



REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE
MINISTERE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE LA
RECHERCHE SCIENTIFIQUE

UNIVERSITE SAAD DAHLAB DE BLIDA

FACULTE DES SCIENCES DE L'INGENIEUR DEPARTEMENT DE MECANIQUE

Projet de Fin d'Etudes

Pour l'obtention du diplôme de Master en Génie
Mécanique

Spécialité : Génie des matériaux

Thème :

LES ALLIAGES D'ALUMINIM DE FONDERIE

Proposé et dirigé par :

Dr : Nemri Yacine

Présenté Par :

AITGUERMIT yasser abdelhakim

BENCHOUICHE anis

Année universitaire : 2023/2024

Remerciement

Tout d'abord, je tiens à remercier الله سبحانه و تعالى Tout-Puissant, qui nous a donné la volonté, la santé et la patience pendant ces longues années.

Nous exprimons notre profonde gratitude et nos sincères remerciements au Dr Yacine Nemri pour son encadrement efficace, ses précieux conseils et sa patience. Merci d'avoir pris le temps de nous former. Remerciez-le pour son enthousiasme, sa vitalité et son humour tout le temps. Merci beaucoup d'avoir pris le temps, surtout pendant la semaine de rédaction.

Je tiens également à remercier tous les professeurs et membres du jury qui nous ont rendu hommage et accepté le jugement sur cet humble travail. Nous remercions également tous les professeurs et enseignants qui nous ont enseigné de la première année d'études à la fin du cycle universitaire.

Dédicace :

Je dédie ce mémoire à :

Mes parents :

Ma mère, mon vrai binôme durant cinq années d'études, cette merveilleuse femme qui a œuvré pour ma réussite, de par son amour, son soutien, ses prières, tous les sacrifices consentis et ses précieux conseils, pour toute son assistance et sa présence dans ma vie, et les longues nuits blanches qu'elle a fait de bon cœur pour m'encourager et me remonter le moral, pour m'avoir donnée la force dans les moments difficiles d'éditer ce mémoire. Pour toute ma famille à tous mes amis. Et à l'ensemble des étudiants de la promotion Master (2023-2024).

AITGUERMIT YASSER ABD ELHAKIM

Liste des Abréviations :

°C: Celsius.
°K: Kelven.
Al: Aluminium.
Cu : Cuivre.
Cr : Chrome.
Mn : Manganèse.
dm³ : décimètres cubes .
Fe : Fer.
H : Heure.
HB : Dureté Brinell.
HV: Dureté Vickers.
Kg: Kilots-gramme.
Ksi: Kilopound per square inch.
M : Mètre .
MEB : Microscope électronique à Balayage.
Mg : Magnésium.
MO : Microscope Optique.
MPA : Mégapascal.
SDAS : Espacement secondaire des bras dendrite.
Si : Silicium.
Zn : Zinc.
TT : traitement thermique

Résumé :

Les alliages d'aluminium de fonderie sont largement employés dans l'industrie pour diverses Applications. Dans notre travail nous nous intéressons aux les caractéristiques générales de l'aluminium ainsi que son utilisation cruciale dans la fabrication d'alliages.

Ont révélé l'impact crucial de la vitesse de solidification sur la microstructure des dendrites et, par conséquent, sur les propriétés mécaniques des alliages. Les échantillons moulés dans un moule métallique présentent une dureté supérieure à ceux moulés dans un moule en argile, ce qui s'explique par la plus grande vitesse de solidification offerte par le moule en métal.

Les caractéristiques microstructurales et les propriétés mécaniques des alliages de fonderie dépendent de plusieurs facteurs tels que la composition chimique des alliages, la vitesse de solidification, le procédé de moulage et les traitements thermiques.

SOMMAIRE :

- Remerciement
- Dédicace
- Résumé
- Sommaire
- Table des figures
- Liste des tableaux
- Introduction générale

1. I. Introduction Générale : 1

CHAPITRE I : Généralités Sur Les Alliages D'aluminium De Fonderie

1. Introduction : 3

2. Les alliages d'aluminium : 3

3. Désignation des alliages d'aluminium corroyés : 4

4. Désignation des alliages de Fonderie : 5

5. Les alliages d'aluminium de fonderie : 5

5.1. Les différentes familles : 6

5.2. Aluminium-Cuivre : 7

5.3. Aluminium-Silicium-Cuivre : 8

5.4. Aluminium-Silicium : 9

5.5. Aluminium-Silicium-Magnesium : 11

5.6. Aluminium-Magnésium : 12

5.7. Aluminium-Zinc-Magnésium : 14

5.8. Aluminium-étain : 14

6. Propriétés des alliages de fonderie : 15

7. Microstructure des alliages d'aluminium de fonderie : 16

7.1. Microstructure des alliages d'aluminium de fonderie Al-Si : 16

7.2. Grain, dendrite : 17

7.3. Eutectique : 17

7.4. Phases Intermétalliques : 18

7.8. Phases Intermétalliques de Fe Cu Mg : 19

Composés intermétalliques : 19

8. Traitements Thermiques : 21

8.1. Généralités : 21

8.2. Désignation :	22
8.3. Traitements de durcissement structural :	24
8.4. Mise en solution :	24
8.5. Trempe et durcissement structural :	25
8.6. Trempe :	26
8.7. Milieux de trempe :	27
8.8. Vieillissement :	28
8.9. Le vieillissement naturel :	28
8.10. Le vieillissement artificiel :	28

CHAPITRE II : LA SOLIDIFICATION

1. La solidification :	31
2. Germination :	31
3. Croissance des grains :	32
4. Apparition des différentes phases à l'état solide :	33
4.1. La solidification sous forme cellulaire :	33
4.2. La solidification sous forme dendritique :	34
5. Espacement primaire et secondaire des bras de dendrites :	34
5.1. DAS (Dendrite Arm Spacing) :	35
5.2. SDAS (Secondary Dendrite Arm Spacing):	35
6. Dendrites colonnaires et dendrites équiaxes :	35
7. Les retassures et les criques, défauts typiques liés à la solidification :	38
8. L'intervalle de solidification :	39
9. Le retrait à la solidification :	39
10. Les leviers d'action sur la solidification :	40
II.1. Moulage :	40
2. Procédés de moulage :	41
3. Moulage en moule métallique par gravité (coquille) :	41
3.1. Moulage au sable :	43
3.2. Moulage au sable lié à l'argile :	43
3.2.1. Sables argileux :	43
3.2.2. Les sables silico-argileux naturels :	44
3.2.3. Les sables synthétiques :	44
3.2.4. Moulage au sable naturel :	45
3.2.5. Moulage au sable vert :	45

Chapitre III : Protocoles expérimentaux

1. Introduction :	48
2. ALLIAGE ETUDIE :	48
3. ELABORATION DES ALLIAGES ETUDIES :	48
3.1. MOULAGE :	49
3.2. POLISSAGE :	49
4. Techniques d'analyse :	50
<u>4.1. MICROSCOPIE OPTIQUE :</u>	50
4.2. La Dureté :	51
5. TRAITEMENT THERMIQUE :	51
5.1. Trempe :	52
5.2. VIEILLISSEMENT :	52
5.3. La Dureté :	52

Chapitre IV : Résultats et interprétations

Résultats et interprétations.....	55
1.LES PHOTOS DES MICROSTRUCTEURS :.....	55
1.1Alliages d'aluminium moules en argile et métal avant le traitemen thermique	55
1.2Alliages d'aluminium moules en argile et métal après le traitement thermique	55
2.Essai dureté	56
2.1Alliages moules en argiles et métal avant le traitement thermique :.....	57
2.2Alliages moules en argiles et métal après le traitement thermique	57
conclusion Générale:.....	58
Bibliographie :.....	59

LISTES DES FIGURES :

Figure 1 : les alliages d'aluminium fonderie	5
Figure 2 : Diagramme d'équilibre du système d'alliages Al-Cu.....	8
Figure 3 : Diagramme d'équilibre du système d'alliages Al-Si.....	10
Figure 4 : diagramme d'équilibre Al-Mg-Si (pseudo-binaire).....	12
Figure 5 : Diagramme d'équilibre du système d'alliages Al – Mg.....	12
Figure 6 : Schéma d'une dendrite.....	17
Figure 7 : : Microstructures de Al-Si.-(b) Microstructure d'un alliage hypoeutectique -(c) Microstructure d'un alliage eutectique.(d) Microstructure d'un alliage hypereutectique	18
Figure 8 : (a) Micrographie d'intermétalliques en écriture chinoise (b) Micrographie d'intermétalliques en cristaux polygonaux.....	20
Figure 9 : Précipitation de composés intermétalliques Al_2Cu dans l'alliage $AlSi_{10,8}Cu_2$ sur les aiguilles de $\beta-AlFeSi$	21
Figure 10 : des échantillons en $AlSi_{10}Mg$ montrant les intermétalliques Mg_2Si	21
Figure 11 : Mécanisme du durcissement structural.....	26
Figure 12: Variation des propriétés mécaniques avec la température de trempe.....	27
Figure 13 : (a) Dendrites colonnaires pour un alliage transparent ayant un comportement analogue aux alliages métalliques (croissance non facettée), (b) cristal de benzyle présentant des facettes bien développées (croissance facettée).....	32
Figure 14 : Cellules profondes.....	34
Figure 15 : Représentation des caractéristiques principales qui définissent les dendrites.....	35
Figure 16: Dendrite équiaxe d'un alliage Al-3.5%Ni affiné d'après.....	36
Figure 17: mécanisme de transition colonnaire équiaxe décrit par le modèle de maxwell et hellowell en solidification horizontal.....	37
Figure 18: Formation des grains lors de la solidification.....	37
Figure 19 : Défauts de solidification – retassure (macrographie) et crique (vue MEB)...	38
Figure 20: Procédé de moulage en coquille (moulage permanent), dans lequel le métal est Versé dans un moule en fer ou en acier	43
Figure 21 : moulage en sable.....	43

<u>Figure 22</u> : Le four utilisé pour la fusion.....	48
<u>Figure 24</u> : moule en argile.....	49
<u>Figure 25</u> : moule en métal.....	49
<u>Figure 26</u> : Appareil de polissage.....	50
<u>Figure 27</u> : Microscope optique.....	50
<u>Figure 28</u> : Microduromètre.....	51
<u>Figure 29</u> : trempe d'échantillons d'alliages.....	52
<u>Figure 30</u> : argile X50 avant TT.....	65
<u>Figure 31</u> : métal X50 avant TT.....	55
<u>Figure 32</u> : argile X50 après TT.....	55
<u>Figure 33</u> : argile X50 après TT	55

LISTES DES TABLES :

<u>Tableau 1</u> : Désignation des alliages d'aluminium corroyés	4
<u>Tableau 2</u> : Désignation des alliages d'aluminium de fonderie	5
<u>Tableau 3</u> : Les valeurs moyennes de certaines propriétés mécaniques des alliages d'aluminium defonderie	14
<u>Tableau 4</u> : Composés intermétalliques présents dans les alliages Al-Si-Cu Mg-Fe.....	19
<u>Tableau 5</u> : Avantages et inconvénients du moulage en coquille par gravité	38
<u>Tableau 6</u> : Avantages et inconvénients du moulage au sable	42
<u>Tableau 7</u> : Composition Chimique de l'alliage étudié.....	48.
<u>Tableau 8</u> les valeurs de dureté d'alliage moule en argile et en métal avant le traitement thermique.....	56
<u>Tableau 9</u> : les valeurs de dureté d'alliage moule en argile et en métal après le traitement thermique.....	56

I. Introduction Générale :

Les alliages d'aluminium de fonderie occupent une place prépondérante dans l'industrie moderne grâce à leurs propriétés mécaniques remarquables, leur légèreté et leur facilité de mise en forme. Ce mémoire se concentre sur une exploration approfondie de ces matériaux polyvalents, divisée en quatre chapitres distincts.

- Le premier chapitre examine en détail les alliages d'aluminium de fonderie dans leur ensemble, en mettant l'accent sur leurs propriétés mécaniques, leur structure cristalline et les traitements thermiques qui influencent significativement leurs performances. Comprendre ces aspects est essentiel pour optimiser leur utilisation dans diverses applications industrielles.
- Le deuxième chapitre se penche sur le processus critique de la solidification des alliages d'aluminium de fonderie et sur les techniques de moulage qui jouent un rôle déterminant dans la qualité finale des pièces produites. Cette section explore les principes fondamentaux de la solidification, les phénomènes métallurgiques impliqués et les défis associés au moulage des alliages d'aluminium.
- Le troisième chapitre détaille la méthodologie expérimentale adoptée pour étudier ces matériaux, y compris les techniques de caractérisation, les essais mécaniques et les protocoles de traitement des échantillons. Une méthodologie rigoureuse est cruciale pour obtenir des données fiables et significatives.
- Enfin, le quatrième chapitre présente les résultats obtenus à partir des expériences menées, suivis d'une discussion approfondie sur leur interprétation et leur impact potentiel. Cette analyse critique vise à enrichir la compréhension des performances des alliages d'aluminium de fonderie et à identifier des avenues pour leur amélioration continue.

À travers ces chapitres, ce mémoire cherche à contribuer à une meilleure appréhension des alliages d'aluminium de fonderie, tant du point de vue théorique que pratique, en mettant en lumière leur importance dans l'industrie moderne et leurs perspectives d'évolution future.

CHAPITRE I

Généralités Sur Les Alliages D'aluminium De Fonderie

1. Introduction :

Ce n'est pas sans raisons particulièrement valables que les emplois de l'aluminium et de ses alliages de fonderie se sont développés dans de telles proportions. Ces raisons sont à la fois techniques et économiques.

Les principales raisons techniques sont :

- L'aluminium résiste bien aux agents atmosphériques.
- L'aluminium est un matériau robuste, de poids spécifique très faible, environ 2,7, avec une résistance mécanique moyenne.
- Sa grande élasticité.
- L'aluminium est un matériau esthétique.
- L'aluminium peut être employé à des températures étendues sur un large intervalle.
- L'aluminium est un bon conducteur de chaleur, et il n'est pas magnétique.

Enfin, l'aluminium n'est pas toxique, ce qui justifie son emploi dans les conditionnements des produits alimentaires et dans la fabrication du matériel culinaire.

Dans ce chapitre et dans le cadre de notre étude, l'étude bibliographique va parfois au-delà de notre domaine d'étude, l'idée étant de fournir à notre étude un aperçu global de l'état actuel de la métallurgie d'aluminium. Ainsi, nous allons présenter les principales caractéristiques des alliages d'aluminium de fonderie. On s'intéresse en particulier à l'évolution des propriétés des alliages d'aluminium de fonderie en fonction de divers paramètres microstructuraux comme la composition chimique, les traitements thermiques.

2. Les alliages d'aluminium :

L'aluminium pur possède plusieurs inconvénients au niveau de ses propriétés mécaniques, afin d'améliorer ces propriétés, des éléments métalliques peuvent être ajoutés au cours du traitement thermique, tels que le silicium, le fer, le cuivre, et le magnésium. Ces additifs appelés les éléments d'alliages, ils permettent d'assurer une très bonne résistance mécanique.

Le choix de ces matériaux dépend de leurs disponibilités, leurs coûts, leurs facilités de déformation et leurs propriétés physiques. Tout progrès technologique important est presque

toujours lié au développement des matériaux soit par l'amélioration des propriétés mécaniques ou par l'usinage de nouveaux matériaux.

Les alliages d'aluminium sont divisés en deux grandes catégories :

- **Les alliages de fonderie** qui sont élaborés en tenant compte de leurs propriétés à l'état liquide afin de produire des pièces de fonderie saines, et
- **Les alliages corroyés** destinés à la forge et le laminage, ils sont prévus pour l'obtention des demi-produits (tôles, plaques, feuillards, barres. Profilés, tubes, etc.), ainsi que des pièces de forge et estampées produites par laminage, pressage, et forgeage.

Ces deux catégories peuvent être différenciées par la désignation numérique standard (Aluminium Association), trois chiffres et une décimale pour les alliages de fonderie, et quatre chiffres pour les alliages corroyés.

3. Désignation des alliages d'aluminium corroyés :

Le premier chiffre indique l'élément d'alliage le plus important (Xxxx).

Il est également utilisé pour désigner les différentes séries d'alliages d'aluminium telles que séries 1000, 2000 jusque 8000 (voir tableau 1). Le deuxième chiffre (xXxx), s'il n'est pas nul, indique s'il y a eu modification de l'alliage spécifique.

Les troisièmes et quatrièmes chiffres identifient un alliage spécifique dans la série.

Tableau 10: Désignation des alliages d'aluminium corroyés. (RITEN, 2003)

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

4. Désignation des alliages de Fonderie :

Ce système contient trois chiffres plus une décimale. Le premier chiffre (Xxx.x) désigne l'élément d'alliage principal (voir Tableau 2). Les deuxième et troisième chiffre identifient l'alliage spécifique. Le chiffre après le point indique s'il s'agit d'une pièce moulée (.0) ou d'un ingot (.1 ou .2).

Tableau 11 : Désignation des alliages d'aluminium de fonderie. (RITEN, 2003)

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

5. Les alliages d'aluminium de fonderie :



Figure 22: les alliages d'aluminium fonderie

Les qualités qu'on recherche pour un alliage de fonderie sont fort différentes de celles d'un alliage corroyé. Les zones à usiner exceptées, les pièces de fonderie ont leur forme

définitive après démoulage ; par ailleurs, elles ne subissent aucune déformation plastique. Les propriétés de ces alliages découlent des opérations de fonderie coulée du métal liquide dans un moule dont l'empreinte (la cavité) reproduit la forme de la pièce à obtenir, solidification et refroidissement du métal dans le moule. Les qualités particulières des alliages de fonderie sont la coulabilité (aptitude du métal liquide à bien remplir l'empreinte), l'absence de formation de criques (fissurations à chaud causées par le retrait du métal) et la bonne répartition de la porosité due au retrait qui accompagne la solidification. Les températures de fusion relativement basses des alliages d'aluminium permettent d'employer des moules métalliques réutilisables (des coquilles) dans lesquels on coule le métal soit par gravité, soit sous pression. Dans de nombreux cas, on peut également effectuer la coulée dans des moules en sable ou en matériau réfractaire. On comprend aisément que les microstructures, et par conséquent les propriétés mécaniques des pièces de fonderie, dépendent dans une large mesure de la vitesse de solidification de l'alliage, donc du type de moule utilisé. Dans les moules métalliques, la solidification se produit beaucoup plus rapidement que dans les moules en sable ; il en résulte une structure plus fine (distance interdendritique, taille des composés intermétalliques) qui entraîne une amélioration des propriétés. Le tableau 3 donne les propriétés de quelques alliages d'aluminium de fonderie ; les valeurs indiquées ne sont que des valeurs moyennes, qui dépendent non seulement du mode de coulée mais également de l'épaisseur de la pièce d'où sont prélevées les éprouvettes. Les alliages d'aluminium de fonderie ont en général des teneurs plus fortes en éléments d'alliages, ce qui permet, dans la mesure du possible, d'obtenir une proportion non négligeable d'eutectique, d'abaisser leur point de fusion et de diminuer leur intervalle de solidification. La désignation de ces alliages, selon les normes de l'aluminium Association, apparaît dans le tableau 2. Nous traiterons ici des principaux types d'alliages d'aluminium de fonderie.

5.1. Les différentes familles :

Les différentes familles d'alliages ont des caractéristiques qui leur sont propres. Incidemment, elles sont destinées à des usages particuliers. De plus, la coulabilité varie d'une famille d'alliages à l'autre. Il en résulte des possibilités d'utilisation qui diffèrent. En effet, un procédé en particulier ne permet pas nécessairement d'utiliser tous les types d'alliages.

Il existe sept familles de base des alliages d'aluminium de fonderie sont : (J, et al., 2004)

- Aluminium - Cuivre (2xx)
- Aluminium - Silicium-Cuivre (3xx)
- Aluminium - Silicium (4xx)
- Aluminium - Silicium-Magnésium (3xx)
- Aluminium - Magnésium (5xx)
- Aluminium - Zinc-Magnésium (7xx)
- Aluminium - étain (8xx)

5.2. Aluminium-Cuivre :

Dans le système Al-Cu, (Al) sera en équilibre avec la phase Al_2Cu (Figure 2), qui est toujours présent dans les compositions de structure. Ces alliages de moulage sont sélectionnés pour faire en sorte qu'à la température d'homogénéisation ils seront dans le domaine à une phase du diagramme.

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

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

Les alliages aluminium-cuivre utilisés dans l'industrie ne dépassent pas une proportion de cuivre supérieure à 12 %. (jens, et al., 2020)

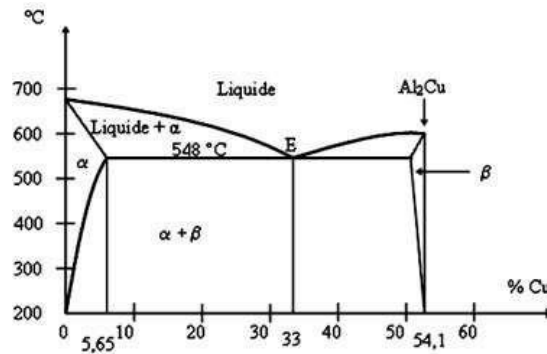


Figure 23 : Diagramme d'équilibre du système d'alliages Al-Cu.

5.3. Aluminium-Silicium-Cuivre :

Parmi Les alliages aluminium de fonderie les plus largement utilisés se trouvent ceux contenant du silicium et du cuivre. Les quantités des deux éléments varient largement, de sorte que le cuivre prédomine dans certains alliages et le silicium dans d'autres. Le cuivre contribue au renforcement et à l'usinabilité, tandis que le silicium améliore la coulabilité et réduit la fragilité à chaud. Les alliages contenant des concentrations hypoeutectiques plus élevées de silicium sont généralement mieux adaptés pour des pièces coulées plus complexes et pour les procédés de moulage en moule permanent et de moulage sous pression.

Les alliages d'aluminium-silicium-cuivre avec moins de 5,6 % de Cu sont traitables thermiquement, mais les alliages les plus importants de cette famille sont également ceux contenant du magnésium. La réponse au traitement thermique est améliorée, ce qui donne une gamme très attrayante de propriétés, y compris des capacités de résistance supérieures.

De nombreux alliages de silicium hypereutectiques (12 à 30 % Si) contiennent également du cuivre. La phase de silicium primaire confère une excellente résistance à l'usure, et le cuivre contribue au durcissement de la matrice et à la résistance à haute température.

Les principales caractéristiques de la série 3xx.x sont :

- Sable traité thermiquement, moule permanent et moulages sous pression.
- Excellente fluidité, haute résistance et certains alliages de haute ténacité.
- Approximatif de résistance à la traction maximale approximative : 130 à 275 MPa (20 à 40 ksi).
- Facilement soudé.

La série 3xx.x de pièces moulées est l'une des plus utilisées en raison de la flexibilité fournie par la haute teneur en silicium et sa contribution à la fluidité, ainsi que leur réponse au traitement thermique, qui offre une variété d'options de haute résistance. En outre, la série 3xx.x peut être coulée par une variété de techniques allant du sable relativement simple ou moulage sous pression au moule permanent très complexe, les moulages d'investissement, et les nouvelles technologies de thixocasting et de moulage sous pression. (J, et al., 2004)

5.4. Aluminium-Silicium :

Le silicium est le principal élément d'addition des alliages de fonderie, sa teneur varie dans un large intervalle.

Les alliages Al-Si forment la famille la plus importante des alliages industriels de fonderie.

L'addition de silicium améliore graduellement la coulabilité de l'aluminium et augmente en même temps la résistance mécanique, sans que la plasticité diminue trop. Comme on peut réaliser la composition eutectique qui correspond à la coulabilité optimale, celle-ci peut être bien meilleure que dans le cas d'autres alliages d'aluminium.

Le diagramme d'équilibre (figure 3) comporte un eutectique Al-Si fondant à 577°C et contenant 11,7% de silicium.

La solidification d'un alliage Al-Si non traité donne, à cause du fort pouvoir de cristallisation de la phase β (cristaux de silicium saturés d'Al), une structure eutectique grossière anormale : l'alliage est fragile et poreux ou du moins il manque d'étanchéité aux huiles.

Le diagramme d'aluminium montre l'existence de deux solutions solides α et β . La première contient jusqu'à 1,65 % de Si, la seconde contient jusqu'à 3 % d'aluminium. Un eutectique existe à 12,7 % de Si.

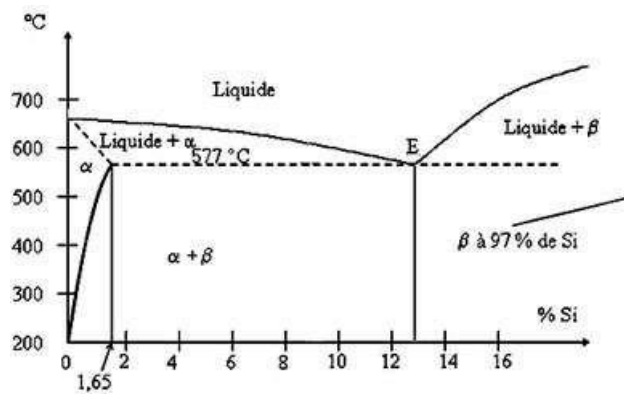


Figure 24 : Diagramme d'équilibre du système d'alliages Al-Si.

Le système aluminium-silicium forme un eutectique pour une teneur en silicium de 12,6 % en masse (figure 3). Les systèmes eutectiques possèdent en général d'excellentes propriétés de fonderie, et l'eutectique Al-Si a été l'un des premiers alliages de fonderie à être utilisé industriellement. Le traitement dit de « modification » par le sodium, découvert par AladarPacz en 1920, a permis d'améliorer considérablement les propriétés mécaniques de cet alliage par transformation de la structure naturellement aciculaire en structure fibreuse. Cela a contribué à l'essor des alliages de fonderie à cette époque.

Les alliages d'aluminium contenant du silicium comme le principal élément d'alliage offrent une excellente coulabilité, une haute résistance à l'usure et à la corrosion, une bonne soudabilité, une bonne usinabilité, une bonne résistance au déchirement à chaud, une bonne fluidité, une faible densité, une haute conductivité thermique, la réduction de la dilatation thermique (de silicium), et une bonne conservation des propriétés physiques et mécaniques à des températures élevées. Ces alliages affichent une faible résistance et une mauvaise usinabilité. La ductilité, qui peut être exceptionnelle, est fonction de concentrations faibles en impuretés et de caractéristiques microstructurales. La résistance, la ductilité et la coulabilité des alliages aluminium-silicium hypoeutectiques peuvent être encore améliorées par la modification de l'eutectique aluminium-silicium. La modification est particulièrement avantageuse dans les pièces moulées en sable et peut être réalisée efficacement par l'ajout contrôlé de sodium et/ou de strontium. Le calcium est un modificateur d'eutectique faible et une structure eutectique plus lamellaire peut être obtenue avec de l'antimoine. Des vitesses de solidification plus élevées favorisent également une microstructure eutectique non modifiée

plus fine. Les alliages aluminium-silicium présentent une faible masse volumique spécifique et des coefficients de dilatation thermique faibles. Dans les alliages aluminium-silicium hypereutectiques, le raffinement de la phase de silicium proeutectique par des ajouts de phosphore est essentiel pour la coulée et les performances du produit. En conséquence, l'aluminium-silicium constitue de 85 % à 90 % du total des pièces moulées en aluminium produit. (jens, et al., 2020).

5.5. Aluminium-Silicium-Magnesium :

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. C'est la précipitation de la phase Mg₂Si et de ses phases transitoires qui rend l'alliage durcissable. La phase Mg₂Si a une solubilité limite de 0,7% Mg. Au-delà de cette limite, il n'y a plus d'effet positif apparent. le magnésium est l'élément qui permet les plus grandes améliorations après traitements thermiques.

Toutes ces augmentations sont produites par les précipités de Mg₂Si. On peut ainsi simplifier le diagramme ternaire « aluminium - silicium - magnésium » en créant un diagramme d'équilibre pseudo-binaire entre l'aluminium et le Mg₂Si (figure 4). Nous pouvons voir que la solubilité à l'état solide de la phase Mg₂Si diminue avec l'excès de silicium, et davantage avec l'excès de magnésium.

Dans cette séquence, (sss) représente une structure sursaturée et β représente les précipités de Mg₂Si. Les précipités intermédiaires β'' se présentent sous la forme de bâtonnets semi cohérents, parallèles à {001} Al- Par la suite, la forme β' transforme les bâtonnets sous forme d'aiguilles semi-cohérentes, toujours selon {001} Al- Celles-ci deviennent ensuite des plaquettes semi-cohérentes, pour finalement se transformer en un précipité de Mg₂Si non cohérent. Les zones de Guinier-Preston ainsi que les précipités très fins de Mg₂Si augmentent la résistance de l'alliage sans avoir d'effets négatifs sur la ductilité. (J, et al., 2004)

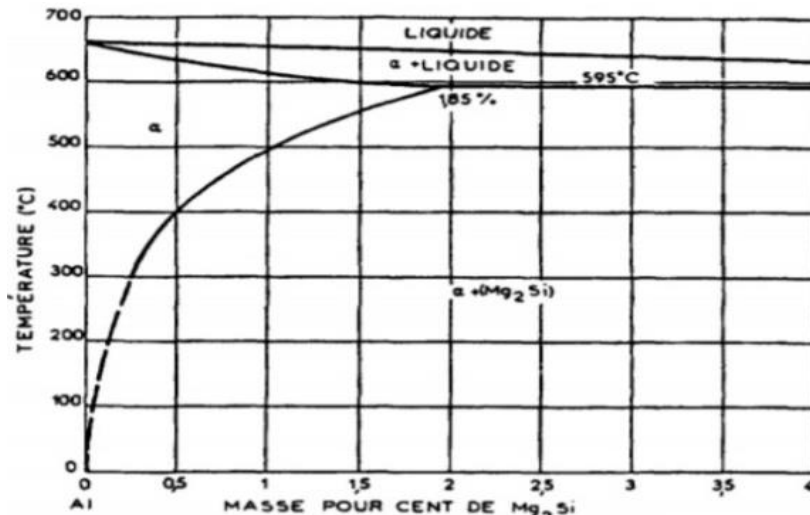


Figure 25 : diagramme d'équilibre Al-Mg-Si (pseudo-binaire).

5.6. Aluminium-Magnésium :

Le diagramme d'état Al-Mg (Figure 5) ressemble à celui des autres alliages binaires. Le magnésium peut entrer en solution solide à l'état de cristaux mixtes dans l'aluminium jusqu'à une teneur de 14% Mg. A côté de magnésium, les alliages renferment encore quelques dixièmes % de Mn et environ 0,1% de Ti pour l'affinage du grain. Les alliages du système Al-Mg possèdent une faible stabilité thermique. En principe, ils pourraient être soumis à la trempe et du vieillissement, mais l'augmentation de la dureté sera négligeable en raison du petit nombre de la densité de précipités - produits du vieillissement

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

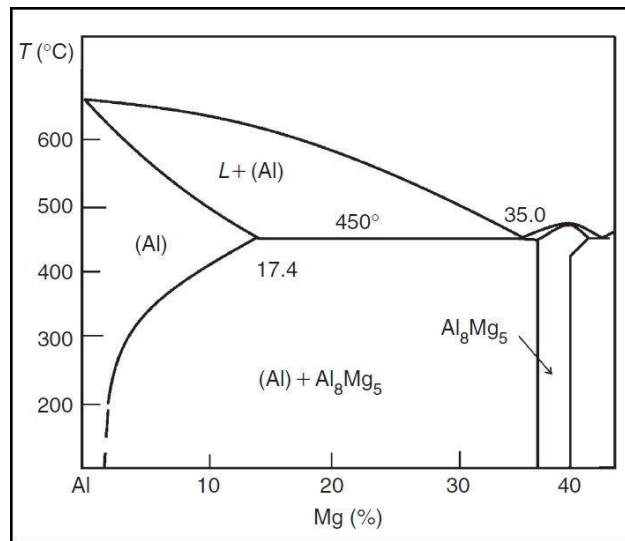


Figure 26 : Diagramme d'équilibre du système d'alliages Al – Mg.

Les alliages du système Al-Mg possèdent une faible stabilité thermique. En principe, ils pourraient être soumis à la trempe et du vieillissement, mais l'augmentation de la dureté sera négligeable en raison du petit nombre de la densité de précipités - produits du vieillissement. Toutefois, le magnésium augmente la résistance à la corrosion de l'aluminium, seulement en diminue considérablement sa formabilité et les résultats dans un complexe de propriétés qui font de la famille Al-Mg d'alliages de fonderie (5xx) l'un des alliages d'aluminium les plus répandues. Al-Mg peut être utilisé comme alliages de moulage, mais leur coulabilité est faible.

Pour ces alliages :

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

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

Les propriétés mécaniques des alliages à cette série augmentent avec l'augmentation du magnésium. Les alliages industriels de corroyage contiennent rarement plus de 5% de magnésium, car au-dessus de ce niveau, la stabilité de l'alliage diminue. (Jens, et al., 2020)

5.7. Aluminium-Zinc-Magnésium :

Des nombreux alliages de ce type subissent un vieillissement naturel, atteignant leur pleine résistance dans les 20 à 30 jours suivant la coulée à température ambiante. Un traitement thermique de solution n'est généralement pas nécessaire pour le développement des propriétés. Une solidification rapide dans ces alliages peut entraîner une microségrégation des phases magnésium-zinc qui réduit le potentiel de durcissement. Des traitements thermiques de solution conventionnels peuvent être utilisés lorsque le développement adéquat des propriétés ne se produit pas par vieillissement naturel. Comme le traitement thermique à haute température et la trempe ne sont généralement pas nécessaires, le coût du traitement thermique, les niveaux élevés de contraintes résiduelles et la distorsion sont évités. Des traitements de vieillissement artificiel peuvent être utilisés pour accélérer le processus de durcissement, et les traitements de recuit accomplissent le même but avec une stabilité dimensionnelle et structurale améliorée. Ces alliages présentent généralement des propriétés de traction modérées à bonnes dans l'état de coulée. Les températures de fusion des alliages de ce groupe sont élevées, un avantage dans les pièces moulées destinées au brasage.

L'usinabilité et la résistance à la corrosion générale sont généralement bonnes. La chimie de la plupart des alliages est contrôlée pour minimiser la susceptibilité à la corrosion sous contrainte. La coulabilité des alliages Al-Zn-Mg est médiocre, et de bonnes pratiques de fonderie sont nécessaires pour minimiser les défauts de fissuration à chaud et de rétreint. (J, et al., 2004)

5.8. Aluminium-étain :

Les alliages de l'aluminium avec l'étain, employés souvent pour les soudures de l'aluminium, sont plus altérables que l'aluminium pur. Les principales caractéristiques de la série 8xx.x sont :

- Sable traité thermiquement et moulages permanents (plus difficiles à mouler).

- Excellente usinabilité.
- Paliers et bagues de tous types.
- Approximatif de résistance à la traction maximale approximative : 105 à 210 MPa (15 à 30 ksi).

Utilisation primaire. Comme pour les alliages 7xx.x, les alliages 8xx.x sont relativement durs ne sont utilisés que lorsque leur combinaison de finition de surface et la dureté relative sont importants. L'exemple premier est pour les pièces nécessitant un usinage intensif et pour les bagues et roulements.

Les alliages à base d'aluminium et d'étain sont uniques parmi les compositions importantes. L'aluminium et l'étain sont essentiellement immiscibles. Avant et après la solidification, l'étain est présent sous forme dispersée. Une agitation mécanique est nécessaire initialement pour obtenir la suspension de l'étain, et, en raison des différences de densité, une ségrégation gravitationnelle peut se produire au fil du temps à l'état fondu. Les alliages d'aluminium-étain contenant du cuivre sont conventionnellement durcis par précipitation et peuvent être entièrement traités thermiquement. Étant donné que la plupart des paliers sont coulés dans des formes cylindriques simples solides ou creuses, les pièces peuvent être travaillées à froid plastiquement pour améliorer la résistance à la traction en compression. Les contraintes de solidification et thermiques sont également soulagées par une compression axiale entraînant une déformation permanente de 4 %. (J, et al., 2004)

6. Propriétés des alliages de fonderie :

Les alliages d'aluminium de fonderie sont généralement caractérisés par une bonne résistance à la corrosion, une légèreté, une excellente conductivité thermique et électrique, ainsi qu'une facilité de mise en forme. Ces alliages offrent également une bonne résistance mécanique, une faible densité et une bonne usinabilité.

Ont toutes les caractéristiques nécessaires pour être utilisés de façon efficace dans la production de pièces coulées, les propriétés générales des Alliages d'aluminium de fonderie sont données par le Tableau 3.

Tableau 12 : Les valeurs moyennes de certaines propriétés mécaniques des alliages d'aluminium de fonderie. (jens, et al., 2020)

Propriété	Valeur
Résistance à la traction, MPa	70–505 (10–72)
Élongation, %	51–30
Dureté, HB	30–150
Conductivité électrique, % IACS	18–60
Conductivité thermique, W/m .K à 25°C (Btu .in./h .ft2 °F at 77 °F)	85–175 (660–1155)
Limite de fatigue, MPa	55–145 (8–21)
Coefficient de dilatation thermique linéaire à 20–100 °C (68–212 °F)	$(17.6–24.7).10^{-6} /^{\circ}\text{C}$ ($(9.8–13.7).10^6 /^{\circ}\text{F}$)
Résistance au cisaillement, MPa	42–325 (6–46)
Module d'élasticité, GPa (10^6 psi)	65–80 (9.5–11.2)
Densité	2.57–2.95

7. Microstructure des alliages d'aluminium de fonderie :

Cette structure comprend des solutions solides sous forme de dendrites (hypoeutectiques), des eutectiques plus ou moins complexes (binaires, ternaires) et des constituants intermétalliques.

7.1. Microstructure des alliages d'aluminium de fonderie Al-Si :

Dans le système Al-Si, les cristaux solides d'aluminium se forment sur les parois du moule (plus froides que le cœur) et croissent vers l'intérieur. Leur composition en Si est inférieure à celle du liquide qui les entoure car la solubilité de Si dans Al décroît avec la température. Donc, le silicium est rejeté à la surface des cristaux en cours de croissance et abaisse la température de solidification du liquide à cet endroit par effet cryoscopique (dit surfusion). Ceci ralentit la solidification car plus de chaleur doit être évacuée pour solidifier le liquide de cette couche. Mais si un germe du cristal en croissance parvient à traverser cette couche de liquide en surfusion, il se retrouve dans un milieu non enrichi en silicium et peut se solidifier, ce qui est thermodynamiquement favorable. Cette protubérance est instable et croît rapidement, ce

qui explique que les cristaux d'aluminium se développent non pas sous forme de sphères ou d'aiguilles mais sous forme d'arborescences appelées dendrites (figure 6) dont les bras secondaires sont espacés de quelques dizaines de micromètres, cette distance est appelée espacement des bras de dendrite.

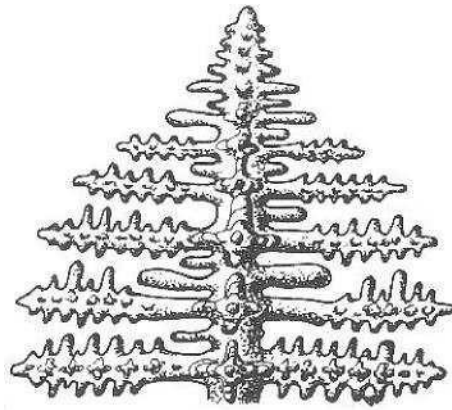


Figure 27 : Schéma d'une dendrite. (J, et al., 2004)

Les propriétés mécaniques de la famille des alliages d'aluminium de fonderie dépendent fortement des paramètres microstructuraux. Il existe donc de nombreuses études traitant de l'influence de ces paramètres.

7.2. Grain, dendrite :

Les cristaux de solution solide prennent, au cours de leur croissance à partir de l'état liquide une forme particulière, la forme dendritique.

La dendrite est un monocristal, dont la ramification est plus ou moins importante suivant notamment la proportion d'eutectique de l'alliage et aussi la vitesse de refroidissement. Alliage à forte proportion d'eutectique, les dendrites sont fines et très ramifiées. On caractérise ces ramifications par la dimension ou par l'espacement des bras dendritiques, que l'on observe, par exemple, sur une coupe métallographique. Le grain peut être défini comme le contour de la dendrite : c'est le cristal d'aluminium plus l'eutectique qui l'imprègne.

7.3. Eutectique :

Dans le cas des alliages aluminium-silicium. Ils contiennent toujours une proportion d'eutectique importante, que l'on retrouve en présence soit de dendrites primaires d'aluminium dans le cas des alliages hypoeutectiques ($Si < 12,6 \%$), soit de cristaux

polyédriques de silicium dans le cas des alliages hypereutectiques ($\text{Si} > 12,6 \%$). À la composition eutectique de 12,6 %, on observe toujours la présence de fines dendrites primaires d'aluminium ou de cristaux de silicium primaires, selon les impuretés présentes dans l'alliage. Le caractère irrégulier de cet eutectique, lié à la croissance non couplée de l'aluminium et du silicium, lui confère souvent l'appellation d'eutectique « divorcé ».

À l'échelle macroscopique, l'eutectique aluminium-silicium se présente sous forme de cellules ou « grains eutectiques », visibles sur échantillons métallographiques, ou même sur certaines surfaces de pièces brutes ou usinées. Ces cellules, dont la germination et la croissance suivent des mécanismes encore mal compris, peuvent être de dimensions millimétriques. Leur nombre et leur taille dépendent à la fois des éléments « Modificateurs » comme le sodium, le strontium ou le calcium, ou « affinant » comme l'antimoine, et des impuretés comme le phosphore qui favorise la germination du silicium.

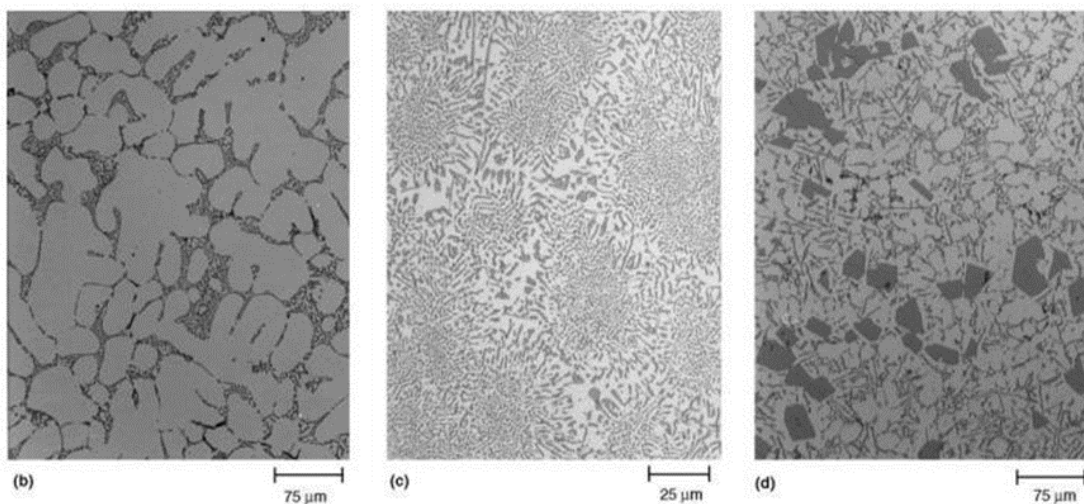


Figure 28 : Microstructures de Al-Si.

- (b) Microstructure d'un alliage hypoeutectique
- (c) Microstructure d'un alliage eutectique.
- (d) Microstructure d'un alliage hypereutectique ($\times 150$)

7.4. Phases Intermétalliques :

Plusieurs phases intermétalliques se forment dans les alliages d'aluminium. Ces phases intermétalliques sont des zones de solution solide qui ont une très grande capacité à dissoudre

les autres éléments. Dans les alliages Al-Si-Cu-Mg-Fe, les composés intermétalliques les plus souvent retrouvés sont présentés au tableau 4.

Tableau 13 : Composés intermétalliques présents dans les alliages Al-Si-Cu Mg-Fe.
(Khadoudja , 2015)

Phases	Caractéristiques
Al_2Cu	massive
Mg_2Si	script chinois
$\beta-Al_5FeSi$	Aiguille/plaquette
$Q-Al_5Cu_2Mg_8Si_6$	massive
Al_7FeCu_2	plaquette
$\pi-Al_8Mg_3FeSi_6$	Présent seulement avec un taux de refroidissement élevé
$\alpha-Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$	Script chinois
$\alpha-Al_{15}(Fe,Mn,Cr,Cu)_3Si_2$	Script chinois

7.8. Phases Intermétalliques de Fe Cu Mg :

Composés intermétalliques :

Les composés intermétalliques sont riches en fer ou riches en cuivre. Parmi les composés intermétalliques riches en fer, les plus importants sont : $\alpha-AlFeMnSi$ et $\beta-AlFeSi$. Pratt et al. Ont reporté que les phases $\alpha-AlFeMnSi$ apparaissent le plus souvent sous une forme d'écritures chinoises ou d'hexagone avec la stœchiométrie $\alpha-Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$ alors que les phases $\beta-AlFeSi$ ont une forme d'aiguilles avec la stœchiométrie $\beta-Al_5FeSi$. La quantité, la forme et les dimensions de ces composés riches en fer dépendent des conditions de refroidissement et de la composition chimique, plus particulièrement du taux de fer et du silicium dans la coulée.

Les phases $\beta-Al_5FeSi$ primaires ont un effet fragilisant sur le matériau. Elles se développent sous forme de plaquettes/aiguilles grossières (figure 8) et génèrent dans la microstructure de l'alliage des zones de concentration de contraintes qui fragilisent le matériau. En plus de cet effet, ces aiguilles riches en fer se forment tôt dans le processus de solidification et ont tendance à empêcher l'écoulement du métal liquide à travers les canaux d'alimentation des zones inter-dendritiques et provoquent la formation de porosités composés intermétalliques

apparaissent fréquemment en contact avec des cavités de retrait. En effet, ces composés favorisent la formation des porosités de retrait en bloquant les canaux d'alimentation des alliages hypoeutectiques aluminium-silicium.

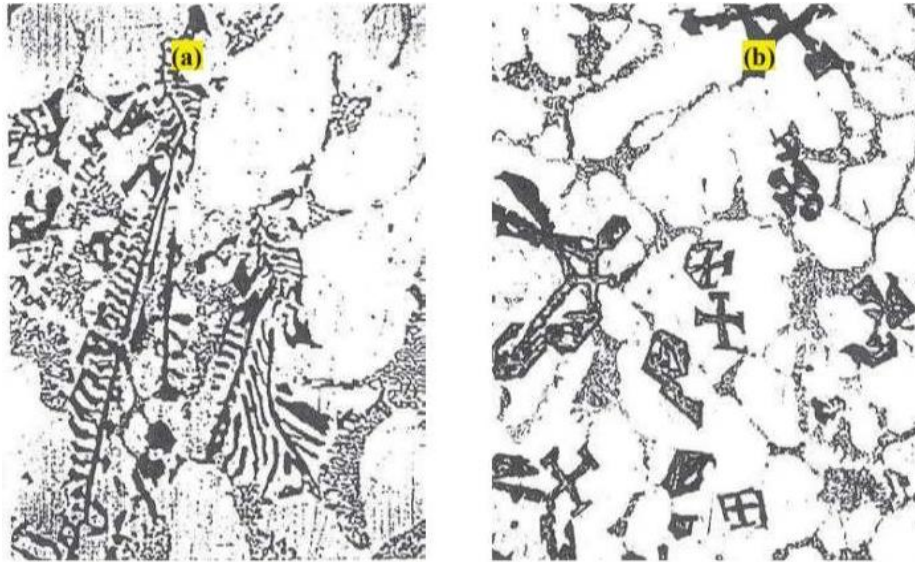


Figure 29 : (a) Micrographie d'intermétalliques en écriture chinoise,
(b) Micrographie d'intermétalliques en cristaux polygonaux. (Khadoudja , 2015)

La taille et la quantité des composés riches en fer sont fortement influencées par la vitesse de solidification et par les éléments d'addition dans l'alliage AlSi9Cu3 (Fe).

Ces éléments peuvent changer la morphologie des phases intermétalliques. Le manganèse et le chrome sont en mesure de changer la morphologie des intermétalliques riches en fer et de les transformer de plaquettes en cubes ou même en globules appelés 'sludge'. En effet, ces éléments chimiques (Mn, Cr) favorisent la précipitation des phases α , qui sont moins nocives que les phases β -AlFeSi. L'addition de 0,35% de Mg à un alliage A319 favorise la précipitation des phases α -Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂ à la place des phases β -Al₅FeSi. Par ailleurs, pour une vitesse de refroidissement supérieure à 1°C/s, l'augmentation de la teneur en Si (4,5% □ 11%) diminue la taille des aiguilles β -AlFeSi et augmente leurs nombres ; Il a aussi remarqué que le Cu a un effet similaire au Mn et au Cr sur la morphologie des phases intermétalliques riches en fer.

La précipitation des phases riches en cuivre Al₂Cu et des phases riches en magnésium Mg₂Si augmente la résistance de l'alliage. La quantité de ces phases varie en fonction des teneurs en

Cu et en Mg. ont observé que les phases Al_2Cu sont juxtaposées aux composés riches en fer β -Fe (figure 9), précisant que les phases intermétalliques β -AlFeSi agissent comme des sites de nucléation des composés riches en Cu en présence du Cu.

La présence du Mg dans les alliages AlSi10Mg, entraîne la transformation d'une proportion des plaquettes de la phase β -Fe en particules de la phase compacte α -Fe de composition $Al_8Mg_3FeSi_6$ et apparaissant sous forme de script. (Khadoudja , 2015)

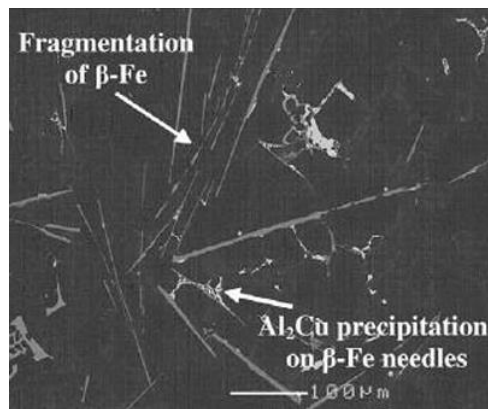


Figure 30 : Précipitation de composés intermétalliques Al_2Cu dans l'alliage AlSi10,8Cu2 sur les aiguilles de β -AlFeSi. (Mohamed, et al., 2009)

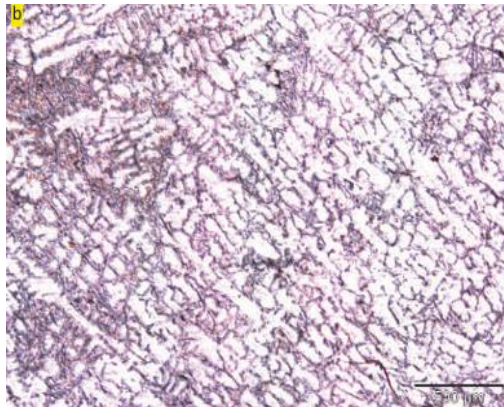


Figure 31 : des échantillons en AlSi10Mg montrant les intermétalliques Mg_2Si .

(Khadoudja, 2015)

8. Traitements Thermiques :

8.1. Généralités :

Les traitements thermiques ont pour objectif de satisfaire un ou plusieurs des buts suivants :

- Homogénéiser la structure après coulée.
- Atténuer autant que possible les tensions dues à la mise en œuvre (coulées, soudure, etc.).
- Stabiliser les dimensions.
- Donner aux alliages des caractéristiques mécaniques spéciales par trempe et revenu ou vieillissement.

Les alliages d'aluminium de fonderie dans leur ensemble reçoivent soit une trempe suivie d'un revenu ou d'une vieillissement et parfois un recuit. Pour comprendre le sens du traitement, il convient de faire une courte incursion dans le domaine de la métallurgie et de se familiariser avec les modifications de structure que peuvent engendrer des cycles thermiques de ce type.

8.2. Désignation :

Il existe plusieurs façons de présenter une pièce faite d'un alliage d'aluminium. De façon générale, on a les cinq désignations suivantes : **F**, **O**, **W**, **T** et **H**, qui représentent le traitement thermique ou le durcissement subi par la pièce. Les pièces portant la mention **F** sont livrées telles que produites. Ces pièces ont été mises en forme sans qu'il n'y ait un contrôle des conditions thermiques ou des contraintes de mise en forme. Les pièces de type **O** ont subi un recuit et une recristallisation. Cela est utilisé sur les produits coulés, pour avoir une meilleure ductilité ou pour une meilleure stabilité des dimensions. Le symbole **O** peut être suivi d'un chiffre, pour avoir plus de précisions sur le traitement utilisé. Les pièces identifiées d'un **W** ont subi une mise en solution, suivie d'une trempe. Cela est utilisé seulement pour les pièces qui ont un vieillissement naturel rapide qui se produit immédiatement après la mise en solution. Le temps requis au vieillissement naturel doit être indiqué pour que la désignation soit acceptable, par exemple : **W 1 h**. Pour être dans la catégorie **T**, il faut subir un traitement thermique qui fournit un produit stable après la trempe et qui est différent des trois autres traitements.

Il y a plusieurs traitements possibles pour les **T**, c'est pourquoi la lettre est suivie d'un chiffre :

T1 : ce traitement englobe les pièces qui ont été refroidies après une mise en forme à haute température et qui ont eu un vieillissement naturel, jusqu'à l'obtention d'un état de stabilité convenable.

T2 : ce traitement englobe les étapes suivantes : refroidissement après une mise en forme à haute température, écrouissage et vieillissement naturel jusqu'à l'obtention d'un état de stabilité convenable.

T3 : mise en solution suivie d'un travail à froid (écrouissage) et d'un vieillissement naturel jusqu'à l'obtention d'un état de stabilité convenable.

T4 : mise en solution suivie d'un vieillissement naturel jusqu'à l'obtention d'un état de stabilité convenable.

T5 : refroidissement après une mise en forme à haute température suivit d'un vieillissement artificiel.

T6 : mise en solution suivie d'un vieillissement artificiel.

T7 : mise en solution et traitement de stabilisation.

T8 : mise en solution suivie d'un écrouissage et d'un vieillissement artificiel.

T9 : mise en solution suivie d'un vieillissement artificiel et d'un écrouissage.

T10 : refroidissement après une mise en forme à haute température, écrouissage et vieillissement naturel jusqu'à l'obtention d'un état de stabilité convenable. Pour tous les traitements thermiques pour lesquels il n'y a pas de mention de travail à froid, ces alliages n'en ont pas subi.

La désignation H représente un état écroui. H1X représente un écrouissage seulement et le X indique le degré d'écrouissage.

H11: mou

H12: 1/4dur

H14: 1/2dur

H16: 3/4dur

H18: 4/4dur

H19: extra dur

Les notations commençant par un H2X, X variant de 2 à 9, représentent des pièces qui ont subi un écrouissage suivi d'un recuit de restauration. Les H3X sont un traitement d'écrouissage suivi d'une stabilisation. (George E. Totten, 2003)

8.3. Traitements de durcissement structural :

La possibilité de traiter thermiquement un alliage est due à l'augmentation, avec la température, de la solubilité à l'état solide des éléments d'addition. Autrement dit, pour qu'un alliage soit traitable thermiquement, il y a lieu que l'un au moins des constituants donne avec l'aluminium un diagramme d'équilibre binaire. Les stades du traitement de durcissement structural : Le traitement thermique dit de durcissement structural comporte trois grands stades.

8.4. Mise en solution :

Pour être traités thermiquement et pour obtenir un durcissement par précipitations, les alliages doivent être composés d'éléments solubles en excès à la température ambiante. Ainsi, pour qu'un alliage d'aluminium contenant un élément allié quelconque soit traitable thermiquement, il faut que la solubilité à l'état solide de l'élément allié augmente avec la température (450 à 590 °C suivant les alliages considérés). La mise en solution se fait en chauffant et en maintenant assez longtemps le métal à haute température, pour laisser aux éléments le temps de se transformer en solution solide. Le temps requis dépend de plusieurs conditions : de l'alliage, de la grosseur de la pièce, de la méthode de coulée utilisée et de la microstructure. Par ailleurs, le principal critère déterminant la durée du traitement de la mise en solution, c'est qu'il soit suffisamment long pour permettre la dissolution des particules primaires formées durant la coulée et pour assurer la diffusion des éléments dans la matrice d'aluminium. Une fois la dissolution des éléments en solution solide complétée, la résistance mécanique de l'alliage ne tire plus aucun avantage à prolonger le temps de mise en solution, mais cela peut améliorer la ductilité.

La température de mise en solution dépend de chaque alliage. Il est plutôt difficile de trouver la température qui favorisera un maximum de solution solide, lorsque l'alliage est composé de plusieurs éléments. De plus, la température ne doit pas être trop élevée, pour éviter les zones fondues ou une surchauffe. De façon générale, il ne faut pas excéder la température de fusion de l'eutectique, tout en la maintenant plus élevée que la température de formation de la deuxième phase. Si la température est trop élevée et qu'elle se trouve au-dessus de la température eutectique, le métal se fragilise car il y a apparition de zones fondues aux joints de grain. Le taux d'humidité dans le four peut aussi être un problème s'il est trop élevé. Cela peut provoquer de l'oxydation à haute température ou une certaine détérioration des pièces. L'hydrogène atomique, formé lorsque l'atmosphère humide du four réagit avec l'aluminium

en surface, se diffuse dans le métal et se recombine en molécules dans les lacunes et autres porosités. Il y a alors la formation de cloches ou d'ampoules qui affaiblissent l'alliage. De très petites lacunes peuvent aussi être formées dans les alliages d'aluminium qui contiennent du Magnésium.

Les phases solubles contenant du magnésium ont tendance à laisser de très petites lacunes quand elles se dissolvent. Lors de la mise en solution des alliages de fonderie, il se produit deux changements plus ou moins importants. Premièrement, la formation de précipités métastables, comme le β' Mg₂Si, provoque des micro-contraintes qui conduisent à une baisse générale de la ductilité. Deuxièmement, la mise en solution provoque des changements dans la morphologie des cristaux de silicium. L'effet premier est l'arrondissement des coins des particules de silicium. La sphéroïdisation des particules est grandement accélérée par la modification au strontium. (Pedersen, L. L. Arnberg, MARS 2001)

8.5. Trempe et durcissement structural :

Les traitements de trempe et de durcissement structural caractérisent les alliages légers dits à traitement thermique ou trempant.

Deux caractères communs et fondamentaux sont :

- Les éléments d'additions sont en solution solide à haute température.

Leur solubilité décroît avec la température.

- Le chauffage porte l'alliage dans la zone de phase homogène à la température (**T1**) (figure11).

Si l'on refroidit l'alliage assez lentement pour que, à chaque température, l'équilibre ait le temps de s'établir, la solution solide qui serait sursaturée au-dessous de (**T2**) se sépare en plusieurs phases : une solution solide de moins en moins riche à mesure que la température décroît, et un ou plusieurs précipités contenant des éléments dissous en forte proportion.

Par contre, si on refroidit l'alliage à partir de la phase homogène en l'amenant rapidement à la température ordinaire (**T3**), on conserve l'état homogène.

Mais la solution solide sursaturée à (T3) est alors dans un état métastable et a tendance à évoluer, dans le cas général, vers un état stable par précipitation de la phase en sursaturation.

C'est cette précipitation qui produit le durcissement structural, qui est appelé :

- vieillissement, lorsque l'évolution se produit à la température ordinaire (T3).
- Revenu, lorsque l'évolution est accélérée par un traitement à une température modérée (T4) inférieure à (T2).

Si on augmente la température au niveau (T5), légèrement inférieure à (T2), il y a recuit et le durcissement structural ne peut plus avoir lieu. (M, 1988)

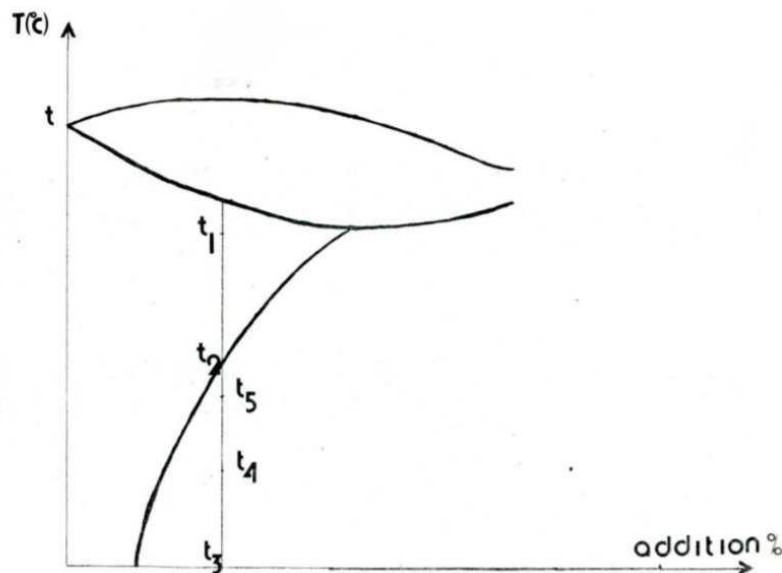


Figure 32 : Mécanisme du durcissement structural. (M, 1988)

8.6. Trempe :

La trempe est un traitement qui consiste à porter l'alliage à une température suffisante pour qu'il se trouve à l'état de solution solide, puis à le refroidir rapidement à l'eau froide.

Pour la majorité des alliages d'aluminium, si l'on considère les courbes représentant la variation des caractéristiques mécaniques (figure 12) relevées après durcissement structural en fonction de la température de trempe, on constate que toutes les caractéristiques passent par un maximum et s'abaissent ensuite pour des températures de mise en solution supérieures ou inférieures.

La vitesse de refroidissement doit être supérieure à la vitesse critique, sinon une précipitation peut avoir lieu, ce qui correspond à une mise en solution incomplète défavorable au durcissement structural.

Le milieu de refroidissement le plus utilisé pour les alliages d'aluminium est l'eau froide (à la température ordinaire). (M, 1988)

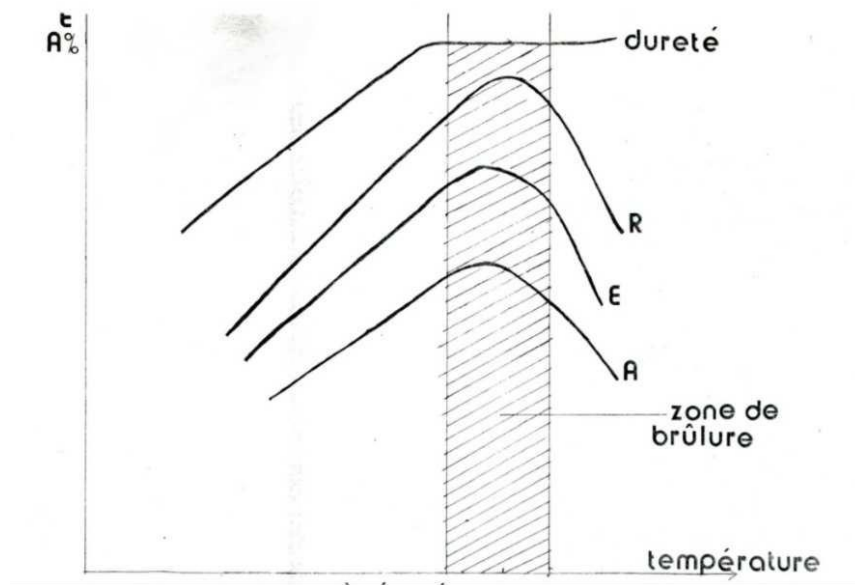


Figure 33: Variation des propriétés mécaniques avec la température de trempe.

8.7. Milieux de trempe :

La majorité des trempes se produit dans l'eau. On peut contrôler le taux de refroidissement des trempes à l'eau en faisant varier la température de cette dernière. De plus, au moment de l'immersion, il est possible de contrôler la stabilité du film de vapeur qui se produit autour de la pièce. Ce film de vapeur ralentit aussi le taux de refroidissement. On peut le stabiliser en ajoutant des additifs ou obtenir le même effet en abaissant la tension de surface. D'autres additions, comme le polyalkylène glycol (huile synthétique) forment un film isolant stable qui ralentit aussi le taux de refroidissement. Plus le film est épais, plus le taux de transfert de chaleur diminue. L'addition de ce polymère aide aussi à uniformiser le mouillage de la pièce et minimise ainsi la distorsion de la pièce. Le film ainsi créé doit résister à l'agitation durant la trempe.

La courbe de refroidissement de la trempe à l'air n'a pas ces variations de taux de refroidissement, elle montre plutôt un refroidissement quasi constant du début à la fin de pièce.

8.8. Vieillissement :

Puisque la solution solide de trempe est sursaturée en éléments d'alliage, l'excès a tendance à précipiter. Ce phénomène est appelé « vieillissement ou maturation ». Tous les alliages durcissables vont subir ce phénomène.

Cependant, puisque l'excès en élément d'alliage est réparti uniformément dans l'alliage, les précipités seront très petits et nombreux.

On peut donc dire que plus l'alliage vieillit, plus il durcit jusqu'à un maximum. Au-delà de cette limite, les précipités formés deviennent trop gros et l'alliage devient de plus en plus fragile.

Il existe deux types de vieillissement :

- Le vieillissement naturel.
- Le vieillissement artificiel.

8.9. Le vieillissement naturel :

Se fait à température ambiante et sur une période de temps beaucoup plus longue.

Seuls les alliages d'aluminium et de zinc sont susceptibles d'être durcis de façon significative par un vieillissement naturel.

8.10. Le vieillissement artificiel :

Consiste à élever, pendant une durée suffisante, la température des alliages d'aluminium en solution solide afin d'améliorer et de stabiliser plus rapidement leurs propriétés. L'instabilité des alliages vient du fait que la solution solide sursaturée en éléments alliés, obtenue lors de la trempe, tend à retourner à l'état d'équilibre. Ce retour à l'état d'équilibre des alliages se fait d'autant plus rapidement que la température de vieillissement est élevée.

Les propriétés mécaniques augmentent avec le temps de vieillissement, jusqu'à un maximum, pour ensuite redescendre.

Le maximum des propriétés mécaniques des alliages d'aluminium est obtenu lorsque la solution solide contient des zones de Guinier-Preston et des précipités métastables correspondants aux états intermédiaires des précipités à l'équilibre. Les précipités stables ne se forment pas directement. Il y a d'abord la formation de zones de Guinier-Preston. Ces zones GP, des petits amas d'atomes cohérents avec la matrice, sont en fait un enrichissement local de la solution solide en atomes de soluté. En augmentant le temps de vieillissement, la taille des zones GP augmente ainsi que la dureté de l'alliage. En poursuivant le vieillissement, les zones GP continuent de croître ; et les zones qui contiennent un pourcentage élevé en éléments alliés forment des phases plus grosses qui sont, en fait, les formes transitoires des précipités stables. Ces phases transitoires sont généralement cohérentes avec la matrice, et deviennent incohérentes lorsque leur taille augmente. Les propriétés mécaniques diminuent lorsque les précipités deviennent incohérents. (Pedersen, L. L. Arnberg, MARS 2001).

CHAPITRE II

La solidification

La solidification :

La solidification est au cœur même de la métallurgie et du principe de la fonderie et cela pour les alliages d'aluminium et pour l'ensemble des procédés industriels (moulage sable...). Cette étape clef du procédé de fonderie n'est cependant pas si triviale qu'elle en a l'air. Bien maîtrisée, elle conduit à des pièces saines avec un dimensionnel respecté et une microstructure conforme. A contrario, la solidification peut entraîner, dans certains cas, des non conformités dont nous allons expliciter les mécanismes.

La solidification, c'est tout d'abord physiquement un changement de phase : le passage d'une phase liquide à une phase solide. En phase liquide, les atomes sont en agitation permanente et sans structure ordonnée spécifique. Inversement, en phase solide, les atomes sont « au repos » – ou tout au moins très faiblement agités – et surtout sont organisés en structure ordonnée (hexagonal compacte, cubique face centrée...) au niveau atomique et en grains, dendrites, ... au niveau macroscopique.

De plus, la solidification s'accompagne d'une libération de chaleur (dite chaleur latente de fusion) qui compense la chaleur perdue par le refroidissement. Ainsi, les métaux purs font leur solidification à température constante. Dans le cas d'un alliage composé de plusieurs corps purs, la température baisse en général au cours de la solidification (sauf dans le cas des eutectiques qui se solidifient eux aussi à température constante). (Hairy, 2018)

Germination :

Solidification se fait en général par cristallisation à partir de la formation de germes de phase solide au sein du métal liquide puis par la croissance de ces germes. On parle ainsi de germination/croissance. Pendant la solidification, il y en général une redistribution des éléments chimiques qui ségrègent et forment des phases différenciées (dendrites dans une matrice par exemple). La formation des germes solides (embryons des grains équiaxes) peut avoir deux origines distinctes.

Tout d'abord, les germes peuvent provenir de fragments de bras dendritiques (phénomène dit de fragmentation) détachés par refusion locale et transportés par convection dans la zone de liquide surfondu. Ensuite, les germes peuvent avoir été ajoutés volontairement – on parle alors d'inoculation – par ajout de particules germinantes (affinant) dans le métal liquide

(AlTi5B pour les alliages d'aluminium par exemple) et qui font office de sites préférentiels de germination hétérogène.

Croissance des grains :

Une fois le germe s'est formé, d'autres atomes vont s'ajouter au cristal pour que la croissance puisse continuer. Pendant la croissance, l'interface prend une structure spécifique à l'échelle atomique. Deux types distincts d'interfaces sont observés :

Une interface facettée ou dentelée (croissance latérale de l'interface) constituée de plans cristallographiques bien définis (facettes) et une interface non facettée ou plane (croissance Normale de l'interface) se déplacerait par la fixation d'atomes en chacun des points de sa

Surface ; une telle interface est parfois appelée interface diffuse représente, quant à elle, une Interface ou la transition est composée de plusieurs couches d'atomes.

La **figure 13** montre les deux types de croissance des grains : facetté et non facetté.

Pendant la croissance des cristaux, les structures qui se développent peuvent être reliées aux Conditions de solidification en particulier à la surfusion. (Lamrous, 2013)

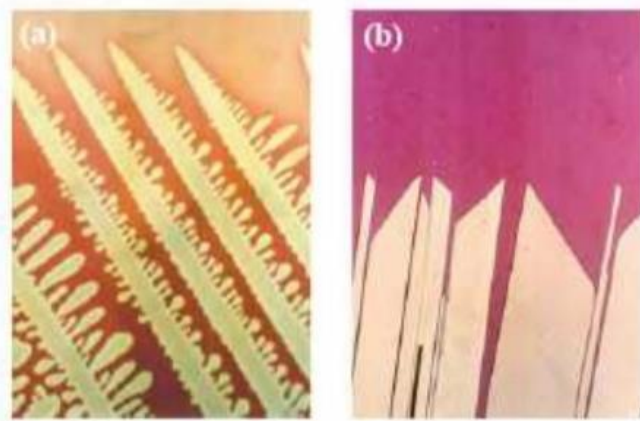


Figure 34 : (a) Dendrites colonnaires pour un alliage transparent ayant un comportement analogue aux alliages métalliques (croissance non facettée),
(b) cristal de benzyle présentant des facettes bien développées (croissance facettée)

Apparition des différentes phases à l'état solide :

Alors qu'à l'état liquide, l'alliage est homogène chimiquement, à l'état solide, la plupart du temps, on observe la présence de différentes phases de composition et de morphologie distinctes. Les mécanismes commencent à être relativement bien compris. Tout d'abord, au cours de la solidification, apparaît un front de solidification avec une interface qui se propage des zones déjà solidifiées vers les zones encore liquides. Prenons le cas d'un alliage binaire (avec 2 constituants), dans le cas où la solubilité de l'un des constituants dans le solide est inférieure à celle dans le liquide, il y a rejet du soluté en avant de l'interface et enrichissement.

Ce rejet est localisé dans une couche limite en avant de l'interface solide/liquide où la concentration en soluté diminue exponentiellement. On observe donc, à l'interface solide/liquide deux gradients ; un gradient thermique et un gradient de concentration. Ces deux gradients ont un effet sur la stabilité du front de solidification ; le gradient de température a un effet stabilisant alors que le gradient de concentration a un effet déstabilisant. On observe ainsi la formation de différentes phases de composition différentes et qui apparaissent de manière régulière dans la matrice.

1.1. La solidification sous forme cellulaire :

Dans le cas des alliages sous forme de solutions solides, il peut exister un type de solidification supplémentaire dit cellulaire dont l'existence dépend de la surfusion de Constitution. Elle est intermédiaire entre la structure de la solidification plane et la structure dendritique.

En effet, si le coefficient de partage k est inférieur à 1, toute saillie se formant au hasard sur l'interface se trouve dans une zone de surfusion et, en conséquence, subsiste et se développe. Puisque le soluté est rejeté à partir de la saillie de la même manière qu'à partir de la portion Plane de l'interface, cette saillie devient une partie stable de l'interface qui donne naissance à sa propre couche de soluté et à la surfusion correspondante. La diffusion latérale conduit le soluté dans le cas où k est inférieur à 1 à s'accumuler sur le pourtour des cellules. Si le

coefficient de partage k est supérieur à 1, ce pourtour est, au contraire, appauvri de soluté (microségrégation). (BEROUAL, 2019)

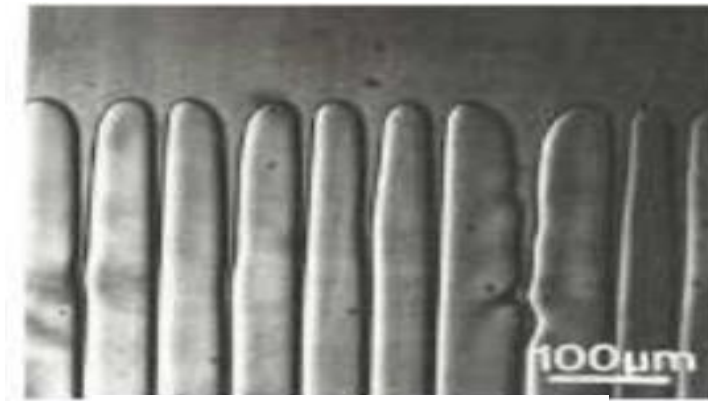


Figure 35 : Cellules profondes.

La solidification sous forme dendritique :

De nombreux alliages présentent en particulier une solidification de type dendritique. Les grandeurs caractéristiques des dendrites en fin de solidification (R le rayon de courbure de la pointe, λ_1 et λ_2 les espacements entre les troncs primaires et les branches secondaires respectivement) ont une influence prépondérante sur les propriétés mécaniques des matériaux. L'espacement des troncs primaires de dendrites est fonction de l'étendue de la zone pâteuse, du gradient thermique et de la vitesse de croissance.

Espacement primaire et secondaire des bras de dendrites :

La figure 15 illustre les grandeurs caractéristiques qui définissent la microstructure dendritique. On peut noter le rayon de courbure de la pointe R , ainsi que λ_1 et λ_2 qui correspondent respectivement aux espacements entre les troncs primaires et branches secondaires en fin de solidification. La microstructure, et donc la variation de ces paramètres, ont une influence prépondérante sur les propriétés des matériaux (propriétés mécaniques par exemple).

Les fondeurs utilisent, pour mesurer la finesse de la structure, deux indicateurs :

1.2. DAS (Dendrite Arm Spacing) :

Il s'agit de la distance moyenne entre deux bras primaires de dendrites

1.3. SDAS (Secondary Dendrite Arm Spacing):

L'Espacement des bras dendritiques secondaires est la distance linéaire entre deux des dendrites secondaire (ou bras) α -Al. Comme ce SDAS est régie par les conditions de solidification, il fournit donc une mesure directe de la vitesse de solidification. En général, les propriétés mécaniques des pièces moulées en aluminium ont tendance à corrélérer mieux avec

Les DAS que la taille de grain. Plus les vitesses de solidification sont grandes, plus l'espacement est fin, ce qui fournit de meilleures propriétés mécaniques.

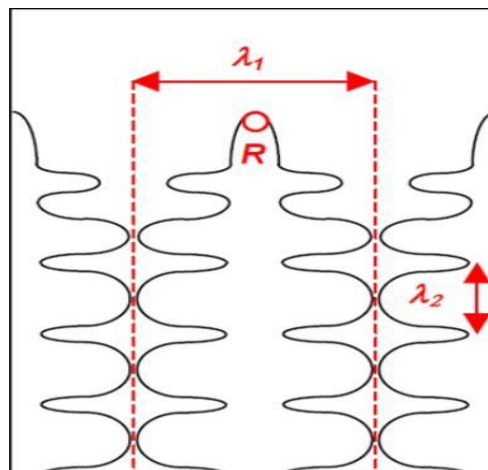


Figure 36 : Représentation des caractéristiques principales qui définissent les dendrites.

Dendrites colonnaires et dendrites équiaxes :

Une structure colonnaire dendritique croît dans un environnement avec un fort gradient de température, de faible convection et dans le sens opposé du flux de chaleur, c'est-à-dire, si le rapport : gradient thermique (G)/ vitesse de solidification (V) est insuffisant. Les dendrites peuvent également prendre la forme de dendrites équiaxes (figure 16).

La croissance des grains équiaxes dendritiques est privilégiée lorsque la température du liquide est inférieure à la température du liquidus et le gradient de la température est faible.

La transition colonnaire équiaxe est un problème d'actualité en métallurgie car les deux formes de grains sont à l'origine de propriétés différentes.

D'un point de vue théorique, la structure de grains résulte de phénomènes de germination et de croissance opérants dans deux modes distincts, le mode colonnaire et le mode équiaxe, qui sont en compétition. En avant d'un front dendritique colonnaire se trouve une zone de liquide surfondu (surfusion) entre la température de pointe des dendrites colonnaires et la température du liquidus (figure 17).

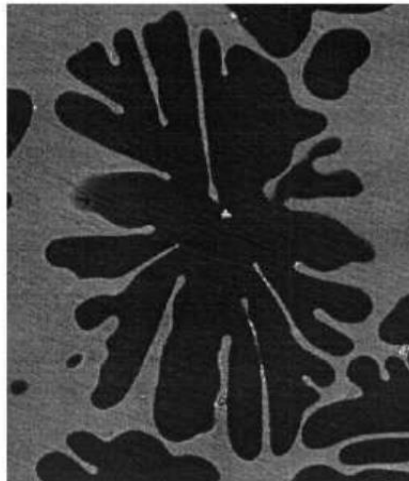


Figure 37: Dendrite équiaxe d'un alliage Al-3.5%Ni affiné d'après.

Si des germes solides sont présents dans cette zone, ils peuvent croître et on observe une compétition entre la croissance des cristaux équiaxes libres et l'avancée du front colonnaire qui peut aboutir à la transition colonnaire équiaxe.

La formation des germes solides embryons des grains équiaxes peut avoir deux origines :

Les germes peuvent provenir de fragments de bras dendritiques détachés par refusion locale et transportés par convection (fragmentation).

La refusion locale peut résulter d'un mécanisme de réajustement des espacements Dendritiques, suite à une décélération du front colonnaire, et/ou être entretenue par un écoulement convectif local.

La convection joue certainement un rôle important dans ce type de transition, pour transporter ces germes potentiels dans la zone de liquide surfondu. Dans la partie centrale des lingots industriels, le front colonnaire est stoppé par une croissance massive de cristaux équiaxes, lorsque le liquide restant devient surfondu (figure 17). (Lamrous, 2013)

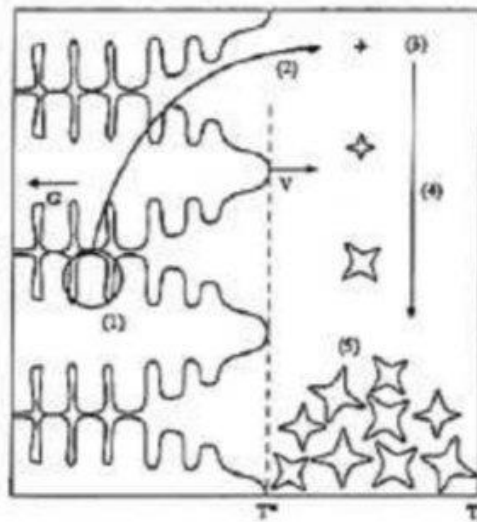


Figure 39: mécanisme de transition colonnaire équiaxe décrit par le modèle de Maxwell et Hellawell en solidification horizontale.

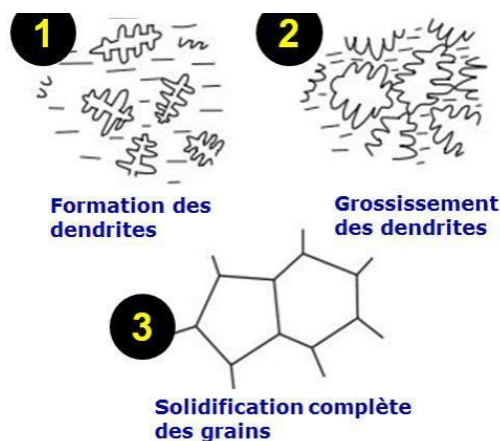


Figure 38: Formation des grains lors de la solidification.

Les bras secondaires, quant-à-eux, s'épaississent depuis leur naissance jusqu'à leur dimension finale en fin de solidification.

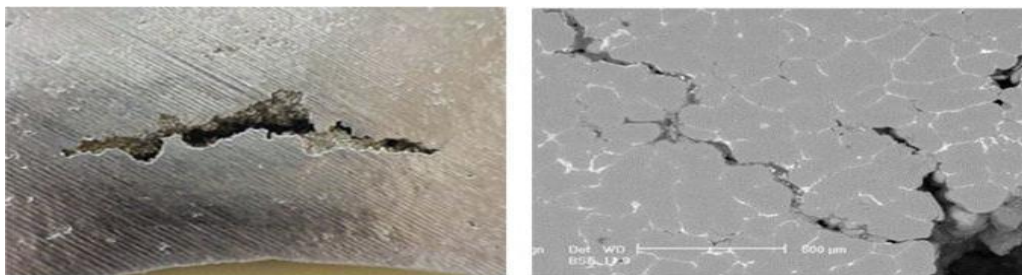
La finesse dendritique est fonction de la vitesse de solidification et est très liée au process de fabrication. Ainsi, pour les alliages d'aluminium, elle est environ de 45 μm en moulage sable. Alors qu'elle est de 20 μm environ en moulage coquille et de 10 μm (ou moins) en moulage sous pression. Cette finesse dendritique, très variable d'un procédé à l'autre, est liée agradient thermique. (Hairy, 2018).

Tableau 14: Finesse dendritique de l'aluminium en fonction du procédé et du gradient de solidification.

Procédé de fabrication	Finesse dendritique
Moulage sable	45 μm
Moulage coquille	20 μm
Fonderie sous pression	10 μm

Les retassures et les criques, défauts typiques liés à la solidification :

Deux types de défauts sont imputables directement à la solidification de l'alliage : les retassures et les criques.



Retassure

Crique

Figure 40 : Défauts de solidification – retassure (macrographie) et crique (vue MEB).

Les retassures, de forme « déchiquetée » et irrégulière, sont des défauts internes (débouchant quelquefois en surface) qui résultent de la contraction à la solidification (non compensée par les masselottes). On distingue les macro-retassures concentrées des micro-retassures dispersées.

Les criques, quant-à-elles, sont des fissures débouchantes, qui peuvent être uniquement en surface de la pièce ou bien affecter la pièce en profondeur et compromettre sa tenue mécanique. Les retassures (défauts internes) sont contrôlées par radiographie alors que les criques (défauts débouchant en surface) sont plutôt diagnostiquées par un contrôle en ressuage. (Hairy, 2018)

L'intervalle de solidification :

L'intervalle de solidification est l'écart entre le Liquidus (température de début de solidification) et le Solidus (température de fin de solidification). Cet intervalle de solidification conditionne directement les propriétés de l'alliage. Ainsi, les alliages à faible intervalle de solidification (dits « eutectique ») ont un « bon comportement de fonderie » (faible propension à la retassure et à la crique) alors qu'à contrario les alliages à fort intervalle de solidification sont davantage problématiques au niveau de leur mise en forme (sensibilité à la crique et à la retassure plus importante). Pour les alliages d'aluminium, par exemple, l'alliage AlCu5MgTi (intervalle de solidification de 90°C) est réputé pour être très sensible à la crique alors que l'alliage AlSi7Mg0.3 (intervalle de 40°C) est y très peu sensible.

Le retrait à la solidification :

La structure à l'état solide étant mieux ordonnée au niveau atomique qu'à l'état liquide, elle occupe également un volume plus réduit. La pièce fait donc un retrait volumique lors de la solidification. Ce retrait se manifeste par une modification du dimensionnel de la pièce (retrait sur les surfaces externes de la pièce) et par des défauts internes possibles (retrait non compensé à l'intérieur de la pièce).

Les leviers d'action sur la solidification :

Pour piloter la microstructure d'un alliage et contrer les effets de la solidification (retassures, retrait lors de la solidification), plusieurs leviers sont disponibles. On peut ainsi agir sur le design de la pièce, sur la métallurgie et enfin sur le process de transformation. Tout d'abord, au niveau du dessin de la pièce, il convient par exemple d'éviter les zones massives isolées qui ne pourront pas être compensées par les masselottes et conduiront à des défauts internes. Ensuite, le choix de l'alliage et son traitement métallurgique (ajouts de germes) peuvent permettre, si besoin, de modifier la finesse de la microstructure.

Enfin, le masselottage permettra par exemple d'amener du métal liquide pendant la solidification et de « combler » les retassures ou des refroidisseurs métalliques (en moulage sable) auront un effet bénéfique pour diriger localement la solidification et pour obtenir un gradient thermique plus important contribuant également à une microstructure plus fine.

II.1. Moulage :

Le moulage est un procédé de fabrication qui consiste à obtenir une pièce de géométrie complexe en coulant un métal en fusion dans un moule. La pièce est ensuite retirée du moule lorsque le métal est solidifié. Les procédés de moulage sont regroupés en plusieurs familles : le moulage au sable, le moulage en moules permanents, le moulage sous pression et le moulage à la cire perdue.

L'aluminium est un métal très intéressant pour les procédés de moulage dû à sa faible température de fusion qui est de 660°C comparativement à 1450°C pour l'acier. Cela permet de faire des économies notables en consommation d'énergie. Cette faible température de fusion permet d'utiliser l'acier pour fabriquer des moules permanents.

Est aussi dicté par des considérations économiques liées à la taille, à la forme des pièces ainsi qu'à l'importance des séries. Les abréviations suivantes sont utilisées pour désigner les différents procédés de moulage selon la norme NF EN 1706 : (Hedda, 2021)

- S moulage au sable
- K moulage en coquille
- D moulage sous pression
- L moulage de précision (cire perdue)

Procédés de moulage :

Les procédés de moulage utilisés dans la fonderie aluminium peuvent être répertoriés en fonction du Système de mise en forme utilisé : destructible (détruit pour extraire la pièce après moulage) à base de sable ou une céramique réfractaire, ou permanent (réutilisable après le moulage de chaque pièce) réalisé en métal. Les principaux procédés peuvent être synthétisés comme suit :

Moulage en moule métallique par gravité (coquille) :

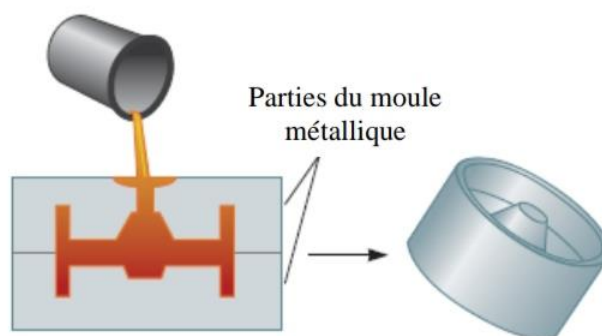


Figure 41: Procédé de moulage en coquille (moulage permanent), dans lequel le métal est Versé dans un moule en fer ou en acier

C'est un procédé répandu en fonderie d'aluminium, il permet la fabrication de pièces en grandes séries ainsi qu'une bonne reproductibilité des pièces, les moules (coquille) sont normalement réalisés en acier ou en fonte. Pour l'obtention des formes intérieures (parties creuses, orifices, ...) des noyaux métalliques ou destructibles peuvent être utilisés. Le métal est directement coulé dans l'empreinte du moule métallique.

La technique de la coulée par gravité a été adoptée par la plupart des entreprises parce qu'elle permet de réduire les coûts de production. L'outillage utilisé dans la coulée par gravité est moins cher que celui utilisé dans la coulée sous pression. Le moule métallique en coquille doit être chauffé à une température d'environ 200 à 350°C selon le matériau coulé avant de pouvoir être utilisé. Cela diminue les risques des chocs thermiques et prévient le refroidissement hâtif que peut subir le métal pendant le remplissage du moule. Une étape assez importante du procédé de moulage en coquille consiste à éviter l'attaque du moule par le métal en fusion, les surfaces en contact avec l'alliage coulé sont enduites d'un produit appelé "poteyage". Ce produit est porté sur les surfaces du moule par pulvérisation ou par pinceau. Son rôle, se présente sous quatre aspects :

- Protection de la coquille,
- Ajustement du refroidissement,
- Amélioration de l'état de surface,
- Lubrification et agent de démoulage.

Le tableau qui suit dresse une courte liste des avantages et des inconvénients du moulage en coquille par gravité. (Hedda, 2021)

Tableau 15 : Avantages et inconvénients du moulage en coquille par gravité.

Avantages	Inconvénients
<ul style="list-style-type: none"> ➤ Des caractéristiques mécaniques améliorées dues au refroidissement plus rapide de l'alliage coulé contre les parois métalliques du moule, ➤ Pièces présentent un très bon fini de surface, ➤ Les parois plus minces peuvent être coulées, elles peuvent être plus petites que celles du procédé de coulée sous pression, ➤ Une simplification et une réduction de l'usinage (même s'il est difficile de le supprimer complètement), ➤ La possibilité d'utiliser des noyaux en sable afin de réaliser les pièces de formes internes complexes. 	<ul style="list-style-type: none"> ➤ Coût élevé des moules restreint l'utilisation du procédé à une production élevée, ➤ Cette technique ne permet pas de réaliser des formes très complexes, on ne peut pas concevoir des trous de diamètre inférieurs à 6 mm, des filets extérieurs ou intérieurs ainsi que des rainures, ➤ Écoulement turbulent du métal en fusion peut causer des inclusions.

1.4. Moulage au sable :

C'est le procédé qui couvre tout le spectre des pièces et applications de la grande série pour les applications automobiles jusqu'aux séries moyennes/petites (secteur ferroviaire, aéronautique).

Les moules sont réalisés en sable dont les plus utilisés sont la silice (SiO_2), la zircone (SiO_4Zr) et la chromite (Cr_2O_3). La versatilité du procédé permet d'utiliser des refroidisseurs pour accélérer le refroidissement et produire des pièces avec des formes extérieures et intérieures très complexes en gardant des caractéristiques mécaniques satisfaisantes. Les sables utilisés pour le moule sont liés avec une résine qui confère un certain grade de plasticité au sable pour permettre l'absorption du retrait des alliages et éviter les criques à chaud. Le matériel fondu est directement coulé dans le moule qui a déjà pris la forme du négatif du modèle à produire, réalisé au préalable en phase de formage du moule. (Chiesa, 2019)

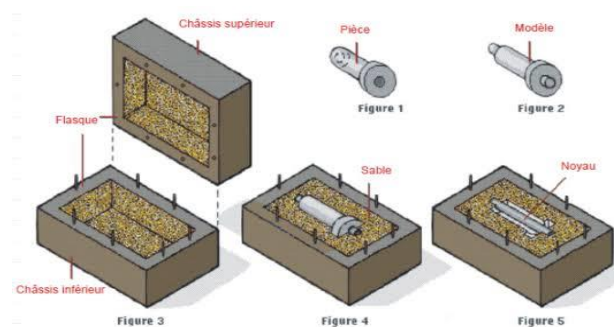


Figure 42 : moulage en sable.

1.5. Moulage au sable lié à l'argile :

1.5.1. Sables argileux :

Ils contiennent soit de l'argile naturelle, soit de la bentonite qui est une argile activée. L'argile est mélangée au sable avec de l'eau. Elle sert de liant et confère au sable préparé une résistance suffisante et une bonne plasticité.

1.5.2. Les sables silico-argileux naturels :

Mélanges de sables siliceux et d'argiles utilisables à l'état tel quel après humidification, ont été utilisés pendant très longtemps pour la fabrication des moules, parfois à l'état étuvé pour en augmenter la cohésion. Ils ont presque totalement disparu aujourd'hui, au profit des sables préparés ou synthétiques.

1.5.3. Les sables synthétiques :

Artificiellement composés d'un sable de base et d'une argile pure, sont employés pour tous les types de moulages, et en particulier sur les lignes très automatisées pour la grande série. Ils nécessitent beaucoup moins d'eau que les sables naturels et ont une excellente perméabilité. Ce type de sable présente une bien meilleure formabilité (capacité de bien épouser la forme du modèle) que les sables naturels.

Pour le moulage main de pièces de présentation ou décoratives, ou bien des couches de contact, on utilise parfois des sables liés avec une bentonite hydrophobe dont le gonflement est assuré par de l'huile. La grande finesse de ce sable (indice AFS 140) permet d'obtenir d'excellents états de surface. La perméabilité limitée nécessite de créer des tirages d'air importants.

Pour le moulage main de pièces de présentation ou décoratives, ou bien des couches de contact, on utilise parfois des sables liés avec une bentonite hydrophobe dont le gonflement est assuré par de l'huile. La grande finesse de ce sable (indice AFS 140) permet d'obtenir d'excellents états de surface. La perméabilité limitée nécessite de créer des tirages d'air importants. (JACOB, 2004).

1.5.4. Moulage au sable naturel :

Certaines fonderies utilisent du sable lié naturellement. Il s'agit d'un sable qui contient un pourcentage naturel d'argile. L'ajout d'eau est la seule opération nécessaire pour activer la capacité de liage. Si nécessaire, certains additifs peuvent être mélangés également. La composition approximative du sable naturel est constituée d'environ 80 % de sable quartzueux, 1 % d'argile et de % d'eau. (Chiesa, 2019)

1.5.5. Moulage au sable vert :

Le moulage en sable vert est le procédé de moulage le plus courant. Le sable vert n'est généralement pas utilisé pour fabriquer des noyaux. Le sable vert est le seul procédé qui utilise un mélange de sable humide. Le mélange est constitué d'environ 85 à 95 % de sable silicieux (ou d'olivine ou de zircon) ; de 5 à 10 % d'argile de bentonite ; de 3 à 9 % de matériaux carbonés tels que du charbon (de mer) en poudre, des produits pétroliers, de l'amidon de maïs et de la farine de bois ; et 2 à 5 % d'eau. L'argile et l'eau agissent comme liant et maintiennent ensemble les grains de sable. Les matériaux carbonés brûlent lorsque le métal fondu est coulé dans le moule, créant une atmosphère réductrice qui empêche le métal de s'oxyder au fur et à mesure qu'il se solidifie. Un des avantages majeurs de l'utilisation du moulage en sable vert est que le sable provenant des moules peut être régénéré pour de multiples réutilisations. La bentonite est généralement utilisée comme additive pour la préparation de sable vert pour la coulée de métal léger et d'aluminium. (Chiesa, 2019)

Le tableau suivant dresse une courte liste des avantages et des inconvénients du moulage au sable. (Hedda, 2021)

Tableau 16 : Avantages et inconvénients du moulage au sable.

<ul style="list-style-type: none">➤ Elaboration de tous types de matériaux métalliques : métal ferreux et non ferreux,➤ Poids des pièces: 200 grammes à plusieurs tonnes,➤ Si un compactage uniforme du sable et un contrôle précis des propriétés du sable sont maintenus, des tolérances très étroites peuvent être obtenues,➤ Temps relativement court pour produire un moule par rapport aux nombreux autres procédés.	<ul style="list-style-type: none">➤ La surface de la pièce moulée contient du sable ce qui cause l'usure rapide des outils de coupe,➤ Tolérances dimensionnelles de ± 0.5 à ± 10 mm,➤ Epaisseur minimale des parois: 2.5 mm.
---	--

Chapitre III

Protocoles expérimentaux

1. Introduction :

Dans le cadre de notre étude sur les propriétés des alliages d'aluminium, nous avons entrepris de fondre un alliage d'aluminium, puis de le durcir dans deux types de moules différents : un moule en argile et un moule en métal. Par la suite, nous avons appliqué un traitement thermique à l'alliage durci afin de mesurer le pourcentage de dureté. Cette approche expérimentale nous permettra d'explorer l'impact des différents types de moules et des traitements thermiques sur les propriétés mécaniques de l'alliage, en particulier sa dureté. Les résultats de cette étude fourniront des informations précieuses sur les processus de durcissement des alliages d'aluminium et auront des implications importantes pour leur utilisation dans diverses applications industrielles.

2. ALLIAGE ETUDIE :

Une tôle d'alliage à base d'aluminium Al-Mg-Si à excès de silicium, a fait l'objet De notre étude.

La composition chimique de l'alliage étudié, en pourcentage massique, est représentée dans le tableau.

Tableau 17:Composition Chimique de l'alliage étudié.

Si	Cu	Fe	Mg	Cr	Zn	Mn	Al
10.8	4.1	0681	0.1	0.018	0.36	0.274	Bal

3. ELABORATION DES ALLIAGES ETUDIES :

Nous avons effectué le processus de fusion des alliages que nous souhaitons étudier dans un four électrique, où ils ont été placés sous l'influence de la température de 670degrés pendant 2 heures.



Figure 43:Le four utilisé pour la fusion

3.1. MOULAGE :

Lors du processus de mise en forme des alliages d'aluminium fondus, nous avons utilisé deux types de moules pour la solidification : l'un en argile et l'autre en métal.

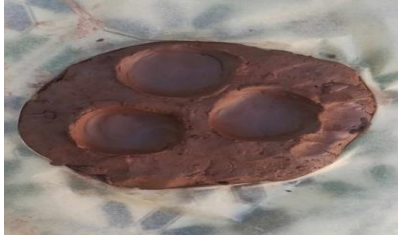


Figure 45: moule en argile



Figure 44: moule en métal

1.2. POLISSAGE :

Pour réaliser une étude métallographique, l'observation au microscope optique requiert une préparation minutieuse de la surface. Les échantillons ont été soumis à un polissage mécanique avec du papier abrasif de grain 80 puis 1200, à l'aide d'une polisseuse.

- L'échantillon formé dans le moule en argile a été poli en utilisant du papier ABRASIF de grain 80 à 1200.
- L'échantillon formé dans le moule en métal a été poli en utilisant du papier de verre de grain 800 à 1200.

Après avoir terminé le processus de polissage, nous essuyons les échantillons avec de la pâte de diamantée pour obtenir de meilleurs résultats



Figure 46: Appareil de polissage

4. Techniques d'analyse :

Pour caractériser nos échantillons, nous avons utilisé les techniques expérimentales

Suivantes :

- Microscope Optique (MO).
- Duromètre universelle.



Figure 47: Microscope optique

4.1. MICROSCOPIE OPTIQUE :

Nous plaçons les échantillons dans le microscope optique pour vérifier que le processus de polissage nous a donné le résultat souhaité en termes de pureté de la surface. Avec un grossissement de 100 à 500.

4.2. La Dureté :

Faire un essai de dureté consiste généralement à mesurer la résistance d'un matériau à l'aide d'une machine d'essai de dureté. Les méthodes varient selon le matériau et l'application, mais les essais les plus courants incluent la dureté Rockwell, Brinell et Vickers. Chacune de ces méthodes utilise des indentures spécifiques et des charges prédéterminées pour enfoncer dans le matériau, puis mesure la taille ou la profondeur de l'empreinte laissée pour déterminer la dureté.

Dans notre travail, nous avons utilisé un Microduromètre du marque INNOVATEST.

- Méthodes utilisé : Brinell.
- Force appliqué : 25 kgf
- Diamètre : 5 mm



Figure 48:Microduromètre

5. TRAITEMENT THERMIQUE :

Ce processus comprend un traitement thermique suivi d'un refroidissement rapide dans l'eau. Le traitement thermique consiste à chauffer les échantillons à une température spécifique, dans ce cas 490 degrés, pendant une durée déterminée, qui était de 2 heures. Cette étape peut modifier la structure cristalline des échantillons, améliorer leur résistance mécanique, ou modifier leurs propriétés physiques ou chimiques.

5.1. Trempe :

Les pièces sont plongées rapidement dans un bain de température ambiante. Le temps de Transfert et la température de l'eau sont des éléments importants pour une bonne maîtrise du processus : le refroidissement doit être suffisamment rapide pour maintenir la solution Solide en sursaturation.



Figure 49: trempe l'échantillons d'alliages

5.2. VIEILLISSEMENT :

Après la trempe, le durcissement par précipitation est achevé par un vieillissement naturel (température ambiante) ou par un vieillissement artificiel (température donnée).

Le vieillissement est effectué après le trempage pour réduire les contraintes mécaniques internes générées lors de ce processus. Cette étape permet d'améliorer la résistance mécanique des pièces traitées et de rétablir leurs valeurs de résilience.

Dans notre traitement, nous avons utilisé le vieillissement artificiel. Nous avons appliqué une chaleur estimée à 200 degrés pendant 4 heures

5.3. La Dureté :

Après avoir effectué le traitement thermique et soumis l'échantillon au processus de vieillissement, nous avons mesuré à nouveau la dureté. Cette étape est essentielle pour

évaluer les changements de structure et de propriétés mécaniques résultant des traitements précédents.

Dans notre travail, nous avons utilisé un Microduromètre du marque INNOVATEST.

- Méthodes utilisé : Vickers
- Force appliqué : 500 g

Chapitre IV

Résultats et interprétations

1. LES PHOTOS DES MICROSTRUCTURES :

Toutes les photos sont prises aux échelés X50.

1.1. Alliage d'aluminium moules en argile et métal avant le traitement thermique :

Pour l'échantillon sans traitement thermique, on remarque l'absence de structure dendritique, des phases aciculaires, (aiguilles de Silicium primaire), des phases intermétalliques sous forme de polyèdres, et de symboles chinois, et en clair : la matrice Al.

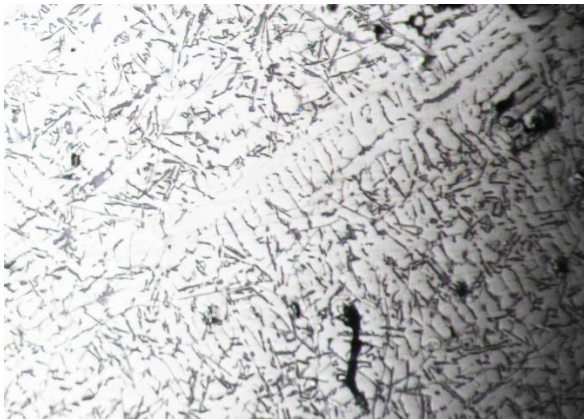


Figure 30 : argile X50 avant le TT

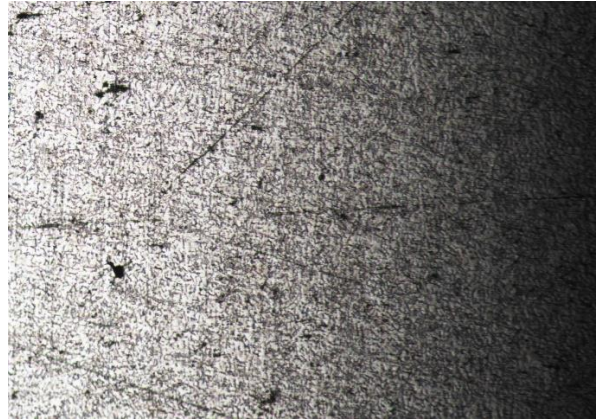


figure 31 : métal X50 avant le TT

1.2. Alliage d'aluminium moules en argile et métal après le traitement thermique :

Pour les échantillons traités thermiquement, La microstructure devient plus fine, les phases de silicium plus petites et moins aciculaires, les intermétalliques sont plus fins, et distribués de façon uniforme.

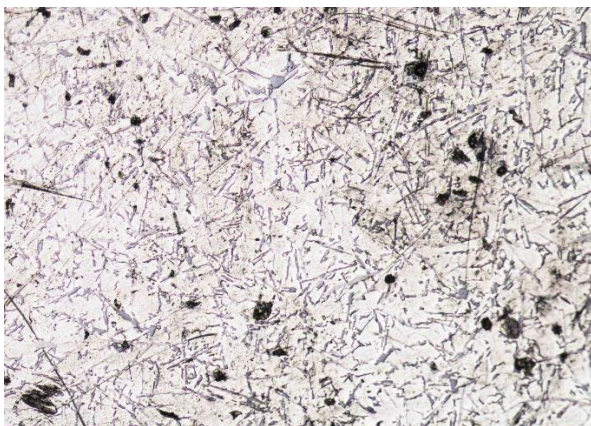


Figure 32 : argile X50 après le TT

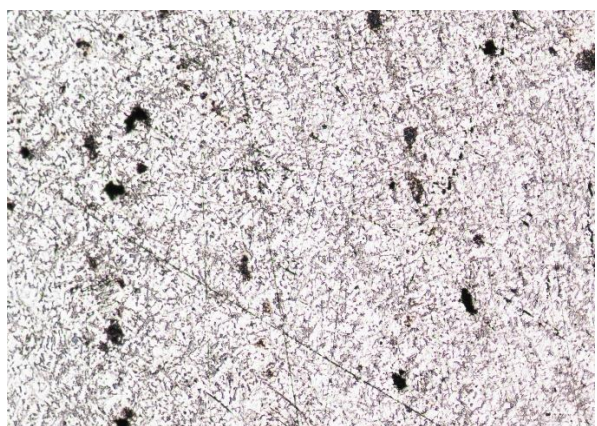


Figure 33 : métal X50 après le TT

2. Essai de dureté :

Pour les deux alliages (alliages d'aluminium moulée en argiles et en métal) on a mesuré la dureté avant et après traitement thermique, les résultats obtenus sont représentés dans les tableaux 9-10 :

2.1. Alliage moulée en argiles et métal avant le traitement thermique :

Tableau 18 les valeurs de dureté d'alliage moulée en argile et en métal avant le traitement thermique.

La force	500g			La moyenne
Alliage Moulée en argiles	49.63 HV	50.80 HV	51.63 HV	50.68 HV
Alliage Moulée en métal	54.91 HV	55.30 HV	55.52 HV	55.24 HV

2.2. Alliage moulée en argiles et métal après le traitement thermique :

Tableau 19 les valeurs de dureté d'alliage moule en argile et en métal après le traitement thermique

La force	500 g			La moyenne
Alliage Moulée en Argile	59.86 HV	58.93 HV	60.54 HV	59.77 HV
Alliage Moulée en Métal	76.82 HV	76.13 HV	79.62 HV	77.62 HV

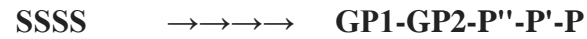
Comme on l'a vu dans les chapitres précédents, la vitesse de solidification a un effet important sur la microstructure des dendrites et par conséquent, un effet sur les propriétés mécaniques. Les échantillons moulés dans un moule métallique ont une dureté plus importante que ceux moulés dans un moule en argile. Le moule en métal offre une plus grande vitesse de solidification, ce qui se traduit par des dendrites plus petites comme le montre l'observation microscopique figure 29-30.

Le moule en argile par contre donne une vitesse de solidification lente, ce qui donne une structure dendritique plus grossière et par conséquent, une dureté moins élevée. Cette différence de dureté entre les échantillons moulés dans un moule en métal par rapport à ceux moulés dans un moule en argile persiste après le traitement thermique.

L'augmentation de dureté des échantillons traités par rapport à ceux non traités est due essentiellement au vieillissement par précipitation Durcissement par précipitation

Lors du traitement de mise en solution les atomes de soluté se retrouvent dans la solution solide Alpha-Al et les composés intermétalliques d'équilibre se décomposent.

La trempe des échantillons dans l'eau fige la microstructure. Lors du traitement de vieillissement des précipités commencent à se former selon le schéma de précipitation Suivante :



Les phases concernées par la précipitation sont Al₂Cu, Mg₂Si.

Le mieux pour les propriétés mécaniques c'est d'avoir beaucoup de précipités hors équilibre de petite taille

Conclusion générale :

En conclusion générale, les résultats de cette étude sur les alliages d'aluminium de fonderie ont révélé l'impact crucial de la vitesse de solidification sur la microstructure des dendrites et, par conséquent, sur les propriétés mécaniques des alliages. Les échantillons moulés dans un moule métallique présentent une dureté supérieure à ceux moulés dans un moule en argile, ce qui s'explique par la plus grande vitesse de solidification offerte par le moule en métal. Cette vitesse accrue entraîne la formation de dendrites plus petites, comme l'ont confirmé les observations microscopiques. À l'inverse, le moule en argile, avec sa vitesse de solidification plus lente, produit une structure dendritique plus grossière et une dureté réduite.

De plus, cette différence de dureté entre les échantillons moulés dans des moules en métal et en argile, une dureté plus importante après le traitement thermique. L'augmentation de dureté observée dans les échantillons traités thermiquement par rapport à ceux non traités s'explique principalement par le processus de vieillissement par précipitation. Les meilleures propriétés mécaniques sont obtenues lorsque de nombreux précipités hors équilibre de petite taille se forment.

Ainsi, pour optimiser les propriétés mécaniques des alliages d'aluminium de fonderie, il est essentiel de contrôler la vitesse de solidification et de favoriser la formation de précipités fins hors équilibre. Cette étude souligne l'importance des conditions de moulage et des traitements thermiques dans l'amélioration des performances des alliages d'aluminium de fonder

Bibliographie :

- J, Gilbert Kaufman et Elwin , L Rooy. 2004.** *Aluminum Alloy Castings Properties, Processes, and Applications*. s.l. : ASM International, 2004. pp. 13-14.
- BEROUAL, Saïd. 2019.** *Étude de la coulée d'un alliage d'aluminium*. Biskra : Thèse, 2019.
- Chiesa, Franco. 2019.** *Moulage au sable de l'aluminium*. centre de métallurgie du Québec. Québec : alu Québec, Cei Al, 2019.
- George E. Totten, D. Scott MacKenzie, [éd.]. 2003.** *handbook of aluminium volume 2 Alloy Production and materials manufacturing*. 2003.
- Hairy, Patrick. 2018.** La solidification des alliages métalliques. *metablog.ctif.com*. [En ligne] 10 09 2018.
- Hedda, Garoui. 2021.** *Modification de la structure des alliages d'aluminium coulés sous vibration*. ANNABA : Mémoire de Fin d'Etudes, 2021.
- JACOB, Jean-Jacques PERRIER +Sylvain. 2004.** Moulage des alliages d'aluminium. 2004, 636.
- JEAN, PAUL BÂILON et JEAN, Marie dorlot. 2000.** *Des matériaux*. troisième édition. Montréal : école polytechnique, 2000. p. 520.
- jean, paul bâilon . 2000.** *Métaux et alliages non ferreux*. s.l. : ISBN, 2000. p. 521.
- jens, freudenberger et martin, heilmaier. 2020.** *science des matériaux et alliages non ferreux*. [éd.] Blackwell Verlag GmbH. 2020. pp. 29-42.
- Khadoudja , GHEDJATI . 2015.** these. *Elaboration des Alliages de Fonderie Cristallisés par*. UNIVERSITE BADJI MOKHTAR annaba, 22-62 : s.n., 2015.
- Lamrous, Dounized. 2013.** Étude dès transformation de phase et des propriétés physico-chimique des alliages a base d'aluminium . *thèse* . Annaba : s.n., 2013.
- M, MESSAOUD. 1988.** étude de l'influence des additions de zinc sur les propriétés mécaniques. *projet de fin d'étude*. El-Harrach, Algérie : école nationale polytechnique, 1988. pp. 20-26.
- mohamed, a et a, Samuel. 2009.** Influence of additives on the microstructure and tensile properties of near-eutectic Al–10.8% Si cast alloy. s.l. : Materials & Design , 2009. p. 10.
- Pedersen, L. L. Arnberg. MARS 2001.** *Metallurgical and Materials Transactions* . MARS 2001. pp. 526-530. Vol. 32A.
- RITEN, M C. 2003.** Classification des alliages d'aluminium. *special soudage*. NOTICE D'INFORMATION SUR L'ALUMINIUM - 2ÈME PARTIE, 04 2003, p. 49.

