

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.

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.

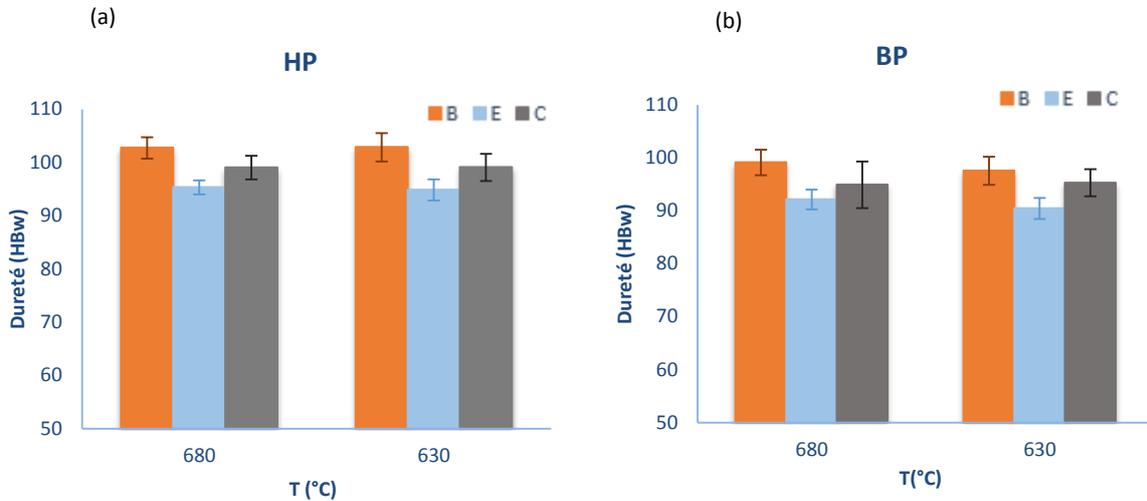


Figure 65: Influence de la température de coulée sur la dureté à la pression sur le métal de (a) 1275 bar (b) 875 bar

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.

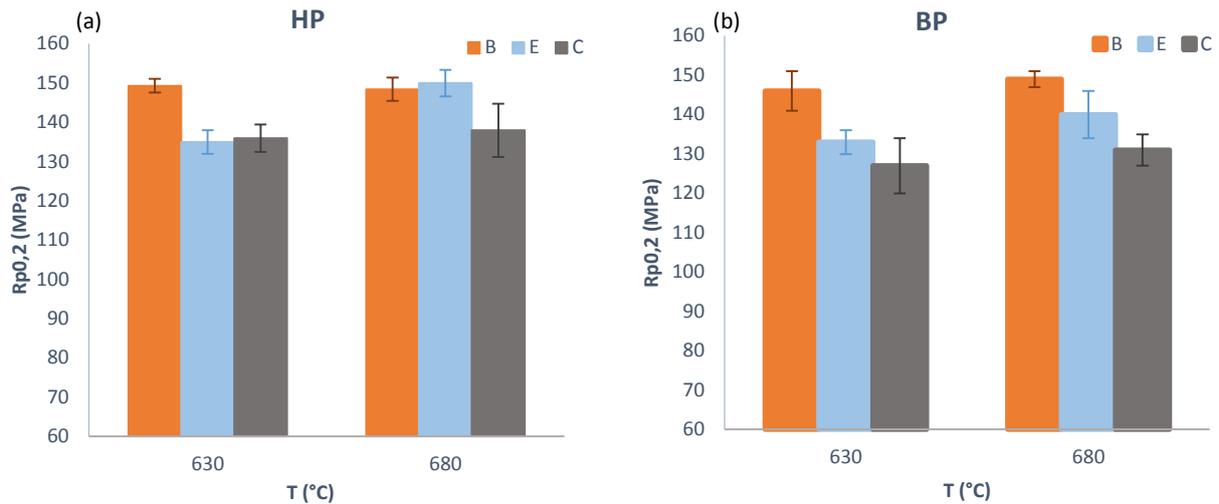


Figure 66 : Influence de la température de coulée sur $R_{p0,2}$ à la pression sur le métal de (a) 1275 bar (b) 875 bar

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.

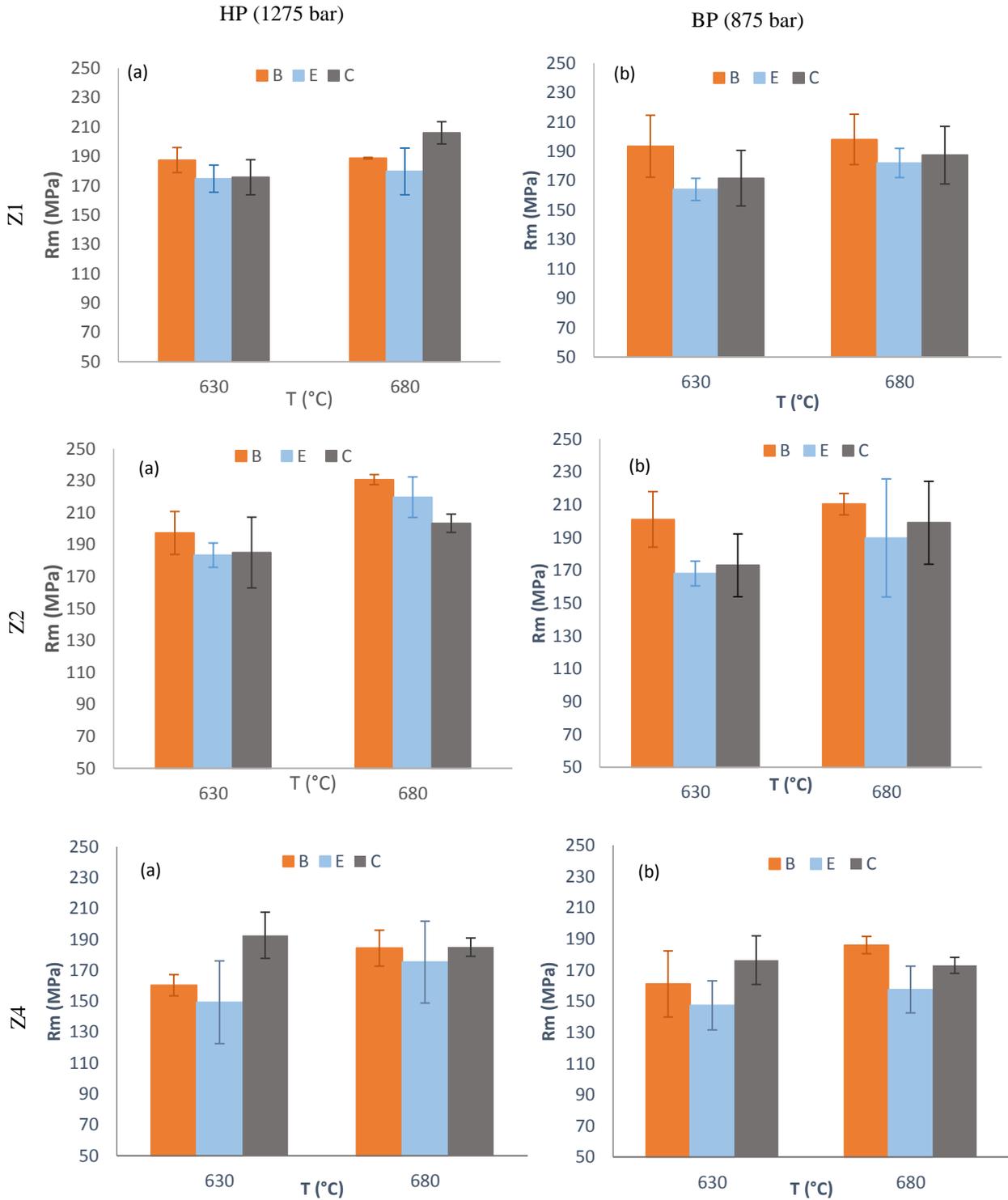


Figure 67 : Influence de la température de coulée sur Rm pour une pression sur le métal de (a) 1275 bar (b) 875 bar pour chacune des zones Z1, Z2 et Z4

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.

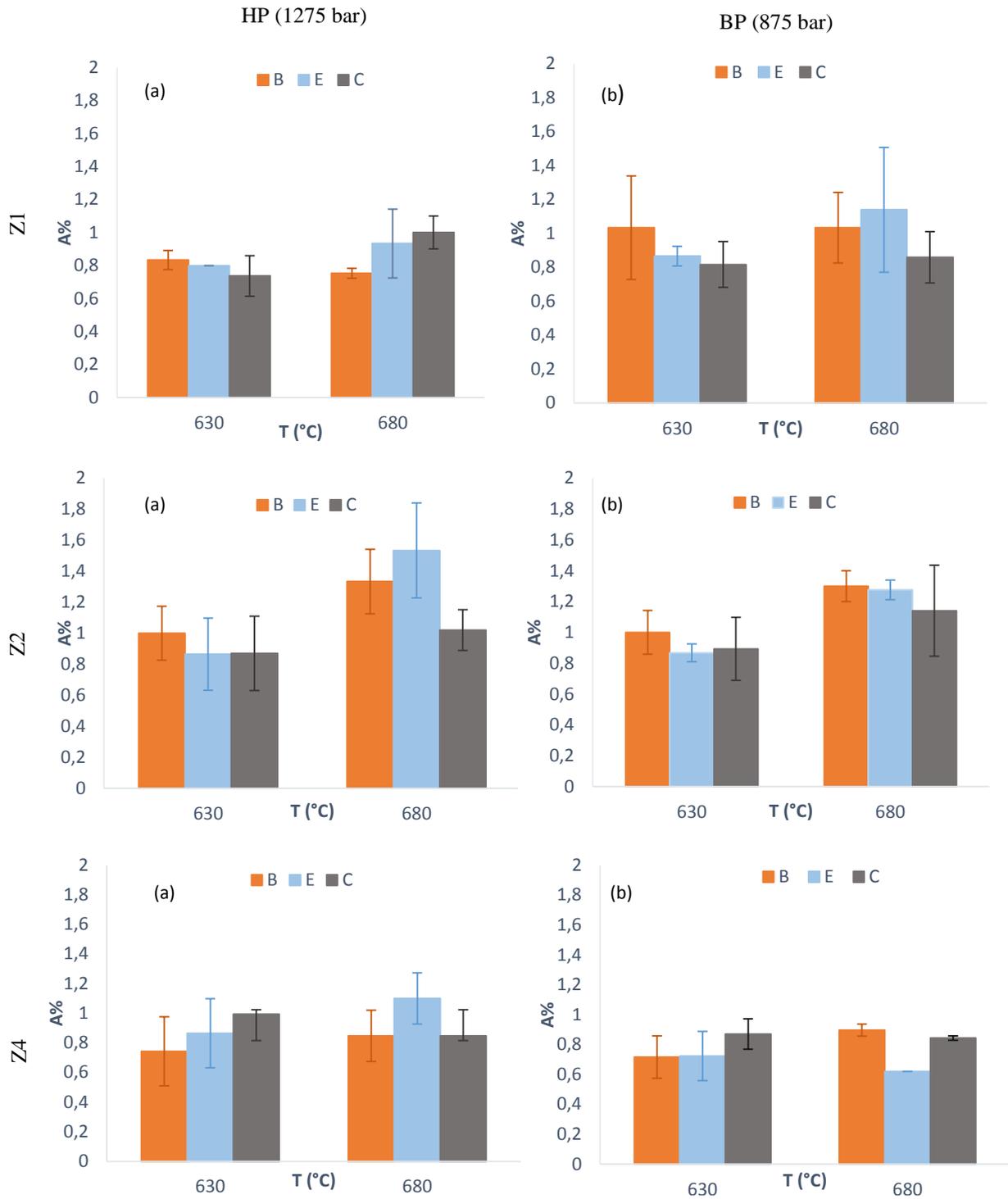


Figure 68 : Influence de la température de coulée sur A% pour une pression sur le métal de (a) 1275 bar (b) 875 bar pour chacune des zones Z1, Z2 et Z4

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.

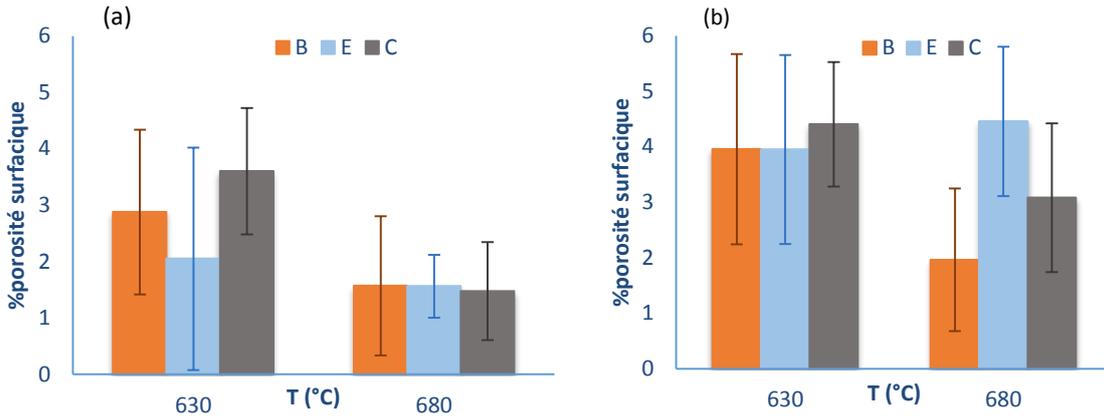


Figure 69 : Pourcentage de porosité surfacique en fonction de la température de coulée (a) à 1275 bar, (b) à 875 bar

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.

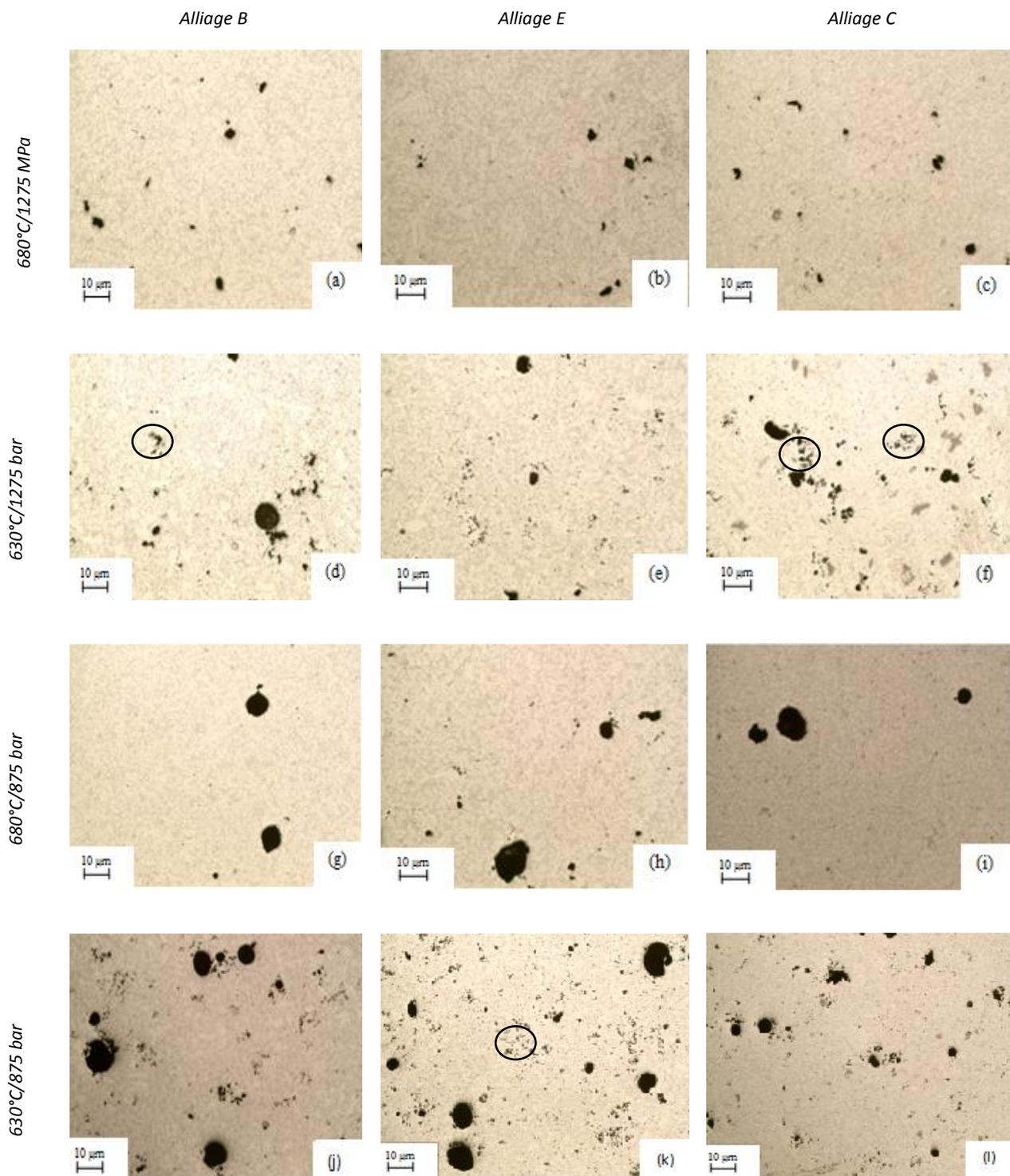


Figure 70 : Images microscopiques des alliages B, E et C avant attaque chimique

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.

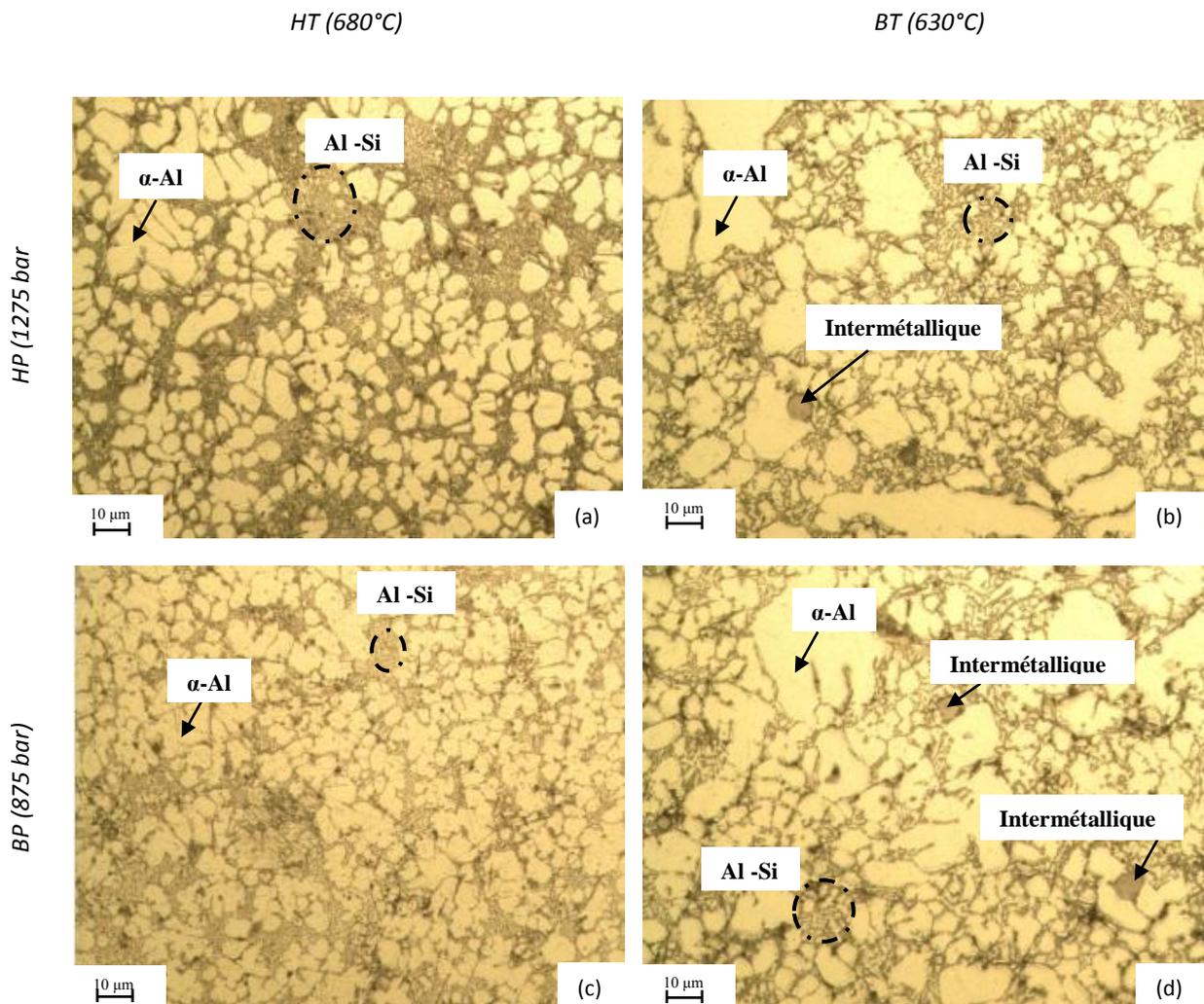


Figure 71 : Micrographies des échantillons de l'alliage B injectés à (a) 680°C/1275 bar ; (b) 630°C/1275 bar ; (c) 680°C/875 bar ; (d) 630°C/875 bar.

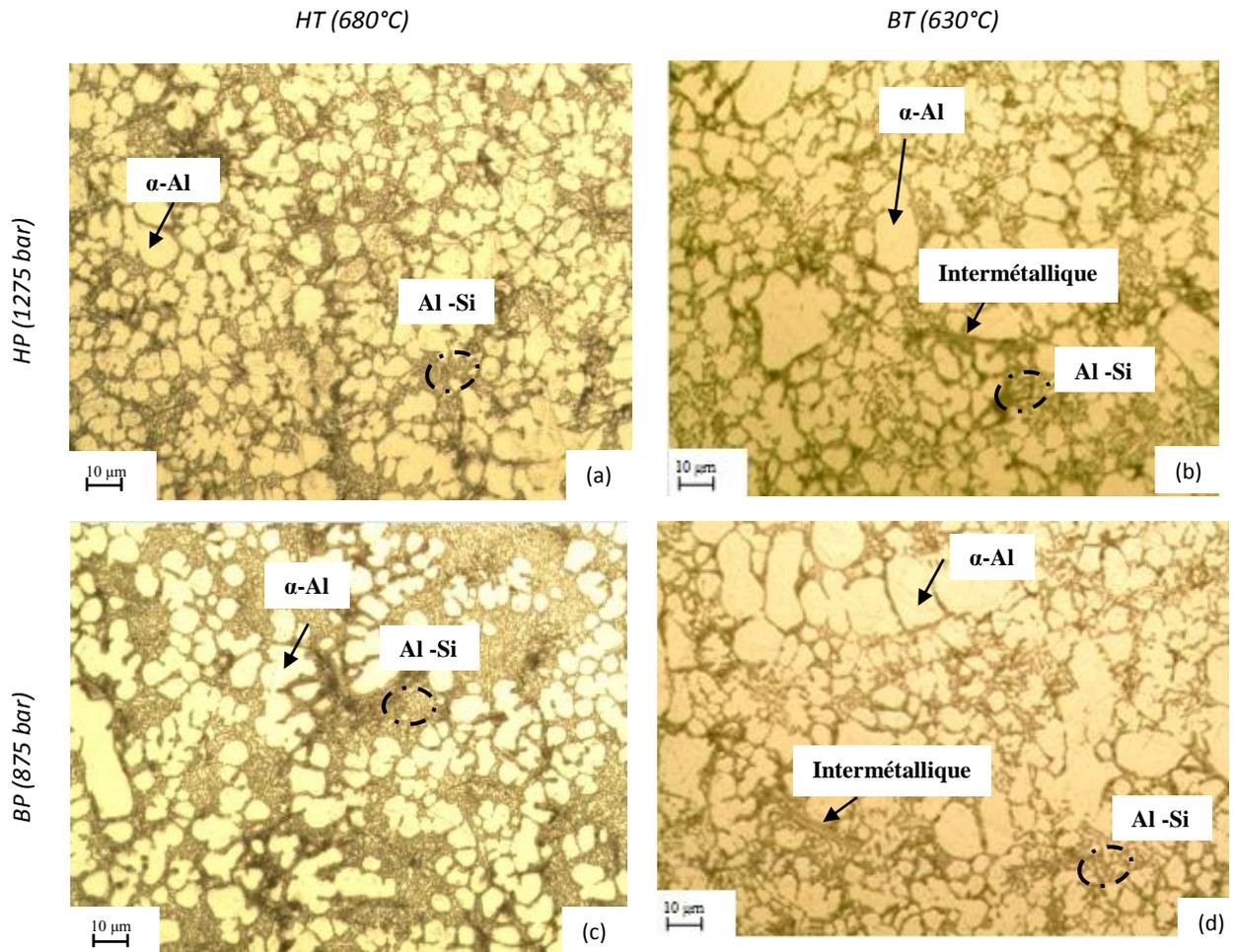


Figure 72 : Micrographies des échantillons de l'alliage E injectés à (a) 680°C/1275 bar ; (b) 630°C/1275 bar ; (c) 680°C/875 bar ; (d) 630°C/875 bar.

On remarque qu'à pression et à température élevées, la forme et la taille de la phase dendritique et de la phase eutectique sont similaires pour les deux alliages hypo-eutectiques B et E (figure 71 (a) et figure 72 (a)) avec une structure fibreuse de l'eutectique et une morphologie des dendrites homogène mais différentes de celles de l'alliage hyper-eutectique C (figure 73 (a)). En effet, ce dernier se caractérise par une structure en plaquettes de la phase eutectique Al-Si avec la phase α -Al de cet alliage mal définie. Ceci est confirmé par les images réalisées à fort grossissement de la figure 74.

Effet de la température de coulée

A haute température, les micrographies des deux alliages hypo-eutectiques B et E montrent qu'à haute pression, la taille de la phase dendritique α -Al (figure 71 (a) et figure 72 (a)) est plus petite et plus homogène que celle obtenue à basse température (figure 71 (b) et figure 72 (b)).

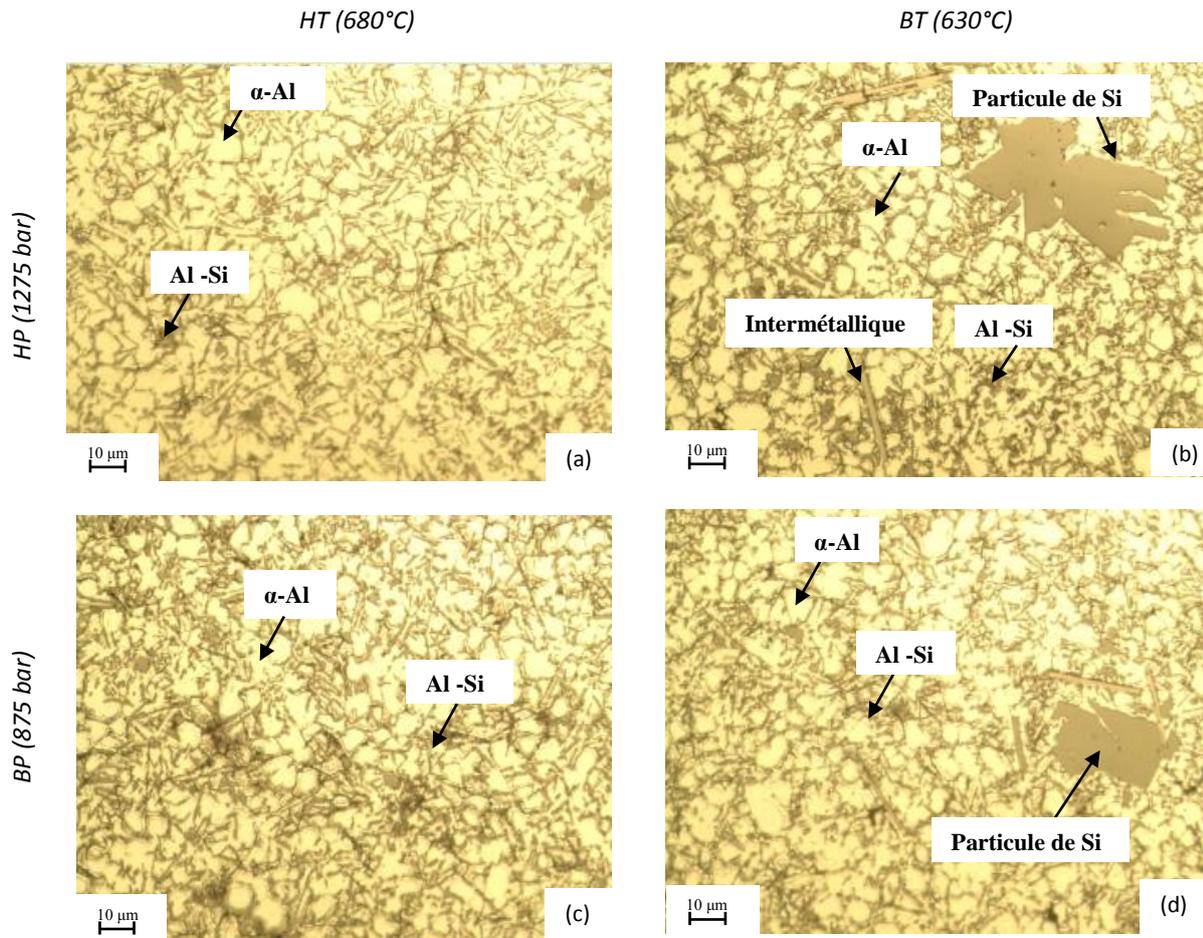


Figure 73 : Micrographies des échantillons de l'alliage C injectés à (a) 680°C/1275 bar ; (b) 630°C/1275 bar ; (c) 680°C/875 bar ; (d) 630°C/875 bar.

Effet de la pression sur le métal

Concernant l'effet de la pression sur le métal, en comparant les micrographies (a) et (c) des figures 71 et 72 obtenues respectivement à 1275 bar et 875 bar et à une température d'injection élevée, on remarque que les dendrites sont plus fragmentées et que la fraction de la phase eutectique Al-Si est supérieure à celle de la phase primaire α -Al à haute pression. Ainsi, une pression 3ème phase élevée semble favoriser l'obtention d'une fine microstructure. En effet, il est connu qu'une pression d'injection élevée augmente les turbulences lors de l'injection du métal, ce qui fragmente les dendrites [47]. Cet effet de la pression à haute température n'est pas similaire à basse température d'injection. A ce titre, on constate que la taille des dendrites n'est pas homogène à basse température (micrographies (b) et (d) des figures 71 et 72).

On conclut de l'étude microstructurale des dendrites et de l'eutectique Al-Si que :

- La diminution de la température de coulée peut provoquer le commencement du processus de solidification pendant le remplissage et avant coulée. Par conséquent, la taille des dendrites est plus homogène à haute température.
- L'application d'une pression d'injection élevée favorise la fragmentation des dendrites à cause des turbulences lors de l'injection du métal. Ce constat est en accord avec les résultats des travaux de Santos [47].
- La combinaison de la haute température et de la haute pression pour les deux alliages hypo-eutectiques (B et E) fournit des dendrites plus petites et plus globulaires entourées par la phase eutectique Al-Si. Par contre, les différentes valeurs des paramètres d'injection n'ont pas d'effet sur la microstructure de l'alliage hyper-eutectique C.

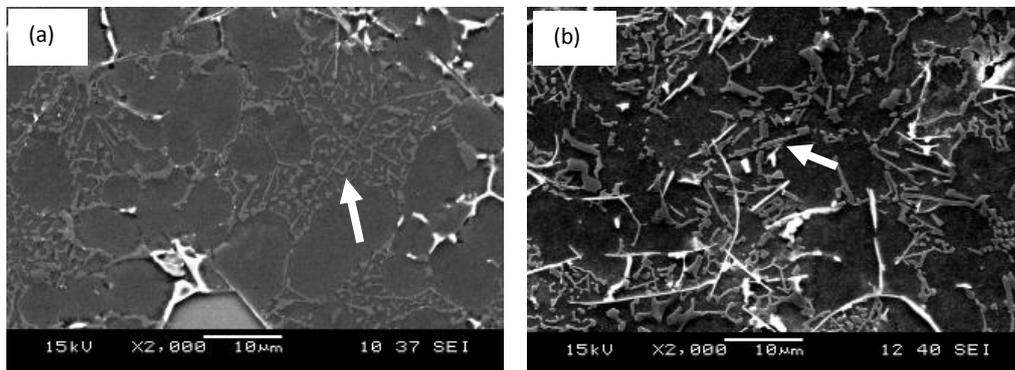


Figure 74 : Micrographies de l'eutectique (a) fibreux, (b) à plaquettes

3.2 Composés intermétalliques

L'observation des 3 alliages au MEB a révélé la présence de différents composés intermétalliques grossiers observés en quantités variables selon les alliages (tableau 21).

Alliages	Forme et couleur	quantité
B (3)	Hexagone, gris	++
	polyèdre, blanc	++
E (2)	Hexagone, gris	+
	Aiguilles, gris foncé	+
	polyèdre, blanc	+
C (6)	Aiguilles, gris foncé	++
	polyèdre, blanc	+

Tableau 21 : Composés intermétalliques observés dans les alliages B, E et C

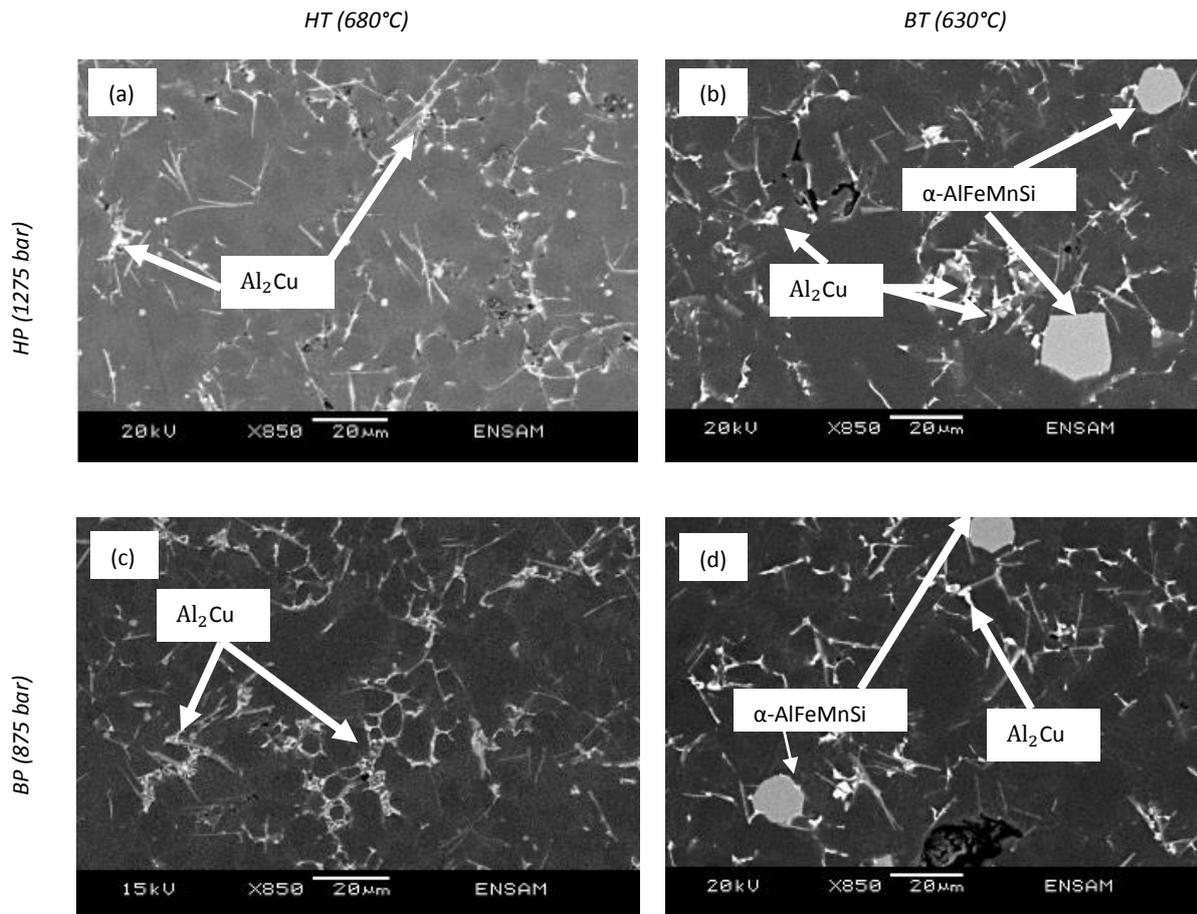


Figure 75 : Composés intermétalliques détectés dans l'alliage B

De part leur taille grossière, ces composés sont réputés se former avant l'apparition des dendrites α -Al [5] et sont dits primaires

Les images MEB (figure 75) de l'alliage B montrent que pour les deux pressions, des composés intermétalliques grossiers avec une morphologie polygonale (figure 75 (b) et (d)) se forment dans l'alliage B à basse température. La figure 76 montre les cartes obtenues par analyse EDS des éléments chimiques Al, Fe, Si et Mn présents dans ces composés. Ceci révèle que ce composé est l'intermétallique primaire riche en fer α -AlFeMnSi. Ces composés AlFeMnSi sont également observés dans l'alliage E (figure 77 (b) et (d)) mais en quantité plus faible. La quantification de la composition chimique de cet intermétallique présentée dans le tableau 22 permet de déterminer sa stœchiométrie. Cette quantification révèle également que les phases α -Al₁₅(Fe, Mn)₃Si₂ contiennent une teneur en Cu égale à celle de l'alliage dans lequel elles sont observées (3,02 pour l'alliage B et 1,04 pour l'alliage E). D'un autre côté, l'augmentation de la teneur en Cu dans l'alliage augmente la quantité de ces phases primaires α -Al₁₅(Fe, Mn)₃Si₂. Le cuivre, étant un métal de transition, il stabilise ces phases et favorise leur formation [10].

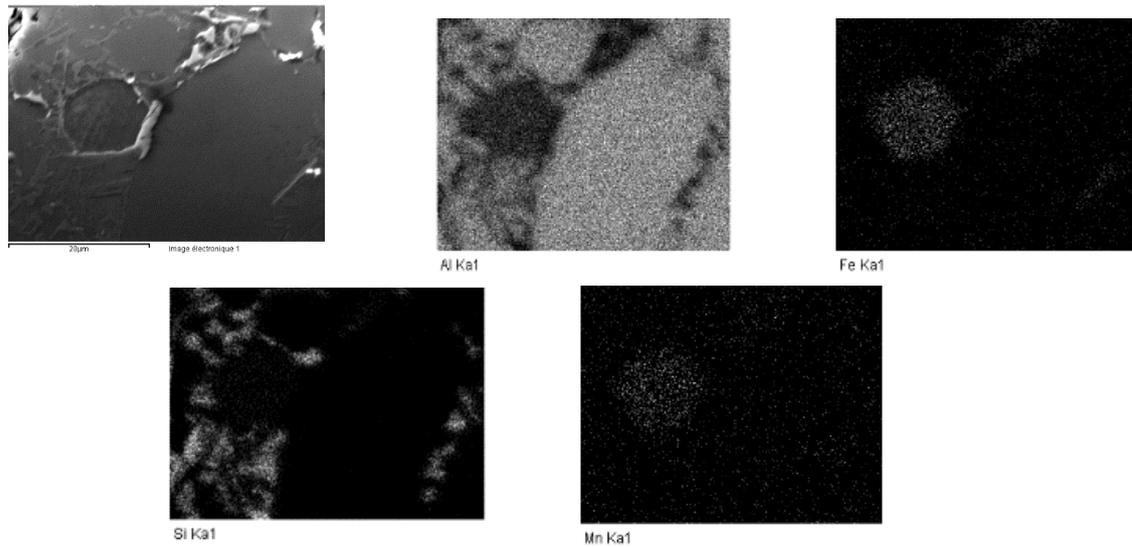


Figure 76 : Cartes EDS des éléments Al, Fe, Si et Mn d'un échantillon de l'alliage B à 630°C/1275 bar

Phase	Alliage	Élément (% at)									Formule du composé
		Al	Si	Fe	Mn	Cu	Cr	Zn	Ni	Mg	
Phase riche en fer α	B	70,2	12,1	10,1	3,8	3,02	0,3	0,2	0,28	0	α - $Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$
	E	71,03	12,91	10,68	3,75	1,04	0,24	0,2	0,15	0	
Phase riche en Cu	B, E, C	69,06	2,25	0,1	0,01	26,3	0	1,5	0,7	0,08	Al_2Cu
Phase riche en fer β	E	60,7	27,96	9,04	1,15	0,34	0	0,24	0,53	0,04	β - Al_5FeSi
	C	65,2	20,1	11,6	1,39	0,87	0	0,05	0,73	0,04	

Tableau 22 : Composition chimique des phases riche en fer α et β et des composés riches en Cu Al_2Cu

En ce qui concerne l'alliage C, les composés intermétalliques primaires formés sont sous forme d'aiguilles grossières (figure 78). L'analyse EDS de ces composés (figure 79) a montré que ce sont des composés riches en fer de type β -AlFeSi. L'alliage E contient aussi quelques composés β -AlFeSi comme indiqué figures 77 (b) et (d).

Selon Makhlouf [76], les composés riches en fer de forme polyédrique α -AlFeMnSi présentent une dureté (840 ± 60 HV) plus élevée que celle des composés sous forme d'aiguilles β -AlFeSi (650 ± 60 HV). Ceci est en accord avec les valeurs de dureté obtenues pour les alliages B et C. En effet, l'alliage B qui contient les composés riches en fer α -AlFeMnSi présente une dureté meilleure (103 HBw) que l'alliage C où les composés β -AlFeSi sont détectés (99 HBw).

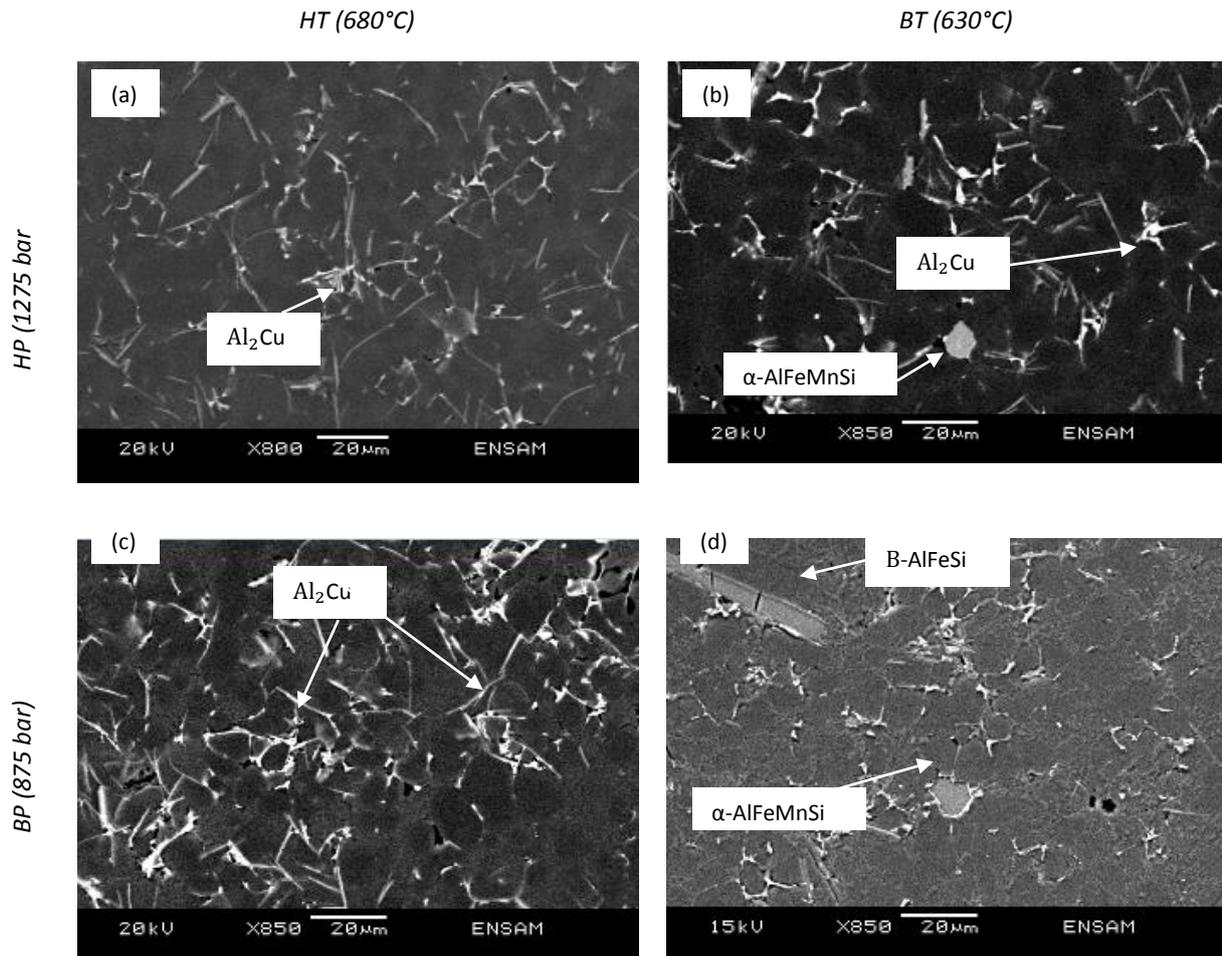


Figure 77 : Composés intermétalliques détectés dans l'alliage E

D'autres composés beaucoup plus petits et inter-dendritiques sont observés dans les trois alliages B, E et C.

- Des composés riches en Cu (figure 80 (a)): l'alliage B riche en Cu contient une plus grande quantité de ces composés Al_2Cu que les deux autres alliages. Ces composés se localisent dans les zones inter dendritiques puisqu'ils se forment à la fin de la solidification. Les composés Al_2Cu riches en Cu augmentent la dureté du matériau. En effet, Makhoulouf [76] a montré que ces composés présentent une dureté (440 ± 50 HV) supérieure à celle de la matrice $\alpha-Al$ (74 ± 5 HV), ce qui explique la grande valeur de la dureté de l'alliage B.
- De petits composés riches en fer $\beta-Fe$ et $\alpha-Fe$ qui se forment après la germination des dendrites (figure 80 (b) et (c)).

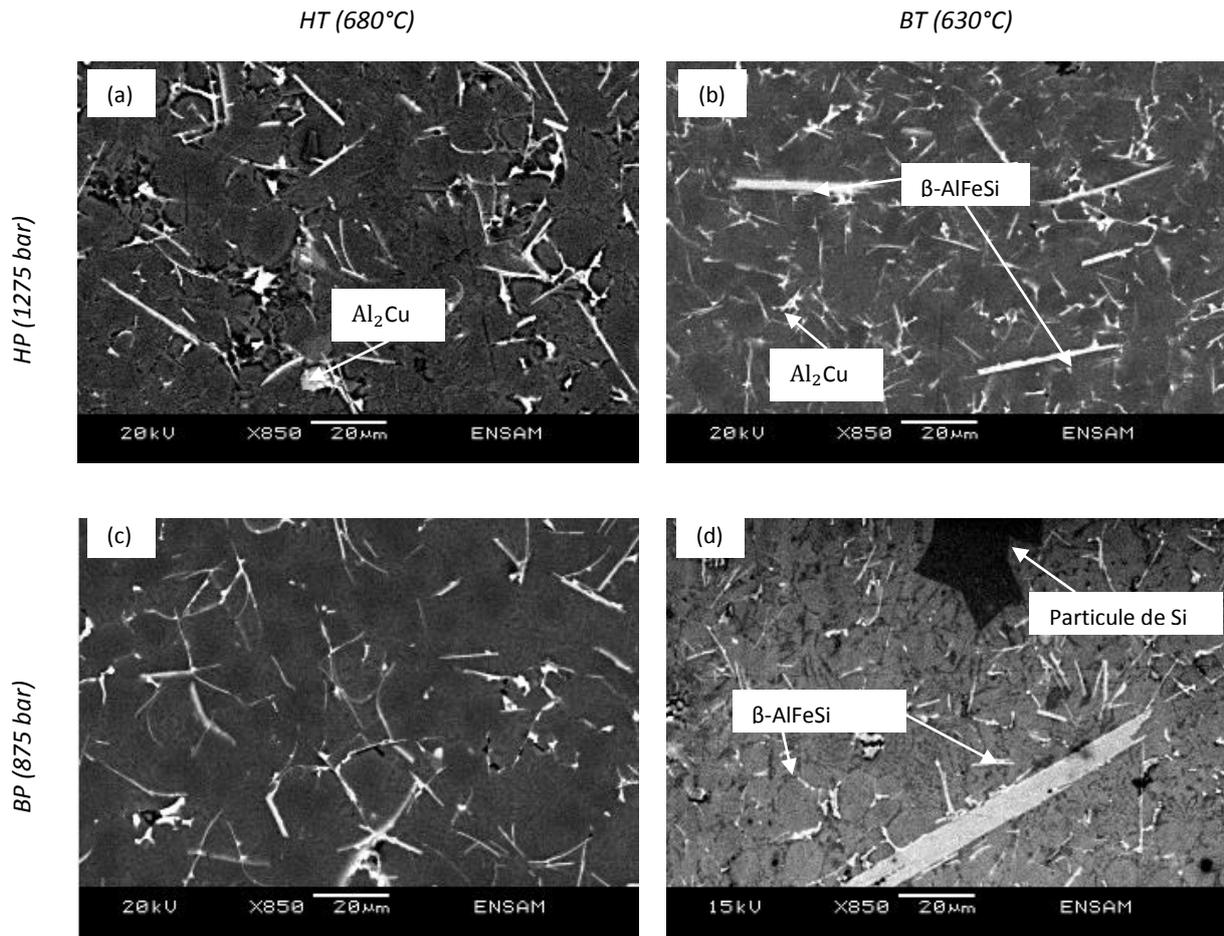


Figure 78 : Composés intermétalliques détectés dans l'alliage C

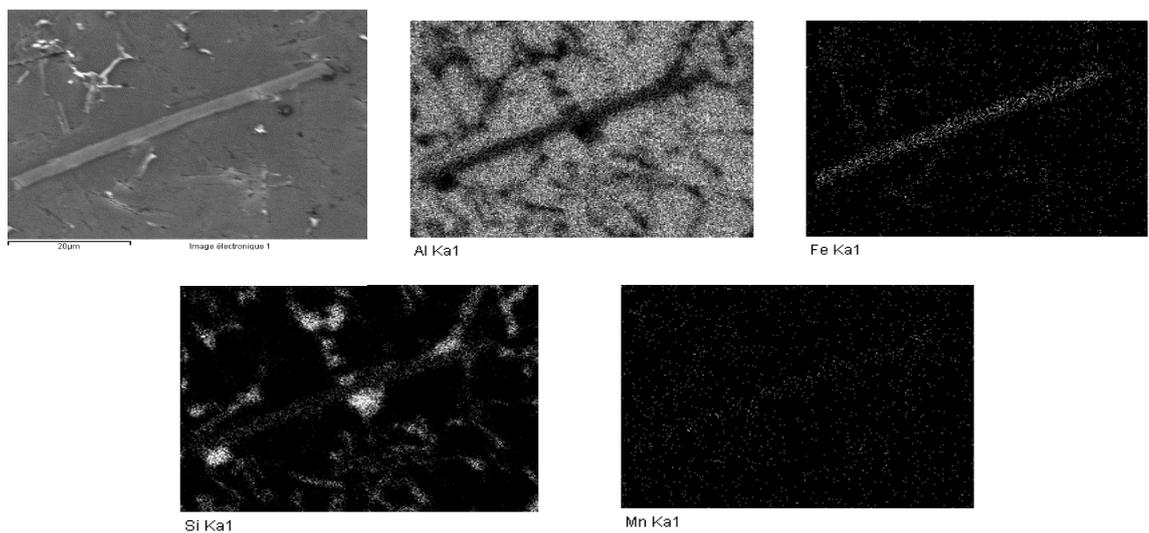


Figure 79 : Cartes EDS des éléments Al, Fe, Si et Mn d'un échantillon de l'alliage C à 630°C/875 bar

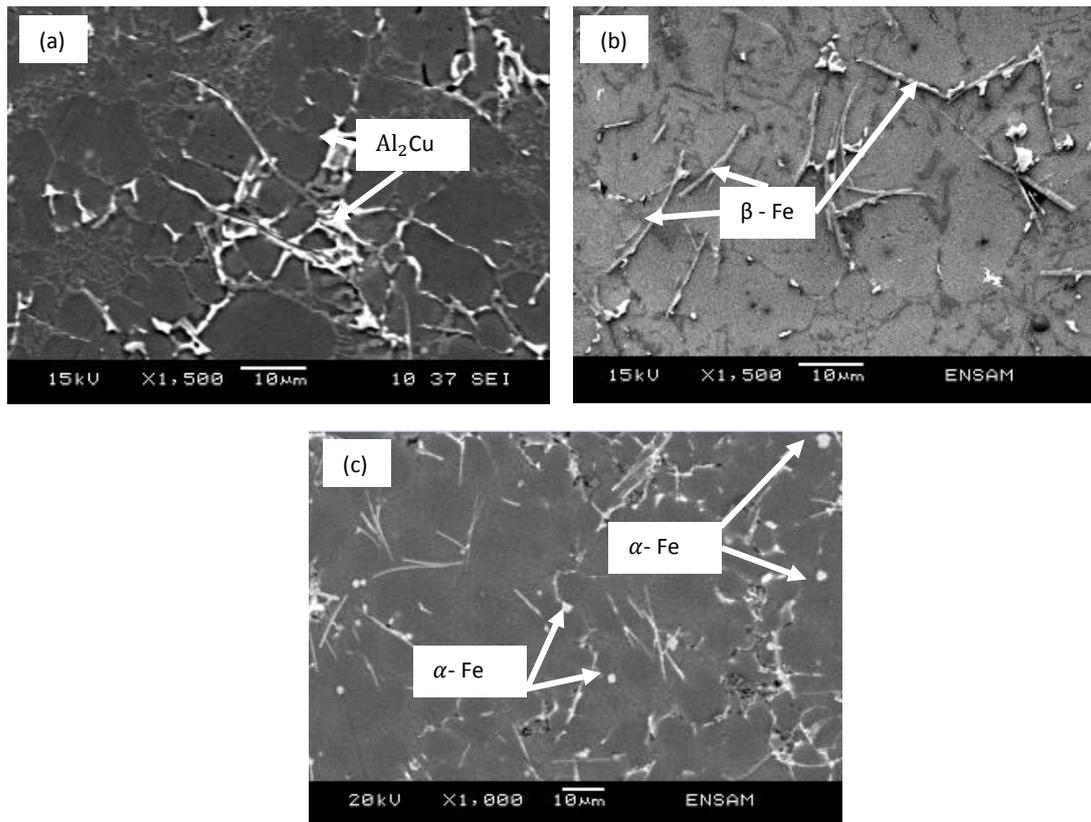


Figure 80 : petits composés riches en Cu et en fer observés dans les alliages B, E et C

Les principaux intermétalliques riches en fer trouvés dans les alliages Al-Si-Fe dans la littérature sont les mêmes que ceux observés dans nos alliages : α -AlFeMnSi (polygones) et β -AlFeSi (aiguilles). Ces phases, en particulier les phases β fragilisent le matériau à cause de leur forme qui génère de fortes concentrations de contraintes. Les phases α polygonales sont ainsi considérées moins nocives en termes de dégradation des caractéristiques mécaniques par rapport aux phases β . De fait, la transformation des phases β en phases α est avantageuse du point de vue des propriétés mécaniques. Selon Shabestari [7], la température de formation de ces composés est fonction de la teneur en fer, selon la formule suivante :

$$T_{\text{Fe-intermétallique}}(^{\circ}\text{C}) = 645.7 + 34.2 (\% \text{Fe})^2 \quad (4.1)$$

Les trois alliages B, E et C contenant 0,82% de fer, selon la formule (4.1), la température de formation de ces composés est de 668°C. Ce qui explique leur présence dans nos alliages coulés à basse température (630°C). En effet, les composés riches en fer ont des points de fusion très élevés. Ainsi, pendant le maintien dans le four du métal liquide à basse température, ils se développent dans le liquide avant coulée. En raison de leur densité élevée, ils tombent dans le fond du bain et s'ils sont

puisés lors de la coulée, ils se retrouvent dans les pièces et agissent comme des points durs qui affectent les propriétés mécaniques.

3.3 Particules de Si

L'alliage C qui présente une teneur en Si hyper-eutectique est le seul alliage dans lequel des particules de Si primaires ont été révélées (figures 73 et 78). Ces particules grossières peuvent avoir une influence sur la résistance à la traction des alliages Al-Si-Cu

III. Analyse statistique des caractéristiques mécaniques

1. Paramètres Matériau/ Procédé/Produit

L'étude de la variabilité des caractéristiques mécaniques en fonction de la variabilité du triptyque Matériau/Procédé/Produit a fait appel aux plans d'expériences. A cet effet, deux plans ont été mis en place : le premier étudie l'influence des paramètres matériau (composition chimique de l'alliage) indépendamment du procédé tandis que le deuxième aborde l'interaction Matériau/Procédé pour trois alliages sélectionnés dans le premier plan. L'analyse de l'effet du troisième composant du triptyque Matériau/Procédé/Produit se réalise par l'étude de différentes zones de prélèvement des échantillons, révélatrices du remplissage et de l'épaisseur de la pièce.

Paramètres Matériau

Les paramètres matériau étudiés dans ce projet sont les trois principaux éléments d'alliage Al-Si-Cu : le pourcentage massique du silicium, le pourcentage massique du cuivre et le pourcentage massique du magnésium. L'analyse des résultats expérimentaux réalisée dans le troisième chapitre a révélé que les trois éléments d'alliage étudiés influencent les caractéristiques mécaniques étudiées avec une forte influence du magnésium. Elle a montré aussi que des interactions entre ces éléments ont une influence non négligeable sur certaines caractéristiques telles que la limite élastique et la résistance à la traction.

Paramètres Procédé

L'étude de l'influence des deux paramètres procédé sur les caractéristiques mécaniques a montré que la température de la coulée et la pression sur le métal jouent un rôle important dans la formation de porosités et qu'ils ont aussi un effet sur la finesse de la microstructure et la formation de composés intermétalliques. Ce qui cause une variabilité des propriétés mécaniques en fonction de la variabilité de ces paramètres.

Paramètres Produit

La géométrie de la pièce influence également les caractéristiques d'une pièce produite en fonderie sous pression. En effet, l'épaisseur de la zone étudiée et le cycle du remplissage de celle-ci interviennent dans la formation de porosités et influencent la vitesse de refroidissement [79]. Ceci induit forcément un effet sur les caractéristiques mécaniques. La comparaison statistique des zones de

prélèvement a confirmé que la zone de prélèvement a une influence significative sur R_m et $A\%$, ceci est dû à deux facteurs principaux : la vitesse de refroidissement et/ou la porosité :

La structure des alliages de fonderie comprend des solutions solides sous forme de dendrites, des eutectiques et des constituants intermétalliques. Dans le système des alliages Al-Si, les cristaux solides d'aluminium se forment sur les parois du moule plus froides que le cœur. Leur teneur en Si est inférieure à celle du liquide qui les entoure car la solubilité de Si dans l'aluminium décroît avec la température. Ainsi, le silicium est rejeté à la surface des cristaux en cours de croissance ce qui abaisse la température de solidification du liquide à cause de l'effet de la surfusion. Ceci ralentit la solidification car plus de chaleur doit être évacuée pour solidifier le liquide de cette couche. Mais si un germe du cristal en croissance parvient à traverser cette couche de liquide en surfusion, il se retrouve dans un milieu non enrichi en silicium et peut se solidifier, ce qui est thermodynamiquement favorable. Ceci explique que les cristaux d'aluminium se développent non sous forme de sphères ou d'aiguilles mais sous formes d'arborescences ou de dendrites, dont les bras secondaires sont espacés de quelques dizaines de micromètres. Cette distance est appelée espacement des bras de dendrite secondaires ou SDAS (Secondary Dendrite Arm Spacing) [80].

Les métallurgistes ont essayé d'estimer les caractéristiques microstructurales comme le SDAS en fonction du taux de refroidissement. Easton et al. [81] et Kurz [82] relient le SDAS, le temps de solidification t_s et un coefficient M dépendant de la composition chimique initiale de l'alliage :

$$\text{SDAS} = 5.5 (M \cdot t_s)^{1/n} \quad (4.2)$$

Des travaux [83, 84] ont montré que pour des alliages à base d'aluminium, la valeur de $1/n$ varie de 0,3 à 0,4. Par exemple, pour des alliages moulés sous pression, la valeur de $1/n$ est de 0,36.

On peut avancer que la vitesse de refroidissement influence le SDAS dans une pièce moulée sous pression. En effet, selon l'équation ci-dessus, le SDAS diminue avec l'augmentation de la vitesse de refroidissement. Ceci est expliqué par le fait qu'une vitesse de refroidissement élevée diminue le temps nécessaire au grossissement des dendrites et conduit à une multiplication des bras de dendrites secondaires [85].

Les échanges thermiques de la surface de la pièce avec le moule pendant la solidification sont plus fluides pour une zone fine, par conséquent une zone fine refroidit plus rapidement qu'une zone épaisse.

Pour déterminer les paramètres responsables de la variation des caractéristiques de traction (R_m et $A\%$) en fonction de la zone prélèvement, nous avons décidé de comparer la vitesse de refroidissement des zones étudiées. Dans un premier temps, nous avons comparé au microscope optique le SDAS dans les 3 zones étudiées pour un alliage et pour une condition de coulée. La figure 81 montre des micrographies de l'alliage 3. On remarque que l'espacement des bras de dendrites des trois zones sont assez similaires ce qui tend à montrer que la vitesse de refroidissement est quasiment identique dans les trois zones.

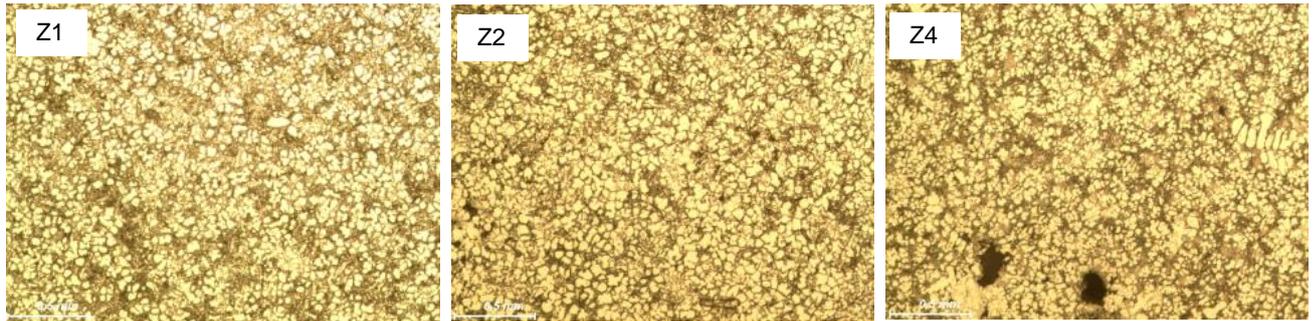


Figure 81 : Micrographies optiques des zones Z1, Z2 et Z4 de l'alliage 3

Pour confirmer que la vitesse de refroidissement des zones étudiées n'intervient pas dans la variation de R_m et $A\%$ en fonction de la zone de prélèvement, nous avons fait appel à la simulation numérique sous ProCAST. En effet, Chvorinov [86, 87] a développé une relation mathématique qui lie le temps de solidification d'une pièce coulée à son volume et sa surface. Cette relation permet d'estimer le temps nécessaire à un métal pour se solidifier et introduit ainsi la notion du module thermique M :

$$M \approx \frac{V}{A} \quad (4.3)$$

L'approximation du module thermique en se basant sur la relation de Chvorinov est donnée par la formule suivante :

$$M \approx \frac{V}{A} = \frac{2}{\pi^{1/2}} \left(\frac{T_{al,sol} - T_{moule,ini}}{\rho_{al,sol} \Delta H_{al}} \right) \times (K_{moule,ini} \times \rho_{moule,ini} \times C_{p,moule,ini})^{1/2} \times (t_{soli})^{1/2} \quad (4.4)$$

Avec :

- V = Volume de la pièce coulée
- A = Surface de la pièce coulée à partir de laquelle la chaleur s'échappe
- M = Module thermique selon Chvorinov
- $T_{al,sol}$ = Température du solidus de l'alliage
- $T_{al,sol}$ = Température initiale du moule
- $\rho_{moule,ini}$ = Densité de l'alliage à la température du solidus
- ΔH_{al} = Variation de l'enthalpie de l'alliage entre la température initiale de l'alliage et la température du solidus.
- $K_{moule,ini}$ = Conductivité thermique du moule à sa température initiale

- $\rho_{moule,ini}$ = Densité du moule à sa température initiale
- $C_{p,moule,ini}$ = Chaleur spécifique du moule à sa température initiale
- t_{soli} = Temps de solidification

L'approximation du module thermique V/A est utilisée par le logiciel de fonderie ProCAST pour le calcul du module thermique dans toute la pièce avec : V , le volume total de la pièce coulée et A la surface de la zone étudiée. Le résultat de cette approximation est présenté à la figure 82 :

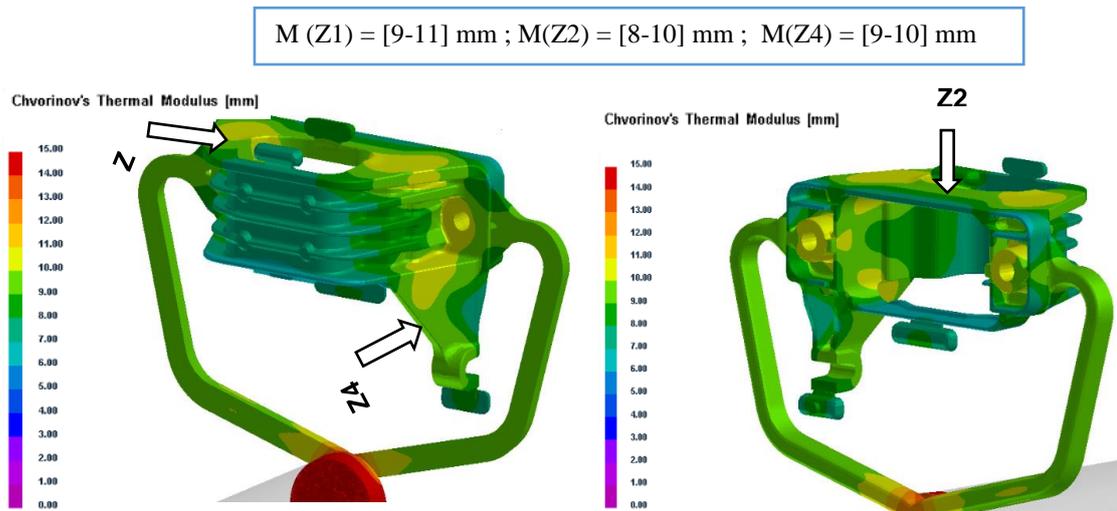


Figure 82 : Approximation du module thermique sous ProCast

La figure 82 montre que les modules thermiques des trois zones Z1, Z2 et Z4 sont assez comparables, ce qui confirme que la vitesse de refroidissement est quasi-identique dans ces zones étudiées.

L'étude de l'effet de la porosité réalisée dans le précédent chapitre a montré que l'augmentation de la porosité diminue la résistance à la traction et l'allongement à la rupture. Sachant que la vitesse de refroidissement est quasi-identique dans les trois zones étudiées, nous concluons que la porosité est un facteur responsable de la variation des caractéristiques de traction R_m et $A\%$ en fonction de la zone de prélèvement. Ainsi, l'étude de la variance des deux caractéristiques de traction R_m et $A\%$ doit inclure le facteur porosité parmi les facteurs influents.

2. Analyse de la variance

L'étude statistique de la variance (ANOVA) des caractéristiques mécaniques est réalisée en considérant les paramètres d'entrée %Si (pourcentage massique du Si), %Cu (pourcentage massique du Cu), %Mg (pourcentage massique du Mg), T (température de coulée), P (pression sur le métal) et %p (classe ASTM de la porosité) comme présenté dans le tableau 23 suivant :

Propriétés mécaniques	%Si	%Cu	%Mg	T	P	%p
Module d'Young						
Dureté BRINELL	X	X	X	X	X	
Rp0,2	X	X	X	X	X	
Rm	X	X	X	X	X	X
A%	X	X	X	X	X	X

Tableau 23 : Facteurs influents les propriétés mécaniques

L'application de L'ANOVA suppose la vérification de deux critères :

- Les sous populations sont normalement distribuées
- Les variances dans les sous-groupes sont identiques

Après vérification de ces deux critères, l'analyse de la variance a été effectuée sur les résultats de la dureté, de la limite élastique et de la résistance à la traction, contrairement aux résultats du module d'Young, qui ne vérifient pas les deux critères de l'ANOVA.

2.1 Module d'Young

Les résultats expérimentaux du module d'Young ont montré peu de variation (<6%) de cette caractéristique en fonction de la composition chimique de l'alliage testée.

Etant donné que la vérification des critères de l'application de l'ANOVA pour les résultats du module d'Young n'est pas possible à cause d'insuffisance de données pour la vérification de la normalité des populations (nombre d'échantillons testés <5), nous n'avons pas pu quantifier l'influence de la composition chimique sur cette caractéristique. Néanmoins, le test de Kruskal-Wallis a été utilisé pour vérifier statistiquement que la composition chimique a une influence négligeable sur le module d'Young, le tableau suivant donne les résultats de ce test :

K (valeur observée)	K (valeur critique)	p-value	Niveau de signification
17,9	18	0,065	0,05

Tableau 24 : Test de comparaison des populations des 11 alliages sur le module d'Young

Le tableau 24 montre que les 11 alliages proviennent de la même population, ce qui confirme que la composition chimique a une influence négligeable sur le module d'Young dans le domaine étudié.

2.2 Dureté BRINELL

L'analyse de la variance de la dureté a permis d'identifier les facteurs influents par la technique de screening, et de calculer les contributions des facteurs jugés influents dans la variation de cette caractéristique.

2.2.1. Technique de screening

Le tableau 25 présente les résultats du criblage des facteurs simples : Si, Cu, Mg, P, T, des facteurs quadratiques : Si², Cu², Mg², P², T² et des interactions : Si×Cu, Si×Mg, Si×P, Si×T, Cu×Mg, Cu×P, Cu×T, Mg×P, Mg×T, P×T selon la première itération de l'ANOVA.

Source	DL	SC	MC	F	p-value
Si	1	47,090	47,090	30,465	0,012
Cu	1	263,830	263,830	170,684	0,001
Mg	1	92,640	92,640	59,933	0,004
P	1	83,601	83,601	54,085	0,005
T	1	3,414	3,414	2,209	0,234
Si ²	1	29,967	29,967	19,387	0,022
Cu ²	1	39,738	39,738	25,708	0,015
Mg ²	1	39,800	39,800	25,749	0,015
P ²	1	0,000			
T ²	1	0,000			
Si×Cu	1	13,508	13,508	8,739	0,06
Si×Mg	1	0,242	0,242	0,156	0,719
Si×P	1	0,281	0,281	0,182	0,699
Si×T	1	0,070	0,070	0,046	0,845
Cu×Mg	1	0,467	0,467	0,302	0,621
Cu×P	1	0,589	0,589	0,381	0,581
Cu×T	1	1,626	1,626	1,052	0,381
Mg×P	1	0,000			
Mg×T	1	0,000			
P×T	1	0,077	0,077	0,050	0,837

DL: degré de liberté, SC : somme des carrés, MC : moyenne des carrés, F : coefficient de Fisher

Tableau 25 : Analyse de la variance (1^{ère} itération) de la dureté ($R^2=0,99$ et $Q^2=0,98$)

Sur la base des valeurs de la p-value, les variables suivantes : P², T², Si×Cu, Si×Mg, Si×P, Si×T, Cu×Mg, Cu×P, Mg×P, Mg×T, P×T n'apportent pas d'information significative pour expliquer la variabilité de la variable dépendante dureté. On supprime donc ces variables et on relance l'ANOVA en ne gardant comme variables que les variables quadratiques et les interactions dont p-value est inférieure à α et les variables simples (quelle que soit la valeur de p-value), jusqu'à ce que la p-value associée à la statistique F calculée dans le tableau d'analyse de la variance soit inférieure au niveau de signification choisi de 5% pour chacune des variables (tableau 26).

Source	DDL	SC	MC	F	p-value
Cu	1	92,640	92,640	127,082	< 0,0001
Mg	1	263,830	263,830	361,919	< 0,0001
P	1	83,601	83,601	114,683	< 0,0001
Si²	1	33,098	33,098	45,403	< 0,0001
Cu²	1	39,971	39,971	54,832	< 0,0001
Mg²	1	39,844	39,844	54,658	< 0,0001

DL: degré de liberté, SC : somme des carrés, MC : moyenne des carrés, F : coefficient de Fischer

Tableau 26 : Analyse de la variance (dernière itération) de la dureté

La dernière itération de l'ANOVA montre que les paramètres influents sur la dureté sont : Cu, Mg, P, Si², Cu² et Mg²

2.2.2. Méthode des surfaces de réponses

Le pourcentage de contribution des facteurs influents est donné figure 83. On remarque que le magnésium est le facteur le plus influent dans la variation de la dureté ($PC(Mg) + PC(Mg^2) = 36\%$) si on considère les deux effets (simple et quadratique) de cet élément d'alliage.

Le magnésium augmente la dureté avec une contribution de 21%. L'excès du Mg (Mg²) augmente aussi la dureté mais avec un pourcentage de contribution moins important (15%). Ceci est en accord avec les conclusions de l'analyse des résultats expérimentaux qui montrent que la dureté augmente avec l'ajout du Mg et atteint sa valeur maximale à 0,2% de Mg.

On note aussi qu'un pourcentage élevé en Si augmente la dureté. Remarquons que la contribution de cet élément dans la variabilité de la dureté est de 31%.

Quant au cuivre, le troisième élément d'alliage étudié, il contribue aussi dans la variation de la dureté mais avec une contribution moins significative que les deux autres éléments d'alliage (7%). On remarque que l'augmentation de cet élément augmente la dureté. Néanmoins, une teneur très élevée en Cu (>2,4%) peut diminuer la dureté de l'alliage.

La pression sur le métal a aussi une influence non négligeable ($PC \approx 17\%$). En effet, l'augmentation de la pression sur le métal augmente la dureté.

Pourcentages de contribution (%) des variables explicatives

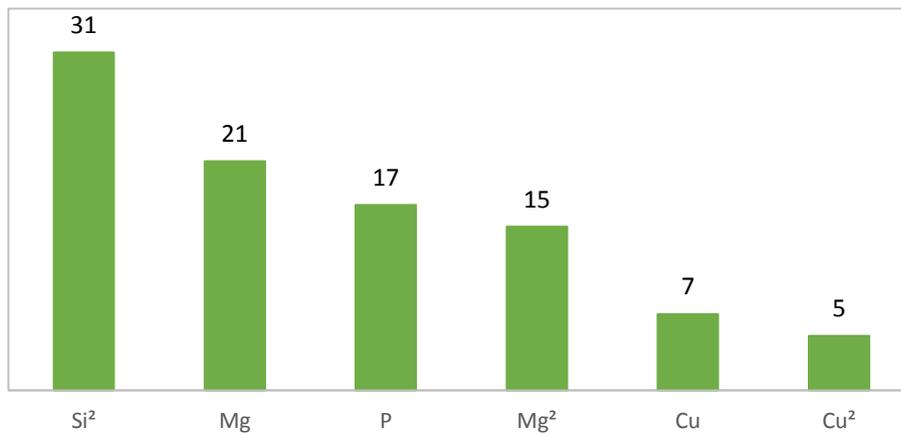


Figure 83 : Pourcentage de contribution des facteurs influents dans la variation de la dureté

L'analyse de la variance des résultats de dureté nous a permis de construire un modèle polynomial quadratique avec interactions qui lie la dureté aux paramètres jugés influents statistiquement. Ce modèle donne une estimation de la variabilité de la dureté avec un intervalle de confiance de 95% en fonction de la variabilité de la composition chimique du matériau, de la température de coulée, de la pression sur le métal et des éventuelles interactions entre ces paramètres. La robustesse et la capacité de prédiction du modèle sont indiquées par les coefficients R^2 et Q^2 .

Le modèle polynomial représentant la variabilité de la dureté en fonction de la variabilité des éléments influents est donné par l'équation suivante, rappelons que les éléments d'alliage sont en pourcentage massique (%), la pression sur le métal est en bar et l'unité de la température de la coulée est le Celsius.

Pour des raisons de confidentialité, les coefficients du modèle ont été anonymisés et remplacés par les coefficients a_i (avec $0 \leq i \leq 6$).

$$HB_w = a_0 + a_1 \times Cu + a_2 \times Mg + a_3 \times P + a_4 \times Si^2 + a_5 \times Cu^2 + a_6 \times Mg^2 \quad (4.5)$$

Avec :

- $R^2 = 0,96$ et $Q^2 = 0,90$
- Domaine de validité du modèle :
 - Si entre 9,55 et 12,85%
 - Cu entre 1,4 et 3,4 %
 - Mg entre 0 et 0,42%
 - P entre 800 et 1350 bar

2.2.3. Incertitude sur modèle

L'analyse de la variance nous a permis de quantifier la variabilité des réponses en fonction de la variabilité des paramètres d'entrée. Nous allons maintenant nous intéresser à la valeur de la variable réponse en calculant l'incertitude sur le modèle par rapport à chaque facteur d'entrée.

L'incertitude sur modèle se calcule par analyse de sensibilité locale, cette dernière étudie comment de petites perturbations autour d'une valeur x_0 des entrées se répercutent sur la valeur de la sortie.

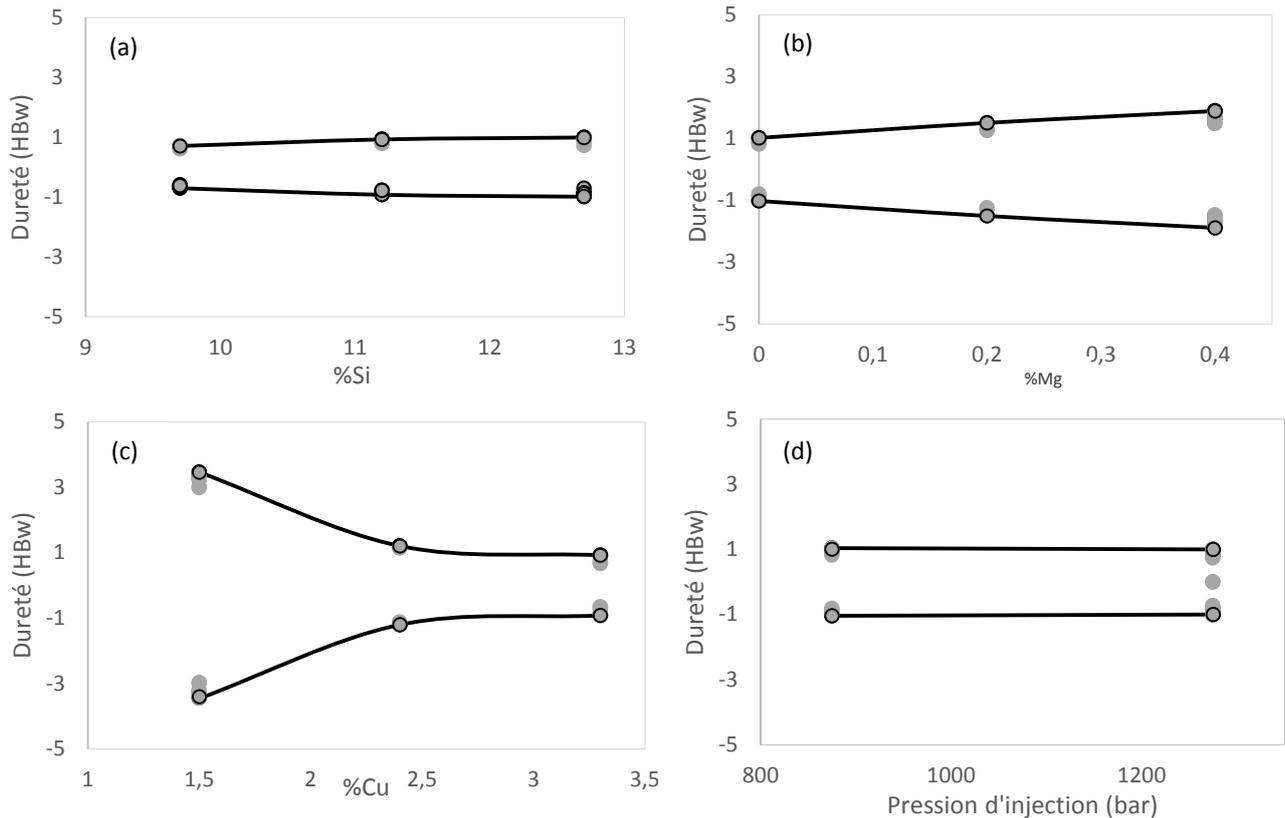


Figure 84 : Incertitude sur modèle de dureté par rapport aux facteurs influents : (a) Si, (b) Mg, (c) Cu, (d) P

Les niveaux et les intervalles de variation des facteurs influents sur la dureté sont : silicium ($9,7 \pm 0,15\%$, $11,2 \pm 0,15\%$, $12,7 \pm 0,15\%$), cuivre ($1,5 \pm 0,1\%$, $2,4 \pm 0,1\%$, $3,3 \pm 0,1\%$), magnésium ($0 \pm 0,02\%$, $0,2 \pm 0,02\%$, $0,4 \pm 0,02\%$) et pression sur le métal (875 ± 75 , 1275 ± 75). En considérant les intervalles de tolérances de chacun des facteurs influents (Si, Cu, Mg et P), la figure 84 donne les intervalles de variation des valeurs de dureté calculées par le modèle de régression de cette caractéristique associés à chaque facteur. La sensibilité totale du modèle aux intervalles de tolérances de l'ensemble des facteurs peut être calculée par la sommation des incertitudes liées à chacun des facteurs entrants en jeu dans le modèle.

Remarquons d'après la figure 84 que les petites variations du silicium, du magnésium, du cuivre et de la pression n'ont quasiment pas d'influence sur la valeur de dureté.

2.3 Caractéristiques de traction

De la même manière, l'analyse de la variance est réalisée sur les résultats des essais de traction.

Pour éviter l'effet de la forme de l'éprouvette, nous avons décidé de n'utiliser que les résultats des éprouvettes plates dans l'analyse statique par analyse de la variance de $R_{p0,2}$, R_m et $A\%$.

2.3.1 Technique de screening

Les résultats du criblage des facteurs d'entrée en considérant comme réponse les caractéristiques de traction sont présentées dans ce paragraphe :

a) La limite élastique

En se basant sur p-value, la première itération de l'ANOVA (tableau 27) montre que plusieurs paramètres n'ont pas d'influence sur $R_{p0,2}$, en particulier P^2 , T^2 , P , Mg^2 , $Si \times P$, $Mg \times P$, $Mg \times T$, $P \times T$ qui présentent une p-value très proche de 1. Nous réalisons ensuite plusieurs itérations en éliminant à chaque fois les paramètres dont p-value est supérieure à α et très proche de 1.

Source	DL	SC	MC	F	p-value
Si	1	9,884	9,884	0,717	0,45
Cu	1	262,378	262,378	19,020	0,02
Mg	1	364,068	364,068	26,391	0,01
P	1	2,097	2,097	0,152	0,72
T	1	111,940	111,940	8,114	0,05
Si ²	1	10,100	10,100	0,732	0,45
Cu ²	1	109,154	109,154	7,913	0,05
Mg ²	1	2,877	2,877	0,209	0,67
P ²	1	0,000			
T ²	1	0,000			
Si×Cu	1	133,104	133,104	9,649	0,05
Si×Mg	1	265,327	265,327	19,233	0,02
Si×P	1	0,846	0,846	0,061	0,82
Si×T	1	70,101	70,101	5,082	0,11
Cu×Mg	1	182,535	182,535	13,232	0,03
Cu×P	1	10,574	10,574	0,766	0,44
Cu×T	1	74,528	74,528	5,403	0,10
Mg×P	1	0,000			
Mg×T	1	0,000			
P×T	1	1,410	1,410	0,102	0,77

DL: degré de liberté, SC : somme des carrés, MC : moyenne des carrés, F : coefficient de Fisher

Tableau 27 : Analyse de la variance (1^{ère} itération du screening) de $R_{p0,2}$ ($R^2=0,97$ et $Q^2=0,81$)

L'ANOVA en éliminant les éléments non influents selon l'itération n-1 tout en vérifiant à chaque fois le R^2 et le Q^2 donne le tableau 28. Ce tableau présente les facteurs influents, avec leur pourcentage de contribution dans la variabilité de la limite élastique, qui permettent d'avoir un modèle avec à la fois le meilleur R^2 (proche de 1) et le meilleur Q^2 (proche de 1) possibles.

Source	DL	SC	MC	F	p-value
Si	1	104,571	104,571	6,682	0,029
Cu	1	285,539	285,539	18,245	0,002
Mg	1	445,712	445,712	28,479	0,000
T	1	109,945	109,945	7,025	0,026
Cu ²	1	175,801	175,801	11,233	0,009
Si×Cu	1	151,918	151,918	9,707	0,012
Si×Mg	1	355,035	355,035	22,685	0,001
Si×T	1	69,064	69,064	4,413	0,055
Cu×Mg	1	168,016	168,016	10,735	0,010
Cu×T	1	94,952	94,952	6,067	0,036

DL: degré de liberté, SC : somme des carrés, MC : moyenne des carrés, F : coefficient de Fischer

Tableau 28 : Analyse de la variance (dernière itération) de Rp0,2

b) Résistance à la traction

L'étude statistique des caractéristiques de traction réalisée dans le troisième chapitre a montré que Rm et A% dépendent d'un 6ième facteur qui est le pourcentage de porosités existantes dans les pièces coulées. Comme RENAULT contrôle la porosité dans les pièces produites en fonderie sous pression par radiographie, nous avons choisi d'utiliser les résultats du contrôle radiographique qui donne le pourcentage de porosité (%p) en classes ASTM pour la construction des modèles de Rm et de A%.

Le tableau 29 présente les résultats de la première itération de l'ANOVA. En se basant sur cette première itération, nous éliminons les facteurs P, T², Mg² et les interactions Mg×P, Mg×T, Si×Mg.

Source	DL	SC	MC	F	p-value
Si	1	214,799	214,799	4,093	0,053
Cu	1	43,389	43,389	0,827	0,371
Mg	1	564,594	564,594	10,758	0,003
P	1	0,000	0,000	0,000	0,998
T	1	72,881	72,881	1,389	0,249
%p	1	206,423	206,423	3,933	0,058
Si ²	1	344,770	344,770	6,569	0,016
Cu ²	1	457,542	457,542	8,718	0,006
Mg ²	1	16,604	16,604	0,316	0,578
P ²	1	38,766	38,766	0,739	0,398
T ²	1	0,764	0,764	0,015	0,905
%p ²	1	759,073	759,073	14,464	0,001
Si×Cu	1	34,631	34,631	0,660	0,424
Si×Mg	1	17,805	17,805	0,339	0,565
Si×P	1	39,099	39,099	0,745	0,396
Si×T	1	1,029	1,029	0,020	0,890
Si×%p	1	0,757	0,757	0,014	0,905
Cu×Mg	1	27,193	27,193	0,518	0,478
Cu×P	1	0,194	0,194	0,004	0,952

Cu×T	1	236,107	236,107	4,499	0,043
Cu×%p	1	1,063	1,063	0,020	0,888
Mg×P	1	0,000			
Mg×T	1	0,000			
Mg×%p	1	8,470	8,470	0,161	0,691
P×T	1	579,151	579,151	11,036	0,003
P×%p	1	214,799	214,799	4,093	0,053
T×%p	1	43,389	43,389	0,827	0,371

DL: degré de liberté, SC : somme des carrés, MC : moyenne des carrés, F : coefficient de Fisher

Tableau 29: Analyse de la variance (1^{ère} itération) de Rm ($R^2=0,96$ et $Q^2=0,83$)

La dernière itération de la technique de screening nous a permis d'identifier les paramètres influents sur Rm. Ces paramètres sont: Si, Mg, T, %p, Si², Cu², Si×Mg, Cu×T et T×%p comme indiqué dans le tableau 30 :

Source	DL	SC	MC	F
Si	1	626,857	626,857	11,635
Mg	1	1069,498	1069,498	19,852
T	1	877,605	877,605	16,290
%p	1	1215,605	1215,605	22,564
Si²	1	542,649	542,649	10,072
Cu²	1	554,429	554,429	10,291
Si×Mg	1	1349,468	1349,468	25,048
Cu×T	1	727,959	727,959	13,512
T×%P	1	1642,634	1642,634	30,490

DL: degré de liberté, SC : somme des carrés, MC : moyenne des carrés, F : coefficient de Fisher

Tableau 30 : Analyse de la variance (dernière itération) de Rm

c) Allongement à la rupture

Les petites valeurs de l'allongement à la rupture et la grande dispersion autour des moyennes remarquées au précédent chapitre dans chaque condition étudiée ne nous laissent pas la possibilité de bien analyser l'effet des éléments d'alliages et des paramètres procédé sur la variabilité d'A%. De ce fait, l'analyse de la variance constitue le moyen le plus adapté pour l'analyse des résultats de cette caractéristique.

Le tableau 31 présente les résultats de la première itération de l'ANOVA. Les variables supprimées à partir de cette itération sont : %p², P², T², Si×T, Mg×P, Mg×T, P×T, P×%p, T×%p.

Source	DL	SC	MC	F	p-value
Si	1	0,076	0,076	7,273	0,012
Cu	1	0,138	0,138	13,259	0,001
Mg	1	0,605	0,605	58,293	<0,0001
P	1	0,017	0,017	1,654	0,209
T	1	0,013	0,013	1,259	0,272

%p	1	0,997	0,997	95,956	<0,0001
Si ²	1	0,182	0,182	17,564	0,0002
Cu ²	1	0,023	0,023	2,232	0,147
Mg ²	1	0,011	0,011	1,039	0,317
P ²	1	0,000			
T ²	1	0,000			
%p ²	1	0,001	0,001	0,054	0,818
Si×Cu	1	0,021	0,021	1,995	0,169
Si×Mg	1	0,093	0,093	8,939	0,006
Si×P	1	0,007	0,007	0,659	0,424
Si×T	1	0,000	0,000	0,022	0,884
Si×%p	1	0,030	0,030	2,906	0,1
Cu×Mg	1	0,192	0,192	18,483	0,0002
Cu×P	1	0,006	0,006	0,535	0,471
Cu×T	1	0,041	0,041	3,963	0,057
Cu×%p	1	0,009	0,009	0,878	0,357
Mg×P	1	0,000			
Mg×T	1	0,000			
Mg×%p	1	0,033	0,033	3,153	0,087
P×T	1	0,002	0,002	0,175	0,679
P×%p	1	0,000	0,000	0,001	0,978
T×%p	1	0,001	0,001	0,072	0,79

DL: degré de liberté, SC : somme des carrés, MC : moyenne des carrés, F : coefficient de Fisher

Tableau 31 : Analyse de la variance (1^{ère} itération du Screening) de A% ($R^2=0,9$ et $Q^2=0,57$)

On relance l'ANOVA n fois en éliminant à chaque fois les variables dont p-value est supérieure à 0,05 jusqu'à ce que toutes les variables présentent un p-value inférieur à 0,05. Le tableau 32 donne les variables explicatives de la variabilité d'A%:

Source	DL	SC	MC	F	p-value
Si	1	0,203	0,203	17,131	0,000
Cu	1	0,218	0,218	18,374	0,000
Mg	1	0,313	0,313	26,398	< 0,0001
%p	1	0,953	0,953	80,337	< 0,0001
Si ²	1	0,169	0,169	14,257	0,000
Si×Mg	1	0,188	0,188	15,817	0,000
Cu×Mg	1	0,154	0,154	13,004	0,001

DL: degré de liberté, SC : somme des carrés, MC : moyenne des carrés, F : coefficient de Fisher

Tableau 32 : Analyse de la variance (dernière itération) d'A%

2.3.2 Méthode des surfaces de réponses

En considérant les résultats de la technique de screening, nous calculons le pourcentage de contribution de des facteurs jugés influents dans la variation des caractéristiques de traction

a) *Limite élastique*

La figure 85 présente les pourcentages de contribution des facteurs influents dans la variation de $R_{p0,2}$:

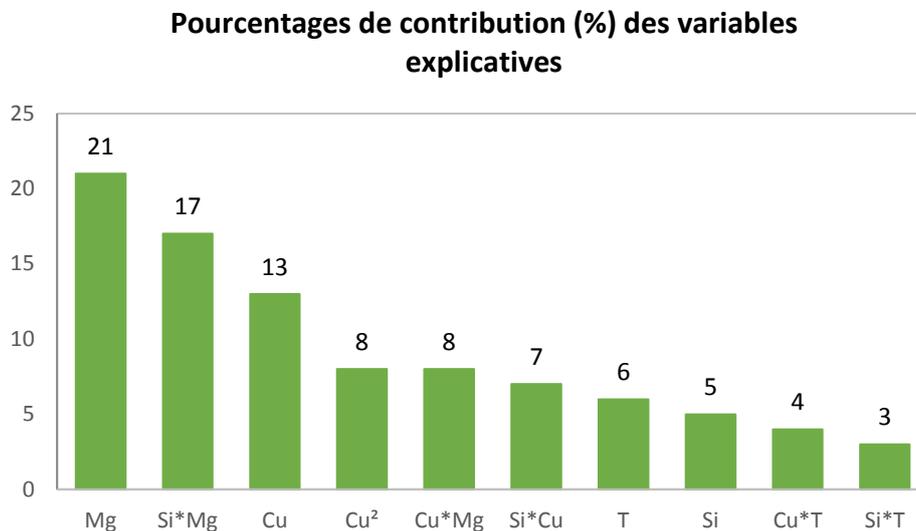


Figure 85 : Pourcentage de contribution des facteurs influents dans la variation de $R_{p0,2}$

Cette figure montre que :

- Le magnésium est le facteur le plus influent dans la variation de $R_{p0,2}$ avec un pourcentage de contribution de 20%. Par ailleurs, son facteur quadratique n'a pas d'influence sur $R_{p0,2}$.
- L'augmentation de la teneur en Mg augmente $R_{p0,2}$. Toutefois, l'association d'un haut niveau en Mg et d'un niveau bas en Si diminue considérablement cette caractéristique. On note une contribution de 17% de l'interaction (Si×Mg) dans la variabilité de $R_{p0,2}$. Ceci explique nos observations lors de l'étude des résultats expérimentaux de R_m réalisées dans le chapitre précédent concernant l'effet des deux éléments Mg et Si. En effet, On a remarqué que 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 passant de 0% de Mg à 0,4% de Mg à 9,7% de Si, la limite élastique augmente de 27%, par contre, en passant de 0 à 0,4% de Mg à 12,7% de Si, la limite élastique n'augmente que de 13%.
- Comme pour la dureté, le cuivre augmente $R_{p0,2}$ avec une contribution de 13%. Par ailleurs, cet élément a un effet quadratique sur $R_{p0,2}$ qui diminue $R_{p0,2}$.
- Les interactions Cu×Mg et Si×Cu ont une contribution non négligeable dans la variabilité de $R_{p0,2}$
- La température a une légère contribution dans la variabilité de la limite élastique (6%).
- Le silicium affecte peu $R_{p0,2}$ (5%).
- Enfin, les interactions Cu×T et Si×T influencent peu $R_{p0,2}$. Leur contribution est non significative statistiquement (<5%).

Cette analyse de la variance nous a permis de construire un modèle quadratique avec interactions qui lie $R_{p0,2}$ aux facteurs influents. Ce modèle est donné par l'équation suivante.

Pour des raisons de confidentialité, les coefficients du modèle de $R_{p0,2}$ ont été anonymisés et remplacés par les coefficients b_i (avec $0 \leq i \leq 10$).

$$R_{p0,2} = b_0 + b_1 \times Si + b_2 \times Cu + b_3 \times Mg + b_4 \times T + b_5 \times Cu^2 + b_6 \times Si \times Cu + b_7 \times Si \times Mg + b_8 \times Si \times T + b_9 \times Cu \times Mg + b_{10} \times Cu \times T \quad (4.6)$$

Avec :

- $R^2 = 0,92$ et $Q^2 = 0,95$
- Domaine de validité du modèle :
 - Si entre 9,55 et 12,85%
 - Cu entre 1,4 et 3,4 %
 - Mg entre 0 et 0,42%
 - T entre 610 et 700°C.

b) *Résistance à la traction*

Le pourcentage de contribution de chacun des paramètres et chacune des interactions est donné par la figure 86.

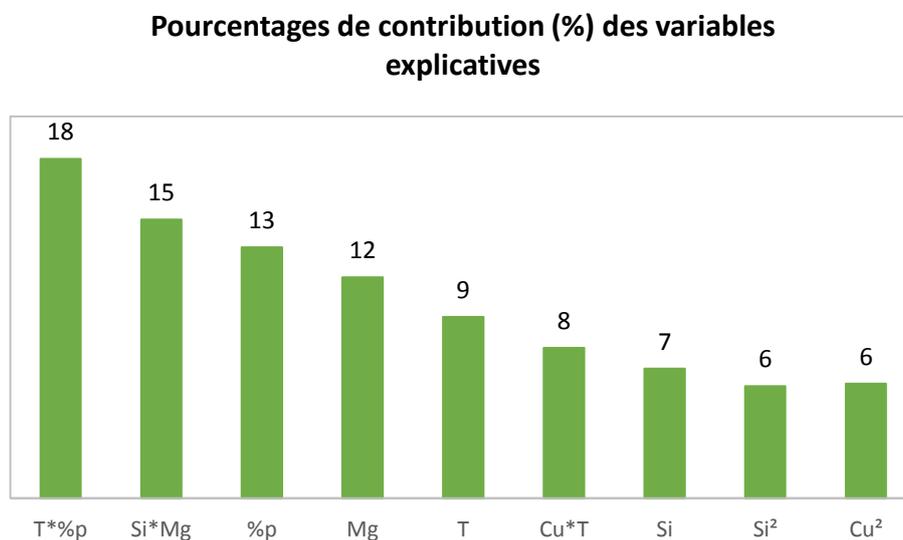


Figure 86 : Pourcentage de contribution des facteurs influents dans la variation de R_m

On remarque que :

- L'interaction de la température de coulée et du pourcentage de porosité est le paramètre le plus influent. En effet, la diminution de la température de coulée et l'augmentation de la porosité réduit la résistance à la traction.
- L'interaction $Si \times Mg$ contribue de 15% dans la variabilité de R_m

- Le magnésium augmente R_m comme pour la dureté et $R_{p0,2}$. Sa contribution sur R_m est de l'ordre de 12%.
- La porosité contribue à la hauteur de 13% dans la variabilité de R_m . Ceci rejoint les conclusions de l'analyse de R_m en fonction de la porosité effectuée dans le paragraphe II.2.3 du chapitre précédent.

Le modèle polynomial suivant donne la variabilité de R_m en fonction des variables explicatives.

Pour des raisons de confidentialité, les coefficients du modèle de R_m ont été anonymisés et remplacés par les coefficients c_i (avec $0 \leq i \leq 9$).

$$R_m = c_0 + c_1 \times Si + c_2 \times Mg + c_3 \times T + c_4 \times \%p + c_5 \times Si^2 + c_6 \times Cu^2 + c_7 \times Si \times Mg + c_8 \times Cu \times T + c_9 \times T \times \%p \quad (4.7)$$

- $R^2 = 0,93$ et $Q^2 = 0,89$
- Domaine de validité du modèle :
 - Si entre 9,55 et 12,85%
 - Cu entre 1,4 et 3,4 %
 - Mg entre 0 et 0,42%
 - T entre 610 et 700°C
 - Classe de porosité entre 1 et 3

c) Allongement à la rupture

A partir de cette dernière itération de l'ANOVA, nous obtenons les contributions de chacune des variables explicatives dans la variabilité de l'allongement à la rupture. La figure 87 présente ces contributions classées par ordre décroissant :

Pourcentages de contribution (%) des variables explicatives

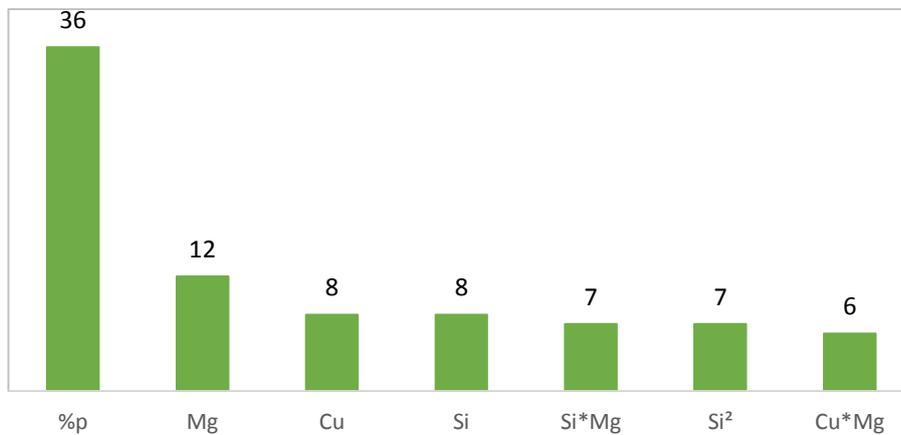


Figure 87 : Pourcentage de contribution des facteurs influents dans la variation d'A%

On constate que :

- La porosité a une contribution considérable dans la variation de l'allongement à la rupture. En effet, l'augmentation du taux de porosité diminue l'allongement à la rupture (avec une contribution de 36%).
- Le magnésium diminue aussi A%, son pourcentage de contribution est de 12%
- Le cuivre et silicium ont le même effet que le magnésium sur A%, mais leur contribution est moins significative (8%).
- Les interactions (Si×Mg) et (Cu×Mg) augmentent A% avec une même contribution de 7%
- Enfin, l'excès de pourcentage massique en Si augmente légèrement A% (8% de contribution)

Le modèle empirique donné par l'équation suivante présente la variabilité d'A% en fonction des variables jugées influentes sur cette caractéristique.

Pour des raisons de confidentialité, les coefficients du modèle de A% ont été anonymisés et remplacés par les coefficients d_i (avec $0 \leq i \leq 7$).

$$A\% = d_0 + d_1 \times Si + d_2 \times Cu + d_3 \times Mg + d_4 \times \%p + d_5 \times Si^2 + d_6 \times Si \times Mg + d_7 \times Cu \times Mg \quad (4.8)$$

Avec :

- $R^2 = 0,82$, $Q^2 = 0,68$
- Domaine de validité du modèle :
 - Si entre 9,55 et 12,85%
 - Cu entre 1,4 et 3,4 %
 - Mg entre 0 et 0,42%

- Classe de porosité entre 1 et 3

2.3.3 Incertitude sur modèle

Comme pour la dureté, l'incertitude sur modèle des propriétés de traction par rapport aux facteurs influents a été calculée. Les niveaux et les intervalles de variation de ces facteurs sur la dureté sont : silicium ($9,7^{\pm 0,15}\%$, $11,2^{\pm 0,15}\%$, $12,7^{\pm 0,15}\%$), cuivre ($1,5^{\pm 0,1}\%$, $2,4^{\pm 0,1}\%$, $3,3^{\pm 0,1}\%$), magnésium ($0^{+0,02}\%$, $0,2^{\pm 0,02}\%$, $0,4^{\pm 0,02}\%$) et température de la coulée ($630^{\pm 20}$, $680^{\pm 20}$).

a) Limite élastique

La figure 88 présente les incertitudes sur le modèle de $R_{p0,2}$ pour chacun des facteurs influents (Si, Cu, Mg et T). On remarque que les intervalles de variation du silicium et du magnésium font peu varier les valeurs de $R_{p0,2}$ (± 5 MPa), contrairement au cuivre à bas niveau et à la température de la coulée qui induisent une variation de ± 12 MPa et de ± 9 MPa respectivement.

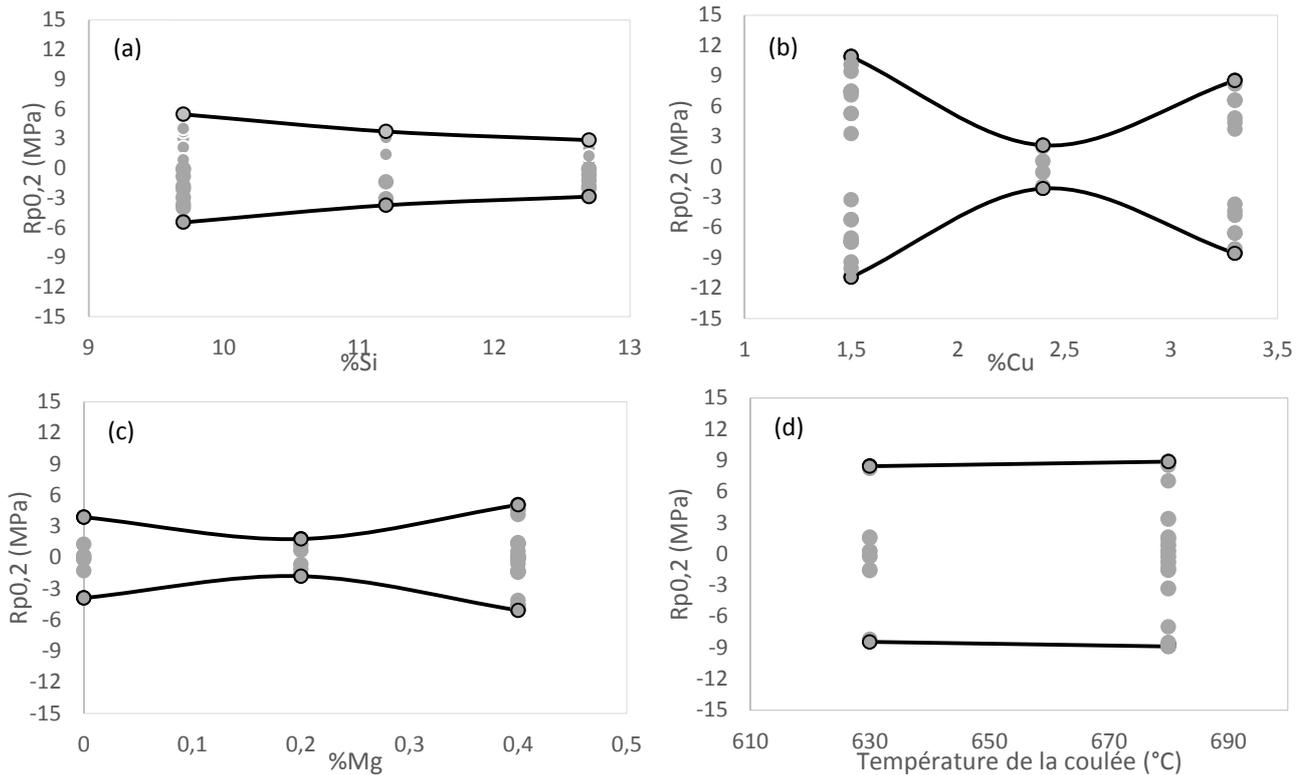


Figure 88 : Incertitude sur modèle de $R_{p0,2}$ par rapport aux facteurs influents : (a) Si, (b) Cu, (c) Mg, (d) T

b) Résistance à la traction

Comme pour $R_{p0,2}$, la figure 89 présente les incertitudes sur modèle de R_m par rapport à chacun des facteurs influents (Si, Cu, Mg et T), on remarque que :

- L'intervalle de tolérance du magnésium varie peu les valeurs de R_m ($\pm 5\text{MPa}$) ; contrairement à celui du cuivre qui a un effet non négligeable sur les valeurs de R_m , en particulier à bas niveau (1,5%) ;
- Les petites variations de la teneur en silicium influencent aussi les valeurs de R_m ($\pm 13\text{MPa}$ à $9,7 \pm 0,15\%$)

- quelle que soit la valeur de la température de la coulée (dans le domaine étudié), son intervalle de variation a un effet considérable sur les valeurs de R_m (± 30 MPa).

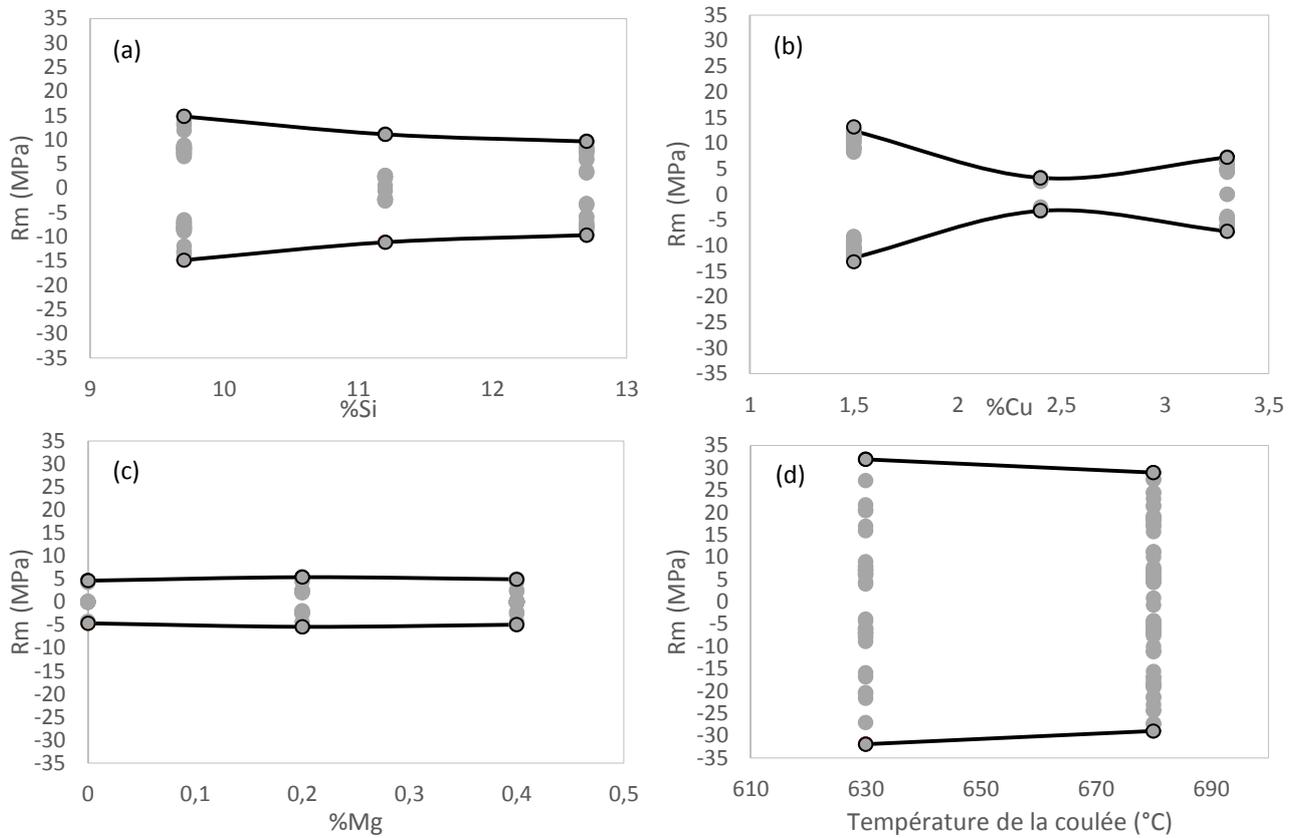


Figure 89 : Incertitude sur modèle de R_m par rapport aux facteurs influents : (a) Si, (b) Cu, (c) Mg, (d) T

c) Allongement à la rupture

Concernant l'allongement à la rupture, les petites variations du silicium, du cuivre et du magnésium varient peu les valeurs de cette caractéristique ($\leq 0,2\%$).

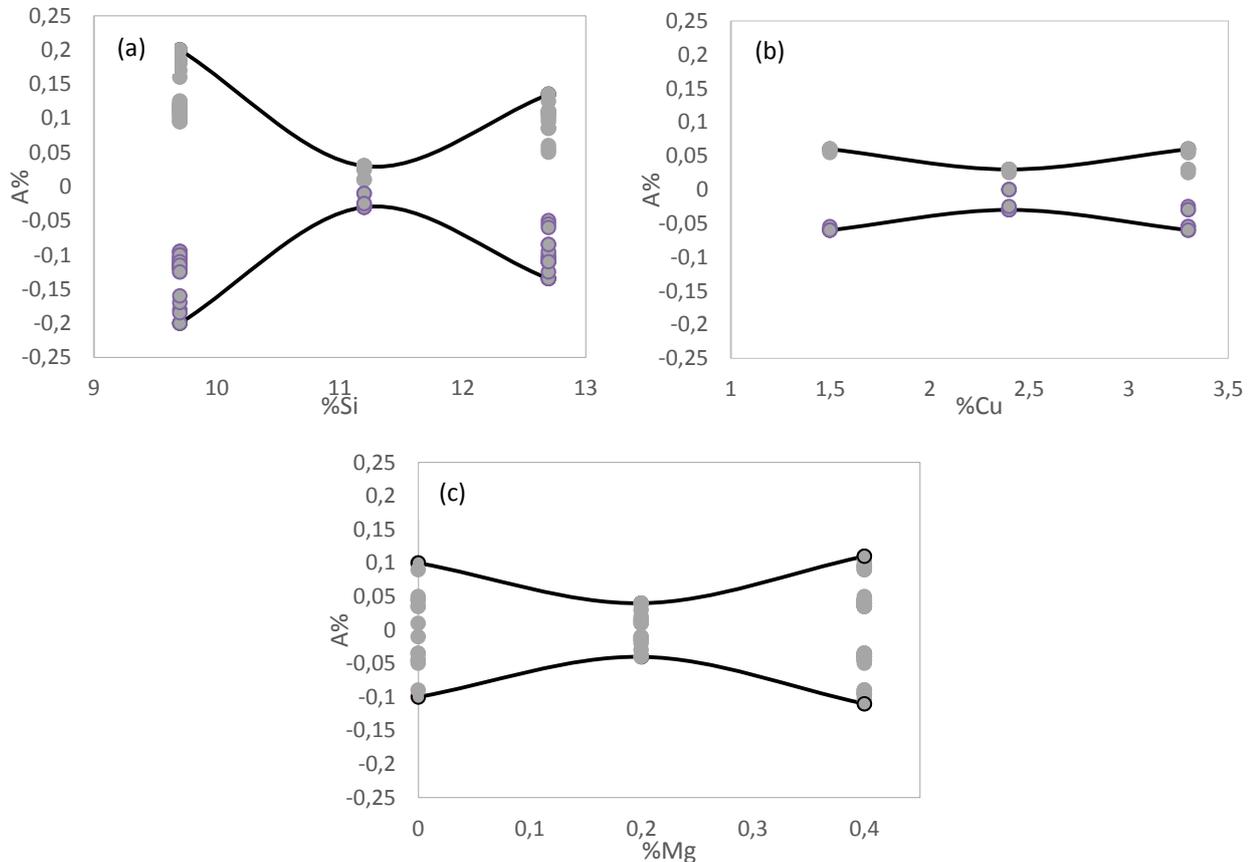


Figure 90 : Incertitude sur modèle de A% par rapport aux facteurs influents : (a) Si, (b) Cu, (c) Mg

3. Bilan

L'analyse statistique établie dans ce chapitre nous permet de quantifier statistiquement l'effet des variables considérées comme facteurs d'entrée sur les propriétés mécaniques étudiées (module d'Young, dureté, limite élastique, résistance à la traction et allongement à la rupture), voir tableau 33. Ainsi, nous avons aussi pu calculer le pourcentage de contribution de chaque variable influente dans la variabilité de la caractéristique de sortie et construire des modèles polynomiaux liant chacune des caractéristiques étudiées aux facteurs influents.

Propriétés mécaniques	Pourcentages de contribution (Pc)														
	Si	Cu	Mg	T	P	Si ²	Cu ²	Mg ²	%p	SixMg	CuxMg	SixCu	CuxT	SixT	Tx%p
Module d'Young	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
Dureté BRINELL		7	21	-	17	31	5	15	-	-	-	-	-	-	-
Rp0,2	5	13	21	6	-	-	8	-	-	17	8	7	4	3	-
Rm	7	-	12	9	-	6	6	-	13	15	-	-	8	-	18
A%	8	8	12	-	-	7	-	-	36	7	6	-	-	-	-

Tableau 33 : Synthèse des contributions des paramètres influents dans la variation des réponses

Les principales conclusions concernant l'influence des éléments d'alliage, de la température de coulée, de la pression sur le métal et de la porosité sont les suivantes :

Effet des éléments d'alliage

- Les éléments d'alliage n'ont pas d'influence significative statistiquement sur la variabilité du module d'Young dans le domaine de variation étudié de ces éléments.
- Le magnésium augmente la dureté (Pc=21%), la limite élastique (Pc=21%), et la résistance à la traction (Pc=12%) et diminue l'allongement à la rupture (Pc=12%). Ceci peut être dû à l'effet du magnésium sur la morphologie des phases Al-Si constaté précédemment. En effet, les alliages sans magnésium présentent une structure en plaquettes de la phase eutectique Al-Si, contrairement aux alliages avec une teneur en Mg de 0,4 qui présentent une structure globulaire et plus homogène de ces phases (chapitre III). Remarquons aussi que le terme quadratique de cet élément contribue dans la variabilité de la dureté mais avec un pourcentage de contribution (Pc=15%) inférieur à celui du terme simple. En effet, l'excès du pourcentage massique en Mg diminue la dureté. Ceci est dû à la formation de petites particules grises AlCuMgSi qui se forment à la fin de la réaction eutectique ternaire Al-Al₂Cu [77] et qui se développent à proximité des phases Al₂Cu comme constaté par l'analyse de nos alliages à 0,4% de Mg (voir troisième chapitre, paragraphe IV.3). En effet, une teneur élevée en Mg (0,4% dans le cas de notre étude) diminue la quantité de Cu disponible dans l'alliage pour la formation des composés Al₂Cu et diminue par conséquent la dureté. Ceci est en accord avec les résultats des travaux de Yang et al. [15].
- Comme indiqué précédemment, le cuivre favorise la formation d'intermétalliques Al₂Cu et augmente ainsi la dureté (Pc=7%) et la limite élastique Rp0,2 (Pc=13%) de l'alliage. Mais les composés riches en Cu peuvent favoriser la formation de retassures et diminuer ainsi Rm (Pc (Cu²)=6%). En effet, ils se forment à la fin de la solidification et bloquent l'alimentation des zones inter-dendritiques en liquide (comme montré figure 91). Ceci est en accord avec les résultats obtenus par Shabestari et al. [22].

- Un pourcentage massique élevé en silicium augmente la dureté et la résistance à la traction et diminue A%. On note un pourcentage de contribution de 31%, de 6% et de 7% du terme quadratique du silicium Si^2 dans la variabilité respectivement de la dureté, Rm et A%. Ceci est expliqué par le fait que pour les alliages hyper-eutectiques (%Si entre 11,2% et 12,7% dans le cas de notre étude), des particules pro-eutectiques de Si sont formées qui sont des particules dures qui durcissent le matériau [76]. Selon Bäckerüd et al. [5], pour les alliages hypo-eutectiques, au-dessous de la concentration eutectique en Si ($\approx 12\%$), l'aluminium précipite à partir du liquide en tant que phases primaires, sous forme de dendrites. Alors qu'au-dessus de cette concentration, des particules de silicium primaire se forment à partir du liquide de refroidissement. Ces particules de Si sont présentes dans nos alliages dont la teneur en Si est supérieure à 11%. Toutefois, le terme simple du silicium diminue Rm (Pc=7%) et A% (Pc=8%) car à une teneur en Si inférieure à 11,2%, le silicium augmente la fraction de la phase eutectique et diminue celle de la phase α -Al [76]. Ceci cause la formation de composés eutectiques riches en fer β -AlFeSi. Ce qui détériore la limite élastique et la résistance à la traction des alliages Al-Si.

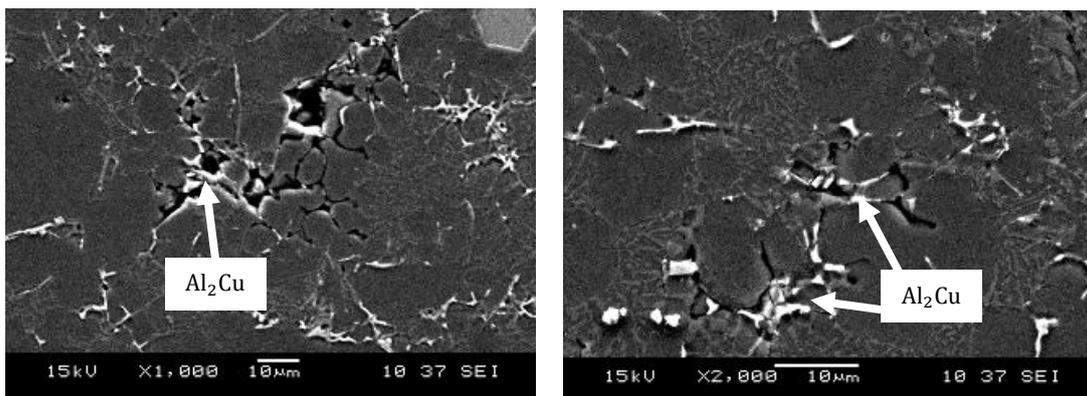


Figure 91 : Composés riches en Cu à basse pression

Effet de la pression

- La pression sur le métal participe à la variabilité de la dureté avec un pourcentage de contribution de 17%. La comparaison de la microstructure des alliages coulés à pression élevée avec ceux coulés à basse pression a montré qu'une pression élevée permet d'obtenir une microstructure plus homogène et plus fragmentée en raison des turbulences du métal en fusion. Sachant qu'une microstructure homogène et fragmentée permet d'avoir de bonnes propriétés mécaniques [47], l'augmentation de la pression augmente alors la dureté par l'intermédiaire de son effet sur la microstructure. Mais la pression ne semble pas influencer directement les caractéristiques de traction. Son influence sur ces caractéristiques n'est pas significative statistiquement. Cependant, la pression sur le métal a certainement un effet lié aux porosités sur Rm et A%, indépendamment de son effet sur la finesse de la microstructure. En effet, l'augmentation de la pression sur le métal permet d'éviter la formation des porosités

et comme on a introduit ce facteur parmi les facteurs d'entrée, l'effet de la pression sur le métal n'est pas visible sur les caractéristiques de traction R_m et $A\%$.

Effet de la température de coulée

- La température de la coulée joue un rôle très important dans la formation des composés intermétalliques riches en Fer. Ce paramètre d'injection a été étudié dans la littérature [7], les composés intermétalliques riches en fer ont des points de fusion élevés et si le métal est maintenu dans le four à basse température, ces composés cristallisent et se développent dans le métal liquide avant la coulée du métal. En raison de leur densité élevée, ces composés tombent dans le fond du four et, s'ils sont puisés, ils se retrouvent dans les pièces coulées, agissant comme des points durs. Les principaux composés intermétalliques riches en fer qui se forment dans les alliages Al-Si sont : β -AlFeSi sous forme d'aiguilles grossières et α -AlFeMnSi sous forme de polyèdres grossiers [5]. Ces phases, en particulier les β , contribuent à la fragilisation des pièces coulées. La phase α -AlFeMnSi est considérée moins nocive pour les propriétés mécaniques par rapport à la phase β -AlFeSi [7, 88]. Ainsi, la transformation des phases β en phase α est avantageuse d'un point de vue des propriétés mécaniques.
- La température affecte également la morphologie de la phase dendritique des alliages Al-Si-Cu. La caractérisation de la microstructure a montré que la taille de la phase dendritique α -Al à haute température est plus petite et plus homogène que celle obtenue à basse température. Selon Santos et al. [47], ceci est lié à l'injection du métal à faible température. Pour les températures d'injection élevées (≥ 660 °C), le processus de solidification se produit à l'intérieur du moule avec des dendrites formées, petites et bien définies. Alors qu'à faible température d'injection (< 640 °C), la perte de chaleur pendant la phase de remplissage peut provoquer le commencement du processus de solidification avant l'injection du métal dans le moule. Ceci explique la non homogénéité de la taille des dendrites qui sont également plus grossières que celles obtenues à haute température. Le paramètre température de coulée augmente les caractéristiques de traction R_m et $R_{p0,2}$ avec un pourcentage de contribution de 6% et de 9% respectivement.

Effet du couplage des paramètres matériau/procédé

- Le cuivre interagit avec le silicium et avec le magnésium pour diminuer $R_{p0,2}$ ($P_{C(Si \times Mg)} = 17\%$, ($P_{C(Si \times Cu)} = 7\%$, ($P_{C(Cu \times Mg)} = 8\%$) et R_m ($P_{C(Si \times Mg)} = 15\%$). Les contributions de ces interactions sont liées à la formation des particules Si et des composés intermétalliques $AlMgCuSi$ et Al_2Cu . En effet, à 12,7% de Si, des particules primaires de Si consomment la quantité de Si disponibles dans l'alliage et diminue ainsi la fraction des phases eutectiques Al-Si. Et comme les phases Al_2Cu se forment dans les zones interdendritiques en fin de solidification, on a alors moins d'espace pour la formation de ces composés. Alors qu'à bas pourcentage massique en Si (9,7%) et à une teneur inférieure à 0,38% en Mg, les particules primaires de Si ne se forment pas, le cuivre est utilisé alors pour la formation des composés Al_2Cu . Lorsque la teneur en Mg est supérieure à 0,38%, les composés intermétalliques $AlMgCuSi$ se forment avant l'eutectique Al- Al_2Cu . Ce qui diminue la quantité du cuivre disponible pour la formation des composés Al_2Cu .
- L'effet de la pression sur la formation des porosités peut être influencé par les teneurs des éléments d'alliage. En présence d'une teneur élevée en silicium et à faible teneur en Cu (alliage C, figure 70), la diminution de la pression augmente significativement la porosité (en particulier les soufflures) contrairement à l'alliage B avec une teneur plus élevée en Cu. En effet, si la réduction de la pression augmente la taille des porosités gazeuses, les phases riches en Cu qui se forment à la fin de la solidification limitent leur croissance.
- La basse température de coulée (630°C) favorise la formation des composés intermétalliques riches en fer. Mais un pourcentage élevé en Cu permet de transformer les phases β en phases α et ainsi éviter l'effet fragilisant des phases β sur les propriétés mécaniques. En effet, l'analyse de la composition chimique de ces deux phases a montré que le Cu contribue à la formation des phases α alors que les phases β ont plus besoin de Si pour se former. Ceci est bien validé par les contributions des interactions $Cu \times T$ et $Si \times T$ dans la variabilité de $R_{p0,2}$ et R_m prouvée statistiquement. Ces interactions expliquent bien la valeur élevée de la résistance à la traction de l'alliage B (192 MPa) par rapport aux deux autres alliages E et C (180MPa et 179MPa) à basse température.
- La diminution de la température de la coulée augmente aussi considérablement le pourcentage de porosités et diminue par conséquent R_m . Selon Fang et al. [89], à haute température de coulée, le métal reste à l'état liquide pendant une durée plus longue, ce qui permet de compenser le retrait du métal pendant la solidification, et ainsi réduire la porosité de type retassures. Ce qui est en accord avec la grande contribution constatée de l'interaction $T \times p$ ($P_c=18\%$).
- La porosité est le paramètre le plus influent sur A% avec un pourcentage de contribution de 36%.

- En résumé, le tableau 34 reprend les contributions des variables d'entrée sur les caractéristiques mécaniques déterminées statistiquement ; si la contribution est expliquée par l'analyse microstructure et de la santé matière, la case apparaît en vert, si elle est non expliquée, la case apparaît en rouge.

Propriétés mécaniques	Pourcentages de contribution (Pc)														
	Si	Cu	Mg	T	P	Si ²	Cu ²	Mg ²	%p	SixMg	CuxMg	SixCu	CuxT	SixT	Tx%p
Module d'Young	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
Dureté BRINELL		7	21	-	17	31	5	15	-	-	-	-	-	-	-
Rp0,2	5	13	21	6	-	-	8	-	-	17	8	7	4	3	-
Rm	7	-	12	9	-	6	6	-	13	15	-	-	8	-	18
A%	8	8	12	-	-	7	-	-	36	7	6	-	-	-	-

Tableau 34 : Synthèse des contributions des paramètres influents dans la variation des réponses, expliquées (en vert), non expliquées (en rouge)

En comparant les trois alliages, la figure 92, qui représente la variation de Rm et de la porosité pour les trois alliages B, C et E en fonction des paramètres procédé, met en évidence la grande sensibilité des deux alliages E et C à la dégradation des paramètres procédé (température de coulée et pression sur le métal), contrairement à l'alliage B (3,2% de Cu) qui est plus « robuste » par rapport aux paramètres procédé. En effet, la réduction de la pression n'influence pas le pourcentage de porosité et a une influence négligeable sur Rm mais elle augmente considérablement la porosité des alliages E et C et diminue, par conséquent, leur résistance à la traction

Notons aussi qu'en diminuant la température de la coulée et même avec des pourcentages élevés de porosités, l'alliage B présentent une Rm très proche de la valeur acceptable par le cahier de charges Renault (200 MPa).

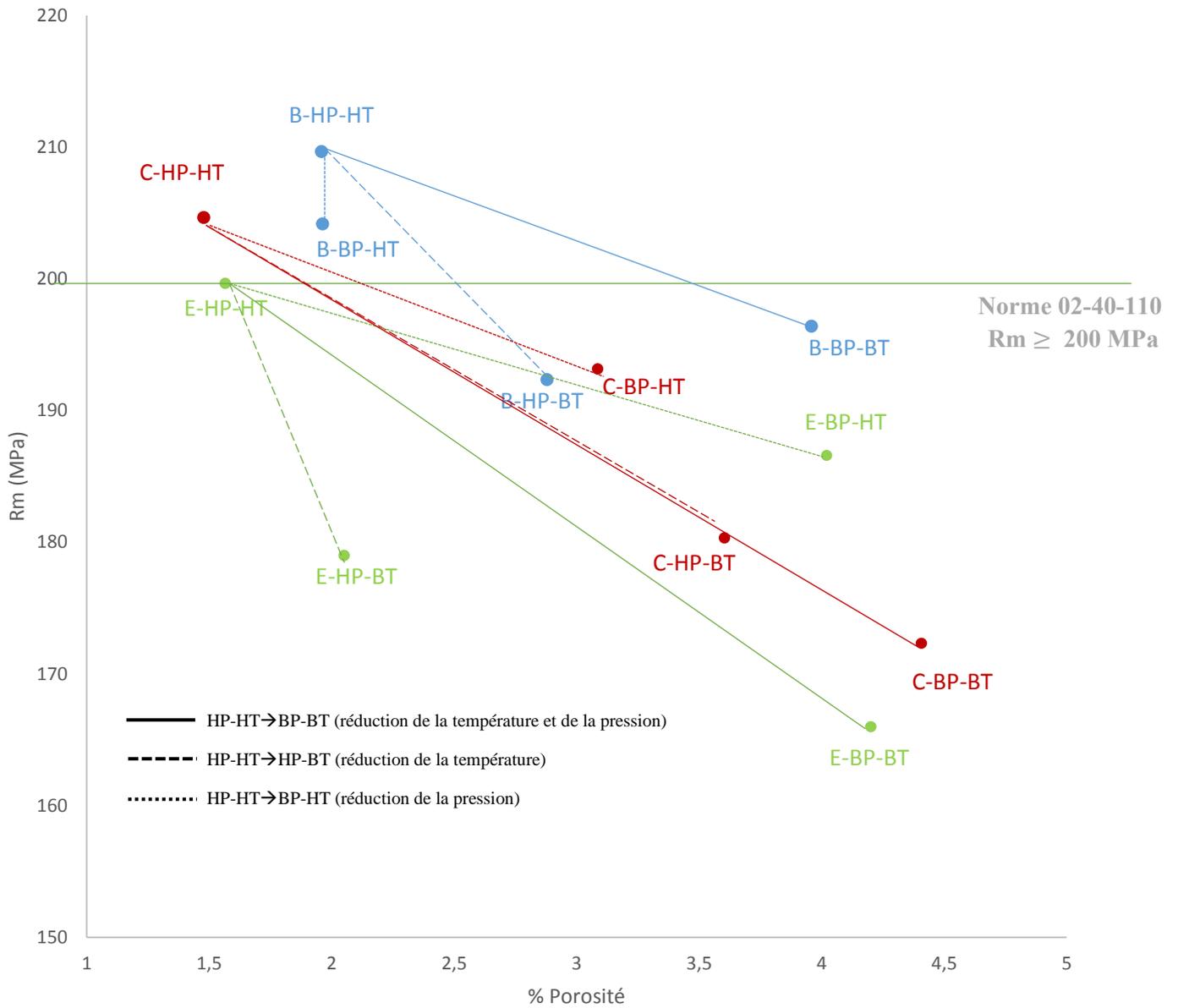


Figure 92 : variation de Rm et de la porosité pour les trois alliages B, E et C et en fonction des paramètres procédé (température et pression)

IV. Conclusion

Dans l'objectif de déterminer la variabilité matériau/procédé et de corrélérer cette variabilité avec les propriétés de pièces en alliages d'Al-Si-Cu coulées en fonderie, l'effet du couplage matériau/procédé sur les caractéristiques mécaniques (module d'Young, dureté, $R_{p0,2}$, R_m et $A\%$), la microstructure et la santé matière a été étudié dans la première partie de ce chapitre. La seconde partie consiste à quantifier statistiquement l'effet de chacun des facteurs Matériau/Procédé/Produit sur ces caractéristiques. Cette deuxième partie a permis aussi de révéler les différentes interactions qui se produisent entre les facteurs du triptyque matériau/procédé/produit et de corrélérer les paramètres jugés influents avec les propriétés mécaniques à travers des modèles de régression.