

L'aluminium est l'élément métallique le plus abondant et le troisième constituant de l'écorce terrestre après l'oxygène et le silicium. Il n'est jamais retrouvé sous forme de métal, très réactif, il est toujours combiné à d'autres éléments sous forme de sels et d'oxydes.

L'aluminium non allié, extrait généralement de la bauxite, ne présente que peu d'intérêt industriel à cause de ses faibles propriétés mécaniques. C'est un matériau extrêmement ductile (l'allongement à la rupture (A%) peut atteindre 70 % pour l'aluminium pur à 99,99%) et sa résistance mécanique est très médiocre. Cependant, l'intérêt provoqué par sa légèreté, ses bonnes conductivités thermique et électrique et sa bonne résistance à la corrosion a conduit les métallurgistes à développer des alliages à base d'aluminium plus résistants. Ces alliages sont destinés à être transformés par des techniques de fonderie. Ils constituent plusieurs familles dont la composition est un compromis entre les propriétés de mise en forme (coulabilité, retrait volumique...) et les propriétés d'usage de la pièce (résistance mécanique, aspect de surface, résistance à la corrosion...) [1].

Les alliages de fonderie sont obtenus à partir de deux types de matière première :

- Aluminium pur provenant directement des cuves d'électrolyse auquel sont ajoutés les éléments constitutifs de l'alliage. Ce sont les alliages dits de première fusion;
- Déchets et rebuts récupérés, assortis et purifiés. Ce sont les alliages dits de deuxième fusion ou secondaires. Ils assurent actuellement environ 60% de la production totale des pièces de fonderie.

L'ensemble des alliages d'aluminium de fonderie se divise en quatre familles, qui sont fonction des éléments d'addition. La famille prédominante est celle des Al-Si, ceci en raison des excellentes propriétés de fonderie que confère le silicium aux alliages d'aluminium. Leurs teneurs en Si varient de 5 à 20 %. La très grande majorité de ces alliages présente une composition eutectique ou hypo-eutectique. Le système aluminium-silicium forme un eutectique pour une teneur en Si de 12,6% en masse [2].

1. Alliages d'aluminium Al-Si-Cu

L'alliage d'aluminium le plus utilisé par RENAULT en Europe pour des pièces automobiles moulées sous pression est l'AlSi9Cu3(Fe). Le choix de cette famille d'alliage est justifié par le bon rapport résistance mécanique/poids, l'excellente coulabilité, la bonne résistance à la corrosion et la possibilité de recyclage [3]. Il a été décidé de collecter les données sur les alliages appartenant à cette famille à partir des statistiques de production des différents sites de fabrication de Renault et de ses alliances (figure 1).

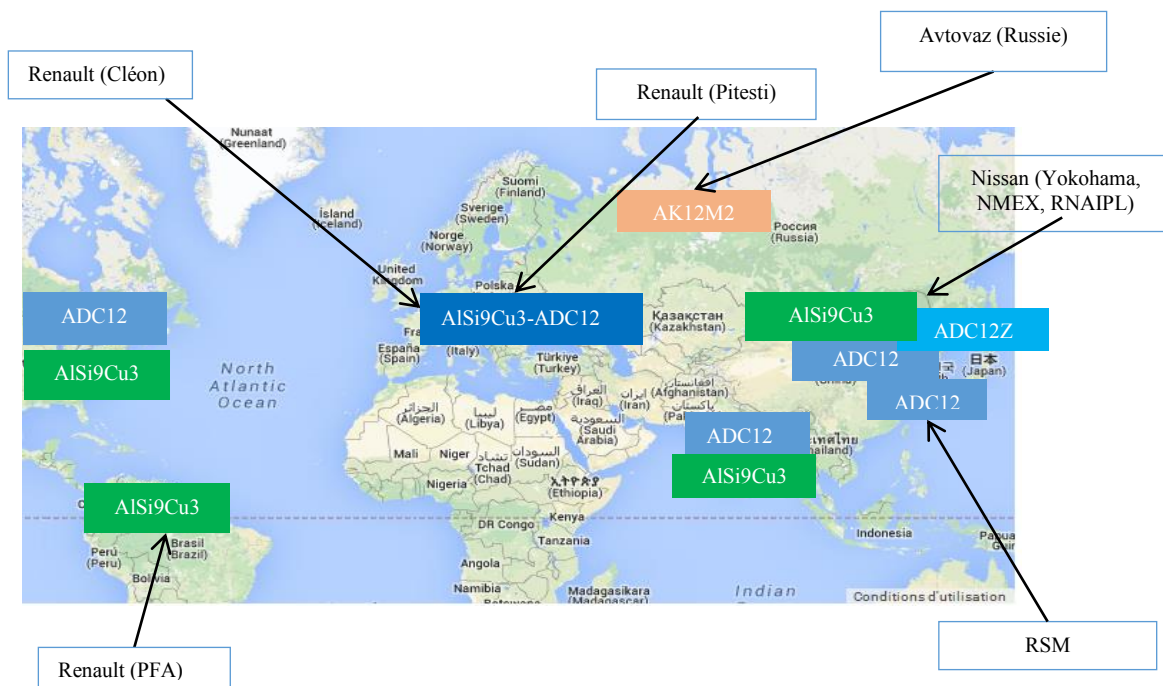


Figure 1 : Cartographie mondiale des nuances Al-Si-Cu utilisées en HPDC (Renault et/ou alliances)

Les nuances équivalentes à l’AlSi9Cu3 utilisées par Renault et/ou ses alliances dans le monde sont les suivantes :

- Alliage commun AlSi9Cu3-ADC12 suivant norme RSA 024020 (Europe : France, Roumanie).
- AlSi9Cu3 (A380) et ADC12 (383) suivant ASTM (Amérique du Nord).
- AlSi9Cu3 RSA 024020/EN 1706 ou (A380) ASTM (Amérique du Sud).
- ADC12 et ADC12Z suivant JIS H 5302/NES M3036 (Asie : Japon, Inde, Chine et Corée).
- AK12M2 suivant GHOST 1583-93 (Asie : Russie).

Usine	Alliage	Norme	Composition chimique (%massique)								
			Si	Cu	Mg	Zn	Fe	Mn	Ni	Pb	Sn
RENAULT	ADC12-	RSA 02 40 20	9,6 -	2,7 -	0,18-	<	0,6 -	<	<	-	<
	AlSi9Cu3		11	3,5	0,34	1	1,1	0,5	0,5	0,3	
NISSAN	ADC12Z	NES M3036	9,6-	1,5-	0,2-	≦	0,6-	≦	≦	-	≦
AVTOVAZ	AK12M2	Ghost 1593	11 -	1,8 -	<	<	0,6-	<	<	<	<
			13	2,5	0,15	0,8	1	0,5	0,3	0,15	0,1
RSM	ADC12	JIS H 5302	9.6 -	1,5 -	0,1 -	<	<	<	<	-	<
			12	3,5	0,3	1	0,9	0,5	0,5		0,3

Tableau 1 : Composition chimique des alliages d’aluminium coulés sous pression par Renault et ses alliances

Les données collectées concernent principalement les alliages Al-Si-Cu (AlSi9Cu3 et ses équivalents) utilisés dans le monde par RENAULT et/ou ses alliances. Le tableau 1 présente les plages de variation normalisées de ces alliages.

Le silicium, le cuivre et le magnésium sont les éléments principaux des alliages étudiés. Leurs limites de variation présentent des différences entre les sites de production. Le pourcentage massique du silicium par exemple varie entre 9,6% à 11% dans l'alliage Renault. Mais Avtovaz utilise un intervalle allant de 11% à 13%. Le magnésium aussi présente une grande variation entre Renault (0,18% à 0,4%) et Avtovaz (<0,15%), voir figure 2.

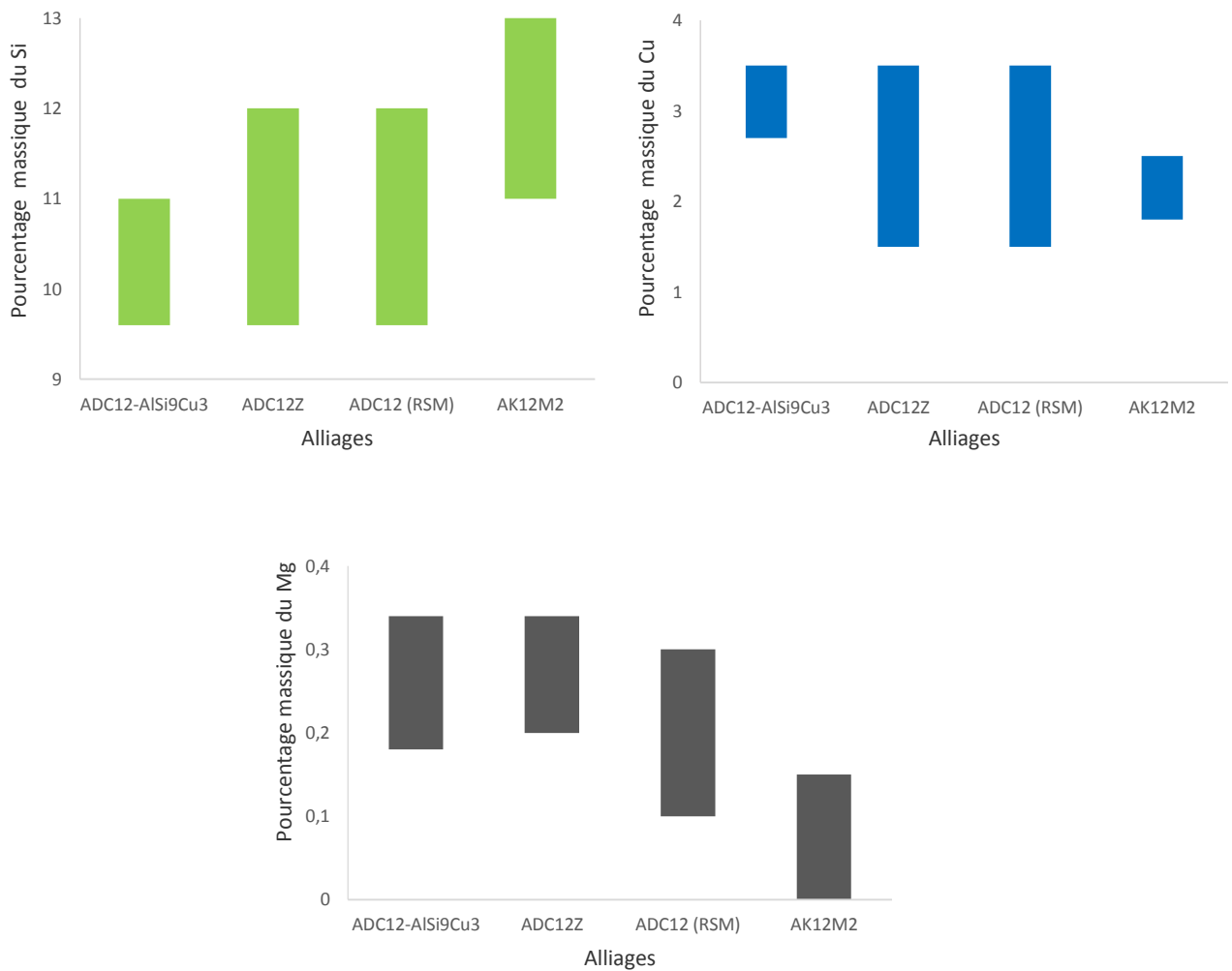


Figure 2 : Variabilités des éléments principaux Si, Cu et Mg des alliages d'aluminium sous pression

2. Caractéristiques microstructurales des alliages Al-Si-Cu

2.1 Microstructure type

La microstructure des alliages Al-Si-Cu équivalents à l'alliage AlSi9Cu3 (Fe) se compose de (figure 3) :

- Phases dendritiques primaires α -Al
- Phases inter-dendritiques eutectiques Al-Si
- Composés intermétalliques riches en fer (α -Al_x(Fe, Mn)_ySi_z, etc) et/ou riches en Cu (θ -Al₂Cu, etc.)

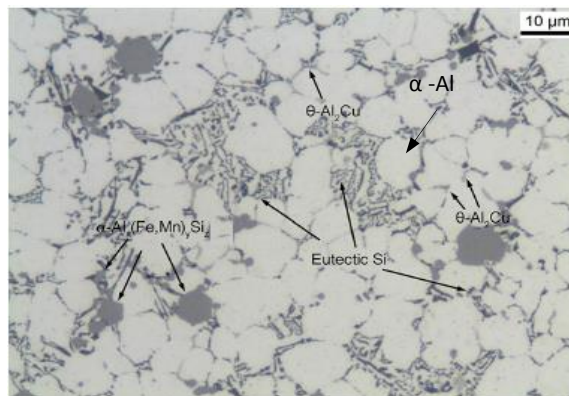


Figure 3 : Microstructure de l'alliage AlSi9Cu3 coulé en sous pression [4]

Bäckerüd [5] a étudié la solidification des alliages Al-Si-Cu-Mg-Fe-Mn. Selon cet auteur, les réactions qui se produisent pendant la solidification de l'alliage Eu380 (AlSi9Cu3) avec une vitesse de refroidissement de 5°C/s sont données dans le tableau 2 :

N° de la réaction	Réactions	Température (°C)
1	Développement d'un réseau de dendrites	576-575
2	Précipitation des phases riches en fer : $\text{Liq} \rightarrow \text{Al} + \alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe, Mn})_3\text{Si}_2 + \beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$	564
3	Réaction eutectique: $\text{Liq} \rightarrow \text{Al} + \text{Si} + \text{Al}_5\text{FeSi}$	558-552
4	Précipitation des phases Mg ₂ Si $\text{Liq} \rightarrow \text{Al} + \text{Mg}_2\text{Si} + \text{Al}_8\text{Mg}_3\text{FeSi}_6$	552-491
5	Précipitation des phases Al ₂ Cu : $\text{Liq} \rightarrow \text{Al} + \text{Al}_2\text{Cu} + \text{Si} + \text{Al}_5\text{FeSi}$	491-483
6	Formation des composés Al ₂ Cu et Al ₈ Mg ₃ FeSi ₆ : $\text{Liq} \rightarrow \text{Al} + \text{Al}_2\text{Cu} + \text{Al}_5\text{Mg}_8\text{Cu}_2\text{Si}_6$	479-465

Tableau 2 : Réactions produites pendant la solidification de l'alliage Eu380 [5].

2.2 Composés intermétalliques

Les composés intermétalliques sont riches en fer ou riches en cuivre. Parmi les composés intermétalliques riches en fer, les plus importants sont : α -AlFeMnSi et β -AlFeSi. Pratt et al. [6] ont reporté que les phases α -AlFeMnSi apparaissent le plus souvent sous une forme d'écritures chinoises ou d'hexagone avec la stœchiométrie α -Al₁₅(Fe, Mn)₃Si₂ alors que les phases β -AlFeSi ont une forme d'aiguilles avec la stœchiométrie β -Al₅FeSi. 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 β -Al₅FeSi primaires ont un effet fragilisant sur le matériau. Elles se développent sous forme de plaquettes/aiguilles grossières (figure 4) 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 [7]. Eklund [8] a rapporté que ces 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 hypo-eutectiques aluminium-silicium.

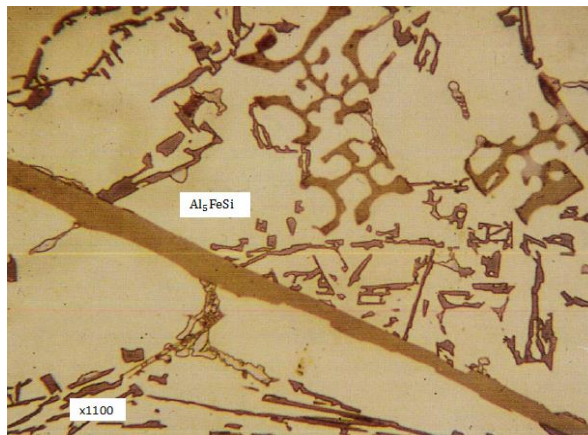


Figure 4 : Microstructure de l'alliage Eu380 montrant les composés intermétalliques Al₅FeSi [5]

Timelli et al. [9] ont observé que 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. Mondolfo [10] et Ferraro et al. [11] ont indiqué que 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. Samuel et al. [12] ont également observé que 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, Sivaranjan [13] a observé que 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 leur nombre (figure 5) ; 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.

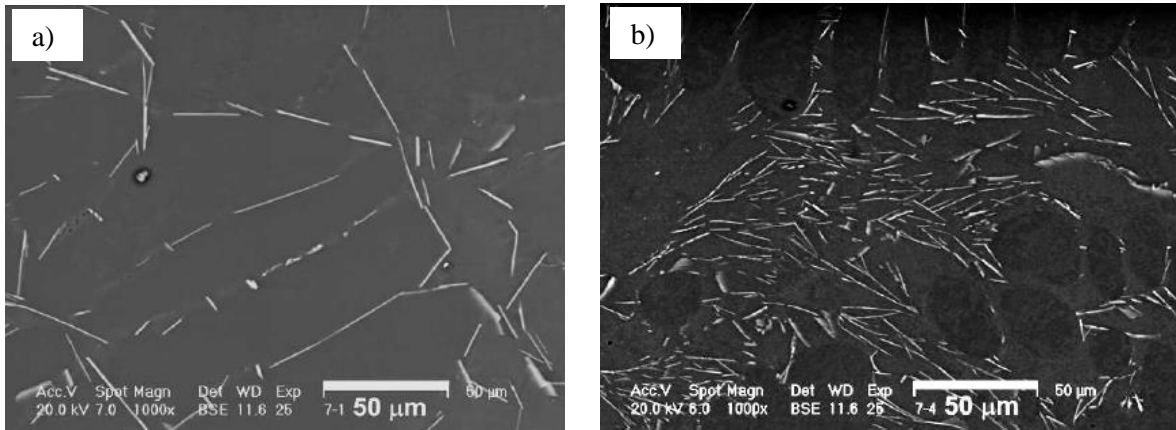


Figure 5 : Image électroniques d'échantillons d'alliages Al-Si : a) à 4,5% de Si ; b) à 11% de Si [13]

Plusieurs travaux [14-17] ont reporté que la précipitation des phases riches en cuivre Al_2Cu et des phases riches en magnésium Mg_2Si augmente la résistance de l'alliage. La quantité de ces phases varie en fonction des teneurs en Cu et en Mg. Mohamed et al. [17] ont observé que les phases Al_2Cu sont juxtaposées aux composés riches en fer β -Fe (figure 6), précisant que les phases intermétalliques β -AlFeSi agissent comme des sites de nucléation des composés riches en Cu en présence du Cu.

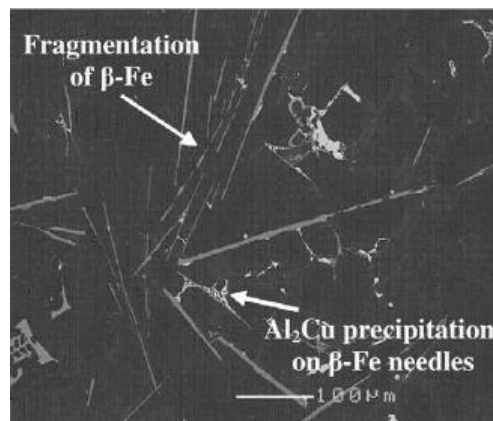


Figure 6 : Précipitation de composés intermétalliques Al_2Cu dans l'alliage $AlSi10,8Cu2$ sur les aiguilles de β -AlFeSi [17]

3. Imperfections de fonderie

La porosité est l'un des défauts majeurs des alliages de fonderie, essentiellement causée par les turbulences pendant la fusion du métal et par le gaz dissout dans ce dernier. Outre d'affecter la finition de la surface, les porosités altèrent les propriétés mécaniques en créant des zones de concentration de contraintes.

La formation de la porosité pendant la phase de solidification du métal peut être attribuée principalement à trois facteurs : les turbulences du métal pendant la fusion, le retrait, résultat de la contraction volumique qui accompagne la solidification, et l'inclusion de gaz, due à la diminution de la solubilité de ces gaz dans la phase solide. Ces trois facteurs peuvent se manifester séparément ou simultanément.

Plusieurs travaux théoriques ainsi que diverses études expérimentales ont étudié le phénomène de la porosité. Différents types de porosité ont été observés, les principaux sont les retassures qui se caractérisent par une forme irrégulière à travers laquelle les dendrites sont visibles (figure 7. (a)) et les soufflures sous forme de bulles (figure 7. (b)) [18]. Des mécanismes de formation de ces défauts et des modèles de leurs développements ont été suggérés [19-21].

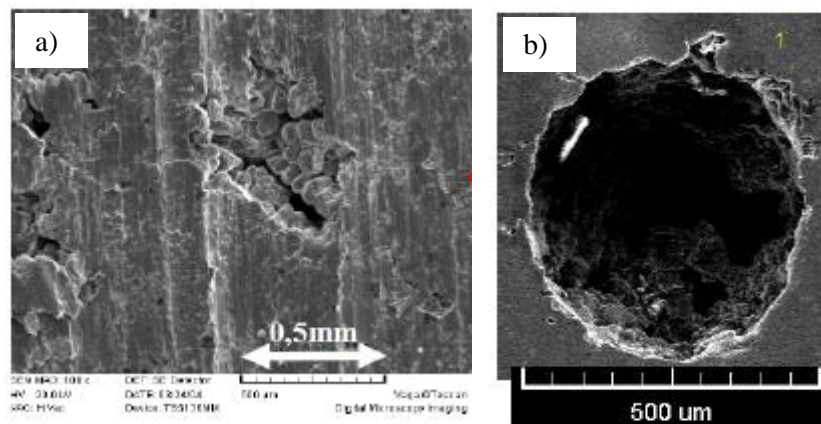


Figure 7: Micrographies MEB, (a) retassure et (b) soufflure [18]

La formation de la porosité dans les alliages Al-Si-Cu ne dépend pas que des paramètres procédé mais aussi de la composition chimique de l'alliage et de la géométrie de la pièce coulée. Selon Shabestari et al. [22], la porosité augmente avec l'augmentation de la teneur en cuivre (figure 8). Deux mécanismes peuvent expliquer cette observation [23] : tout d'abord, le cuivre provoque la réaction eutectique ternaire à environ 525°C, la teneur en cuivre dans l'alliage fondu étant élevée, ceci augmente le retrait volumétrique durant la solidification. Deuxièmement, le coefficient d'activité de l'hydrogène diminue avec l'augmentation de la teneur en cuivre ce qui diminue la solubilité de l'hydrogène, Par conséquent, la porosité se forme rapidement pendant la solidification des alliages contenant du cuivre.

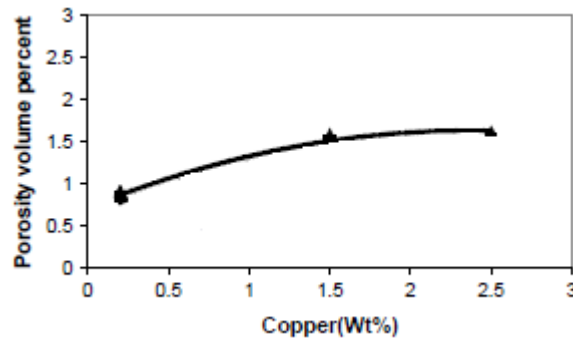


Figure 8: Variation du pourcentage volumique de porosité en fonction de la teneur en Cu [22]

4. Influence des éléments d'alliages sur les propriétés des alliages Al-Si-Cu

Les applications des alliages d'aluminium Al-Si-Cu dans l'industrie automobile pour le développement de structures légères ont augmenté considérablement pendant les dernières décennies. Ceci est dû à la forte exigence de la réduction de la consommation d'énergie lors de l'utilisation d'un véhicule. Un autre avantage qui est aussi important d'un point de vue environnemental est que les composants fabriqués en alliages secondaires peuvent être recyclés à un coût relativement bas, ce qui rend ces alliages attractifs également pour la réduction de la consommation de l'énergie pendant la phase de fabrication.

Un des principaux inconvénients des alliages secondaires Al-Si-Cu, c'est qu'ils peuvent contenir des impuretés indésirables et avoir un pourcentage massique bas des éléments chimiques désirés.

La connaissance de l'effet de la composition chimique sur les caractéristiques mécaniques préoccupe toujours les fondeurs et les chercheurs. Plusieurs études ont été menées pour déterminer l'influence des éléments d'alliage et des impuretés en moulage sous pression. Les deux éléments chimiques les plus étudiés sont le fer et le magnésium. Des quantités excessives du premier affectent négativement les propriétés mécaniques [7] tandis qu'un excès du dernier améliore la résistance de l'alliage mais réduit simultanément sa ductilité [15] :

- Le fer est à la fois un élément bénéfique et pénalisant pour les alliages de fonderie : un certain taux de cet élément est exigé pour éviter le collage du métal sur le moule, mais il favorise la formation de composés intermétalliques ayant un effet négatif sur les caractéristiques mécaniques (comme R_m). Les fondeurs préconisent un pourcentage massique de fer entre 0,8 et 1,1% dans les alliages de fonderie [7].
- Une étude de l'effet du pourcentage massique du magnésium (0,1-0,6%) sur les propriétés mécaniques des alliages Al-Si à 7% de Si, fabriqués par des techniques de fonderie en moule permanent, a été réalisée par Harris et al. [24]. Les résultats ont prouvé qu'un pourcentage massique de magnésium supérieur à 0,3% augmente considérablement la limite d'élasticité et la résistance à la traction. Des résultats similaires ont été trouvés par Ghate et al. [25] et Vorren et al. [26] pour des alliages Al-Si à 12% de Si. Alors que l'étude de l'influence du taux de magnésium (0,07-0,54%) sur la résistance mécanique de l'alliage 319 (avec un

pourcentage massique de Si entre 5,5 et 6,5%) réalisée par DasGupta et al. [27] a montré que l'augmentation du niveau du magnésium jusqu'à 0,6% a un effet négligeable sur la dureté et la résistance à la traction.

Dunn et Dickert [28] ont analysé l'effet de la teneur en magnésium (0,1 ; 0,35 et 0,55%) sur la résistance des alliages A380 et A383 en fonderie sous pression. La présence du magnésium a augmenté la résistance à la traction, la limite élastique et la dureté. Par ailleurs, l'allongement a diminué en ajoutant du magnésium. La teneur minimale acceptable du magnésium selon cette étude est de 0,35%. Selon ces auteurs, l'amélioration des caractéristiques mécaniques dans des alliages d'Al-Si contenant du magnésium est due à la formation des composants Mg_2Si .

Yang et al. [15] ont montré que l'ajout du magnésium à un alliage AlSi9,1Cu3,5 en HPDC augmente la résistance du matériau (figure 9). La limite d'élasticité et la résistance à la traction augmentent de 72% et 10% respectivement avec l'ajout du Mg (jusqu'à 0,88% en masse).

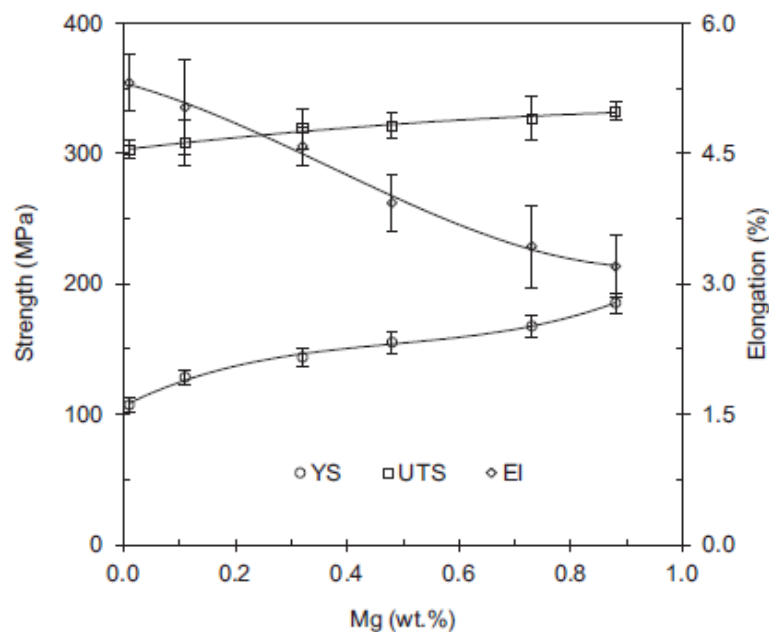


Figure 9 : Effet du Mg sur les caractéristiques de traction [15]

D'autres études se sont intéressées à l'influence du cuivre. Les propriétés mécaniques, telles que la dureté (HB et HV), la limite d'élasticité (YS), la résistance à la traction (UTS) et l'allongement à la rupture (ϵ_r) ont été étudiés pour différents alliages [29]. La composition chimique des alliages de fonderie sous pression analysés est donnée dans le tableau 3. Les résultats de la dureté (figure 10) ont montré que les alliages (C et D) contenant un pourcentage élevé en Cu présentent les duretés les plus élevées. La même tendance a été remarquée pour la résistance à la traction (figure 11) : l'alliage C présente la résistance à la traction la plus élevée (300 MPa). Concernant la limite d'élasticité,

l'augmentation du taux des deux éléments chimiques Cu et Mg augmente la limite élastique de 30% (elle passe de 158 MPa (alliage 0) à 210 MPa (alliage C)).

Alliage	Si	Cu	Mg	Fe	Zn	Mn
0 (EN AC-46000)	9,27	2,45	0,24	0,84	1,08	0,21
A	9,62	2,25				
B	9,91	2,33	0,48			
C	9,70	4,30				
D	9,72	3,49	0,68			

Tableau 3: Composition chimique des alliages analysés [29]

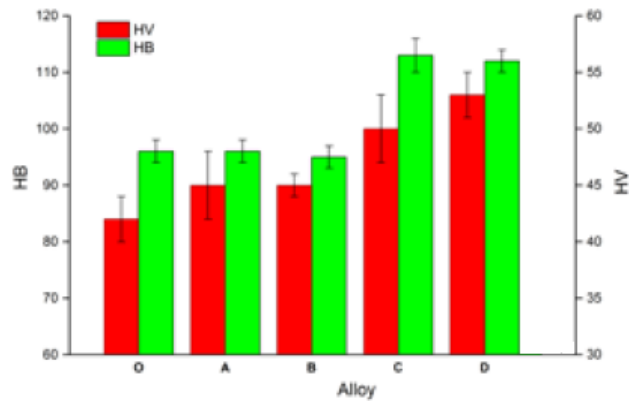


Figure 10: Dureté des alliages analysés [29]

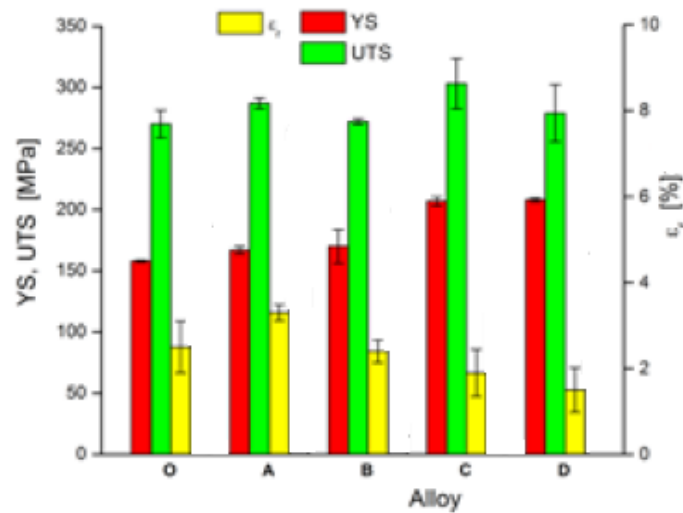


Figure 11: Caractéristiques de traction des alliages analysés [29]

L'augmentation de la résistance du matériau avec le cuivre a été expliquée par la précipitation des phases Al_2Cu (figure 12). Ces résultats ont été confirmés par les travaux de Shabestari et Moemeni [22] et de Zeren [16].

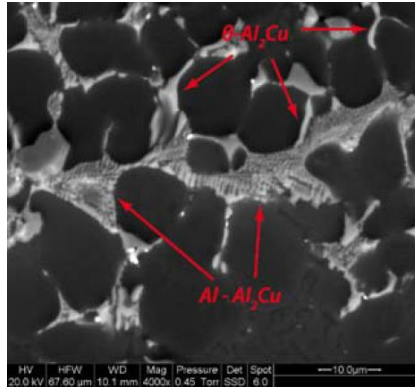


Figure 12 : Précipitation des phases riches en Cu [29]

Mohamed et al. [17] ont montré que les caractéristiques de traction des alliages d'aluminium à 10,8% de Si contenant du Cu (~3%) sont diminuées légèrement par des hauts niveaux de Mg (0,35-0,6%). Ceci a été expliqué par la formation des composés $Al_5Cu_2Mg_8Si_6$ (figure 13) qui diminuent la quantité des éléments d'alliage libre dans la solution pour former la phase Al_2Cu qui augmentent les propriétés de traction.

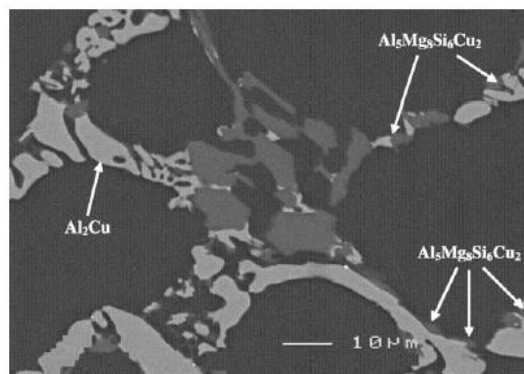


Figure 13: les phases Al_2Cu et $Al_5Mg_8Si_6Cu_2$ dans un alliage $AlSi10,8Cu3Mg0,4$ [17]

La variation des propriétés mécaniques des alliages coulés Al-Si en fonction du Si a été étudiée par Wang et al. [30]. Trois alliages avec différents teneurs en Si (0,58% ; 6,99% ; 12,3%) ont été élaborés. Selon cette étude, une augmentation du taux de Si améliore considérablement les caractéristiques mécaniques $R_{p0,2}$ et R_m (figure 14). Le même effet a été constaté par Pedersen et al. [31], Dwivedi et al. [32] et Kashyap et al. [33].

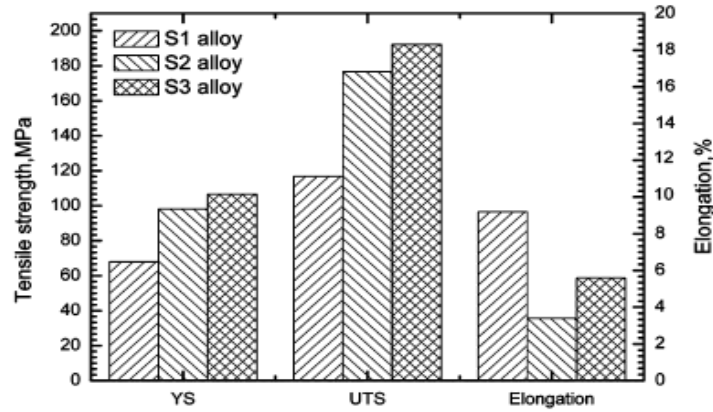


Figure 14: Variation des Caractéristiques de traction en fonction de la teneur en Si [30]

Wang et al. [34] ont aussi étudié l'influence de la teneur du silicium sur les caractéristiques mécaniques (figure 15). Selon ces auteurs, les propriétés mécaniques des alliages Al-Si dépendent plus de la distribution et de la forme des particules Si que de la quantité du silicium. Les alliages dans lesquels les particules de silicium (eutectiques ou primaires) sont petites, rondes et uniformément distribuées sont généralement plus ductiles.

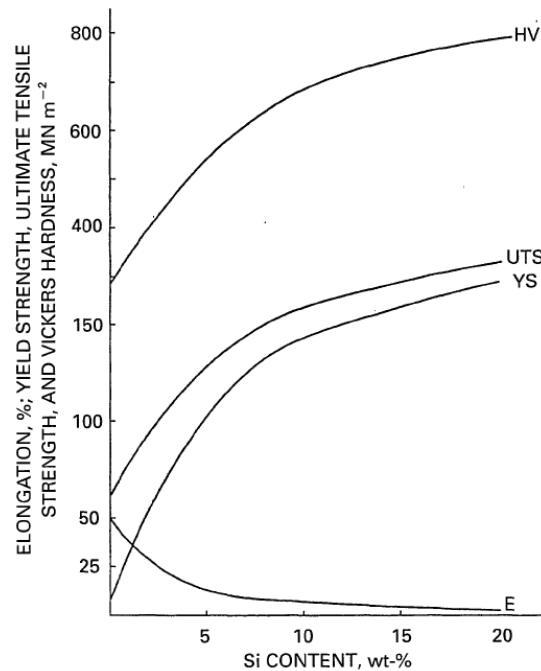


Figure 15: Propriétés mécaniques des alliages Al-Si en fonction du pourcentage massique en Si [34]

Abdel-Jaber et al. [35] ont montré que la résistance à la traction s'améliore fortement avec l'augmentation du taux de Si (entre 3% et 8%) et elle augmente linéairement avec le Si pour une teneur de 8% à 15% (figure 16), ceci a été expliqué par la création du silicium primaire dans les alliages à 12 et 15% de Si (figure 17). Concernant la dureté, elle subit aussi une augmentation avec l'augmentation du taux de Si et atteint sa valeur maximale à 12% de Si (figure 16).

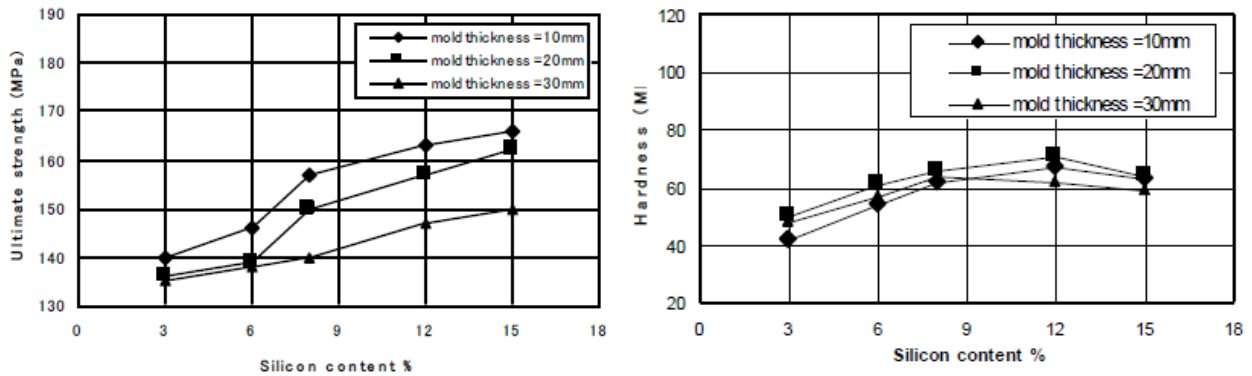


Figure 16 : La résistance à la traction et la dureté des Al-Si en fonction du taux de Si [35]

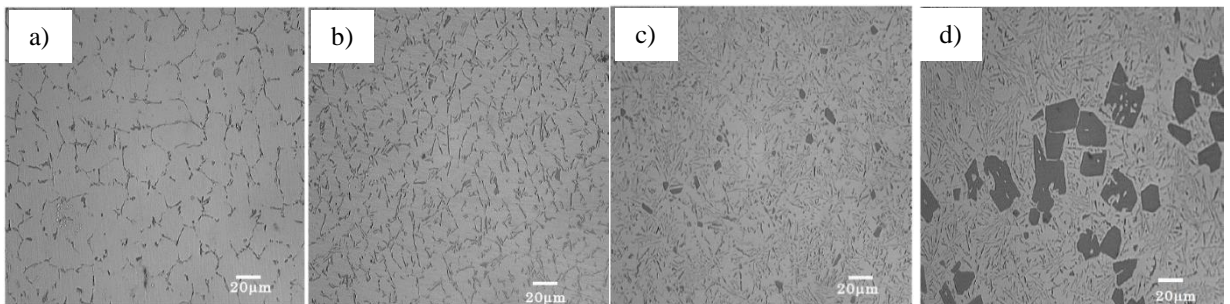


Figure 17 : Micrographies optiques des alliages Al-Si : a) à 6% de Si, b) à 8% de Si, c) à 12% de Si, d) à 15% de Si [35]

III. Etat de l'art de la fonderie sous pression

90% des pièces automobiles en alliages de fonderie aluminium-silicium sont fabriquées par fonderie sous pression. Cette technologie permet d'obtenir rapidement des composants avec des géométries complexes et un très bon état de surface tout en réduisant les coûts de fabrication [36]. Cependant, la fonderie sous pression induit la formation d'imperfections qui sont difficiles à éliminer en raison des limites du processus en lui-même. Plusieurs travaux de recherche [37,38] ont montré que les caractéristiques mécaniques des pièces coulées sous pression sont strictement liées à la présence de porosités dans l'alliage. Les propriétés mécaniques peuvent également être améliorées en contrôlant les paramètres microstructuraux, tels que la taille des grains, la distance entre les bras de dendrites secondaires (SDAS), la forme et la distribution de l'eutectique Al-Si, et la fraction volumique des phases intermétalliques. Ces caractéristiques microstructurales dépendent des paramètres d'injection, de l'état de solidification, mais aussi de la composition chimique initiale de l'alliage [39].

1. Historique

Le procédé de moulage consiste à couler un métal ou un alliage liquide dans un moule pour reproduire, après refroidissement, la forme d'une pièce donnée. Selon Taylor et al. [40], le cuivre était le premier métal moulé pour produire des cloches pour les cathédrales au début du 13^{ème} siècle. Mais depuis le 14^{ème} siècle, la coulée de métal a évolué à partir d'une forme d'art vers un procédé de fabrication de produits industriels. Cependant, le premier moulage d'aluminium a été réalisé en 1876 selon Anon [41].

Les procédés de fonderie sont parmi les plus anciennes méthodes utilisées pour la fabrication de pièces en métal. Le premier procédé de moulage consistait à utiliser un moule destructible. En effet, le moule utilisé pour le moulage est détruit afin de retirer la pièce après sa solidification. Les exigences d'augmentation de la cadence et d'amélioration de la qualité des pièces ont rendu la substitution du moule destructible par un moule permanent nécessaire. Au moyen âge, Craftsmen a perfectionné l'utilisation du fer pour la fabrication des moules [42]. Par ailleurs, Johannes Gutenberg a développé une méthode de fabrication de pièces en série en utilisant un moule métallique. Ensuite, le procédé de moulage avec un moule permanent a continué d'évoluer au cours des siècles. Ces développements ont abouti aux travaux d'Ottmar Mergenthaler en 1885 [43]. Ce dernier a réussi à réaliser une machine automatique de moulage qui fabrique des pièces en sous pression.

2. Description du procédé

La fonderie sous pression (HPDC) est un procédé de moulage de production en grande série qui consiste à faire pénétrer, à vitesse élevée, un métal liquide dans l'empreinte d'un moule métallique afin de reproduire avec précision les formes et les dimensions de cette empreinte. Des débits très élevés peuvent être atteints à l'intérieur de la cavité ce qui nécessite une conception soignée du moule. Dans la fonderie sous pression en chambre froide, le métal en fusion versé dans le piston d'injection est poussé dans l'empreinte du moule en utilisant un dispositif hydraulique à piston cylindrique [44] (voir figure 18).

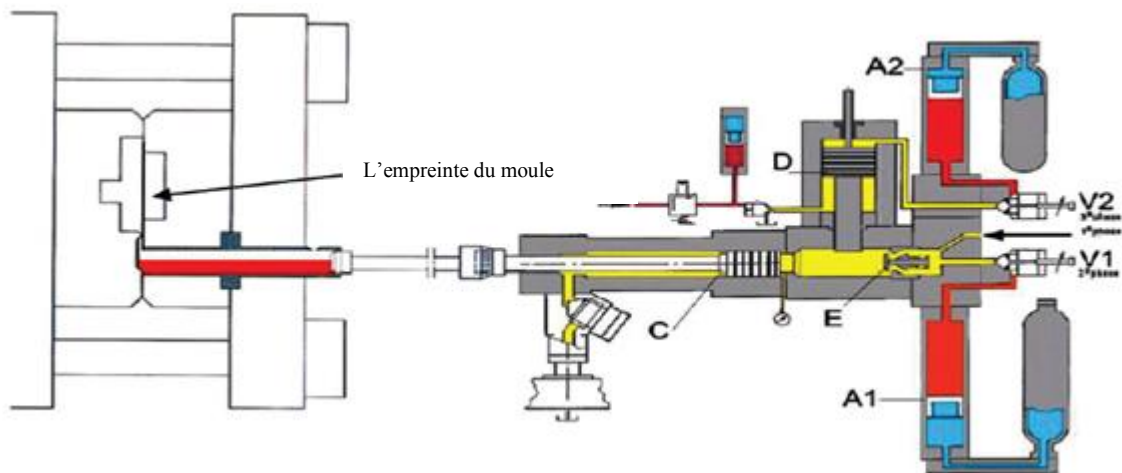


Figure 18: Illustration schématique du système d'injection en fonderie sous pression [44]

A1 : Accumulateur de gaz pour contrôler la phase de remplissage de l'empreinte (appelée phase II)

A2 : Accumulateur de gaz pour contrôler la phase de l'application de la pression de maintien (phase III)

C : Piston

D : Piston pour la pression

E : Soupape de contrôle de la pression

V1 : Soupape pour le contrôle du flux pendant la phase II

V2 : Soupape pour le contrôle du flux pendant la phase III

Les systèmes d'injection, les pressions et les forces de fermeture des machines, dépendent de nombreux facteurs, notamment de l'alliage coulé, de la forme et du volume de la pièce. Les pièces produites en HPDC ont une bonne précision dimensionnelle et les cadences de production sont très élevées. Par contre, les outillages et les machines représentent des investissements très coûteux qui font réserver ce procédé à des fabrications de moyennes ou grandes séries. Le cycle de production de la fonderie sous pression est scindé en trois principales phases (voir figure 19) :

Phase I : Approche du piston d'injection avec une vitesse lente jusqu'aux attaques de coulée ;

Phase II : Remplissage de l'empreinte du moule avec le métal liquide, la vitesse du piston pendant cette phase augmente très rapidement puis se stabilise et diminue au fur et à mesure que l'empreinte se remplit.

Phase III : Application d'une pression de maintien : cette phase encore, appelée "phase de multiplication", a pour but de combler le retrait de l'alliage coulé lors de sa solidification dans le moule. La pression appliquée est très élevée, elle peut atteindre 1000 bars.

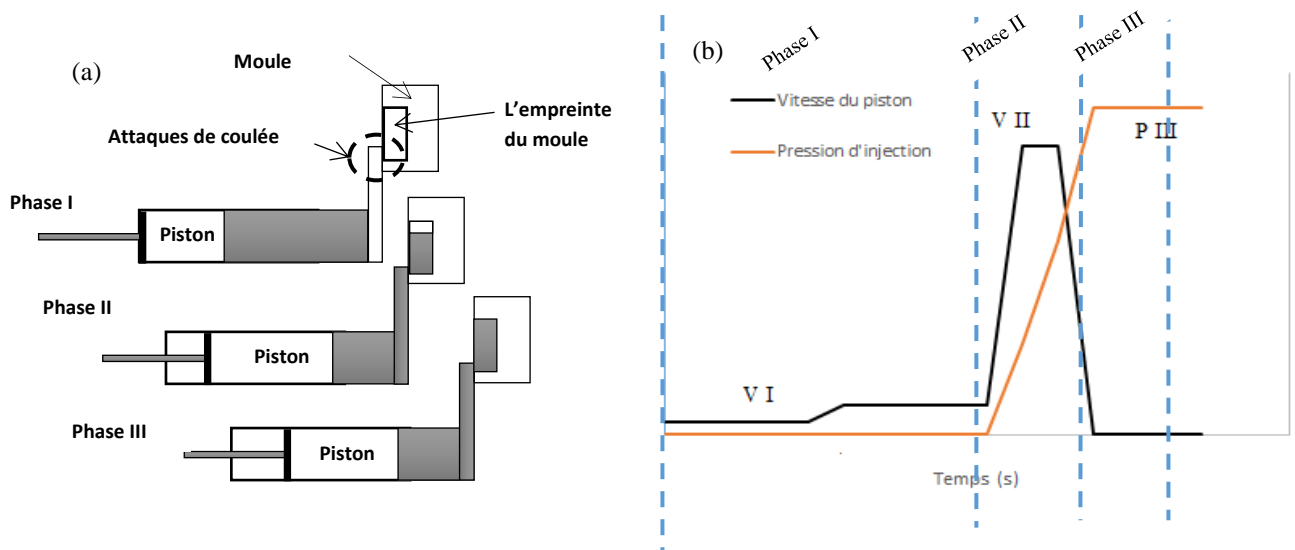


Figure 19: Procédé de fonderie sous pression : (a) Phases du cycle de production ; (b) Courbes de la vitesse et de la pression pendant le remplissage et la solidification

Après solidification et éjection de la pièce, une solution liquide appelée poteyage, composée d'eau (98%) et d'hydrocarbures (2%) est appliquée sur la surface de l'empreinte afin de faciliter le remplissage et le démoulage des pièces suivantes et de protéger le moule contre les chocs thermiques successifs. Ensuite, le moule est fermé et le cycle est repris à la phase I. Le principal inconvénient de ce procédé est l'inclusion de gaz et d'oxydes en raison de l'écoulement turbulent du métal au cours de la phase de remplissage. Ce qui entraîne des porosités et par la suite la détérioration de la qualité de la pièce.

3. Paramètres du procédé

Les paramètres procédé font l'objet de la plupart des travaux disponibles dans la littérature concernant la fonderie sous pression. Ces travaux abordent en particulier l'influence des paramètres d'injection sur la microstructure, le pourcentage de porosités et les caractéristiques mécaniques des pièces coulées en alliages d'aluminium Al-Si. La vitesse aux attaques de coulée et la pression 3^{ème} phase constituent les principaux paramètres d'injection étudiés. Ils conditionnent principalement la qualité du remplissage. D'autres paramètres sont abordés dans la littérature :

- La température du moule qui a un effet non négligeable sur la vitesse de refroidissement et la température du métal coulé qui affecte la fluidité du métal, la microstructure et par conséquent les propriétés mécaniques de la pièce finale. Laws et al. [45] ont indiqué que les paramètres procédé en HPDC ne sont pas indépendants les uns des autres. Des essais préliminaires avec la méthode "Trial-and-error" sont généralement effectués pour définir la meilleure combinaison des paramètres procédé en se basant sur l'expérience de l'opérateur.
- Bien que la conception du moule et des attaques de coulée soit rarement discutée dans la littérature, elles constituent des paramètres importants qui peuvent influencer la qualité de la coulée et elles sont généralement optimisées en utilisant la simulation numérique [44].

Parmi les travaux traitant des paramètres d'injection, on peut citer les travaux de Dargush et al. [36]. Ces derniers ont examiné l'influence de la pression 3^{ème} phase, de la vitesse de remplissage et du temps entre le remplissage et l'application de la pression de compactage pour les alliages AlSi13,4Cu0,3Mg0,2 et AlSi8,6Cu3,7Mg0,2 sur la qualité d'une pièce moulée. Ils ont observé que le temps de retard avant l'application de la pression n'a pas d'effet significatif sur la formation de la porosité. Ceci est, en supposant que le temps de retard ne dépasse pas une limite fixée par le temps de solidification, caractéristique de l'alliage. Ils ont constaté aussi que la porosité diminue avec la pression mais augmente avec l'augmentation de la vitesse du remplissage. D'autres auteurs [18, 37] ont essayé d'établir des modèles fiables pour définir les variables procédé optimales dans l'objectif d'obtenir des pièces de haute performance avec une porosité réduite. Des corrélations directes entre les paramètres d'injection et le niveau de porosité dans les pièces coulées en sous pression ont été identifiées.

Les paramètres majeurs influents sur la santé matière et sur les caractéristiques mécaniques des pièces moulées en aluminium sont principalement la température du métal coulé, la pression 3^{ème} phase, la vitesse de remplissage et la température du moule. Ces paramètres vont être analysés dans les paragraphes qui suivent.

3.1 Température du métal coulé

La température minimale de maintien du métal liquide a été étudiée dans la littérature [7,46]. Les composés intermétalliques riches en fer, manganèse et silicium ont des points de fusion élevés. Si le métal est maintenu dans le four à basse température, les composés intermétalliques cristallisent dans le métal liquide et grossissent. Du fait de leur masse volumique élevée, ces composés tombent dans le

fond du bain. S'ils sont puisés, ils se retrouvent dans les pièces, agissent comme des points durs et réduisent les propriétés mécaniques des pièces de fonderie. Le problème de la formation de ces précipités se produit le plus souvent dans l'industrie du moulage sous pression, où la température du maintien du métal et celle de la coulée sont faibles (610-700°C) de façon à protéger les outillages.

Shabestari [7] a examiné l'effet de la teneur en fer sur la température de formation des précipités riches en fer. Trois alliages ayant des niveaux en fer de 0,4 ; 0,8 et 1,2% ont été analysés pour une teneur en Mn constante. Pour examiner la température de formation de ces composés, il faut assurer la dissolution des composés intermétalliques déjà formés dans l'alliage de départ. Pour ce faire, la masse fondue a été maintenue à 850°C pendant une longue durée (de 1,5 à 2h) afin de provoquer la dissolution complète de ces composés. Après dissolution, les trois alliages ont été maintenus à des températures différentes allant de 850 à 630°C pendant 20 minutes pour chaque tranche de température. L'objectif est de reproduire les conditions de maintien des alliages dans l'industrie de fonderie sous pression. Les observations métallographiques ont montré que le maintien à 850 °C pendant 1,5 à 2h était suffisant pour dissoudre complètement les composés intermétalliques. La variation de la température de formation des composés en fonction de la teneur en fer est présentée sur la figure 20.

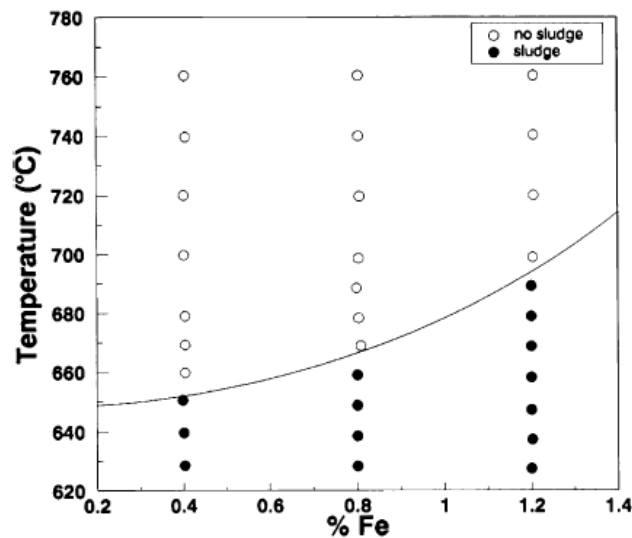


Figure 20: Température de formation des précipités en fonction de la teneur en fer [7]

Après dissolution complète des composés déjà existant dans l'alliage, ces composés ne se reforment qu'à une certaine température pour chaque alliage. Cette température augmente avec l'augmentation de la teneur en fer dans l'alliage comme le montre l'équation suivante [7]:

$$\text{Température (}^{\circ}\text{C)} = 645,7 + 34,2x(\%Fe)^2 \quad (1.1)$$

Santos et al. [47] ont étudié l'influence de la température d'injection sur la microstructure, le niveau de porosité et les propriétés de traction de l'alliage hypo-eutectique AlSi9Cu3(Fe). Ils ont observé que la microstructure est légèrement affectée par la température d'injection. Par contre la porosité et les caractéristiques de traction augmentent avec l'augmentation de la température. Ils ont aussi constaté

que l'influence de la température dépend de la pression 3^{ème} phase. Cette dernière conclusion confirme les résultats des travaux de Laws et al. [45].

3.2 Pression 3^{ème} phase

La pression 3^{ème} phase, appelée aussi pression de multiplication (ou pression spécifique) a pour objectif de compenser le retrait de solidification et a un effet très bénéfique sur la santé interne de la pièce. Elle est comprise entre 800 et 1000 bars en moulage de l'aluminium avec la technique de chambre froide.

L'importance de la pression 3^{ème} phase dans le procédé HPDC a été étudiée dans plusieurs travaux dans la littérature [48-50]. Ces travaux ont conclu que des pressions élevées diminuent considérablement le pourcentage de porosité et augmentent les caractéristiques mécaniques. La figure 21 montre l'importance de chercher la bonne combinaison entre la pression et l'épaisseur des attaques de coulée pour avoir un minimum de porosités [49].

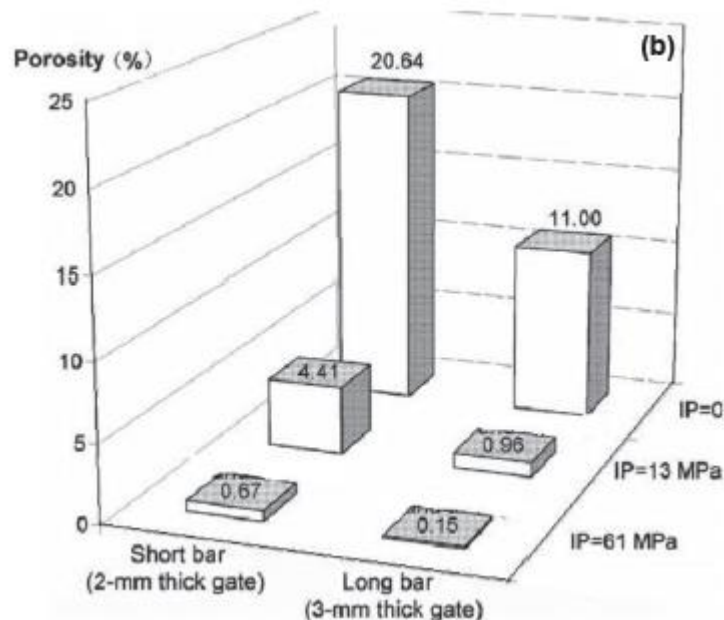


Figure 21: Influence de la pression 3^{ème} phase et de la taille des attaques de coulée sur le pourcentage de porosités [49]

Obiekea et al. [38] ont étudié l'effet de la pression (0, 350, 700, 1050 et 1400 kg/cm²) sur la dureté, la limite élastique et la résistance à la traction de l'alliage A380. Les résultats obtenus ont montré que les meilleures propriétés sont obtenues pour les pressions élevées (figure 22).

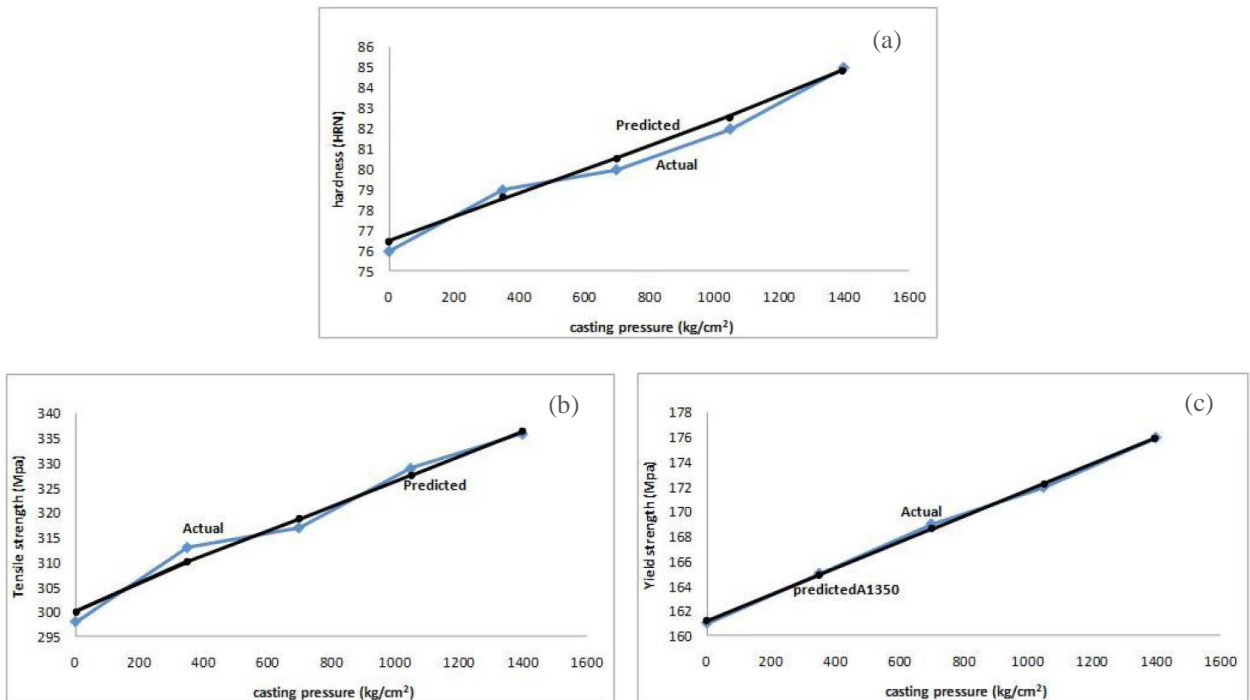


Figure 22: Valeurs de la dureté (a) de la limite élastique (b) et de la résistance à la traction (c) en fonction de la pression [38]

3.3 Vitesse de remplissage

La vitesse de remplissage est la vitesse aux attaques de coulée au moment du remplissage de la pièce. Gunasegaram et al. [51] ont examiné l'effet de ce paramètre sur la résistance à la traction et l'allongement à la rupture d'alliages commerciaux Al-Si-Cu. La vitesse de remplissage a été contrôlée en faisant varier la vitesse du piston et la conception des attaques de coulée. Ils ont observé que R_m et $A\%$ augmentent proportionnellement avec la vitesse de remplissage. Ceci est expliqué par la formation de porosités plus homogènes et plus petites pour les vitesses élevées. L'effet de la vitesse de remplissage sur la formation de la porosité a été aussi examiné par Gunasegaram et al. [52] qui ont observé (figure 23) que le pourcentage des petits pores ($<20 \mu\text{m}$) augmente avec la vitesse (entre 26 et 82 m/s), pendant que les plus grands pores ($>100 \mu\text{m}$) sont presque éliminés à une vitesse de 82 m/s. Néanmoins, le pourcentage global de la porosité diminue avec l'augmentation de la vitesse. De même, Ghomashchi [53] a observé que la taille de la porosité diminue avec l'augmentation de la vitesse jusqu'à une certaine valeur de la vitesse (55 m/s) au-delà de laquelle la taille des pores augmente. Toutefois, le pourcentage total de porosité diminue avec l'augmentation de la vitesse.

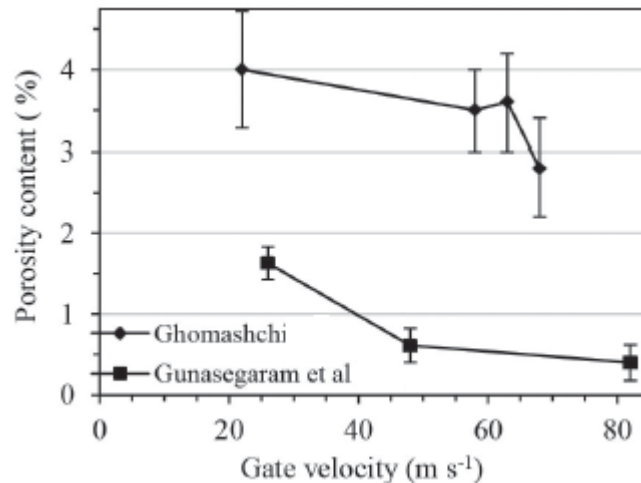


Figure 23 : variation du pourcentage de porosité en fonction de la vitesse aux attaques de coulée [44]

3.4 Température du moule

Le moule métallique utilisé en moulage sous pression doit être chauffé (à une température d'environ 100°C) avant de pouvoir être utilisé. Cela diminue les risques que le moule subisse un choc thermique au contact du métal liquide et prévient le refroidissement hâtif que peut subir le métal pendant le remplissage du moule. Le réchauffement du moule s'effectue par le biais de canaux dans lesquels circule un fluide chauffé à la température désirée. Une unité de régulation en température est utilisée pour contrôler entre autres la température du fluide (huile) et son débit.

Les unités de régulation en température permettent non seulement de réchauffer le moule, mais elles contribuent majoritairement à le refroidir après chaque coulée. Le but étant de conserver une bonne cadence de production. En effet, la circulation d'un liquide dans les canaux permet d'extraire rapidement la chaleur absorbée par le moule suite à l'injection du métal. En circulant, le liquide qui est à la température donnée en consigne aux unités de régulation reçoit la chaleur du moule et l'entraîne vers l'extérieur. De la chaleur est retirée du moule tant que la température du liquide à la sortie des canaux est différente de celle donnée en consigne. Ceci permet au moule de retourner rapidement vers sa température d'équilibre qui est celle donnée en consigne [54].