sn.



## IV.2. Modélisation de l'influence de magnésium sur les propriétés mécaniques des alliages aluminium-étain

### IV.2. 1. Etude de l'alliage AlSnMg

Il est indispensable d'étudier parfaitement les diagrammes d'équilibre entre phases AlSn, AlMg et SnMg en vue de connaître les phases en présence et leur proportion respective, à toute température, mais toujours dans les conditions d'équilibre :

#### IV.2. 1.1. Diagrammes de phase AlSn

L'alliage Al-Sn [147], c'est un simple eutectique, les températures de fusion de l'aluminium et d'étain purs sont respectivement 660.452°C et 231.968°C, le diagramme représente un palier eutectique à 228.5°C [148] au-dessous duquel l'alliage est hétérogène, la solubilité de l'aluminium dans l'étain est de 2.4% molaire. L'étain est très peu soluble dans l'aluminium (< 0.01%) [149], un seul eutectique existe à 97.6% [147]

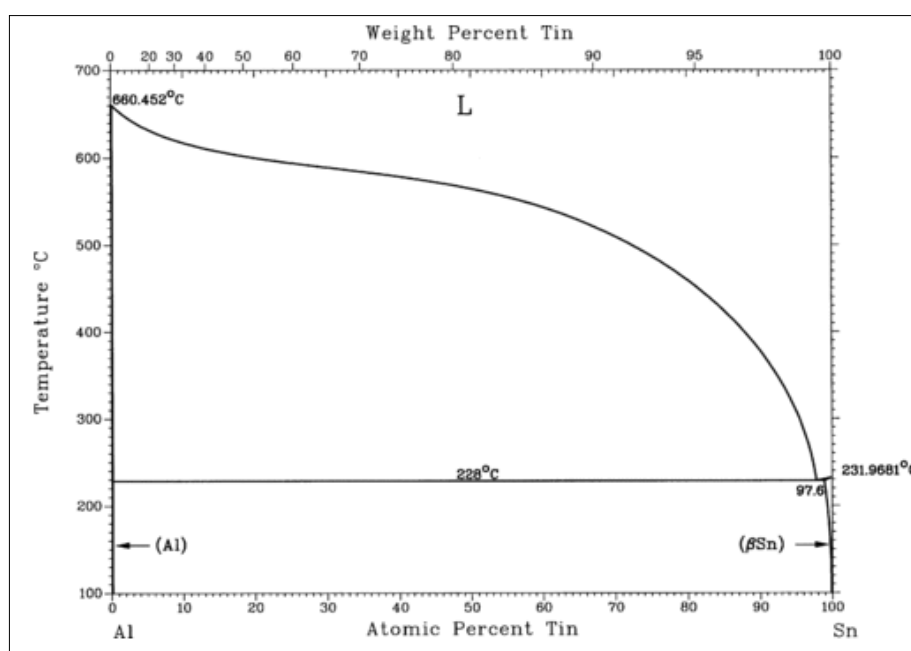


Figure 65. Le diagramme de phase Al-Sn [147].

#### IV.2. 1.2. Diagrammes de phase AlMg

Le magnésium possède une solubilité élevée de 17,4 % en poids à 450 °C dans l'aluminium solide. La présence du magnésium augmente la résistance à la corrosion, donne un bon fini de surface, facilite le travail à froid à cause de la ductilité qu'il confère aux alliages et accroît les propriétés des soudures d'alliages d'aluminium [152].

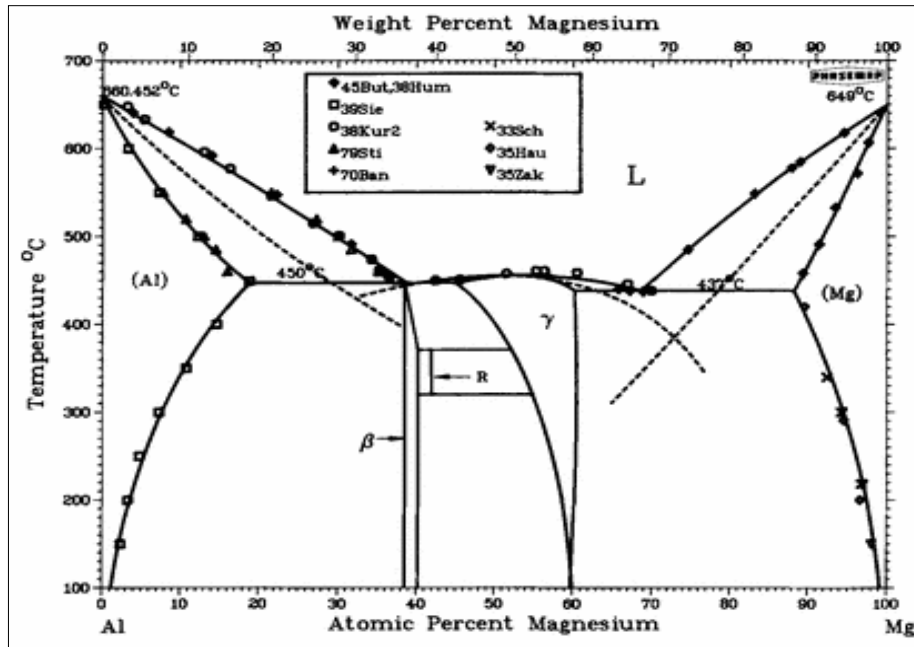


Figure 66. Le diagramme de phase Al-Mg [153].

#### IV.2. 1.3. Diagrammes de phase MgSn

Outre la présence de deux points eutectiques nous notons le comportement particulier d'un composé chimiquement défini (CCD) représenté par la formule chimique  $Mg_2Sn$ . Ce composé fond à 770.5°C [154], température plus élevée que les températures de fusion du magnésium et de l'étain.

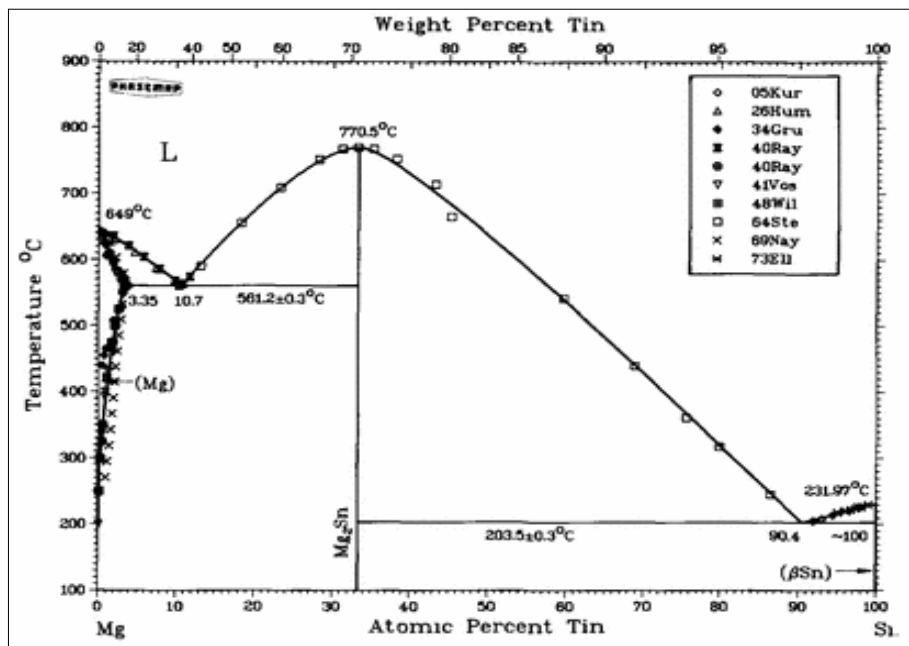


Figure 67. Diagramme de phase Mg-Sn [154].

En raison des limites de solubilité des éléments d'alliage, nous limiterons l'étude du diagramme d'équilibre à des domaines de composition chimique compris entre 0 et 4% en poids pour les éléments Sn et Mg.

## IV.2.2. Résultat et interprétation

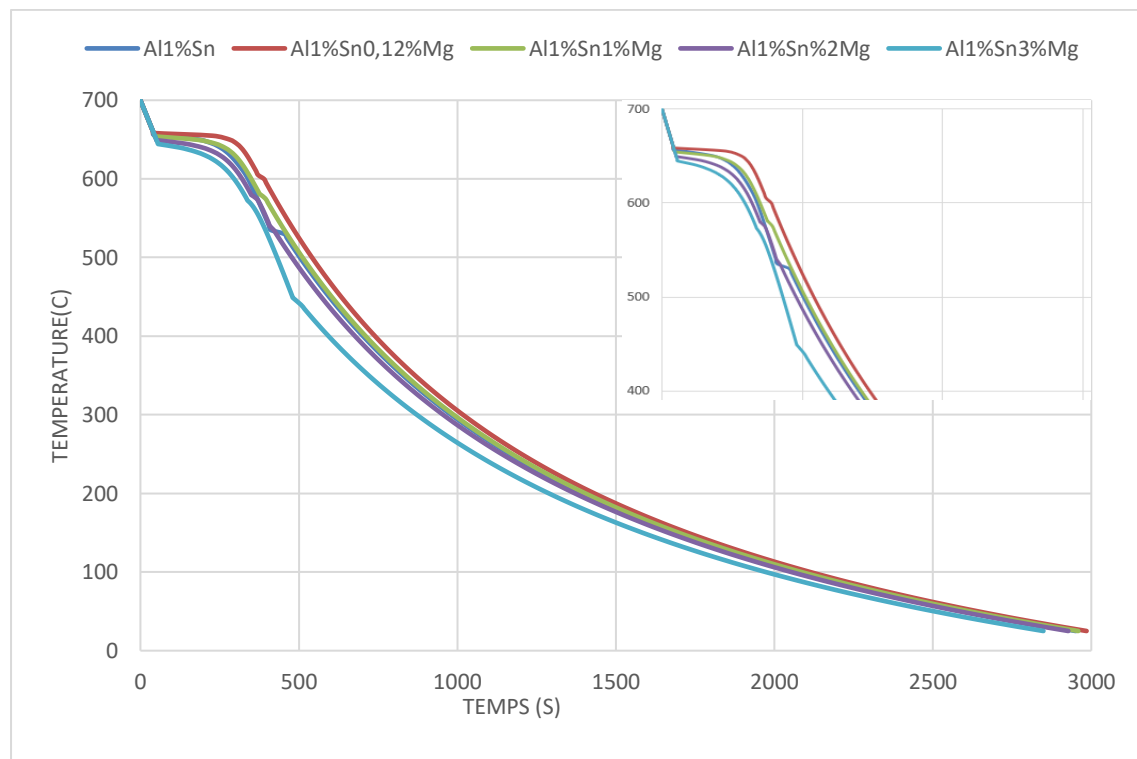
### IV.2.2.1. Etudes des alliages AlSnMg faiblement chargés en Sn

#### IV.2.2.1.1. Etude de la vitesse de refroidissement de l'alliage AlSnMg

La figure 66 représente les courbes de refroidissement des alliages Al1%Sn, Al1%Sn0.12%Mg, Al1%Sn1%Mg, Al1%Sn2%Mg et Al1%Sn3%Mg représentant la température en fonction du temps. Les courbes d'analyse thermique évoluent selon la composition de chaque alliage.

Comme illustré à la figure 66, on retrouve évidemment le refroidissement linéaire initial du liquide. Après 40s on note l'existence d'un palier à 659°C pour l'alliage Al1%Sn correspondant à un changement de phase (Liq↔Liq+Al) une transformation non isotherme, l'augmentation de la fraction solide a lieu pendant que la température diminue. Une deuxième rupture de pente représentant la traversée de la zone (Al+E) est enregistrée à 535°C au-dessous duquel la température continue à évoluer.

La courbe de l'alliage Al1%Sn3%Mg contenant plus de magnésium présente son premier point d'inflexion à 644°C après 55s, donc l'addition de magnésium a une action sur la température ainsi que sur le temps de transformation. Le Mg ralentit le processus de refroidissement et son effet se traduit par une légère augmentation du temps et de la température de solidification



#### IV.2.2.1.2. Etudes des propriétés mécaniques de l'alliage AlSnMg

##### IV.2.2.1.2.1. Elasticité

La figure 67 représente l'évolution de l'élasticité en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al1%Sn, Al1%Sn0.12%Mg, Al1%Sn1%Mg, Al1%Sn2%Mg et Al1%Sn3%Mg.

On constate que l'élasticité augmente progressivement au fur et à mesure que la vitesse de refroidissement augmente quel que soit le pourcentage de magnésium ajouté. On note aussi que les alliages contenant plus de Mg ont les valeurs les plus élevées de l'élasticité : l'alliage Al1%Sn3%Mg prend la valeur 180MPa à 100C/s alors que pour cette même vitesse l'alliage Al1%Sn qui ne contient pas de magnésium ne dépasse pas 60MPa.

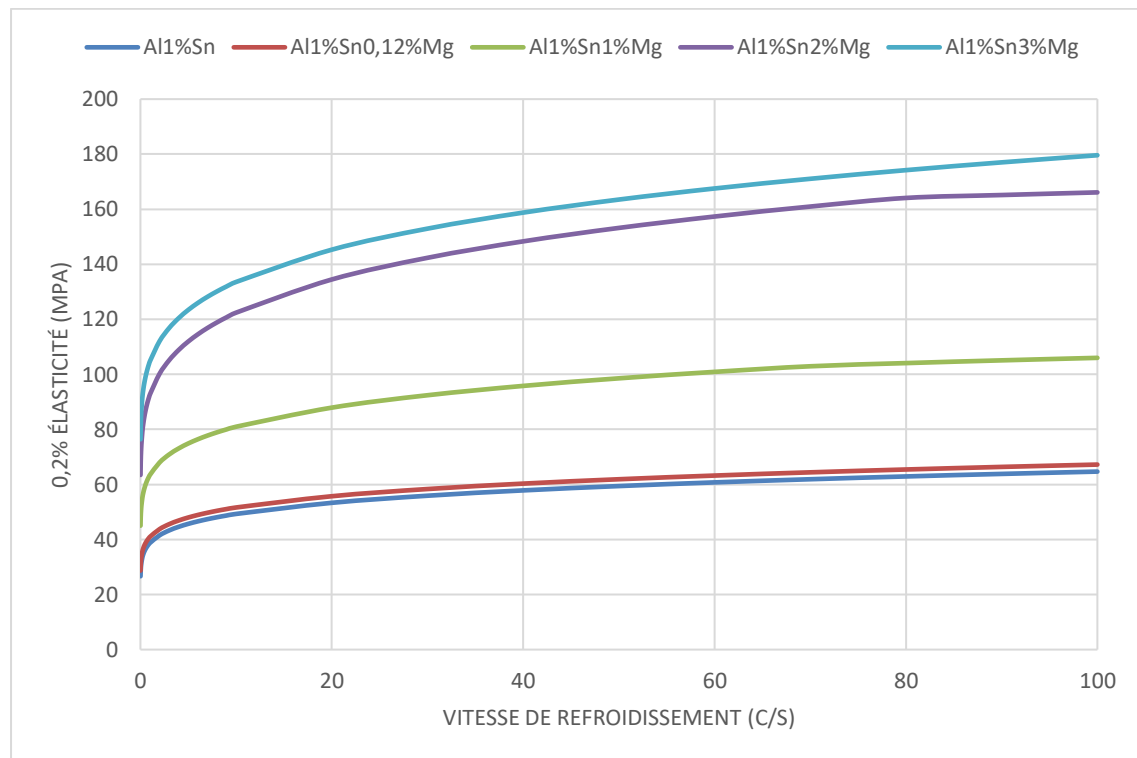


Figure 69. Evolution de l'élasticité en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al1%Sn, Al1%Sn0.12%Mg, Al1%Sn1%Mg, Al1%Sn2%Mg et Al1%Sn3%Mg.

##### IV.2.2.1.2.2. Contrainte de traction

La figure 68 représente l'évolution de la contrainte de traction en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al1%Sn, Al1%Sn0.12%Mg, Al1%Sn1%Mg, Al1%Sn2%Mg et Al1%Sn3%Mg.

On constate que la contrainte de traction augmente progressivement au fur et à mesure que la vitesse de refroidissement augmente quel que soit le pourcentage de magnésium ajouté. On note aussi que les alliages contenant plus de Mg ont les valeurs les plus élevées de la contrainte de traction : l'alliage Al1%Sn3%Mg prend la valeur 315MPa à 100C/s alors que pour cette même vitesse l'alliage Al1%Sn qui ne contient pas de magnésium ne dépasse pas 130MPa.

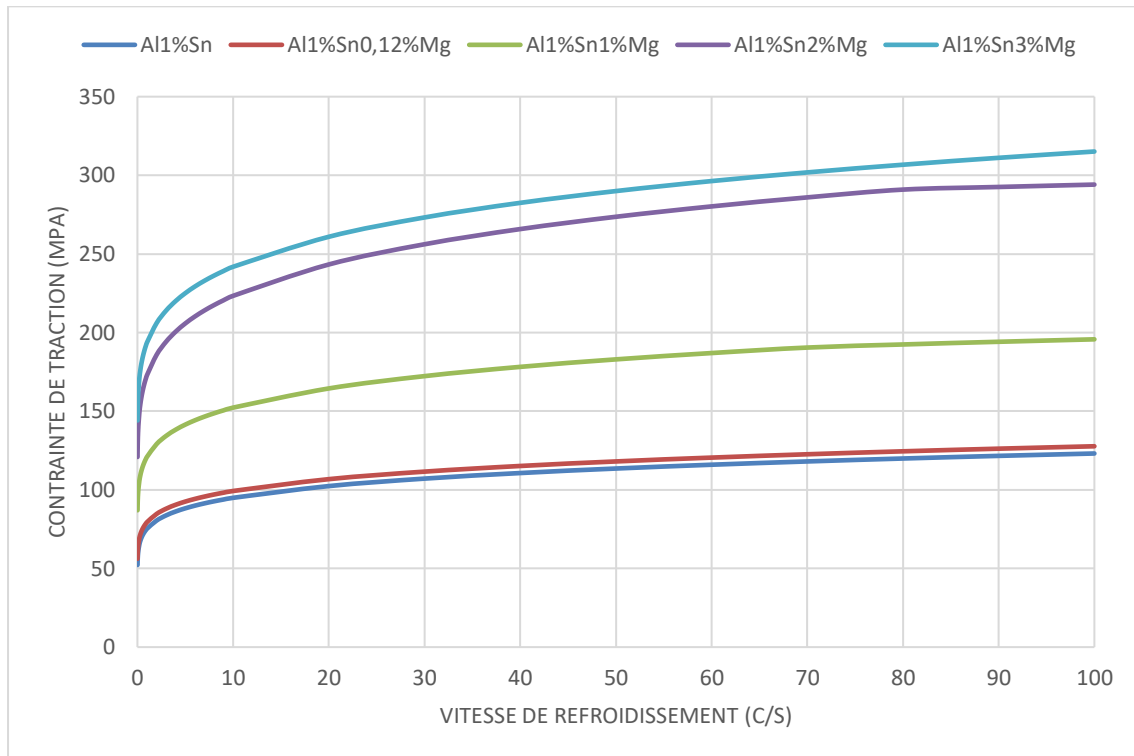


Figure 70. Evolution de la contrainte de traction en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al1%Sn, Al1%Sn0,12%Mg, Al1%Sn1%Mg, Al1%Sn2%Mg et Al1%Sn3%Mg.

#### IV.2.2.1.2.3. Dureté

La figure 69 représente l'évolution de la dureté en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al1%Sn [155], Al1%Sn0,12%Mg, Al1%Sn1%Mg, Al1%Sn2%Mg et Al1%Sn3%Mg.

On constate que la dureté augmente progressivement au fur et à mesure que la vitesse de refroidissement augmente quel que soit le pourcentage de magnésium ajouté. On note aussi que les alliages contenant plus de Mg ont les valeurs les plus élevées de la dureté : l'alliage Al1%Sn3%Mg prend la valeur 100VPN à 100C/s alors que pour cette même vitesse l'alliage Al1%Sn qui ne contient pas de magnésium ne dépasse pas 40VPN.

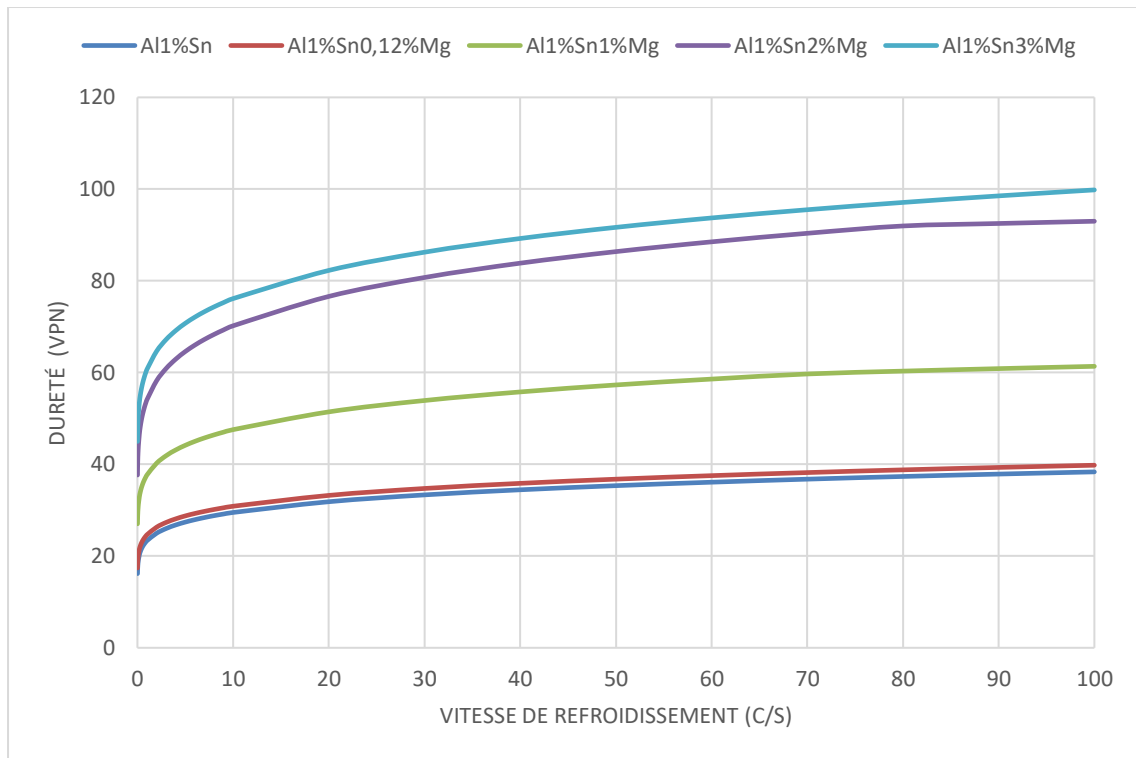


Figure 71. Evolution de la dureté en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al1%Sn, Al1%Sn0,12%Mg, Al1%Sn1%Mg, Al1%Sn2%Mg et Al1%Sn3%Mg

#### IV.2.2.2. Etudes des alliages AlSnMg fortement chargés en Sn

##### IV.2.2.2.1. Etude de la vitesse de refroidissement de l'alliage AlSnMg

La figure 70 représente les courbes de refroidissement des alliages Al3%Sn [155], Al3%Sn0,12%Mg, Al3%Sn2%Mg, Al3%Sn3%Mg et Al3%Sn4%Mg représentant la température en fonction du temps. Les courbes d'analyse thermique évoluent selon la composition de chaque alliage.

Comme illustré à la figure 70, on retrouve évidemment le refroidissement linéaire initial du liquide. Après 40s on note l'existence d'un palier à 658°C pour l'alliage Al3%Sn correspondant à un changement de phase (Liq↔Liq+Al) une transformation non isotherme, l'augmentation de la fraction solide a lieu pendant que la température diminue.

La courbe de l'alliage Al3%Sn4%Mg, contenant plus de magnésium, présente son premier point d'inflexion à 636°C après 62s au-dessous duquel la température continue à évoluer. Donc l'addition de magnésium a une action sur la température ainsi que sur le temps de transformation. Le Mg ralentit le processus de refroidissement et son effet se traduit par une légère augmentation du temps et de la température de solidification.

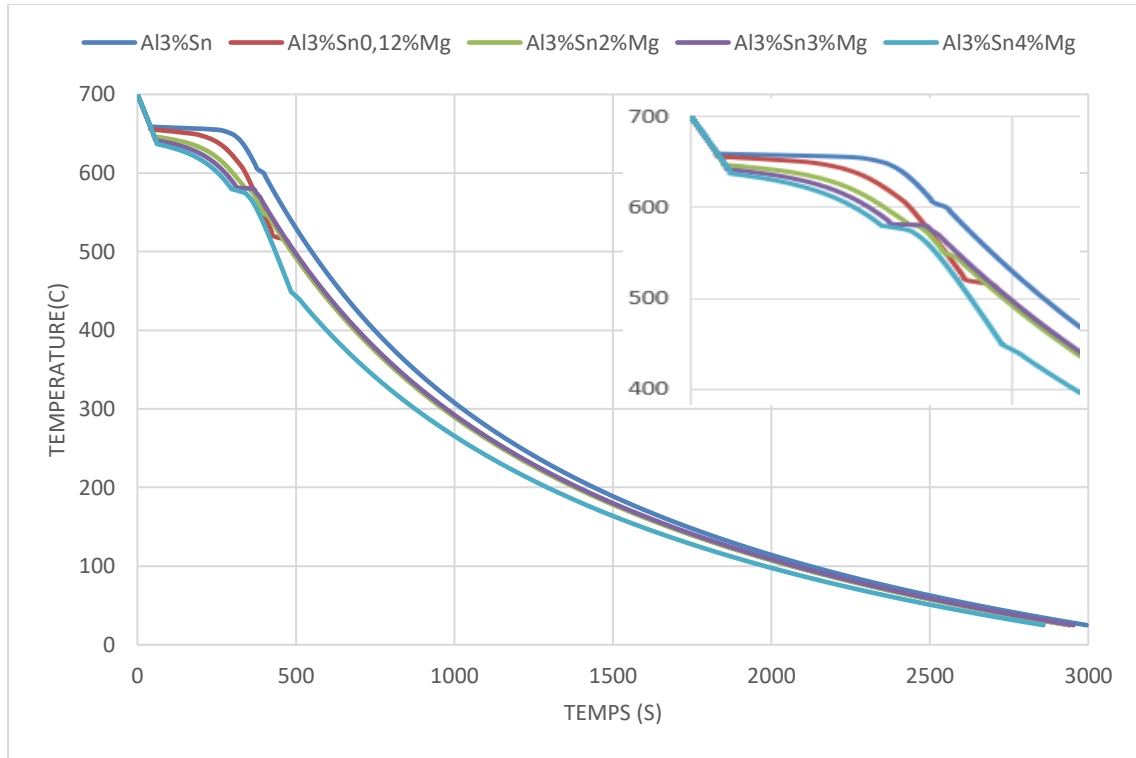


Figure 72. Courbes de refroidissement des alliages Al3%Sn, Al3%Sn0.12%Mg, Al3%Sn2%Mg, Al3%Sn3%Mg et Al3%Sn4%Mg.

#### IV.2.2.2.2. Etudes des propriétés mécaniques de l'alliage AlSnMg

##### IV.2.2.2.2.1. Elasticité

La figure 71 représente l'évolution de l'élasticité en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al3%Sn [155], Al3%Sn0.12%Mg, Al3%Sn2%Mg, Al3%Sn3%Mg et Al3%Sn4%Mg.

On constate que l'élasticité augmente progressivement au fur et à mesure que la vitesse de refroidissement augmente quel que soit le pourcentage de magnésium ajouté. On note aussi que les alliages contenant plus de Mg ont les valeurs les plus élevées de l'élasticité : l'alliage Al3%Sn4%Mg prend la valeur 245MPa à 100C/s alors que pour cette même vitesse l'alliage Al3%Sn qui ne contient pas de magnésium ne dépasse pas 70MPa.

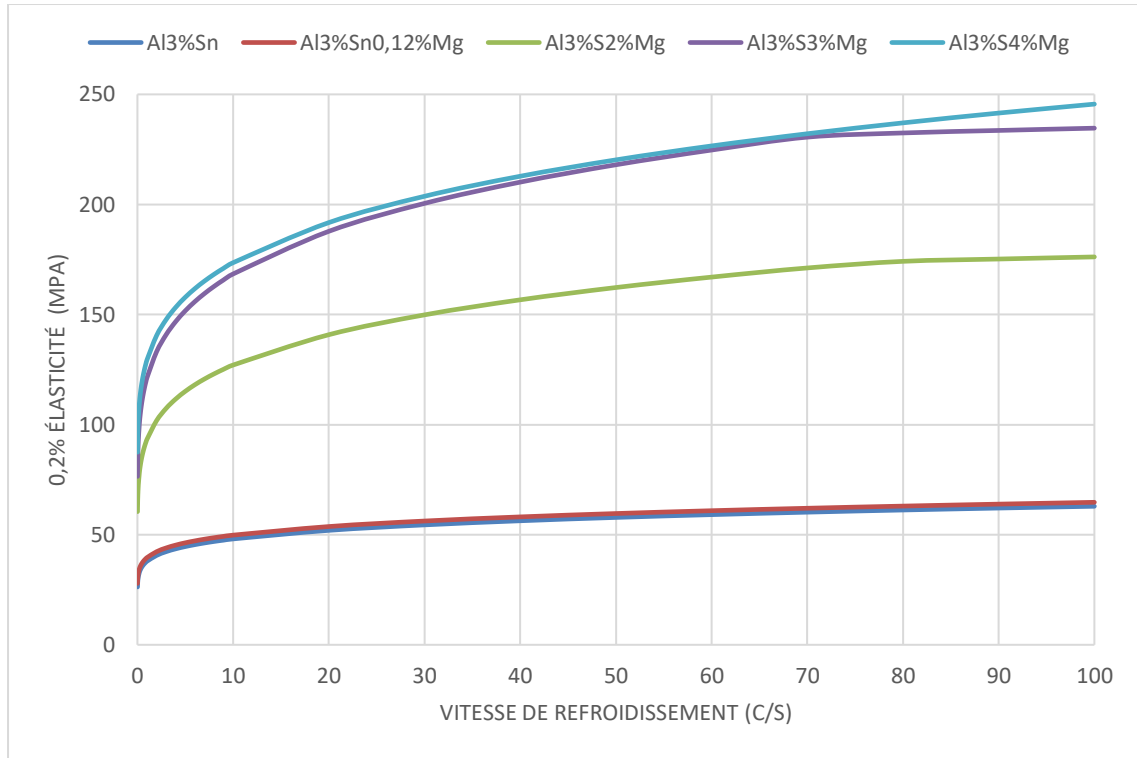


Figure 73. Evolution de l'élasticité en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al3%Sn, Al3%Sn0,12%Mg, Al3%Sn2%Mg, Al3%Sn3%Mg et Al3%Sn4%Mg.

#### IV.2.2.2.2. Contrainte de traction

La figure 72 représente l'évolution de la contrainte de traction en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al3%Sn [155], Al3%Sn0,12%Mg, Al3%Sn2%Mg, Al3%Sn3%Mg et Al3%Sn4%Mg.

On constate que la contrainte de traction augmente progressivement au fur et à mesure que la vitesse de refroidissement augmente quel que soit le pourcentage de magnésium ajouté. On note aussi que les alliages contenant plus de Mg ont les valeurs les plus élevées de la contrainte de traction : l'alliage Al3%Sn4%Mg prend la valeur 362MPa à 100C/s alors que pour cette même vitesse l'alliage Al3%Sn qui ne contient pas de magnésium ne dépasse pas 123MPa.



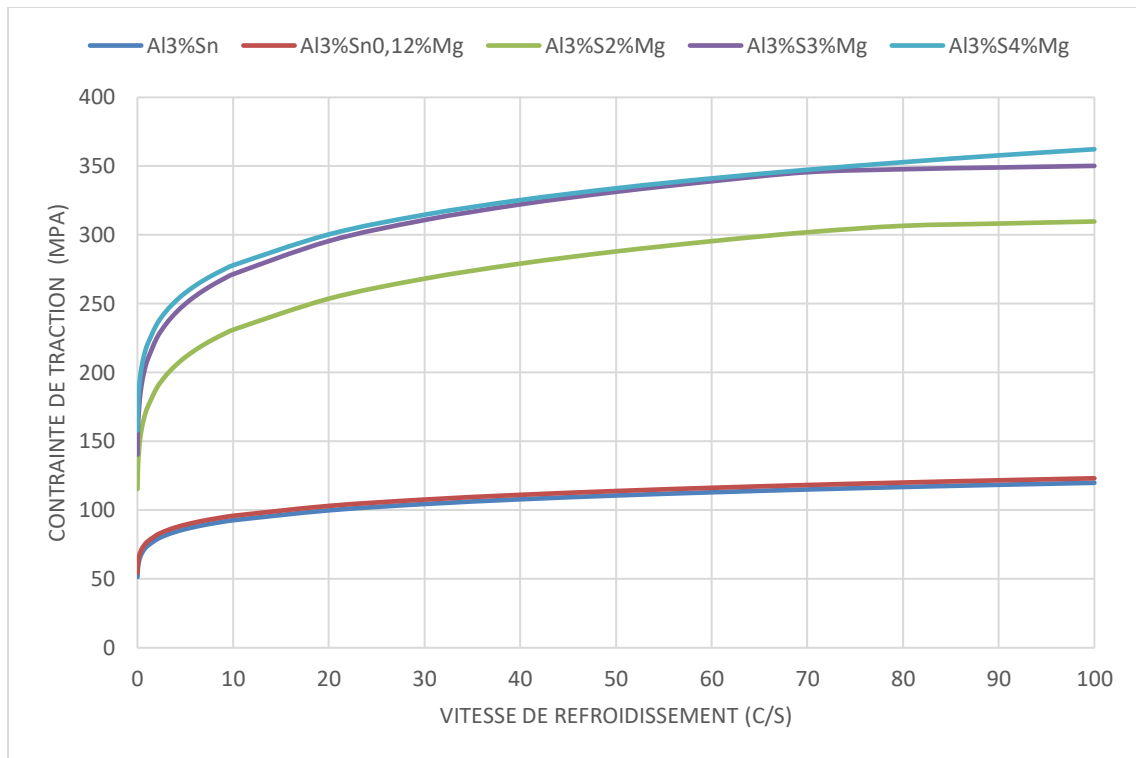


Figure 74. Evolution de la contrainte de traction en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al3%Sn, Al3%Sn0.12%Mg, Al3%Sn2%Mg, Al3%Sn3%Mg et Al3%Sn4%Mg.

#### IV.2.2.2.2.3. Dureté

La figure 73 représente l'évolution de la dureté en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al3%Sn [155], Al3%Sn0.12%Mg, Al3%Sn2%Mg, Al3%Sn3%Mg et Al3%Sn4%Mg.

On constate que la dureté augmente progressivement au fur et à mesure que la vitesse de refroidissement augmente quel que soit le pourcentage de magnésium ajouté. On note aussi que les alliages contenant plus de Mg ont les valeurs les plus élevées de la dureté : l'alliage Al3%Sn4%Mg prend la valeur 118VPN à 100C/s alors que pour cette même vitesse l'alliage Al1%Sn qui ne contient pas de magnésium ne dépasse pas 38VPN.

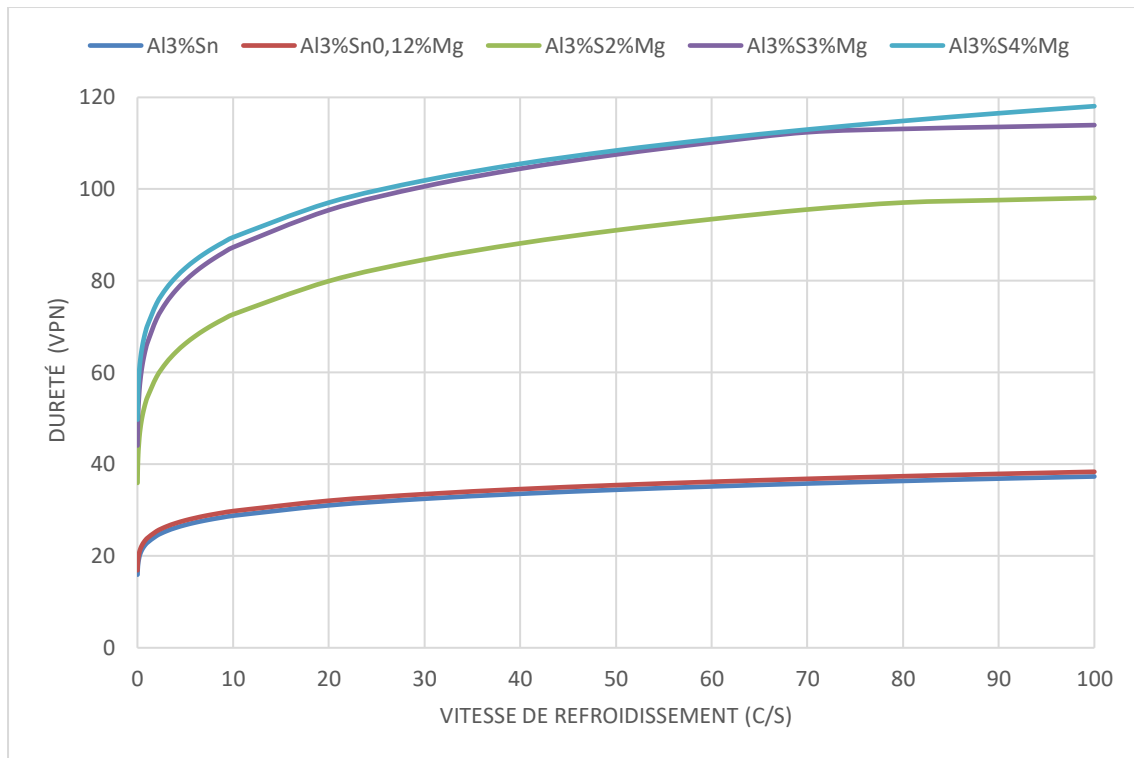


Figure 75. Evolution de la dureté en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al3%Sn, Al3%Sn0,12%Mg, Al3%Sn2%Mg, Al3%Sn3%Mg et Al3%Sn4%Mg.

## Conclusion

D'après cette étude, Il est nécessaire de maintenir un temps d'homogénéisation suffisant pour que la diffusion des espèces chimiques entre les différentes phases puisse se produire. A haute température, la diffusion d'étain en solution solide est suffisamment rapide pour atteindre la limite de solubilité dès les premiers instants.

L'addition d'étain a une action sur la température ainsi que sur le temps de transformation. Le Sn ralentit le processus de refroidissement et son effet se traduit par une légère augmentation du temps et de la température de solidification et donc automatiquement sur la microstructure de l'alliage.

Les paramètres mécaniques étudiés augmentent progressivement avec l'augmentation de la vitesse de refroidissement quel que soit le pourcentage d'étain ajouté, cela est dû à l'impact de la vitesse de refroidissement sur la microstructure de l'alliage et plus précisément sur la taille des grains qui augmente avec la diminution de la vitesse de refroidissement (Tableau 6).

Tableau 6. Tableau récapitulatif de l'évolution de la dureté, l'élasticité et la contrainte de traction des alliages AlX%Sn.

		Alliage Al-X%Sn			
		Vitesse de ref (C/s)	Al1%Sn	Al2%Sn	Al3%Sn
Dureté (VPN)	0,01	16,17	16,1	15,94	15,53
	50	35,34	35,08	34,44	32,86
	100	38,35	38,06	37,34	35,58
	0,01	52,23	52,01	51,49	50,19

Contrainte de traction (MPa)	50	113,55	112,7	110,67	105,63
	100	123,11	122,17	119,91	114,3
Elasticité (MPa)	0,01	26,64	26,53	26,26	25,58
	50	59,41	58,95	57,84	55,09
	100	64,67	64,15	62,91	59,82

C'est principalement l'addition de magnésium et particulièrement la réduction de la porosité qui sont responsables de la forte augmentation des propriétés mécaniques étudiées (Tableaux 7 et 8).

**Tableau 7. Tableau récapitulatif de l'évolution de la dureté, l'élasticité et la contrainte de traction des alliages Al1%SnX%Mg.**

		Alliage Al1%SnX%Mg					
		Vitesse de ref (C/s)	Al1%Sn0%Mg	Al1%Sn0.12%Mg	Al1%Sn1%Mg	Al1%Sn2%Mg	Al1%Sn3%Mg
Dureté (VPN)	0,01	16,17	17,4	27,02	37,66	44,99	
	50	35,34	36,76	57,3	86,37	91,66	
	100	38,35	39,8	61,36	92,99	99,82	
Contrainte de traction (MPa)	0,01	52,23	56,18	87	120,91	144,13	
	50	113,55	118,06	182,95	273,63	289,98	
	100	123,11	127,71	195,7	294,1	315,13	
Elasticité (MPa)	0,01	26,64	28,71	45,02	63,46	76,39	
	50	59,41	61,89	98,56	153,21	163,51	
	100	64,67	67,22	106	166,12	179,62	

**Tableau 8. Tableau récapitulatif de l'évolution de la dureté, l'élasticité et la contrainte de traction des alliages Al4%SnX%Mg.**

		Alliage Al4%SnX%Mg					
		Vitesse de ref (C/s)	Al3%Sn0%Mg	Al3%Sn0.12%Mg	Al3%Sn2%Mg	Al3%Sn3%Mg	Al3%Sn4%Mg
Dureté (VPN)	0,01	15,94	16,9	35,95	44,1	49,74	
	50	34,44	35,46	91,02	107,53	108,41	
	100	37,34	38,37	98,08	113,95	118,07	
Contrainte de traction (MPa)	0,01	51,49	54,58	115,47	140,49	157,92	
	50	110,67	113,91	288,01	331,33	333,91	
	100	119,91	123,17	309,8	350,2	362,32	
Elasticité (MPa)	0,01	26,26	27,87	60,47	76,48	87,46	
	50	57,84	59,61	162,26	218,01	220,25	
	100	62,91	64,71	176,17	234,65	245,57	

## **Chapitre V : Etudes des alliages aluminium cuivre.**

## Introduction

Nous avons reporté dans ce chapitre les résultats de la modélisation de l'influence du traitement thermique sur les propriétés mécaniques des alliages aluminium-cuivre et aluminium-cuivre-magnésium, en étudiant l'influence de l'homogénéisation par la variation systématique des trois paramètres: temps, température et composition, ensuite, l'étude de l'influence de l'ajout de cuivre, de magnésium et de la vitesse de refroidissement sur le processus de refroidissement et l'évolution des propriétés mécaniques: la dureté, la contrainte de traction et l'élasticité. En général, la microstructure et le comportement mécanique des alliages de type AlCuMg sont directement impactés par certains paramètres tels que la composition et la vitesse de refroidissement.

## V.1. Modélisation de l'influence du traitement thermique sur les propriétés mécaniques des alliages aluminium-cuivre

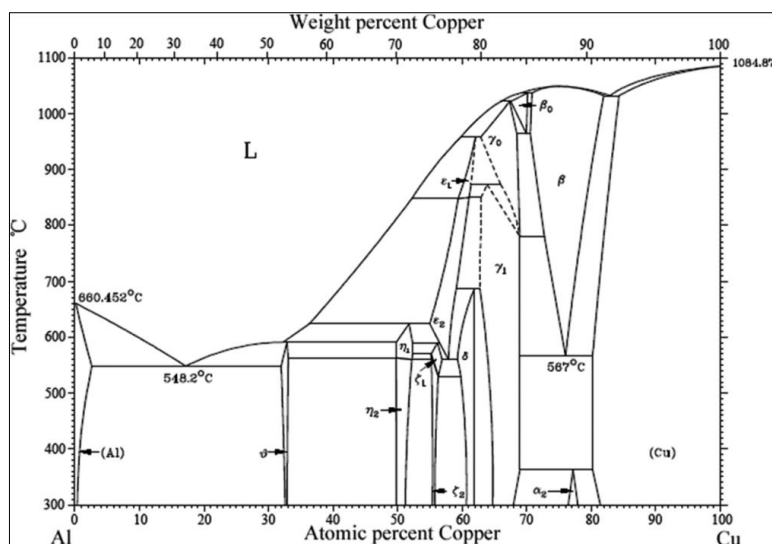
### V.1.1. Etude de l'alliage AlCu.

#### V.1.1.1. Diagramme de phase AlCu.

Avant toute investigation microstructurale, il est indispensable d'étudier parfaitement le diagramme d'équilibre entre phases Al-Cu en vue de connaître les phases en présence et leur proportion respective, à toute température, mais toujours dans les conditions d'équilibre.

Le système aluminium-cuivre a été l'un des premiers à être industriellement exploité sous l'appellation « duralumin » qui a été, pendant longtemps, la dénomination commerciale et usuelle des alliages d'aluminium à 4 % de cuivre de la famille 2000. La solubilité du cuivre dans l'aluminium à l'état solide décroît de 5,7 % depuis la température eutectique de 547 °C jusqu'à la température ambiante où elle n'est plus que de 0,5 % [156].

Le diagramme d'équilibre de ce système figure 74 est caractérisé par sa complexité en particulier entre 20 et 50 % en masse d'aluminium, où on note de nombreuses phases métastables.



La figure 75 [157] présente une partie du diagramme d'équilibre du système Al-Cu (partie riche en aluminium). Dans ce diagramme, la ligne du solvus présente, à l'équilibre, la limite de solubilité du cuivre dans l'aluminium, à gauche de cette ligne, il y a une solution solide  $\alpha$  (solution de cuivre dans l'aluminium) et, à droite, outre la phase  $\alpha$  (la matrice), une seconde phase :  $\text{CuAl}_2$ , notée  $\theta$  et contenant 53% m de cuivre. Ainsi, à  $400^\circ\text{C}$ , par exemple, la solubilité maximale, à l'équilibre, du cuivre dans l'aluminium est de 1,8%, et le reste du cuivre est précipité sous forme de  $\text{CuAl}_2$  [158].

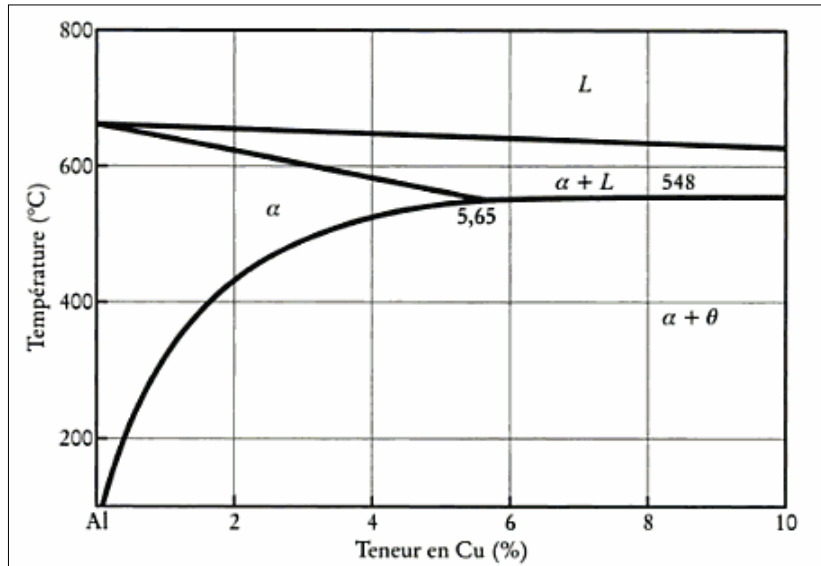


Figure 77. Une partie du diagramme d'équilibre du système Al-Cu [157].

#### V.1.1.2. Etude structurale des alliages AlCu

La grande majorité des propriétés thermomécaniques de l'alliage sont issues du type de microstructure obtenue par l'interaction de différents paramètres physicochimiques lors de la solidification. Ces paramètres proviennent d'une part des conditions physiques de solidification et d'autre part de la chimie de l'alliage (éléments d'alliage ajoutés : Cu dans notre cas).

Les observations métallographiques portées sur la figure 76 sont caractérisées par l'existence des cellules de ségrégation pour toutes les quatre compositions étudiées.

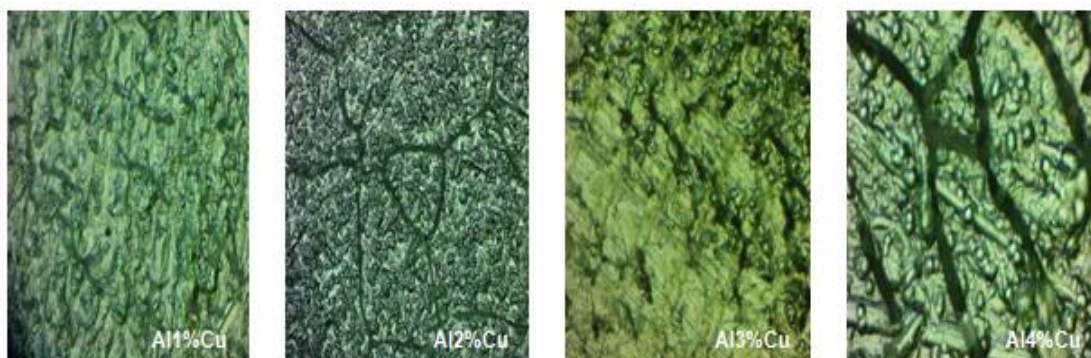


Figure 78. La structure de la matrice après trempe des alliages Al1%Cu, Al2%Cu, Al3%Cu et Al4%Cu.

La structure de trempe des alliages est caractérisée par la présence de cellules de ségrégation. Nous constatons au fur et à mesure que la teneur du cuivre augmente (de 1% à 4%), le taux des cellules de ségrégation devient de plus en plus important.

## V.1. 2. Résultats et interprétation

### V.1. 2.1. Etude de l'influence des traitements d'homogénéisation sur l'alliage AlCu

Pour la suite de l'étude, on s'intéresse à comprendre l'effet de l'homogénéisation en fonction des trois paramètres : temps, température et composition et voir l'influence de chacun sur la concentration du cuivre en fonction de la distance entre la surface et le cœur du lingot.

#### V.1. 2.1.1. Influence du temps

La figure 77 montre l'évolution de la concentration de cuivre en fonction de la distance entre la surface et le cœur du lingot au cours du temps, de l'alliage Al1%Cu à la température 400°C.

On constate qu'il y a mélange des deux métaux avec tendance à la formation d'une solution solide homogène. En effet, pour le maintien prolongé dans le temps, la concentration en Cu à la surface du lingot reste presque constante à l'entour de 0.01 (wt%) et commence à augmenter légèrement à partir de 10 microns. Contrairement au cœur du lingot, la concentration en Cu est caractérisée par une forte diminution entre 6 heures et 18 heures et passe de 4.04 à 2.2 (wt%), cependant, nous pouvons noter aussi que la concentration en Cu a tendance à être uniforme en tout point entre la surface et le cœur du lingot au-delà de 18 heures.

Qualitativement, il apparaît que les atomes de chaque élément se déplacent au cours du temps depuis les régions riches en cet élément vers les régions pauvres qui s'enrichissent, plus précisément sous l'influence d'un gradient de concentration qui est la force motrice du phénomène de diffusion.

Donc il est nécessaire de maintenir un temps d'homogénéisation suffisant pour que la diffusion des espèces chimiques entre les différentes phases puisse se produire.

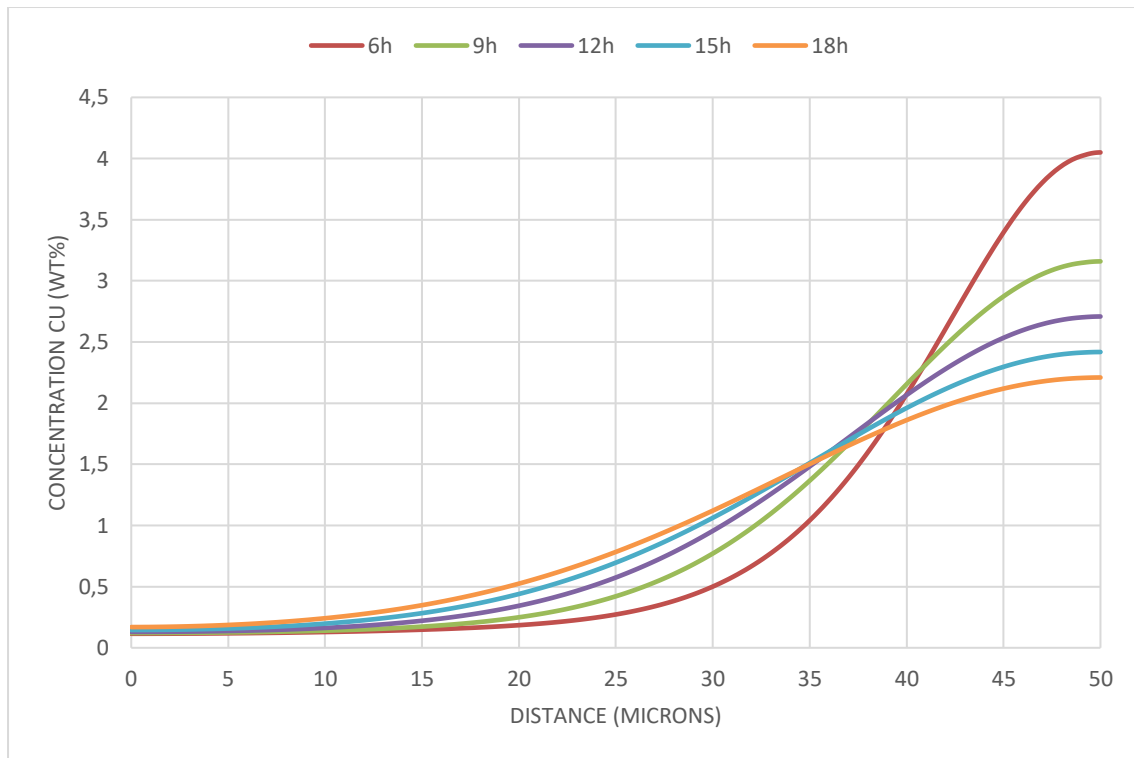


Figure 79. Evolution de la concentration de cuivre en fonction de la distance entre la surface et le cœur du lingot au cours du temps de l'alliage Al1%Cu à la température 400°C.

#### V.1. 2.1.2. Influence de la température

Pour les trois températures de maintiens 200°C, 400°C et 600°C, les évolutions de la concentration de cuivre en fonction de la distance entre la surface et le cœur du lingot, de l'alliage Al1%Cu au bout de 6 heures, sont portées sur la figure 78.

On observe que la concentration en Cu à 600°C présente la concentration la plus élevée 0.98 (wt%) et elle reste constante, tandis qu'à 400°C, on constate un enrichissement progressif en Cu à partir de 10 microns : 0.12 (wt%) jusqu'au cœur du lingot 4.04 (wt%), ces valeurs tendent vers des valeurs d'équilibre.

Pour la température 200°C, la concentration en Cu ne semble pas affectée car la vitesse de diffusion des espèces chimiques est considérablement plus lente dans la phase solide que dans la phase liquide, la concentration reste nulle et ne commence à augmenter qu'au-delà de 28 microns, la variation est certes faible mais également détectable. Par ailleurs, la comparaison des concentrations en cuivre en tout point du lingot montre que la concentration d'équilibre en Cu est plus élevée à 600°C. Nous pouvons donc suggérer que la diffusion de cuivre en solution solide est suffisamment rapide pour atteindre la limite de solubilité dès les premiers instants à haute température car plus la température augmente, plus il y a d'atomes qui ont l'énergie suffisante pour diffuser.



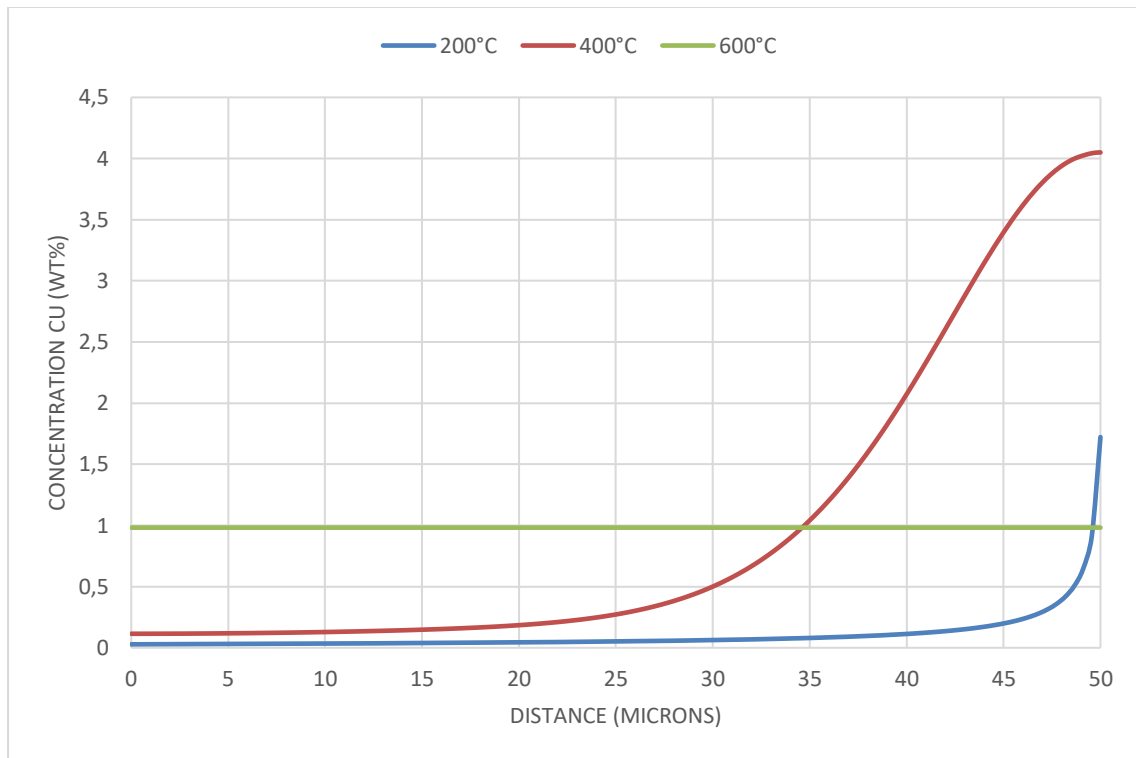


Figure 80. Evolution de la concentration de cuivre en fonction de la distance entre la surface et le cœur du lingot aux températures 200°C, 400°C et 600°C de l'alliage Al1%Cu au bout de 6 heures.

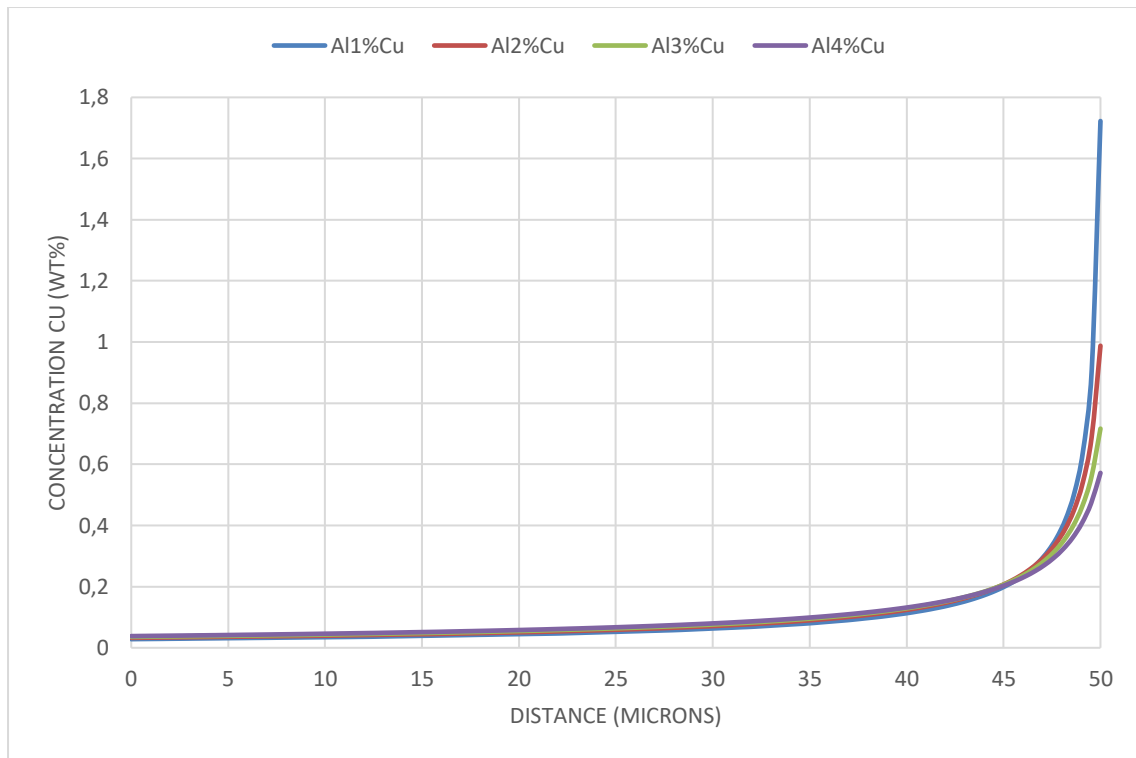
#### V.1. 2.1.3. Influence d'ajout de cuivre

Pour étudier l'influence de cuivre, nous avons travaillé sur quatre compositions différentes : Al1%Cu, Al2% Cu, Al3% Cu et Al4% Cu.

L'évolution de la concentration de Cu est représentée dans les figures ci-dessous :

La figure 79, montre l'évolution de la concentration de cuivre en fonction de la distance entre la surface et le cœur du lingot, à la température 200°C des quatre alliages en question au bout de 6 heures.

De la surface jusqu'à la distance 46 microns on voit que les courbes possèdent presque le même taux de variation, au-delà de cette distance, l'alliage Al1%Cu suit sa progression et atteint une valeur maximale de 1.72 (wt%), l'alliage Al2%Cu ne dépasse pas 0.98 (wt%) tandis que les deux autres alliages contenant plus de cuivre : Al3%Cu et Al4%Cu prennent des valeurs minimales au cœur du lingot avec des concentrations très faibles en Cu, respectivement 0.71 et 0.57 (wt%).



**Figure 81.** Evolution de la concentration de cuivre en fonction de la distance entre la surface et le cœur du lingot à la température 200°C des alliages Al1%Cu, Al2%Cu, Al3%Cu et Al4%Cu et au bout de 6 heures.

L'évolution de la concentration de cuivre en fonction de la distance entre la surface et le cœur du lingot au bout de 6 heures, à la température 400°C des alliages Al1%Cu, Al2%Cu, Al3%Cu et Al4%Cu est représentée dans la figure 80.

On constate une augmentation progressive des valeurs de la concentration de Cu, en effet, à la surface du lingot les alliages contenant plus de cuivre ont les concentrations les plus élevées jusqu'au 42 microns où on voit clairement qu'au fur et à mesure qu'on s'approche du cœur, les concentrations en Cu des alliages Al1%Cu et Al4%Cu ne dépassent pas respectivement 4 et 4.1 (%wt) tandis que les concentrations en Cu des alliages Al2%Cu et Al3%Cu continuent à progresser pour atteindre des valeurs maximales au cœur du lingot de 40.5 et 40.3 (%wt).

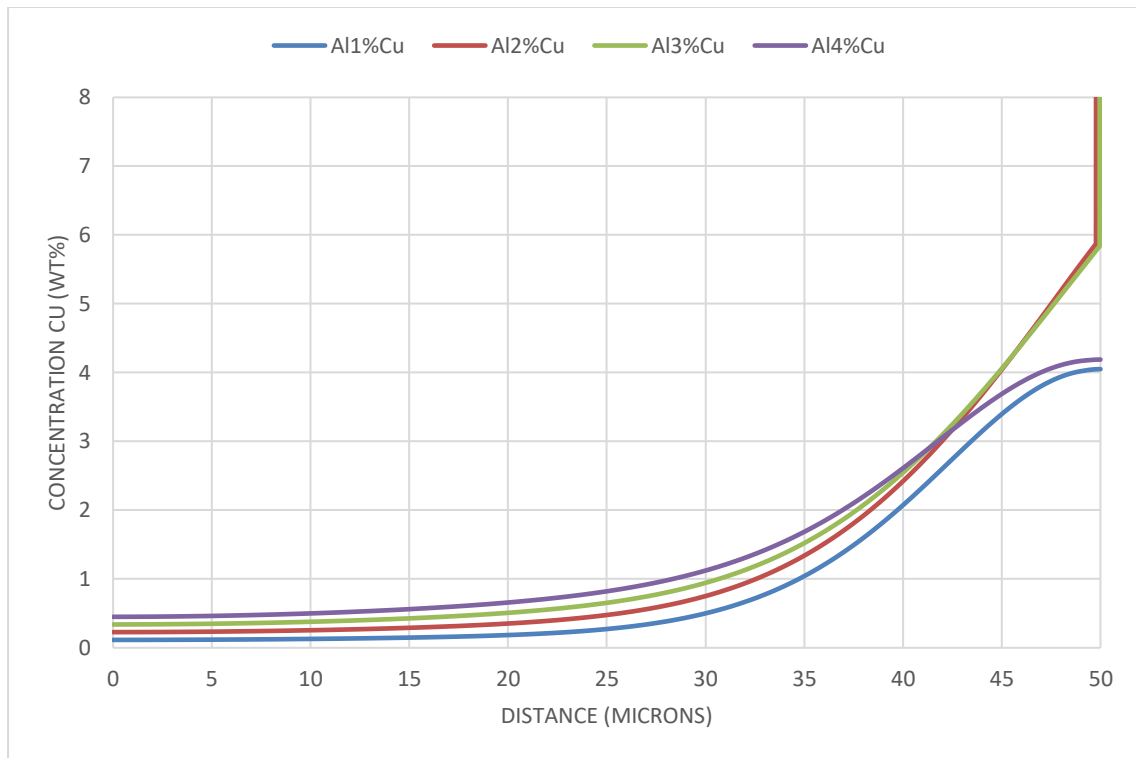
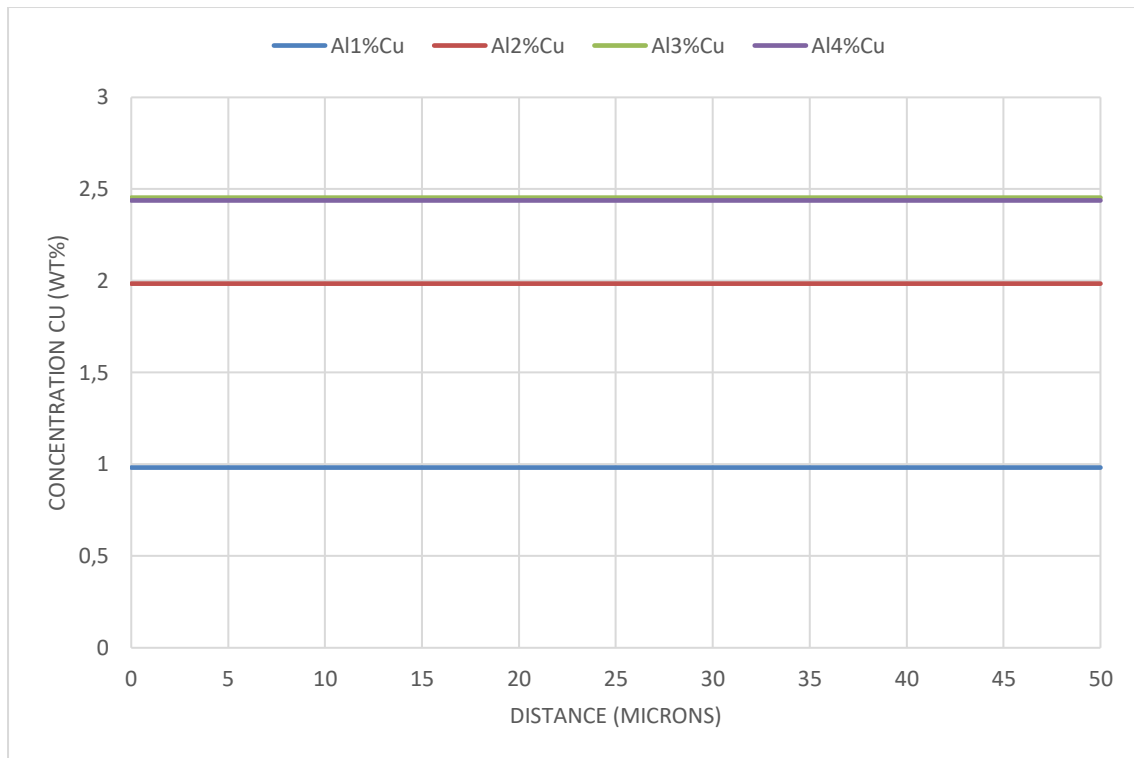


Figure 82. Evolution de la concentration de cuivre en fonction de la distance entre la surface et le cœur du lingot à la température 400°C des alliages Al1%Cu, Al2%Cu, Al3%Cu et Al4%Cu et au bout de 6 heures.

La figure 81 décrit l'évolution au bout de 6 heures de la concentration de cuivre en fonction de la distance entre la surface et le cœur du lingot, à la température 600°C des alliages Al1%Cu, Al2%Cu, Al3%Cu et Al4%Cu.

On voit clairement que la valeur de la concentration reste constante pour chaque alliage, respectivement en : 0.9, 1.9, 2.4 et 2.4 (wt%), donc les alliages contenant plus de Cu reconnaissent la stagnation de la concentration en une valeur plus élevée. On tire qu'avec moins de Cu, la diffusion de cuivre en solution solide est suffisamment rapide à cette température pour atteindre la limite de solubilité au bout de 6 heures



**Figure 83.** Evolution de la concentration de cuivre en fonction de la distance entre la surface et le cœur du lingot à la température 600°C des alliages Al1%Cu, Al2%Cu, Al3%Cu et Al4%Cu et au bout de 6 heures.

Le cuivre ralentit le phénomène de diffusion : la force motrice du traitement d'homogénéisation, qui permet de réduire l'hétérogénéité de composition, due aux phénomènes de ségrégation qui apparaissent au cours de la solidification.

### V.1. 2.2. Etudes des propriétés mécaniques de l'alliage AlCu

#### V.1.2.2.1 Etude de la vitesse de refroidissement de l'alliage AlCu

La figure 82 représente les courbes de refroidissement des alliages Al1%Cu, Al2%Cu, Al3%Cu et Al4%Cu représentant la température en fonction du temps. Les courbes d'analyse thermique évoluent selon la composition de chaque alliage.

Comme illustré à la figure 82, on retrouve évidemment le refroidissement linéaire initial du liquide (à partir de 1300°C). On note l'existence d'un palier à 657°C après 641s pour l'alliage Al1%Cu au-dessous duquel la température continue à évoluer.

Les courbes des alliages Al2%Cu, Al3%Cu et Al4%Cu présentent respectivement les premiers points d'inflexion à 655°C au bout de 643s, 652°C à 648s et 649°C au temps 653s correspondant à un changement de phase ( $L \leftrightarrow L + \alpha$ ), c'est une transformation non isotherme. L'augmentation de la fraction solide a lieu pendant que la température diminue.

Une deuxième rupture de pente représentant la traversée de la zone  $\alpha$  est enregistrée aux courbes de refroidissement des alliages Al1%Cu, Al2%Cu, Al3%Cu et Al4%Cu respectivement à 655°C à 783s, 650°C à 778s et 590°C après 916s où la dernière goutte liquide disparaît. Le passage à  $(\alpha + \theta)$  est traduit par un troisième point d'inflexion enregistré aux différentes courbes des alliages Al1%Cu, Al2%Cu, Al3%Cu et Al4%Cu respectivement 385°C à 2131s, 450°C à 1655s, 535°C à 1195s et 540°C après 1218s.

L'addition de cuivre à une action sur la température ainsi que sur le temps de transformation. En effet, le cuivre (Cu) favorise le processus de refroidissement et son effet se traduit par une diminution du temps et de la température de solidification.

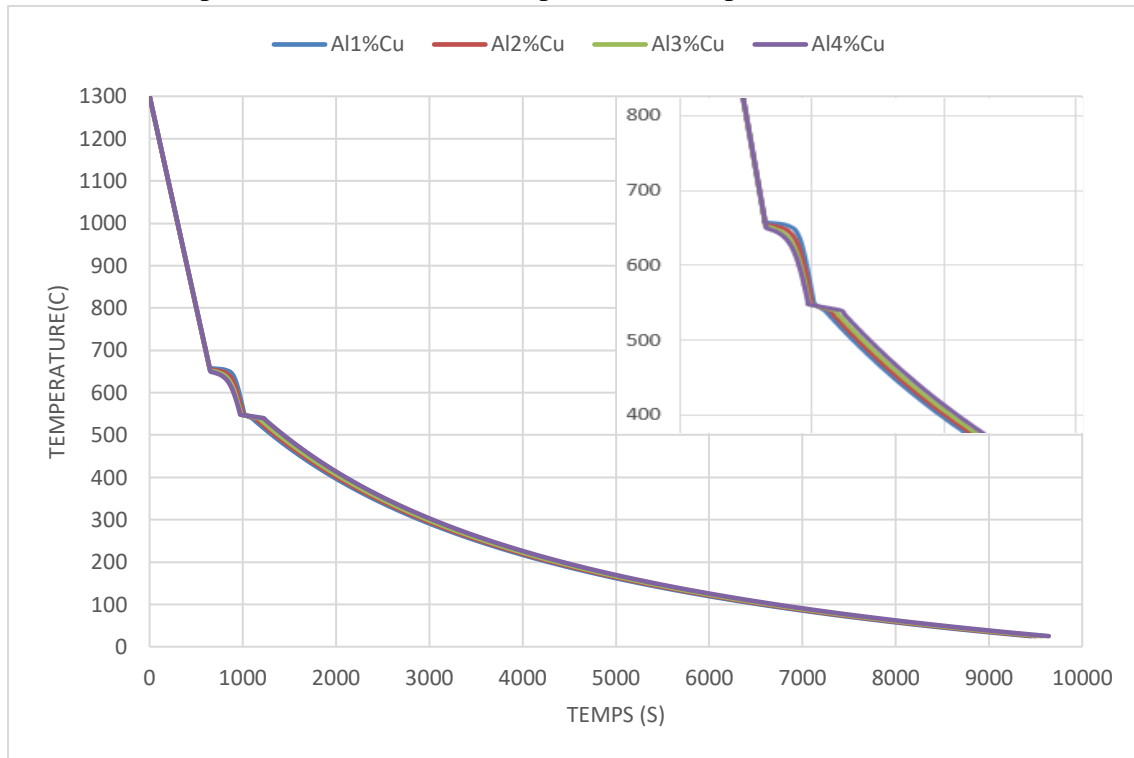


Figure 84. Courbes de refroidissement des alliages Al1%Cu, Al2%Cu, Al3%Cu et Al4%Cu.

V.1.2.2.2 Etude de l'influence de la vitesse de refroidissement sur les propriétés mécaniques de l'alliage AlCu

IV.1.2.2.2.1. Elasticité

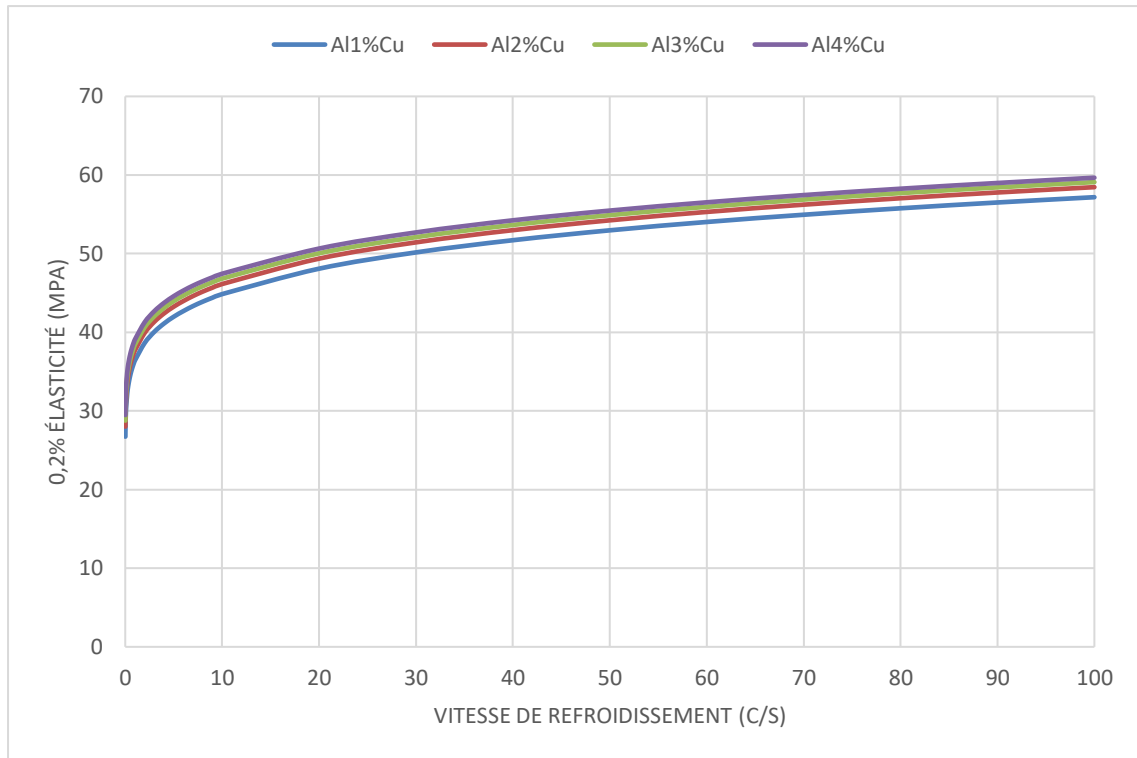


Figure 85. Evolution de l'élasticité en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al1%Cu, Al2%Cu, Al3%Cu et Al4%Cu.

V.1.2.2.2.2. Contrainte de traction

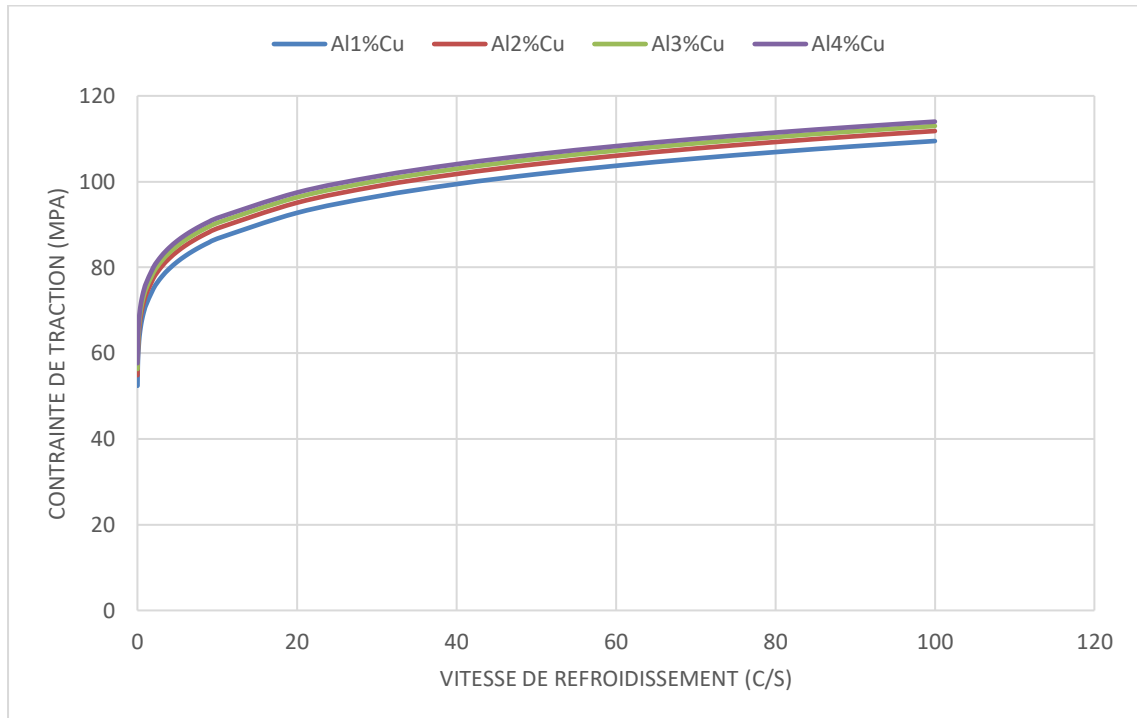


Figure 86. Evolution de la contrainte de traction en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al1%Cu, Al2%Cu, Al3%Cu et Al4%Cu.

### V.1.2.2.2.3. Dureté

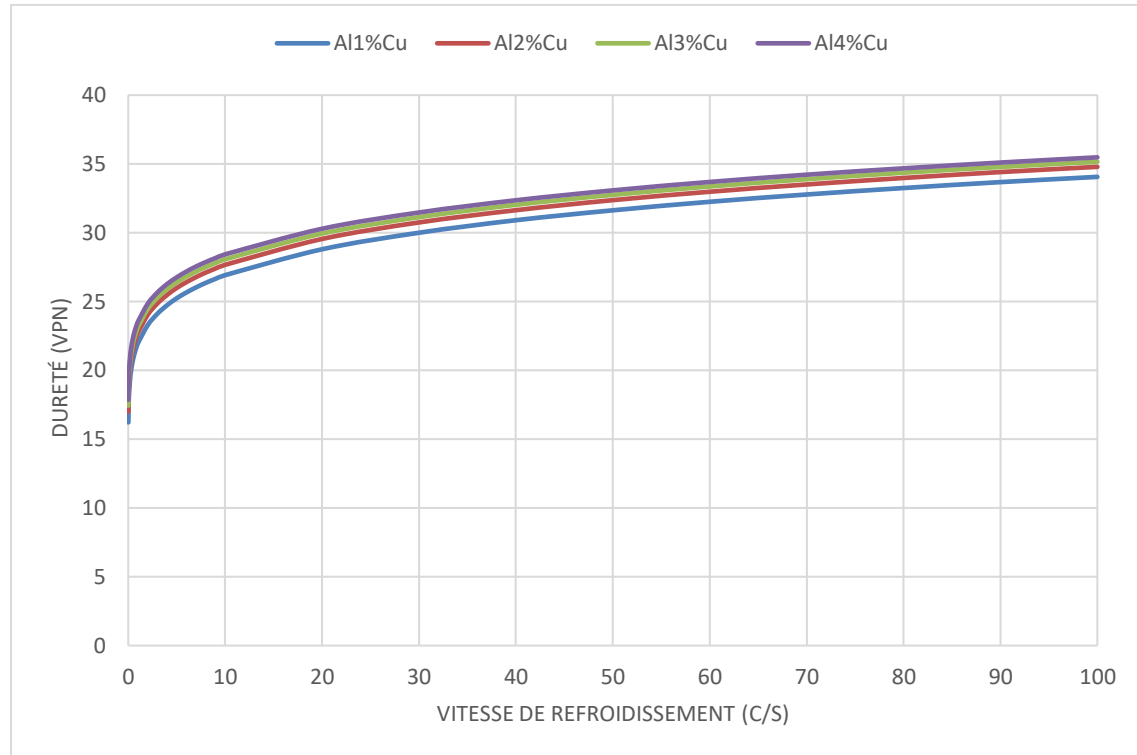


Figure 87. Evolution de la dureté en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al1%Cu, Al2%Cu, Al3%Cu et Al4%Cu.

Les figures 83, 84 et 85 représentent l'évolution de la dureté, l'élasticité et la contrainte de traction en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al1%Cu, Al2%Cu, Al3%Cu et Al4%Cu. On constate que les trois paramètres augmentent progressivement au fur et à mesure que la vitesse de refroidissement augmente quel que soit le pourcentage de cuivre ajouté. Cela peut être attribué à l'impact de la vitesse de refroidissement sur la microstructure de l'alliage et plus précisément sur la taille des grains, qui augmente avec la diminution de la vitesse de refroidissement. Or, pour de nombreux matériaux métalliques, il a été démontré qu'un lien existe entre la taille de grain et limite d'élasticité via la relation de Hall-Petch [158] Elle indique que la limite élastique  $\sigma_e$  est inversement proportionnelle à la racine carrée de la taille de grain  $d$  :

$$\sigma_e = \sigma_0 + k_{HP}d^{-1/2} \quad [159]$$

Où  $\sigma_0$  est idéalement la contrainte d'écoulement du monocristal et  $k_{HP}$  est la constante de Hall-Petch. Cette relation précise que plus la taille de grain est grande, plus la limite d'élasticité diminue. On constate que la dureté et la contrainte de traction suivent la même variation que l'élasticité, on comprend donc que les valeurs de dureté et de la contrainte de traction sont étroitement liées à la limite d'élasticité. On note aussi que l'addition de cuivre se traduit par une légère augmentation des propriétés mécaniques étudiées.

L'amélioration des propriétés mécaniques étudiées précédemment est très marquée par l'ajout du cuivre tandis que l'addition d'étain se traduit par une légère diminution des propriétés mécaniques [160]

## V.2. Modélisation de l'influence de magnésium sur les propriétés mécaniques des alliages aluminium-cuivre

### V.2. 1. Etude de l'alliage AlCuMg

Il est indispensable d'étudier parfaitement le diagramme d'équilibre entre phases AlMg, AlCu et CuMg en vue de connaître les phases en présence et leur proportion respective, à toute température, mais toujours dans les conditions d'équilibre :

#### V.2. 1.1. Diagrammes de phase AlMg

Le système AlMg : Le magnésium possède une solubilité élevée de 17,4 % en poids à 450 °C dans l'aluminium solide. La présence du magnésium augmente la résistance à la corrosion, donne un bon fini de surface, facilite le travail à froid à cause de la ductilité qu'il confère aux alliages et accroît les propriétés des soudures d'alliages d'aluminium [161].

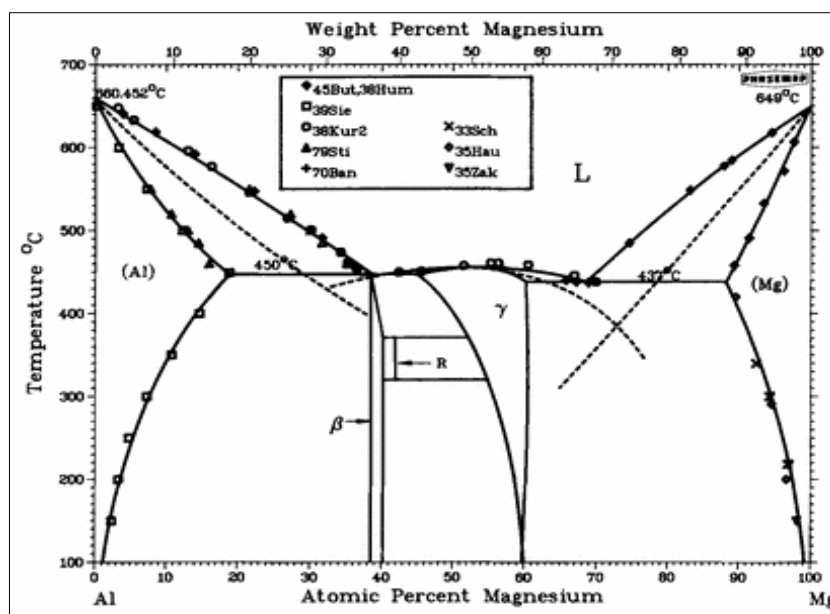


Figure 88. Le diagramme de phase Al-Mg [162].

#### V.2. 1.2. Diagrammes de phase AlCu

Le système AlCu : Le système aluminium-cuivre a été l'un des premiers à être industriellement exploité sous l'appellation « duralumin » qui a été, pendant longtemps, la dénomination commerciale et usuelle des alliages d'aluminium à 4 % de cuivre de la famille 2000. La solubilité du cuivre dans l'aluminium à l'état solide décroît de 5,7 % depuis la température eutectique de 547 °C jusqu'à la température ambiante où elle n'est plus que de 0,5 % [156].

Le diagramme d'équilibre de ce système est caractérisé par sa complexité en particulier entre 20 et 50 % en masse d'aluminium, où on note de nombreuses phases métastables.



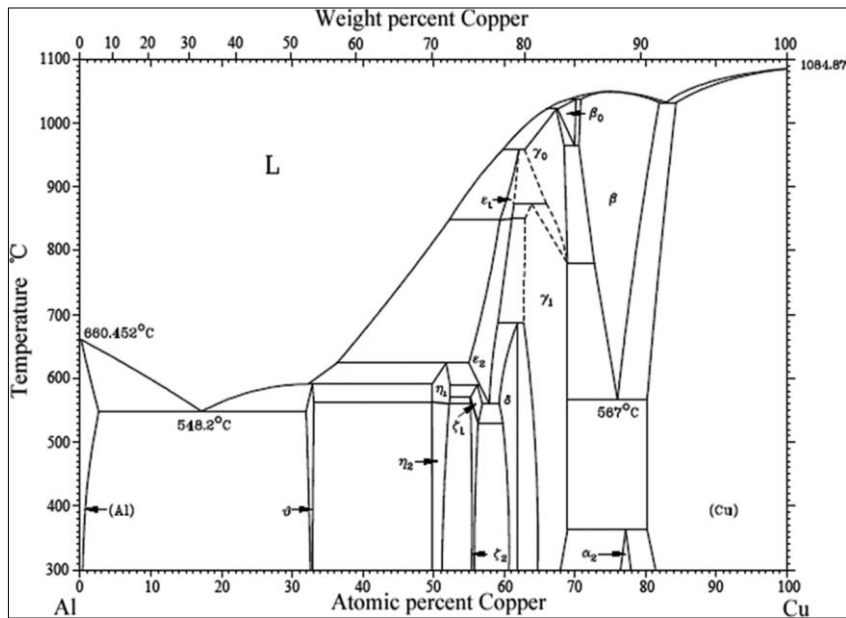


Figure 89. Le diagramme de phase Al-Cu [163].

### V.2. 1.3. Diagrammes de phase MgCu

Le système MgCu : Le diagramme du système MgCu présenté à la figure 88 est caractérisé par la présence de deux phases intermédiaires :  $\beta$  ou  $MgCu_2$  (16.1% de Mg) et  $\gamma$  ou  $Mg_2Cu$  (43.3% de Mg). La phase  $\beta$  occupe un domaine relativement large, ce qui indique que le composé  $MgCu_2$  est non stœchiométrique et peut dissoudre une certaine quantité de Cu ou de Mg. Cependant, la phase  $\gamma$  est représenté par une verticale : cette phase est parfaitement stœchiométrique (aucun écart de composition ne peut y prendre place). Ce diagramme d'équilibre peut être subdivisé en trois diagrammes distincts, chacun présentant une transformation eutectique Cu- $MgCu_2$ ,  $MgCu_2$ - $Mg_2Cu$  et  $Mg_2Cu$ -Mg [157].

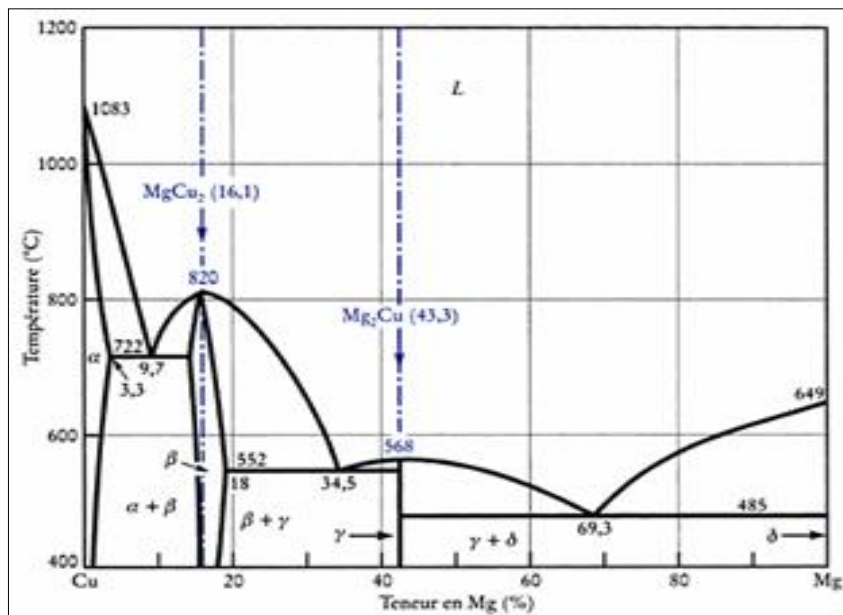


Figure 90. Diagramme de phase Mg-Cu [157].

En raison des limites de solubilité des éléments d'alliage, nous limiterons l'étude du diagramme d'équilibre à des domaines de composition chimique compris entre 0 et 4% en poids pour les éléments Cu et Mg.

## V.2.2. Résultats et interprétation

### V.2.2.1. Etudes des alliages AlCuMg faiblement chargés en Cu

#### V.2.2.1.1. Etude de la vitesse de refroidissement de l'alliage AlCuMg

La figure 89 représente les courbes de refroidissement des alliages Al2%Cu [164], Al2%Cu0.12%Mg, Al2%Cu2%Mg, Al2%Cu3%Mg et Al2%Cu4%Mg représentant la température en fonction du temps. Les courbes d'analyse thermique évoluent selon la composition de chaque alliage.

Comme illustré à la figure 89, on retrouve évidemment le refroidissement linéaire initial du liquide (à partir de 1300°C). Après 631s on note l'existence d'un palier à 670°C pour l'alliage Al2%Cu correspondant à un changement de phase ( $L \leftrightarrow L + \alpha$ ), c'est une transformation non isotherme, l'augmentation de la fraction solide a lieu pendant que la température diminue. Une deuxième rupture de pente représentant la traversée de la zone  $\alpha$  est enregistrée à 560°C au-dessous duquel la température continue à évoluer.

La courbe de l'alliage Al2%Cu4%Mg contenant plus de magnésium présente son premier point d'inflexion à 645°C après 661s et le deuxième après 1064s à 455°C donc l'addition de magnésium a une action sur la température ainsi que sur le temps de transformation. Le Mg ralentit le processus de refroidissement et son effet se traduit par une légère augmentation du temps et de la température de solidification.

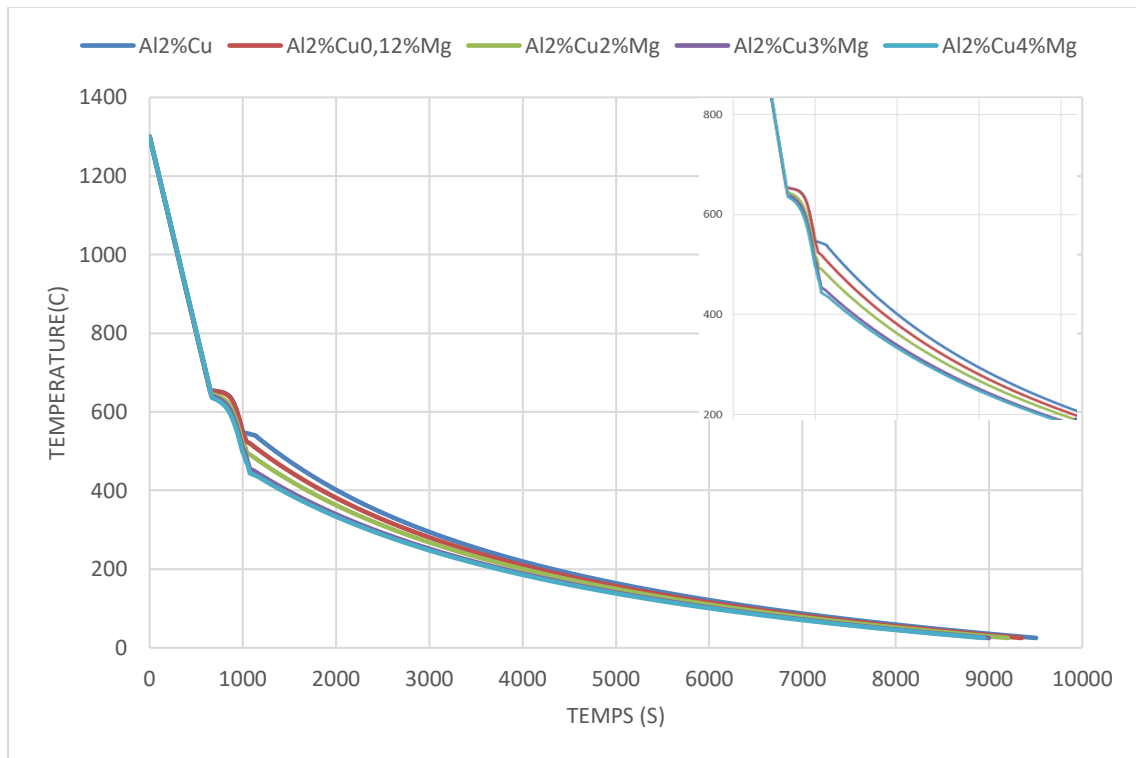


Figure 91. Courbes de refroidissement des alliages Al2%Cu, Al2%Cu0.12%Mg, Al2%Cu2%Mg, Al2%Cu3%Mg et Al2%Cu4%Mg.

#### V.2.2.1.2. Etudes des propriétés mécaniques de l'alliage AlCuMg

##### V.2.2.1.2.1. Elasticité

La figure 90 représente l'évolution de l'élasticité en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al2%Cu [164], Al2%Cu0.12%Mg, Al2%Cu2%Mg, Al2%Cu3%Mg et Al2%Cu4%Mg.

On constate que l'élasticité augmente progressivement au fur et à mesure que la vitesse de refroidissement augmente quel que soit le pourcentage de magnésium ajouté. On note aussi que les alliages contenant plus de Mg ont les valeurs les plus élevées de l'élasticité : l'alliage Al2%Cu4%Mg prend la valeur 244MPa à 100C/s alors que pour cette même vitesse l'alliage Al2%Cu qui ne contient pas de magnésium ne dépasse pas 59MPa.

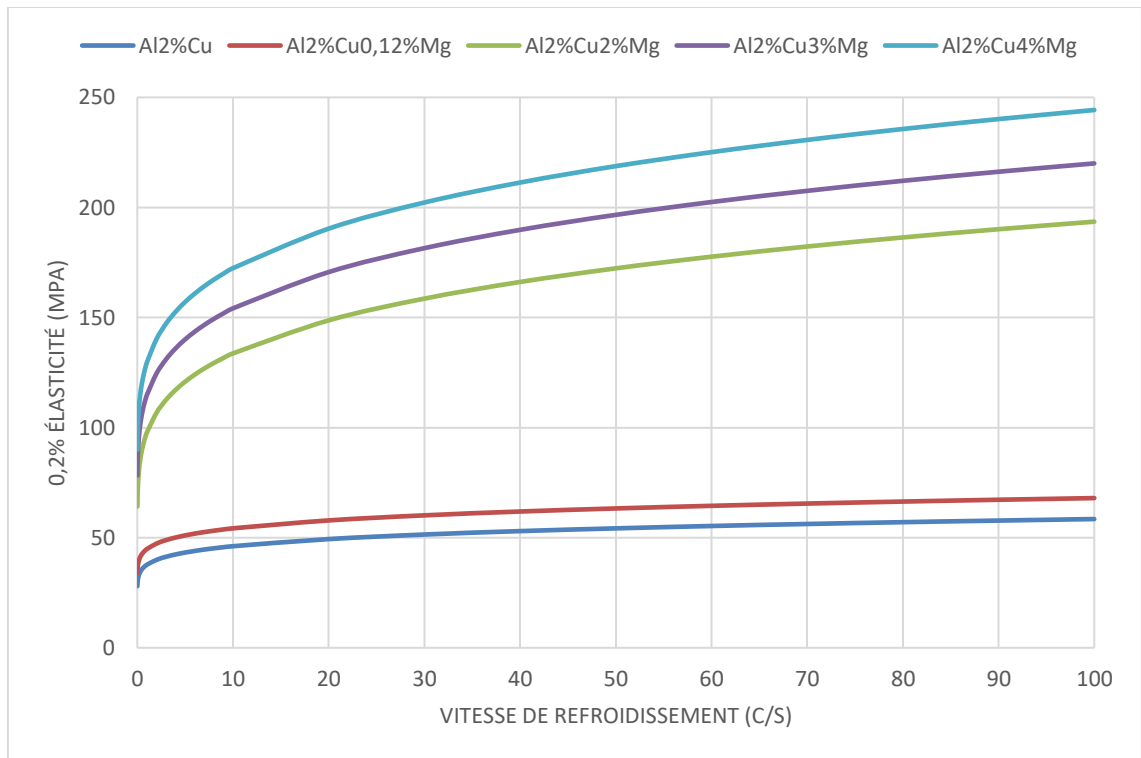


Figure 92. Evolution de l'élasticité en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al2%Cu, Al2%Cu0,12%Mg, Al2%Cu2%Mg, Al2%Cu3%Mg et Al2%Cu4%Mg.

#### V.2.2.1.2.2. Contrainte de traction

La figure 91 représente l'évolution de la contrainte de traction en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al2%Cu [164], Al2%Cu0,12%Mg, Al2%Cu2%Mg, Al2%Cu3%Mg et Al2%Cu4%Mg.

On constate que la contrainte de traction augmente progressivement au fur et à mesure que la vitesse de refroidissement augmente quel que soit le pourcentage de magnésium ajouté. On note aussi que les alliages contenant plus de Mg ont les valeurs les plus élevées de la contrainte de traction : l'alliage Al2%Cu4%Mg prend la valeur 360MPa à 100C/s alors que pour cette même vitesse l'alliage Al2%Cu qui ne contient pas de magnésium ne dépasse pas 112MPa.

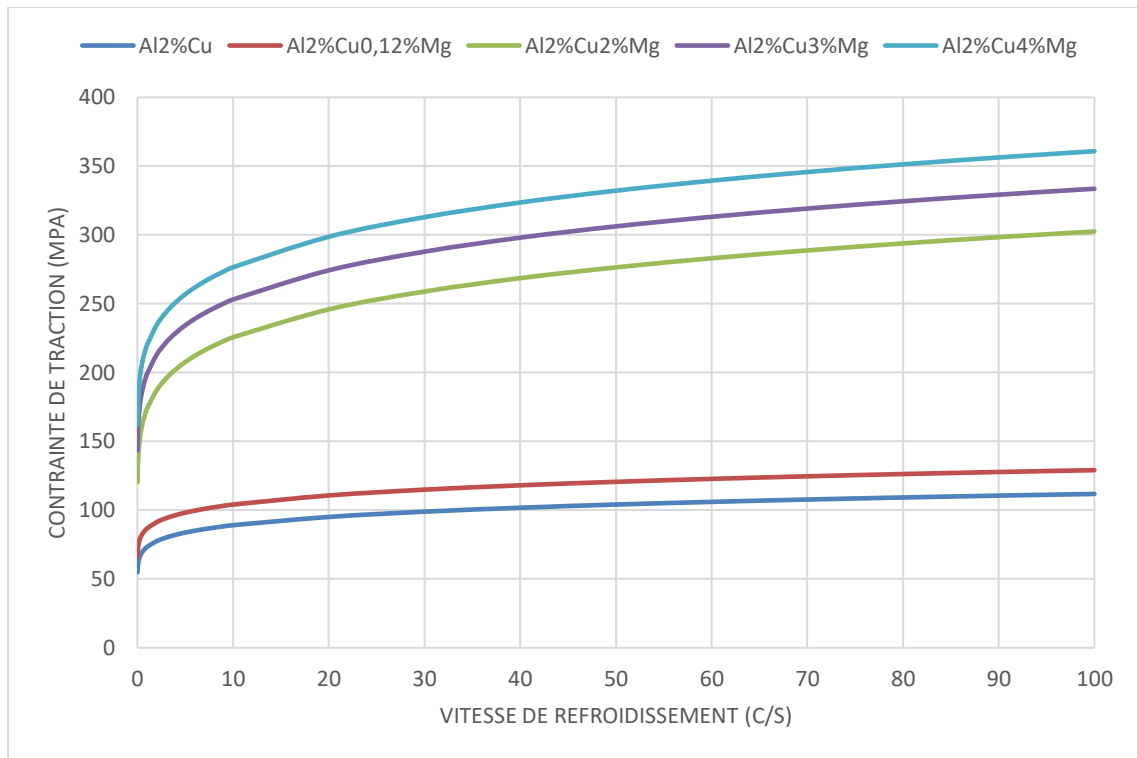


Figure 93. Evolution de la contrainte de traction en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al2%Cu, Al2%Cu 0.12%Mg, Al2%Cu 2%Mg, Al2%Cu 3%Mg et Al2%Cu4%Mg.

#### V.2.2.1.2.3. Dureté

La figure 92 représente l'évolution de la dureté en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al2%Cu [164], Al2%Cu0.12%Mg, Al2%Cu2%Mg, Al2%Cu3%Mg et Al2%Cu4%Mg.

On constate que la dureté augmente progressivement au fur et à mesure que la vitesse de refroidissement augmente quel que soit le pourcentage de magnésium ajouté. On note aussi que les alliages contenant plus de Mg ont les valeurs les plus élevées de la dureté : l'alliage Al2%Cu4%Mg prend la valeur 117VPN à 100C/s alors que pour cette même vitesse l'alliage Al2%Cu qui ne contient pas de magnésium ne dépasse pas 35VPN.

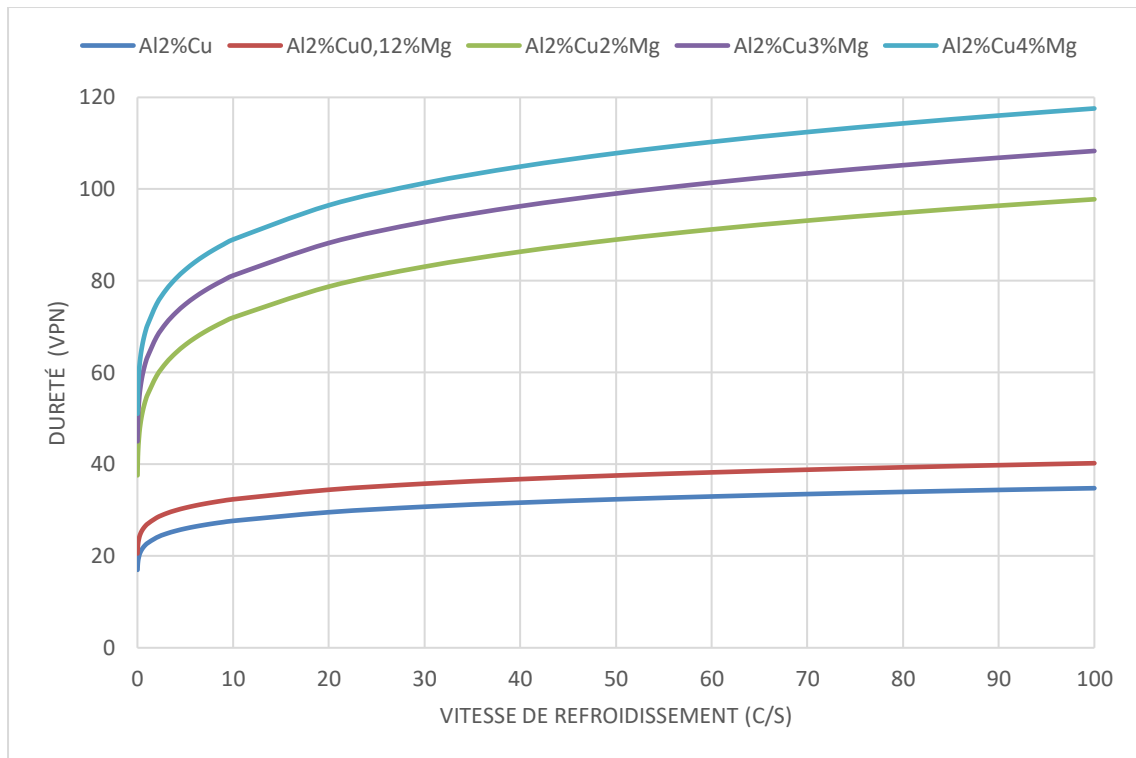


Figure 94. Evolution de la dureté en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al2%Cu, Al2%Cu 0.12%Mg, Al2%Cu 2%Mg, Al2%Cu 3%Mg et Al2%Cu4%Mg.

## V.2.2.2. Etudes des alliages AlCuMg fortement chargés en Cu

### V.2.2.2.1. Etude de la vitesse de refroidissement de l'alliage AlCuMg

La figure 93 représente les courbes de refroidissement des alliages Al4%Cu [164], Al4%Cu0.12%Mg, Al4%Cu2%Mg, Al4%Cu3%Mg et Al4%Cu4%Mg représentant la température en fonction du temps. Les courbes d'analyse thermique évoluent selon la composition de chaque alliage.

Comme illustré à la figure 93, on retrouve évidemment le refroidissement linéaire initial du liquide (à partir de 1300°C). Après 658s on note l'existence d'un palier à 650°C pour l'alliage Al4%Cu correspondant à un changement de phase ( $L \leftrightarrow L + \alpha$ ), c'est une transformation non isotherme, l'augmentation de la fraction solide a lieu pendant que la température diminue. Une deuxième rupture de pente représentant la traversée de la zone  $\alpha$  est enregistrée à 550°C au-dessous duquel la température continue à évoluer.

La courbe de l'alliage Al4%Cu4%Mg contenant plus de magnésium présente son premier point d'inflexion à 630°C après 684s et le deuxième après 1080s à 450°C donc l'addition de magnésium a une action sur la température ainsi que sur le temps de transformation. Le Mg ralentit le processus de refroidissement et son effet se traduit par une légère augmentation du temps et de la température de solidification.

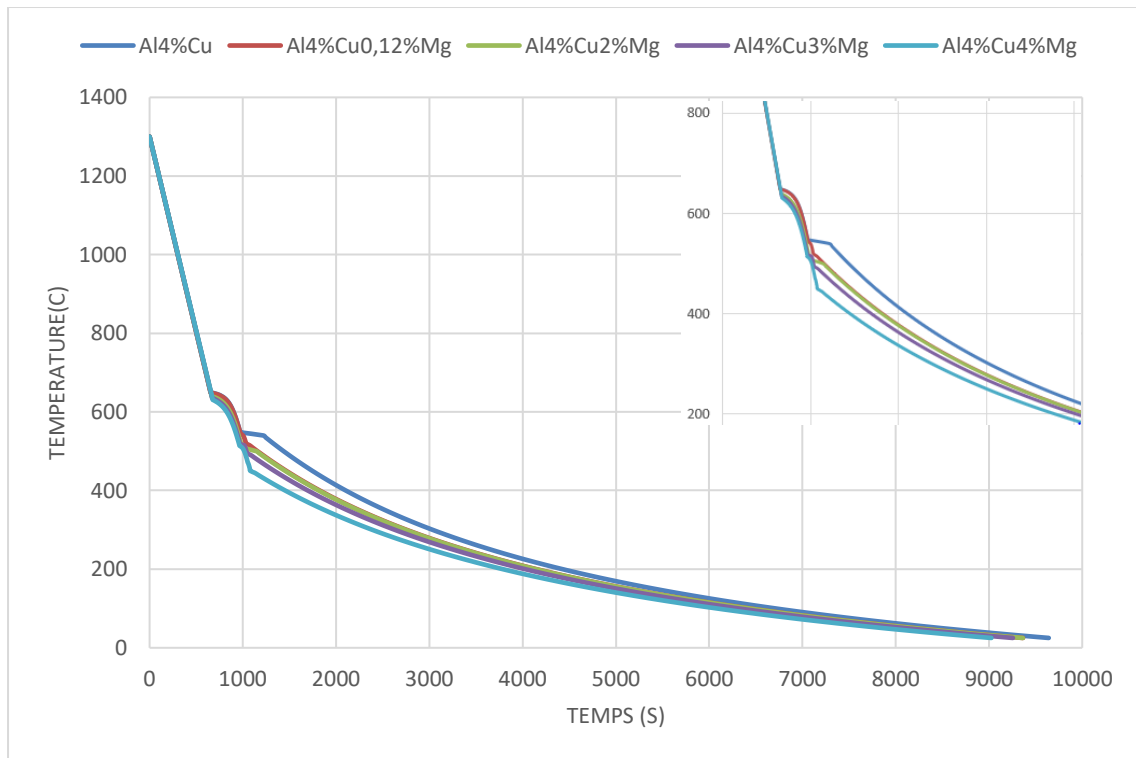


Figure 95. Courbes de refroidissement des alliages Al4%Cu, Al4%Cu0.12%Mg, Al4%Cu2%Mg, Al4%Cu3%Mg et Al4%Cu4%Mg.

#### V.2.2.2.2. Etudes des propriétés mécaniques de l'alliage AlCuMg

##### V.2.2.2.2.1. Elasticité

La figure 94 représente l'évolution de l'élasticité en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al4%Cu [164], Al4%Cu0.12%Mg, Al4%Cu2%Mg, Al4%Cu3%Mg et Al4%Cu4%Mg.

On constate que l'élasticité augmente progressivement au fur et à mesure que la vitesse de refroidissement augmente quel que soit le pourcentage de magnésium ajouté. On note aussi que les alliages contenant plus de Mg ont les valeurs les plus élevées de l'élasticité : l'alliage Al4%Cu4%Mg prend la valeur 294MPa à 100C/s alors que pour cette même vitesse l'alliage Al4%Cu qui ne contient pas de magnésium ne dépasse pas 60MPa.

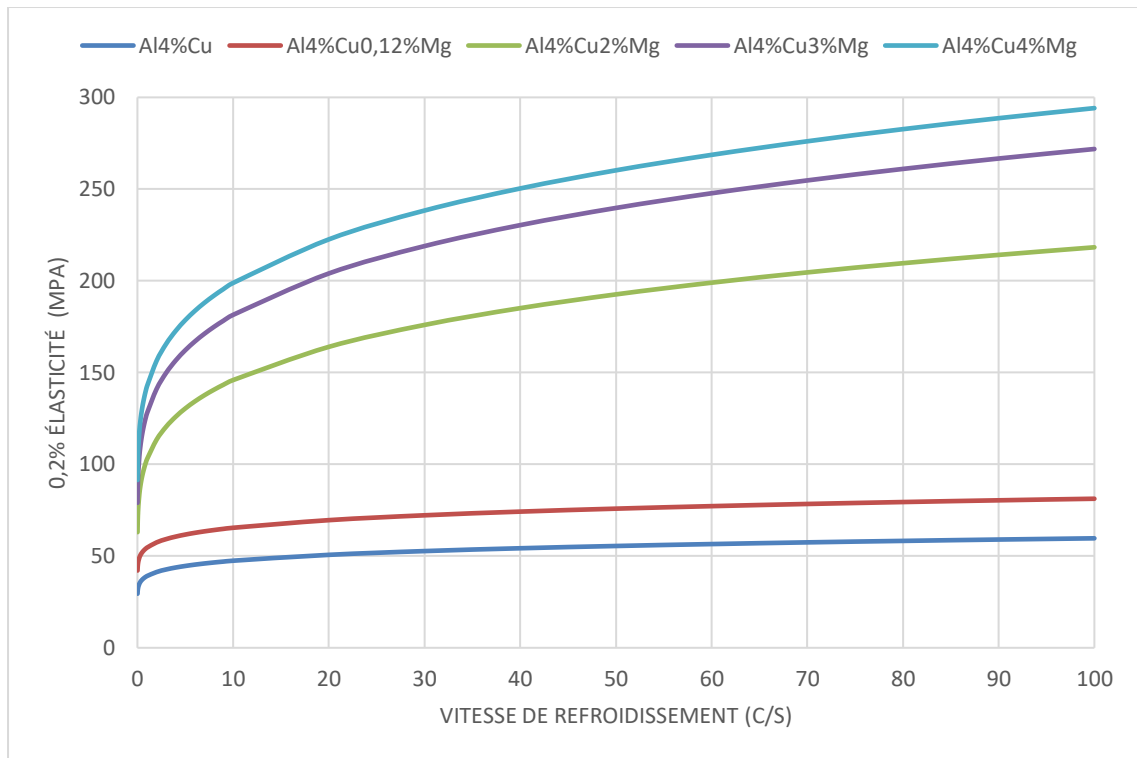


Figure 96. Evolution de l'élasticité en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al4%Cu, Al4%Cu0.12%Mg, Al4%Cu2%Mg, Al4%Cu3%Mg et Al4%Cu4%Mg.

#### V.2.2.2.2.2. Contrainte de traction

La figure 95 représente l'évolution de la contrainte de traction en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al4%Cu [164], Al4%Cu0.12%Mg, Al4%Cu2%Mg, Al4%Cu3%Mg et Al4%Cu4%Mg.

On constate que la contrainte de traction augmente progressivement au fur et à mesure que la vitesse de refroidissement augmente quel que soit le pourcentage de magnésium ajouté. On note aussi que les alliages contenant plus de Mg ont les valeurs les plus élevées de la contrainte de traction : l'alliage Al4%Cu4%Mg prend la valeur 413MPa à 100C/s alors que pour cette même vitesse l'alliage Al4%Cu qui ne contient pas de magnésium ne dépasse pas 114MPa.



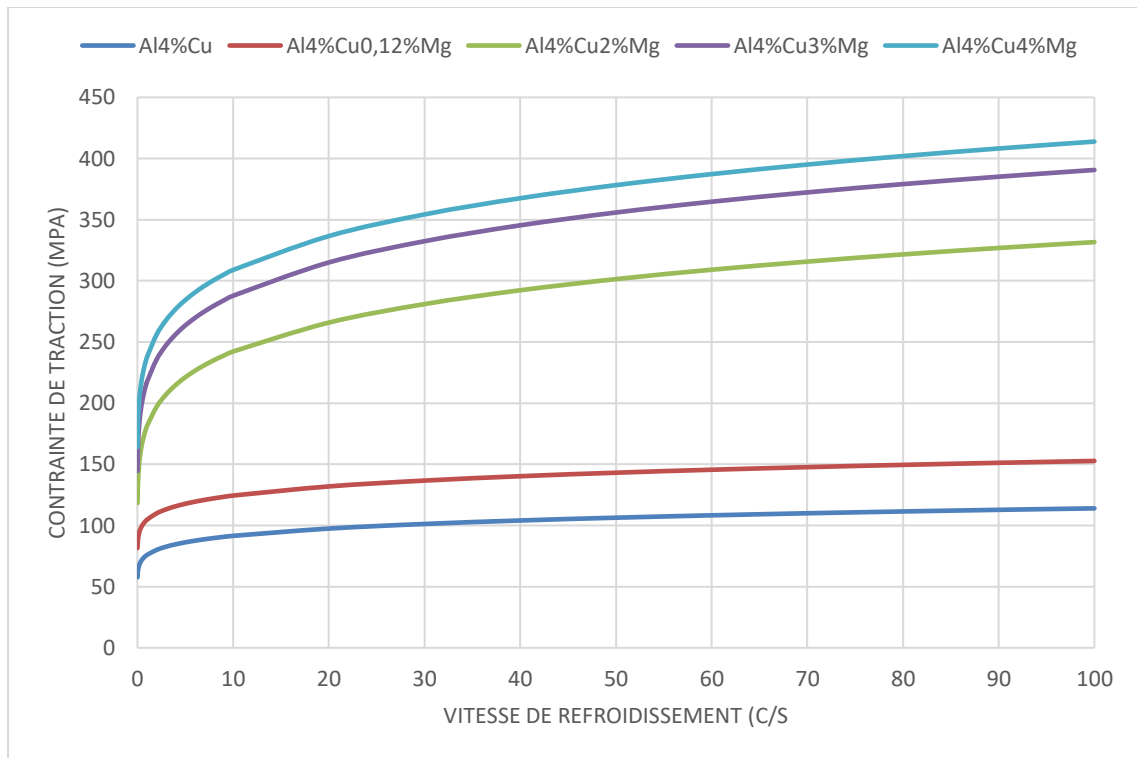


Figure 97. Evolution de la contrainte de traction en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al4%Cu, Al4%Cu0.12%Mg, Al4%Cu2%Mg, Al4%Cu3%Mg et Al4%Cu4%Mg.

#### V.2.2.2.2.3. Dureté

La figure 96 représente l'évolution de la dureté en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al4%Cu [164], Al4%Cu0.12%Mg, Al4%Cu2%Mg, Al4%Cu3%Mg et Al4%Cu4%Mg.

On constate que la dureté augmente progressivement au fur et à mesure que la vitesse de refroidissement augmente quel que soit le pourcentage de magnésium ajouté. On note aussi que les alliages contenant plus de Mg ont les valeurs les plus élevées de la dureté : l'alliage Al4%Cu4%Mg prend la valeur 135VPN à 100C/s alors que pour cette même vitesse l'alliage Al4%Cu4 qui ne contient pas de magnésium ne dépasse pas 36VPN.

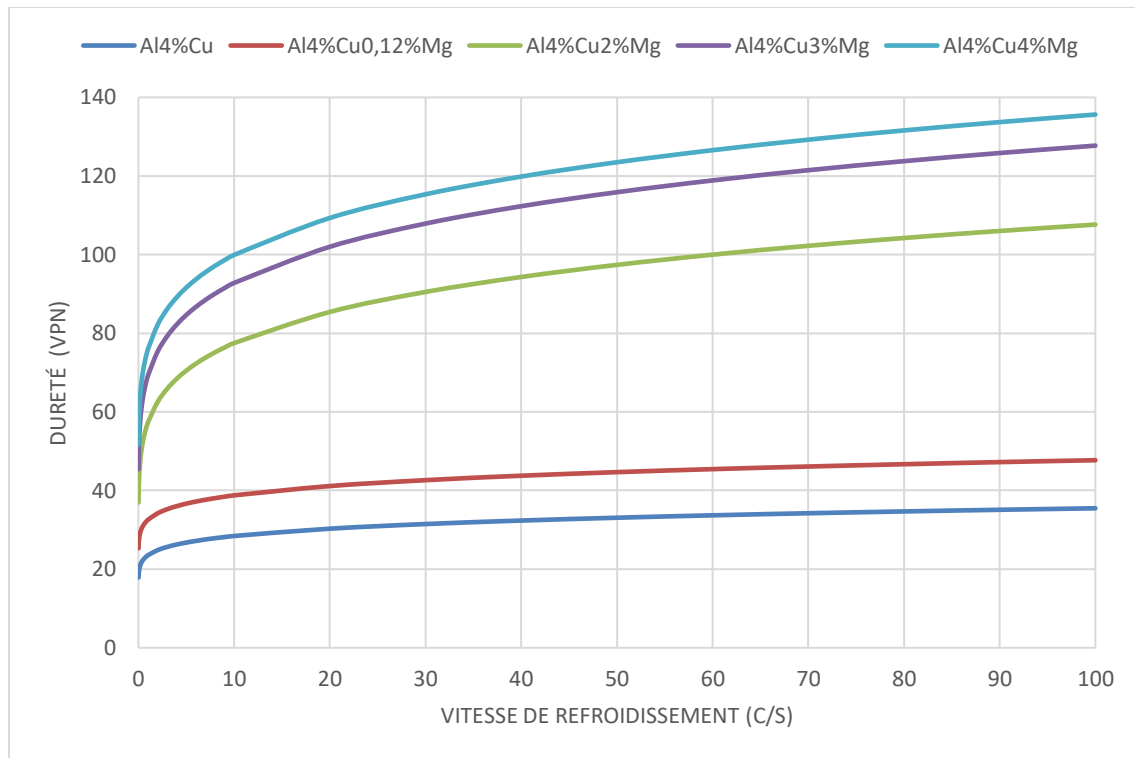


Figure 98. Evolution de la dureté en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al4%Cu, Al4%Cu0,12%Mg, Al4%Cu2%Mg, Al4%Cu3%Mg et Al4%Cu4%Mg.

## Conclusion

Sous l'influence d'un gradient de concentration qui est la force motrice du phénomène de diffusion, les atomes de chaque élément se déplacent au cours du temps depuis les régions riches en cet élément vers les régions pauvres qui s'enrichissent. L'addition de cuivre a une action sur la température ainsi que sur le temps de transformation, le cuivre ralentit le phénomène de diffusion : la force motrice du traitement d'homogénéisation.

Les paramètres mécaniques étudiés augmentent progressivement avec l'augmentation de la vitesse de refroidissement quel que soit le pourcentage de cuivre ajouté, cela est dû à l'impact de la vitesse de refroidissement sur la microstructure de l'alliage et plus précisément sur la taille des grains qui augmente avec la diminution de la vitesse de refroidissement (Tableau 9).

Tableau 9. Tableau récapitulatif de l'évolution de la dureté, l'élasticité et la contrainte de traction des alliages AlX%Cu.

		Alliage Al-Cu				
		Vitesse de ref (C/s)	Al1%Cu	Al2%Cu	Al3%Cu	Al4%Cu
Dureté (VPN)	0,01		16,22	16,99	17,44	17,86
	50		31,63	32,37	32,75	33,08
	100		34,06	34,79	35,16	35,48
Contrainte de traction (MPa)	0,01		52,39	54,86	56,31	57,66
	50		101,73	104,08	105,3	106,35
	100		109,47	111,8	112,98	113,99

Elasticité (MPa)	0,01	26,73	28,01	28,77	29,48
	50	52,97	54,24	54,9	55,48
	100	57,18	58,46	59,1	59,66

Pour les deux cas des alliages d'aluminium faiblement et fortement chargé en cuivre, l'addition de magnésium contribue à une forte augmentation des propriétés mécaniques étudiées (tableaux 10 et 11).

**Tableau 10. Tableau récapitulatif de l'évolution de la dureté, l'élasticité et la contrainte de traction des alliages Al2%CuX%Mg.**

		Alliage Al2%CuX%Mg					
		Vitesse de ref (C/s)	Al2%Cu0%Mg	Al2%Cu0.12%Mg	Al2%Cu2%Mg	Al2%Cu3%Mg	Al2%Cu4%Mg
Dureté (VPN)	0,01		16,99	20,56	37,6	45,02	51,03
	50		32,37	37,56	88,98	99,03	107,82
	100		34,79	40,24	97,78	108,31	117,58
Contrainte de traction (MPa)	0,01		54,86	66,33	120,3	143,36	161,88
	50		104,08	120,6	276,44	306,25	332,18
	100		111,8	129,09	302,53	333,6	360,87
Elasticité (MPa)	0,01		28,01	34,03	64,19	78,26	90,01
	50		54,24	63,29	172,34	196,63	218,75
	100		58,46	67,98	193,54	219,99	244,26

**Tableau 11. Tableau récapitulatif de l'évolution de la dureté, l'élasticité et la contrainte de traction des alliages Al4%CuX%Mg.**

		Alliage Al4%CuX%Mg					
		Vitesse de ref (C/s)	Al4%Cu0%Mg	Al4%Cu0.12%Mg	Al4%Cu2%Mg	Al4%Cu3%Mg	Al4%Cu4%Mg
Dureté (VPN)	0,01		17,86	25,31	36,97	45,41	51,75
	50		33,08	44,67	97,39	115,87	123,49
	100		35,48	47,71	107,64	127,72	135,63
Contrainte de traction (MPa)	0,01		57,66	81,55	118,33	144,56	164,1
	50		106,35	143,14	301,4	355,85	378,23
	100		113,99	152,74	331,65	390,64	413,84
Elasticité (MPa)	0,01		29,48	42,11	63,02	79,01	91,44
	50		55,48	75,83	192,6	239,72	260,22
	100		59,66	81,24	218,28	271,85	294,13

## **Chapitre VI : Etudes des alliages aluminium silicium.**

## Introduction

Ce chapitre présente, les résultats de la modélisation de l'influence du traitement thermique sur les propriétés mécaniques des alliages aluminium-silicium et aluminium-silicium-magnésium, cela consiste essentiellement à étudier l'effet de l'homogénéisation tout en variant systématiquement un des trois paramètres : temps, température et composition puis, étudier l'influence de chacun sur la diffusion de silicium en fonction de la distance entre la surface et le cœur de lingot. Par ailleurs, il présente l'interprétation de la modélisation de l'effet d'addition de silicium et du magnésium sur le processus de refroidissement des alliages en question.

## VI.1. Modélisation de l'influence du traitement thermique sur les propriétés mécaniques des alliages aluminium-silicium

### VI.1.1. Etude de l'alliage AlSi.

#### VI.1.1.1. Diagramme de phase AlSi.

Avant toute investigation microstructurale, il est indispensable d'étudier parfaitement le diagramme d'équilibre entre phases Al-Si en vue de connaître les phases susceptibles d'être rencontrées.

Les pièces coulées à partir des alliages d'aluminium sont majoritairement faites d'alliages aluminium-silicium [165]. Le silicium augmente la coulabilité de l'aluminium et permet au métal de remplir complètement toutes les cavités voulues. De plus, le silicium prévient la fissuration à chaud et augmente légèrement la force du métal en formant des particules dures ou des fibres de silicium pendant la solidification [165].

Comme la figure 97 le présente, le système binaire Al-Si possède un point eutectique de 12,6% Si (% atomique). La solubilité maximum du silicium dans l'aluminium est de 1,5% (% atomique) à la température eutectique, en revanche, seulement 0,016% (% atomique) d'aluminium est soluble dans le silicium et ce, à 1190°C [165].

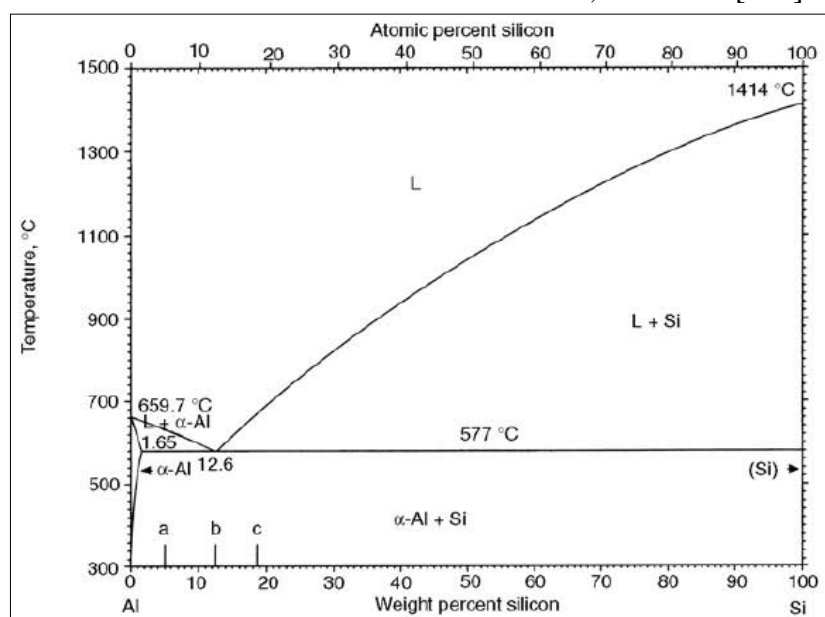


Figure 99. Le système binaire Al-Si [166].

### VI.1.1.2. Etude structurale des alliages AlSi

On peut classer les alliages aluminium-silicium en trois grandes catégories figure 98 en se basant sur le point eutectique : de 2% à 9% Si, l'alliage se trouve dans la zone hypoeutectique, quant aux alliages eutectiques, ils peuvent contenir de 10% à 13 % Si, et ceux avec plus de 14% Si entrent dans la catégorie des alliages hypereutectiques [165].

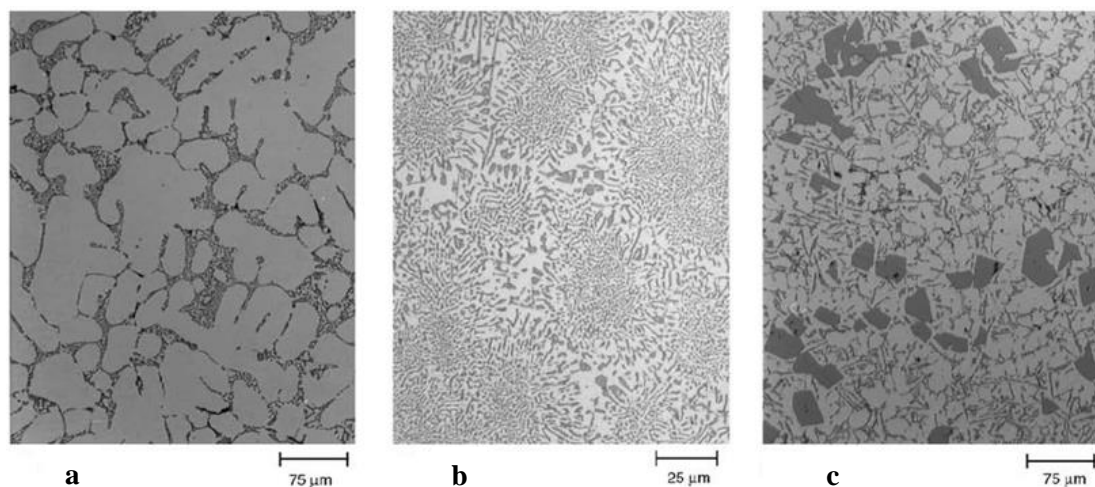


Figure 100. Microstructure de l'alliage Al-Si, a: les alliages hypoeutectiques, b: les alliages eutectiques c: les alliages hypereutectiques [166].

En raison des limites de solubilité des éléments d'alliage, nous limiterons l'étude du diagramme d'équilibre Al-Si à des domaines de composition chimique compris entre 0 et 12% en poids pour l'élément Si, et des températures d'homogénéisation de : 600°C qui reste inférieur à la température de fusion de l'aluminium, 400°C et 200°C qui présentent des températures en dessous du palier eutectique.

*Durant notre étude nous supposons que la forme géométrique de nos alliages est un lingot cylindrique de longueur 100 μm.*

## VI.1. 2. Résultats et interprétation

La grande majorité des propriétés thermomécaniques de l'alliage sont issues du type de microstructure obtenue par l'interaction de différents paramètres physicochimiques lors de la solidification. Ces paramètres proviennent d'une part des conditions physiques de solidification et d'autre part de la chimie de l'alliage (éléments d'alliage ajoutés : Si dans notre cas).

### VI.1. 2.1. Etude de l'influence des traitements d'homogénéisation sur l'alliage AlSi

Pour la suite de l'étude, on s'intéresse à comprendre l'effet de l'homogénéisation en fonction des trois paramètres : temps, température et composition et voir l'influence de chacun sur la concentration de silicium en fonction de la distance entre la surface et le cœur du lingot.

### VI.1. 2.1.1. Influence du temps

La figure 99 montre l'évolution de la concentration de silicium en fonction de la distance entre la surface et le cœur du lingot au cours du temps, de l'alliage Al1%Si à la température 400°C.

On constate qu'il y a mélange des deux métaux avec tendance à la formation d'une solution solide homogène. En effet , pour le maintien prolongé dans le temps, la concentration en Si à la surface du lingot augmente légèrement et passe d'une valeur minimale de 0.13 (wt%) à 3 heures à 0.25(wt%) au bout de 18 heures, contrairement au cœur du lingot, la concentration en Si diminue légèrement entre 3 heures et 18 heures et passe de 0.45 à 0.28 (wt%), cependant, nous pouvons noter aussi que la concentration en Si a tendance à être uniforme en tout point entre la surface et le cœur du lingot au-delà de 18 heures. Qualitativement, il apparaît que les atomes de chaque élément se déplacent au cours du temps depuis les régions riches en cet élément vers les régions pauvres qui s'enrichissent, plus précisément sous l'influence d'un gradient de concentration qui est la force motrice du phénomène de diffusion. Donc il est nécessaire de maintenir un temps d'homogénéisation suffisant pour que la diffusion des espèces chimiques entre les différentes phases puisse se produire.

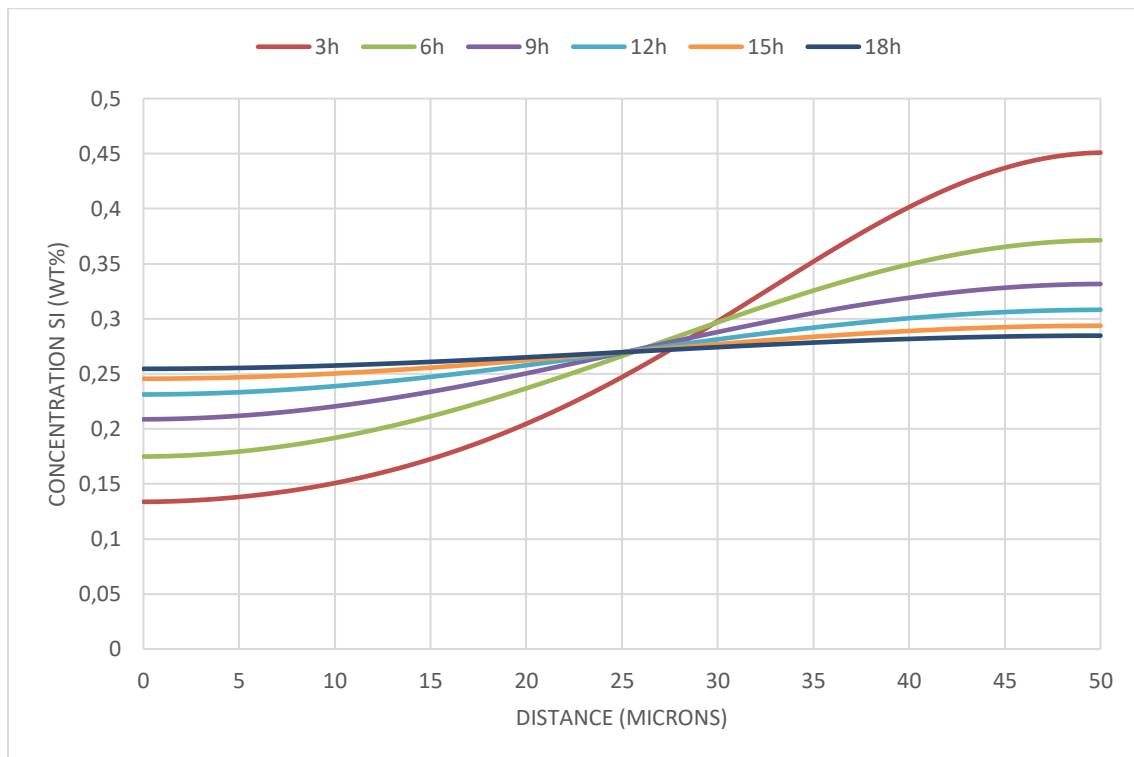


Figure 101. Evolution de la concentration de silicium en fonction de la distance entre la surface et le cœur du lingot au cours du temps de l'alliage Al1%Si à la température 400°C.

### VI.1. 2.1.2. Influence de la température

Pour les trois températures de maintiens 200°C, 400°C et 600°C, les évolutions de la concentration de silicium en fonction de la distance entre la surface et le cœur du lingot, de l'alliage Al1%Si au bout de 3 heures, sont portées sur la figure 100.

On observe que la concentration en Si à 600°C présente la concentration la plus élevée 0,99 (wt%) et elle reste constante, tandis qu'à 400°C, on constate un

enrichissement progressif en Si de la surface 0,13(wt%) au cœur du lingot 0,45 (wt%), ces valeurs tendent vers des valeurs d'équilibre. Pour la température 200°C, la concentration en Si ne semble pas affectée car la vitesse de diffusion des espèces chimiques est considérablement plus lente dans la phase solide que dans la phase liquide, la concentration reste nulle et ne commence à augmenter qu'au-delà de 41 microns : la variation est certes faible mais également détectable.

Par ailleurs, la comparaison des concentrations en Si en tout point du lingot montre que la concentration d'équilibre en Si est plus élevée à 600°C ce qui veut dire que la diffusivité ne devient appréciable qu'à haute température.

Nous pouvons donc suggérer que la diffusion de silicium en solution solide est suffisamment rapide pour atteindre la limite de solubilité dès les premiers instants à haute température.

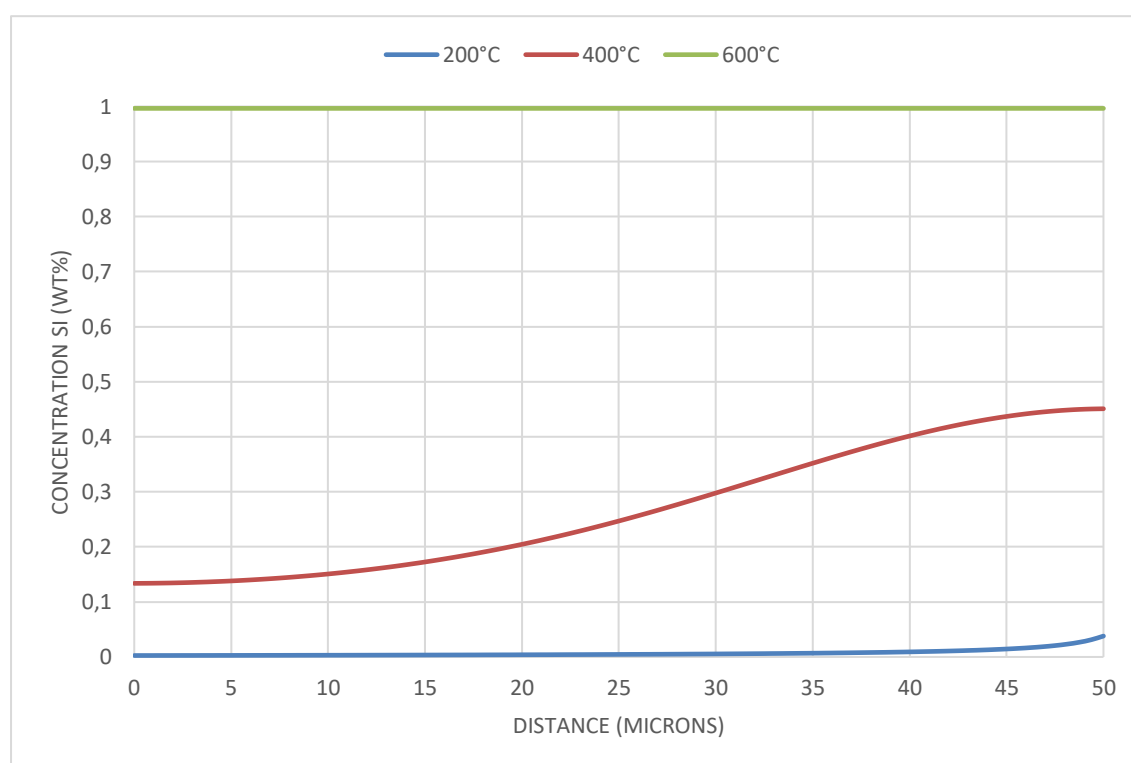


Figure 102. Evolution de la concentration de silicium en fonction de la distance entre la surface et le cœur du lingot aux températures 200°C, 400°C et 600°C de l'alliage Al1%Si au bout de 3 heures.

### VI.1. 2.1.3. Influence d'ajout du silicium

Pour étudier l'influence du silicium, nous avons travaillé sur quatre compositions différentes : Al1%Si, Al2%Si, Al4%Si et Al12%Si. L'évolution de la concentration de Si est représentée dans les figures ci-dessous :

La figure 101, montre l'évolution de la concentration de silicium en fonction de la distance entre la surface et le cœur du lingot, à la température 200°C des quatre alliages en question au bout de 3 heures. Les courbes des alliages Al1%Si, Al2%Si et Al4%Si suivent la même variation, on constate un enrichissement progressif en silicium de la surface au cœur du lingot, tandis que la concentration en Si reste constante pour l'alliage Al12%Si contenant plus de silicium.



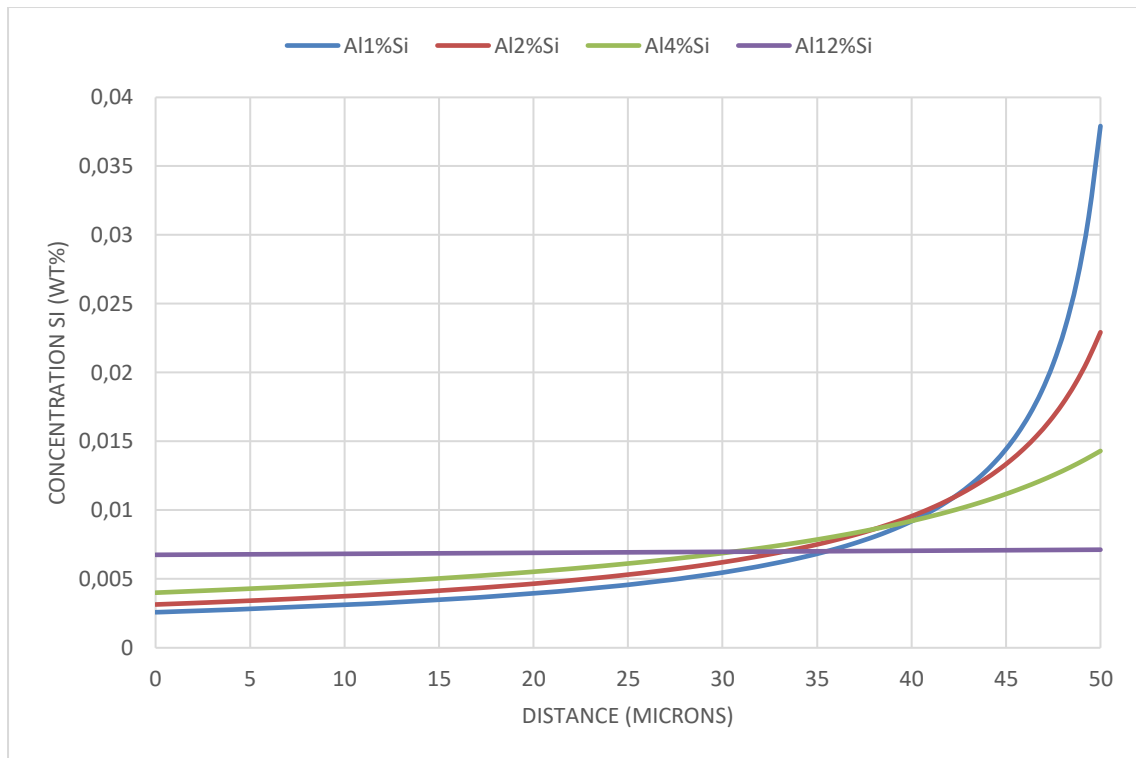


Figure 103. Evolution de la concentration de silicium en fonction de la distance entre la surface et le cœur du lingot à la température 200°C des alliages Al1%Si, Al2%Si, Al4%Si et Al12%Si au bout de 3 heures.

L'évolution de la concentration de silicium en fonction de la distance entre la surface et le cœur du lingot au bout de 3 heures, à la température 400°C des alliages Al1%Si, Al2%Si, Al4%Si et Al12%Si est représentée dans la figure 102.

On constate une augmentation progressive des valeurs de la concentration de Si pour les alliages Al1%Si, Al2%Si et Al4%Si, en effet, à la surface du lingot les alliages contenant plus de silicium ont les concentrations les plus élevées et au fur et à mesure qu'on s'approche du cœur, les concentrations de silicium en alliages contenant moins de Si deviennent les plus élevées, cependant l'alliage Al12%Sn contenant plus de silicium garde une valeur constante de la concentration de Si en tout point de lingot.

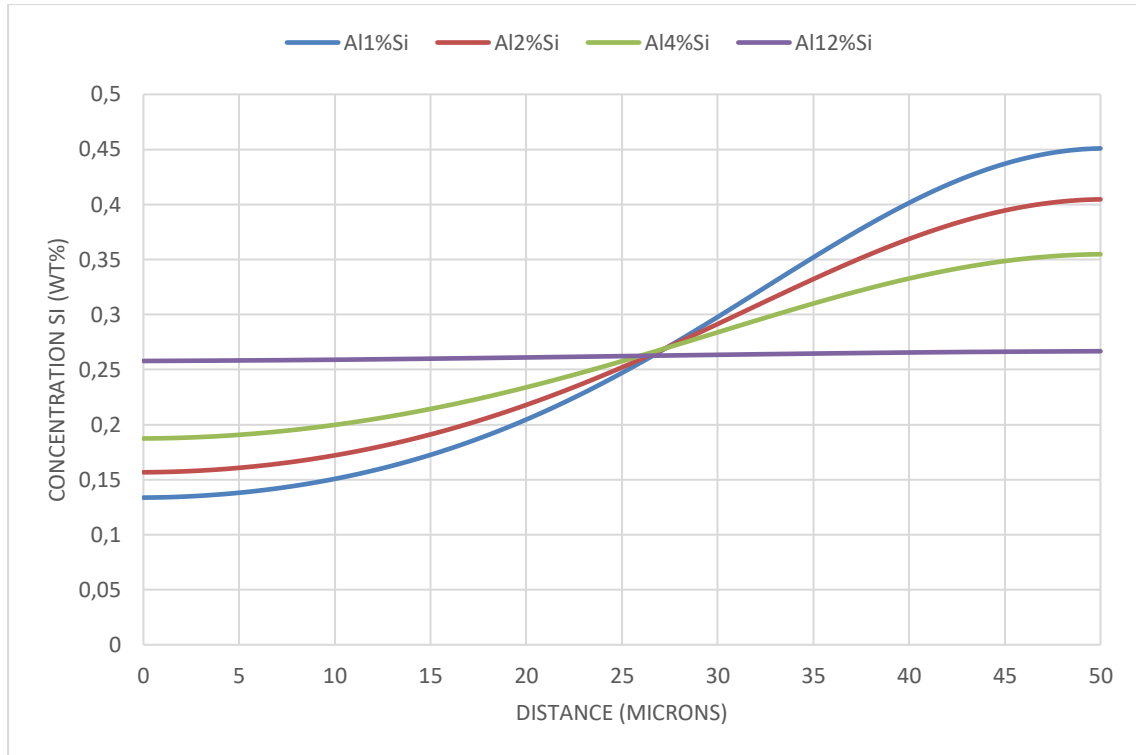


Figure 104. Evolution de la concentration de silicium en fonction de la distance entre la surface et le cœur du lingot à la température 400°C des alliages Al1%Si, Al2%Si, Al4%Si et Al12%Si au bout de 3 heures.

La figure 103 décrit l'évolution au bout de 3 heures de la concentration de silicium en fonction de la distance entre la surface et le cœur du lingot, à la température 600°C des alliages Al1%Si, Al2%Si, Al4%Si et Al12%Si.

On voit clairement que la valeur de la concentration reste constante pour chaque alliage, en 0,99 (wt%) pour Al1%Si et en 1,10 (wt%) pour les alliages Al2%Si et Al4%Si, donc les alliages contenant plus de Si reconnaissent la stagnation de la concentration en une valeur plus élevée. On tire qu'avec plus de Si, la diffusion de silicium en solution solide est suffisamment rapide à cette température pour atteindre la limite de solubilité au bout de 3 heures pour la phase  $\alpha\text{Al}+\text{Si}$ , à l'exception de l'alliage Al12%Si où on note la stagnation en 0 (wt%), à ces conditions ce dernier n'est plus une solution solide mais plutôt une phase liquide.

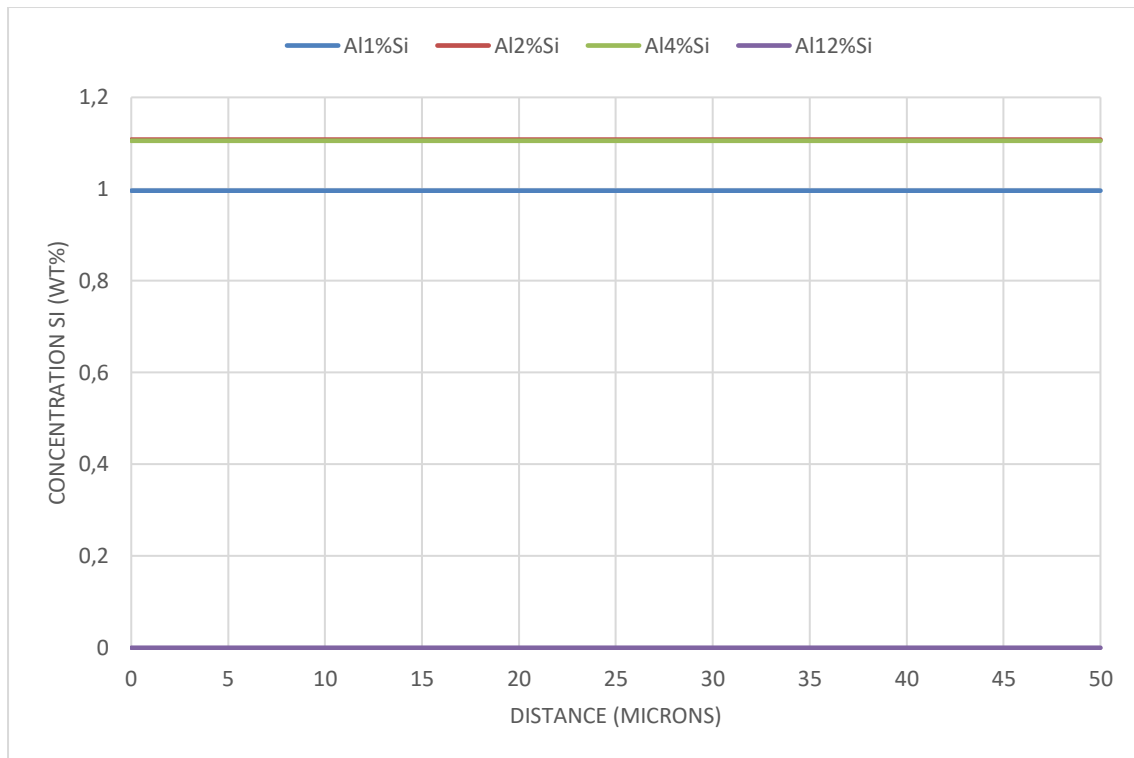


Figure 105. Evolution de la concentration de silicium en fonction de la distance entre la surface et le cœur du lingot à la température 600°C des alliages Al1%Si, Al2%Si, Al4%Si et Al12%Si au bout de 3 heures.

L'influence de Si se traduit alors par l'activation du phénomène de diffusion, la force motrice du traitement d'homogénéisation qui permet de réduire l'hétérogénéité de composition due aux phénomènes de ségrégation qui apparaissent dans la structure lors de la solidification.

## VI.1. 2.2. Etudes des propriétés mécaniques de l'alliage AlSi

### VI.1.2.2.1 Etude de la vitesse de refroidissement de l'alliage AlSi

La figure 104 représente les courbes de refroidissement des alliages Al1%Si, Al2%Si, Al4%Si et Al12%Si représentant la température en fonction du temps. Les courbes d'analyse thermique évoluent selon la composition de chaque alliage. Comme illustré à la figure 104, on retrouve évidemment le refroidissement linéaire initial du liquide.

On note l'existence d'un palier à la température 654,45°C à 45,37s pour l'alliage Al1%Si au-dessous duquel la température continue à évoluer. Les courbes des alliages Al2%Si et Al4%Si présentent respectivement les premiers points d'inflexion à 648,49°C au bout de 51s, 636,22°C à 62,47s correspondant à un changement de phase (Liq→Liq+ $\alpha$ ) une transformation non isotherme, l'augmentation de la fraction solide a lieu pendant que la température diminue. Une deuxième rupture de pente représentant la traversée du palier eutectique à 576,91°C est enregistrée aux courbes de refroidissement des alliages Al1%Si, Al2%Si et Al4%Si respectivement après 405.65s, 410.70s et 451,37s où la dernière goutte liquide disparaît. Il est important de comprendre que la solidification a commencé au premier changement de pente et se termine au deuxième point d'inflexion. Pour l'alliage Al12%Si qui est très proche de

l'eutectique on observe clairement l'existence d'un palier allant de 576,91°C au temps 123,19s à 570°C après 762,18s.

L'addition de silicium à une action sur la température ainsi que sur le temps de transformation. Le Si ralentit le processus de refroidissement et son effet se traduit par une légère augmentation du temps de la solidification.

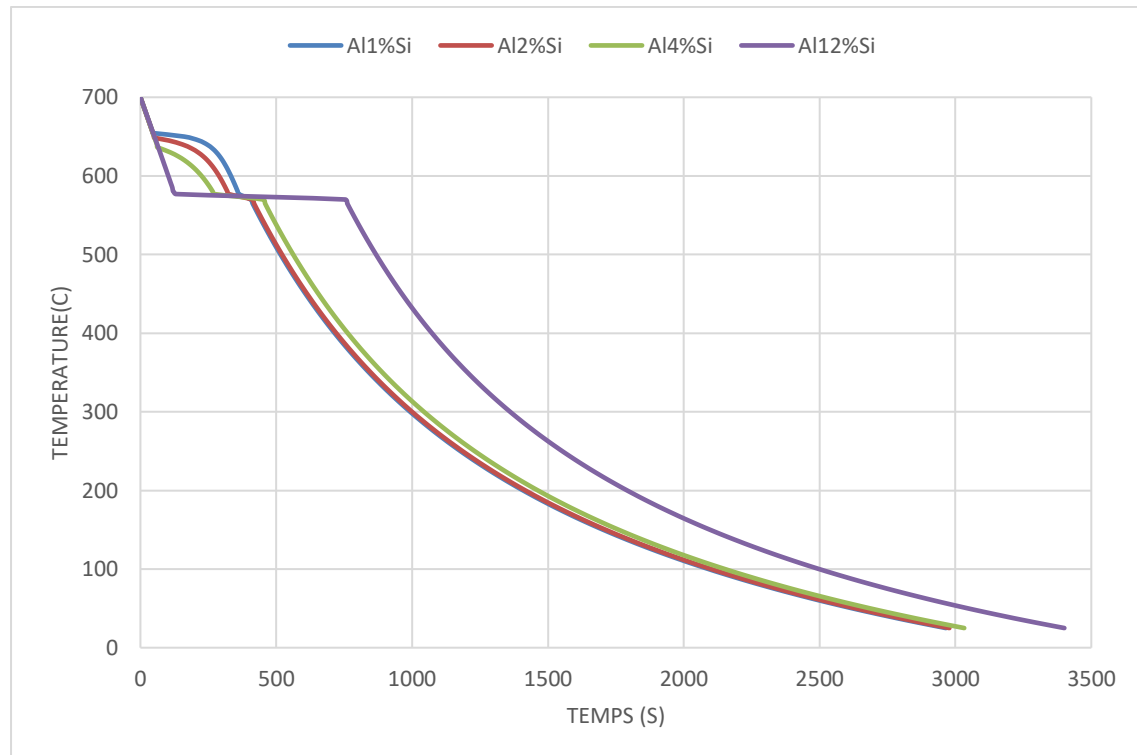


Figure 106. Courbes de refroidissement des alliages Al1%Si, Al2%Si, Al4%Si et Al12%Si.

#### VI.1.2.2.2 Etude de l'influence de la vitesse de refroidissement sur les propriétés mécaniques de l'alliage AlSi

Les figures 105, 106 et 107 représentent l'évolution de la dureté, l'élasticité et la contrainte de traction en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al1%Si, Al2%Si, Al4%Si et Al12%Si.

On constate que les trois paramètres augmentent progressivement au fur et à mesure que la vitesse de refroidissement augmente quel que soit le pourcentage de silicium ajouté, cela peut être attribué à l'impact de la vitesse de refroidissement sur la microstructure de l'alliage et plus précisément sur la taille des grains, qui augmente avec la diminution de la vitesse de refroidissement. Or, pour de nombreux matériaux métalliques, il a été démontré qu'un lien existe entre taille de grain et limite d'élasticité via la relation de Hall-Petch [167]. Elle indique que la limite élastique  $\sigma_e$  est inversement proportionnelle à la racine carrée de la taille de grain  $d$  :

$$\sigma_e = \sigma_0 + k_{HP}d^{-1/2} \quad [168]$$

Où  $\sigma_0$  est idéalement la contrainte d'écoulement du monocristal et  $k_{HP}$  est la constante de Hall-Petch. Cette relation précise que plus la taille de grain est grande, plus la limite d'élasticité diminue.

On constate que la dureté et la contrainte de traction suivent la même variation que l'élasticité, on comprend donc que les valeurs de dureté et de la contrainte de traction sont étroitement liées à la limite d'élasticité.

On note aussi que l'addition de silicium se traduit par une forte diminution des propriétés mécaniques étudiées, pour l'alliage Al1%Si contenant moins de silicium, on part d'une valeur d'élasticité de 64,74 VPN, de contrainte de traction de 123,22 VPN et de dureté de 38,39 MPa à 100C/s, pour cette même vitesse, les valeurs des propriétés en question diminuent en cas de l'alliage Al12%Si, contenant plus de silicium, respectivement en 3.42VPN, 6.82VPN et 2.1MPa.

#### VI.1.2.2.2.1. Elasticité

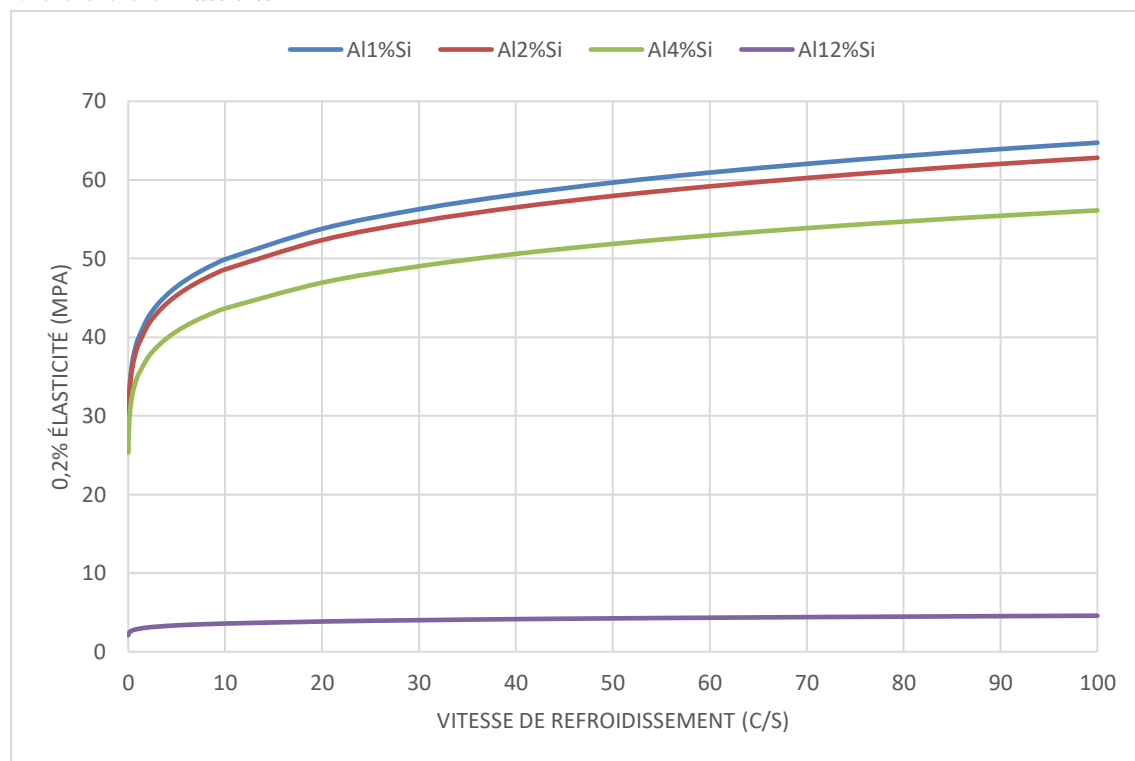


Figure 107. Evolution de l'élasticité en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al1%Si, Al2%Si, Al4%Si et Al12%Si.

#### VI.1.2.2.2.2. Contrainte de traction

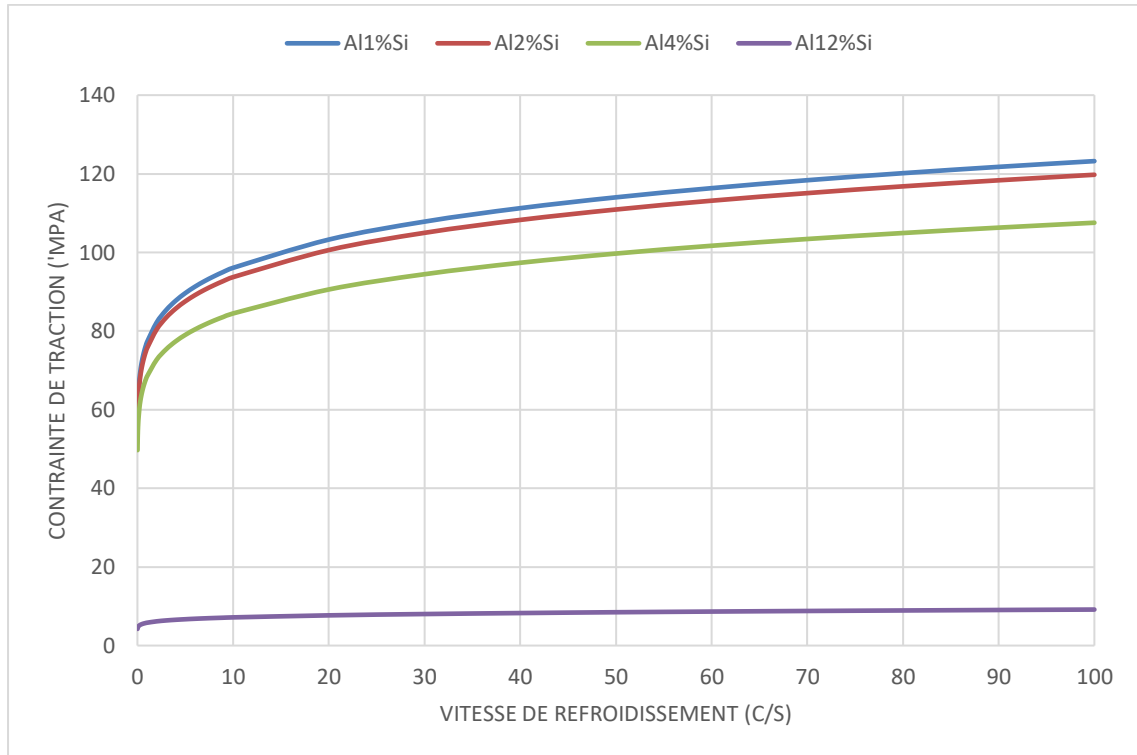


Figure 108. Evolution de la contrainte de traction en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al1%Si, Al2%Si, Al4%Si et Al12%Si.

#### VI.1.2.2.2.3. Dureté

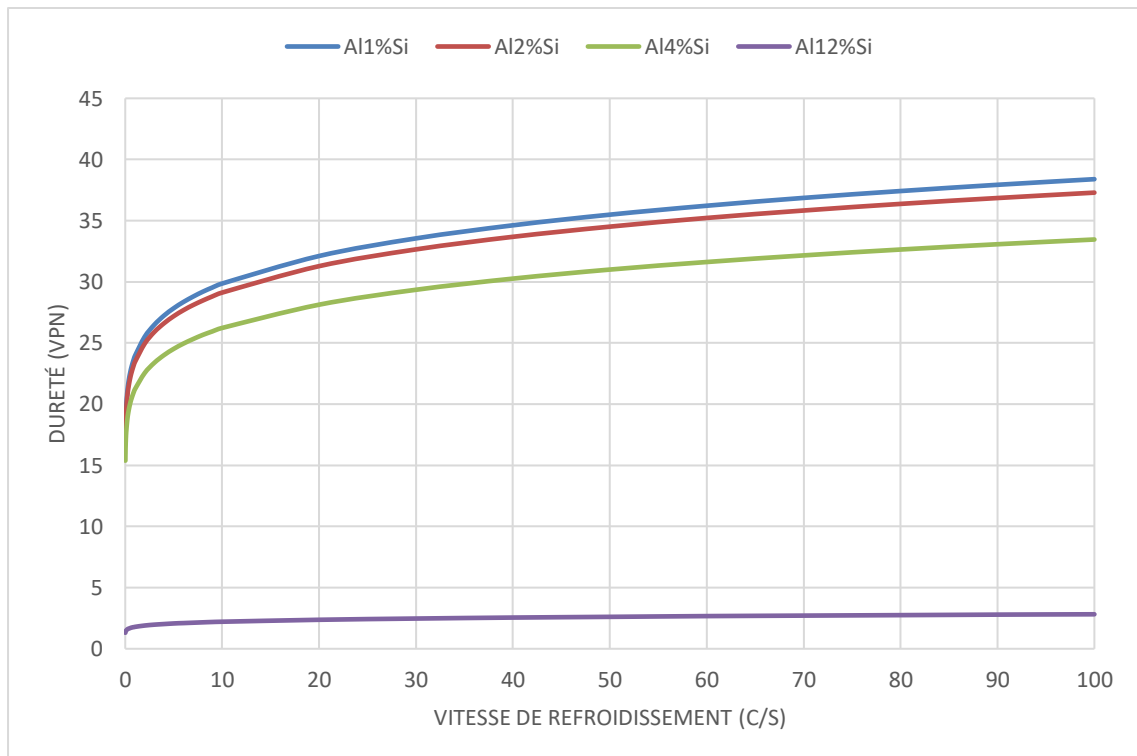


Figure 109. Evolution de la dureté en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al1%Si, Al2%Si, Al4%Si et Al12%Si.

## VI.2. Modélisation de l'influence de magnésium sur les propriétés mécaniques des alliages aluminium-silicium

### VI.2. 1. Etude de l'alliage AlSiMg.

Il est indispensable d'étudier parfaitement les diagrammes d'équilibre entre phases AlMg, MgSi et AlSi en vue de connaître les phases en présence et leur proportion respective, à toute température, mais toujours dans les conditions d'équilibre :

#### VI.2. 1.1. Diagrammes de phase AlMg

Le magnésium possède une solubilité élevée de 17,4 % en poids à 450 °C dans l'aluminium solide. La présence du magnésium augmente la résistance à la corrosion, donne un bon fini de surface, facilite le travail à froid à cause de la ductilité qu'il confère aux alliages et accroît les propriétés des soudures d'alliages d'aluminium [169].

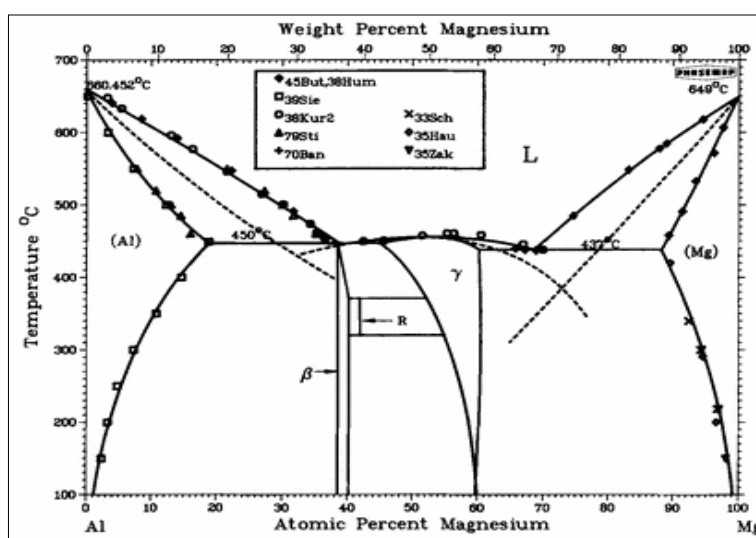


Figure 110. Le diagramme de phase Al-Mg [170].

#### VI.2. 1.2. Diagrammes de phase AlSi.

La présence de silicium améliore la fluidité d'un alliage d'aluminium tout en réduisant le retrait dans les pièces coulées. Le système Al-Si forme un eutectique simple avec une solubilité à l'état solide limitée des deux éléments l'un dans l'autre. Le point eutectique est situé à une concentration de 12,2 % poids Si à une température de 577 °C. Il n'y a aucune formation de phase secondaire [171].

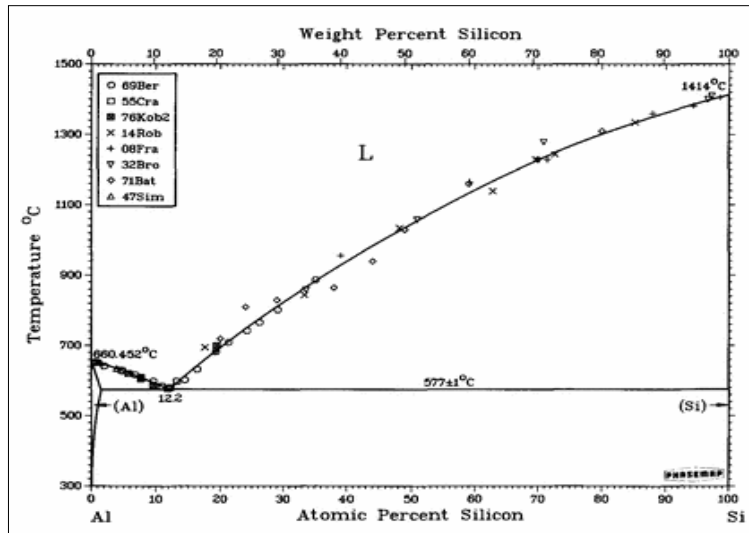


Figure 111. Le diagramme de phase Al-Si [172].

### VI.2. 1.3. Diagrammes de phase MgSi.

Le magnésium est la base du développement de la résistance et de la dureté lors des traitements thermiques des alliages AlSi [119]. Mg et Si donner lieu en phase solide à un composé défini  $Mg_2Si$ . À basse température on a, selon la composition globale, soit un mélange de cristaux de Mg et de  $Mg_2Si$ , soit un mélange de  $Mg_2Si$  et de Si solides. Le système MgSi est caractérisé par la présence de deux eutectiques à 637,6°C [120] et 945,6°C [120] respectivement entre le magnésium et le  $Mg_2Si$  et entre le  $Mg_2Si$  et le silicium.

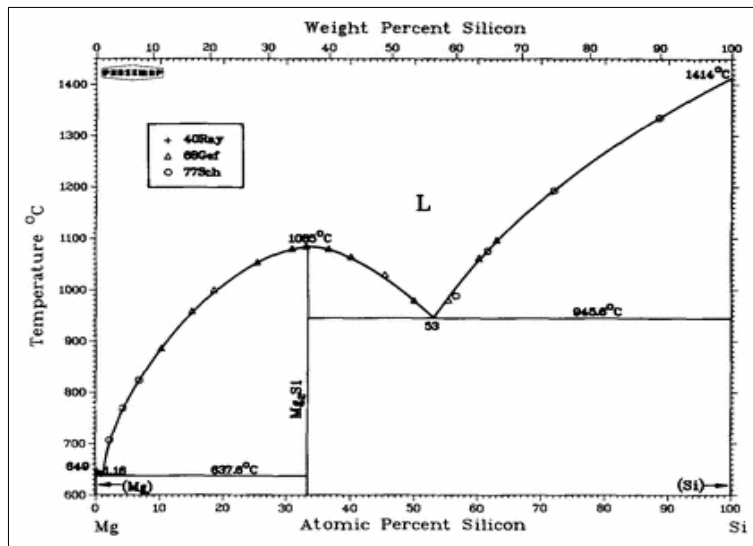


Figure 112. Le diagramme de phase Mg-Si [120].

L'addition de magnésium à l'alliage Al-Si est à la base de l'amélioration de la résistance et de la dureté lors des traitements thermiques [165].



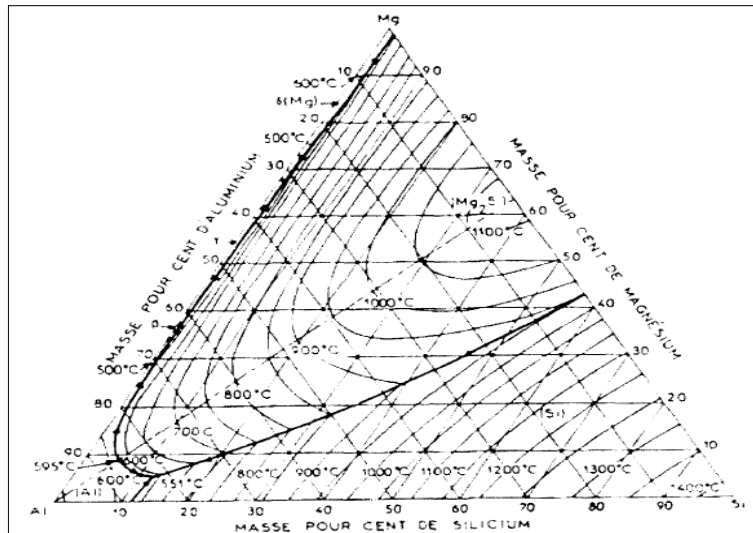


Figure 113. Diagramme d'équilibre ternaire Al-Mg-Si [165].

En raison des limites de solubilité des éléments d'alliage, nous limiterons l'étude du diagramme d'équilibre à des domaines de composition chimique compris entre 0 et 12% en poids pour l'élément Si et entre 0 et 4% en poids pour l'élément Mg.

*Durant notre étude nous supposons que la forme géométrique de nos alliages est un lingot cylindrique de longueur 100  $\mu\text{m}$ .*

## VI.2.2. Résultat et interprétation

### VI.2.2.1. Etudes des alliages AlSiMg faiblement chargés en Si

#### VI.2.2.1.1. Etude de la vitesse de refroidissement de l'alliage AlSiMg

La figure 112 représente les courbes de refroidissement des alliages Al1%Si [173], Al1%Si0.12%Mg, Al1%Si2%Mg, Al1%Si3%Mg et Al1%Si4%Mg. Représentant la température en fonction du temps. Les courbes d'analyse thermique évoluent selon la composition de chaque alliage.

Comme illustré à la figure 112, on retrouve évidemment le refroidissement linéaire initial du liquide. Après 45,3722s on note l'existence d'un palier à 654,459°C pour l'alliage Al1%Si correspondant à un changement de phase ( $\text{Liq} \rightarrow \text{Liq} + \alpha$ ) une transformation non isotherme, l'augmentation de la fraction solide a lieu pendant que la température diminue. Une deuxième rupture de pente représentant la traversée de la zone (Al+E) est enregistrée à 576,916°C après 361,902s au-dessous duquel la température continue à évoluer.

La courbe de l'alliage Al1%Si4%Mg contenant plus de magnésium présente son premier point d'inflexion à 635,654°C après 62,7857s donc l'addition de magnésium a une action sur la température ainsi que sur le temps de transformation. Le Mg ralentit le processus de refroidissement et son effet se traduit par une légère augmentation du temps de solidification

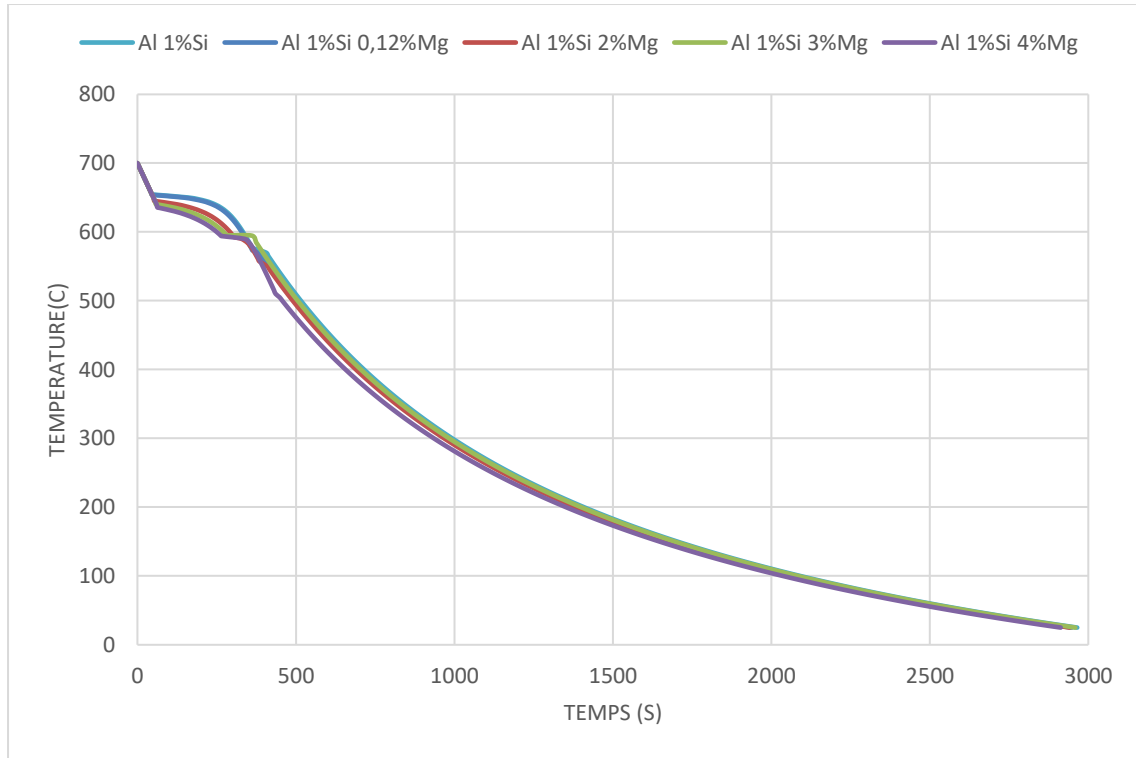


Figure 114. Courbes de refroidissement des alliages Al1%Si, Al1%Si0.12%Mg, Al1%Si2%Mg, Al1%Si3%Mg et Al1%Si4%Mg.

### VI.2.2.1.2. Etudes des propriétés mécaniques de l'alliage AlSiMg

#### VI.2.2.1.2.1. Elasticité

La Figure 113 représente l'évolution de l'élasticité en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al1%Si [173], Al1%Si0.12%Mg, Al1%Si2%Mg, Al1%Si3%Mg et Al1%Si4%Mg.

On constate que l'élasticité augmente progressivement au fur et à mesure que la vitesse de refroidissement augmente quel que soit le pourcentage de magnésium ajouté. On note aussi que les alliages contenant plus de Mg ont les valeurs les plus élevées de l'élasticité : l'alliage Al1%Si4%Mg prend la valeur 127,63MPa à 100C/s alors que pour cette même vitesse l'alliage Al1%Si qui ne contient pas de magnésium ne dépasse pas 64.74MPa.

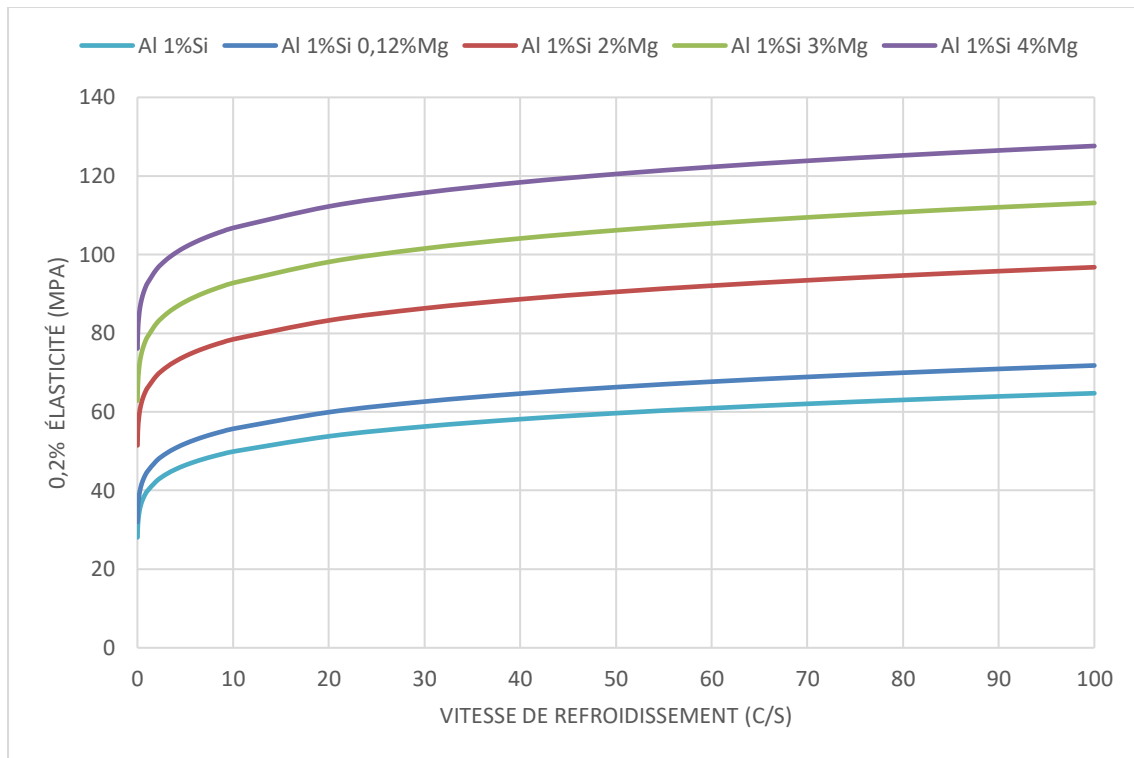


Figure 115. Evolution de l'élasticité en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al1%Si, Al1%Si0,12%Mg, Al1%Si2%Mg, Al1%Si3%Mg et Al1%Si4%Mg.

#### VI.2.2.1.2.2. Contrainte de traction

La figure 114 représente l'évolution de la contrainte de traction en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al1%Si [173], Al1%Si0,12%Mg, Al1%Si2%Mg, Al1%Si3%Mg et Al1%Si4%Mg.

On constate que la contrainte de traction augmente progressivement au fur et à mesure que la vitesse de refroidissement augmente quel que soit le pourcentage de magnésium ajouté. On note aussi que les alliages contenant plus de Mg ont les valeurs les plus élevées de la contrainte de traction: l'alliage Al1%Si4%Mg prend la valeur 232,03MPa à 100C/s alors que pour cette même vitesse l'alliage Al1%Si qui ne contient pas de magnésium ne dépasse pas 123,22MPa.

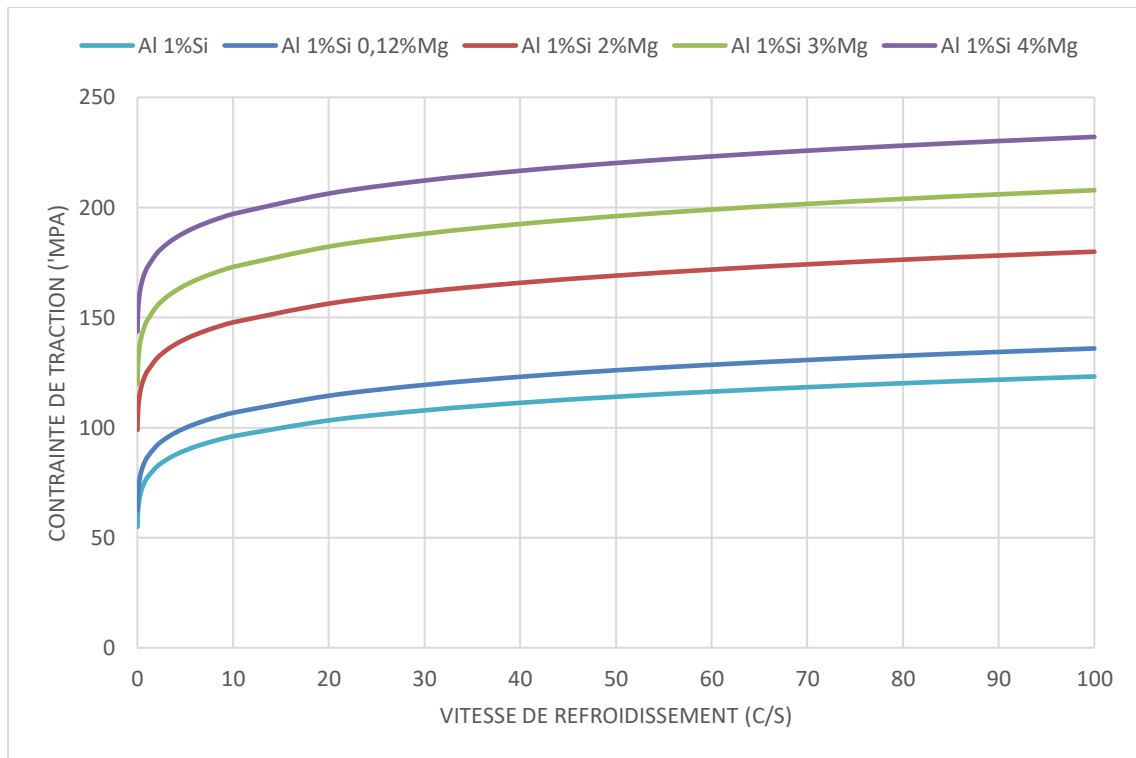


Figure 116. Evolution de l'élasticité en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al1%Si, Al1%Si0,12%Mg, Al1%Si2%Mg, Al1%Si3%Mg et Al1%Si4%Mg.

#### VI.2.2.1.2.3. Dureté

La figure 115 représente l'évolution de la dureté en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al1%Si [173], Al1%Si0,12%Mg, Al1%Si2%Mg, Al1%Si3%Mg et Al1%Si4%Mg.

On constate que la dureté augmente progressivement au fur et à mesure que la vitesse de refroidissement augmente quel que soit le pourcentage de magnésium ajouté. On note aussi que les alliages contenant plus de Mg ont les valeurs les plus élevées de la dureté : l'alliage Al1%Si4%Mg prend la valeur 72,98VPN à 100C/s alors que pour cette même vitesse l'alliage Al1%Si qui ne contient pas de magnésium ne dépasse pas 38,39VPN.

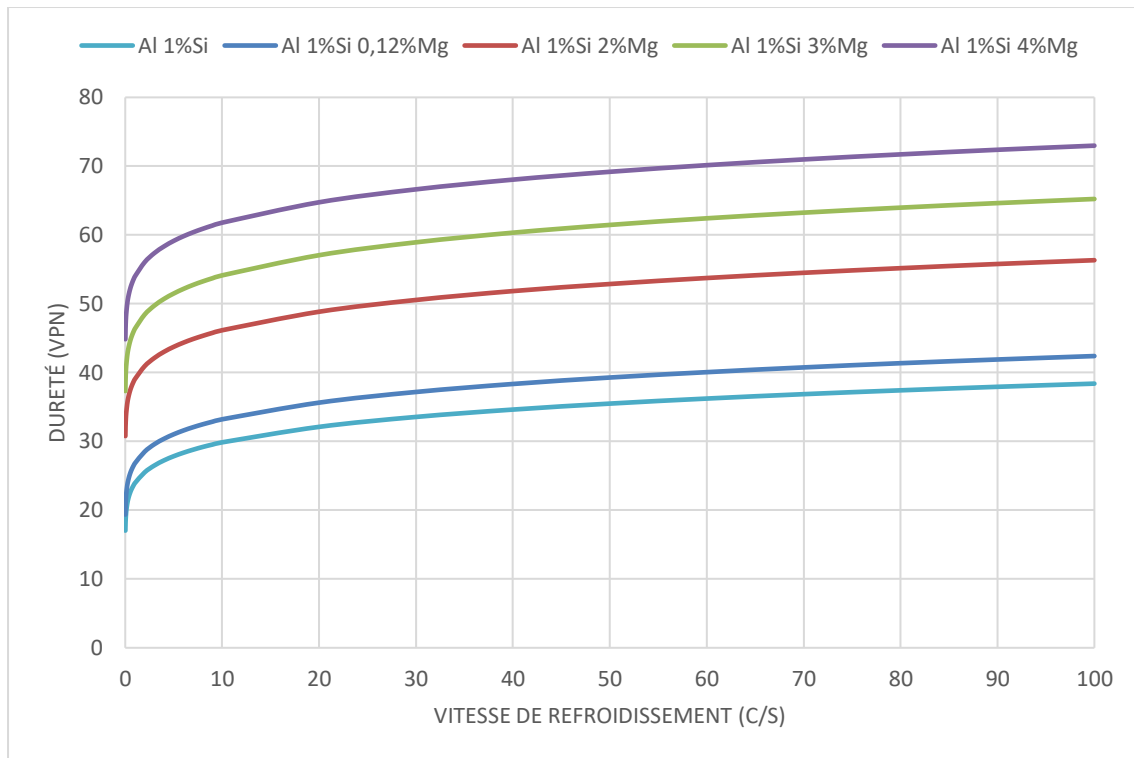


Figure 117. Evolution de la dureté en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al1%Si, Al1%Si0.12%Mg, Al1%Si2%Mg, Al1%Si3%Mg et Al1%Si4%Mg.

## VI.2.2.2. Etudes des alliages AlSiMg fortement chargés en Si

### VI.2.2.2.1. Etude de la vitesse de refroidissement de l'alliage AlSiMg

La figure 116 représente les courbes de refroidissement des alliages Al12%Si [173], Al12%Si0.12%Mg, Al12%Si2%Mg, Al12%Si3%Mg et Al12%Si4%Mg représentant la température en fonction du temps. Les courbes d'analyse thermique évoluent selon la composition de chaque alliage.

Comme illustré à la Figure 116, on retrouve évidemment le refroidissement linéaire initial du liquide. Après 119,675s on note l'existence d'un palier à 581,016°C pour l'alliage Al12%Si correspondant à un changement de phase (Liq→Liq+ $\alpha$ ) une transformation non isotherme, l'augmentation de la fraction solide a lieu pendant que la température diminue.

La courbe de l'alliage Al12%Si4%Mg, contenant plus de magnésium, présente son premier point d'inflexion à 558,695°C après 161,491s au-dessous duquel la température continue à évoluer. Donc l'addition de magnésium a une action sur la température ainsi que sur le temps de transformation. Le Mg ralentit le processus de refroidissement et son effet se traduit par une légère augmentation du temps de solidification.

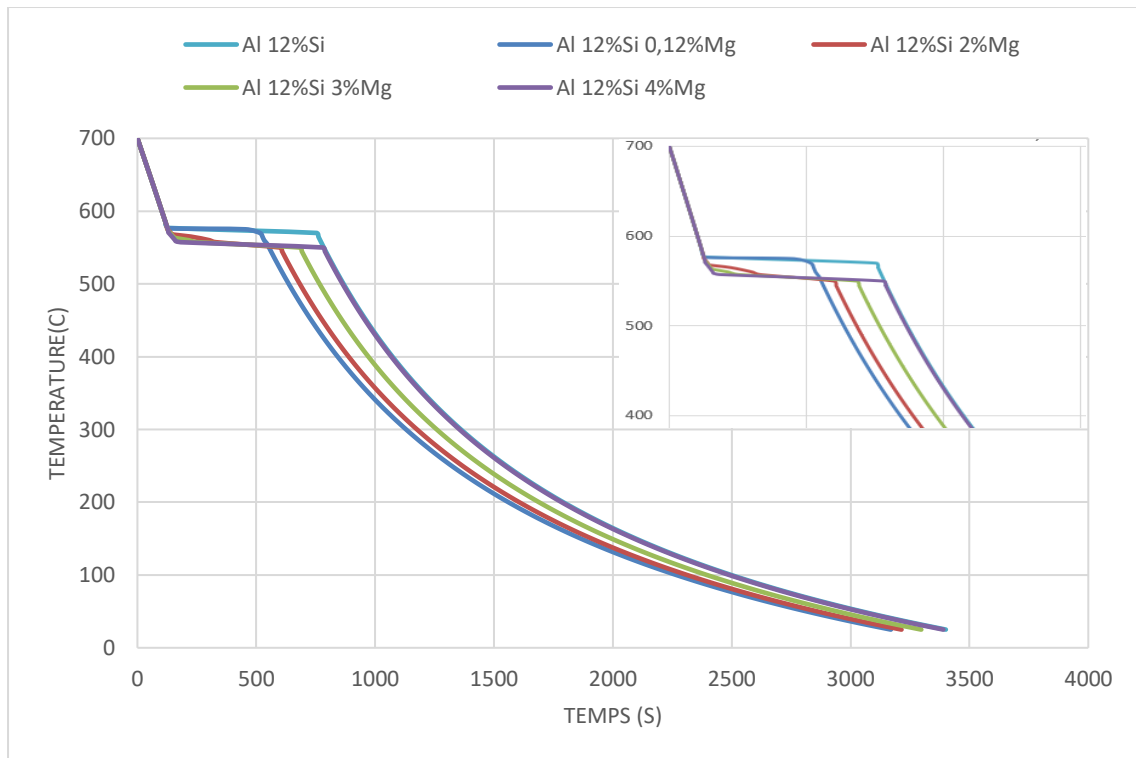


Figure 118. Courbes de refroidissement des alliages Al12%Si, Al12%Si0,12%Mg, Al12%Si2%Mg, Al12%Si3%Mg et Al12%Si4%Mg.

#### VI.2.2.2.2. Etudes des propriétés mécaniques de l'alliage AlSiMg

##### VI.2.2.2.2. Elasticité

La figure 117 l'évolution de l'élasticité en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al12%Si [173] , Al12%Si0,12%Mg, Al12%Si2%Mg, Al12%Si3%Mg et Al12%Si4%Mg.

On constate que l'élasticité augmente progressivement au fur et à mesure que la vitesse de refroidissement augmente quel que soit le pourcentage de magnésium ajouté. On note aussi que les alliages contenant moins de Mg ont les valeurs les plus élevées de l'élasticité : l'alliage Al12%Si0, 12%Mg prend la valeur 119,89MPa à 100C/s alors que pour cette même vitesse, l'alliage Al12%Si4%Mg contenant plus de Mg a une valeur de 32,81MPa et celui qui ne contient pas de Mg, Al12%Si ne dépasse pas 4,59MPa.

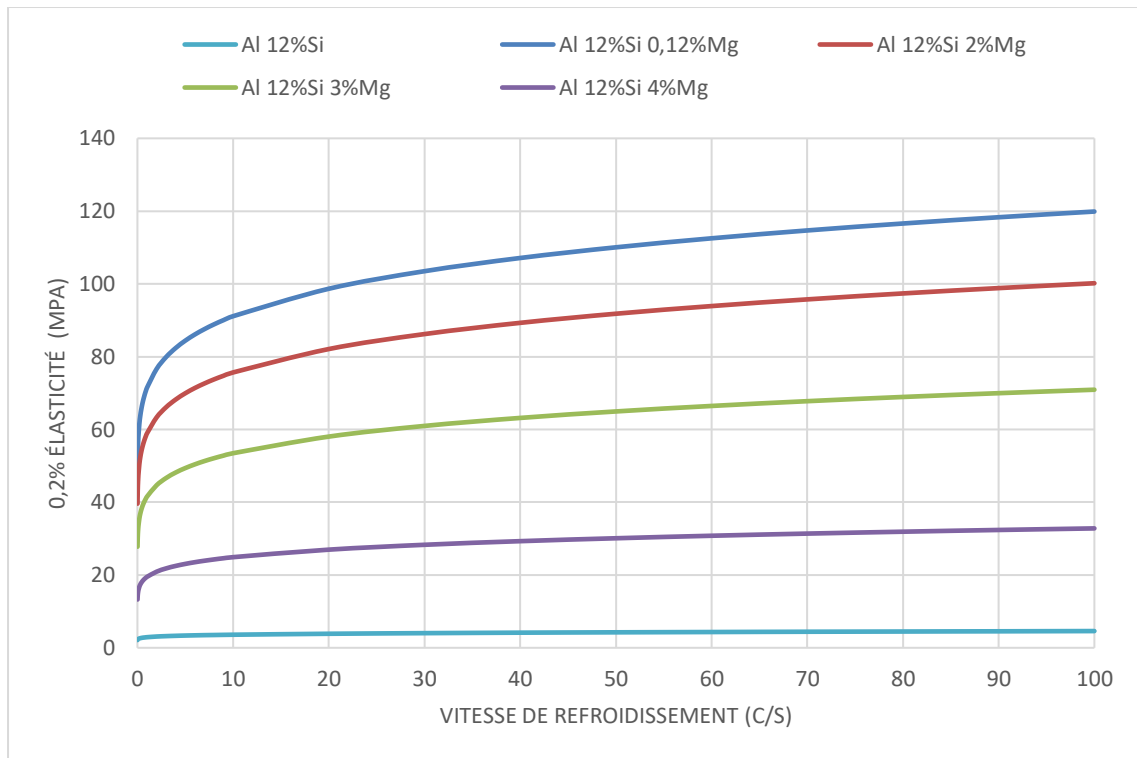


Figure 119. Evolution de l'élasticité en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al12%Si, Al12%Si0,12%Mg, Al12%Si2%Mg, Al12%Si3%Mg et Al12%Si4%Mg.

#### VI.2.2.2.2. Contrainte de traction

La figure 118 représente l'évolution de la contrainte de traction en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al12%Si [173] , Al12%Si0,12%Mg, Al12%Si2%Mg, Al12%Si3%Mg et Al12%Si4%Mg.

On constate que la contrainte de traction augmente progressivement au fur et à mesure que la vitesse de refroidissement augmente quel que soit le pourcentage de magnésium ajouté. On note aussi que les alliages contenant moins de Mg ont les valeurs les plus élevées de la contrainte de traction : l'alliage Al12%Si0,12%Mg prend la valeur 219,15MPa à 100C/s alors que pour cette même vitesse, l'alliage Al12%Si4%Mg contenant plus de Mg a une valeur de 64MPa et celui qui ne contient pas de Mg, Al12%Si ne dépasse pas 9,16MPa.

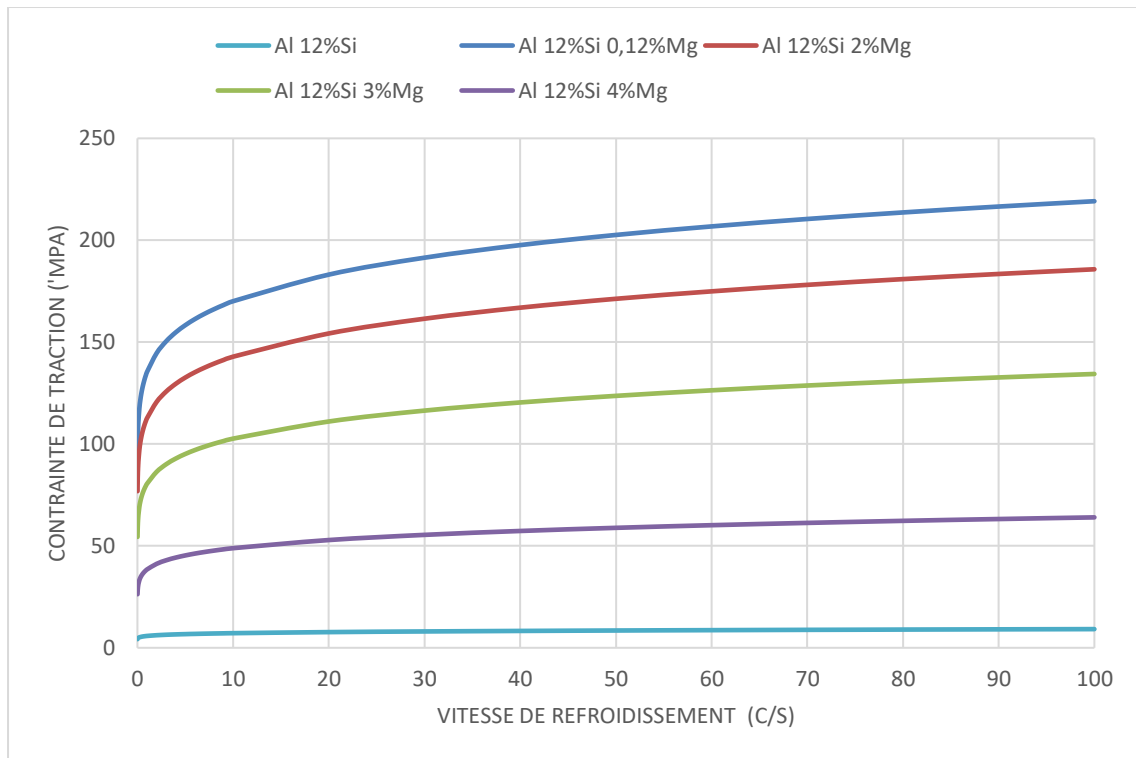


Figure 120. Evolution de la contrainte de traction en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al12%Si, Al12%Si0.12%Mg, Al12%Si2%Mg, Al12%Si3%Mg et Al12%Si4%Mg.

#### VI.2.2.2.3. Dureté

La figure 119 représente l'évolution de la dureté en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al12%Si [173], Al12%Si0.12%Mg, Al12%Si2%Mg, Al12%Si3%Mg et Al12%Si4%Mg.

On constate que la dureté augmente progressivement au fur et à mesure que la vitesse de refroidissement augmente quel que soit le pourcentage de magnésium ajouté. On note aussi que les alliages contenant moins de Mg ont les valeurs les plus élevées de la dureté : l'alliage Al12%Si0.12%Mg prend la valeur 68,85VPN à 100C/s alors que pour cette même vitesse, l'alliage Al12%Si4%Mg contenant plus de Mg a une valeur de 19,83VPN et celui qui ne contient pas de Mg, Al12%Si ne dépasse pas 2,82VPN.



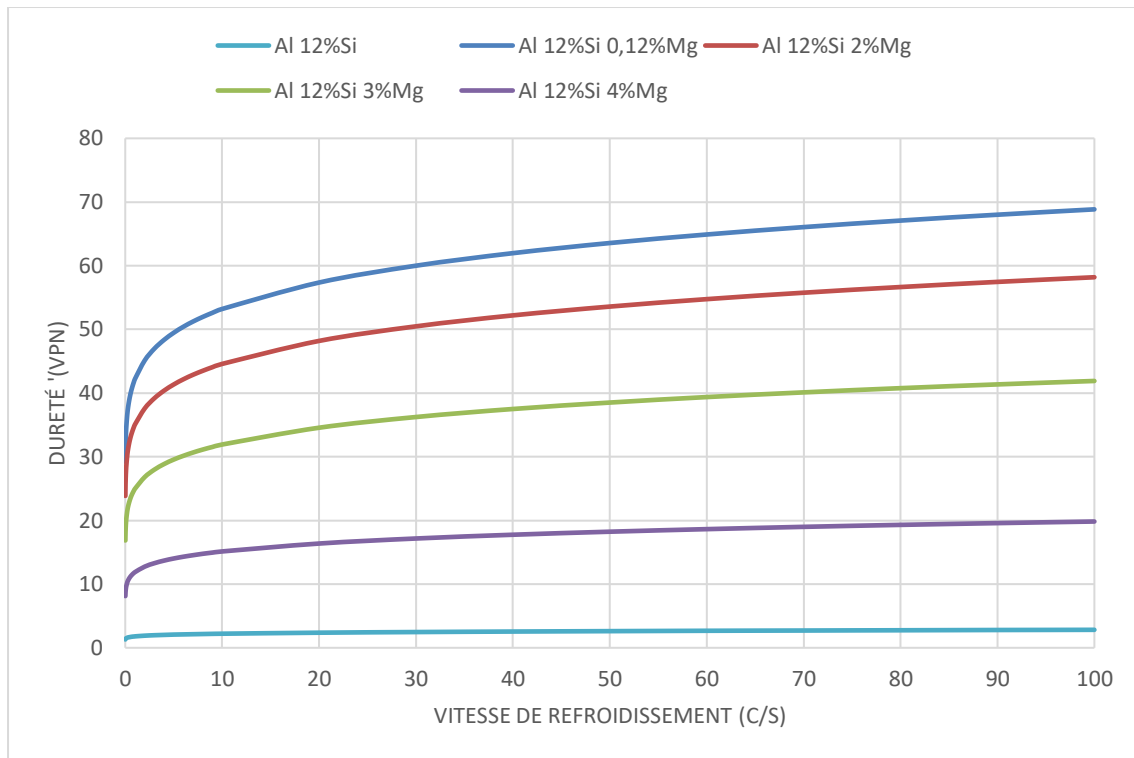


Figure 121. Evolution de la dureté en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages Al12%Si, Al12%Si0,12%Mg, Al12%Si2%Mg, Al12%Si3%Mg et Al12%Si4%Mg.

## Conclusion

L'addition de silicium a une action sur la température ainsi que sur le temps de transformation. Le Si ralentit le processus de refroidissement et son effet se traduit par une augmentation du temps de solidification et donc automatiquement sur la microstructure de l'alliage.

L'ajout de silicium (de 1% à 12%) diminue fortement les propriétés mécaniques étudiés (tableau 12), cela est dû au rapprochement de la structure eutectique (12,6%Si [120]) ayant une forme aciculaire ou lamellaire, de ce fait, ces alliages ont tendance à montrer de faibles résistance et ductilité [174].

Tableau 12. Tableau récapitulatif de l'évolution de la dureté, l'élasticité et la contrainte de traction des alliages AlX%Si.

	Vitesse de ref (C/s)	Alliage Al-Si			
		Al1%Si	Al2%Si	Al4%Si	Al12%Si
Dureté (VPN)	0,01	17,03	16,83	15,38	1,31
	50	35,49	34,51	31	2,61
	100	38,39	37,29	33,46	2,82
Contrainte de traction (MPa)	0,01	55	54,38	49,71	4,24
	50	114,01	110,91	99,71	8,48
	100	123,22	119,75	107,55	9,16
Elasticité (MPa)	0,01	28,09	27,76	25,33	2,12
	50	59,67	57,97	51,87	4,25
	100	64,74	62,82	56,13	4,59



Figure 122. Microstructure de l'alliage eutectique aciculaire non modifié. L'alliage eutectique présente des particules de silicium lamellaires ou aciculaires dispersées dans la matrice d'aluminium. La présence de particules polyédriques de silicium primaire peut aussi être observée [119].

L'addition de Mg produit une amélioration notable de la dureté, la contrainte de traction et de l'élasticité, elle a amélioré les propriétés mécaniques des alliages faiblement chargés en silicium (hypo-eutectiques). Le magnésium est l'élément qui permet les plus grandes améliorations après traitements thermiques (Tableaux 13 et 14).

Tableau 13. Tableau récapitulatif de l'évolution de la dureté, l'élasticité et la contrainte de traction des alliages Al1%SiX%Mg.

		Alliage Al1%SiX%Mg					
		Vitesse de ref (C/s)	Al1%Si0%Mg	Al1%Si0.12%Mg	Al1%Si2%Mg	Al1%Si3%Mg	Al1%Si4%Mg
Dureté (VPN)	0,01		17,03	19,36	30,77	37,31	44,84
	50		35,49	39,28	52,87	61,46	69,18
	100		38,39	42,4	56,33	65,23	72,98
Contrainte de traction (MPa)	0,01		55	62,49	98,99	119,8	143,66
	50		114,01	126,04	169,02	196,03	220,18
	100		123,22	135,94	179,9	207,83	232,03
Elasticité (MPa)	0,01		28,09	32,01	51,48	62,85	76,12
	50		59,67	66,29	90,52	106,19	120,5
	100		64,74	71,8	96,79	113,15	127,63

Tableau 14. Tableau récapitulatif de l'évolution de la dureté, l'élasticité et la contrainte de traction des alliages Al12%SiX%Mg.

		Alliage Al12%SiX%Mg					
		Vitesse de ref (C/s)	Al12%Si0%Mg	Al12%Si0.12%Mg	Al12%Si2%Mg	Al12%Si3%Mg	Al12%Si4%Mg
Dureté (VPN)	0,01		1,31	29,22	23,85	16,85	8,12
	50		2,61	63,56	53,58	38,51	18,23
	100		2,82	68,85	58,19	41,9	19,83

Contrainte de traction (MPa)	0,01	4,24	94,04	76,86	54,41	26,29
	50	8,48	202,6	171,26	123,62	58,86
	100	9,16	219,15	185,75	134,37	64
Elasticité (MPa)	0,01	2,12	48,8	39,61	27,78	13,27
	50	4,25	110,05	91,8	64,95	30,1
	100	4,59	119,89	100,18	70,92	32,81

## Conclusion générale et perspectives

Le passage de l'état liquide à l'état solide, est une transformation de phases par laquelle passent de nombreux matériaux métalliques durant leur processus de fabrication, elle joue un rôle fondamental dans le développement et la formation de la microstructure et les propriétés mécaniques des produits finis. La constitution des solides présente une étape de première importance pour de nombreux procédés de mise en forme des matériaux métalliques et considéré aussi la base de maints d'applications technologiques.

Nous avons reporté dans cette étude les résultats de la modélisation de l'influence du traitement thermique sur les propriétés mécaniques des alliages à base d'aluminium, en étudiant l'influence de l'homogénéisation par la variation systématique des trois paramètres: temps, température et composition. Ensuite, l'étude de l'influence d'ajout d'étain, cuivre, silicium et magnésium et de la vitesse de refroidissement sur le processus de refroidissement et l'évolution des propriétés mécaniques suivantes : la dureté, la contrainte de traction et l'élasticité. En général, la microstructure et le comportement mécanique des alliages à base d'aluminium sont directement impactés par certains paramètres tels que la composition et la vitesse de refroidissement.

A travers la modélisation du processus de la solidification, on arrive à étudier le transfert de la chaleur dans des pièces solidifiées. Notamment, l'évolution du champ thermique au cours du temps lors de leurs croissances. Notre étude a été appliquée pour différents alliages : Aluminium-Etain, Aluminium-Etain-Magnésium, Aluminium-Cuivre, Aluminium-Cuivre-Magnésium, Aluminium-Silicium et Aluminium-Silicium-Magnésium, tout en variant les trois paramètres : temps, température et composition.

D'après cette étude, il est nécessaire de maintenir un temps d'homogénéisation suffisant pour que la diffusion des espèces chimiques entre les différentes phases puisse se produire. Sous l'influence d'un gradient de concentration qui est la force motrice du phénomène de diffusion.

Les paramètres mécaniques étudiés augmentent progressivement avec l'augmentation de la vitesse de refroidissement, cela est dû à l'impact de la vitesse de refroidissement sur la microstructure de l'alliage et plus précisément sur la taille des grains qui augmente avec la diminution de la vitesse de refroidissement.

Nos perspectives convergent vers la modélisation et l'étude des propriétés électriques ainsi que physico-chimiques des autres alliages à base d'aluminium qui restent encore un sujet pour de nombreuses recherches scientifiques.

## Bibliographie

- [1] R. Amer, «Solidification Dendritique de Mélanges Binaires de Métaux sous l'Action de Champs Magnétiques: Modélisation, Analyse Mathématique et Numérique,» Institut National des Sciences Appliquées de Rennes, 2011.
- [2] C. C. C. M. e. B. R. B. Caroli, «Solutal convection and morphological instability in directional solidification of binary alloys,» *J.Physique* 46, pp. 401-413, 1985.
- [3] F. L. H. F. W. B. P. L. e. G. C. Y. W. Yang, «Non-equilibrium transformation kinetics and primary grain size distribution in the rapid solidification of Fe-B hypereutectic alloy,» *Journal of Alloys and Compounds* 509 Issue 6 , pp. 2903-2908, 2011.
- [4] C. A. Gandin, «Modélisation stochastique de la solidification: formation de structures de grains dendritiques,» Ecole Polytechnique Fédérale de Lausanne, 1994.
- [5] S.Seetharaman, Fundamentals of metallurgy, England: Woodhead Publishing, 2005.
- [6] D. LEVASSEUR, «CARACTÉRISATION DU COMPORTEMENT MÉCANIQUE D'UN ALLIAGE ALUMINIUM CUIVRE À FAIBLE FRACTION LIQUIDE À L'AIDE D'UNDMA,» la Faculté des études supérieures de l'Université Laval, QUÉBEC, 2009.
- [7] J.-P. Perez, «Thermodynamique : fondements et applications,» DUNOD, Paris, 2001.
- [8] Y. Mebdoua, «Etude Numérique des Phénomènes Thermiques Contrôlant la Solidification d'une Lamelle en Projection Thermique : Application à la Formation du Dépôt,» Université De Limoges, 2008.
- [9] C. B. e. F. Gobin, Métallurgie : métallurgie structurale, Paris: Librairie Armand Colin, 1971.
- [10] G. J. Davies, Solidification and casting, London: Applied Science Publishers LTD, 1973.
- [11] G. Quillet, «Influence de la convection, naturelle ou forcée, sur l'apparition des mésoségrégations lors de la solidification des alliages métalliques,» Institut National Polytechnique de Grenoble, 2003.
- [12] J. B. e. J. M. Dorlot, Des Matériaux, par presses internationales Polytechniques, Canada: Editions de L'Ecole Polytechnique de Montréal, 1986.
- [13] A. Samira, «ETUDE THERMODYNAMIQUE ET MORPHOLOGIQUE DE LA CROISSANCE DES METAUX ET ALLIAGES,» Université de Batna, Algerie , 2012.
- [14] S. Henry, «Etude de la germination et de la croissance maclées dans les alliages d'Aluminium,» Ecole Polytechnique Fédérale de Lausanne, 1999.

- [15] F. Gonzales, «Etude des morphologies de solidification dans les alliages Aluminium-Zinc,» Ecole Polytechnique Fédérale de Lausanne, 2008.
- [16] T. ABID, «Etude et Caractérisation des Tôles en Alliages Al-Mg-Si-(Cu),» La faculté des sciences exactes, CONSTANTINE.
- [17] D. L. A. SEUR, «CARACTÉRISATION DU COMPORTEMENT MÉCANIQUE D'UN ALLIAGE ALUMINIUM CUIVRE À FAIBLE FRACTION LIQUIDE À L'AIDE D'UNDMA,» FACULTÉ DE SCIENCE ET GÉNIE , UNIVERSITÉ LA VAL QUÉBEC, 2009 .
- [18] G. Z. e. W. K. J-P. Mercier, *Traité des matériaux : introduction à la science des matériaux*, Lausanne: Presses Polytechniques et Universitaires Romandes, 1999.
- [19] G. Lesoult, «solidification, cristallisation et microstructures,» *Techniques de l'ingénieur*, n° %1M58, 1986.
- [20] G. Sylvain, «MODELISATION 3D PAR ELEMENTS FINIS DE LA MACROSEGREGATION LORS DE LA SOLIDIFICATION D'ALLIAGES BINAIRES,» Ecole des mines de Paris, 2005.
- [21] D. A. P. e. K. E. Easterling, *Phases transformations in metals and alloys*, USA: Taylor & Francis Group, 2004.
- [22] S. Banerjee et P. Mukhopadhyay, *Phases transformations: Examples from Titanium and Zirconium alloys*, Oxford: Pergamon Materials Series, 2007.
- [23] H. R.-T. e. A. Chirazi, «“Multi-scale computational modelling of solidification Phenomena,» *Physics Reports* 365, pp. 145-249, 2002.
- [24] P. Thevoz, «Modélisation de la solidification dendritique équiaxe,» Ecole Polytechnique Fédérale de Lausanne, 1988.
- [25] P. Dery, «Etude de la croissance des grains à l'aide d'un appareil de mesure électrique,» Université de Québec, 2001.
- [26] S. S. A. H. e. M. A. T. R. Vijayaram, «Numerical simulation of casting solidification in permanent metallic molds,» *Journal of Materials Processing Technology*, n° %129, pp. 29-30, 2006.
- [27] D. M. Stefanescu, *Science and Engineering of Casting Solidification*, New York: Springer Science+Business Media, LLC, 2009.
- [28] J. L. e. P.-H. E. M. P. Papon, *Physique des transitions de phases*, Paris: DUNOD, 1999.
- [29] M. E. Glicksman, *Principles of solidification: An introduction to modern casting and crystal growth concepts*, New York: Springer Science+Business Media LLC, 2011.

- [30] C. Misbah, «The Mullins-Sekerka instability in directional solidification of quasi-azeotropes,» *J. Physique* 47, pp. 1077-1090, 1986.
- [31] C. C. C. M. e. B. R. B. Caroli, «Interface kinetics and solidification of alloys: a discussion of some phenomenological models,» *Acta Metall.* 34, n° 19, pp. 1867-1877, 1986.
- [32] W. K. e. D. J. Fisher, *Fundamentals of solidification*, Uetikon-Zurich: Trans Tech Publications Ltd, 1998.
- [33] R. W. C. e. P. Haasen, *Physical metallurgy*, North Holland: Elsevier Science B, 1996.
- [34] A. Sémoroz, «Experimental study and modelling of nucleation and growth during solidification of Al and Zn coatings,» Ecole Polytechnique Fédérale de Lausanne, 2001.
- [35] C. Niederberger, «Experimental and numerical study of microstructure formation and the origin of crystallographic misorientation in Al-Zn-Si alloy coatings,» Ecole Polytechnique Fédérale de Lausanne, 2007.
- [36] J. E. S. I. L. F. e. A. G. D. M. Rosa, «Cellular growth during transient directional solidification of Pb-Sb alloys,» *Journal of Alloys and Compounds* 422, p. 227-238, 2006.
- [37] Y. D. B. D. M. D. D. C. B. B. J. H. e. A. C. H. Nguyen Thi, «Directional solidification of Al-1.5wt% Ni alloys under diffusion transport in space and fluid-flow localisation on earth,» *Journal of Crystal Growth* 281, p. 654-668, 2005.
- [38] B. D. J. D. D. C. Y. D. e. B. B. H. Nguyen Thi, «Preparation of the initial solid-liquid interface and melt in directional solidification,» *Journal of Crystal Growth* 253, p. 539-548, 2003.
- [39] J. M. C. C. D. G. e. G. Y. J. Bonfiglio, «Asymptotic solutions for a time-dependent, axisymmetric directional solidification system,» *Journal of Crystal Growth* 285, p. 415-426, 2005.
- [40] C. S. e. M. L. C.W. Lan, «Quantitative phase field simulation of deep cells in directional solidification of an alloy,» *Acta Materialia* 53, p. 2285-2294, 2005.
- [41] R. T. e. W. Kurz, «Morphological stability of a planar interface under rapid solidification conditions,» *Acta Metall* 34, n° 18, pp. 1663-1670, 1986.
- [42] B. G. e. R. T. W. Kurz, «Theory of microstructural development during rapid solidification,» *Acta Metall* 34, n° 15, pp. 823-830, 1986.
- [43] A. Mortensen, «Steady state solidification of reinforced binary alloys,» *Materials Science and Engineering A* 173, pp. 205-212, 1993.

- [44] G.-X. W. e. V. Prasad, «Microscale heat and mass transfer and non-equilibrium phase change in rapid solidification,» *Materials Science and Engineering A292*, pp. 142-148, 2000.
- [45] G. Reinhart, «Dynamique de formation de la microstructure de solidification d'alliages métallique : caractérisation par image x synchrotron,» université Paul Cézanne Aix-Marseille III, 2006.
- [46] A. L. e. W. Kurz, «Direct observation of solidification microstructures around absolute stability,» *Acta Mater*, vol. 44, n° 19, pp. 3643-3654, 1996.
- [47] L. L. W. Z. Z. Y. e. H. F. X. Zhao, «Microstructure and orientation variation during cell/dendrite transition in directional solidification of a single crystal nickel-base superalloy,» *Materials Chemistry and Physics 125*, pp. 55-58, 2011.
- [48] J.-J. Xu, «Dynamical theory of dendritic growth in convective flow,» Kluwer Academic Publishers, London, 2004.
- [49] M. V. J. H. e. D. P. P. Zhao, «Modeling dendritic growth of a binary alloy,» *Journal of Computational Physics 188*, p. 434-461, 2003.
- [50] W. K. e. R. T. J. Lipton, «Rapid dendrite growth in undercooled alloys,» *Acta Metall 35*, n° 14, pp. 957-964, 1987.
- [51] J. L. e. W. K. R. Trivedi, «Effect of growth rate dependent partition coefficient on the dendritic growth in undercooled melts,» *Acta Metall 35*, n° 14, pp. 965-970, 1987.
- [52] O. Hunziker, «cartes de microstructure de solidification dans le système Ni-Ni<sub>3</sub>Al-Ni-Al,» Ecole Polytechnique Fédérale de Lausanne, 1997.
- [53] M. E. G. e. W. K. J. Lipton, «Dendritic growth into undercooled alloy melts,» *Materials Science and Engineering 65*, pp. 57-63, 1984.
- [54] A. C. M. Z. e. C. B. V. Pines, «Equiaxed dendritic solidification in supercooled melts,» *Journal of Crystal Growth 197*, pp. 355-363, 1999.
- [55] P. Roux, «Modélisation de la solidification colonnaire et équiaxe de mélanges binaires,» Université de Paris 6, 2005.
- [56] S. R. C. A. L. G. A. K. W. K. M. e. R. T. W. J. Boettinger, «solidification microstructures: recent developments, future directions,» *Acta Mater*, pp. 43-70, 2000.
- [57] D. C. e. C. B. A. Badillo, «Growth of equiaxed dendritic crystals settling in an undercooled melt, Part 1: Tip kinetics,» *Journal of Crystal Growth 309*, p. 197-215, 2007.



- [58] M. M. e. V. Biscuola, «Predicting the columnar-to-equiaxed transition for a distribution of nucleation undercoolings,» *Acta Materialia* 57, p. 607–615, 2009.
- [59] A. B. e. C. Beckermann, «Phase-field simulation of the columnar-to equiaxed transition in alloy solidification,» *Acta Materialia* 54, pp. 2015-2026, 2006.
- [60] J.-P. R. e. F. D. S. Witzke, «Diffusion field ahead of a growing columnar front: Discussion of the columnar-equiaxed transition,» *Acta Metallurgica* 29, pp. 365-374, 1981.
- [61] H. D. e. P. Lee, «Simulation of the columnar-to-equiaxed transition in directionally solidified Al–Cu alloys,» *Acta Materialia* 53, p. 659–668, 2005.
- [62] H. D. e. P. Lee, «Simulation of the columnar-to-equiaxed transition in directionally solidified Al–Cu alloys,» *Acta Materialia*, p. 659–668, 2005.
- [63] N. Bouaouadja, Matériaux : Matériaux métalliques, Tome I, Alger: office des publications universitaires, 1999.
- [64] G. Z. e. Z. Martinova, Microstructure of metals and alloys, USA: Taylor & Francis Group, 2008.
- [65] J. A. N. e. J. Wettlaufer, «Shear flow, phase change and matched asymptotic expansions: Pattern formation in mushy layers,» *Physica D* 240, pp. 140-149, 2011.
- [66] G. L. M. T. e. J. Z. M. Colin, «Influence de la forme de l'interface liquide/solide sur la diffusion chimique pendant une solidification eutectique lamellaire,» *Journal of Crystal Growth* 28, pp. 03-108, 1975.
- [67] A. e. E. J. Mittemeijer, «Simulation of eutectic solidification structures of binary alloys: a multiparticle diffusion limited aggregation model,» *Metallurgical and Materials Transactions* 31A, pp. 2049-2057, 2000.
- [68] D. J. F. e. W. Kurz, «A theory of branching limited growth of irregular eutectics,» *Acta Metallurgica* 28, pp. 777-794, 1980.
- [69] D. A. P. e. K. E. Easterling, Phases transformations in metals and alloys, USA: Taylor & Francis Group, 2004.
- [70] M. S. e. R. Napolitano, «On the role of initial conditions in the selection of eutectic onset mechanisms in directional growth,» *Acta Materialia* 59, p. 1048–1057, 2011.
- [71] J. Zou, «Simulation de la solidification eutectique équiaxe,» Ecole Polytechnique Fédérale de Lausanne, 1988.
- [72] J. P. R. e. F. Durand, «Caractérisation des surfaces de fautes lamellaires dans l'eutectique Al-Al<sub>2</sub>Cu,» *Mat. Res. Bull* 10, pp. 451-460, 1975.

- [73] P. G. e. D. H.-M. D. Herlach, «Metastable solids from undercooled melts,» *Elsevier B. V, Germany*, 2004.
- [74] P. Magnin, «Solidification compétitive stable/métastable des alliages Fe-C-X eutectiques,» Ecole Polytechnique Fédérale de Lausanne, 1985.
- [75] H. K. E. C. N. M. K. K. e. B. S. M. Gündüz, «Effect of solidification processing parameters on the cellular spacings in the Al-0.1 wt% Ti and Al-0.5 wt% Ti alloys,» *Journal of Alloys and Compounds* 439, p. 114–127, 2007.
- [76] H. W. K. e. W. K. M. Vandyoussefi, «Two-phase growth in peritectic Fe-Ni alloys,» *Acta Mater.* 48, pp. 2297-2306, 2000.
- [77] F. Kohler, «Peritectic solidification of Cu-Sn alloys: Microstructure competition at low speed,» Ecole Polytechnique Fédérale de Lausanne, 2008.
- [78] C. B. A. K. W. K. R. N. M. P. P. M. R. e. R. T. M. Asta, «Solidification microstructures and solid-state parallels: Recent developments, future directions,» *Acta Materialia* 57, p. 941–971, 2009.
- [79] M. V. e. W. K. O. Hunziker, «Phase and microstructure selection in peritectic alloys close to the limit of constitutional undercooling,» *Acta Mater* 46, pp. 6325-6336, 1998.
- [80] W. K. e. D. Fisher, *Fundamentals of Solidification*, Suisse: Trans Tech Publications, 1992.
- [81] G. GUILLEMOT, «FORMATION DE STRUCTURES DE GRAINS DANS DES ALLIAGES A SOLIDIFICATION DENDRITIQUE MODELISATION COUPLEE,» L'INSTITUT NATIONAL POLYTECHNIQUE DE LORRAINE, 2004.
- [82] G. Murry, *Aide-mémoire Métallurgie, Métaux Alliages Propriétés*, Paris: Dunod, 2004.
- [83] R. FORTUNIER, *Comportement mécanique des matériaux*, 42023 Saint-Etienne cedex 2: Ecole Nationale Supérieure des Mines.
- [84] Y. B. J. C. B. J. Pierre BARBERIS, *Étude des métaux et des alliages, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques, Réf.Internet 42345*.
- [85] Z. NACER, «Influence des effets de vieillissement et du laminage à froid sur la microstructure, associés aux propriétés mécaniques et chimiques des alliages Aluminium-Magnésium.,» UNIVERSITE DE MOULOUZ MAMMERI TIZI-OUZOU , Agerie, 2011.
- [86] W. M. L. Z. J. B. A. W. P. D. S. A. H. A. VIEREGGE., «Recent development in aluminium alloys for the automotive industry,» *Materials science and engineering A (Elsevier Science) A280* p. 37-49., 2000.

- [87] V. CASTELHANO, «Etude des différentes techniques induisant le durcissement des alliages d'aluminium les plus courants, en particulier évolution des microstructures et des propriétés mécaniques.,» conservatoire national des arts et métiers , centre régional de champagne-ardenne, 2001.
- [88] L. Z. J. B. A. W. P. D. S. A. A. V. WS. MILLER, «Recent development in aluminum alloys for the automotive industry,» *Materials science and engineering A A280*, p. 39, 2000.
- [89] F. L. COZ, «Elaboration et caractérisations de films anodiques hautement ordonnés, obtenus à partir de substrats d'aluminium .,» UNIVERSITE TOULOUSE III - Paul Sabatier , TOULOUSE, 2007.
- [90] L'aluminium et ses alliages, Paris: L'aluminium Français, 124pp, 1929.
- [91] E.HORNBOGEN, Aluminium, vol. 43, p. 115., 1976.
- [92] R. P. P. S. S. Wernick, The surface treatment and finishing of aluminium and its alloys, Fith Edition, Vol. 1, ASM International,ISBN 0 904477 09 6, 661pp, 1987.
- [93] P. Morel, Histoire technique de la production d'aluminium, Grenoble: 2ème éd Presses Universitaires de Grenoble,ISBN 2 7061 432 5, 351pp , 1992.
- [94] R. Guillot, "L'aluminium et ses alliages", Que sais je ?, Paris: Presses Universitaires de FranceISBN 2 13 038330 0, 103pp, 1984.
- [95] A. V. Y. B. P. C. Jean Philibert, MÉTALLURGIE Du minerai au matériau, Paris: DUNOD, 2002.
- [96] S. THIBAUT, «Modifications des propriétés physico-chimiques et de la microstructure de l'aluminium après nitruration par implantation d'ions multichargés,» UNIVERSITE DE CAEN/BASSE-NORMANDIE, 2006.
- [97] E. L. D. –. ŞTIRBU, «Comportement à la corrosion des alliages d'aluminium utilisés dans l'industrie automobile pour la fabrication de radiateur de chauffage.,» L'UNIVERSITE de PITESTI (Roumanie) et L'INSTITUT NATIONAL des SCIENCES APPLIQUEES (Lyon – France), 2005.
- [98] C. Vargel, Corrosion de l'aluminium, Paris: Dunod 501 p.ISBN 2-100-04191-6, 1999.
- [99] K. Soraya, «Elaboration et étude de la corrosion des alliages Al-Zn et Al-Zn-Sn dans une solution à 3% en poids de NaCl,» Université MOULOUD MAMMERI , TIZI OUZOU.
- [100] J. E. Hatch, «Aluminum: Properties and Physical Metallurgy,» Metals Park, 319p, Ohio, 1984.

- [101] R. Develay, Propriétés de l'aluminium et des alliages d'aluminium corroyés, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques, vol. M440, pp. 2-26, 1992.
- [102] D. RACINE, EFFET DU TEMPS ET DE LA TEMPÉRATURE SUR L'HOMOGENÉISATION D'UN ALLIAGE D'ALUMINIUM AA6061 DESTINÉ AU FORGEAGE À CHAUD, L'UNIVERSITÉ DU QUÉBEC À CHICOUTIMI, 2009.
- [103] J. S., «Propriétés des alliages d'aluminium de fonderie.,» *Techniques de l'ingénieur. Matériaux métalliques*, vol. M4 675, 2001.
- [104] D. MAISONNETTE, «Influences mécaniques et métallurgiques de procédés haute température sur un alliage d'aluminium 6061-T6,» l'Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2010.
- [105] T. ABID, «Etude et Caractérisation des Tôles en Alliages Al-Mg-Si-(Cu),» UNIVERSITE CONSTANTINE 1 la faculté des sciences exactes.
- [106] B. BARLAS, «Etude du comportement et de l'endommagement en Etude du comportement et de l'endommagement en,» l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2004.
- [107] S. MORIN, «EFFET DU MAGNÉSIUM, DES TRAITEMENTS THERMIQUES ET DE LA POROSITÉ SUR LES PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES DE TRACTION ET DE FATIGUE DE L'ALLIAGE SOUS PRESSION A380.1,» L'UNIVERSITÉ DU QUÉBEC À CHICOUTIMI, 2002.
- [108] M. DEHMAS, «EVOLUTIONS MICROSTRUCTURALES COUPLEES DE L'ALLIAGE D'ALUMINIUM 3003 AU COURS DE TRAITEMENTS D'HOMOGENEISATION ET INFLUENCE D'UN ECROUISSAGE PREALABLE,» L'INSTITUT NATIONAL POLYTECHNIQUE DE LORRAINE, 2004.
- [109] D. J. K. A.J.McAlister, «Bulletin of Alloy Phase Diagrams, The Al-Sn (Aluminum-Tin) System,» Vols. %1 sur %2Volume 4, Issue 4, pp. 410-414, 1983.
- [110] J.-L.LIGIER, Lubrification des paliers moteurs, chapitre 16: Matériaux de coussinets, famille à base d'aluminium, TECHNIP, 1997.
- [111] S. L. R. E. Napolitano, «Three-dimensional crystal-melt Wulff-shape and interfacial stiffness in the Al-Sn binary system,» Vols. %1 sur %2Phys. Rev. B 70, 214103, 2004.
- [112] W. J. P. YESPICA, «Etude comparative du comportement électrochimique des alliages d'aluminium 2024 T351 et 7075 T7351 en milieu neutre de sulfate de sodium,» Institut National Polytechnique de Toulouse, Toulouse, 2012.
- [113] B. Dompierre, «Fiabilité mécanique des assemblages électroniques utilisant des alliages du type SnAgCu,» l'Ecole Centrale De Lille, Lille.

- [114] K. C. W. J. M. A. K. a. R. J. Bin Lu, «Quantification of thermal resistance of transient-liquid-phase bonded Cu/Al/Cu interfaces for assembly of Cu-Based microchannel heat exchangers,» Louisiana State University, 2012.
- [115] H. D. L. SABLONNIÈRE, «EFFET DU TITRE EN MAGNÉSIUM SUR LES PROPRIÉTÉS DE L'ALLIAGE D'ALUMINIUM 319 (Al-Si-Cu-Mg).,» L'UNIVERSITÉ DU QUÉBEC À CHICOUTIMI, 1996.
- [116] J. L. M. a. A. J. McAlister, «Bulletin of Alloy Phase Diagrams,» vol. 5, n° %11, 1984.
- [117] J. E. B. M. C. GRUZLESKI, The Treatment of Liquid Aluminium-Silicon Alloys, Des Plaines Illinois: American Foundrymen's Society, 256 p., 1990.
- [118] J. C. A.A. Nayeb-Hashemi, «Bulletin of Alloy Phase Diagrams,» *Springer*, vol. 5, n° %15, p. 467, 1984.
- [119] S. MORIN, « Effet du magnésium, des traitements thermiques et de la porosité sur les propriétés mécaniques de traction et de fatigue de l'alliage sous pression a380,» l'université du QUÉBEC , CHICOUTIMI, 2002.
- [120] A. A. N.-H. a. J. B. Clark, « Bulletin of Alloy Phase Diagrams,» vol. 5, n° %16, 1984..
- [121] L.F.Mondolfo, Aluminum alloys structure & properties, London Boston .
- [122] Youn-BaeKang et ArthurD.Pelton, «Modelingshort-rangeorderinginliquids:The Mg-Al-Sn system,» *ELSEVIER*, n° %134, pp. 180-188, 2010.
- [123] B. BARLAS, «Etude du comportement et de l'endommagement en fatigue d'alliages d'aluminium de fonderie,» Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2004.
- [124] Y. Birol, The effect of homogenization practice on the microstructure of AA6063 billets, *J. Mat. Proc. Tech.*, num 148, 2004, p 250-258.
- [125] H. A. G. A. J. E. S. Koch, Investigation of the correlation between homogenisation and tensile properties of A/MgSi-alloys, 45th Annual Conference of Metallurgists of CIM, Montreal, Qc, Ca, 2006, p.735-745.
- [126] K. H. a. Y. F. S. Fujikawa, Diffusion of silicon in aluminum, *Metall. Trans A*, 9A, 1978, p.1811-1815.
- [127] S. I. Fujikawa, Diffusion of magnesium in Al-Mg-Si Alloys, *Defect and Diffusion Forum* 143-147, 1997,p.403-408.
- [128] E. B. G. B. Colin James Smithells, *Smithells Metals Reference Book*, 7th éd., Elsevier Butterworth-Heinemann, Oxford, 1992.

- [129] I. G. I. A. S. G. E. a. F. J. K. D. L. Beke, On the diffusion of Fe into aluminium and Al Mn solid solutions, *Philos. Mag. A5*, 1987, p.425-443.
- [130] D. B. a. E. Cryrener, Diffusion of impurities in Al solid solutions Pt. 3. Diffusion of Si inAl, *Neue Hutte* 18(6), 1973, p.356-361..
- [131] L. E. a. J. W. M. A.K. Busby, «Effect of ageing and dispersoid content on tensile properties of Al-0.6Mg-1Si alloys,» *Materials Science & Technology*, vol. 2, n° 14, pp. 363-367, 1986.
- [132] J. LEVESQUE, «MODELISATION ET SIMULATION DU COMPORTEMENT DES ALLIAGES DE MAGNESIUM LORS DE LA DEFORMATION A CHAUD,» Faculte de genie Université de SHERBROOKE, 2007.
- [133] G. Murry, Aide-mémoire Métallurgie: Métaux Alliages Propriétés, 2e édition, Dunod, Paris, 2004, 2010.
- [134] L. J. A. P. D. S. A. A. W.S.Miller, Recent developpement in aluminium alloys for the automotive industry, *Materials science and engéniring*, A280, Vol280, pp. 37-49, 2000.
- [135] Aluminum, volume two, Design and Application, American Society for Metals, 1967.
- [136] S.Payan, Comportement à la corrosion galvanique de matériaux composites à matrice d'alliages d'aluminium renforcée par des fibres en carbone haute module, Bordeaux: Université de Bordeaux, 2001.
- [137] H. BELGHAZI, «Modélisation analytique du transfert instationnaire de la chaleur dans un matériau bicouche en contact imparfait et soumis à une source de chaleur en mouvement,» FACULTE des Sciences et Techniques, l'Université de Limoges, 2008.
- [138] G. Z. e. W. K. J-P. Mercier, *Traité des matériaux: ntroduction à la science des matériaux*, Lausanne: Presses polytechniques et universitaires romandes, 1999.
- [139] P. Thevoz, «Modélisation de la solidification dendritique équiaxe,» Ecole Polytechnique Fédérale de Lausanne, 1988.
- [140] R. L. e. P. Z. D. Li, «A new coupled model for alloy solidification,» *Science in China Ser. A Mathematics*, vol. 47 , pp. 41-52, 2004.
- [141] D. M. Herlach, *Solidification and crystallisation*, Germany, 2004.
- [142] V. Mathier, «Two-Phase Modelling of Hot Tearing in Aluminium Alloys,» Ecole Polytechnique Fédérale de Lausanne,, 2007.
- [143] H. K. V. e. W. Malalasekera, «An introduction to computational fluid dynamics: The finite volume method,» Longman Group Ltd, USA, 1995.

- [144] B. a. viskanta, Natural convection solidliquid phase change in porous media, Heat mass transfer, 1988.
- [145] Houpeurt, mecanique des fluides dans les milieux poreux, paris: Editions Technip, 1974.
- [146] Darcy, les fontaines publiques de la ville de Dijon, Paris: Victor Dalmont, 1856.
- [147] «Three-dimensional crystal-melt Wulff-shape and interfacial stiffness in the Al-Sn binary system.».
- [148] D. J. K. A. J. McAlister, «The Al–Sn (Aluminum-Tin) System.,» *Bulletin of Alloy Phase Diagrams*, vol. 4, n° 14, pp. 410-414 , December 1983.
- [149] J.-L.LIGIER, Lubrification des paliers moteurs , chapitre 16:Matériaux de coussinets, famille à base d'aluminium, p. 470.
- [150] B. Dompierre, «Fiabilité mécanique des assemblages électroniques utilisant des alliages du type SnAgCu,» Ecole Centrale, Lille.
- [151] C. d. Sansal, «Plasticité et effet de taille dans les polycristaux à grains micrométriques : simulations mésoscopiques et modélisation.,» Ecole Centrale, Paris.
- [152] S. MORIN, «Effet du magnésium, des traitements thermiques et de la porosité sur les propriétés mécaniques de traction et de fatigue de l'alliage sous pression A380.1,» Université du QUEBEC, CHICOUTIMI, 2002.
- [153] «J. L. Murray National Bureau of Standards.».
- [154] A. A. Nayeb-Hashemi and J. B. Clark, University of Missouri-Rolla..
- [155] J. K. A. I. E. S. ELHAMZI, «Modeling of the influence of thermic treatment upon the mechanical properties of aluminum-tin alloys,» *JOURNAL OF ADVANCES IN PHYSICS*, July 04 , 2015.
- [156] W. J. P. YESPICA, « Etude comparative du comportement électrochimique des alliages d'aluminium 2024 T351 et 7075 T7351 en milieu neutre de sulfate de sodium,» Institut National Polytechnique, Toulouse, 212.
- [157] J. M. D. Jean Paul Bailon, Des matériaux; Troisième édition..
- [158] B. Dompierre, «Fiabilité mécanique des assemblages électroniques utilisant des alliages du type SnAgCu,» l'Ecole Centrale, Lille.
- [159] C. d. Sansal, « Plasticité et effet de taille dans les polycristaux à grains micrométriques : simulations mésoscopiques et modélisation I,» Ecole Centrale , Paris.

- [160] A. J. E. S.ELHAMZI, « Modeling of the influence of thermic treatment upon the mechanical properties of aluminum-tin alloys, Hassan 1er University, Settat,» 2015.
- [161] S. MORIN, « Effet du magnésium, des traitements thermiques et de la porosité sur les propriétés mécaniques de traction et de fatigue de l'alliage sous pression A380.1,» Université du QUEBEC , CHICOUTIMI, 2002.
- [162] J. L. Murray National Bureau of Standards.
- [163] K. C. W. J. M. A. K. a. R. J. Bin Lu, « Quantification of thermal resistance of transient-liquid-phase bonded Cu/Al/Cu interfaces for assembly of Cu-Based microchannel heat exchangers,» Louisiana State University, 2012.
- [164] A. I. L. Z. O. B. L. J. K. Y. A. Y. L. B. E. S. S. ELHAMZI, «Modelisation de l'influence du traitement thermique sur les proprietes mecaniques des alliages aluminium-cuivre (Al-Cu),» *JOURNAL OF ADVANCES IN PHYSICS, A*, 2015.
- [165] C. MOREAU, «Effets des éléments alliés et de la trempe, lors des traitements thermiques t4 et des vieillissements artificiels, sur la microstructure et les propriétés mécaniques des alliages aluminium-silicium de type 413,» Université de QUEBEC à CHICOUTIMI, QUEBEC , 2004.
- [166] Aluminum-Silicon Casting Alloys: Atlas of Microfractographs,, ASM International, 2004
- [167] B. Dompierre, « Fiabilité mécanique des assemblages électroniques utilisant des alliages du type SnAgCu,,» l'Ecole Centrale, Lille.
- [168] C. d. Sansal, « Plasticité et effet de taille dans les polycristaux à grains micrométriques : simulations mésoscopiques et modélisation,» l'Ecole Centrale Paris.
- [169] S. MORIN, « Effet du magnésium, des traitements thermiques et de la porosité sur les propriétés mécaniques de traction et de fatigue de l'alliage sous pression A380.1,» Université du QUEBEC, CHICOUTIMI, 2002.
- [170] Y. L. Murray, « Bulletin of Alloy Phase Diagrams,» vol. 3, n° 11, 1982.
- [171] J. E. Hatch, «Aluminum: Properties and Physical Metallurgy, Ohio,,» *Metals Park*, p. 319, 1984.
- [172] J. L. M. a. A. J. McAlister, « Bulletin of Alloy Phase Diagrams,» vol. 5, n° 11, 1984.
- [173] A. I. L. Z. E. S. S. ELHAMZI, « Modélisation de l'influence du traitement thermique sur les propriétés mécaniques des alliages aluminium-silicium».



- [174] A. MOHAMED, «Effet des additifs sur la microstructure et les propriétés mécaniques des alliages d'aluminium-silicium,» l'université du QUÉBEC, CHICOUTIMI, 2008.
- [175] J. Deschamps, «Directions de croissance et morphologie des microstructures en solidification cristalline directionnelle,» Université de Provence Aix-Marseille I, 2007.
- [176] Y. O. N. M. e. K. K. S. Aksöz, «Determination of thermal conductivity and interfacial energy of solid Zn solution in the Zn–Al–Bi eutectic system,» *Experimental Thermal and Fluid Science* 35, p. 395–404, 2011.
- [177] N. Roy, «Etude paramétrique de l'évolution de la porosité dans le système AL-9%Si-3%Cu,» Université de Québec, 1994.
- [178] S. MORIN, «EFFET DU MAGNÉSIUM, DES TRAITEMENTS THERMIQUES ET DE LA PROSITÉ SUR LES PROPRIETES DE TRACTION ET DES FATIGUE DE L'ALLIAGE SOUS PRESSION Q380.1,» UNIVERSITE DU QUEBEC A CHICOUTIMI, Juillet 2002.
- [179] J. M. D. Jean Paul Bailon, Des matériaux, troisième édition , chapitre 11 page 512..
- [180] J. M. B. A. R. e. G. A. S. Heurtault, «Solidification of sphères liquides surchauffées à caractéristiques physiques variables,» *Journal of Heat and Mass Transfer*, vol. 25 , pp. 1671-1676, 1982.
- [181] Z. R. e. M. Lalovi, «Numerical simulation of steel ingot solidification process,» *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 160, p. 156–159, 2005.
- [182] M. Z. e. D. Stefanescu, «Virtual front tracking model for the quantitative modeling of dendritic growth in solidification of alloys,» *Acta Materialia*, vol. 55 , p. 1741–1755, 1741–1755.
- [183] C. L. B. e. E. Arquis, «Numerical study of the solidification of successive thick metal layers,» *International Journal of Thermal Sciences* , vol. 48, p. 412–420, 2009.
- [184] K. S. C. J. E. S. I. L. F. N. C. e. A. P. R. Goulart, «Cellular growth during transient directional solidification of hypoeutectic Al–Fe alloys,» *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 470, p. 589–599, 2009.