

CARACTERISATION DE LA VARIABILITE

MATERIAU

I. Introduction

Après avoir présentées les procédures expérimentales utilisées, ce chapitre est consacré à l'étude de la variabilité des 3 éléments d'alliage testés (Si, Cu et Mg) sur les propriétés mécaniques d'alliages d'aluminium Al-Si-Cu et ce en gardant les mêmes paramètres du procédé de fonderie. Dans un premier temps, les résultats expérimentaux des essais mécaniques sont analysés dans l'objectif d'appréhender l'influence de la variabilité de Si, Cu et Mg sur les propriétés mécaniques. Dans un second temps, une analyse des porosités et une caractérisation de la microstructure permettront de comprendre les mécanismes physiques mis en jeu en lien avec les teneurs en éléments d'alliage Si, Cu et Mg.

Dans l'intention de simplifier l'analyse à venir, les 11 alliages ont été renommés de 1 à 11 (tableau 14) après avoir été groupés et classés selon un code couleur en fonction de leur pourcentage massique en silicium (orange), vert pour le cuivre et bleu pour l'élément Mg. Ainsi, les alliages à $9,7\pm 0,15\%$ de Si, à $11,2\pm 0,15\%$ de Si et à $12,7\pm 0,15\%$ de Si sont en orange d'autant plus soutenu que leur pourcentage massique en Si est élevé. De même pour les alliages à $1,5\pm 0,1\%$ de Cu, alliages à $2,4\pm 0,1\%$ de Cu et alliages à $3,3\pm 0,1\%$ de Cu en vert et les alliages sans Mg, alliages à $0,2\pm 0,02\%$ de Mg et alliages à $0,4\pm 0,02\%$ de Mg en bleu.

Alliages		%Si	%Cu	%Mg
1	A	9,74	1,47	0
2	E	9,73	1,44	0,4
3	B	9,68	3,2	0,38
4	F	9,78	3,28	0
5	G	12,67	1,49	0
6	C	12,64	1,51	0,4
7	H	12,69	2,41	0,2
8	D	12,75	3,28	0
9	K	11,09	2,35	0,19
10	J	11,12	2,31	0,39
11	I	11,09	3,2	0,19

Tableau 14: Composition chimique mesurée en éléments Si, Cu et Mg pour les 11 alliages étudiés (% massique)

Pour prétendre quantifier l'influence de la variabilité des éléments d'alliage sur les caractéristiques mécaniques (dureté, limite élastique, résistance à la traction et allongement à la rupture), il est pertinent de s'intéresser également à :

- La stabilité du procédé de fonderie lui-même capable ou non de générer, pour un alliage donné, des pièces « identiques » mécaniquement parlant quelle que soit la coulée;
- L'influence de la zone de prélèvement des échantillons au sein d'une même pièce coulée.

Tout d'abord, dans l'objectif de tester la répétabilité du procédé de fonderie entre plusieurs séries de coulées, la coulée de l'alliage 9 a été répétée trois fois. Ainsi, trois quantités quasi-identiques des lingots bruts de cet alliage ont été fondus et coulées séparément. Dans le cas d'une répétabilité optimale, nous pourrions prétendre analyser uniquement l'impact de la variabilité des éléments d'alliage sur les caractéristiques mécaniques testées.

Concernant l'effet de la zone de prélèvement des échantillons, dans une même pièce coulée, sur les caractéristiques mécaniques obtenues, une comparaison des populations des zones étudiées pour chacun des alliages a été réalisée en se basant sur le test statistique de Kruskal-Wallis détaillé dans le chapitre bibliographique. Ce test a été réalisé en utilisant le logiciel statistique XLSTAT qui s'appuie sur Microsoft Excel pour la récupération des données et l'affichage des résultats. Les calculs sont quant à eux entièrement réalisés dans des programmes autonomes développés en C++.

	Alliages à comparer	%Si	%Cu	%Mg
Si	1 et 5	9,74 → 12,67	1,47	0
	2 et 6	9,73 → 12,64	1,4	0,4
	4 et 8	9,78 → 12,67	3,2	0
Cu	1 et 4	9,74	1,47 → 3,2	0
	2 et 3	9,7	1,4 → 3,2	0,4
	5 et 8	12,7	1,4 → 3,3	0
	9 et 11	11,2	2,3 → 3,2	0,2
Mg	1 et 2	9,7	1,47	0 → 0,4
	4 et 3	9,7	3,2	0 → 0,38
	5 et 6	12,7	1,4	0 → 0,4

Tableau 15: Alliages à comparer pour l'étude de l'influence des trois éléments d'alliage (Si, Cu et Mg)

Enfin, afin de faciliter l'étude de l'influence de la variabilité des trois éléments d'alliage Si, Cu et Mg, le tableau 15 indique, parmi les 11, les alliages à comparer entre eux selon que la variabilité de l'élément Si (en orange), Cu (en vert) ou Mg (en bleu) est faite. Les deux autres éléments étant constants.

Caractéristiques mécaniques des alliages

A l'aide du premier plan d'expériences, les caractéristiques mécaniques des 11 alliages Al-Si-Cu testés vont être analysées en fonction de la variabilité de leur composition chimique.

1. Module d'Young

La figure 39 présente les valeurs du module d'Young obtenues sur les 11 alliages. Pour chaque alliage, la moyenne et l'écart type ($\pm 1\sigma$) sur trois échantillons sont calculés.

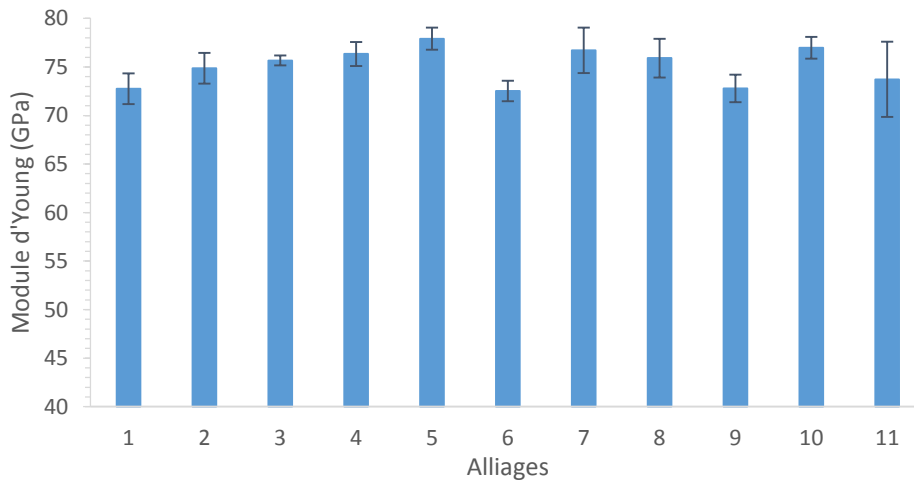


Figure 39 : Résultats de la mesure du module d'Young

Sachant que l'incertitude de mesure de cet essai est de 3% (incertitude fournie par le service essais mécaniques de Renault), on constate que la composition chimique affecte peu le module d'Young dans le domaine étudié. On remarque de petites variations ($\sim 7\%$) entre les alliages testés avec un module d'Young compris entre 73 et 78 GPa.

2. Dureté Brinell

Pour chacun des 11 alliages, des mesures de dureté ont été réalisées dans les zones Z1, Z2 et Z3. La figure 40 présente les moyennes et les écarts types ($\pm 1\sigma$) de ces mesures pour chacun des alliages et pour chacune des zones. Remarquons que la dureté présente de petites variations (inférieures à l'incertitude de mesure admissible par la norme Renault qui est de 3%) entre les trois zones étudiées pour quasiment tous les alliages.

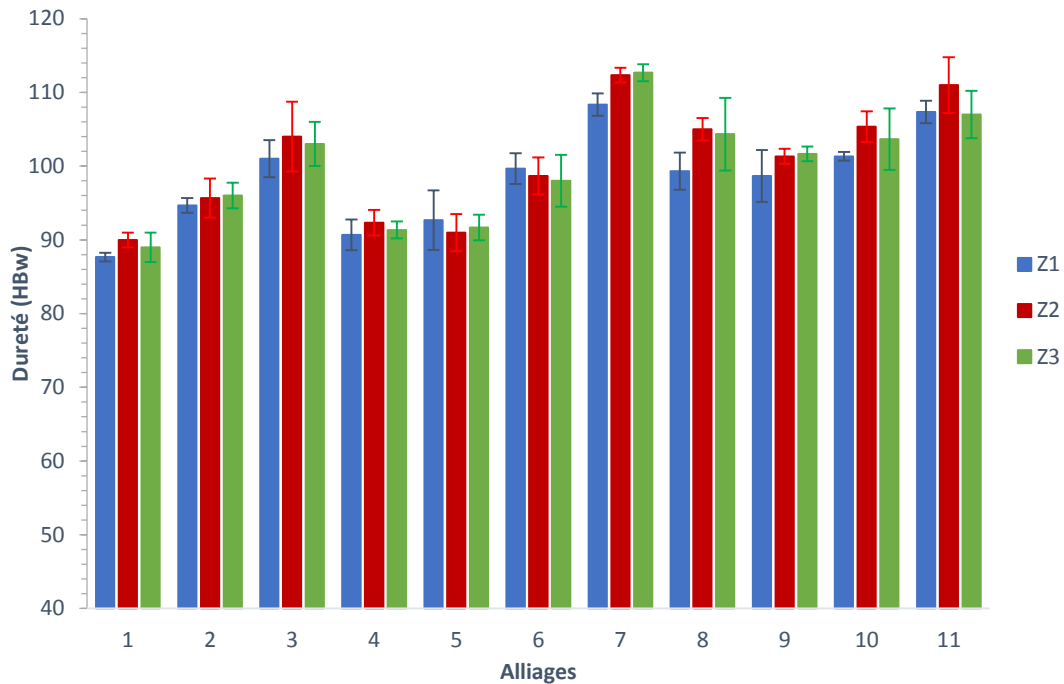


Figure 40 : Dureté des 11 alliages pour les trois zones Z1, Z2 et Z3

Les résultats de la comparaison statistique des populations des zones en utilisant le test de Kruskal-Wallis (tableau 1, annexe A) montrent que p-value est supérieure au niveau de signification α et permettent de conclure que les trois zones Z1, Z2 et Z3 proviennent de la même population pour les 11 alliages. Ceci nous permet d'examiner l'effet de la composition chimique sur la dureté en considérant la moyenne de la dureté pour chacun des alliages, toutes zones confondues. La figure 41 présente les duretés moyennes et les écarts types ($\pm 1\sigma$) pour chacune des répétitions de l'alliage 9 (figure (a)) et pour chacun des 11 alliages (figure (b)). On remarque que :

- La dureté est quasiment la même pour les trois coulées de l'alliage 9 (figure 41 (a)). La variation de dureté entre les trois répétitions de coulée ne dépasse pas 1%. Cette variation est bien inférieure à l'incertitude de mesure admissible (3%) par la norme dureté RENAULT.
- L'augmentation du pourcentage massique du silicium peut augmenter la dureté de plus de 10%. En comparant les alliages 4 et 8 (à 3,3% de Cu et 0% de Mg), en passant de 9,78% à 12,75% de Si, la dureté augmente de 11%. Par contre, cette remarque n'est pas constatée pour les alliages à forte teneur en Mg (alliages 2 et 6) et les alliages à faible teneur en Cu (alliages 1 et 5).
- Le cuivre augmente aussi la dureté. En comparant les alliages 2 et 3 à 9,7% de Si et 0,4% de Mg, et les alliages 5 et 8 à 12,7% de Si et sans magnésium, on remarque que le passage de 1,44% de Cu à 3,2% augmente, dans les deux cas, la dureté de 8% et de 12% respectivement. Mais cet élément influence très peu la dureté en absence de Mg et à 9,7% de Si (par comparaison des alliages 1 et 4). Ce qui semble montrer l'existence d'interactions entre ces éléments d'alliage (Cu, Si et Mg).

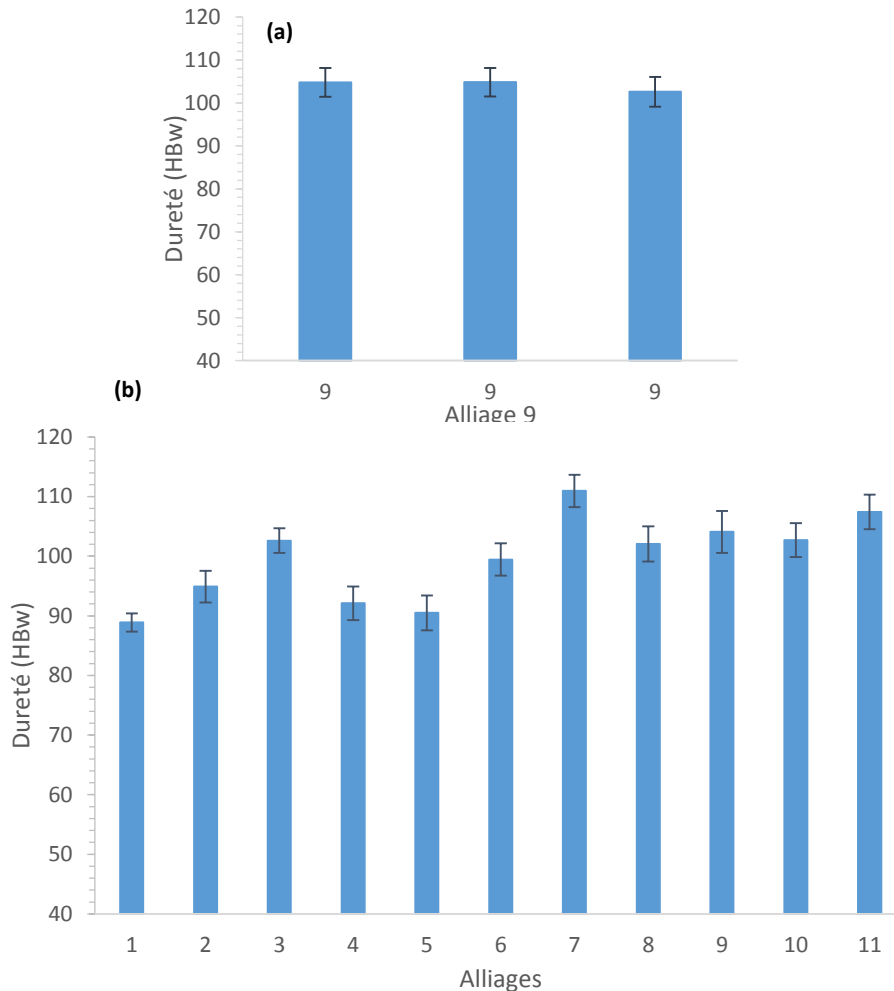


Figure 41: Dureté (a) de l'alliage 9 répété, (b) des 11 alliages

- L'ajout du magnésium augmente considérablement la dureté. En comparant les alliages 1 et 2, les alliages 5 et 6, et les alliages 4 et 3, l'ajout du Mg augmente la dureté jusqu'à 17%. Les alliages à 0,2% de Mg (7, 9 et 11) présentent les duretés les plus élevées.

3. Propriétés de traction

Les résultats des essais de traction réalisés sur des éprouvettes prélevées dans les trois zones (Z1, Z2, Z4) sont abordés dans ce paragraphe.

Il est connu que les éprouvettes cylindriques de traction permettent d'obtenir des valeurs des caractéristiques de traction plus représentatives des valeurs réelles par rapport aux éprouvettes plates pour lesquelles l'effet de l'entaille peut induire des erreurs de mesure de ces caractéristiques. Mais pour des raisons de manque de matière, nécessaire au prélèvement d'éprouvettes cylindriques, les éprouvettes prélevées dans les zones Z1 et Z2 sont des éprouvettes plates alors que celles prélevées dans la zone Z4 sont cylindriques.

3.1 Limite d'élasticité conventionnelle à 0,2%

La figure 42 présente les moyennes et les écarts types ($\pm 1\sigma$) de la limite élastique à 0,2% de trois éprouvettes testées pour les 11 alliages et pour chacune des trois zones étudiées

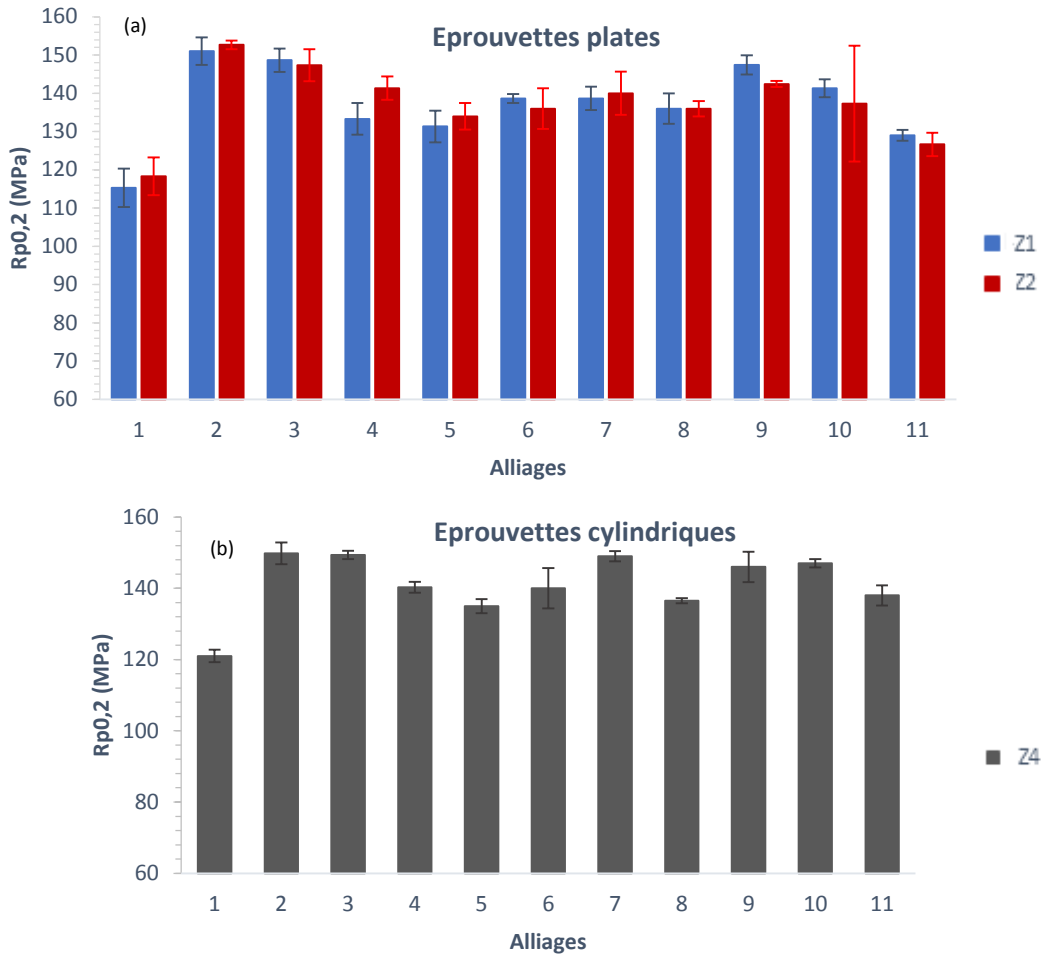


Figure 42 : Limite élastique des 11 alliages pour les trois zones, (a) Z1 et Z2, (b) Z4

Cette figure montre que $R_{p0,2}$ ne varie pas en fonction de la zone de prélèvement ce qui revient à dire que la forme des éprouvettes ne semble pas influencer $R_{p0,2}$ pour chacun des 11 alliages étudiés.

Comme pour la dureté, le test de Kruskal-Wallis de comparaison statistique des populations des zones (tableau 2, annexe A) montre que les trois zones Z1, Z2 et Z4 proviennent de la même population pour les 11 alliages. Ainsi, la figure 43 présente les moyennes et les écarts types ($\pm 1\sigma$) de la limite élastique pour chacun des alliages et chacune des répétitions de l'alliage 9. On note d'après cette figure que :

- La variation maximale de la limite d'élasticité pour l'alliage 9 coulé trois fois est de 4% (voir figure 43 (a)). Cette variation est inférieure à l'incertitude de mesure (incertitude fournie par le service essais mécaniques de Renault) de cet essai qui est de 5%.
- Le magnésium augmente la limite d'élasticité. En effet, en comparant l'alliage 1 ($\text{Si}9,7\text{Cu}1,5\text{Mg}0$) à l'alliage 2 ($\text{Si}9,7\text{Cu}1,5\text{Mg}0,4$), la limite élastique augmente de 27%. Elle

augmente aussi avec l'augmentation de la teneur en Mg pour les alliages à teneur élevée en Cu (3,3 %) (en comparant les alliages 4 et 3) et pour les alliages à 12,7% de Si (en comparant les alliages 5 et 6) mais avec de faibles majorations (<7%). L'effet constaté du Mg sur la limite élastique confirme les résultats des travaux récents disponibles dans la littérature. En effet, l'étude de l'effet du Mg sur les caractéristiques mécaniques des alliages Al-Si-Cu coulés en HPDC réalisée par Yang et al. [15] a montré une augmentation considérable de la limite élastique (21%) quand le pourcentage de Mg passe de 0,1% à 0,5% en masse.

- Par contre, l'influence du magnésium sur la limite élastique n'est pas la même à 9,7% de Si et à 12,7% de Si. En effet, on remarque qu'avec 0,4% de Mg et 9,7% de Si (alliages 1 et 2), la limite élastique augmente de 27%, alors qu'elle varie peu pour la même variation en Mg (pour les alliages à 12,7% de Si (alliages 5 et 6). Ceci montre qu'il y a probablement une interaction entre les éléments Mg et Si.
- Concernant l'influence de Cu, pour un alliage hypo-eutectique et en absence du Mg, en passant de 1,5% (alliage 1) à 3,3% de Cu (alliage 4), Rp0,2 augmente de 17% mais ne varie quasiment pas en fonction du Cu à 0,4% de Mg (par comparaison des alliages 2 et 3). Contrairement aux alliages eutectiques (12,7% de Si) pour lesquels (alliages 7 et 8) l'augmentation du pourcentage massique en Cu n'a quasiment pas d'effet sur Rp0,2.

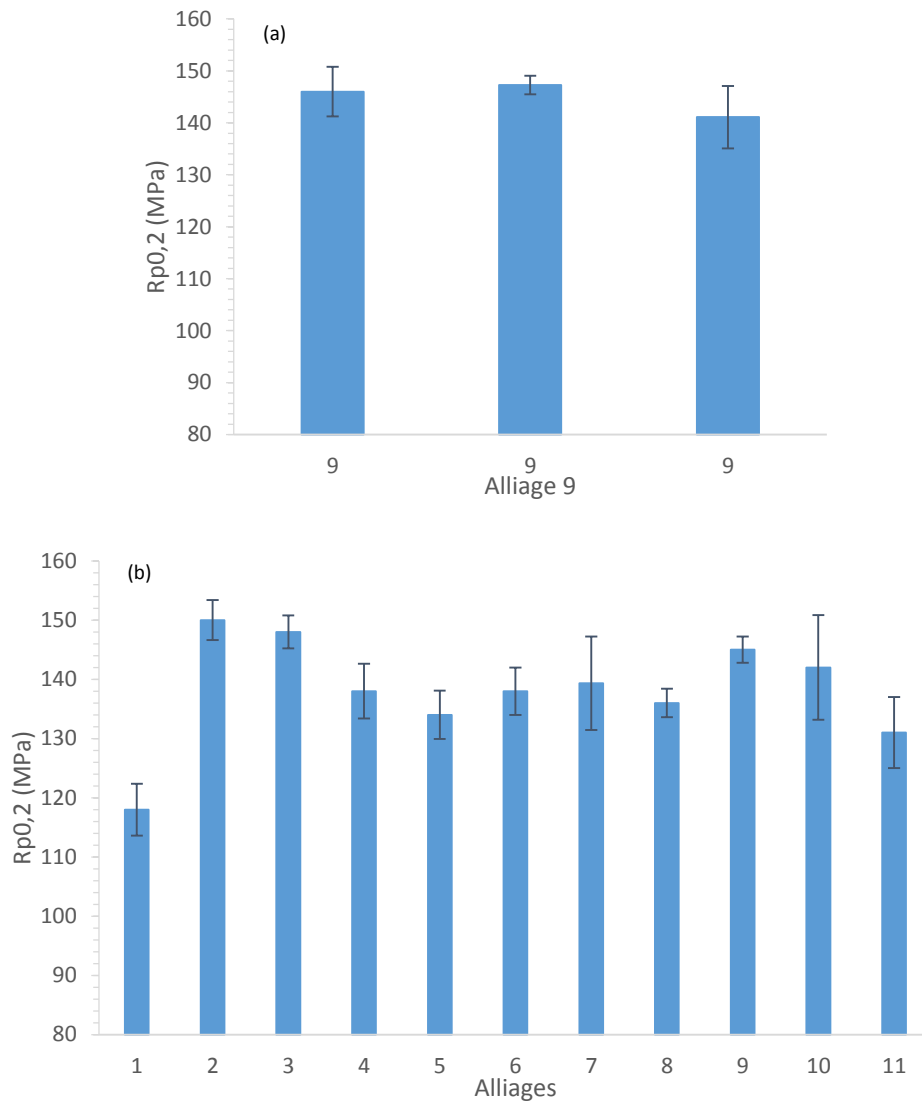


Figure 43 : Limite élastique (a) des trois coulées de l'alliage 9 répété 3 fois, (b) des 11 alliages

3.2 Résistance à la traction R_m

La figure 44 présente les moyennes et les écarts types ($\pm 1\sigma$) de la résistance à la traction (R_m) de trois éprouvettes pour les 11 alliages pour chacune des trois zones étudiées. Rappelons que dans les zones Z1 et Z2 des éprouvettes plates ont été prélevées alors qu'elles sont cylindriques dans la zone Z4.

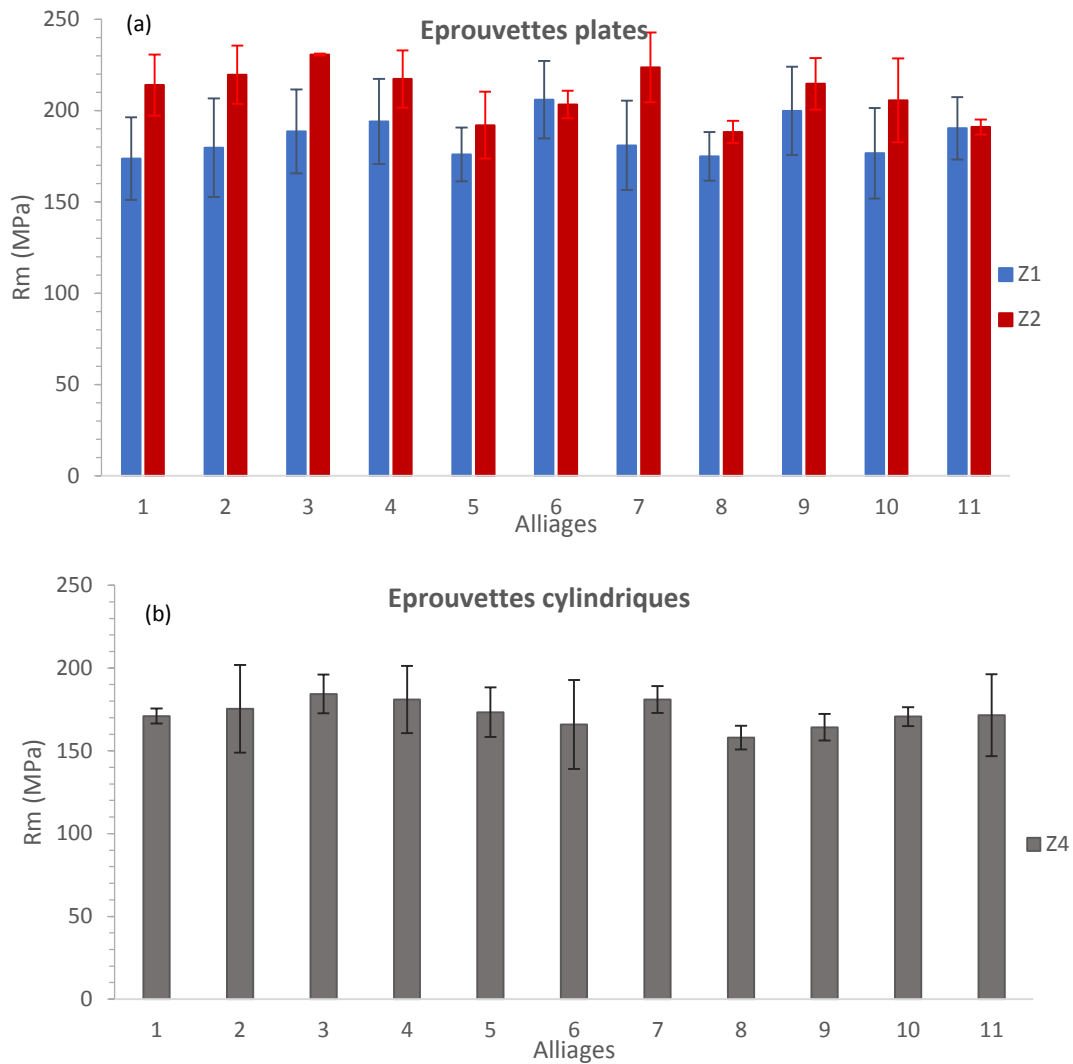


Figure 44 : Résistance à la traction des 11 alliages pour les trois zones (a) Z1 et Z2 et (b) Z4

On remarque que :

- La résistance à la traction présente des valeurs très différentes entre les trois zones étudiées. La zone Z2 (R_m comprise entre 188 MPa et 231 MPa) présente notamment une résistance à la traction plus élevée que les deux autres zones Z1 (de 176 MPa à 206 MPa) et Z4 (de 151 MPa à 184 MPa). Le test de comparaison de population (tableau 16) confirme que les zones Z1, Z2 et Z4 ne sont pas identiques vis à vis de R_m pour les alliages 1, 2, 8, 9 et 11.
- Les valeurs de R_m mesurées sur des éprouvettes cylindriques prélevées dans la zone 4 sont plus faibles que celles obtenues sur les éprouvettes plates prélevées dans les zones Z1 et Z2. Ceci peut être dû à l'effet de la zone de prélèvement (géométrie de la pièce).

- Rm est fortement influencée par la zone de prélèvement de l'échantillon, ce qui ne nous laisse pas la possibilité d'analyser l'influence des éléments d'alliage seuls sur cette caractéristique.

population	K (valeur observée)	K (valeur critique)	Niveau de signification α	p-value	Les 3 zones proviennent-elles de la même population ?
1	7,261	5,991	0,05	0,027	Non
2	7,2	5,991	0,05	0,027	Non
3	5,65	5,991	0,05	0,059	Oui
4	3,2	5,991	0,05	0,2	Oui
5	4,18	5,991	0,05	0,05	Oui
6	5,53	5,991	0,05	0,06	Oui
7	5,6	5,991	0,05	0,061	Oui
8	7,2	5,991	0,05	0,027	Non
9	18,49	5,991	0,05	<0,0001	Non
10	5,58	5,991	0,05	0,06	Oui
11	7,26	5,991	0,05	0,027	Non

Tableau 16 : Comparaison des populations des trois zones Z1, Z2 et Z4 par rapport à Rm

3.3 L'allongement à la rupture (A%)

Les moyennes et les écarts types ($\pm 1\sigma$) de l'allongement à la rupture obtenus pour les 11 alliages et pour chacune des zones testées sont donnés figure 45. Comme pour Rm au paragraphe précédent, les résultats de A% sont distingués selon les zones de prélèvement, elles-mêmes conditionnées par la géométrie des éprouvettes : plates (dans les zones Z1 et Z2) ou cylindriques (dans la zone Z4). L'allongement à la rupture varie en fonction de la zone de prélèvement. Les résultats du test de comparaison de populations de ces zones présentés dans le tableau 17 confirment que les zones ne proviennent pas de la même population pour les alliages 1, 3, 6, 7 et 9. Ce dernier point, implique que la zone de prélèvement influence l'allongement à la rupture.

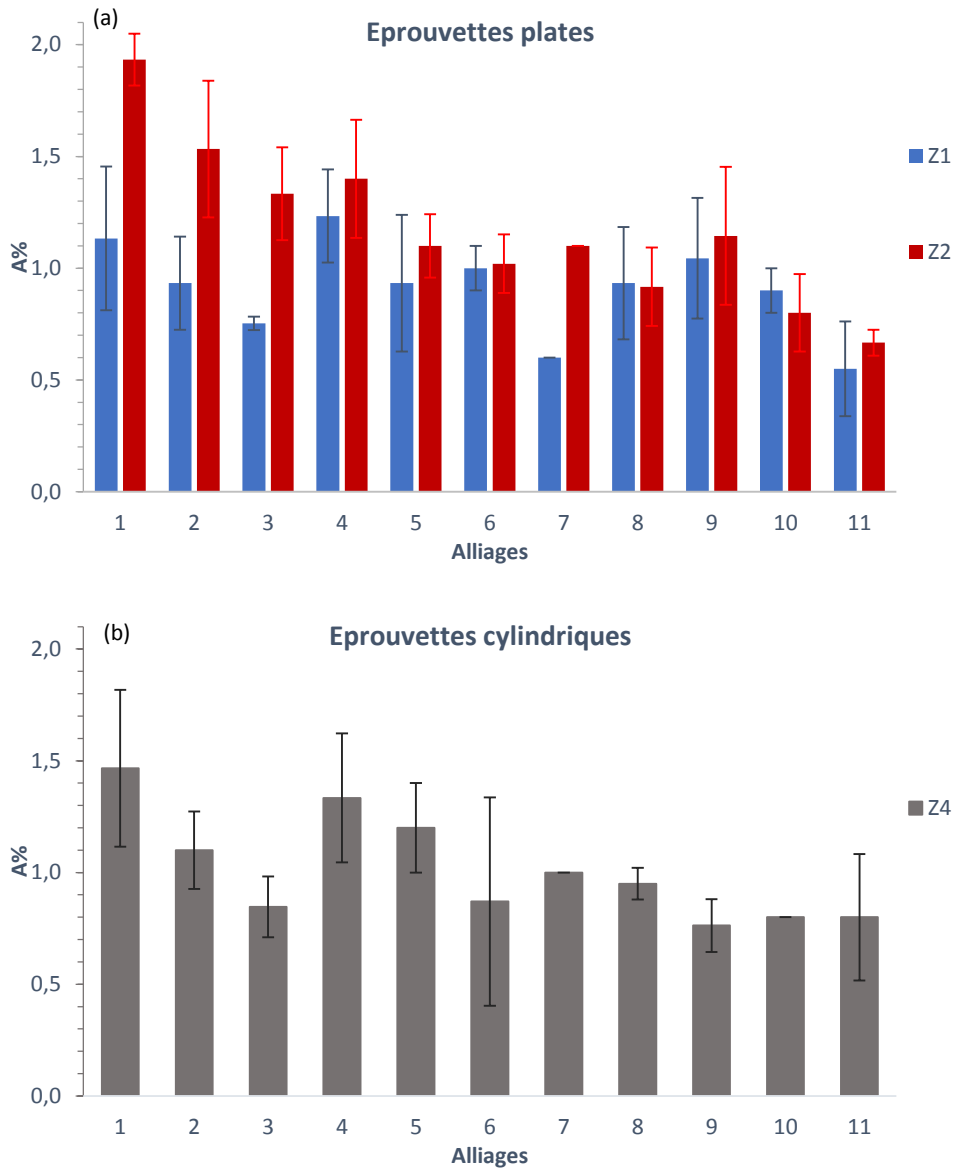


Figure 45 : Allongement à la rupture des 11 alliages pour les zones (a) Z1, Z2 et (b) Z4

Alliage	K (valeur observée)	K (valeur critique)	Niveau de signification α	p-value	Les 3 zones proviennent-elles de la même population ?
1	6,997	5,991	0,05	0,03	Non
2	4,78	5,991	0,05	0,09	Oui
3	6	5,991	0,05	0,04	Non
4	1,69	5,991	0,05	0,429	Oui
5	2,258	5,991	0,05	0,323	Oui
6	7,26	5,991	0,05	0,027	Non
7	7,08	5,991	0,05	0,029	Non
8	0,07	5,991	0,05	0,96	Oui
9	12,519	5,991	0,05	0,002	Non
10	4,997	5,991	0,05	0,08	Oui
11	3,11	5,991	0,05	0,21	Oui

Tableau 17 : Comparaison des populations des trois zones Z1, Z2 et Z4 par rapport à A%

Tout comme pour Rm, l'influence des éléments d'alliage sur A% dépend de la zone de prélèvement, ce qui rend impossible l'analyse des résultats de la variation de ces deux caractéristiques de traction en fonction des éléments d'alliage. L'étude de la microstructure et de la santé matière de nos alliages réalisées dans les paragraphes suivants permettra de mieux comprendre le lien entre la zone de prélèvement, sa composition chimique et ses caractéristiques mécaniques.

4. Conclusions

Concernant l'étude de la variabilité des éléments d'alliage Si, Cu et Mg sur les caractéristiques mécaniques testées, nous retenons que :

- Le module d'Young ne varie quasiment pas avec les variations des teneurs en éléments d'alliage dans le domaine étudié.
- La dureté et la limite élastique augmentent considérablement avec l'augmentation du magnésium. Ces résultats sont en accord avec les résultats des travaux disponibles dans la littérature. En effet, une étude de l'effet du magnésium (entre 0,1 et 0,6%) sur les propriétés mécaniques des alliages Al-Si à 7% de Si menée par Harris et al. [24] a montré qu'un pourcentage massique en magnésium supérieur à 0,3% augmente considérablement Rp0,2 et Rm. Des résultats similaires ont été relatés par Ghate et al. [25] et Vorren et al. [26] pour des alliages à 12% de Si. Une autre étude réalisée par Dunn et Dickert [28] pour comparer l'effet de la teneur en magnésium (0,1 ; 0,35 et 0,55%) sur la résistance de l'alliage A380 (alliage équivalent à l'alliage AlSi9Cu3) en fonderie sous pression a aussi montré que l'ajout du magnésium augmente Rm, Rp0,2 et la dureté.

- La dureté et $Rp_{0,2}$ augmentent aussi avec l'augmentation du cuivre. Ceci est expliqué par la précipitation des phases Al_2Cu à la fin de la solidification [29].

Les résultats expérimentaux précédents ont montré également des interactions entre les éléments d'alliage Si, Cu et Mg, à savoir :

- L'augmentation simultanée du Si et du Mg diminue $Rp_{0,2}$. En effet, en passant de 0% à 0,4% de Mg et à un pourcentage massique de 9,7% de Si, $Rp_{0,2}$ augmente de 27% alors qu'elle varie peu à un pourcentage massique de Si plus élevé (12,7%). Ceci peut être dû à une interaction entre ces deux éléments d'alliage.
- L'influence du Cu sur $Rp_{0,2}$ dépend de la teneur en Mg et en Si. Ce résultat rejoint les résultats des travaux de Mohamed et al. [17]. En effet, ces auteurs ont montré que les caractéristiques de traction des alliages d'aluminium à 10,8% de Si contenant 3% de Cu sont influencées par des hautes teneurs en Mg (0,35-0,6%). Ceci a été expliqué par la formation de composés $AlCuMgSi$ qui diminuent la quantité de Cu libre disponible dans la solution pour former la phase Al_2Cu . Ceci révèle des interactions entre cet élément et les deux éléments d'alliage Si et Mg. La présence de ces composés dans la microstructure de nos alliages contenant du Mg sera vérifiée ultérieurement par une analyse de la microstructure.

L'exploitation des résultats de la variation des caractéristiques mécaniques (dureté, $Rp_{0,2}$, Rm et $A\%$) en fonction de la composition chimique est un peu délicate sans prendre en compte la porosité et les mécanismes microstructuraux. En effet, comme abordé dans la revue bibliographique, ces caractéristiques ne dépendent pas que de la composition chimique de l'alliage mais sont à corrélées également à la porosité et à la microstructure générées pendant la solidification. D'où l'intérêt de pousser notre analyse vers ces domaines d'investigation.

Enfin, les conclusions de cette partie restent des conclusions préliminaires. Elles méritent d'être vérifiées par une analyse statistique des données obtenues expérimentalement. Ceci fait l'objet des paragraphes suivants.

III. Analyse de la porosité

Afin de mesurer le taux de porosité sur les pièces de fonderie sous pression, plusieurs méthodes, directes (radiographie, micrographie, etc...) ou indirectes (mesure de densité, pesées, etc ...) sont utilisées. Chacune d'entre elles est plus ou moins adaptée à la dimension de l'échantillon ou à la taille des pores. De plus, chaque méthode ne fournit qu'une caractérisation partielle de la porosité en termes de géométrie des pores (diamètre, surface, volume, etc.).

L'analyse de la porosité par la mesure de densité est une technique non destructive, elle permet de mesurer avec précision le volume de la porosité globale sur l'ensemble de l'échantillon testé mais présente l'inconvénient de ne pas préciser le type et la localisation des porosités. Contrairement à la

micrographie qui permet d'obtenir les caractéristiques géométriques des porosités comme leur taille, leur forme et leur diamètre mais ne permet pas de mesurer leur volume. Quant à la radiographie, elle fournit des images des défauts volumiques, ce qui facilite leur détection et leur caractérisation mais n'offre pas la possibilité de calculer le volume des porosités avec précision.

Nous avons mesuré la porosité par micrographie, par densimétrie et par radiographie. La première technique nous donne les caractéristiques géométriques des porosités (taille, forme, diamètre) et leur pourcentage surfacique alors qu'en utilisant la technique de densimétrie, nous avons calculé le pourcentage volumique des porosités de nos alliages. Concernant le contrôle radiographique qui est la méthode utilisée par RENAULT pour le contrôle de la porosité, cette technique nous a permis de comparer nos résultats avec ceux obtenus précédemment par les experts de RENAULT.

Dans ce paragraphe, les résultats des mesures des pourcentages de porosités volumiques et surfaciques effectuées respectivement par densimétrie et par micrographie sont présentés. La suite consistera à étudier l'influence des porosités sur les caractéristiques de traction.

1. Porosité volumique

Le pourcentage volumique de la porosité déterminé à partir de la masse volumique pour chacun des alliages est donné à la figure 46 en fonction des deux zones (Z1 et Z2) de prélèvement dans la pièce. On remarque que ces deux zones présentent des taux de porosités très différents pour certains alliages, notamment l'alliage 3. Il conviendra d'ailleurs à cet égard de porter une attention particulière aux vitesses de remplissage en ces deux zones pouvant expliquer, entre autres, de telles variations au niveau de la quantité de porosités générées.

Quelle que soit la zone de prélèvement, on remarque que les alliages à 3,3% de Cu (alliage 3, alliage 8 et alliage 11) présentent un taux de porosités plus grand (>2%) que les autres alliages. De fortes dispersions de densités sont observées pour certains alliages (alliage 3 et 6 par exemple).

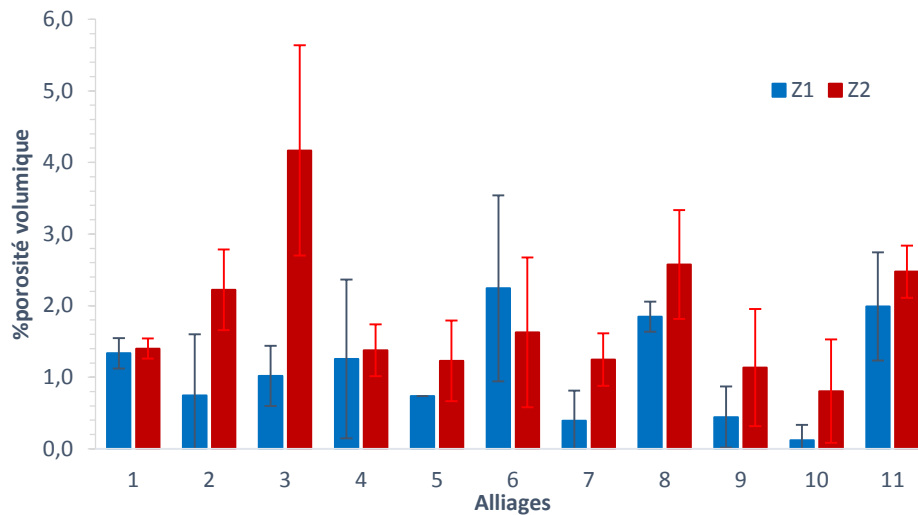


Figure 46 : Pourcentage volumique de la porosité les 11 alliages dans chacune des zones Z1 et Z2

2. Porosité surfacique

Les résultats de la mesure de la porosité surfacique obtenus par micrographie dans les zones Z1 et Z2 sont donnés figure 47 :

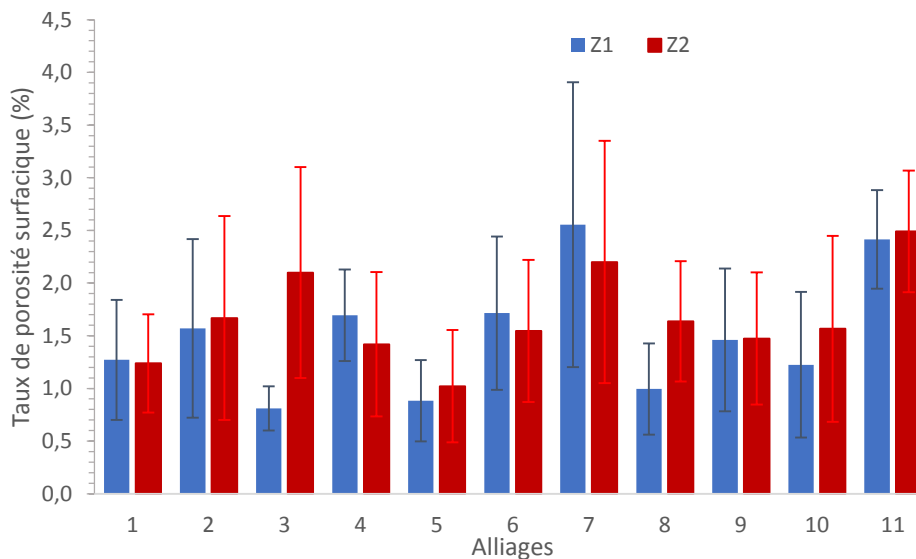


Figure 47 : Taux de porosité surfacique pour les 11 alliages dans chacune des zones Z1 et Z2

On remarque :

- De grandes dispersions de la porosité autour de la moyenne pour les 11 alliages
- Pour la plupart des alliages contenant une teneur élevée en Cu (alliages 3, 4, 8 et 10), les zones Z1 et Z2 présentent des taux de porosités différents.
- Les alliages 7 et 11 contiennent les taux de porosités les plus élevés. Ces alliages se caractérisent tous par un pourcentage de Cu supérieur à 2,4%.

La figure 48 montre des images prises au microscope optique des 11 alliages après polissage mécanique sans attaque métallographique. On constate que :

- Tous les alliages contiennent des porosités avec une forme circulaire mais avec des tailles différentes. Ces porosités de type soufflures (ou porosités gazeuses) ont une taille plus importante pour les alliages hypo-eutectiques à basse teneur en Cu (alliages 1, 2, 9 et 5).

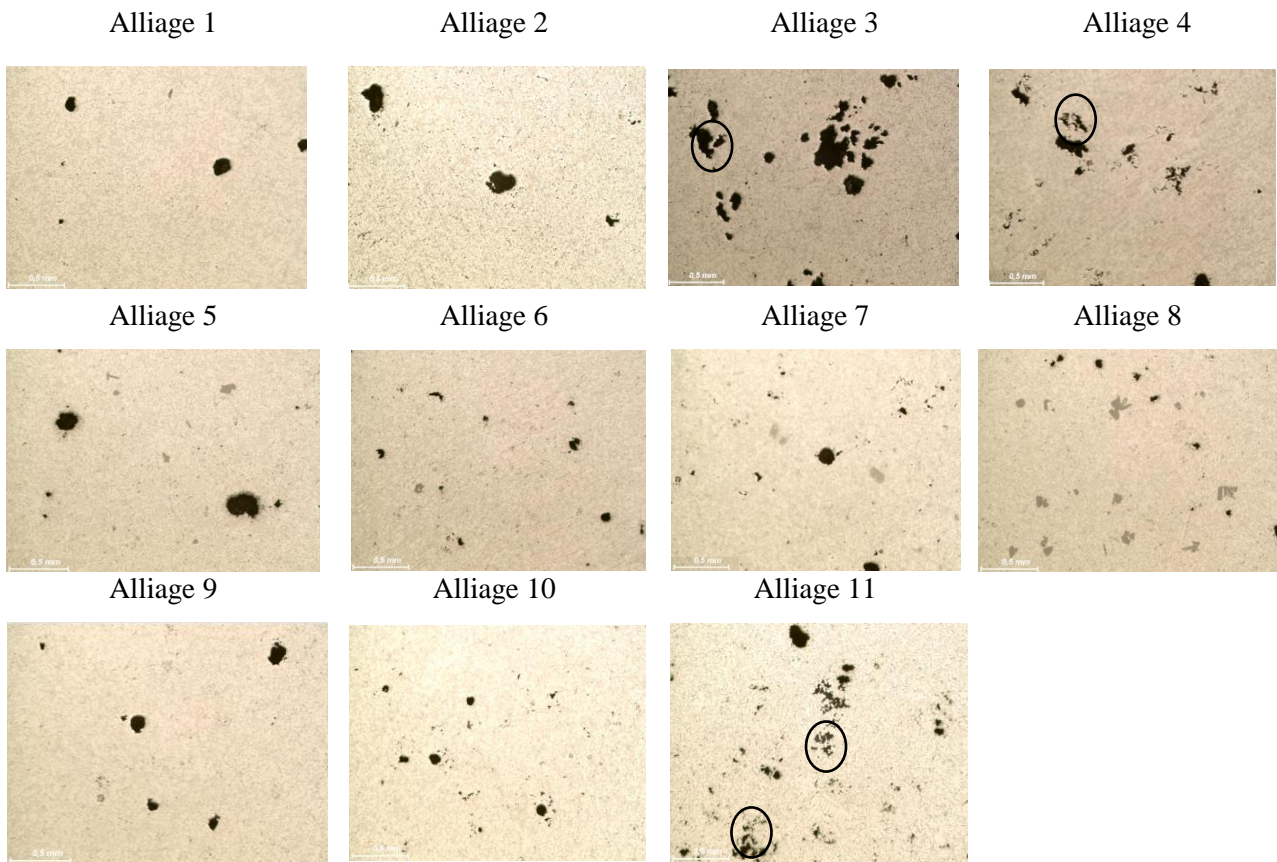


Figure 48 : Images microscopiques des 11 alliages

- A haut pourcentage massique en Cu ($\geq 2,4\%$), la taille des soufflures diminue avec l'augmentation de la teneur en Si contrairement à leur nombre qui augmente. Ceci est noté surtout pour les alliages 4 et 8 et les alliages 3 et 7.
- Les alliages hypo-eutectiques à haut pourcentage en Cu (3,3%) présentent en plus des soufflures, un autre type de porosités avec des formes irrégulières de types retassures. Ces porosités sont observées dans les alliages 3, 4 et 11 et sont entourées sur la figure 48. Ces retassures ne sont pas détectées dans les alliages hyper-eutectiques quel que soit leur pourcentage massique en Cu.

Une étude menée par Edwards et al. [23] a montré que la teneur en porosités augmente d'un facteur 4 environ lorsque le cuivre est ajouté à un alliage Al-Si-Mg sans cuivre. Ils ont conclu que l'augmentation observée de la porosité peut être attribuée à deux facteurs principaux :

- Le Cu provoque la réaction ternaire $\text{liq} \rightarrow \alpha\text{-Al} + \text{Si} + \text{CuAl}_2$ à environ 525°C , ce qui entraîne une phase ternaire qui se solidifie quand la majeure partie de la pièce coulée est déjà solide. Ceci rend les espaces inter-dendritiques difficiles à remplir.

- Le coefficient d'activité de l'hydrogène diminue avec l'augmentation de la teneur en cuivre ce qui diminue la solubilité de l'hydrogène et provoque l'inclusion de cet élément dans l'alliage formant ainsi des bulles de gaz. Par conséquent, des porosités de type soufflures se forment rapidement pendant la solidification de l'alliage à cause de l'inclusion de bulles d'hydrogène dans l'alliage.

Les résultats de l'étude d'Edwards ont aussi montré que l'ajout de seulement 1% de Cu cause le développement d'un taux considérable de porosités par comparaison avec un alliage sans Cu. Par contre, l'augmentation du taux de Cu au-delà de 1% et jusqu'à 4% entraîne une augmentation relativement faible de la porosité. Ainsi, il semble que le développement des porosités ne dépend plus de la concentration en Cu à partir d'un certain taux. Caceres et al. [74] ont noté qu'un pourcentage massique de Cu supérieur à 0,2% augmente considérablement le pourcentage de microporosités (multiplié par 7). Cette augmentation semble en corrélation avec la formation de grandes quantités de phases inter dendritiques riches en Cu. Ceci confirme l'idée que l'augmentation de la porosité lorsque le Cu est ajouté est liée à la formation du liquide ternaire inter-dendritique qui se solidifie à une température inférieure à l'eutectique Al-Si, rendant difficile le remplissage des zones inter-dendritiques.

3. Influence de la porosité sur les caractéristiques de traction

Comme vu précédemment, la porosité est influencée par la variabilité des éléments d'alliage testés. Ceci est montré au paragraphe précédent par un pourcentage de porosités élevé dans les alliages à forte teneur en Cu. D'où l'intérêt d'étudier les caractéristiques de traction en fonction de la porosité et de la variabilité de la composition chimique des alliages Al-Si-Cu.

Comme la technique de densimétrie est la méthode la plus précise pour la mesure du volume de porosités et la quantification du taux de porosités présentes dans l'échantillon, la première partie de ce paragraphe aborde l'effet de la porosité obtenue par densimétrie et les interactions de ce paramètre avec les éléments d'alliages sur $R_{p0,2}$ et R_m .

Par contre, le contrôle radiographique étant la technique utilisée par RENAULT, une comparaison du taux de porosités obtenu par densimétrie et de celui obtenu par radiographie est réalisée dans le but de vérifier la possibilité de travailler avec le contrôle radiographique pour estimer l'effet des porosités sur les caractéristiques mécaniques.

3.1 Taux de porosité obtenu par densimétrie

La figure 49 présente la limite élastique et la résistance à la traction en fonction du pourcentage de porosités obtenu par densimétrie. Pour cela, les éprouvettes analysées sont triées par classes de pourcentage de porosités: [0% à 0,5%], [0,5% à 1,5%], [1,5% à 2,5%], [2,5% à 3,5%], [5,5% à 6,5%]. On remarque sur ce graphe que lorsque la porosité augmente de 0% à 6%, la résistance à la traction diminue mais la limite élastique ne varie quasiment pas.

De plus, la plus grande partie des éprouvettes étudiées présente un taux de porosités compris entre 0% et 3,5% comme mis en évidence à la figure 50. Cette figure montre que seulement 5% des éprouvettes appartiennent à la classe de porosités [5,5-6,5%] alors que la plupart des éprouvettes (66%) possède entre 0,5 et 2,5% de porosités. De même, 17% des éprouvettes sont quasiment « saines » et apparaissent dans la classe [0-0,5%] de porosités

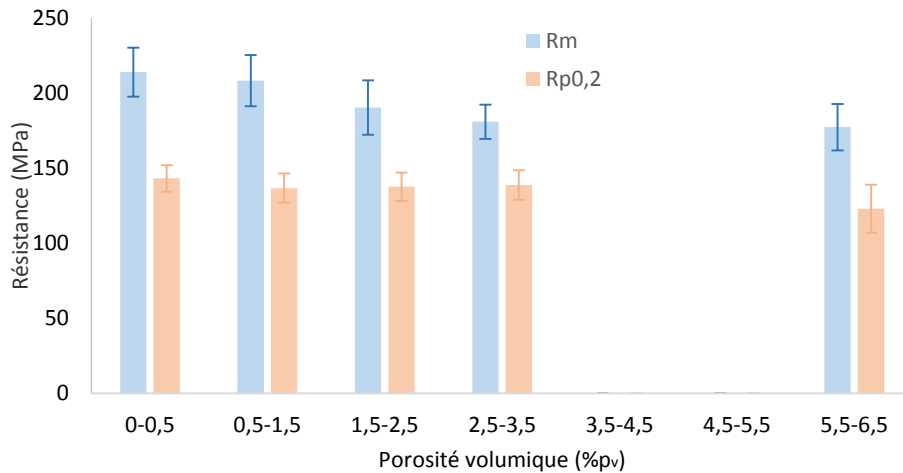


Figure 49 : Influence de la porosité volumique sur la résistance mécanique

Populations par pourcentage de porosité

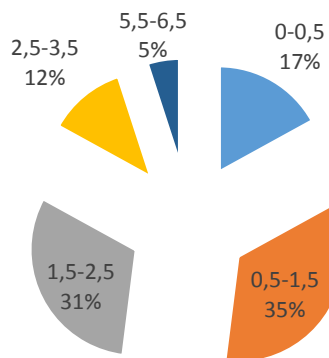


Figure 50: Classification des éprouvettes étudiées selon leur taux de porosités (%p_v)

La figure 50 met en évidence que la majorité des éprouvettes (95%) possède moins de 3,5% de porosités. Ainsi, la figure 51 présente les résistances Rp0,2 et Rm en ne tenant compte que de cette majorité d'éprouvettes. On constate alors qu'une augmentation de la porosité entraîne une diminution marquée de la résistance à la traction : le passage de la classe [0,5-1,5%] à la classe [1,5-2,5%] diminue Rm de 209 MPa à 188 MPa soit de 10,5 %, mais a une influence tout à fait négligeable sur la limite élastique (<2%).

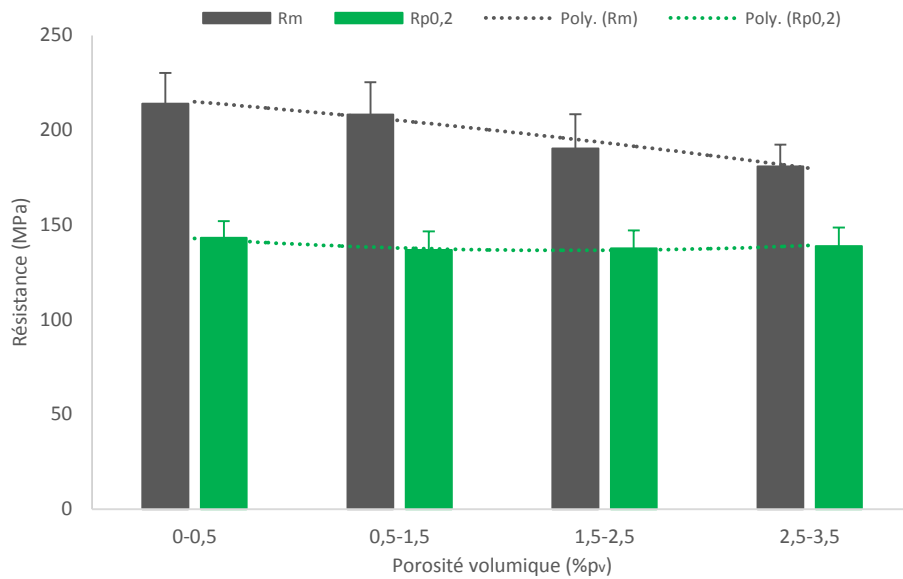


Figure 51: Influence de la porosité volumique sur la résistance mécanique

L'estimation polynomiale de la variation des deux caractéristiques de traction R_m et $R_{p0,2}$ en fonction de la porosité volumique ($\%p_v$) est donnée par les équations suivantes :

$$R_m = -0,90 \times (\%p_v)^2 - 7,16 \times (\%p_v) + 223,02 \quad *R^2 = 0,89 \quad (3.1)$$

$$R_{p0,2} = 1,88 \times (\%p_v)^2 - 10,65 \times (\%p_v) + 151,57 \quad *R^2 = 0,97 \quad (3.2)$$

* R^2 : Coefficient de détermination, mesure la qualité du modèle

Dans la mesure où la porosité ne semble pas influencer la limite d'élasticité et afin de pousser plus loin l'analyse précédente sur la résistance à la traction, nous avons examiné l'influence de l'interaction de la composition chimique et du taux de porosités sur cette dernière caractéristique. Pour cela, les moyennes de R_m pour chacun des niveaux de Si, Cu et Mg ont été déterminées et représentées en fonction du taux de porosités. Ainsi, sur la figure 52, sont tracées 3 courbes donnant la variation de R_m en fonction du pourcentage de porosités pour les trois niveaux de Si testés (9,7%, 11,2% et 12,7%). De même, les figures 53 et 54 présentent les variations de R_m en fonction du pourcentage de porosités pour, respectivement, les 3 niveaux de Mg et de Cu testés (respectivement 0%, 0,2% et 0,4% de Mg et 1,5%, 2,4% et 3,3% de Cu).

D'après la figure ci-dessous, on remarque qu'en l'absence de porosité (0%), la résistance à la traction diminue de 8% (de 228 MPa à 211 MPa) si Si passe de 9,7% à 11,2% et elle diminue de 12% (de 228 MPa à 198 MPa) lorsque Si passe de 9,7% à 12,7%.

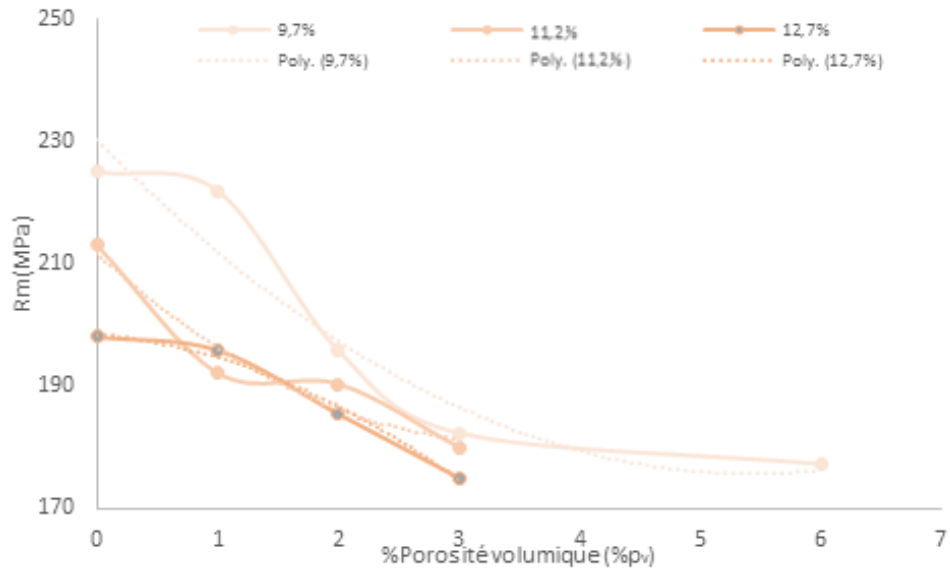


Figure 52: Influence du pourcentage massique du silicium et de la fraction volumique de la porosité sur la résistance à la traction

Par ailleurs, cette figure montre que l'augmentation du pourcentage de Si a un effet moins influant sur la résistance à la traction si le taux de porosités dépasse 2%, d'où l'intérêt d'étudier l'influence de l'interaction du %Si et de la porosité sur cette caractéristique.

D'après la figure 53, l'ajout du magnésium a une influence quasi négligeable sur la résistance à la traction. En effet, à un taux de porosité de 2%, la résistance à la traction augmente de 8% en passant de 0 à 0,2% de Mg. Par contre, le passage de 0,2% à 0,4% de Mg a une influence négligeable sur la résistance à la traction.

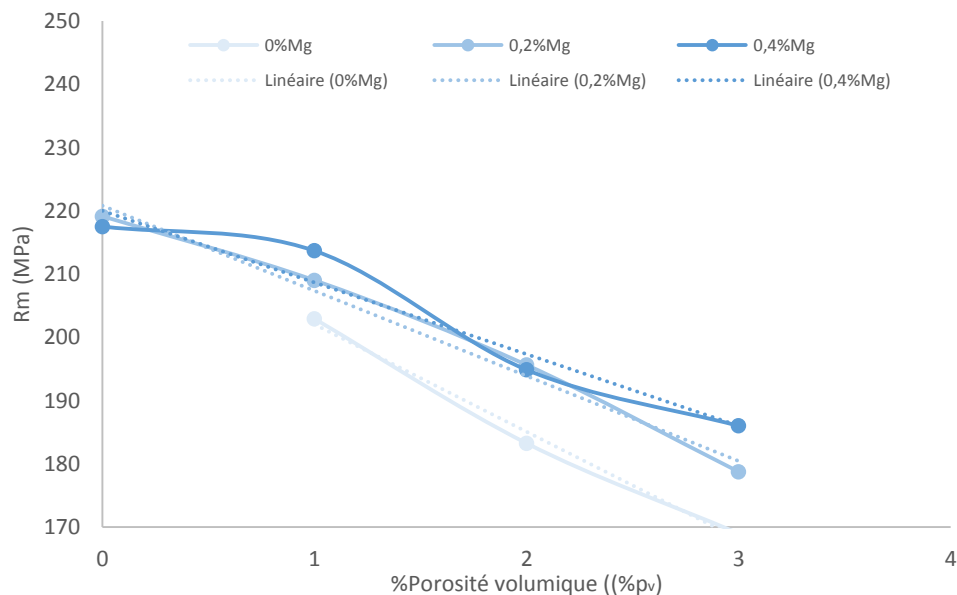


Figure 53: Influence du pourcentage massique du magnésium et de la fraction volumique de la porosité sur la résistance à la traction

En absence de porosités (0%), on remarque que R_m est quasi-identique quel que soit le pourcentage massique en Mg (≈ 220 MPa). Par contre, R_m diminue avec l'augmentation du taux de porosités pour les trois niveaux de Mg.

Le cuivre, lui, favorise la formation de porosités dans les alliages Al-Si-Cu (figure 54). On remarque que le pourcentage de porosités des alliages avec une teneur de Cu inférieure à 2,4% varie entre 0% et 3%, alors qu'il varie de 1% à 3% pour les alliages à 3,3%.

A un taux élevé en cuivre ($\geq 2,4\%$), R_m diminue considérablement avec l'augmentation du taux de porosités. En passant de 0 à 2% de porosités pour 3,3% de Cu, la résistance à la traction chute de 27% (de 260 MPa à 190 MPa), par contre, elle ne chute que de 10% (de 215 MPa à 193 MPa) à 1,5% de Cu.

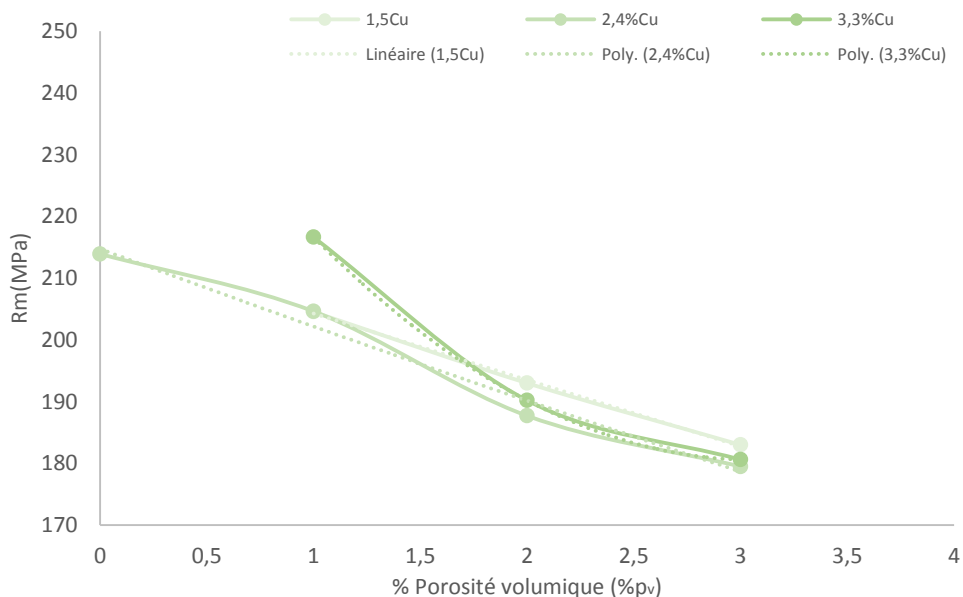


Figure 54: Influence du pourcentage massique du cuivre et de la fraction volumique de la porosité sur la résistance à la traction

3.2 Taux de porosité obtenu par radiographie

La figure 55 présente la variation de R_m et de $R_{p0,2}$ en fonction des classes ASTM de la porosité décelée par radiographie sur les éprouvettes de traction sans tenir compte de leur composition chimique.

Notons que le contrôle radiographique n'a révélé que des porosités gazeuses (soufflures). Ainsi, les analyses des résultats de ce contrôle ne concernent que ce type de porosités.

A la lecture de la figure 55, on note que, la porosité diminue considérablement la résistance à la traction mais n'a quasiment pas d'influence sur la limite élastique. En effet, en passant de la classe 1 à la classe 2, la résistance à la traction chute de 10,9% (201 MPa à 179 MPa).

Les équations linéaires ou polynomiales suivantes mettent en équation R_m et $R_{p0,2}$ en fonction du taux de porosités (%p) :

$$R_m = 5,25 \times (\%p)^2 - 36,95 \times (\%p) + 230,92 \quad R^2=1 \quad (3.3)$$

$$R_{p0,2} = -1,14 \times (\%p) + 140,7 \quad R^2 < 0,5 \quad (3.4)$$

$$R_{p0,2} = 2,21 \times (\%p)^2 - 10,935 \times (\%p) + 149,03 \quad R^2 = 1 \quad (3.5)$$

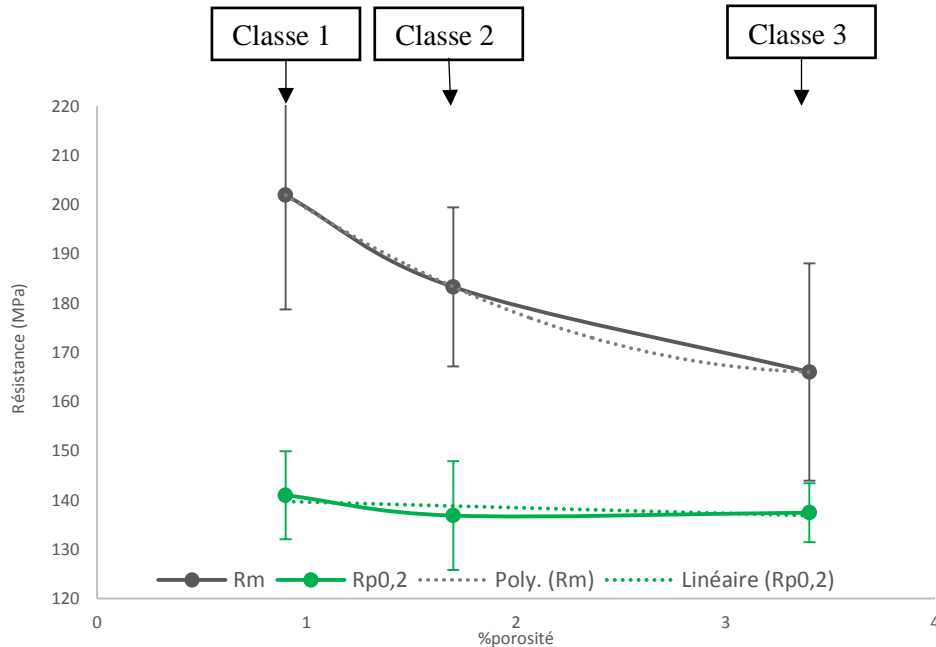


Figure 55: La résistance à la traction et la limite élastique en fonction du taux de porosités (soufflures)

Ainsi, en se basant sur l'équation (3.4), l'augmentation du taux de porosités de 0 à 2% diminue la limite élastique de 2%.

En comparant l'effet du taux de porosité obtenu par densimétrie et celui obtenu par radiographie sur Rm et Rp0,2 (figures 51 et 55), nous remarquons que suite à l'analyse par densimétrie, le passage du taux de porosités de la classe [0,5-1,5%] à la classe [1,5-2,5%] diminue Rm de 209MPa à 188MPa soit de 10,5 %. L'analyse par radiographie montre, elle, que si la porosité passe de la classe 1 (0,9% de porosités) à la classe 2 (1,7% de porosités), Rm est réduite de 10,9% (201 MPa à 179 MPa).

Concernant Rp0,2, les résultats montrent que le taux de porosités surfacique et le taux de porosités volumique ont une influence négligeable sur cette caractéristique.

Par conséquent, le contrôle radiographique permet tout comme le contrôle par densimétrie de quantifier l'influence de la porosité sur les caractéristiques de traction (Rm et Rp0,2).

4. Conclusions

La porosité est à la fois un paramètre révélateur de la santé matière qui dépend de la composition chimique de l'alliage Al-Si-Cu et des conditions de coulé et un facteur qui influence les propriétés mécaniques de la pièce produite en fonderie sous pression. Les principales conclusions de l'analyse de ce paramètre sont les suivantes :

- Les courbes de variation des pourcentages surfaciques et volumiques de la porosité en fonction des alliages font apparaître que le cuivre peut favoriser la formation de porosités

dans les alliages Al-Si-Cu. Ceci peut être dû à la formation des composés riches en cuivre à la fin de solidification, ce qui rend le remplissage des zones inter-dendritiques difficile et favorise par conséquent la formation des retassures

- La présence de porosités n'influence quasiment pas la limite élastique.
- La résistance à la traction diminue considérablement avec l'augmentation de la porosité
- En absence de porosité, R_m diminue avec l'augmentation de la teneur en Si. En effet, elle chute de 6% si on passe de 9,7% de Si à 11,2% de Si et de 12% si on passe de 9,7% de Si à 12,7% de Si. Ceci peut être lié à la formation de composés intermétalliques riches en fer. Par ailleurs, l'augmentation du %Si augmente la coulabilité de la matière et par conséquent diminue la porosité, ce qui a un effet bénéfique sur la résistance mécanique [75]. En effet, à 9,7% de Si le pourcentage volumique de porosités atteint 6% alors qu'il ne dépasse pas 3% à 11,2 et à 12,7% de Si.
- Le teneur en magnésium augmente R_m . Ceci est en accord avec les résultats des travaux de Yang et al. [15]. En effet, Yang a noté une légère augmentation de la résistance à la traction lorsque le pourcentage massique de Mg passe de 0,1% à 0,5%. Mais le magnésium n'influence quasiment pas le pourcentage de porosité volumique. Pour tous les niveaux de Mg, les courbes de tendances de la variation de R_m sont fonctions linéaires de la porosité et les coefficients de ces courbes sont assez proches (ces fonctions ne sont pas montrés pour des raisons de confidentialité). Ceci montre que la variation de R_m en fonction de la porosité est quasi-identique pour tous les niveaux du Mg
- Le contrôle radiographique permet tout comme le contrôle par densimétrie de quantifier l'influence de la porosité sur les caractéristiques de traction (R_m et $R_{p0,2}$).

IV. Caractérisation de la microstructure

Les observations de la microstructure des alliages étudiés montrent une microstructure type de ces alliages Al-Si-Cu-Mg qui se compose de (figure 56) :

- Phases primaires dendritiques α -Al
- Phases eutectiques Al-Si
- Composés intermétalliques

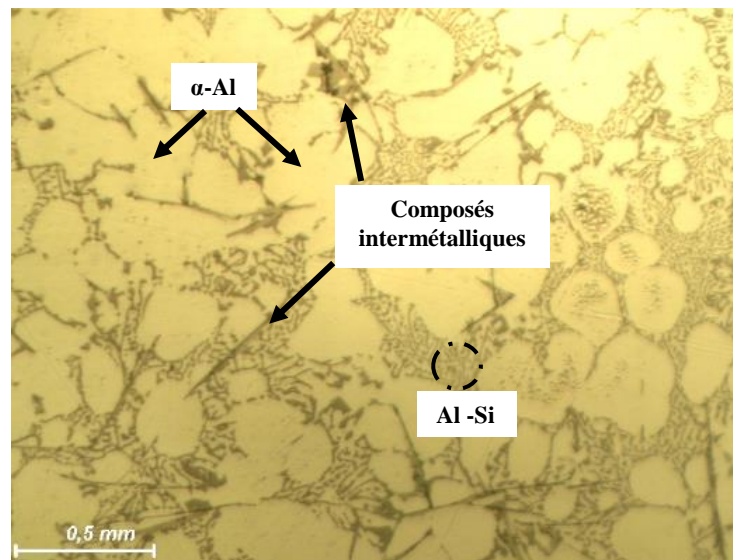


Figure 56 : Microstructure type des alliages Al-Si-Cu-Mg (alliage 3 équivalent à l' $AlSi9Cu3$)

Nous allons nous intéresser aux évolutions de cette microstructure en fonction des trois éléments d'alliage (Si, Cu et Mg) que nous avons fait varier.

1. Effet du silicium

Pour déterminer l'influence de la teneur en silicium sur la microstructure, les microstructures des alliages à bas et à haut pourcentage massique en silicium sont comparées par microscopie optique :

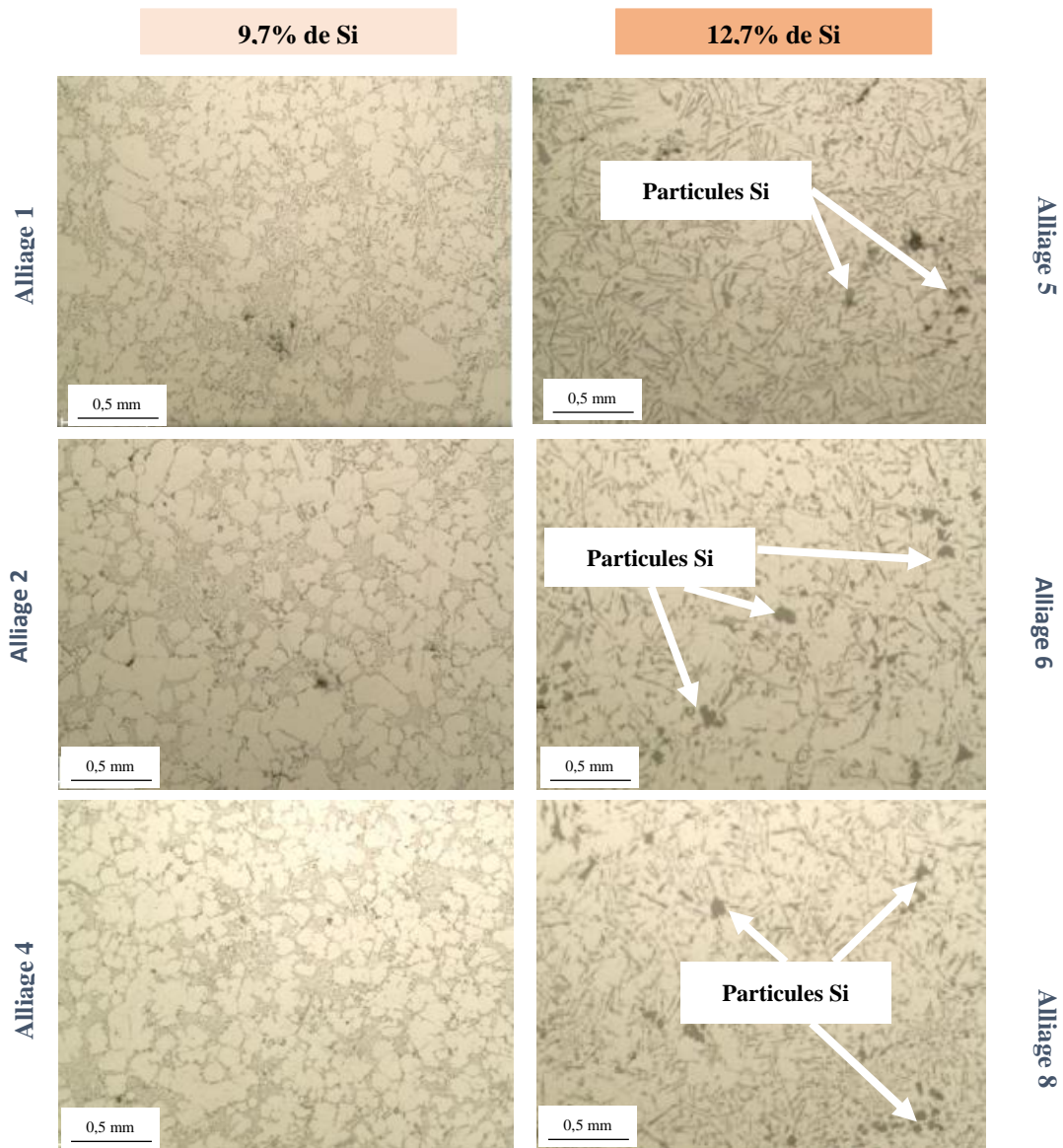


Figure 57 : Micrographies avant attaque des alliages 1, 2, 4, 5, 6 et 8

L'analyse macroscopique de la figure 57 montre que :

- Les dendrites dans les microstructures des alliages à bas pourcentage massique de Si sont sous forme globulaire entourées par les phases eutectiques Al-Si qui sont bien définies (alliages 1, 2 et 4, alors que les alliages à haute teneur en Si se caractérisent par une structure en plaquettes de la phase eutectique Al-Si dont la phase α -Al est mal définie (alliages 5, 6 et 8).
- Les alliages à haut pourcentage massique en silicium contiennent des particules grises plus ou moins grossières en fonction de l'alliage. L'analyse chimique de ces particules a montré que ce sont des particules de Si (figure 58).

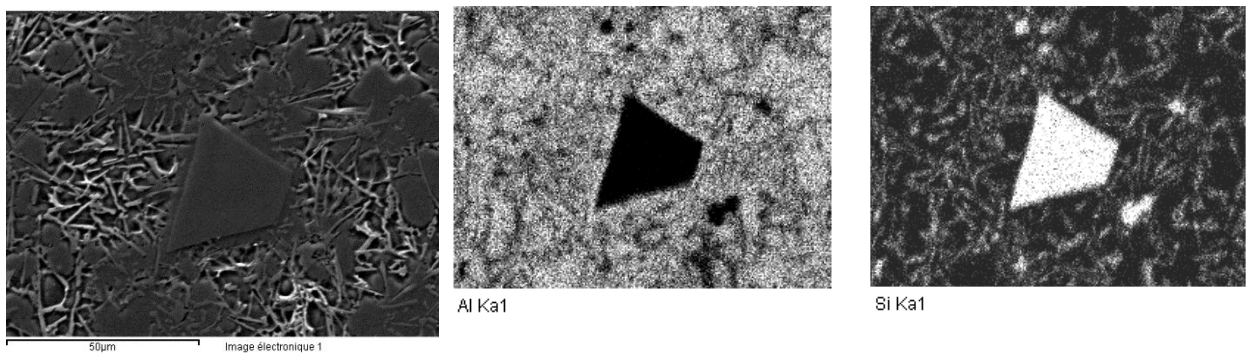


Figure 58 : Cartes EDS des éléments Al et Si de l'alliage 6

Selon Bäckerüd et al. [5], la composition eutectique est proche de 12% de Si. Au-dessous de cette concentration (alliages hypo-eutectiques), l'aluminium existe à partir du liquide en tant que phases primaires, sous forme de dendrites α -Al. Au-dessus de cette concentration (alliages hyper-eutectiques), des particules de silicium se forment à partir du liquide de refroidissement à la place des phases dendritiques. Ceci se confirme par la comparaison de la microstructure des alliages étudiés (voir figure 59). En effet, en comparant par exemple la morphologie des phases α -Al de l'alliage hypo-eutectique 3 à celle de l'alliage hyper-eutectique 6, on remarque que les dendrites sont bien formées dans la microstructure de l'alliage 3 contrairement à la microstructure de l'alliage 6 où les phases α -Al de l'eutectique sont mal formées et on note la présence de particules Si (figure 59 (b)).

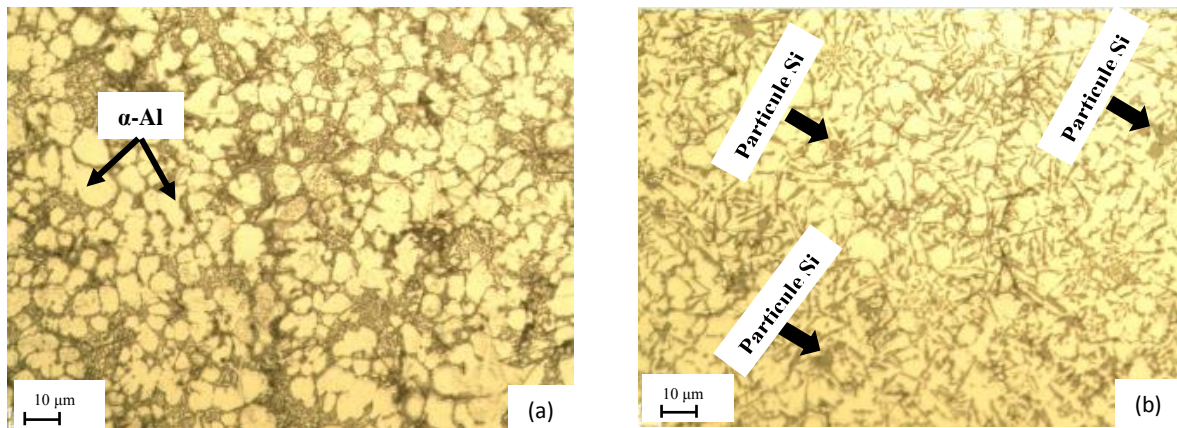


Figure 59 : Observations de la microstructure (a) de l'alliage 3, (b) de l'alliage 6

2. Effet du cuivre

Les alliages avec différentes teneurs en Cu présentent des microstructures similaires au niveau de la morphologie des dendrites et de la phase eutectique Al-Si. La figure 60 présente une comparaison des microstructures de deux alliages hypo-eutectiques à 9,7% de Si, sans magnésium et à 1,5% de Cu (alliage 1) ou à 3,3% de Cu (alliage 4).

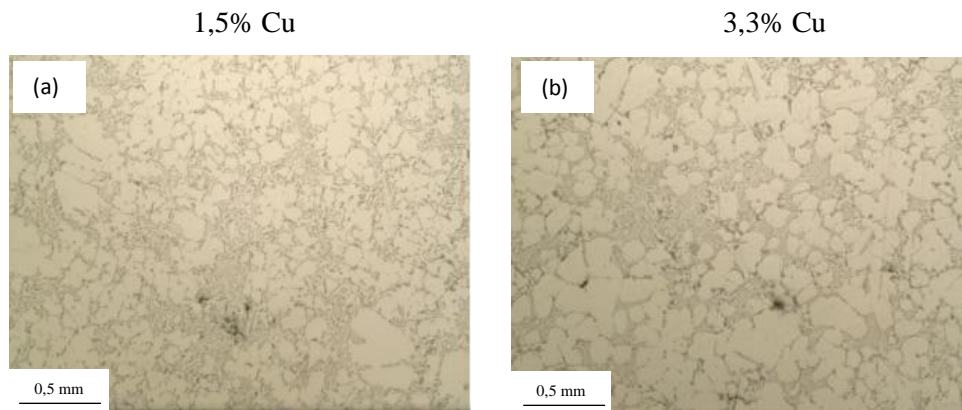


Figure 60 : Comparaison des microstructures de l'alliage (a) 1 et (b) 4

Les alliages à pourcentage élevé en Cu contiennent de petits composés intermétalliques Al_2Cu avec une couleur gris clair. Ils se trouvent le plus souvent dans les zones inter-dendritiques. La figure 61 montre ces composés dans les alliages 4 et 7. Selon Zeren et al. [16], ces composés se forment en fin de solidification de l'alliage. Makhlof et al. [76] ont montré que la dureté de ces composés est de $440 \pm 50 HV$, ce qui contribue à l'augmentation de la dureté de l'alliage.

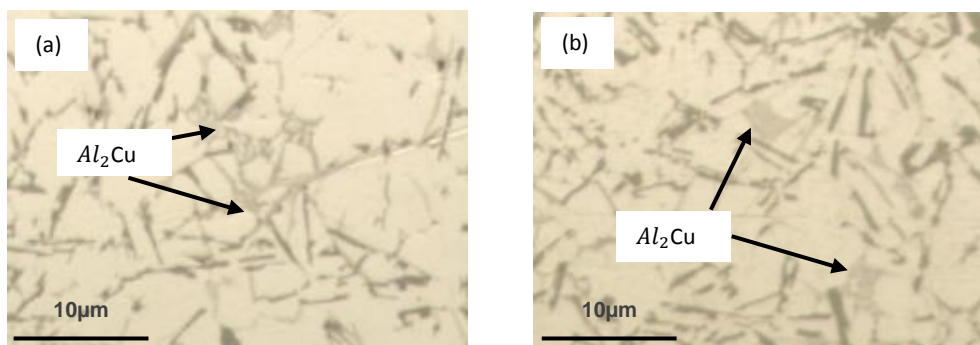


Figure 61 : Composés riches en Cu dans les alliages (a) 4 et (b) 7

3. Effet du magnésium

Les micrographies d'alliages avec différentes teneurs en Mg montrent que les alliages sans magnésium (1 et 4) présentent une structure en plaquettes de la phase eutectique Al-Si (figure 62 (a) et figure 62 (b)), contrairement aux alliages 2 et 3 avec une teneur en Mg de 0,4 qui présentent une structure globulaire et plus homogène de la phase Al-Si (figure 62 (c) et figure 62 (d)). Ceci montre que la teneur en Mg affecte la morphologie des phases eutectiques Al-Si des alliages Al-Si-Cu.

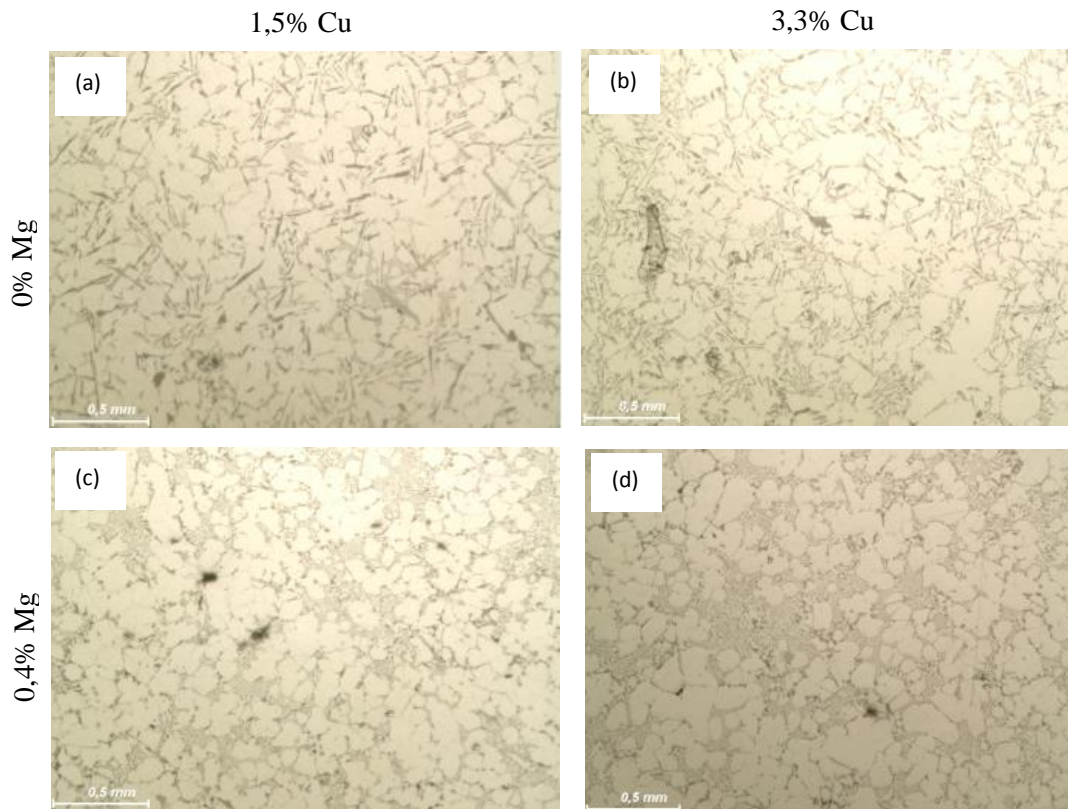


Figure 62 : Microstructures des alliages (a) 1, (b) 4, (c) 2 et (d) 3

L'observation MEB a révélé l'existence de composés avec une taille très petite dans les alliages riches en Cu et en Mg (flèche noire, figure 63). Ces phases grises se composent des éléments chimiques Al, Mg, Cu et Si et sont présentes à proximité des phases Al_2Cu (flèche blanche, figure 63).

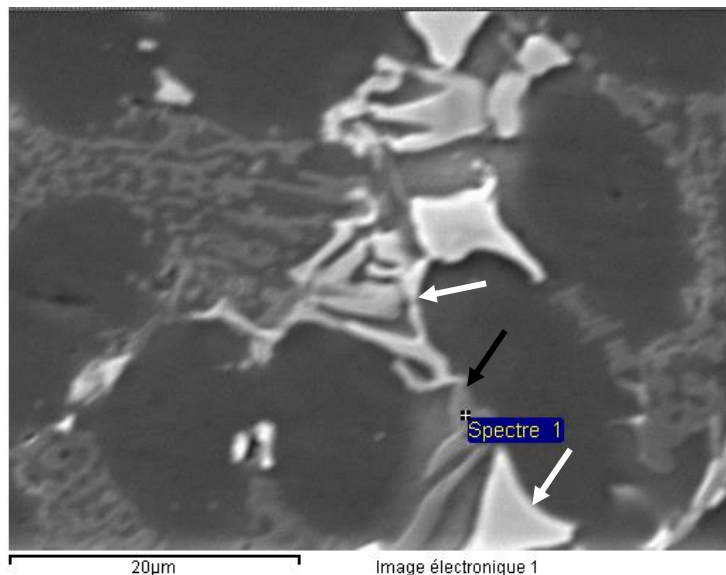


Figure 63 : Analyse MEB des phases $AlCuMgSi$ observées dans l'alliage 3

A partir du processus de solidification et de l'évolution de la microstructure du système Al-Si-Cu-Mg selon le diagramme d'équilibre des phases calculé par le logiciel Pandat (figure 64), la présence de ces composés peut être expliquée [15].

En effet, le diagramme de phase suivant est divisé en deux régions à 0,38% de Mg :

- Pour un pourcentage massique de Mg < 0,38% : les composés Al_2Cu se forment en premier suivis des composés $Al_5Cu_2Mg_8Si_6$. Selon le diagramme d'équilibre, la phase $AlCuMgSi$ est issue d'une réaction de précipitation à l'état solide et est susceptible de se former à l'intérieur des dendrites de phase $\alpha-Al$.
- Pour un pourcentage massique de Mg > 0,38% : ce sont les composés $Al_5Cu_2Mg_8Si_6$ qui se forment en premier, ce qui diminue la quantité de Cu disponible dans l'alliage pour alimenter les composés Al_2Cu . La phase $AlCuMgSi$ se solidifie donc après la phase $\alpha-AlFeMnSi$, les dendrites $\alpha-Al$ et la phase eutectique Al-Si mais avant la phase Al_2Cu . La phase Al_2Cu se développe donc au voisinage des composés $AlCuMgSi$. Ceci explique pourquoi les deux phases sont toujours à proximité l'une de l'autre.

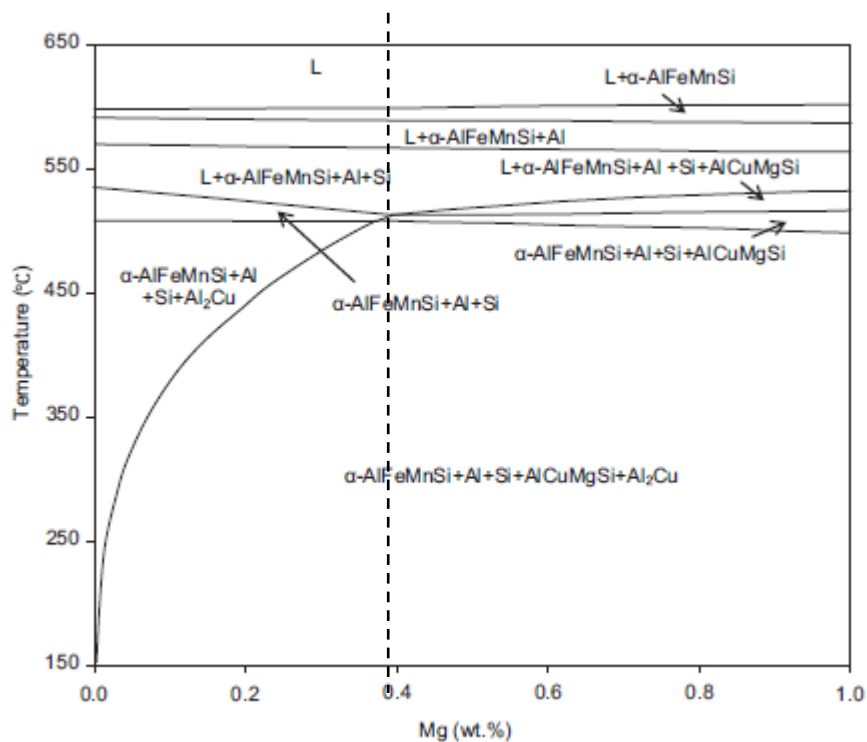


Figure 64 : Section transversale du diagramme de phase d'équilibre des alliages Al-Si-Cu-Mg avec 9% de Si, 3,5% de Cu, 0,1% de Fe et 0,5% de Mn calculé par le logiciel Pandat [15]

Nous avons ainsi la confirmation que pour les alliages 2 et 3 avec 0,4% de Mg, les particules observées sont des composés $Al_5Cu_2Mg_8Si_6$.

4. Conclusions

La microstructure type des alliages Al-Si-Cu se compose essentiellement de phases dendritiques, de phases eutectiques et de composés intermétalliques. La finesse de la microstructure est peu influencée par la teneur massique en Cu. En observant différents alliages avec différents pourcentages massiques en Cu (variation de Cu de 1,5 à 3,3%), nous ne constatons pas de différences entre ces alliages en termes de morphologie des phases dendritiques et des phases eutectiques. Par contre, la phase eutectique des alliages Al-Si-Cu devient plus globulaire en augmentant le pourcentage massique en Mg. Le silicium quant à lui modifie la morphologie de la phase dendritique. On constate que les dendrites sont mal définies en augmentant le pourcentage massique en Si.

Les alliages avec un pourcentage massique en Si supérieur à 11,2% (alliage proche de l'eutectique) contiennent des particules de Si pro-eutectiques. Ces particules se caractérisent par une dureté élevée, ce qui durcit le matériau. La présence des particules Si dans des alliages à haut pourcentage en Si peut expliquer les valeurs de dureté élevées obtenus pour ces alliages.

Le cuivre augmente la limite élastique et la dureté du matériau car il favorise la formation des composés Al_2Cu . Mais cet élément d'alliage diminue la résistance à la traction. En effet, les composés riches en Cu qui se forment dans l'alliage en fin de solidification dans les zones inter-dendritiques favorisent la formation de porosités pénalisant ainsi leur résistance à la traction.

La présence du Mg avec un pourcentage supérieur à 0,38% dans un alliage Al-Si-Cu provoque la formation de phases $AlCuMgSi$ avant la formation des composés Al_2Cu , ce qui diminue la quantité de cuivre disponible dans l'alliage pour former les composés Al_2Cu .

V. Conclusion

L'analyse de la microstructure, des composés intermétalliques et de la porosité nous a permis de lier les variations des propriétés mécaniques aux mécanismes physiques qui se produisent au cœur de l'alliage en lien avec sa teneur en éléments d'alliage. Les principales conclusions tirées de cette analyse sont les suivantes :

- Le cuivre forme avec l'aluminium les phases Al_2Cu . Ces phases précipitent pendant la solidification à cause de la réaction eutectique ternaire suivante : $liq \rightarrow \alpha-Al+Si+Al_2Cu$ et contribuent au renforcement de la résistance en traction du matériau. En effet, les alliages à pourcentages élevés en cuivre présentent des propriétés mécaniques élevées, en particulier la dureté et la limite élastique. Mais, la présence des précipités Al_2Cu favorise la formation de la porosité dans l'alliage et dégrade par conséquent sa résistance à la traction.
- La haute teneur en Si augmente la fraction eutectique et diminue celle de la phase dendritique, ce qui favorise la formation de composés riches en fer (α et β). Selon Sivarupan [13], une grande fraction de liquide eutectique due à un pourcentage élevé en Si assure suffisamment d'espace et de temps pour la formation des intermétalliques.
- Une teneur élevée en Si augmente le nombre des particules de Si. Ces particules jouent un rôle très important dans le comportement mécanique des alliages Al-Si. Okabayashi et al. [78] ont rapporté que le comportement de propagation de la fissure en traction est régi par la formation des particules de silicium.
- Le magnésium augmente la dureté et la limite élastique. Ceci peut être dû au fait que cet élément permet d'obtenir une morphologie des dendrites plus homogène. Mais, en présence du cuivre, l'excès de Mg diminue la dureté, en effet :
 - A 0,2% de Mg : la formation des phases Al_2Cu augmente la dureté du matériau ;
 - Alors qu'à 0,4% de Mg : la teneur élevée (>0,38%) en Mg favorise la formation des phases $AlCuMgSi$ ce qui diminue la quantité de cuivre disponible dans l'alliage pour former les phases Al_2Cu .
- Un fort taux de porosités diminue considérablement les deux propriétés de traction R_m et $A\%$.

Cette analyse des résultats expérimentaux prouve que la variabilité des éléments d'alliage Si, Cu et Mg contribue à la variation des propriétés mécaniques de dureté et de traction des alliages Al-Si-Cu testés. Elle a montré aussi que certaines interactions entre les éléments d'alliage peuvent influencer ces caractéristiques mécaniques. L'analyse statistique, abordée dans le prochain chapitre, permettra de quantifier l'effet de chaque élément d'alliage et de chaque interaction entre ces éléments.

CHAPITRE IV : CARACTERISATION DE LA VARIABILITE MATERIAU/ PROCEDE ET ANALYSE STATISTIQUE

I. Introduction

D'après la littérature, plusieurs paramètres procédé peuvent influencer la santé matière, la microstructure et la tenue mécanique des pièces coulées en fonderie sous pression, en particulier les paramètres d'injection. Dans ce cadre, nous avons choisi d'étudier dans la première partie de ce chapitre l'effet de la variabilité de deux paramètres procédé sur 3 alliages sélectionnés parmi les 11 du précédent chapitre. Ainsi, les couplages éventuels entre les éléments d'alliage et les paramètres du procédé de fonderie HPDC seront mis en évidence.

Par la suite, une étude statistique par analyse de la variance sera réalisée. Cette ANOVA qui a pour objectifs de déterminer statistiquement les facteurs Matériau/Procédé/Produit influents sur les caractéristiques mécaniques permettra de quantifier la contribution de chacun des facteurs jugés influents dans la variation de ces propriétés dans leurs domaines de variation. Enfin, cette étude statistique par analyse de la variance permettra l'élaboration de modèles de régression qui lient les caractéristiques étudiées aux paramètres du triptyque Matériau/Procédé/Produit. Ces modèles de régression serviront à terme à la construction de l'outil de re-conception produit abordée dans le chapitre V.

II. Effet du couplage matériau/procédé sur les alliages Al-Si-Cu en fonderie sous pression

Afin d'étudier l'influence du couplage matériau/procédé sur les alliages Al-Si-Cu. Trois alliages (B, C et E) parmi les onze ont été choisis. Ces alliages se caractérisent par une même teneur en éléments d'alliage sauf pour le Si et le Cu qui varient en deux niveaux. En effet, il a été remarqué que l'augmentation de la teneur en magnésium augmente les caractéristiques mécaniques (dureté, $R_{p0,2}$ et R_m). Cet élément a été alors fixé à 0,4%. Quant aux deux autres éléments Cu et Si, il a été montré que le cuivre améliore les caractéristiques mécaniques grâce à la formation de composés riches en Cu mais qu'il peut augmenter le pourcentage de la porosité. Au contraire, le silicium améliore la coulabilité du matériau et diminue ainsi la porosité mais favorise la formation de composés riches en fer fragilisant les alliages. C'est pour cela qu'il a été choisi de faire varier ces deux éléments d'alliage. Concernant les paramètres procédé: température de coulée et pression 3ème phase qui contrôle la

pression sur le métal, elles ont été choisies en se basant sur la littérature et sur les différentes discussions avec les fondeurs et les experts industriels en fonderie chez RENAULT.

Les paramètres procédés ont été variés aussi en deux niveau : Haute Pression (HP, en bleu) : 1275 bar, Basse Pression (BP, en rose) : 875 bar, Haute Température (HT, en vert) : 680°C et Basse Température (BT, en gris) : 630°C) pour ces trois alliages, comme indiqué dans le tableau 18. Les critères de choix des éléments d'alliage, des paramètres procédé et de leurs niveaux sont détaillés dans le chapitre II.

Alliages		%Si	%Cu	%Mg	Température de la coulée (°C)	Pression 3ème phase (bar)	Pression sur le métal (bar)
B (3)	B_{HT-HP}	9,68	3,2	0,38	680°	275	1275
	B_{HT-BP}				680°	180	875
	B_{BT-HP}				630°	275	1275
	B_{BT-BP}				630°	180	875
C (6)	C_{HT-HP}	12,64	1,51	0,4	680°	275	1275
	C_{HT-BP}				680°	180	875
	C_{BT-HP}				630°	275	1275
	C_{BT-BP}				630°	180	875
E (2)	E_{HT-HP}	9,73	1,44	0,4	680°	275	1275
	E_{HT-BP}				680°	180	875
	E_{BT-HP}				630°	275	1275
	E_{BT-BP}				630°	180	875

Tableau 18 : Paramètres matériau/procédé

1. Caractérisation mécanique des alliages

Avant d'étudier l'influence du couplage matériau/ procédé sur les propriétés mécaniques testées, une analyse statistique avec le test de Kruskal-Wallis en considérant un niveau de signification α de 5% a été réalisée. L'objectif de ce test est de comparer les sous-populations des zones étudiées. Ce test a été réalisé séparément pour chacune des caractéristiques mécaniques.

1.1 Dureté Brinell

La comparaison des populations (tableau 3, annexe A) des trois zones étudiées Z1, Z2 et Z3 a révélé que les trois zones appartiennent à la même population pour chacun des alliages et ce quel que soit la pression et la température utilisées. Ceci nous permet d'examiner l'effet de l'interaction matériau /procédé indépendamment de la géométrie de la pièce.

Les figures 65 (a) et 65 (b) présentent les valeurs moyennées et les écarts types ($\pm 1\sigma$) de la dureté en fonction de la température de coulée pour une pression sur le métal de 1275 bar et de 875 bar respectivement.

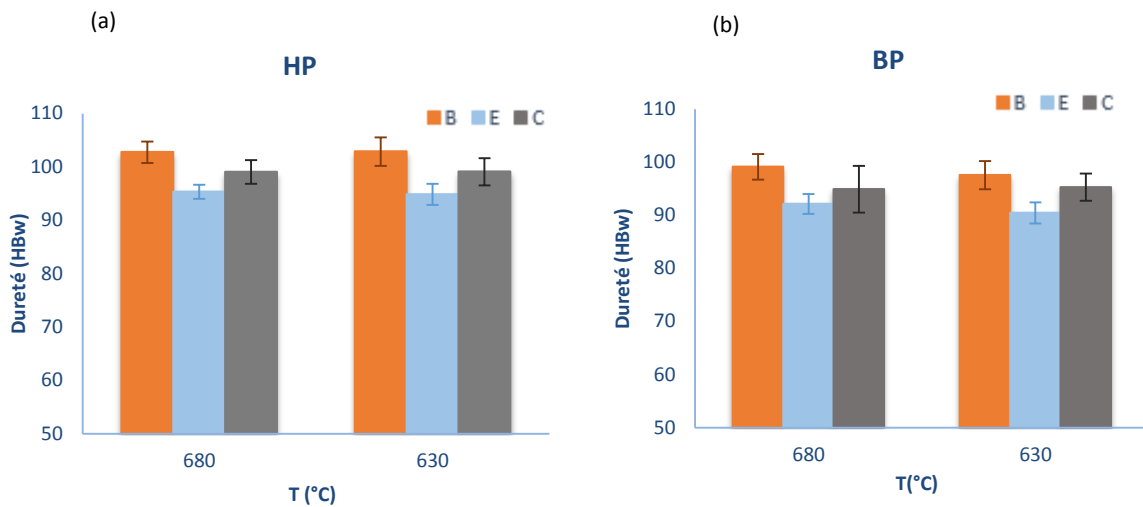


Figure 65: Influence de la température de coulée sur la dureté à la pression sur le métal de (a) 1275 bar (b) 875 bar

A hautes pression et température (figure 65 (a)), l’alliage B présente la dureté la plus élevée (100 HBw), contrairement à l’alliage E qui présente la dureté la plus faible (95 HBw). Ceci peut être dû à la teneur élevée en Cu dans l’alliage B qui favorise la formation des composés Al_2Cu . D’un autre côté, l’alliage C a une dureté plus élevée que l’alliage E. Ceci être attribué à la teneur en Si (12,7% pour l’alliage C) qui favorise la formation de particules primaires de Si. En effet ces deux derniers alliages contiennent la même teneur en Cu mais l’alliage C est hyper eutectique.

On remarque également une légère augmentation de la dureté avec l’augmentation de la pression sur le métal mais pas de variation significative de la dureté en fonction de la température de coulée.

1.2 Limite élastique $R_{p0,2}$

Le test de comparaison des populations des trois zones étudiées Z1, Z2 et Z4 (tableau 4, annexe A) montre que ces trois zones proviennent de la même population pour les quatre conditions de coulée et pour chacun des trois alliages.

La variation de la limite d’élasticité en fonction de la température de coulée pour les deux valeurs de la pression sur le métal est donnée par la figure 66. Cette figure montre qu’à pression et température élevées, les alliages hypo-eutectiques B et E ont la même valeur de la limite d’élasticité (~150 MPa), tandis que l’alliage hyper-eutectique C a une limite d’élasticité inférieure (136 MPa). On note aussi que cette caractéristique ne varie pas pour les alliages B et C, mais diminue de 10% pour l’alliage E avec la diminution de la température à pression élevée. A basse pression, la diminution de la limite d’élasticité avec la diminution de la température ne dépasse pas 5% pour les trois alliages.

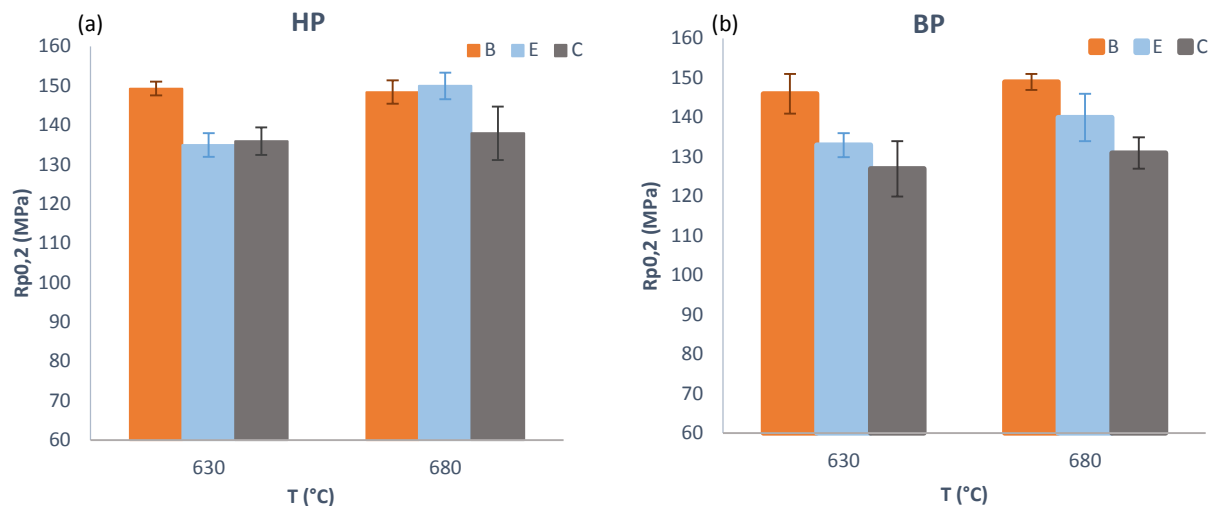


Figure 66 : Influence de la température de coulée sur $R_{p0,2}$ à la pression sur le métal de (a) 1275 bar (b) 875 bar

Pour les deux températures, la limite d'élasticité ne varie pas en fonction de la pression sur le métal pour les alliages B et E et diminue que faiblement pour l'alliage C (7%).

1.3 Résistance à la traction R_m

Concernant la résistance à la traction et d'après le tableau 19, les populations des zones étudiées ne proviennent pas de la même population pour les alliages B_{BT-HT} , C_{HT-HP} et E_{HT-HP} .

	K (valeur observée)	K (valeur critique)	Niveau de signification α	p-value	Les 3 zones proviennent-elles de la même population ?
B-HT-HP	5,65	5,991	0,05	0,04	Oui
B-HT-BP	3,82	5,991	0,05	0,15	Oui
B-BT-HP	6,2	5,991	0,05	0,048	Non
B-BT-BP	2,75	5,991	0,05	0,25	Oui
C-HT-HP	5,53	5,991	0,05	0,06	Non
C-HT-BP	2,24	5,991	0,05	0,33	Oui
C-BT-HP	1,87	5,991	0,05	0,39	Oui
C-BT-BP	0,07	5,991	0,05	0,97	Oui
E-HT-HP	7,2	5,991	0,05	0,03	Non
E-HT-BP	5,14	5,991	0,05	0,08	Oui
E-BT-HP	3,52	5,991	0,05	0,17	Oui
E-BT-BP	3,11	5,991	0,05	0,21	Oui

Tableau 19 : Comparaison des populations des trois zones Z1, Z2 et Z4 par rapport à R_m

La figure 67 montre que la résistance à la traction ne varie pas de la même manière en fonction de la température de coulée et de la pression sur le métal pour toutes les zones étudiées.

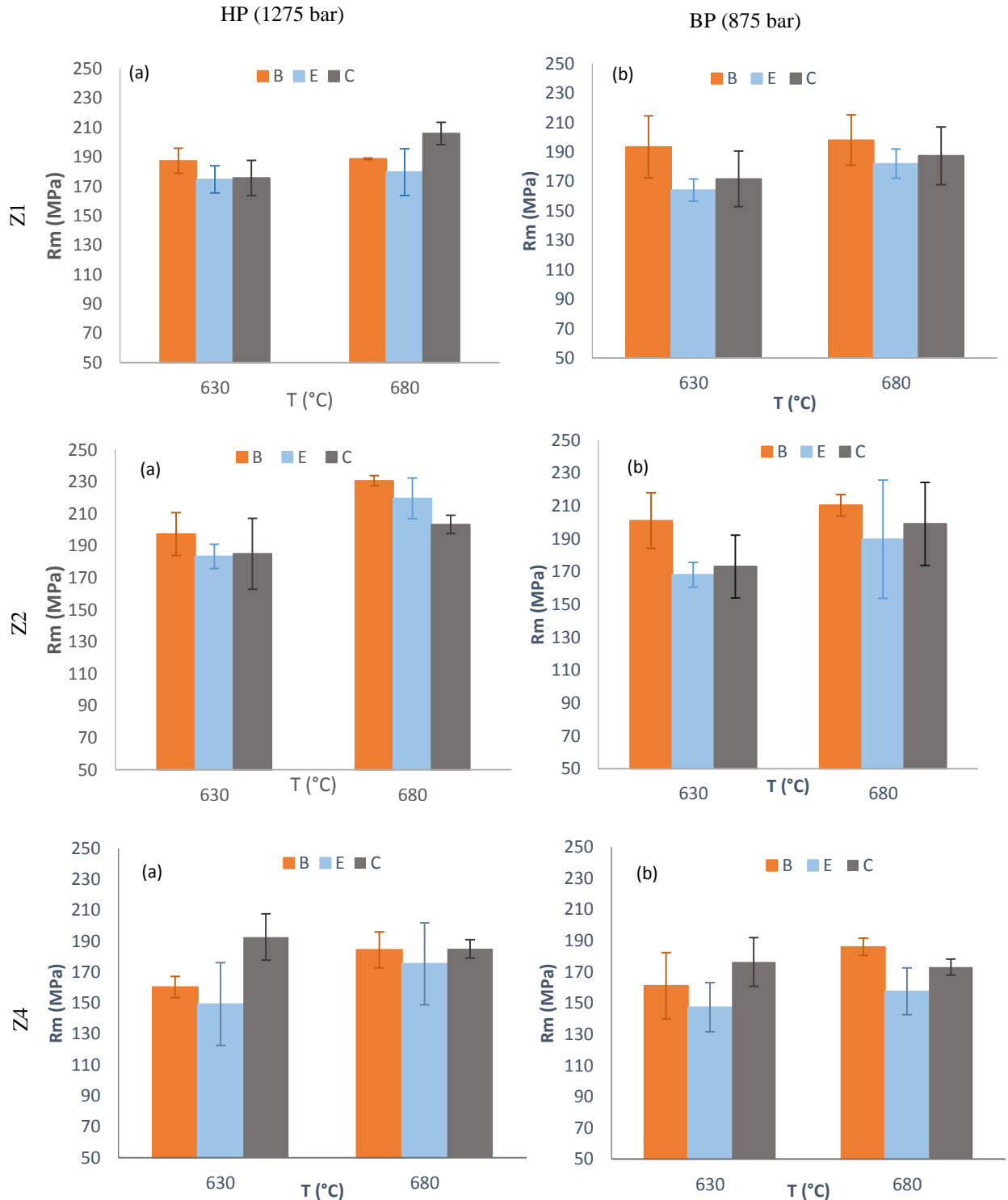


Figure 67 : Influence de la température de coulée sur Rm pour une pression sur le métal de (a) 1275 bar (b) 875 bar pour chacune des zones Z1, Z2 et Z4

On remarque que:

- Pour l'alliage B, Rm diminue respectivement de 15% et de 10% avec la diminution de la température de coulée et de la pression pour la zone Z2 alors qu'elle ne varie quasiment pas pour la zone Z1. Ceci peut être dû à l'influence de facteurs autres liés à la zone de

prélèvement (porosité et/ou finesse de la microstructure). Cette hypothèse devra être vérifiée dans les paragraphes à venir.

- De manière générale, la zone Z2 présente les meilleures valeurs de Rm pour toutes les conditions de coulée.

1.4 Allongement à la rupture A%

Le test de comparaison des populations (tableau 20) montre que pour l'allongement à la rupture, les trois zones ne proviennent pas de la même population pour toutes les conditions de coulée étudiées. La figure 68 montre A% en fonction de la température et de la pression pour toutes les zones étudiées :

	K (valeur observée)	K (valeur critique)	Niveau de signification α	p-value	Les 3 zones proviennent-elles de la même population ?
B-HT-HP	6	5,991	0,05	0,04	Non
B-HT-BP	5,13	5,991	0,05	0,08	Oui
B-BT-HP	3,34	5,991	0,05	0,19	Oui
B-BT-BP	3,8	5,991	0,05	0,15	Oui
C-HT-HP	7,26	5,991	0,05	0,027	Non
C-HT-BP	1,43	5,991	0,05	0,49	Oui
C-BT-HP	3,2	5,991	0,05	0,2	Oui
C-BT-BP	0,6	5,991	0,05	0,74	Oui
E-HT-HP	4,78	5,991	0,05	0,09	Oui
E-HT-BP	3,53	5,991	0,05	0,2	Oui
E-BT-HP	0	5,991	0,05	1	Oui
E-BT-BP	0,66	5,991	0,05	0,72	Oui

Tableau 20 : Comparaison des populations des trois zones Z1, Z2 et Z4 par rapport à A%

On remarque (figure 68) que A % varie très peu (0,7 à 1,6%) en fonction de la composition chimique, de la température de coulée et de la pression sur le métal. On montre que la zone Z4 est la zone la plus fragile. Une analyse de la variance ultérieure permettra de mieux quantifier les variations de l'allongement à la rupture en fonction des paramètres matériau/procédé.

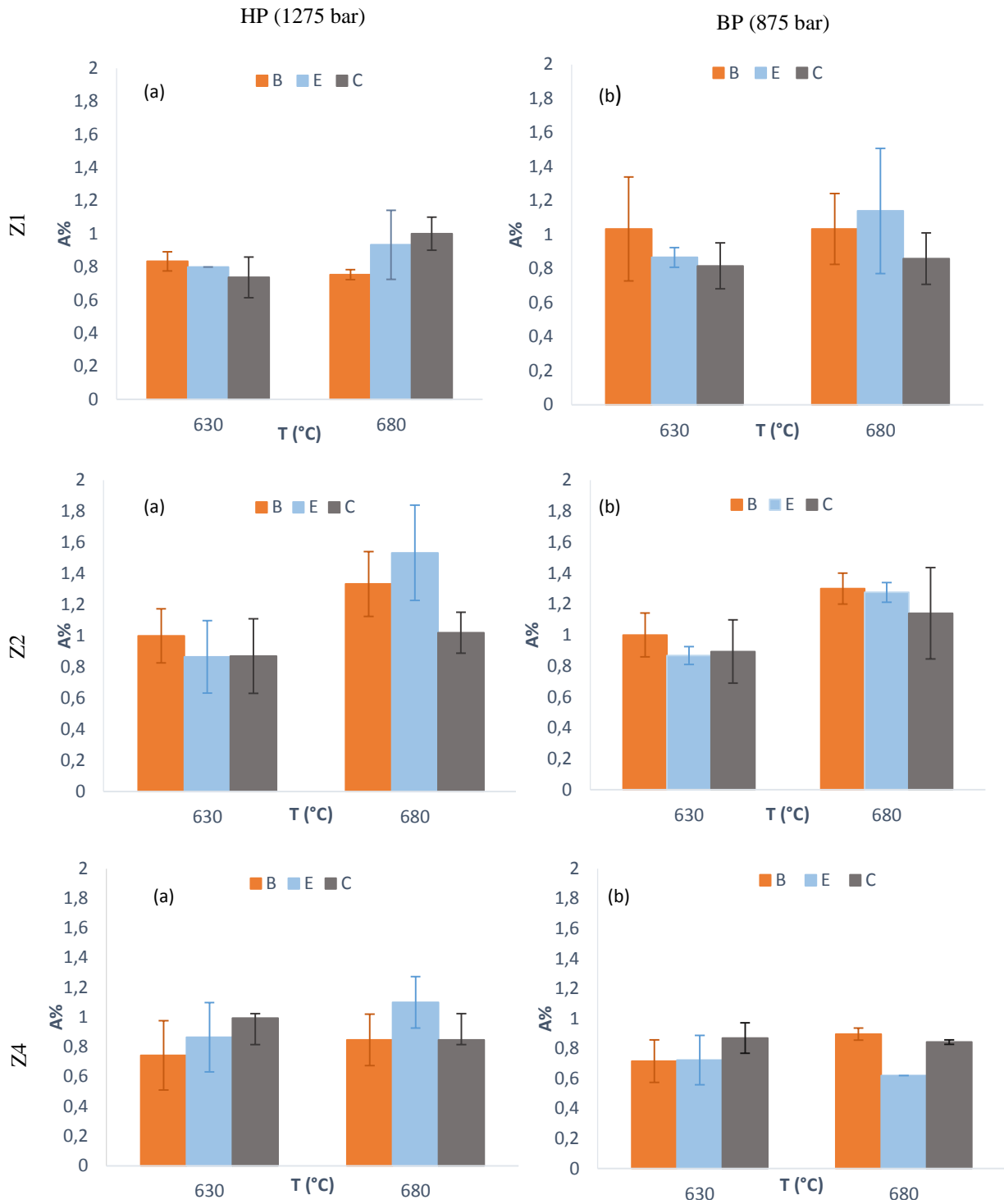


Figure 68 : Influence de la température de coulée sur A% pour une pression sur le métal de (a) 1275 bar (b) 875 bar pour chacune des zones Z1, Z2 et Z4

2. Porosité

La figure 69 donne le pourcentage surfacique, obtenu par micrographie optique, de la porosité (retassures et soufflures) en fonction de la température pour les deux pressions sur le métal. En comparant le pourcentage de porosités des trois alliages à pression et température élevées, on remarque que les alliages hypo-eutectiques B et E contiennent un taux de porosité plus grand que l’alliage C. En outre, la diminution à la fois de la température et de la pression favorise la formation de la porosité pour les trois alliages, comme l’indique les images (j), (k) et (l) de la figure 70.

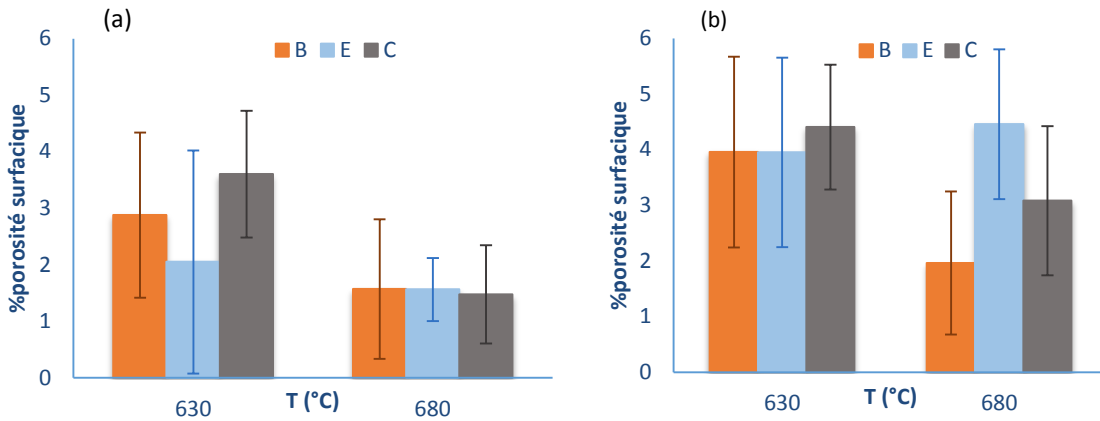


Figure 69 : Pourcentage de porosité surfacique en fonction de la température de coulée (a) à 1275 bar, (b) à 875 bar

Par ailleurs, la diminution de la température fournit des sites de nucléation plus nombreux aux pores avec des formes irrégulières appelées retassures (entourées sur la figure 70).

En ce qui concerne l’influence de la pression sur la formation de la porosité, les images microscopiques de la figure 70 montrent bien que le nombre de porosités (gazeuses) n’augmente pas avec la diminution de la pression mais c’est leur taille qui augmente et par conséquent leur taux dans l’alliage. Ceci est confirmé en comparant les figures 69 (a) et 69 (b) où le taux porosité augmente avec la diminution de la pression sauf pour l’alliage B à haute température. Pour cet alliage riche en Cu, ceci peut être dû au grand nombre des composés Al_2Cu qui se forment à la fin de la solidification et qui limitent la croissance de la porosité gazeuse.

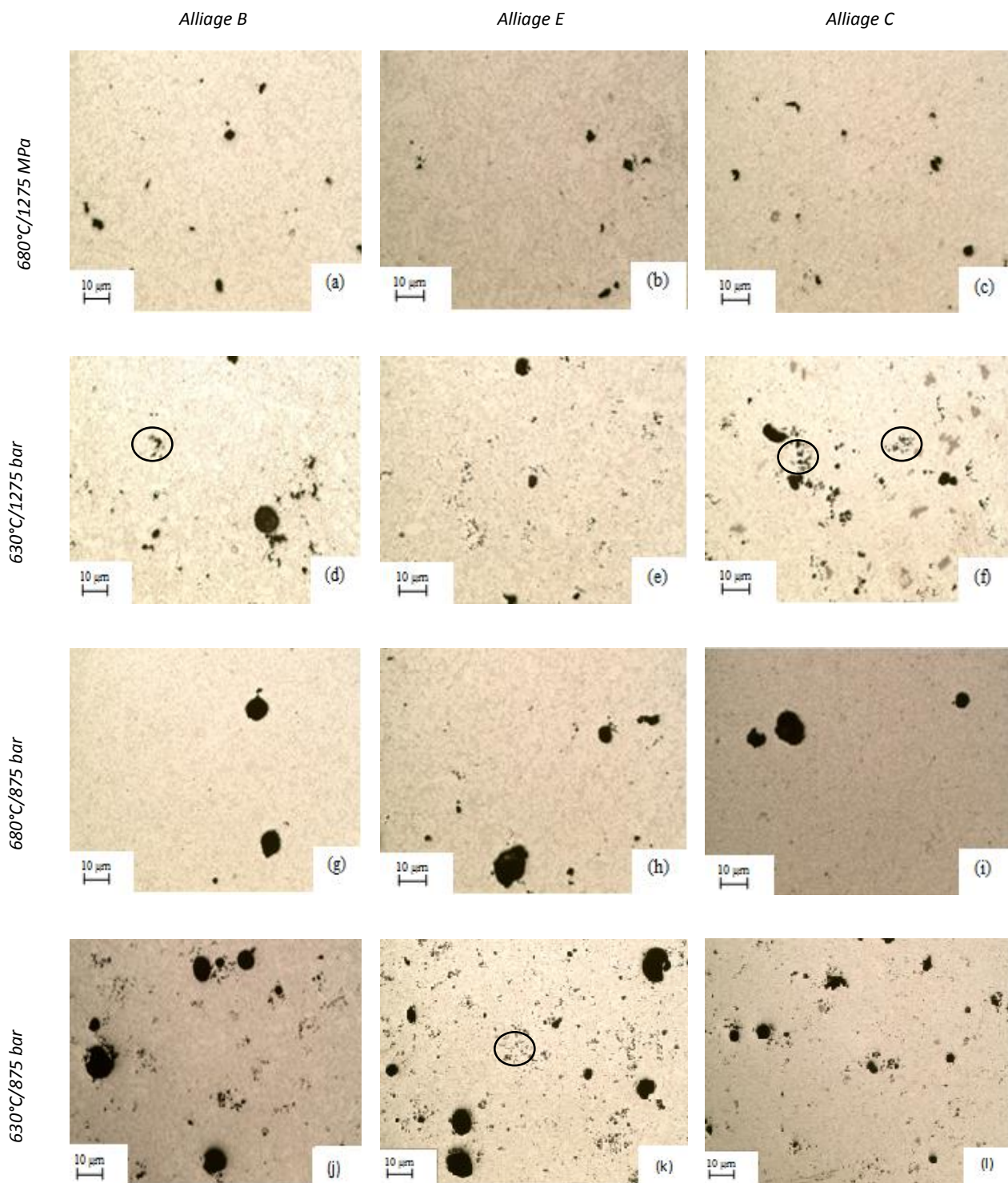


Figure 70 : Images microscopiques des alliages B, E et C avant attaque chimique

3. Caractérisation microstructurale

Les microstructures des trois alliages étudiés pour différentes combinaisons de température de coulée et de pression sur le métal ont été analysées.

Avant d'étudier l'effet de la composition chimique, de la température de coulée et de la pression du métal sur la microstructure, une analyse comparative au microscope optique nous a permis de conclure que les microstructures des zones étudiées (Z1, Z2 et Z4) sont similaires à iso-alliage, iso-température de coulée et iso-pression sur le métal. Ceci nous permet d'examiner la microstructure d'une seule zone pour chacune des conditions de coulée étudiées.

3.1 Phases dendritiques et eutectiques

Les micrographies des trois alliages B, E et C avec différentes combinaisons de pression et de température sont données respectivement sur les figures 71, 72 et 73.

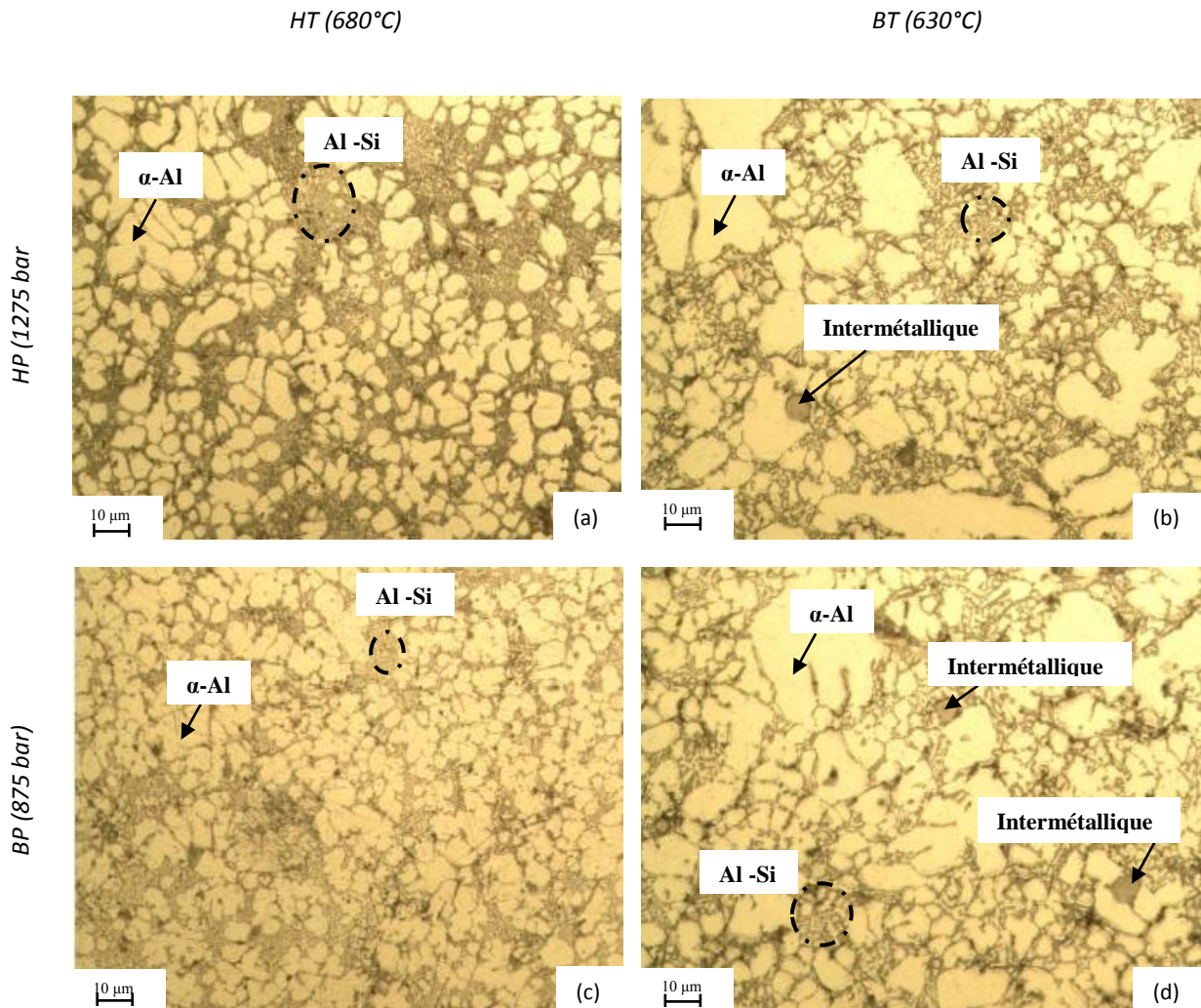


Figure 71 : Micrographies des échantillons de l'alliage B injectés à (a) 680°C/1275 bar ; (b) 630°C/1275 bar ; (c) 680°C/875 bar ; (d) 630°C/875 bar.