

UNIVERSITÉ DU QUÉBEC À CHICOUTIMI

THÈSE PRÉSENTÉE À

L'UNIVERSITÉ DU QUÉBEC À CHICOUTIMI

COMME EXIGENCE PARTIELLE

DU DOCTORAT EN INGÉNIERIE

Par

Mathieu Paradis

Performance des pièces coulées selon le procédé de la mousse perdue

à partir des alliages Al-Mg-Si et Al-Cu

Février 2010

Résumé

De nos jours, les constructeurs automobiles cherchent à augmenter la performance de leurs véhicules et à diminuer les émissions polluantes. Un des moyens pour y parvenir est de diminuer la masse de leurs véhicules. Pour ce faire, ils ont recourt aux polymères (vinyle, ABS...), aux matériaux composites (fibre de verre, fibre de carbone présent dans certains véhicules...) et des métaux légers (aluminium, magnésium et titane). L'utilisation de l'aluminium dans la fabrication des moteurs est une excellente façon de diminuer la masse des véhicules. Le procédé utilisé par plusieurs constructeurs pour fabriquer ces pièces est celui de la mousse perdue qui s'avère être une technique peu dispendieuse, rapide et efficace. La grande différence entre le procédé de la mousse perdue et les autres procédés de mise en forme est essentiellement l'absence de cavité vide. En effet le modèle de polystyrène utilisé pour fabriquer le moule employé lors du procédé de la mousse perdue persiste jusqu'à la coulée du métal. La dégradation du modèle de polystyrène introduit des nouveaux paramètres dans les équations du remplissage et de la solidification qui, couplés au traitement du métal liquide, auront des répercussions sur la microstructure et ultimement sur les propriétés mécaniques.

Le présent travail se veut une analyse des effets du traitement du métal liquide sur la microstructure et les propriétés mécaniques de pièces produites industriellement selon le procédé de la mousse perdue à partir des alliages Al-Si-Mg et Al-Cu. De plus, le travail permettra le transfert de technologie à travers une comparaison entre des coulées préparées sous des conditions idéales de laboratoire et celles produites actuellement dans l'industrie dans le but d'améliorer la qualité des produits.

Tout d'abord, les phases et les autres éléments microstructuraux des alliages employés (220, 356 et 357) ont été caractérisés à l'aide de l'analyse thermique. Ensuite, les effets du traitement du métal liquide (modification, affinage de grain et dégazage) des pièces produites selon le procédé de la mousse perdue sur leur microstructure et leurs propriétés mécaniques (traction et dureté) ont été évalués et puis comparés à d'autres échantillons provenant de différents types de moules (métallique standard ASTM B108, métallique à section large et solidification dirigée).

L'étude des effets des paramètres de coulée sur la microstructure des alliages 356, 357 et 220 produits selon le procédé de la mousse perdue a été menée en employant plusieurs techniques d'analyse : la microscopie optique, l'analyse d'images et la microscopie électronique à balayage. Les effets sur les propriétés mécaniques ont également été évalués à travers une analyse exhaustive d'éprouvettes d'essai de traction.

À la lumière des résultats obtenus, il a été observé que la composition chimique de l'alliage mère de strontium n'avait aucun effet sur la microstructure et sur les propriétés mécaniques des alliages employés.

La valeur de l'espace interdendritique secondaire pour l'assise des boulons de culasse est d'environ 68 μm comparativement à 52 μm pour la chambre de combustion. Cette différence démontre l'existence de plusieurs vitesses de solidification à l'intérieur d'une même pièce. Le moule métallique à section large donne une vitesse de refroidissement similaire à celle observée dans la chambre de combustion puisque la valeur de l'espace interdendritique secondaire est de 56 μm . Les vitesses de solidification pour l'assise des boulons de culasse et pour le troisième niveau (100 mm) du moule à solidification dirigée sont identiques puisqu'ils ont la même valeur d'espace interdendritique secondaire.

L'augmentation de la taille des particules de silicium eutectique en présence de bore et de strontium démontre que ces derniers réagissent ensemble pour former le composé SrB₆ qui réduit les effets propres à chacun de ces deux éléments, c'est-à-dire qu'en présence de ces deux éléments, l'affinage des grains et la modification de l'eutectique sont compromis. L'observation faite pour tout les types de moules démontre également l'indépendance de cette interaction à la vitesse de solidification.

Le refroidissement rapide du métal provoque une diminution de la taille des particules eutectiques à l'état brut de coulée. Cependant, le traitement T6 peut annuler cet effet si les particules eutectiques entrent dans la phase de croissance. La croissance des particules de silicium eutectique n'est pas aussi rapide dans l'assise des boulons de culasse que dans la chambre de combustion et démontre que la taille de ces particules dépend grandement de la géométrie de la pièce.

L'hydrogène joue un rôle prédominant sur la formation de la porosité. Par contre, le modèle en mousse laisse une empreinte sous la forme de trous qui peuvent être confondus avec les pores ou les retassures. Cette empreinte est surtout présente pour les échantillons provenant de la chambre de combustion en raison de leur faible épaisseur ($\approx 10\text{mm}$). De plus, la vitesse de solidification affecte la porosité en réduisant le temps nécessaire à la formation de celle-ci. Ainsi, une vitesse de solidification élevée générera moins de pores. Toutefois, un autre phénomène tout aussi important apporte une contribution non négligeable à la formation de la porosité : la ségrégation de l'hydrogène qui se produit en avant du front de solidification. Ainsi, la porosité est contrôlée par une combinaison entre le niveau d'hydrogène et la vitesse de solidification comme démontré par les résultats obtenus du moule à solidification dirigée.

Les valeurs de la dureté et de la limite d'élasticité varient selon la composition chimique de l'alliage employé. Des gains de 17% et 24 % sont observés pour la dureté et la limite d'élasticité pour l'alliage 357 par rapport à l'alliage 356. Cette différence est causée par les différentes concentrations de magnésium qui, sous l'action du traitement thermique T6, précipitent sous la forme de Mg₂Si. La dureté de l'alliage 220 augmente de 18% et la limite d'Élasticité de 15% par rapport à celle mesurée pour l'alliage 356. Dans ce cas, la phase durcissante Al₂Cu est responsable de cet accroissement. Tous ces accroissements de la valeur de la dureté sont indépendants du type de moule employé.

L'ajout d'hydrogène diminue la dureté d'environ 25%, tous alliages confondus et toutes techniques de mise en forme confondues. De plus, l'hydrogène détériore la ductilité en causant une fragilisation qui se manifeste par une décohésion accentuée au niveau des pores. La fragilisation des alliages d'aluminium dépend de la microstructure, du taux de déformation et de la température.

Les valeurs de la dureté et de la limite d'élasticité sont surtout contrôlées par le niveau de magnésium dans l'alliage, tandis que la ductilité est surtout contrôlée par la porosité et l'espace interdendritique secondaire.

La différence entre les résultats des paramètres mesurés obtenus pour les échantillons produits selon le procédé de la mousse perdue et ceux issus pour les autres types de moules est essentiellement causée par la porosité (retassure, hydrogène et résidus pyrolysés) et par l'espace interdendritique secondaire qui est 170% plus grand que celui mesuré pour le moule métallique standard.

Abstract

In modern times, automobile manufacturers seek to improve the performance of their vehicles as well as diminish pollutant emissions. One method of achieving this is to reduce the mass of the vehicle itself. Consequently, these manufacturers have turned to polymers (vinyl, ABS, etc.), composites (fibreglass, carbon fibres, etc.) as well as light metals (aluminum, magnesium and titanium). The use of aluminum in the fabrication of motors is an excellent way to decrease the overall mass of the vehicle. The fabrication technique employed by several automotive companies is lost-foam casting (LFC) which is itself is inexpensive, rapid and effective. The primary difference between lost-foam casting and other casting methods is the absence of the mold cavity. The polystyrene pattern used for the LFC mold is maintained until the final casting of the metal. The degradation of the polystyrene pattern introduces new parameters into the filling and solidification equations which, coupled with the handling of the liquid metal, will have repercussions on the microstructure, and, ultimately, on the mechanical properties.

The current study comprises an analysis of the effects of the handling of the liquid metal on the microstructure and mechanical properties of industrially-produced Al-Si-Mg and Al-Cu alloy castings using the lost-foam casting method. Moreover, this work allows for the transfer of technology by means of a comparison between castings prepared in a laboratory under ideal conditions and those actually produced in industry, in the hopes of ameliorating the quality of the end result products.

First of all, the phases and other microstructural elements of the alloys used (220, 356 and 357) were characterized using thermal analysis. Next, the effects of the handling of the liquid metal (modification, grain refinement and degassing) of the pieces produced via the LFC method on their microstructure and mechanical properties (tensile and hardness) were evaluated and compared to samples stemming from other types of molds (standard metallic ASTM B108, an L-shaped large section metallic mold, and a refractory mold which provided directional solidification).

A study of the effects of the casting parameters on the microstructures of the 356, 357 and 220 obtained from lost-foam casting was carried out using various analysis techniques including optical microscopy, image analysis and scanning electron microscopy. An extensive analysis of the mechanical properties was conducted using a large number of tensile samples. In light of the results obtained, it was observed that the chemical composition of the strontium master alloys used had no effect on the microstructure or the mechanical properties of the alloys studied.

The value of the secondary dendrite arm spacing (SDAS) for the bolt boss section is $\sim 68 \mu\text{m}$ compared to $52 \mu\text{m}$ for the combustion chamber section. This difference demonstrates the existence of different solidification rates inside the same casting. The large section metallic mold provides a similar cooling rate to that observed in the

combustion chamber, exhibiting an SDAS value of 56 μm . The solidification rates for the bolt boss section and for the third level (100 mm) of the refractory mold are identical as they exhibit the same SDAS value.

The increase in the size of eutectic silicon particles in the presence of boron and strontium demonstrate that these two elements react together to form the SrB_6 compound which reduces the respective effects of the individual elements. That is to say, the grain refinement and eutectic modification provided by boron and strontium are reduced. In addition, the microstructures of samples obtained from all mold types revealed that this interaction is independent of the solidification rate.

Rapid cooling of the metal brings about a reduction in the size of the eutectic silicon particles in the as-cast condition. However, the T6 heat treatment can cancel this effect if the silicon particles enter the growth phase. The growth of these particles in the bolt boss section is not as rapid as in the combustion chamber section, indicating that the Si particle size depends greatly on the geometry of the section of the casting in question.

Hydrogen plays a predominant role in the formation of porosity. On the other hand, the foam pattern leaves an impression on the casting surface which, having the appearance of pores, may be confused with actual gas or shrinkage pores. These impressions are mainly present for the samples coming from the combustion chamber section due to its narrow width (~10 mm). Moreover, the solidification rate affects the porosity by reducing the time required for it to form. Thus, a high rate of solidification generates fewer pores. In addition, another important phenomenon which contributes to the porosity formation is the segregation of hydrogen at the solidification front. Therefore, the occurrence of porosity is dictated by a combination of the hydrogen level present and the solidification rate employed, as was shown by the results obtained from the refractory mold which exhibited directional solidification.

The hardness values as well as the elastic limit vary according to the chemical composition of the alloy studied. Gains of 17% and 24% were observed for the hardness and elastic limit for the 357 alloy compared to the 356 alloy. This difference is attributed to the different concentrations of magnesium which, during the T6 heat treatment, precipitate as Mg_2Si . The hardness and elastic limit of the 220 alloy increased by 18% and 15%, respectively, compared to that measured for the 356 alloy. In this case, the hardening phase, Al_2Cu , is responsible for this increase. All increases in hardness are independent of the type of mold used.

The addition of hydrogen reduces the hardness by ~25%, regardless of the alloy or casting technique used. Moreover, due to the increased formation of porosity in the presence of H_2 , the alloy ductility is severely affected as fracture occurs much more easily. The fracture of the aluminum alloys will depend on the microstructure, strain rate used and the temperature of testing.

The difference in the results obtained for the measured parameters for samples produced using lost-foam casting and those obtained from other types of molds used in this study may essentially be attributed to the secondary dendrite arm spacing and porosity (shrinkage, hydrogen gas and residual gases from the burning of the foam), which is 170% larger than that measured for the standard metallic mold.

Remerciements

Je désire remercier et témoigner ma gratitude à mon directeur de recherche Monsieur Fawzy Hosny Samuel, professeur titulaire à l'Université du Québec à Chicoutimi et directeur de la chaire industrielle TAMLA, « Technologie avancée des métaux légers pour les applications automobiles », d'avoir accepté de diriger ce travail. Je lui suis reconnaissant de la confiance et du soutien qu'il m'a témoigné.

Je tiens à remercier Mesdames Lyne St-Georges et Agnès Marie Samuel, professeures à l'Université du Québec à Chicoutimi d'avoir accepté la codirection de ce travail. Je les remercie pour leur appui et leurs conseils. Ma profonde gratitude pour leur encadrement et son soutien efficace.

Je remercie également Alain Bérubé et Isabelle Guay pour leur travail de fonderie ainsi que pour la réussite des expériences. Je remercie également Monsieur Lang Shi (laboratoire des microanalyses, Sciences de la terre et des planètes), de l'Université McGill, pour l'analyse des alliages au moyen de la microsonde électronique, ainsi que madame Marion Sinclair pour la traduction du résumé.

Je souhaite exprimer toute ma gratitude aux organismes promoteurs de ce travail de recherche : le Conseil de recherche en sciences naturelles et génie du Canada (CRSNG). Je tiens à remercier finalement la corporation General Motors Powertrain (États-Unis et Canada) et la corporation Nemak (Mexique).

Table des matières

Résumé	i
Abstract	iv
Remerciements	vii
Table des matières.....	viii
Liste des figures	xii
Liste des tableaux.....	xxii
Chapitre 1 Introduction	1
1.1 Introduction	1
1.2 Problématique.....	3
1.3 Objectifs	4
Chapitre 2 Revue de la littérature	6
2.1 Introduction	6
2.2 Le procédé de la mousse perdue.....	6
2.2.1 Matériaux utilisés pour le modèle.....	7
2.2.2 La fabrication du modèle.....	9
2.2.3 Le vieillissement du modèle.....	11
2.2.4 L'assemblage des sections.....	11
2.2.5 L'enduisage et le séchage.....	13
2.2.6 L'ensevelissement.....	15
2.2.7 La coulée	16
2.2.8 Le retrait des pièces	27
2.3 Les avantages du procédé.....	27
2.4 Les inconvénients du procédé	28
2.5 Les défauts découlant du procédé de la mousse perdue.....	29
2.5.1 Les défauts externes	29
2.5.2 Les défauts internes.....	31
2.6 Distance interdendritique secondaire.....	44

2.7	L'affinage de grains et la modification	47
2.8	Le durcissement	49
2.9	Les propriétés mécaniques	52
Chapitre 3 Procédures expérimentales		54
3.1	Introduction	54
3.2	Le travail de fonderie	54
3.2.1	Les alliages	54
3.2.2	Les agents modifiants et affinant	55
3.2.3	L'hydrogène	56
3.2.4	Le traitement thermique	56
3.2.5	L'analyse thermique	57
3.2.6	La mousse perdue	60
3.2.7	Le moule métallique standard	62
3.2.8	Le moule métallique à large section	63
3.2.9	La solidification dirigée	64
3.3	La métallographie	65
3.4	Les essais mécaniques	67
3.4.1	Essai de traction	67
3.4.2	Indice de qualité	69
3.4.3	Essai de dureté Brinell	69
3.5	Les analyses complémentaires	70
3.5.1	Microscopie électronique à balayage	70
3.5.2	Analyse par microsonde électronique	71
3.5.3	Radiographie	72
3.6	L'analyse statistique	72
Chapitre 4 Métallographie et caractérisation		74
4.1	Introduction	74
4.2	Caractérisation des alliages à l'aide de l'analyse thermique	74
4.3	Effet du traitement du métal liquide sur la microstructure de la pièce coulée par le procédé de la mousse perdue	86
4.3.1	Effet de la concentration du strontium de l'agent modifiant	87
4.3.2	Effet de l'affinage au bore	92

4.3.3	Interaction bore/strontium	96
4.3.4	Effet de l'hydrogène	99
4.3.5	Effet de la vitesse de refroidissement	100
4.4	Validation des effets du traitement du métal liquide à l'aide d'autres techniques de mise en forme	111
4.4.1	Effet de la concentration du strontium de l'agent modifiant.....	112
4.4.2	Effet de l'affinage au bore.....	116
4.4.3	Effet de l'hydrogène	118
4.4.4	Effet de la vitesse de refroidissement	121
4.5	Évaluation de l'intégrité structurale par la radiographie.....	133
4.6	Discussion	136
	Chapitre 5 Essais mécaniques.....	138
5.1	Introduction	138
5.2	Effet du traitement du métal liquide sur la microstructure de la pièce coulée par le procédé de la mousse perdue.....	138
5.2.1	Effet de la composition de l'alliage	139
5.2.2	Effet de la concentration du strontium de l'agent modifiant.....	143
5.2.3	Effet de l'affinage au bore.....	143
5.2.4	Effet de l'hydrogène	144
5.3	Validation des effets du traitement du métal liquide à l'aide d'autres techniques de mise en forme	148
5.3.1	Effet de la composition de l'alliage	149
5.3.2	Effet de la concentration du strontium de l'agent modifiant.....	162
5.3.3	Effet de l'affinage au bore.....	163
5.3.4	Effet de l'hydrogène	166
5.3.5	Effet de la vitesse de refroidissement	169
5.4	Discussion	174
	Chapitre 6 Conclusions	176
	Recommandations.....	181
	Bibliographie	182

Annexe A Analyse de la covariance	196
Annexe B Distribution de F (5 %)	202
Annexe C Indice de qualité	205

Liste des figures

Figure 2.1	Mise en forme du modèle de polystyrène.....	11
Figure 2.2	Modèle assemblé à partir de différentes sections.....	12
Figure 2.3	Enduisage d'un modèle.....	15
Figure 2.4	Séchage de l'enduit réfractaire.....	15
Figure 2.5	Ensevelissement des modèles séchés.....	16
Figure 2.6	Défauts de coulée en fonction de la vitesse du front de métal liquide ³⁷	18
Figure 2.7	Schéma de l'interface modèle-métal lors de la coulée ⁴²	20
Figure 2.8	Solubilité de l'hydrogène dans l'aluminium ⁶⁴	33
Figure 2.9	Porosité causée par l'emprisonnement d'une bulle d'hydrogène.....	34
Figure 2.10	Porosité causée par le retrait du métal lors de la solidification.....	35
Figure 2.11	Morphologie du silicium eutectique dans un alliage Al-10%Si: (a) alliage non modifié, (b) alliage modifié avec Sr, (c) alliage surmodifié avec Sr.....	49
Figure 3.1	Coupe transversale du moule en graphite utilisé lors de l'analyse thermique	57
Figure 3.2	Bras robotisés utilisés pour recouvrir les modèles de polystyrène d'enduit réfractaire et pour remplir le moule d'aluminium liquide.....	61
Figure 3.3	Modèle en polystyrène d'une culasse.....	62
Figure 3.4	Emplacement des échantillons prélevés, la chambre de combustion en a) et l'assise des boulons de culasse en b).....	62
Figure 3.5	Moule permanent.....	63
Figure 3.6	Pièce coulée dans le moule permanent.....	63
Figure 3.7	Moule métallique à section large.....	64
Figure 3.8	Pièce produite par le moule métallique à section large.....	64

Figure 3.9	Vue de profil du moule à solidification dirigée.....	65
Figure 3.10	Système d'analyse d'images Clemex et microscope optique Leica.....	66
Figure 3.11	Schéma de l'éprouvette de traction.....	68
Figure 3.12	MTS 810 Système servohydraulique d'essai des matériaux.....	68
Figure 3.13	Appareil de dureté Brinell.....	70
Figure 3.14	Microsonde de Castaing (EPMA) JOEL WD/ED JXA-8900L.....	72
Figure 4.1	Courbe de la température en fonction du temps pour les alliages de base 220, 356 et 357 durant la solidification.....	75
Figure 4.2	Microstructure générale des alliages de base a) 356, b) 357 et c) 220.....	76
Figure 4.3	Courbe de la température en fonction du temps pour les alliages 356 affinés par le B (150 ppm) et non affinés.....	77
Figure 4.4	Taille des grains pour un alliage 356 de base et affiné par le bore (150ppm).77	
Figure 4.5	Courbe de la température en fonction du temps pour les alliages 356 modifiés (200 ppm Sr) et non modifiés.....	79
Figure 4.6	Diagramme de phases théorique du système Al-Si avec et sans agent modificateur (200 ppm Sr).....	79
Figure 4.7	Particules de la phase silicium eutectique indiquées par les flèches a) pour l'alliage non modifié et b) pour l'alliage modifié par le Sr.	80
Figure 4.8	Courbes de la température et de la première dérivée en fonction du temps pour l'alliage 356.....	83
Figure 4.9	Courbes de la température et de la première dérivée en fonction du temps pour l'alliage 357.....	83
Figure 4.10	Courbes de la température et de la première dérivée en fonction du temps pour l'alliage 220.....	84
Figure 4.11	Microconstituants de l'alliage 356 a) matrice α -Al, b) particules de la phase silicium eutectique, particules des phases intermétalliques c) α - $Al_{15}(Mn,Fe)_3Si_2$ et d) β - Al_5FeSi	84

Figure 4.12 Particules des phases intermétalliques a) α -Al ₁₅ (Mn,Fe) ₃ Si ₂ , b) Mg ₂ Si et c) β -Al ₅ FeSi dans l'alliage de base 357.....	85
Figure 4.13 Micrographies optiques montrant des particules des phases intermétalliques a) α -Al ₁₅ (Mn,Fe) ₃ Si ₂ et b) Al ₂ Cu dans l'alliage de base 220.....	86
Figure 4.14 Micrographie électronique montrant des particules des phases intermétalliques a) α -Al ₁₅ (Mn,Fe) ₃ Si ₂ et b) Al ₂ Cu dans l'alliage de base 220.....	86
Figure 4.15 Diagramme de phases du système binaire Al-Sr.....	88
Figure 4.16 Microstructure de l'alliage 356 dont les flèches indiquent certains endroits où la modification (Al-10%Sr) des particules de silicium eutectique est incomplète.....	89
Figure 4.17 Taille des particules de silicium des échantillons de l'assise des boulons de culasse pour l'alliage 356 coulé selon le procédé LFC en fonction de l'alliage mère de strontium employé.....	90
Figure 4.18 Porosité présente dans les échantillons de l'assise des boulons de culasse pour l'alliage 356 coulé selon le procédé LFC en fonction de l'alliage mère de strontium employé.....	91
Figure 4.19 Distance interdendritique secondaire des échantillons de l'assise des boulons de culasse pour l'alliage 356 coulé selon le procédé LFC en fonction de l'alliage mère de strontium employé.....	92
Figure 4.20 Micrographies optiques montrant la structure de l'alliage mère Al-4%B Les particules de AlB ₂ sont indiquées par les flèches.....	93
Figure 4.21 Distance interdendritique secondaire des échantillons de l'assise des boulons de culasse pour l'alliage 356 coulé selon le procédé LFC en fonction de l'affinage au bore.....	94
Figure 4.22 Morphologies de la phase dendritique α -Al de l'alliage 356 coulé selon le procédé de la mousse perdue: a) A03 et b) A04 (150 ppm B).....	94
Figure 4.23 Porosité présente dans les échantillons de l'assise des boulons de culasse pour l'alliage 356 coulé selon le procédé LFC en fonction de l'affinage au bore. .	95
Figure 4.24 Taille des particules de silicium des échantillons de l'assise des boulons de culasse pour l'alliage 356 coulé selon le procédé LFC en fonction de l'affinage au bore.....	96

Figure 4.25	Cartographie d'une particule de la phase SrB ₆ réalisée par la microsonde de Castaing.....	99
Figure 4.26	Porosité présente dans les échantillons de l'assise des boulons de culasse pour l'alliage 357 coulé selon le procédé LFC en fonction de la quantité d'hydrogène.....	100
Figure 4.27	Taille moyenne des pores présents dans les échantillons de l'assise des boulons de culasse pour l'alliage 356 coulé selon le procédé LFC en fonction de la quantité d'hydrogène.....	100
Figure 4.28	Distance interdendritique secondaire des échantillons de l'assise des boulons de culasse et de la chambre de combustion pour l'alliage 356 coulé selon le procédé LFC.....	102
Figure 4.29	Distance interdendritique secondaire des échantillons de l'assise des boulons de culasse et de la chambre de combustion pour l'alliage 357 coulé selon le procédé LFC.....	102
Figure 4.30	Micrographie montrant la distance interdendritique secondaire pour l'alliage 356 coulé selon le procédé LFC en fonction de l'épaisseur de la paroi : a) épaisse (5 cm) et b) mince (1 cm).	103
Figure 4.31	Taille des particules de silicium eutectique des échantillons de l'assise des boulons de culasse (BB) et de la chambre de combustion (CC) pour l'alliage 356 coulé selon le procédé LFC.....	104
Figure 4.32	Taille des particules de silicium eutectique pour les alliages 356 et 357 coulés par le procédé LFC en fonction de l'épaisseur de la paroi : épaisse (5 cm) et mince (1 cm).	104
Figure 4.33	Taille des particules de silicium eutectique pour l'alliage 356 modifié coulé dans un moule métallique à sections variables en fonction de la largeur de la section et des états bruts de coulée et après la mise en solution.	106
Figure 4.34	Schématisation du développement des particules de silicium eutectique lors d'une mise en solution.....	108
Figure 4.35	Schématisation du mécanisme de dilution d'Ostwald: a) avant la mise en solution, b) les petites particules se dissolvent, c) les plus grosses particules croissent grâce au silicium libéré par les plus petites et se fusionnent.....	109

Figure 4.36 Porosité présente dans les échantillons de l'assise des boulons de culasse et de la chambre de combustion pour l'alliage 356 coulé selon le procédé LFC..	110
Figure 4.37 Taille des particules de silicium eutectique pour l'alliage 356 coulé dans le moule métallique standard.....	113
Figure 4.38 Taille des particules de silicium eutectique pour l'alliage 357 coulé dans le moule métallique standard.....	113
Figure 4.39 Microstructure des particules de silicium eutectique pour les alliages 356 modifiés (Al-Sr a) 3% et b) 10%) et c) non modifié coulés dans le moule métallique standard pour la condition T6.	114
Figure 4.40 Microstructure des particules de silicium eutectique pour l'alliage 356 coulé dans le moule métallique standard pour les conditions a) as-cast et b) T6...	114
Figure 4.41 Taille des particules de silicium eutectique pour l'alliage 356 coulé dans le moule métallique à section large.....	115
Figure 4.42 Taille des particules de silicium eutectique pour l'alliage 357 coulé dans le moule métallique à section large.....	116
Figure 4.43 Proportion de la porosité pour les alliages 220, 356 et 357 coulés dans le moule métallique à section large en fonction du niveau de bore.	117
Figure 4.44 Longueur moyenne des pores pour les alliages 220, 356 et 357 coulés dans le moule métallique à section large en fonction du niveau de bore.	118
Figure 4.45 Longueur maximale des pores pour les alliages 220, 356 et 357 coulés dans le moule métallique à section large en fonction du niveau de bore.	118
Figure 4.46 Proportion de la porosité pour l'alliage 357 coulé dans le moule standard..	119
Figure 4.47 Proportion de la porosité des échantillons de l'alliage 356 coulés dans le moule métallique à section large en fonction du niveau d'hydrogène.	120
Figure 4.48 Micrographies d'échantillons d'alliage 356 correspondant aux faible et haut niveaux d'hydrogène, respectivement.....	121
Figure 4.49 Distance interdendritique secondaire moyen pour l'alliage 356 coulé dans le moule métallique standard.	122

Figure 4.50	Distance interdendritique secondaire moyen pour l'alliage 357 coulé dans le moule métallique standard.....	122
Figure 4.51	Distance interdendritique secondaire moyen pour l'alliage 356 coulé dans le moule métallique à section large.....	124
Figure 4.52	Distance interdendritique secondaire moyen pour l'alliage 357 coulé dans le moule métallique à section large.....	124
Figure 4.53	Réseau dendritique pour les échantillons provenant a) de la mousse perdue, b) du moule standard et c) du moule métallique à section large, respectivement.	125
Figure 4.54	Distance interdendritique secondaire moyen pour l'alliage 356 coulé dans le moule à solidification dirigée.....	126
Figure 4.55	Distance interdendritique secondaire moyen pour l'alliage 357 coulé dans le moule à solidification dirigée.....	127
Figure 4.56	Distance interdendritique secondaire pour les alliages 356 et 357 coulés dans le moule à solidification dirigée en fonction de la distance entre le refroidisseur.....	127
Figure 4.57	Microstructure montrant le réseau dendritique pour l'alliage 356 coulé dans le moule à solidification dirigée en fonction de la distance entre le refroidisseur a) 10mm, b) 50mm et c) 100mm.....	128
Figure 4.58	Taille des particules de silicium eutectique pour les alliages 356 et 357 coulés dans le moule à solidification dirigée en fonction de la distance entre le refroidisseur.....	129
Figure 4.59	Taille des particules de silicium eutectique pour l'alliage 356 coulés dans le moule à solidification dirigée en fonction du niveau de strontium.	129
Figure 4.60	Taille des particules de silicium eutectique pour l'alliage 356 coulé dans le moule à solidification dirigée en fonction de la distance du le refroidisseur.130	130
Figure 4.61	Taille des particules de silicium eutectique pour l'alliage 357 coulé dans le moule à solidification dirigée en fonction de la distance entre le refroidisseur.	130

Figure 4.62	Proportion de la porosité pour les alliages 220, 356 et 357 coulés dans le moule à solidification dirigée (tous les niveaux confondus) en fonction du niveau d'hydrogène	132
Figure 4.63	Proportion de la porosité pour les alliages 220, 356 et 357 coulés dans le moule à solidification dirigée en fonction de la distance entre le refroidisseur.	132
Figure 4.64	Microstructure provenant d'une pièce de l'alliage 356 produite dans le moule à solidification dirigée, les flèches indiquent des pores correspondant aux niveaux a) 1 (10mm), b) 2 (50mm) et c) 3 (100mm), respectivement.	133
Figure 4.65	Radiographies des pièces produites par le moule à solidification dirigée (de gauche à droite et de haut en bas: C09, A09, B09, C11, A11, B11 respectivement).	135
Figure 4.66	Radiographies des pièces produites par le moule métallique à section large (de haut en bas : A09 et A11 respectivement).	136
Figure 5.1	Dureté Brinell des échantillons des alliages 356 et 357 coulés selon le procédé de la mousse perdue.....	140
Figure 5.2	Limite ultime pour les éprouvettes des alliages 356 et 357 coulées selon le procédé de la mousse perdue.....	141
Figure 5.3	Limite élastique pour les éprouvettes des alliages 356 et 357 coulées selon le procédé de la mousse perdue.....	141
Figure 5.4	La déformation à la rupture pour les éprouvettes des alliages 356 et 357 coulées selon le procédé de la mousse perdue	142
Figure 5.5	Limite ultime à la traction des échantillons de l'alliage 357 issus du procédé de la mousse perdue en fonction de la concentration de l'alliage mère de strontium.	143
Figure 5.6	Déformation à la rupture des échantillons de l'alliage 356 issus du procédé de la mousse perdue en fonction de la concentration de bore.	144
Figure 5.7	Déformation à la rupture pour les éprouvettes de l'alliage 356 coulées selon le procédé de la mousse perdue en fonction du niveau d'hydrogène (SDAS 68 μm).	146

Figure 5.8	Déformation à la rupture pour les éprouvettes de l'alliage 357 coulées selon le procédé de la mousse perdue en fonction du niveau d'hydrogène (SDAS 68 μm)	146
Figure 5.9	Indice de qualité des échantillons des alliages 356 et 357 produits selon le procédé de la mousse perdue en fonction du niveau d'hydrogène.....	147
Figure 5.10	Dureté Brinell des échantillons coulés dans le moule métallique standard pour les alliages 356 et 357 (SDAS 26 μm)	150
Figure 5.11	Dureté Brinell des échantillons coulés dans le moule métallique standard pour les alliages 356 et 357 (SDAS 26 μm)	151
Figure 5.12	Dureté Brinell des échantillons de l'alliage 356 coulés dans le moule métallique à section large (SDAS 50 μm)	152
Figure 5.13	Dureté Brinell des échantillons de l'alliage 357 coulés dans le moule métallique à section large (SDAS 50 μm)	152
Figure 5.14	Dureté Brinell des échantillons de l'alliage 220 coulés dans le moule métallique à section large (SDAS 50 μm)	153
Figure 5.15	Dureté Brinell des échantillons de l'alliage 356 coulés dans le moule à solidification dirigée (SDAS 50 μm).....	154
Figure 5.16	Dureté Brinell des échantillons de l'alliage 357 coulés dans le moule à solidification dirigée (SDAS 50 μm).....	154
Figure 5.17	Dureté Brinell des échantillons de l'alliage 220 coulés dans le moule à solidification dirigée (SDAS 50 μm).....	155
Figure 5.18	Limite ultime (LU), limite élastique (LÉ) et déformation à la rupture pour les éprouvettes standards de l'alliage 356 (SDAS 26 μm)	155
Figure 5.19	Porosité présente dans une éprouvette standard de la condition A05.	156
Figure 5.20	Particule de la phase Mg_2Si sous la forme de script chinois dans l'alliage 357.	157
Figure 5.21	Limite ultime, limite élastique et déformation à la rupture pour les éprouvettes standards de l'alliage 357 (SDAS 26 μm).....	157
Figure 5.22	Particule de la phase Al_2Cu présente dans l'alliage 220.	158

Figure 5.23 Limite ultime, limite élastique et déformation à la rupture pour les éprouvettes standards de l'alliage 220 (SDAS 26 μm).....	159
Figure 5.24 Limite ultime, limite élastique et déformation à la rupture pour les éprouvettes à section large de l'alliage 356 (SDAS 50 μm)	160
Figure 5.25 Limite ultime, limite élastique et déformation à la rupture pour les éprouvettes à section large de l'alliage 357 (SDAS 50 μm)	160
Figure 5.26 Limite ultime, limite élastique et déformation à la rupture pour les éprouvettes à section large de l'alliage 220 (SDAS 50 μm)	161
Figure 5.27 Dureté Brinell des échantillons de l'alliage 357 coulés dans le moule métallique à section large en fonction du niveau de strontium (SDAS 50 μm).	163
Figure 5.28 Dureté Brinell des échantillons de l'alliage 356 coulés dans le moule métallique à section large en fonction du niveau de bore (SDAS 50 μm) ..	164
Figure 5.29 Déformation à la rupture des échantillons de l'alliage 356 produits dans le moule métallique standard en fonction de la concentration de bore.	165
Figure 5.30 Déformation à la rupture des échantillons de l'alliage 357 produits dans le moule métallique standard en fonction de la concentration de bore.	165
Figure 5.31 Déformation à la rupture des échantillons de l'alliage 220 produits dans le moule métallique standard en fonction de la concentration de bore.	166
Figure 5.32 Dureté Brinell des échantillons coulés dans le moule métallique standard pour l'alliage 357 en fonction de l'hydrogène (SDAS 26 μm).....	167
Figure 5.33 Déformation à la rupture pour les éprouvettes de l'alliage 356 coulées dans le moule à solidification dirigée en fonction du niveau d'hydrogène (SDAS 33 μm).	168
Figure 5.34 Déformation à la rupture pour les éprouvettes de l'alliage 356 coulées dans le moule à solidification dirigée en fonction du niveau d'hydrogène (SDAS 63 μm).	169
Figure 5.35 Dureté des éprouvettes de l'alliage 356 en fonction du type de moule employé.	170

Figure 5.36	Limite ultime des éprouvettes de l'alliage 356 en fonction du type de moule employé.....	172
Figure 5.37	Déformation à la rupture des éprouvettes de l'alliage 356 en fonction du type de moule employé.....	172
Figure 5.38	Indice de qualité des échantillons des alliages 220, 356 et 357 en fonction des différents procédés de mise en forme.	174
Figure C.1.	Diagramme LU-Déformation des alliages Al-7Si-Mg avec deux séries de lignes:les <i>iso-Q</i> qui représentent les lignes de même qualité et les <i>iso-LÉ</i> qui représentent les lignes de même limite d'élasticité. ¹⁴⁶	206
Figure C.2.	Graphique log-log de la courbe vraie contrainte vraie déformation ¹⁶⁵	208
Figure C.3.	Différentes formes de l'équation $\sigma = K\varepsilon n$ ¹⁶⁵	208
Figure C.4.	Courbes d'écoulement d'échantillons de l'alliage A356 à différentes conditions. Les lignes pointillées représentent l'équation $\sigma = K\varepsilon n$ avec $K = 430 \text{ MPa}$ et des valeurs de n données. ¹⁶²	209
Figure C.5.	La charte d'indice de la qualité proposée par Cáceres, les traits pleins: les courbes d'écoulement calculées à partir de l'équation [8] avec $K = 430 \text{ MPa}$ et différentes valeurs de n . Les traits pointillés: les lignes <i>iso-q</i> calculées à partir de l'équation [9] pour plusieurs valeurs de q . La ligne $q=1$ indique le point de striction. ¹⁶⁰	211
Figure C.6.	Une charte de l'indice de qualité pour l'alliage A356. Les lignes pointillées sont les <i>iso-Q</i> et les <i>iso-LÉ</i> calculées avec les équations [1] et [2] respectivement. Les lignes pleines sont les courbes d'écoulements et les <i>iso-q</i> calculés avec les équations [8] et [9] respectivement. ¹⁶²	213

Liste des tableaux

Tableau 2.1 Première génération des billes de PSE de grade commercial pour la mousse perdue ¹⁹	8
Tableau 2.2 Seconde génération des billes de PSE de grade commercial pour la mousse perdue ¹⁹	9
Tableau 3.1 Composition des différents alliages utilisés tels que reçus (% massique).....	55
Tableau 3.2 Description des étapes du traitement T6 pour les différents alliages étudiés.	56
Tableau 3.3 Variables utilisées pour les coulées expérimentales.....	58
Tableau 3.4 Codes utilisés pour chaque condition.	59
Tableau 3.5 Procédure de polissage.....	66
Tableau 4.1 Réaction lors de la solidification de l'alliage 356 ¹²²	81
Tableau 4.2 Morphologie des phases de l'alliage 356 ¹²²	81
Tableau 4.3 Réaction lors de la solidification de l'alliage 357 ¹²²	82
Tableau 4.4 Morphologie des phases de l'alliage 357 ¹²²	82
Tableau 4.5 Réaction lors de la solidification de l'alliage 220.	82
Tableau 4.6 Morphologie des phases de l'alliage 220.....	82
Tableau A.1 Table d'analyse de la covariance.....	201
Tableau B.1 Valeurs pour lesquelles le pourcentage de la distribution de F dans le titre est supérieur à la valeur tabulaire de F pour v_1 (degrés de liberté du numérateur) et v_2 (degrés de liberté du dénominateur) associés au rapport F	204

Chapitre 1

Introduction

1.1 Introduction

De nos jours, les constructeurs automobiles cherchent à augmenter la performance de leurs véhicules et à réduire les émissions polluantes. Un des moyens pour y parvenir est de diminuer la masse du véhicule. Pour ce faire, ils ont recours aux polymères (vinyle, ABS), aux matériaux composites (fibre de verre et fibre de carbone) et des métaux légers (aluminium et magnésium). L'utilisation de l'aluminium dans la fabrication des moteurs est une excellente façon de diminuer la masse du véhicule. La technique traditionnelle utilisée pour la fabrication des moteurs est le moulage au sable. Cette technique donne de bons résultats, mais comporte certaines difficultés notamment dans le procédé de fabrication du moule. Le procédé de la mousse perdue est, quant à lui, une technique peu dispendieuse, rapide et efficace. Cette technique n'est pas très récente ; en effet, elle date de 1958 lorsqu'un étudiant du Massachusetts Institute of Technology a déposé une demande de brevet concernant une technique de coulée utilisant un modèle en polystyrène enseveli dans du sable vert¹. Plus tard, le sable vert a été remplacé par du sable non lié, ce qui s'apparente plus au procédé d'aujourd'hui².

Plusieurs fonderies ont exploré et perfectionné le procédé de la mousse perdue jusqu'aux années 80, et certaines d'entre elles se sont lancées dans la production à grande

échelle. Les techniques conventionnelles de coulée persistent encore de nos jours, car elles ont fait leurs preuves par le passé. Effectivement, certaines techniques remontent aussi loin que 5 000 ans³. Les fondeurs, qui ont développé des façons satisfaisantes de produire des pièces, sont réticents à changer une méthode pour une autre qui présente, encore aujourd’hui, certains problèmes et nécessite un travail expérimental. Les brevets et les royalties sont d’autres raisons pouvant expliquer cette réticence. De nos jours, beaucoup de problèmes ont été réglés, de l’équipement spécialisé a été développé et perfectionné. Depuis 1980, l’utilisation du procédé a explosé et plusieurs fonderies ont commencé à utiliser le procédé dans leur production. Il est aujourd’hui considéré comme le procédé le plus avancé pour la production de pièces aux dimensions quasi exactes.

La première utilisation commerciale du procédé date de 1962, en Allemagne⁴. Au début, il était utilisé dans la production de grosses pièces automobiles, ainsi que dans la production de pièces de grande envergure⁵. Depuis 1980, plusieurs lignes de production automatisées ayant une capacité de 30 à 60 coulées par heure sont en opération. Elles produisent de nombreuses pièces en alliages ferreux et non ferreux. General Motors a adopté le procédé de la mousse perdue pour la production de ses culasses de moteur en 1981^{6,7}. Saturn Corporation utilise le procédé de la mousse perdue pour produire la plupart des pièces d’aluminium de ses voitures. En 1984, la division des coulées de la compagnie Ford Motor a lancé une usine entièrement automatisée pour la production des tubulures d’admission en aluminium. En Europe, les manufacturiers de voitures Citroën, Peugeot, Fiat, Caster, une fonderie de fonte, et Alutek, une fonderie d’aluminium, ont utilisé le procédé de la mousse perdue sur la majorité de leurs lignes de production⁸⁻¹⁰. Au Japon,

une grande aciérie, la Morikawa Sangyo Co. Ltd., a converti ses opérations de production vers le procédé de la mousse perdue en 1984¹¹. Parmi les autres manufacturiers, plusieurs utilisent le procédé de la mousse perdue notamment, en Amérique du Nord, OMC, Mercury Marine, Grede, Quality Aluminium, Ampco, Amcast, Harvard Industries, Mueller Valve Co., et ailleurs dans le monde, SAFAM, Lucky Gold Star, et autres¹². Les pronostics sont très bons pour le procédé de la mousse perdue lequel pourrait très bien remplacer dans le futur les méthodes de coulée conventionnelles.

1.2 Problématique

La grande différence entre le procédé de la mousse perdue et les autres procédés de mise en forme est essentiellement l'absence de cavité vide. En effet le modèle de polystyrène utilisé pour fabriquer le moule employé lors du procédé de la mousse perdue persiste jusqu'à la coulée du métal. La dégradation du modèle de polystyrène introduit des nouveaux paramètres dans les équations du remplissage et de la solidification qui, couplée au traitement du métal liquide, auront des répercussions sur la microstructure et ultimement sur les propriétés mécaniques.

Le présent travail se veut une analyse des effets du traitement du métal liquide sur la microstructure et les propriétés mécaniques de pièces produites industriellement selon le procédé de la mousse perdue à partir des alliages Al-Si-Mg et Al-Cu. De plus, le travail permettra le transfert de technologie à travers une comparaison entre des coulées préparées sous des conditions idéales de laboratoire et celles produites actuellement dans l'industrie dans le but d'améliorer la qualité des produits.

Ce travail se démarque des autres travaux effectués sur le sujet, puisque les pièces utilisées pour cette étude sont de vraies culasses de moteur coulées en usine, contrairement aux autres qui utilisent des petites pièces expérimentales produites en laboratoires minimisant certains aspects de la coulée. Les données recueillies permettront aux fonderies d'améliorer leur procédé de la mousse perdue.

1.3 Objectifs

Suite à la revue de la littérature présentée au chapitre suivant, on remarque plusieurs manques au niveau des effets des paramètres métallurgiques (modification des particules de silicium eutectique, affinage des grains...) sur les pièces issues du procédé de la mousse perdue et de leurs propriétés mécaniques. Pour palier à ces manques et pour résoudre la problématique plusieurs objectifs doivent être atteints autant du côté microstructural que mécanique :

- Premièrement, caractériser les phases et des autres éléments microstructuraux des alliages employés soient : 220, 356 et 357 à l'aide de l'analyse thermique ;
- deuxièmement, caractériser les pièces produites selon le procédé de la mousse perdue et en évaluer leurs réponses au traitement du métal liquide (modification, affinage de grain et dégazage) ;
- troisièmement, évaluer les effets du traitement du métal liquide sur les propriétés mécaniques (traction et dureté) d'échantillons provenant des mêmes coulées ;
- quatrièmement, refaire en partie le travail des deux objectifs précédents, mais appliqués à d'autres techniques de mise en forme utilisant différents moules

(métallique standard ASTM B108, métallique à section large et solidification dirigée) ;

- finalement, comparer les résultats obtenus pour les échantillons issus du procédé de la mousse perdue et ceux provenant des autres techniques de mise en forme tout en tenant compte de la vitesse de solidification et de la chimie des alliages employés.

Chapitre 2

Revue de la littérature

2.1 Introduction

Le procédé de la mousse perdue utilise un modèle en mousse de polymère pour la production de composants coulés. Les principes d'opération sont très simples : un prototype en polymère du composant requis est moulé par injection. Ce modèle de polymère est enduit d'un revêtement réfractaire et séché à une température variant entre 45°C et 50°C. Le modèle ainsi recouvert est enseveli dans du sable non lié et compacté en utilisant des appareils pneumatiques. Le métal liquide est versé directement sur le modèle de polymère. Le métal dépolymérise le polymère et remplace graduellement le modèle pour prendre sa forme après la solidification.

2.2 Le procédé de la mousse perdue

La procédure de base du procédé peut être divisée en quatre grandes étapes :

- Premièrement, la préparation de l'assemblage de modèles incluant la fabrication du modèle et du système d'attaque en une ou plusieurs sections, le collage des différentes sections si nécessaire, l'enduisage des assemblages par un revêtement réfractaire et le séchage;

- deuxièmement, l’ensevelissement des assemblages dans le sable non lié et la compaction de celui-ci ;
- troisièmement, la production de la pièce lorsque le métal est versé sur le modèle ;
- dernièrement, l’extraction de la pièce du moule et le nettoyage.

2.2.1 Matériaux utilisés pour le modèle

Deux matériaux sont présentement utilisés commercialement pour le procédé de la mousse perdue : le polystyrène (PS) et le polyméthacrylate de méthyle (PMMA). Ce sont des thermoplastiques constitués de longues chaînes de monomères¹³. Il y a d’autres matériaux comme le carbonate de polyalkyline et l’oxyde de polyéthylène, mais leur technique d’utilisation est toujours en développement¹⁴.

La structure de ces matériaux détermine les produits de décomposition qui seront générés lors de la coulée. Le polystyrène contient un anneau benzène et huit atomes de carbone par monomère. Le polyméthacrylate de méthyle contient cinq atomes de carbone et deux atomes d’oxygène par monomère. Le PMMA a spécifiquement été choisi comme une alternative au PS parce qu’il contient moins de carbone et la présence d’oxygène favorise l’oxydation du carbone pendant la pyrolyse ce qui minimise les défauts de coulée causés par le carbone. Cependant, comme la mousse de polystyrène est produite en grande quantité, elle est beaucoup moins chère que le PMMA et c’est pourquoi elle est utilisée dans la plupart des fonderies de mousse perdue. La matière première vient sous la forme de billes creuses d’une densité de 0,64 gramme par millilitre. La conversion du polystyrène brut en modèle de mousse

implique deux grandes étapes : la préexpansion obtenue dans un réacteur en injectant du pentane comme agent de soufflage, et la mise en forme.

La mise en forme des modèles de mousse est faite par injection dans une matrice (Figure 2.1) qui donne la forme au modèle et chauffe les billes de polystyrène pour qu'elles gonflent et fusionnent ensemble. Le moule du modèle est chauffé par de la vapeur. Aussi longtemps que de la chaleur sera appliquée à la matrice, le modèle prendra de l'expansion. Dans le procédé « humide », de la vapeur est également injectée directement à l'intérieur de la matrice. Le procédé « sec » utilise un vide partiel à l'intérieur de la matrice pour aider l'expansion des billes. Pour arrêter l'expansion des billes, de l'eau est appliquée sur le dos de la matrice pour la refroidir¹⁵. Sikora¹⁶, Immel¹⁷ et Kohler¹⁸ ont revu en détail ces étapes.

Aux États-Unis, il existe essentiellement deux producteurs de billes de polystyrène expansé (PSE) destinées à la mousse perdue. Comme indiqué au tableau 2.1, les propriétés physiques du T170B sont très similaires à celles du F-271TF, elles diffèrent seulement par la longueur de leur chaîne charbonnée.

Tableau 2.1 Première génération des billes de PSE de grade commercial pour la mousse perdue¹⁹.

Fournisseur	Grade	n-Pentane (%)	Agent de soufflage (%)	Taille moyenne des billes (μm)	Poids moléculaire
NOVA	F-271TF	100	5,7 - 6,4	350	271 000
StyroChem	T170B	100	5,7 - 6,4	350	240 000

Dans le milieu des années 90, une seconde génération de billes pour la mousse perdue, T180D, laquelle utilisait un mélange de trois substances comme agent de soufflage, est commercialisée pour le marché de l'aluminium (Tableau 2.2). Le mélange est constitué de n-

pentane, d'iso-pentane et de cyclopentane, permettant aux billes de PS d'être préexpansées plus facilement que les produits de première génération, T170B, lesquels utilisaient seulement le n-pentane comme agent de soufflage.

Tableau 2.2 Seconde génération des billes de PSE de grade commercial pour la mousse perdue¹⁹.

Produit	Taille moyenne des billes (μm)	Densité potentielle (Kg/m^3)	Poids de l'agent de soufflage (%)	n-Pentane (%)	Iso-Pentane (%)
T170B	350	24,0	5,7 – 6,4	100	0
T180D	350	17,6	6,2 – 7,0	70	15
X180	250	20,8	6,2 – 7,0	70	15
D180B	450	16,0	6,2 – 7,0	70	15

Des mousses de faible densité sont favorables dans le procédé de coulée, car elles contiennent moins de polystyrène nécessitant une pyrolyse. Avec une combinaison de trois différents pentanes et un plus haut pourcentage en poids de pentane incorporé dans les billes de PS, les modèles de PSE provenant du T180D peuvent être fabriqués avec une densité aussi basse que 17,6 Kg/m^3 . De plus, les billes de grade commercial X180 qui sont plus petites que le grade T permettent le moulage de sections plus minces et d'un meilleur fini de surface. Cependant, lors de la fabrication du modèle le grade X est plus difficile à mouler que le grade T. Pour certaines grosses pièces où de plus grosses billes sont préférées par les mouleurs, le D180B a été développé. Il a la capacité de se préexpander à une densité minimum de 16,0 kg/m^3 .

2.2.2 La fabrication du modèle

Le polystyrène utilisé a une densité de 16 g/l à 24 g/l¹⁸. La densité du modèle affecte sa résistance mécanique et sa capacité de résister aux distorsions durant l'assemblage,

l'enduisage et la compaction du sable. Des modèles plus denses possèdent de meilleures propriétés mécaniques ; par contre, ils produisent beaucoup plus de résidus à la suite de la pyrolyse, lesquels devront être évacués. Parce que les défauts de coulée relèvent principalement des résidus de la pyrolyse, une densité minimum des modèles est souhaitable. Les conditions de résistance du modèle et de stabilité dimensionnelle doivent être balancées en dépit de celles de la qualité de la coulée. Cela est très difficile à obtenir pour les sections minces ; une augmentation de la densité est nécessaire pour maintenir les dimensions, mais dans ces sections les produits de décomposition se concentrent localement et causent des défauts de coulée.

Le polystyrène expansé est un polymère organique composé de carbone et d'hydrogène (environ 92 % et 8 % en poids respectivement), d'une petite quantité d'oxygène et d'azote qui provient de l'air qui pénètre les pores de la mousse et possiblement d'eau qui est souvent utilisée pour l'injection dans le moulage du modèle. La masse moléculaire typique est de l'ordre de 300 000 g/mol. Lorsque le polystyrène expansé est chauffé au dessus de 100°C, la longue chaîne carbonée se brise, le poids moléculaire chute et la mousse s'effondre, diminuant par le fait même le volume jusqu'à 4 000 %, les produits résultants se dégradent d'une manière similaire à celle de la masse de polystyrène.

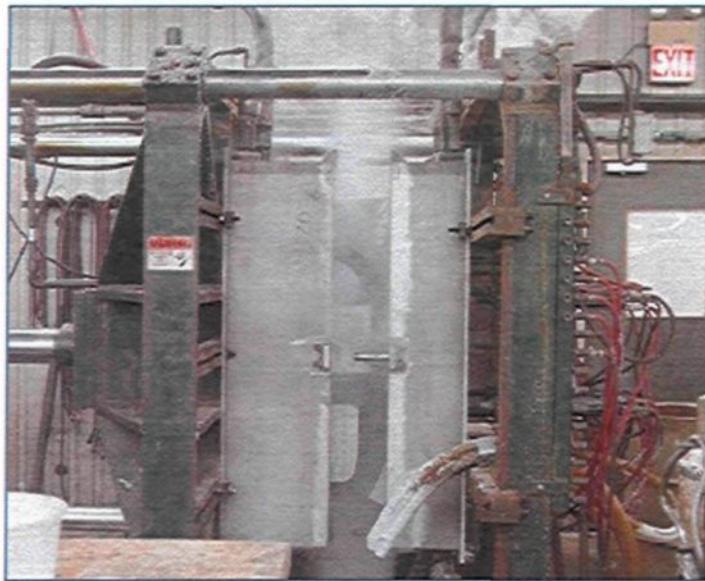


Figure 2.1 Mise en forme du modèle de polystyrène.

2.2.3 Le vieillissement du modèle

Les modèles de polystyrène prennent de l'expansion et se contractent sur une période de quelques jours²⁰. Le rétrécissement est gouverné par les variables d'injection, incluant le type de procédé de moulage utilisé (humide ou sec) et la pression de la vapeur utilisée pour chauffer les matrices. Cette variation temporelle des dimensions affecte la durée de vie des modèles et les coûts d'inventaire, puisque le modèle doit vieillir afin d'atteindre les bonnes dimensions avant d'être utilisé. Le volume des modèles rétrécisse entre 0,7 % et 0,9 %, mais le rétrécissement n'est pas forcément isotrope. Les modèles peuvent être également vieillis artificiellement dans un four de séchage.

2.2.4 L'assemblage des sections

Une colle à base de cire est généralement utilisée pour joindre les différentes sections d'un modèle et le système d'attaque, et ainsi produire un modèle d'une très grande complexité

(Figure 2.2). Le joint de colle doit être positionné au bon endroit avec précision et il doit être suffisamment fort pour résister à la manipulation. La périphérie de la surface des joints doit être étanche pour prévenir une pénétration du revêtement réfractaire à l'intérieur de celui-ci. Les cires utilisées ont un haut point de fusion et ne génèrent presque pas de résidus solides. Également, un additif antioxydant est ajouté à la colle.

Les principales propriétés de la colle qui influent sur les opérations sont la résistance du lien et la viscosité aux températures d'opération. La qualité de la pièce est directement reliée à la dégradation de la colle. La densité de la colle est supérieure à celle du polymère ce qui diminue grandement la vitesse d'écoulement (de l'ordre de 10) et augmente considérablement les gaz et les résidus liquides issus de la dégradation. Donc, un compromis doit être fait entre le type et la quantité de colle appliquée.

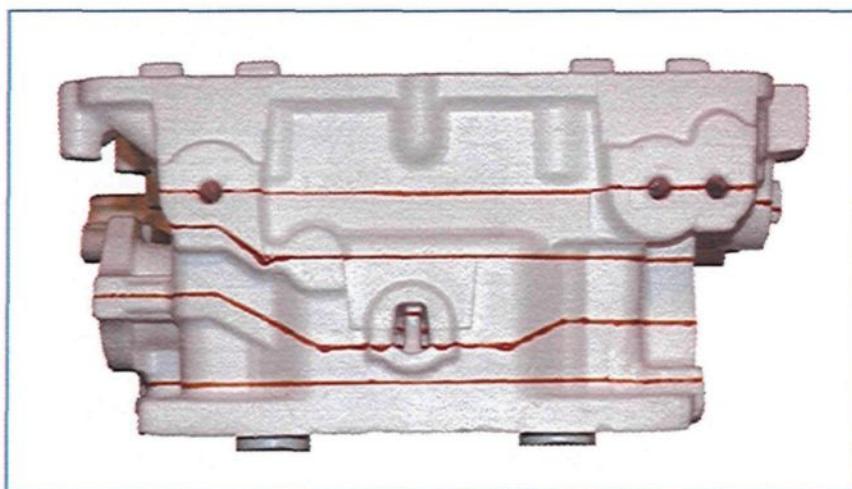


Figure 2.2 Modèle assemblé à partir de différentes sections.

2.2.5 L'enduisage et le séchage

L'enduit réfractaire qui est appliqué sur le modèle par immersion ou par pulvérisation et séché à l'air (figures 2.3 et 2.4) joue trois rôles clés : contrôler le taux de perte de chaleur, résister à la compaction et à la dilatation thermique et ne pas entraver l'extraction des résidus issus de la pyrolyse du modèle en mousse, les trois étant critiques dans l'élimination des défauts de coulée²¹. Le taux des transferts de chaleur et de masse de l'enduit réfractaire varie souvent en fonction de la forme de la pièce coulée, de la qualité du modèle et de l'alliage²².

Les défauts communément observés sont fortement reliés aux propriétés des enduits réfractaires. Ils doivent être suffisamment forts pour résister à la pression du sable et contenir le sable pendant que le polystyrène devient liquide et gazeux. Si l'enduit réfractaire ne peut pas résister aux forces causées par la compaction et par la dilatation thermique durant la coulée, des fissures vont apparaître sur l'enduit, lesquelles permettront au métal liquide de s'échapper au travers des fentes et d'infiltrer le sable adjacent.

Également, l'enduit réfractaire doit avoir de bonnes propriétés de transport pour permettre aux matériaux dégradés de s'échapper à travers l'enduit vers le sable et ainsi permettre au métal liquide de remplir l'espace vacant. Les propriétés de transport sont habituellement mesurées par un test de perméabilité. Les recherches ont montré qu'il existait une valeur optimale de la perméabilité propre à chaque coulée qui n'engendrait que très peu de défauts^{23,24}.

La conductibilité thermique de l'enduit réfractaire affecte aussi la coulée. Elle accélère ou décélère la solidification du métal liquide en affectant le transfert de chaleur entre le front

du métal, l'enduit et le sable. La résistance, la perméabilité et la conductibilité de l'enduit réfractaire dépendent de son épaisseur, laquelle à son tour affecte la coulée. En augmentant l'épaisseur de la couche d'enduit réfractaire, sa résistance et ses propriétés isolantes augmentent, mais sa perméabilité, quant à elle, diminue²⁵.

L'épaisseur de la couche de l'enduit réfractaire peut être ajustée pour affecter la perméabilité, les propriétés d'absorption des liquides et la conductibilité thermique, en ajustant la viscosité de l'enduit et sa fraction solide²⁶. Les recherches ont montré que l'épaisseur de la couche réfractaire n'est pas uniforme. Il est même possible qu'à certains endroits il n'y ait pas ou presque pas de matériel réfractaire après le séchage, comme près des coins aiguisés, ce qui résulte en une pénétration du métal dans le sable durant la coulée²⁷⁻²⁹.

L'enduisage et le séchage sont des étapes cruciales pour le bon déroulement de la coulée ; effectivement, l'enduit réfractaire doit remplir trois rôles excessivement importants :

- contrôler la perte de chaleur ;
- résister à la compaction et à la dilatation thermique ;
- ne pas entraver l'évacuation des résidus.

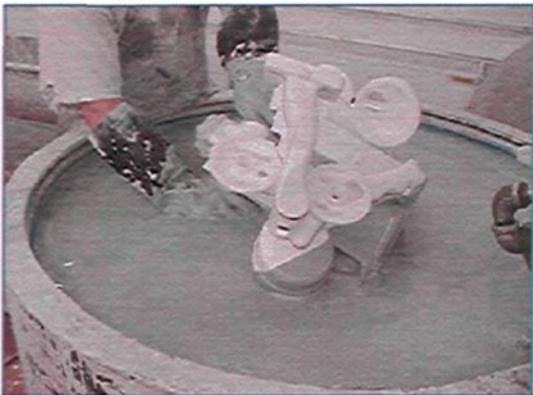


Figure 2.3 Enduisage d'un modèle.



Figure 2.4 Séchage de l'enduit réfractaire.

2.2.6 L'ensevelissement

L'objectif principal de l'ensevelissement est de supporter et de confiner le modèle et le métal pendant la coulée et la solidification. De plus, de concert avec le revêtement réfractaire, le sable agit sur le transfert de chaleur entre le métal et le moule et contribue également à l'élimination des résidus pyrolyés du polymère en facilitant leur évacuation.

Le modèle est positionné au centre d'une flasque de fonderie. La flasque est remplie de sable non lié, généralement de la silice (Figure 2.5). Un système vibratoire compacte le sable autour de la grappe. La compacité du sable compacté peut atteindre entre $1,45\text{g/cm}^3$ et $1,60\text{g/cm}^3$. Les vibrations permettent également au sable de s'écouler dans toutes les interstices du modèle autant les horizontaux que ceux ayant la tête en bas. Une répartition adéquate du sable est plus difficile à obtenir qu'une compaction suffisante³⁰ et des vibrations inappropriées peuvent conduire à une distorsion du modèle et donner des pièces de mauvaise qualité.

Le sable utilisé pour le procédé de la mousse perdue a une structure de grain arrondi et une granulométrie AFS entre 25 et 55. Il est constitué au minimum de 99 % de silice et ne contient pas plus de 0,25 % d'argile et moins de 0,2 % d'humidité. La perte au feu du sable, c'est-à-dire la perte de masse causée par la combustion des matières organiques, ne doit pas dépasser 0,2 %. La méthode de compaction utilisée, la fréquence et l'amplitude des vibrations ainsi que le sable doivent conduire à une bonne perméabilité tout en assurant la stabilité, sans toutefois déformer le modèle³¹.



Figure 2.5 Ensevelissement des modèles séchés.

2.2.7 La coulée

Le plus grand défi du procédé de la mousse perdue est sans aucun doute celui de produire des pièces avec le minimum de défauts. Or, la majeure partie des défauts sont causés par les résidus de la pyrolyse. En effet, la pyrolyse du polystyrène engendre beaucoup de gaz et de résidus carbonés.

La compréhension des mécanismes impliqués lors du remplissage du moule est primordiale pour produire des pièces de qualité. Les mécanismes sont extrêmement complexes et font appel à de nombreuses variables et de nombreux phénomènes. Le comportement du fer est différent de celui de l'aluminium, donc la transposition du fer vers l'aluminium n'est pas toujours possible.

Dans l'un des premiers articles portant sur le procédé de la mousse perdue, Duca, Flemings et Taylor³² écrivaient que, contrairement à leurs premières intuitions, des pièces de qualité étaient produites seulement en utilisant des masselottes, pas de trous de ventilation, un modèle plein (versus un modèle vide), un remplissage rapide et une alimentation par le bas. Depuis ce temps, de nombreux articles contradictoires montrant comment produire des pièces de fer de qualité selon le procédé de la mousse perdue ont été publiés. Quelques-uns d'entre eux recommandent une alimentation par le dessus pour minimiser les défauts causés par le carbone³³⁻³⁵.

Stepanov et Moskalev³⁶ rapportaient que les pièces minces devaient être alimentées par le bas, mais que ce n'était pas essentiel pour les pièces massives. Ils ont également rapporté qu'il y avait une plage distincte de vitesse de remplissage qui produit un minimum de défauts. Bien que les chercheurs ne soient pas en accord sur la valeur numérique de la vitesse de remplissage optimale, ils s'entendent sur le fait que cette vitesse doit être égale à la vitesse de dégradation du modèle. Si la vitesse est inférieure il y aura formation d'un espace entre le front de métal et le modèle en mousse. La figure 2.6 montre les défauts de

coulée qui se produisent à différentes vitesses de mouvement du front métallique. Une vitesse de 15 millimètres par seconde du front semble optimale.

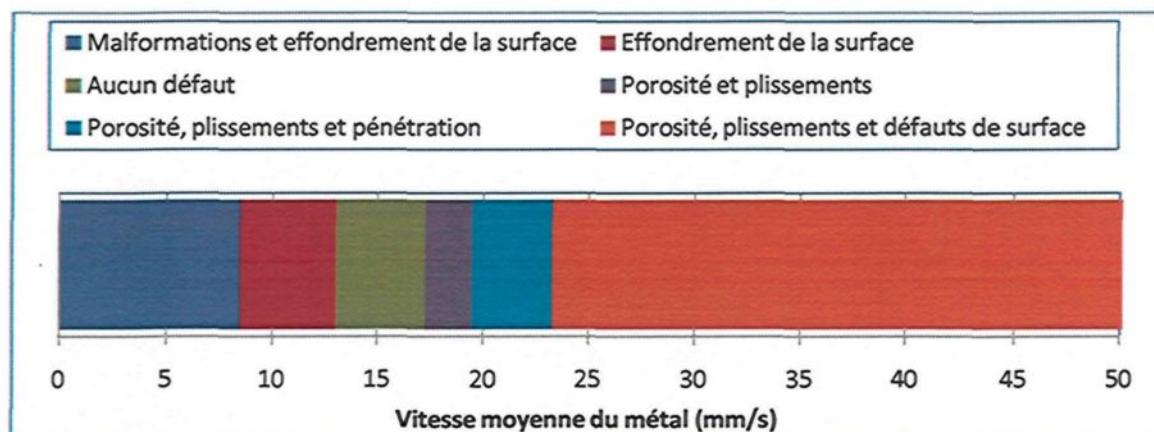


Figure 2.6 Défauts de coulée en fonction de la vitesse du front de métal liquide³⁷.

Plusieurs chercheurs ont étudié la dégradation du polystyrène expansé pour déterminer la nature des produits qui en résultaient et pour comprendre comment celle-ci peut affecter la qualité des pièces produites selon le procédé de la mousse perdue. Gallois³⁸ a déterminé que jusqu'à 760 millilitres de gaz par gramme de polystyrène expansé étaient produits lorsqu'il est exposé au fer liquide. Réciproquement, d'autres chercheurs ont rapporté qu'une grande quantité de résidus liquides est produite par la dégradation du modèle lors du contact avec l'aluminium.

Shiryaev³⁹ rapportait que, lors de la pyrolyse du polystyrène dans une atmosphère d'hélium, des produits de la phase liquide incluant une variété de composés organiques, et des produits de la phase gazeuse, incluant l'hydrogène moléculaire, le monoxyde de carbone, le méthane et d'autres hydrocarbures complexes, étaient produits. Il concluait que ces produits, résultant de la dégradation du modèle en mousse, provoquaient des effets

négatifs sur la coulée et qu'ils devaient absolument être éliminés pour obtenir des pièces de qualité.

D'autres chercheurs ont déterminé que le modèle en mousse avait quelques effets thermiques sur la coulée. Shrivkumar, Wang et Steenhooff⁴⁰ rapportaient que la distance interdendritique en un point dans une plaque d'aluminium variait de façon inversement proportionnelle à la distance entre ce point et la descente de coulée. Puisque la distance interdendritique varie inversement avec le taux de refroidissement durant la solidification, ils conclurent que la pyrolyse du modèle avait un effet refroidissant sur le front de métal.

Walling⁴¹ proposait un modèle des mécanismes de remplissage pour l'aluminium et le fer. Pour l'aluminium, le mécanisme primaire d'élimination du modèle en mousse est la fonte du polymère. À mesure que le polymère fond, la structure cellulaire s'effondre entraînant un changement de volume de l'ordre de 50:1.

À mesure que le modèle recule, du liquide est produit. Ces produits liquides sont ou bien poussés par le front de métal, ou bien ils passent à travers les parois du moule. De plus, une certaine quantité de gaz est générée par la dégradation du modèle. Ce gaz apparaît sous la forme de petites bulles dans le polymère liquide.

Également, les produits liquides dans le sable continuent d'absorber la chaleur du métal et de se dégrader, retirant plus de chaleur par l'interface métal-moule que dans un procédé de moulage au sable conventionnel. Parce que la quantité de produits restants dans le sable varie selon l'emplacement, la chaleur additionnelle absorbée du métal peut jouer un rôle critique sur l'alimentation.

Le métal en fusion est versé directement sur la descente de coulée en mousse. La chaleur élimine graduellement les modèles de polystyrène (pyrolyse). La température de coulée doit être suffisamment haute pour éliminer complètement le modèle et suffisamment basse pour limiter les défauts de coulée. La figure 2.7 montre le schéma du front de métal en fusion avançant sur le modèle de polystyrène.

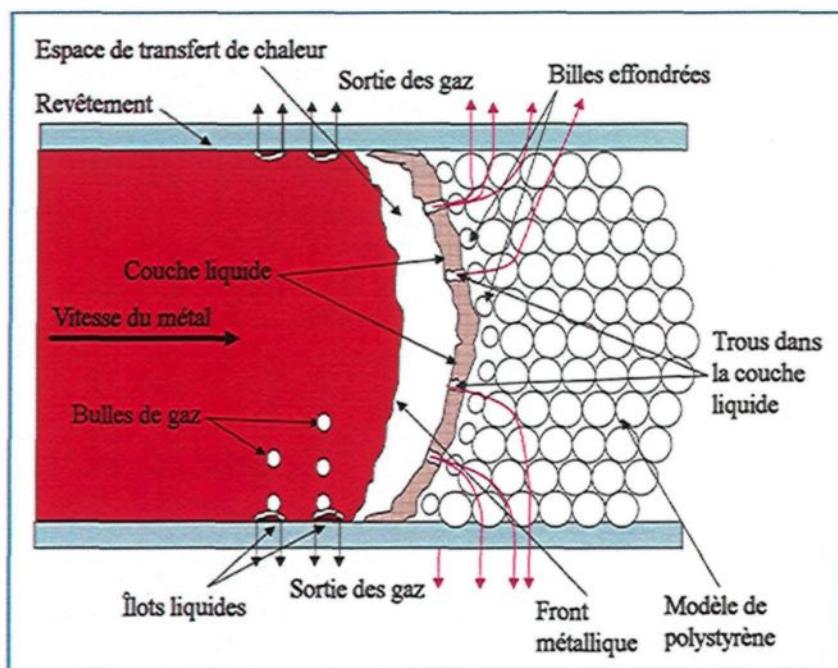


Figure 2.7 Schéma de l'interface modèle-métal lors de la coulée⁴².

Les résultats de plusieurs publications sur la dégradation du polystyrène ont été revus par Shivkumar et Gallois⁴³.

Jellinek^{44,45} a montré qu'en dessous de 340°C le poids moléculaire des résidus non volatils diminue rapidement à mesure que le spécimen devient liquide et que seulement une quantité limitée de résidus volatils sont produits. Madorsky⁴⁶ a trouvé que dans la plage de température 30°C – 420°C la volatilisation augmentait de 4 % à 100 %. Wall⁴⁷ a pyrolysé 1

mg de polystyrène à 400°C et a trouvé que la volatilisation complète survient à cette température. Les produits volatils consistent principalement (94 %) à du styrène.

À haute température, la décomposition complète se produit par un mécanisme quelque peu différent. Le champ du monomère est réduit et l'acétylène, l'éthylène et le benzène apparaissent. Madorsky *et al.*⁴⁸⁻⁵⁰ ont pyrolysé un petit échantillon sous vide et sous une atmosphère d'hélium à des températures de 400°C jusqu'à 1 200°C. Leurs analyses des produits volatils obtenus durant la pyrolyse sous vide indiquaient que le champ du styrène montre clairement un maximum à environ 500°C. À mesure que la température augmentait, les produits de la dégradation subissaient une plus grande fragmentation. Lehman et Brauer⁵¹ ont analysé par chromatographie gazeuse les produits de la dégradation du polystyrène à des températures s'échelonnant entre 425°C et 1025°C. Les produits gazeux consistent essentiellement à du styrène et du benzène. Dans ce cas, le champ du styrène montre un maximum à 725°C. À mesure que la température augmente, une plus grande quantité de toluène, de benzène, d'éthylène et d'acétylène sont formés. Des résultats similaires ont aussi été obtenus par Vanderborgh et Ristau⁵² qui utilisèrent une technique de chauffage rapide par laser.

La plupart des expériences mentionnées ont été menées sous des conditions de laboratoire contrôlées sur de petites quantités d'échantillons et les mesures s'échelonnaient pendant plusieurs minutes, voire même des heures. Bien que les résultats montrent une tendance identique, les données étaient largement dispersées. Cela s'explique par la sensibilité des résultats aux conditions expérimentales. Dans le procédé de la mousse

perdue, le polystyrène est dépolymérisé par le front métallique et le processus de dépolymérisation se produit pendant un court laps de temps (de l'ordre de quelques secondes). La dégradation du polymère sous ces conditions peut être différente de façon significative.

Shivkumar *et al.*^{43,53} ont mené un travail expérimental détaillé sur les mécanismes de dégradation du polystyrène expansé dans le procédé de la mousse perdue. Le taux de vaporisation du polystyrène expansé ainsi que la quantité de gaz générée pendant la dégradation peuvent être calculés à partir de leurs expérimentations. Ils ont conclu que le taux de vaporisation d'un échantillon mince de polystyrène expansé mis en contact avec de l'aluminium liquide diminuait avec la température de 0,084 g/s cm² à 66°C jusqu'à 0,04 g/s cm² à 900°C. Les résultats indiquaient qu'un taux de vaporisation maximal devait être observé entre 400°C et 660°C. Entre 660° et 900°C le volume de gaz produit par la dégradation par unité de masse de polystyrène expansé ne variait pas significativement avec la température et il était égal à 205±25 ml (TPN)/g. Leurs résultats expérimentaux suggèrent que des produits liquide et gazeux de la dégradation se formeraient pendant la coulée.

Les gaz générés ont été mesurés comme étant 230±21 ml/g de polystyrène à 740°C. D'un point de vue purement thermodynamique, si tout le polystyrène est converti en monomère, la quantité de gaz produite peut être considérée comme étant 22 400 millilitres de gaz par mole divisé par 104 grammes par mole de styrène ce qui donne 216 ml de gaz par gramme de styrène. Cette valeur est près de celle mesurée à 740°C indiquant que le gaz

prédominant consiste à du styrène. À mesure que la température augmente au-delà de 800°C, les gaz se fragmentent et une plus grande quantité de composés organiques plus légers sont produits.

Les données expérimentales de Shivkumar *et al.*^{43,53} indiquent également que sous des conditions de coulée, la majeure partie du polystyrène expansé est transformée en un résidu épais et visqueux. Ce résidu consiste en des produits partiellement dépolymérisés comme les dimères, les trimères et les tétramères. Dans les prochaines sections, ces résidus feront référence aux « produits liquides de la dégradation ». Pendant la coulée, environ 50 % à 90 % du polymère est converti en produits liquides de la dégradation dépendant de la vitesse d'écoulement, de la température de coulée et de la géométrie de la pièce. Les produits liquides de la dégradation sont absorbés par le revêtement réfractaire par capillarité. Ces produits liquides de la dégradation se vaporisent graduellement pour former des produits gazeux et ils s'échappent dans le sable. Une certaine quantité de produits liquides de la dégradation peut également être emprisonnée dans le métal et peut mener à des défauts de formation. Les enduits réfractaires n'ont pas tous la même capacité d'absorption. L'enduit idéal devrait être capable d'absorber tous les produits liquides de la dégradation aussitôt qu'ils se forment. Cette habileté à absorber les produits liquides de la dégradation fait souvent référence à « la perméabilité liquide » et elle joue un rôle vital dans la production de pièces de qualité.

La présence de polymère a un effet significatif sur l'écoulement du métal dans le moule. Le polymère offre une résistance à l'écoulement du métal, donc la vitesse

d'écoulement pour les moules de mousse perdue est plus basse que celle des procédés conventionnels à cavité ouverte. Les vitesses typiques du front d'écoulement pour les moules de mousse perdue et de sable vert ont été mesurées comme étant de l'ordre de 10 cm/s et 100 cm/s respectivement. La vitesse d'écoulement est essentiellement contrôlée par les phénomènes prenant place au front métallique. Par exemple, une vitesse d'écoulement aussi haute que 110 cm/s a été mesurée à l'amorce de coulée. La vitesse d'écoulement au front métallique est influencée par des facteurs comme la tête métalostatique, la température de coulée, la géométrie de la pièce, les conditions du revêtement réfractaire et la constitution du polymère. Shivkumar et Gallois⁵⁴ ont effectué plusieurs mesures de la vitesse d'écoulement pour plusieurs conditions et ils ont établi une bonne base de données. Leurs résultats peuvent être utilisés pour calculer la vitesse d'écoulement locale dans un modèle industriel et pourraient ainsi assister le design de pièces.

Sous des conditions normales, l'écoulement permanent est essentiellement laminaire pour les alliages d'aluminium. Le nombre de Reynolds pour ces écoulements est de l'ordre de 400 – 3 000⁵³. Cependant, un écoulement turbulent peut se produire près de l'amorce de coulée et de la descente.

Une étude visuelle et photographique de l'écoulement par une fenêtre, effectuée par Lee⁵⁵, démontre que l'écoulement peut être laminaire et que chaque point du front métallique maintient une distance presque égale à l'amorce de coulée. Un écoulement turbulent peut se produire à proximité de l'amorce de coulée dans les parties externes du modèle. Ce type d'écoulement est plus commun dans le domaine de l'acier. Les

expérimentations de Shivkumar⁵³ indiquent que lorsque le modèle n'est pas enduit d'un revêtement réfractaire, la forme du front métallique n'est pas conservée avec le temps, elle se présente sous la forme de jets de métal oscillants pénétrant le modèle. Lorsque le modèle est enduit d'un revêtement réfractaire, la forme du front métallique ne présente pas de grandes fluctuations et, dans la plupart des cas, il présente une forme ondée symétrique.

Parce que la vitesse d'écoulement est plus lente dans le procédé de la mousse perdue, la fluidité du métal est significativement plus basse que dans les procédés conventionnels à cavité ouverte. Plus encore, la dégradation du polymère au front métallique est un processus hautement endothermique qui, par conséquent, refroidit significativement le métal. Cet effet réduit davantage la fluidité. La fluidité typique pour l'aluminium pur à une température de 800°C dans une plaque de 0,3 x 2,5 cm est d'environ 25 cm parcouru. Pour la mousse perdue, il a été établi que pour les deux, métal pur et alliage, l'écoulement cesse parce qu'un phénomène d'étranglement se produit au front métallique. Cela contraste avec les moules à cavité ouverte ; en effet, pour les métaux purs l'écoulement cesse parce qu'un étranglement se fait à l'entrée de la bande, tandis que pour les alliages l'écoulement cesse au front métallique⁵⁶.

L'écoulement dans le procédé de la mousse perdue peut être contrôlé dans une large mesure par l'utilisation d'une combinaison judicieuse de sections creuses dans le modèle. Lorsque le métal pénètre une section creuse, la vitesse d'écoulement augmente rapidement à des valeurs normalement observées pour les moules à cavité ouverte. Ainsi, des trous

peuvent être disposés à des endroits spécifiques de façon à ce que les sections critiques ne soient pas les dernières sections emplies.

Stepanov *et al.*⁵⁷ ont mené quelques expériences et proposé un modèle du processus. Dans ce modèle, une zone de conversion est assumée au front métallique, laquelle consiste à une zone de gazéification en une zone de fusion. Lorsque le taux d'écoulement du métal est inférieur au taux moyen d'écoulement des gaz à travers les pores du moule, les gaz s'accumulent et peuvent mener à la formation de poches. Par contre lorsqu'il est supérieur, le polystyrène liquide s'accumule et il peut se former des écailles et des poches. La condition optimale se manifeste lorsque les deux taux sont égaux. Selon cette hypothèse, une panoplie de formules complexes en sont dérivées pour obtenir le design optimal de l'amorce de coulée.

Un design approprié de système d'attaque est essentiel pour la production de pièces selon le procédé de la mousse perdue tout comme pour les autres procédés. Les systèmes d'attaque sont habituellement constitués de polystyrène, lequel procure une grande liberté pour la conception du système efficace et complexe. Dans la littérature, il n'y a pas vraiment de consensus à savoir quels systèmes d'attaque donnent les meilleurs résultats. Des systèmes d'alimentation par le côté, le dessus et le dessous ont tous été rapportés par différents investigateurs comme étant efficaces. Cependant, dans la plupart des cas le design d'un système d'attaque efficace pour une application en particulier est toujours accompli par essais et erreurs et aucune règle générale n'a été formulée pour le cas des pièces complexes.

La dégradation du polymère pendant l’emplissage du moule introduit plusieurs particularités uniques durant la solidification. Le processus de dégradation est hautement endothermique et nécessite un apport énergétique de 1 000 J/g de polystyrène.⁴³. Les pertes de chaleur se produisant au front métallique engendrent un gradient thermique prononcé à l’intérieur de la coulée. Ce comportement contraste avec celui des moules à cavité ouverte où la température dans la coulée est pratiquement uniforme après l’emplissage du moule. Le gradient établi durant l’emplissage du moule amène une solidification dirigée de la coulée. Les avantages de ce mode de solidification ont été bien documentés^{56,58}.

2.2.8 Le retrait des pièces

La pièce coulée refroidit dans le sable durant une période de temps prédéterminée. La flasque est vidée de son contenu sur une table vibrante qui retire le sable qui sera récupéré. Les pièces sont séparées de la descente de coulée et sont envoyées au traitement final (coupage, meulage, usinage).

2.3 Les avantages du procédé

Malgré sa complexité, le procédé du moulage selon la mousse perdue comporte beaucoup d'avantages non négligeables :

- *La flexibilité du design* : puisque le modèle persiste dans le moule jusqu’au moment de la coulée, il n’y a aucune dépouille ni ligne de partage. De plus, aucun noyau n’est nécessaire pour produire des formes creuses ce qui rend le design de la pièce et du système d’attaque relativement simple. Également, puisque du sable lâche est utilisé pendant la production, les problèmes liés au décochage qui sont si

importants dans les autres procédés conventionnels, n'influencent plus les paramètres de design. Souvent, deux ou trois composants d'une pièce complexe, lesquels sont produits séparément par les autres techniques de coulée, peuvent être combinés et manufacturés en un seul coup en utilisant le procédé de la mousse perdue.

- *La production de formes complexes* : des sections de polymère sont moulées par injection et collées ensemble pour produire n'importe quelle forme complexe.
- *La réduction des coûts d'opération* : de par la simplicité du procédé, il a été rapporté que des économies totalisant 20 % à 50 % peuvent être réalisées¹⁶.
- *L'amélioration de la mise au mille* : la nécessité des masselottes est minimisée et, par conséquent, la mise au mille est grandement améliorée.
- *La facilité d'automatisation* : une fois les paramètres techniques établis, il est facile d'automatiser les étapes du procédé.

2.4 Les inconvénients du procédé

Le principal inconvénient est qu'un nouveau modèle est requis pour chaque coulée, ainsi la pièce qui doit être fabriquée est coulée deux fois : une fois pour produire le modèle et l'autre fois pour la coulée. Certaines complications peuvent également se poser lors du positionnement des refroidisseurs dans le moule. Puisque le procédé est relativement récent, une bonne compréhension des caractéristiques de coulée n'a pas encore été acquise. Par conséquent, les procédures pour minimiser l'incidence des défauts propres au procédé pouvant se produire lors de la coulée n'ont pas encore été formulées.

2.5 Les défauts découlant du procédé de la mousse perdue

Plusieurs types de défauts, dont certains sont uniques au procédé de la mousse perdue, peuvent être détectés dans les pièces coulées. Ces défauts sont classés comme internes et externes. Les défauts externes sont présents sur la surface de la pièce ; ils incluent la reproduction de la structure de la mousse, les replis, l'emplissage incomplet et les défauts de compaction. Les défauts internes comprennent la porosité, les inclusions et les plis.

2.5.1 Les défauts externes

La surface du modèle n'étant pas parfaitement lisse, elle peut engendrer une texture sur la surface de la pièce. La sévérité de ce défaut dépend de la qualité de la surface du modèle, des propriétés de l'enduit réfractaire, de sa viscosité ainsi que de la température de coulée. Généralement, le type de polymère a un fort effet sur la qualité de la surface de la pièce. Les billes « T » utilisées dans la production du polystyrène expansé ont un diamètre de 2 à 4 mm qui amplifient l'empreinte de la mousse. Les nouveaux polymères avec les billes « X » ont un diamètre beaucoup plus petit que les billes « T » ; ils réduisent grandement la structure de la mousse sur la pièce. Une faible température de coulée provoque aussi des effets néfastes sur la surface de la pièce.

Lorsque les conditions de coulée ne sont pas soigneusement contrôlées, un repli peut être observé sur la surface. Ce défaut consiste à deux jets de métal liquide qui ne fusionnent pas complètement laissant une fissure à leur interface. Ce défaut est souvent observé entre deux amorces de coulée d'une pièce de forme complexe alimentée par plus d'une amorce

de coulée. Ce défaut est caractérisé par une longue ligne sur la surface ; celle-ci peut se prolonger jusqu'à l'intérieur de la pièce. Ce type de défaut est analogue, en terme d'apparence, aux replis observés dans les moules à cavité ouverte. La différence est que puisqu'il y a dégradation du modèle au front métallique pour le procédé de la mousse perdue, une grande quantité de pores et de zones ségrégées peuvent aussi être présents près du repli. L'emplacement du repli dans la pièce est déterminé par les conditions d'emplissage et par le design du système d'attaque. Le repli affecte sévèrement les propriétés physiques et mécaniques ainsi que l'étanchéité de la pièce.

Des défauts peuvent également se produire à la suite d'un emplissage incomplet du modèle. Ceux-ci sont reliés à la fluidité du métal. La fluidité du métal liquide dans le procédé de la mousse perdue est inférieure à celle des moules à cavité ouverte. Ces défauts sont d'autant plus sévères que les sections sont minces. Une faible pression métalostatique et une faible température de coulée accentuent la présence des défauts. Ils peuvent facilement être éliminés en ajustant les paramètres de coulée.

La compaction du sable, principalement faite par de appareils pneumatiques, est essentielle dans le procédé de la mousse perdue. Si le sable est trop compacté, le modèle pourrait plier ou se déformer. Par contre, si le niveau de compaction est insuffisant, un défaut similaire au « sand burn » peut se produire. Dans ce cas, le métal liquide s'infiltre dans le sable et l'emprisonne. Ce défaut se présente sous la forme d'une masse de métal et de sable mélangés ensemble et reliés à la pièce. Ce défaut est généralement observé sous les

surfaces horizontales ; il est souvent accompagné d'un effondrement du modèle, et des segments du revêtement réfractaire peuvent être emprisonnés dans la zone environnante.

2.5.2 Les défauts internes

La porosité dans les pièces coulées est une préoccupation de l'industrie depuis 50 ans⁵⁹. La porosité affecte souvent le fini de surface, dégrade les propriétés mécaniques et diminue la résistance à la corrosion des pièces d'alliage d'aluminium. La porosité peut provoquer la formation de fissures sous une contrainte, et toujours sous la même contrainte, propager ces fissures qui conduisent à une fracture prématurée de la pièce et, par le fait même, réduire sa vie utile. La résistance à la traction, la dureté, la ductilité et la résistance à la fatigue sont des propriétés qui sont sévèrement affectées par la présence de pores dispersés. Selon Anson *et al.*⁶⁰, la porosité dans les alliages d'aluminium est généralement attribuée à l'évolution des gaz, aux retassures et à une combinaison de ces deux phénomènes.

Lors de la mise en forme du métal, la qualité est influencée par la composition, les paramètres de solidification, la microstructure et, par conséquent, les propriétés mécaniques. Cependant, dans le cas de la mousse perdue, l'emprisonnement de résidus de polystyrène pyrolysés semble influencer significativement la qualité de la pièce coulée. Dans le procédé de la mousse perdue, la porosité peut être causée par une combinaison de retassures, d'hydrogène et de produits gazeux résultant de la décomposition du polystyrène.

Pendant le processus de fusion de l'aluminium, le métal liquide réagit avec les vapeurs d'eau présentes dans l'atmosphère pour produire de l'oxyde d'aluminium et de l'hydrogène gazeux selon la réaction suivante⁶¹:



Selon Campbell, Kaufmann *et al.*^{62,63}, les sources de contamination par l'hydrogène incluent l'atmosphère, des matériaux réfractaires humides, la refonte de lingots, les alliages mères, les sels, les outils et les produits de combustion d'une fournaise au gaz.

L'hydrogène gazeux s'échappe partiellement de l'atmosphère et se dissout partiellement dans le métal liquide en dissociant l'hydrogène moléculaire en hydrogène atomique à la surface du métal selon la réaction suivante :



La solubilité de l'hydrogène dans l'aluminium varie directement avec la température et avec la racine carrée de la pression ; la solubilité augmente rapidement avec la température au-dessus du liquidus. La solubilité de l'hydrogène est largement supérieure tant à l'état liquide qu'à l'état solide. La porosité gazeuse augmente lors de la solidification en raison de la grande différence de solubilité de l'hydrogène dans l'aluminium liquide et solide qui est approximativement de 7 ml/kg et 0,4 ml/kg respectivement (Figure 2.8). Ces valeurs varient légèrement en fonction de l'alliage⁶³.

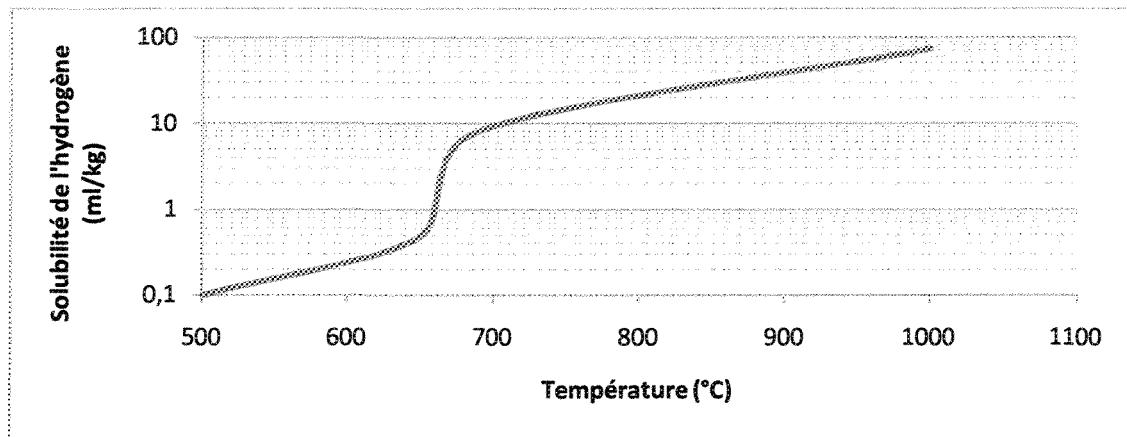


Figure 2.8 Solubilité de l'hydrogène dans l'aluminium⁶⁴.

À mesure que le métal se solidifie, l'hydrogène est rejeté des parties semi-solides vers les parties encore liquides qui s'enrichissent de gaz. Cet hydrogène dissous exerce une pression décrite par la loi de Sievert et des pores se forment lorsque la pression est supérieure à la somme des pressions atmosphérique, métalostatique et de la tension de surface :

$$P > PA + PM + P\sigma \quad [3]$$

La figure ci-dessous montre un pore formé par l'emprisonnement d'une bulle d'hydrogène. Notons sa forme arrondie caractéristique.

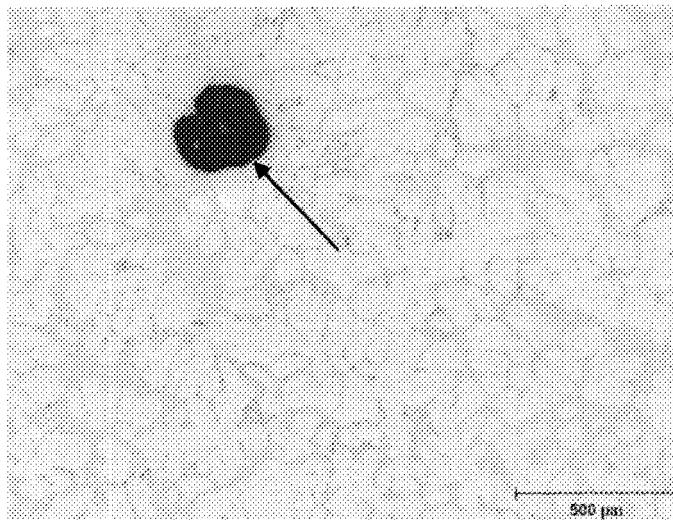


Figure 2.9 Porosité causée par l'emprisonnement d'une bulle d'hydrogène.

La solidification de l'aluminium pur est accompagnée par une diminution du volume de 7 % causée par la différence de densité entre les états liquide et solide⁶⁵. Les alliages d'aluminium subissent généralement une diminution du volume de 3 % à 6 %. À mesure qu'une région se solidifie, elle compense pour cette retassure en aspirant le métal liquide des régions environnantes.

Le mécanisme de formation de la porosité implique une solidification pâteuse associée à la ségrégation de l'hydrogène et aux difficultés d'alimentation. L'hydrogène peut être contrôlé par des procédures de manipulation minutieuses et par les technologies de dégazage ; cependant, la porosité peut encore se former tant que du métal d'alimentation est fourni pendant la solidification pour prévenir les effets de la variation de la densité. La compréhension du comportement d'alimentation d'un alliage est un aspect important pour la production de pièces de qualité, comme le soulignent Kim *et al.*⁶⁶ et Viswanathan *et al.*⁶⁷

La taille des grains joue un rôle important dans la formation de la porosité en raison des difficultés d'alimentation. Lorsque le métal d'alimentation s'écoule pour compenser les retassures, l'alimentation se produit dans des canaux entourant les grains et les dendrites. Quand la taille des grains est petite, l'alimentation interdendritique n'est pas très difficile puisque la distance d'alimentation augmente. Les pores se forment lorsque l'alimentation interdendritique devient difficile⁶⁶. Les retassures ont une forme irrégulière et ont beaucoup de branches et de bras, car ils se forment tardivement pendant la solidification et grandissent au travers d'un réseau dendritique⁶⁰. La figure ci-dessous montre un groupement de pores résultant d'une alimentation déficiente durant le processus de solidification.

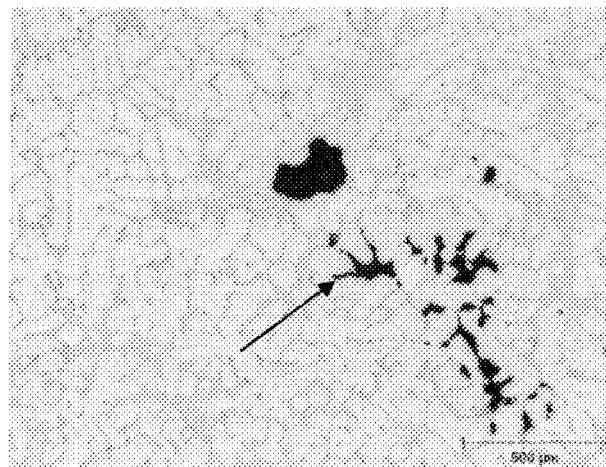


Figure 2.10 Porosité causée par le retrait du métal lors de la solidification.

Les fonctions décrivant la porosité sont composées de paramètres thermiques et de solidification comme la température T , la fraction solide f_s , le gradient thermique maximal sur le front de solidification G , la vitesse du front de solidification dans la direction du

gradient thermique v_s , le taux de refroidissement instantané ε , et le temps de solidification t_s ⁶⁸

Le gradient thermique peut être considéré comme une mesure de l'épaisseur de la zone pâteuse, et la vitesse du front de solidification comme une mesure de la vitesse de solidification soit une mesure du besoin en liquide pour alimenter la région interdendritique en cours de solidification. Les paramètres G et v_s peuvent être considérés comme des paramètres de transport. Le taux de refroidissement instantané mesure à la fois la vitesse de solidification et la finesse de la structure ; un grand taux de refroidissement produit habituellement une structure fine. Le taux de refroidissement instantané est relié à G et v_s par l'équation 1⁶⁹:

$$G \times v_s = -\varepsilon \quad [4]$$

La température et la fraction solide sont des mesures de la capacité du liquide à aller alimenter la région interdendritique en cours de solidification. Le temps de solidification influe directement sur la distance interdendritique secondaire pour un point donné.

Le temps de solidification est défini pour un point donné comme étant le temps écoulé entre le début et la fin de la solidification du métal. Il existe une relation indépendante de la forme du moule ou de la modification donnant le temps de solidification en fonction de la distance interdendritique secondaire⁷⁰:

$$t_s = 0,00342 \times DAS^{2,69768} \quad [5]$$

où t_s est le temps de solidification en secondes et DAS est la distance interdendritique secondaire en micromètres (l'alliage utilisé est le A356.2)

Gruzleski *et al.*⁷¹ ont trouvé, pour des concentrations extrêmes en hydrogène de 0,1 et 0,8 ml/100 g, que la porosité surfacique est uniformément distribuée dans tout l'échantillon. Par contre, pour des teneurs en hydrogène intermédiaires, le temps de solidification influe grandement sur la distribution de la porosité. Leurs résultats montrent que la porosité augmente avec l'hydrogène peu importe le temps de solidification.

Tynelius⁷⁰ a trouvé que la porosité surfacique, la longueur maximale et l'aire maximale des pores augmentent avec le temps de solidification pour une même concentration en hydrogène. La densité des pores peut se décrire par une interaction entre le temps de solidification et la concentration en hydrogène. Avec l'augmentation simultanée de la concentration en hydrogène et du temps de solidification, la densité diminue concurremment avec une augmentation de l'aire maximale des pores.

La vitesse de solidification est calculée comme étant la distance entre deux points du métal parallèle à la direction d'avancement du front de solidification divisée par le temps qu'a pris le front de solidification à passer du premier point au deuxième.

Shinada *et al.*⁷² ont fait varier la vitesse de solidification de 10 à 90 cm/h en gardant constant le gradient thermique (16°C/cm) pour différents alliages Al-Si en observant la concentration en hydrogène et le titre en silicium en fonction de la position verticale dans un lingot refroidi de façon unidirectionnelle. Ils rapportent qu'avec l'alliage Al-8 %Si, la

teneur en hydrogène est constante pour toutes les positions verticales et toutes les vitesses de solidification.

Tynelius⁷⁰ affirme, pour l'alliage A356.2, que le pourcentage d'aire, la longueur maximale, l'aire maximale et la densité des pores augmentent avec la vitesse de solidification peu importent les temps de solidification utilisés. Ceci peut être l'effet de deux phénomènes non exclusifs :

1. Une réduction de la pression du métal quand la perméabilité de la zone pâteuse décroît.
2. Une expansion des pores dans les poches liquides isolées de la masse liquide principale.

Le taux de refroidissement est défini comme étant la différence entre les températures d'un même point prises à deux instants divisée par le temps écoulé entre ces deux instants. En pratique, le taux peut être caractérisé pour un refroidissement en en faisant la moyenne au liquidus et au solidus⁷³. Tout comme le temps de solidification, le taux de refroidissement agit sur la distance interdendritique secondaire⁷⁴ (pour l'alliage Al-4,5 %Cu) :

$$\varepsilon = \left(\frac{45}{DAS} \right)^{2,56} \quad [6]$$

Pan *et al.*⁷⁵ ont déterminé avec l'alliage A356 l'équation du pourcentage de porosité en fonction du taux de refroidissement (en °C/s) comme suit :

$$P_{vol} = 0,0018 - 1,283 \times \log \varepsilon \quad [7]$$

Une augmentation du taux de refroidissement réduit la distance interdendritique secondaire, ce qui augmente la résistance au transfert de métal liquide par les canaux résultants mais en accroît le nombre. La réduction de porosité obtenue avec l'augmentation du taux de refroidissement peut être attribuée à une zone pâteuse plus étroite.

Chiou et Tsai⁷⁶ ont abouti à la même conclusion à l'aide d'un modèle mathématique. Fang *et al.*⁷⁷ ont observé, avec l'alliage Al-4,7%Mg affiné, que la porosité décroît toujours pour une augmentation du taux de refroidissement.

Le gradient thermique G est défini comme étant la différence de température entre deux points à un instant donné divisée par la distance qui les sépare. Pan *et al.*⁷⁵ ont déterminé avec l'alliage A356 l'équation du pourcentage de porosité en fonction du gradient thermique (°C/cm) comme suit :

$$P_{vol} = 1,308 - 0,663 \times \log G \quad [8]$$

On peut noter que la porosité diminue lorsque le gradient thermique augmente. Un grand gradient thermique amincit la zone pâteuse, et une température plus élevée avant le liquidus abaisse la viscosité ; tous deux contribuent à augmenter la coulabilité et diminuer la porosité.

Cibula et Ruddle⁷⁸ ont montré que pour l'alliage 304 (Al-5%Cu) la porosité augmente un peu pour des grains plus gros. Ils ont obtenu des grains plus gros en surchauffant le métal avant de le couler puisque les grains grossissent en augmentant le temps de solidification. De plus, une augmentation de la température de coulée améliore la

dissolution de l'hydrogène. La raison pour laquelle la grosseur des grains a une grande influence sur la dimension des pores est que la plupart des pores sont localisés aux joints de grains. Pour deux échantillons ayant la même porosité, l'échantillon ayant de plus gros grains aura de plus longs pores.

Drossel *et al.*⁷⁹ ont travaillé entre autres alliages avec du Al-6%Si-2%Cu et un moule rectangulaire. Ils ont trouvé que l'affinage du grain par l'addition de 0,02 % de Ti sous forme d'un alliage mère de Ti-B augmente la densité de l'ordre de 0,02 à 0,06 kg/dm³, c'est-à-dire une diminution de la porosité de l'ordre de 0,7 % à 2 %.

Fang et Granger⁸⁰ ont trouvé que l'affinage de grain d'un alliage A356 solidifié de manière unidirectionnelle par l'addition de 0,02% de Ti avec du Al-5%Ti-0,2%B diminuait un peu la porosité surfacique. Tynelius⁷⁰ affirme au sujet de l'alliage A356.2 que la morphologie de l'interface solide-liquide et la microstructure résultante déterminent la morphologie de la microporosité. Les pores sont présents aux joints de grains. L'affinage du grain diminue la longueur maximale des pores, tandis que la porosité surfacique et la densité des pores augmentent ; l'aire maximale des pores demeure inchangée. Cela signifie que les particules de TiB₂ servant à l'affinage procurent des sites de nucléation aux pores, sans influer sur la tension interfaciale. Si la tension interfaciale était affectée, l'aire des pores augmenterait.

Argo et Gruzleski⁸¹ ont utilisé une éprouvette de Tatur pour évaluer l'allure de la porosité dans l'alliage A356.2 où le titre en strontium varie entre 0 % et 0,036 % (l'éprouvette de Tatur⁸² fut conçue pour mettre en évidence la microretassure, la retassure et

le retrait linéaire). La concentration en hydrogène fut gardée constante à 0,2 ml/100 g à l'aide de l'appareil Télegas. Ils ont trouvé qu'il n'y avait pas de différence significative pour la retassure totale entre les échantillons modifiés et ceux non modifiés. Cependant, les échantillons modifiés avaient plus de microretassure et moins de retassure.

Fang et Granger⁸⁰ ont trouvé, en solidifiant de façon unidirectionnelle un alliage de A356 contenant 0,31 ml/100 g d'hydrogène, que l'addition de 0,060 % de strontium augmente sensiblement la porosité, le diamètre des pores et la densité des pores. Ils attribuent l'augmentation de la porosité à trois raisons possibles :

1. L'augmentation de la surfusion eutectique accroît le temps de solidification.
2. Une réduction de la tension de surface.
3. L'augmentation des inclusions causée par l'ajout de strontium.

Dudyk *et al.*⁸³ ont noté l'apparition de porosité avec l'alliage Al-6%Si- 2%Cu-Mg après modification avec du strontium. Dans le travail expérimental de Shahani⁸⁴, l'addition de 0,025 % de strontium augmente la porosité.

Chen et Engler⁸⁵ ont comparé les coulées entre des moules en sable et des moules permanents pour différents diamètres. Ils ont trouvé que pour l'alliage Al-7%Si-0,5%Mg, l'addition de 0,020 % de strontium augmente un peu la porosité surfacique. De plus, pour des concentrations égales en hydrogène, l'augmentation de la porosité est beaucoup plus grande avec les alliages à haut titre en silicium (Al-10%Si-0,5%Mg ou Al-12%Si) si 0,030

% de strontium est ajouté. Cela indique que la morphologie du front de croissance a une grande importance sur la porosité.

Iwahori *et al.*⁸⁶ n'ont pas observé d'influence du strontium sur la limitation de la fraction solide pour empêcher la microretassure dans les régions sous-alimentées d'une pièce coulée.

Tynelius⁷⁰ observe que la porosité surfacique, la longueur maximale et l'aire maximale des pores augmentent avec le titre en strontium en gardant les autres paramètres constants. Ce qui laisse penser que le strontium diminue la tension interfaciale aux films d'alumine et facilite la germination. La relation entre la densité des pores et le strontium est ambiguë, car la densité augmente avec le titre en strontium pour le moule à base refroidie et diminue pour le moule à géométrie variable.

Selon Sun *et al.*⁸⁷, et Okorafor *et al.*⁸⁸, dans le procédé de la mousse perdue, pendant la coulée du métal liquide sur le modèle PSE (le modèle en mousse est constitué approximativement de 94 % d'air et de 6 % de polystyrène⁸⁹), la chaleur du métal en fusion décompose le modèle en gaz et en styrène liquide dans une zone cinétique entre le front métallique et le modèle en décomposition. L'air dans le modèle ainsi que les gaz issus de la pyrolyse s'échappent de la cavité de coulée à travers l'enduit réfractaire dans la zone cinétique. Les composants liquides restants s'écoulent dans l'interface métal-enduit réfractaire par une combinaison de mouillage, capillarité et pression d'écoulement. Ces composants liquides sont chauffés par le métal et convertis en hydrogène et en dépôts carbonés. L'emprisonnement de produits de la pyrolyse du modèle dans le métal en fusion

réulte en une évaporation du polystyrène et à une dissipation des vapeurs dans le métal. Une bande de porosité semble être le résultat de ces gaz emprisonnés⁹⁰. Les bulles flottent vers la surface et s'agglomèrent sous le métal solide le long des arêtes de la coulée.

La température de coulée des alliages d'aluminium est beaucoup plus élevée que pour les procédés de mise en forme à cavité ouverte, pour enlever de la cavité tous les produits résultant de la pyrolyse du modèle en polystyrène expansé et pour assurer une bonne coulabilité. En raison de la combinaison de la haute température de coulée et d'autres caractéristiques du procédé de la mousse perdue, les pièces produites par le procédé ont tendance à causer de sérieux problèmes de piqûres et d'étanchéité à la pression, selon Guohua *et al.*⁹¹. Les joints de colle sont également une source de porosité. Shivkumar *et al.*⁴⁰ ont observé que la densité de la colle est beaucoup plus élevée que celle du modèle et, par conséquent génère plus de gaz.

Les plis sont des discontinuités dans la coulée qui s'étendent jusqu'au centre de la pièce ; ils affectent sévèrement les propriétés mécaniques et l'étanchéité. La surface d'un pli est relativement lisse et droite. La formation d'un pli est causée par la fusion incomplète de deux jets de métal liquide, donc d'une certaine manière le pli est similaire au repli. Les différences résident dans leur dimension, leur emplacement, leurs conditions de surface ainsi que dans leur mécanisme de formation. Le pli est généralement plus court que le repli et il est difficilement visible de l'extérieur de la pièce, mais il peut être détecté sur une surface de fracture. La taille du pli est de l'ordre de quelques millimètres. Dans les cas extrêmes il peut atteindre le centimètre. Le pli est un défaut localisé et il se produit souvent

à la jonction de deux parois à angle à une bonne distance de l'arrivée du métal. La composition chimique métal à proximité du pli n'est pas uniforme ; effectivement, elle varie grandement d'un endroit à l'autre en passant par des concentrations extrêmement hautes à pratiquement nulles.

Des inclusions noires sont fréquemment observées sur la surface de rupture des pièces produites selon le procédé de la mousse perdue. Ces inclusions sont principalement observées vers la fin de l'écoulement du métal. Leur taille varie entre le millimètre et le centimètre. Leur morphologie est un film souvent accompagné de pores. L'analyse chimique de ces défauts montre qu'ils sont riches en calcium, en potassium ainsi qu'en soufre. Ces éléments font partie de la composition chimique de la plupart des revêtements réfractaires, donc ces inclusions sont exogènes et proviennent du détachement de particules de l'enduit réfractaire.

2.6 Distance interdendritique secondaire

Le processus de solidification est important, car il contrôle la structure et conséquemment les propriétés mécaniques. La baisse de la température du métal liquide entraîne la formation de noyaux qui, à leur tour, s'ils atteignent la taille critique, vont provoquer la cristallisation du métal. C'est la nucléation homogène qui est caractérisée par une forte surfusion. La nucléation hétérogène est celle qui se produit lorsque la cristallisation commence sur des impuretés, des particules, des agents de nucléation ou sur les parois du moule et elle est communément observée lors de la solidification des alliages.

Selon le taux de refroidissement, la forme que prendra le front de solidification change : pour les métaux purs le front est planaire, à mesure que le taux de refroidissement augmente le front passe de planaire à cellulaire et puis à dendritique. Généralement, la solidification dendritique est celle observée. La structure dendritique est caractérisée par une morphologie résultant de la croissance de longs et minces troncs dans une direction cristallographique spécifique avec des branches régulières dans d'autres directions équivalentes. Dans la structure dendritique, les branches s'étendent aux niveaux secondaire et tertiaire, et quelquefois à des niveaux supérieurs ; en fait, elle rappelle un sapin avec le tronc, les branches, les rameaux et les aiguilles.

Lorsque le métal en fusion entre en contact avec la paroi du moule dont la température est inférieure à celle du liquidus, il est refroidi, et la germination s'y fait rapidement. Il se forme alors dans le métal un réseau de nombreux cristaux dendritiques orientés au hasard. Dans cette zone, la distance sur laquelle il y a surfusion structurale est faible, car le gradient de température dans le liquide est élevé. Une fois ces dendrites formées, le gradient de température dans le liquide diminue, et la distance de fusion structurale augmente. La croissance dendritique des grains se poursuit, mais ceux dont les dendrites ont un axe parallèle au flux de chaleur croissent plus rapidement que les autres ; dans la zone basaltique, les grains ont tous, à peu de chose près, la même orientation et la même section. La longueur des grains basaltiques peut atteindre plusieurs centimètres. En fin de solidification, l'évolution de la zone basaltique est limitée par la germination de nombreux cristaux au sein du liquide restant, qui est totalement en surfusion. Cette

germination est hétérogène et se produit très souvent sur des débris de dendrites. Dans cette zone, les grains sont orientés au hasard, d'où le qualificatif d'équiaxe.⁹²

Pendant la croissance, les branches des dendrites vont s'entremêler et former un réseau cristallin unique : le grain. Un grain peut contenir des milliers de dendrites. Les propriétés mécaniques de la plupart des alliages de fonderie sont fortement dépendantes de la distance interdendritique secondaire. Une diminution de la distance interdendritique secondaire est accompagnée d'une augmentation de la limite ultime et de la ductilité⁶⁴.

De plus, la distance interdendritique secondaire est directement proportionnelle au temps de solidification locale, lequel est l'intervalle de temps entre la température du liquidus et du solidus sur la courbe de refroidissement⁹³. Généralement, la distance interdendritique secondaire est la distance moyenne entre les branches secondaires et elle est déterminée en calculant la longueur de la dendrite primaire divisé par le nombre de dendrites secondaires. Il existe plusieurs relations empiriques entre la distance interdendritique secondaire et le temps de solidification locale^{56,94,95}.

Le mécanisme de croissance d'une branche dendritique va comme suit : les branches se forment les unes des autres près de l'extrémité de la dendrite principale. Après un certain temps, les dendrites tentent de réduire leur énergie de surface en réduisant leur surface. Cette diminution de l'énergie de surface entraîne la refonte des petites branches et la croissance des plus grosses. Ainsi la distance moyenne interdendritique secondaire augmente.

La distance interdendritique secondaire est un paramètre structural important caractérisant la vitesse de solidification locale et déterminant la distribution des particularités comme la microporosité et la taille de la structure secondaire⁹⁶.

2.7 L'affinage de grains et la modification

L'affinage de grain consiste à réduire la taille des grains en augmentant le nombre des sites de nucléation. L'utilisation de métaux comme le titane ou le bore dans l'aluminium permet la création de particules de types Al_3Ti , AlB_2 ou TiB_2 tout dépendant si l'aluminium ne contient que du titane, que du bore ou encore les deux, respectivement. L'ajout de ces métaux se fait par l'entremise d'alliages mères. Leur concentration varie entre 1 % et 10 % généralement. De plus, l'ajout d'affineur de grains réduit et élimine parfois même le phénomène de la surfusion.

Les propriétés mécaniques des alliages Al-Si sont contrôlées grandement par la morphologie des particules de silicium eutectique. Sous des conditions normales, les particules de silicium croissent sous la forme de flocon dans la région interdendritique. Ces particules aciculaires induisent un effet de concentration de contraintes et diminuent les propriétés mécaniques, tout particulièrement la ductilité⁹⁷⁻⁹⁹. Pour améliorer les propriétés mécaniques, une petite quantité des éléments du groupe IA ou II A, comme le sodium ou le strontium, est ajoutée au métal liquide¹⁰⁰. La présence de ces éléments altère le schéma de croissance du silicium pendant la solidification¹⁰¹. Ce processus est souvent appelé « modification ». Lorsqu'il est ajouté au métal liquide, le sodium ou le strontium fait croître le silicium sous une forme fibreuse, menant à une amélioration des propriétés mécaniques.

Les particules du silicium eutectique peuvent être soumises à une sphéroïdisation rapide lors d'un traitement thermique par mise en solution¹⁰², et une redistribution générale de la porosité qui passe d'un macrorétrécissement localisé à une microporosité plus uniformément dispersée¹⁰³. Le strontium est de loin le plus utilisé comme modificateur de la morphologie du silicium eutectique^{104,105}. Il est ajouté au métal sous forme d'alliages mères Al-Sr.

La modification d'un alliage d'aluminium peut faire abaisser la température eutectique de 10 °C. La modification du silicium eutectique est habituellement accomplie en ajoutant certains agents de modification, par contre une addition en excès de ces modificateurs peut amener à une surmodification à laquelle deux phénomènes distincts sont associés : premièrement, le grossissement de la structure du silicium et le retour du silicium fibreux à une forme de plaquettes interconnectées, deuxièmement l'apparition de particules de phases intermétalliques contenant du strontium, par exemple, comme le composé Al_2SrSi_2 . Ces dernières sont de forme polygonale et sont incohérentes avec la matrice. Il est clair que les deux phénomènes réduiront les propriétés de l'alliage en le faisant retourner aux valeurs typiques d'un matériel non traité. L'addition du strontium dans les alliages Al-Si mène à une augmentation considérable de la quantité de la phase dendritique α -Al et change la forme des dendrites. En présence d'un affineur de grains comme Al-Ti-B, la réduction du modificateur est bien considérable, puisque l'interaction Sr-raffineur change alternativement la fraction volumique de la phase dendritique d' α -Al et la morphologie de la phase de silicium.

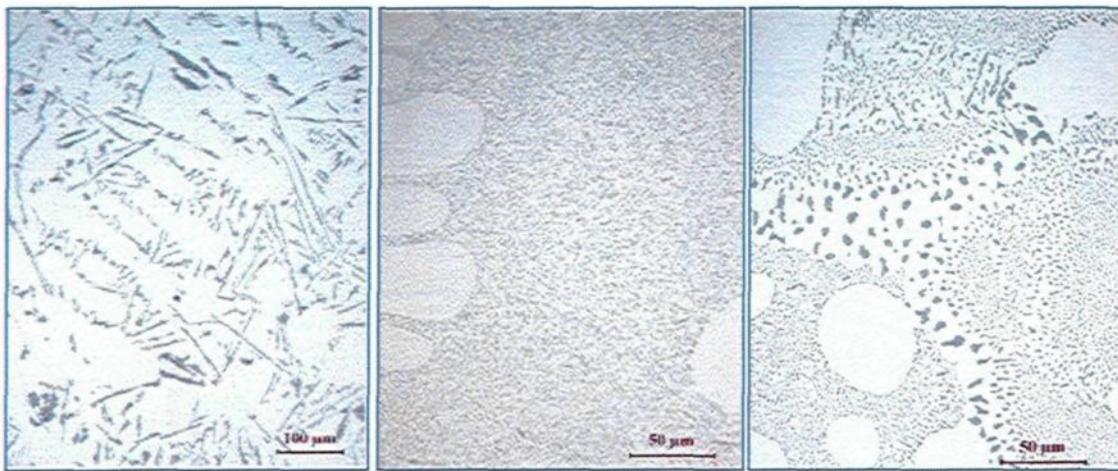


Figure 2.11 Morphologie du silicium eutectique dans un alliage Al-10%Si: (a) alliage non modifié, (b) alliage modifié avec Sr, (c) alliage surmodifié avec Sr.

2.8 Le durcissement

La mise en solution implique le chauffage de l'aluminium ou des alliages à des températures légèrement inférieures à la température eutectique. La mise en solution maximise la quantité de soluté en solution solide. La température doit être maintenue suffisamment longtemps pour permettre la dissolution et la migration à l'intérieur de la matrice. Après la mise en solution, le matériel est trempé pour maintenir cette solution sursaturée.

Le vieillissement naturel et l'augmentation subite des propriétés mécaniques se produisent par la formation rapide de Zones GP (Guinier-Preston) à partir de la solution solide sursaturée et des espaces vacants. La résistance mécanique augmente drastiquement et les propriétés deviennent stables après quelques heures voire quelques jours.

Le vieillissement artificiel consiste à chauffer le matériel trempé entre 95°C et 205°C pour accélérer la précipitation de certaines particules intermétalliques dans les

alliages traitables thermiquement. Cette accélération n'est pas entièrement causée par le changement du taux de réaction. Les changements structuraux dépendent du temps et de la température.

Le durcissement par précipitation implique le chauffage de l'aluminium allié à des températures entre 100°C et 230°C. À ces températures, la solution solide sursaturée, créée par la trempe à partir de la mise en solution, commence à se décomposer. Initialement, il y a agglomération des atomes de soluté près des espaces vacants. Une fois que suffisamment d'atomes ont diffusé de leur position initiale, un précipité cohérent se forme. Le précipité et la matrice d'aluminium présentent une disparité quant au réseau cristallographique ce qui entraîne un champ de contraintes autour du précipité. À mesure que le soluté diffuse vers le précipité, le champ de contrainte augmente et éventuellement, la matrice d'aluminium ne sera plus en mesure d'accommoder cette disparité. Un précipité semi-cohérent se forme. Finalement, après que le précipité semi-cohérent ait grandi suffisamment, la matrice ne peut plus supporter la disparité cristallographique et le précipité à l'équilibre se forme.

Le durcissement par précipité est le mécanisme où la dureté, la résistance élastique et la résistance mécanique augmentent drastiquement avec le temps à une température constante après un refroidissement rapide d'une température de mise en solution. Le refroidissement rapide ou la trempe crée la solution solide sursaturée qui fournira la « puissance » pour la précipitation. Ce phénomène a été découvert en premier par Wilm¹⁰⁶. Il a trouvé que la dureté des alliages d'aluminium avec des petites quantités de cuivre, de

magnésium, de silicium et de fer augmentait avec le temps après la trempe d'un échantillon porté à une température légèrement inférieure au point de fusion.

Mercia *et al.*¹⁰⁷ furent les premiers à expliquer rationnellement le phénomène de durcissement qui se produisait dans le temps. Ils énoncèrent que puisque les hautes températures favorisent la dissolution du soluté, les basses températures vont, quant à elles, permettre la formation par précipitation de nouvelles phases à partir de la solution solide. Le concept du durcissement par précipitation a ouvert un nouveau champ de la métallurgie physique et a été le sujet de la majorité des recherches pendant les années 20 et 30. Ce concept était difficile à valider parce que les précipités étaient trop petits pour être observés avec les instruments de mesure de l'époque.

Orowan¹⁰⁸ a développé une équation reliant la force d'un alliage contenant des particules dures au module de cisaillement de ces particules et à leurs espaces interparticulaires. L'équation d'Orowan est un accomplissement remarquable et elle est basée sur la théorie du durcissement par dispersion.

Le durcissement par précipitation renforce les alliages par le cisaillement des particules cohérentes par les dislocations, avec un effet drastique sur les propriétés. Les mécanismes de durcissement par précipitation ont tous en commun la méthode par laquelle le mouvement des dislocations est bloqué par les particules et la matrice ainsi que par la description de ce mouvement.

Six mécanismes primaires du durcissement par précipitation sont décrits dans la littérature : le renforcement chimique, le renforcement par défaut d'empilement, le module

de durcissement, le renforcement par cohérence, le renforcement d'ordre et la décomposition de phases. Le renforcement chimique procure un durcissement découlant de la formation d'interfaces additionnelles matrice-précipité à partir du cisaillement des particules par les dislocations¹⁰⁹. Le renforcement par défaut d'empilement durcit à partir des différents défauts d'empilement d'énergie de la matrice et des précipités¹¹⁰⁻¹¹². Pour le module de durcissement, l'augmentation de la résistance est causée par la différence de module de cisaillement de la matrice et des précipités¹¹³⁻¹¹⁶. Dans le mécanisme de renforcement par cohérence, il y a une interaction élastique entre le champ de contraintes des dislocations et les particules cohérentes. Le renforcement d'ordre se produit quand le précipité est un super réseau et que la matrice est une solution solide relativement distordue¹¹⁷. La décomposition de phases est un cas spécial où la concentration en soluté dans le réseau change occasionnant ainsi une variation de la résistance élastique.

2.9 Les propriétés mécaniques

De nos jours, les alliages non ferreux les plus utilisés pour le procédé de la mousse perdue sont sans aucun doute issus du groupe aluminium silicium ; principalement les alliages 319 et 356¹¹⁸. La bonne fluidité, l'étanchéité à la pression et la résistance aux contractions thermiques et aux retassures des alliages aluminium silicium font d'eux un bon choix pour la coulée par la mousse perdue. Des alliages comme l'A356 à la condition T6 peuvent avoir une résistance à la traction de 228 MPa, une limite d'élasticité de 164 MPa et un pourcentage de déformation à la rupture de 3,5 %. Ces propriétés mécaniques sont basées sur des échantillons de traction coulés séparément selon le procédé de moulage au sable. Cependant, il y a un intérêt pour d'autres alliages plus légers et ayant de meilleures

propriétés mécaniques. Les alliages de la série 2XX font partie de cette catégorie. Ces alliages ont une résistance à la traction de 354 MPa, une limite élastique de 250 MPa et un pourcentage de déformation à la rupture de 7 % quand ils sont moulés au sable¹¹⁹.

Bien que les alliages aluminium cuivre aient des propriétés mécaniques supérieures à celles des alliages aluminium silicium, ils ne sont que très peu utilisés pour la coulée par la mousse perdue. Le long temps de solidification associé au procédé de coulée et la faible capacité de mise en forme des alliages aluminium cuivre en sont les raisons. Cependant, des recherches limitées ont été menées sur ces alliages pour la coulée par la mousse perdue.

Chapitre 3

Procédures expérimentales

3.1 Introduction

Les travaux expérimentaux sont divisés en plusieurs parties :

- le travail de fonderie ;
- la préparation des échantillons ;
- l'analyse métallographique ;
- les essais mécaniques.

3.2 Le travail de fonderie

3.2.1 Les alliages

Afin d'étendre la portée de l'étude, trois alliages ont été sélectionnés le 356, 357 et 220.

Se faisant, le paramètre que pourrait apporter la nature de l'alliage pourra être isolé. L'alliage 356 a été choisi puisqu'il répond à ou excède toutes ces exigences que requièrent les culasses :

- limite ultime à la traction de 245 MPa ;
- limite d'élasticité de 215 MPa ;
- ductilité de 1,6%;
- dureté de 80 BHN ;

- excellente étanchéité à la pression ;
- excellente coulabilité ;
- bonne usinabilité.

L'alliage 357 permet d'évaluer les effets de la concentration du magnésium puisque sa concentration en magnésium est 0,6% comparativement à 0,35% pour l'alliage 356. L'alliage expérimental 220 diffère des autres alliages de la série 2XX par sa concentration de cuivre qui est plus basse. Le tableau 3.1 présente les compositions chimiques de ces alliages.

Tableau 3.1 Composition des différents alliages utilisés tels que reçus (% massique).

Alliage	Si	Cu	Mg	Fe	Mn	Zn	Ti	Sr	Al
220	1,32	2,09	0,42	0,58	0,60	0,00	0,00	0,00	bal.
356	6,78	0,02	0,35	0,11	0,04	0,04	0,08	0,00	bal.
357	6,78	0,02	0,60	0,11	0,04	0,04	0,08	0,00	bal.

3.2.2 Les agents modifiants et affinant

Les agents employés dans le cadre de cette étude constituent la base du traitement du métal liquide. La modification de la morphologie des particules de silicium eutectique est obtenue grâce à l'ajout de 200 ppm de strontium sous la forme d'alliages mères de 3 %m et 10 %m de strontium. Le strontium a été préféré au sodium parce que ce dernier est extrêmement réactif et nécessite des précautions particulières. Les concentrations ont été choisies en fonction des alliages mères commerciaux disponibles.

L'ajout de 150 ppm de bore assure un bon affinage des grains. Le bore a été préféré au titane parce qu'il procure un affinage comparable, mais nécessite de plus petite quantité. La

concentration de bore dans l'alliage mère est de 4%. Ces alliages, proviennent de la compagnie KB Alloy Inc, sous la forme de lingots gaufrés.

3.2.3 L'hydrogène

Les concentrations d'hydrogène choisies correspondent au métal dégazé (0,12 ml/100g) et au métal légèrement gazé (0,20 ml/100g). La première est atteinte par un dégazage du métal à l'argon pendant un minimum de 15 minutes, tandis que la seconde concentration est obtenue par l'ajout d'une certaine quantité de matière hydrocarbonée. Les valeurs des concentrations d'hydrogène sont surveillées par l'appareil AlScan, confirmées ultérieurement par une analyse « LECO subfusion ».

3.2.4 Le traitement thermique

Le traitement thermique appliqué aux échantillons produits en laboratoire vise à améliorer leurs propriétés mécaniques. Il est appliqué systématiquement à tous les échantillons avant l'analyse. Le traitement thermique choisi, T6, qui consiste à une mise en solution suivie d'une trempe et d'un vieillissement artificiel. Le tableau 3.2 montre les différents paramètres du traitement selon l'alliage.

Tableau 3.2 Description des étapes du traitement T6 pour les différents alliages étudiés.

Etape	220	356	357
Mise en solution	5 heures à 490°C	5 heures à 540°C	5 heures à 540°C
Trempe	Eau à 60°C	Eau à 60°C	Eau à 60°C
Repos	-	24 heures à 20°C	24 heures à 20°C
Vieillissement artificiel	4 heures à 190°C	4 heures à 160°C	3 heures à 190°C

3.2.5 L'analyse thermique

L'analyse thermique est une technique d'analyse qui permet d'observer les effets du traitement du métal liquide sur la formation des phases. Elle consiste à verser du métal chauffé à 800°C dans un creuset de graphite préchauffé à 650°C ; un thermocouple de type K, de 0,3 mm de diamètre, situé à trois centimètres du fond du creuset mesure la température à une fréquence de 10 échantillons par seconde qui est traitée et enregistrée par un système informatique. La vitesse de refroidissement est de 0,4°C/s. L'analyse des plateaux de la courbe de la température en fonction du temps et des pics de la dérivée (dT/dt) de la courbe montre la formation des différentes phases. La figure 3.1 montre le schéma d'une coupe transversale du moule en graphite utilisé lors de l'analyse thermique, ainsi que la position de l'échantillon métallographique prélevé.

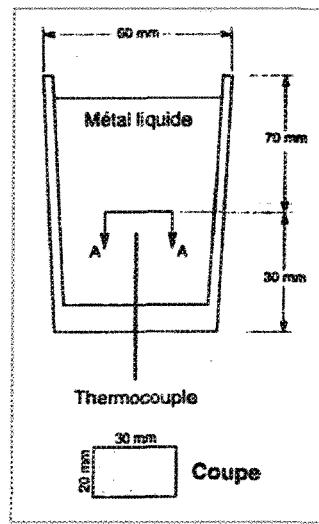


Figure 3.1 Coupe transversale du moule en graphite utilisé lors de l'analyse thermique

Les nombreux travaux effectués par notre groupe ont démontré que les résultats obtenus par l'analyse thermique quant à la formation des phases sont représentatifs des autres types de

coulées même si la vitesse de solidification peut différer dans certains cas. Plusieurs analyses thermiques sont effectuées en faisant varier, à chaque fois, les différents paramètres (expérimentation factorielle). Les quatre paramètres étudiés sont : la composition de l'alliage, le niveau de modification, l'affinage et la quantité d'hydrogène varient entre différents niveaux résumés au tableau 3.3. Au total, 36 compositions différentes sont testées (Tableau 3.4).

Tableau 3.3 Variables utilisées pour les coulées expérimentales.

Variable	Niveau 1	Niveau 2	Niveau 3
A : Alliage	220	356	357
B : Alliage mère de Sr (ppm)	0	200 (Al-3%Sr)	200 ppm (Al-10%Sr)
C : Bore (ppm)	0	150	-
D : Hydrogène (ml H ₂ / 100g Al)	0,12	0,20	-

Tableau 3.4 Codes utilisés pour chaque condition.

Code	Alliage	Condition			
		Al-Sr (%)	Alliage mère (200 ppm)	Bore (ppm)	H ₂ (ml/100g)
A01	356	3	3	0	0,12
A02	356	10	10	0	0,12
A03	356	3	3	150	0,12
A04	356	10	10	150	0,12
A05	356	3	3	0	0,2
A06	356	10	10	0	0,2
A07	356	3	3	150	0,2
A08	356	10	10	150	0,2
A09	356	0	0	0	0,12
A10	356	0	0	150	0,12
A11	356	0	0	0	0,2
A12	356	0	0	150	0,2
B01	357	3	3	0	0,12
B02	357	10	10	0	0,12
B03	357	3	3	150	0,12
B04	357	10	10	150	0,12
B05	357	3	3	0	0,2
B06	357	10	10	0	0,2
B07	357	3	3	150	0,2
B08	357	10	10	150	0,2
B09	357	0	0	0	0,12
B10	357	0	0	150	0,12
B11	357	0	0	0	0,2
B12	357	0	0	150	0,2
C01	220	3	3	0	0,12
C02	220	10	10	0	0,12
C03	220	3	3	150	0,12
C04	220	10	10	150	0,12
C05	220	3	3	0	0,2
C06	220	10	10	0	0,2
C07	220	3	3	150	0,2
C08	220	10	10	150	0,2
C09	220	0	0	0	0,12
C10	220	0	0	150	0,12
C11	220	0	0	0	0,2
C12	220	0	0	150	0,2

3.2.6 La mousse perdue

La culasse a été choisie comme pièce à étudier parce que les partenaires industriels y ont un intérêt. Tout ce qui concerne la fabrication des modèles de polystyrène et la production des culasses à partir de ces modèles a été fait à l'extérieur par une fonderie spécialisée dans le procédé de la mousse perdue. Tous les paramètres de coulées (température du métal, densité du polystyrène, type d'enduit réfractaire, épaisseur de l'enduit...) utilisés sont conformes aux spécificités du procédé industriel et ne peuvent être rapportés pour des raisons de confidentialité.

Les billes T-170 de la compagnie Styrochem ont été utilisées pour fabriquer les modèles des culasses I4 (4 cylindres en ligne). Les modèles ont été assemblés en grappe et recouverts d'une couche d'environ 0,5 mm d'enduit réfractaire Ashland 530 par immersion robotisée (Figure 3.2). Les modèles sont ensuite réservés pour permettre le séchage de l'enduit. Ils sont par la suite introduits dans une flasque et l'espace libre est comblé par du sable de lac non lié, poussé et compacté par des vibrations et des remplissages successifs. Un entonnoir de coulée en céramique est posé sur le dessus du système d'attaque et le métal liquide à environ 800°C est versé. Le métal liquide s'écoule sur le modèle de polystyrène, remplaçant ainsi la mousse. La coulée est refroidie à l'air jusqu'à environ 150°C et la flasque est vidée de son contenu ; la pièce séparée du sable, le système d'attaque est retiré et finalement, la pièce est soumise au traitement thermique.

Pour chacune des conditions établies (voir Tableaux 3.3 et 3.4), quatre culasses sont produites. Après la coulée, les culasses sont soumises à un traitement thermique de type T6.

Par la suite, quatre échantillons sont prélevés : trois proviennent de l'assise des boulons de culasse ou « bolts boss » dont deux serviront à l'élaboration des éprouvettes de traction. Le quatrième échantillon provient de la chambre de combustion et sera utilisé pour l'analyse métallographique. Normalement, l'assise des boulons de culasse est percée d'un trou permettant le passage des boulons vers le bloc où ils seront fixés, par contre ce trou est percé seulement lors de l'usinage final, donc l'échantillon provenant de cet emplacement est une pièce massive et ne comporte aucun trou.

Les figures 3.3 et 3.4 montrent le modèle en mousse de polystyrène de la culasse ainsi que l'emplacement des échantillons prélevés.

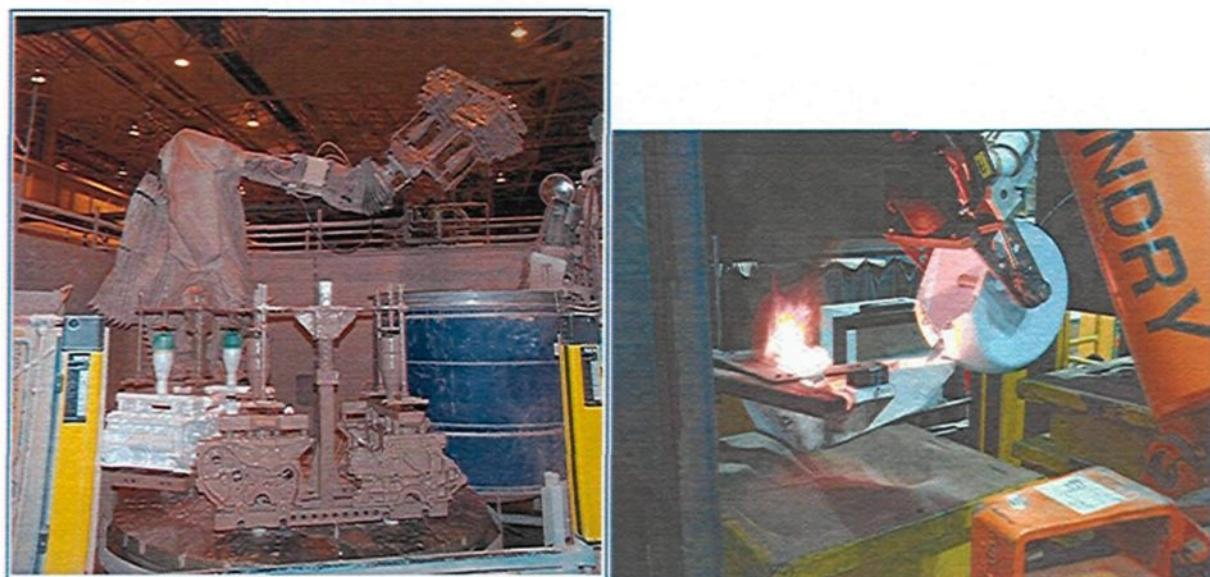


Figure 3.2 Bras robotisés utilisés pour recouvrir les modèles de polystyrène d'enduit réfractaire et pour remplir le moule d'aluminium liquide.

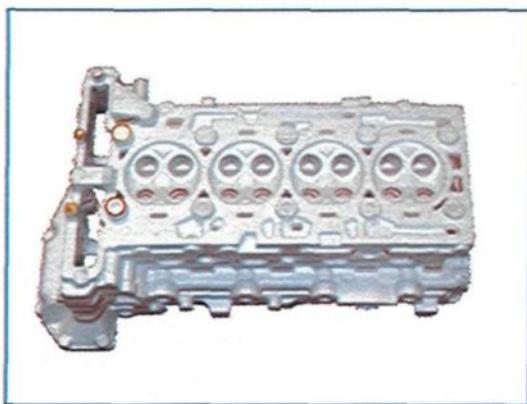


Figure 3.3 Modèle en polystyrène d'une culasse.

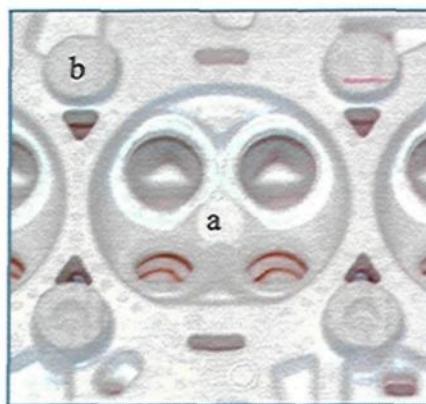


Figure 3.4 Emplacement des échantillons prélevés, la chambre de combustion en a) et l'assise des boulons de culasse en b).

3.2.7 Le moule métallique standard

À titre de référence, des échantillons standards de traction sont produits dans des conditions idéales de laboratoire. Le moule « Stahl » est choisi et dessiné selon la norme ASTM B108. Les figures 3.5 et 3.6 montrent le moule et les pièces coulées qui en résultent. Les variables utilisées sont les mêmes que celles prises lors de la coulée de la mousse perdue (Tableau 3.3). Le métal est fondu dans un four électrique à résistance d'une capacité de 35 kg puis dégazé 15 minutes à l'argon à l'aide d'un agitateur perforé. La température de coulée est de 750°C et le moule est préchauffé à 450°C. Les additions de bore, de strontium et d'hydrogène sont faites dans un temps optimal avant la coulée afin de maximiser leur diffusion dans le métal liquide. Pour chaque condition de coulée, un total de cinq éprouvettes de traction est produit.

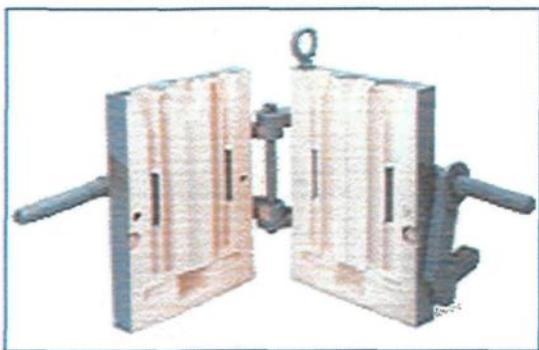


Figure 3.5 Moule permanent.



Figure 3.6 Pièce coulée dans le moule permanent.

3.2.8 Le moule métallique à large section

Le moule standard donne d'excellentes coulées, cependant les paramètres de solidification sont différents de ceux de la coulée industrielle. Pour pallier cette lacune, un moule métallique à section large (15 cm^2) qui représente mieux les paramètres de solidification industrielle est utilisé. Les figures 3.7 et 3.8 montrent le moule et la pièce obtenue.

Les paramètres utilisés avec ce moule sont les mêmes que celles utilisées pour les coulées dans le moule standard (Tableau 3.3). Pour chacune des conditions, un total de trois pièces est produit. Chacune de ces pièces contiendra deux éprouvettes de traction.

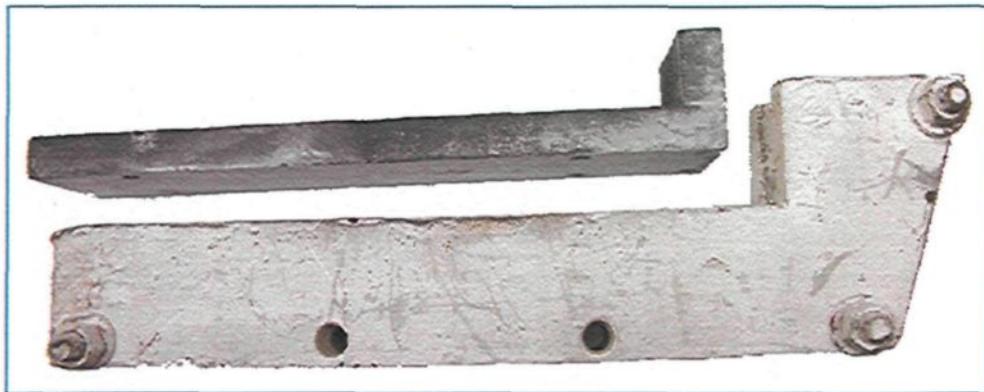


Figure 3.7 Moule métallique à section large.



Figure 3.8 Pièce produite par le moule métallique à section large.

3.2.9 La solidification dirigée

Un autre type de moule est finalement utilisé pour simuler l'effet des parois. Ce moule limite la solidification radiale et est constitué de parois réfractaires faites de silicate de calcium et d'un refroidisseur en cuivre alimenté en eau froide ($\approx 10^{\circ}\text{C}$). L'aluminium liquide, versé dans une masselotte, est dirigé vers le bas du moule par la descente de coulée et remonte dans le moule au-dessus du refroidisseur où il se solidifie. La figure 3.9 montre une vue de profil du moule, une paroi a été retirée sur la photo pour montrer l'intérieur du moule, le refroidisseur en cuivre ainsi que la pièce coulée.

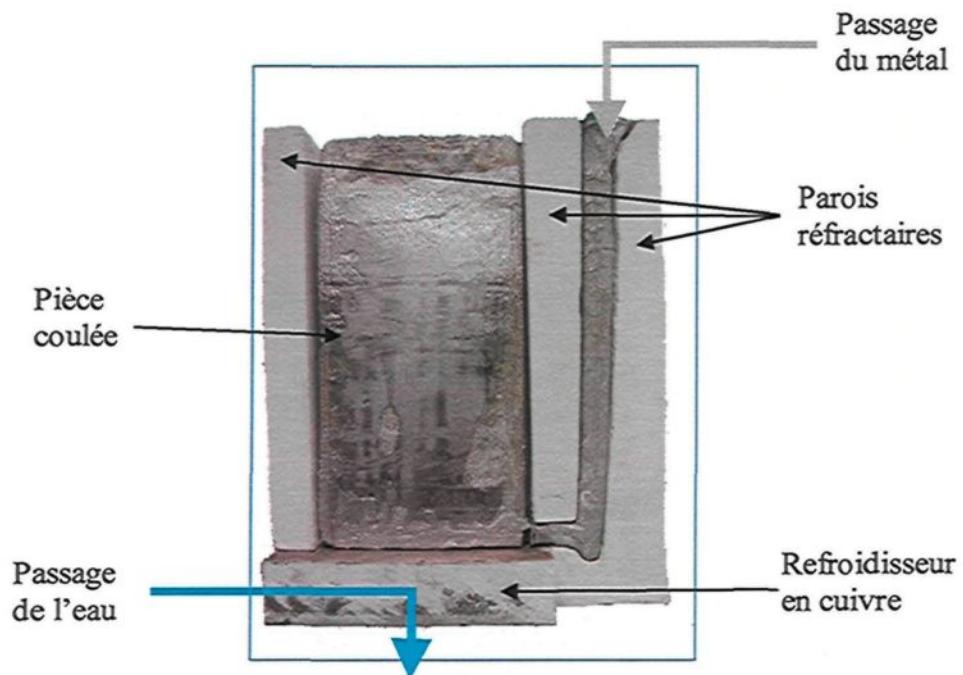


Figure 3.9 Vue de profil du moule à solidification dirigée.

Les paramètres utilisés pour cette étape sont les mêmes que celles utilisées pour les coulées dans le moule standard (Tableau 3.3) sauf que le moule est préchauffé à 250°C. Le métal est versé dans une masselotte positionnée sur le dessus du moule et un filtre situé à la base limite la turbulence du métal. L'aluminium liquide s'écoule dans le moule jusqu'à ce qu'il soit plein, par la suite la valve à eau est ouverte pour permettre le refroidissement du moule qui prend environ quinze minutes. Pour chacune des conditions, un bloc est produit et fournira trois éprouvettes de traction réparties sur trois niveaux (10 mm, 50 mm et 100 mm), qui correspond à trois vitesses de solidification.

3.3 La métallographie

Une étude métallographique est faite sur différents échantillons prélevés directement dans les pièces coulées. Pour la mousse perdue, les échantillons sont prélevés dans la chambre de combustion et à l'emplacement de l'assise des boulons de culasse. Les

échantillons pour moule standard sont prélevés sur une seule éprouvette de traction testée pour chaque condition. L'échantillon est pris loin de la fracture, où la déformation est moindre. Dans le cas des coulées à section large, l'échantillonnage s'est fait au centre pour toutes les conditions. Finalement, des tranches sont extraites de chacun des niveaux du moule à solidification dirigée et ce, pour toutes les conditions.

Tableau 3.5 Procédure de polissage.

Substrat	Force (N)	Lubrifiant	Rotation	Temps (s)	Vitesse (rpm)
SiC (120 grits)	30	Eau	Antihoraire	60	120
SiC (240 grits)	30	Eau	Antihoraire	45	120
SiC (320 grits)	30	Eau	Antihoraire	45	120
SiC (400 grits)	30	Eau	Antihoraire	45	120
SiC (600 grits)	30	Eau	Antihoraire	45	120
SiC (800 grits)	30	Eau	Antihoraire	45	120
SiC (1200 grits)	30	Eau	Antihoraire	45	120
Solution diamantée (6µm)	30	Trolamine*	Antihoraire	360	120
Solution diamantée (1µm)	30	Trolamine*	Antihoraire	360	120
Silice colloïdale	30	Eau	Horaire	240	80

*Lubrifiant vendu sous le nom de DP-Lubricant par la compagnie Struers.



Figure 3.10 Système d'analyse d'images Clemex et microscope optique Leica.

Les échantillons prélevés sont coupés, sertis, meulés grossièrement puis polis selon une procédure établie et rapportée au Tableau 3.5. Par la suite, la distance interdendritique,

la taille des particules de silicium eutectique, la porosité, la taille des pores et la taille des grains (ASTM E 112), sont mesurés et analysés à l'aide d'un microscope optique Leica couplé à un système d'analyse d'images de marque Clemex à différents grossissements (50X à 500X). Les mesures sont effectuées sur 30 à 50 champs selon le grossissement de façon à couvrir systématiquement toute la surface. Une attaque chimique est nécessaire pour la mesure de la taille des grains ; les échantillons sont plongés environ une minute dans une solution contenant 66% vol. d'acide nitrique (concentration de 68% vol.), 33% vol. d'acide chlorhydrique (concentration de 35% vol.) et 1% vol. d'acide fluorhydrique (concentration de 48% vol.).

3.4 Les essais mécaniques

3.4.1 Essai de traction

À l'exception des pièces produites par le moule standard qui ont déjà la forme finale des éprouvettes de traction, les autres pièces sont usinées de façon à produire des éprouvettes de traction. Leur forme diffère légèrement, car le matériel disponible est insuffisant pour faire des barreaux de la même taille. Par contre, les dimensions de ces éprouvettes respectent le standard ASTM E8-04. La figure 3.11 montre un schéma des éprouvettes ainsi produites. Les dimensions sont en millimètre à l'exception de l'épaule et du filetage qui sont en pouce.

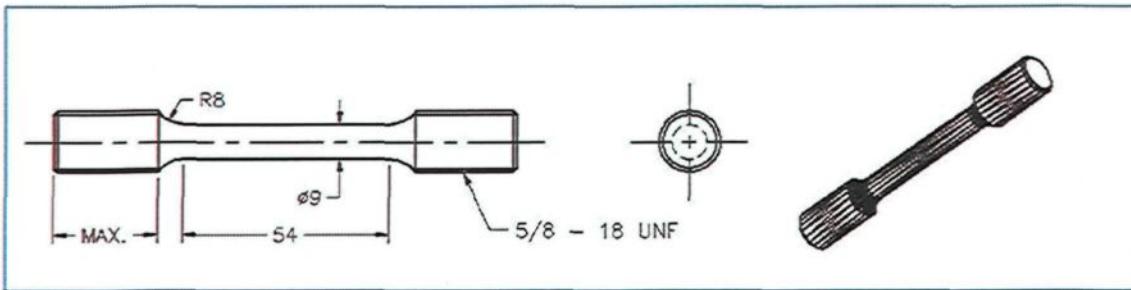


Figure 3.11 Schéma de l'éprouvette de traction.

Les essais de traction (ASTM B557¹²⁰) ont été faits à l'aide d'un système servohydraulique MTS d'une capacité de 100 kN. La vitesse de déformation utilisée est de $8,3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. Une cellule de charge et un extensomètre couplés à un système d'acquisition mesurent et enregistrent la force qu'exerce la machine sur l'éprouvette ainsi que son allongement. La contrainte nécessaire à la rupture, la limite d'élasticité et le pourcentage de déformation sont les paramètres mesurés. La figure 3.12 montre la machine utilisée pour effectuer les essais.



Figure 3.12 MTS 810 Système servohydraulique d'essai des matériaux.

3.4.2 Indice de qualité

L'influence de toutes ces variables sur les propriétés mécaniques de traction est simplifiée par l'indice de la qualité. L'indice de qualité est une relation entre la limite ultime, la limite d'élasticité et la ductilité selon l'équation [4]. Davantage d'explications sur la provenance de cette équation sont présentées à l'Annexe C. Cette technique a été introduite par Drouzy en 1980 et amélioré par Cáceres.

$$Q = UTS + 0,4\sigma_y \left(\frac{E}{\alpha\sigma_y} \right)^n \log(100s_f) \quad [4]$$

Afin de mettre en évidence la qualité des pièces produites selon les différents procédés et moules en fonction des alliages employés, les résultats obtenus pour la résistance mécanique ainsi que la ductilité des éprouvettes de tractions ont été traités et mis sous la forme de charte d'indice de qualité. Elle consiste à tracer la courbe de la limite ultime en fonction de la ductilité et à présenter le tout sur une grille contenant des courbes de même indice de qualité (*iso-Q*) et des courbes de même limite d'élasticité (*iso-YS*).

3.4.3 Essai de dureté Brinell

Les essais de dureté Brinell ont été réalisés selon la norme ASTM E10^[21], une bille de 10mm, 500kg de charge pendant 30s. Les empreintes sont prises sur les éprouvettes de traction usinées de façon à créer deux surfaces parallèles. Six empreintes sont prises par échantillon. Une photo de l'appareil est présentée à la figure 3.13.



Figure 3.13 Appareil de dureté Brinell

3.5 Les analyses complémentaires

En complément des analyses métallographiques optiques et des essais mécaniques, les échantillons sont soumis à d'autres analyses : la microscopie électronique à balayage (MEB), la spectrométrie par dispersion de longueur d'onde (WDX), la spectrométrie par dispersion d'énergie (EDS), microanalyse par sonde électronique (EPMA) et la radiographie. Ces analyses permettent l'évaluation des phases présentes dans les échantillons, leur composition chimique ainsi qu'une visualisation de la porosité à l'intérieur de ceux-ci.

3.5.1 Microscopie électronique à balayage

La microscopie électronique à balayage est une technique puissante d'observation des échantillons. Elle est fondée principalement sur la détection des électrons rétrodiffusés émergents de la surface sous l'impact d'un très fin pinceau d'électrons primaires qui balaye

la surface observée et permet d'obtenir des images avec un pouvoir séparateur souvent inférieur à 5 nm et une grande profondeur de champ.

Elle utilise, en complément, les autres interactions des électrons primaires avec l'échantillon : émergence des électrons secondaires, absorption des électrons primaires, ainsi que l'émission de photons X et parfois celle de photons proches du visible. Chacune de ces interactions est souvent significative de la topographie ou de la composition de la surface.

L'instrument permet de former un pinceau quasi parallèle, très fin (jusqu'à quelques nanomètres), d'électrons fortement accélérés par des tensions réglables de 0,1 à 30 kV, de le focaliser sur la zone à examiner et de la balayer progressivement. Des détecteurs appropriés, détecteurs d'électrons spécifiques (secondaires, rétrodiffusés, parfois absorbés...), complétés par des détecteurs de photons, permettent de recueillir des signaux significatifs lors du balayage de la surface et d'en former diverses images significatives.

3.5.2 Analyse par microsonde électronique

Une sonde électronique est formée en réduisant une source d'électrons par deux ou trois lentilles magnétiques. Les électrons frappent l'échantillon à analyser avec une énergie d'impact qui peut varier de quelques centaines d'eV jusqu'à 50 keV. Les rayons X émis par l'échantillon sous l'impact des électrons sont analysés par les spectromètres à rayons X qui peuvent être de type WDS (dispersion de longueur d'onde) ou EDS (dispersion de l'énergie). Le système utilise généralement la raie de transition vers le niveau électronique

K, car ce sont les raies qui se séparent le mieux. Le mode d'excitation des atomes permet de dresser une cartographie chimique de l'échantillon.

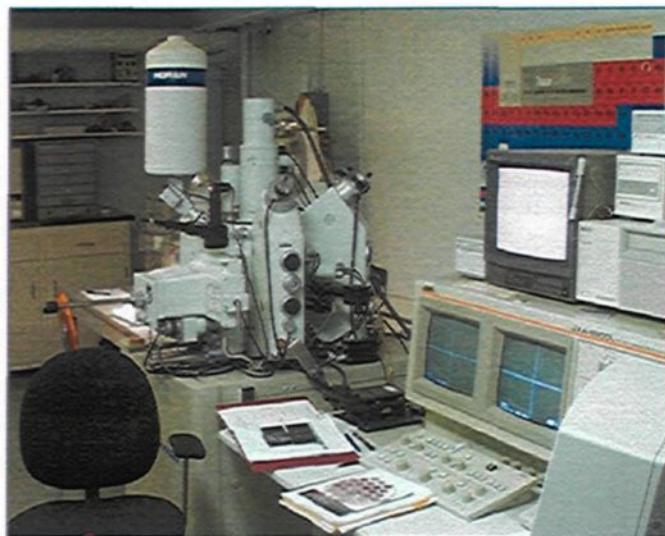


Figure 3.14 Microsonde de Castaing (EPMA) JOEL WD/ED JXA-8900L.

3.5.3 Radiographie

Le système de radiographie utilisé consiste à quatre tubes à rayons X à potentiel constant (150 kV à 300 kV) de marque Phillips et d'un processeur d'images Structurix NDT Si de marque Agfa. Les radiographies ont été prises à rayonnement constant ; seul le temps d'exposition varie, ainsi différents contrastes ont été obtenus.

Seulement les échantillons des conditions A09, A11, B09, B11, C09 et C11 (Tableau 3.4) produits par le moule à solidification directionnelle et par le moule à large section ont été soumis à la radiographie.

3.6 L'analyse statistique

Pour supporter les résultats présentés, une analyse statistique du type analyse de la covariance (ANCOVA) est faite. La technique est présentée à l'Annexe A et elle consiste

essentiellement à modéliser une variable dépendante quantitative en utilisant des variables explicatives quantitatives et qualitatives dans le cadre du modèle linéaire.

Les résultats provenant de l'analyse statistique permettent, dans un intervalle de confiance de 95 %, d'évaluer le pouvoir des variables explicatives. Dans le cas où la constante du modèle n'est pas fixée à une valeur donnée, le pouvoir explicatif est évalué en comparant l'ajustement (au sens des moindres carrés) du modèle final avec l'ajustement du modèle rudimentaire composé d'une constante égale à la moyenne de la variable dépendante. Dans le cas où la constante du modèle est fixée, la comparaison est faite par rapport au modèle pour lequel la variable dépendante serait égale à la constante fixée.

De plus, l'analyse Type III SS permet de visualiser l'influence du retrait d'une variable explicative sur l'ajustement du modèle, toutes les autres variables étant conservées, au sens de la somme des carrés des erreurs (SCE), de la moyenne des carrés des erreurs (MCE), du F de Fisher, ou de la probabilité associée au F de Fisher. Plus faible est la probabilité, plus importante est la contribution de la variable au modèle, toutes les autres variables étant déjà dans le modèle.

De surcroît, les coefficients normalisés (aussi appelés coefficients bêta) permettent de comparer le poids relatif des variables. Plus la valeur absolue d'un coefficient est élevée, plus le poids de la variable correspondante est important. Lorsque l'intervalle de confiance autour des coefficients normalisés comprend la valeur zéro (cela est facilement visible sur le graphique des coefficients normalisés), le poids d'une variable dans le modèle n'est pas significatif.

Chapitre 4

Métallographie et caractérisation

4.1 Introduction

La performance mécanique des alliages est directement liée à leur microstructure. La morphologie et la taille des dendrites, des grains, des particules de silicium eutectique, des pores ainsi que les particules des phases intermétalliques de fer et de cuivre sont les principaux éléments caractérisant la microstructure. Ils peuvent être influencés par le traitement du métal à l'état liquide, par la direction et la vitesse de solidification ainsi que par le traitement thermique.

4.2 Caractérisation des alliages à l'aide de l'analyse thermique

Des analyses thermiques effectuées à partir des différentes conditions (Tableau 3.3) révèlent de l'information quant à la modification du silicium eutectique en fonction de la composition des différents alliages utilisés.

La courbe de refroidissement d'un alliage peut donner trois indices sur la nature de l'alliage : la composition de l'alliage, le niveau d'affinage et le niveau de modification. La température de solidification de la phase α -Al donne une indication de la concentration en silicium (hypoeutectique et hypereutectique) ; cependant, l'absence de bloc silicium primaire dans la microstructure indique que l'alliage est hypoeutectique. La figure 4.1

montre que la température de solidification de la phase α -Al pour l'alliage 220 est plus élevée que celle des alliages 356 et 357, ce qui indique une plus faible teneur en silicium ; en effet, la composition chimique de l'alliage 220 montre que la concentration en silicium n'est que de 1 % comparativement à 7 % pour les alliages 356 et 357. Cette particularité est visible sur la figure 4.1. La figure 4.2, quant à elle, montre la microstructure générale des différents alliages de base. La microstructure des alliages 356 et 357 illustrée dans les figures 4.2a et 4.2b, respectivement, est constituée de réseaux dendritiques riches en aluminium et des régions interdendritiques riches en silicium eutectique. La microstructure de l'alliage 220 est plutôt constitué de réseaux de particules intermétalliques de fer et de cuivre qui s'entassent principalement aux joints de grain de la matrice d'aluminium, tel qu'indiqué dans la figure 4.2c.

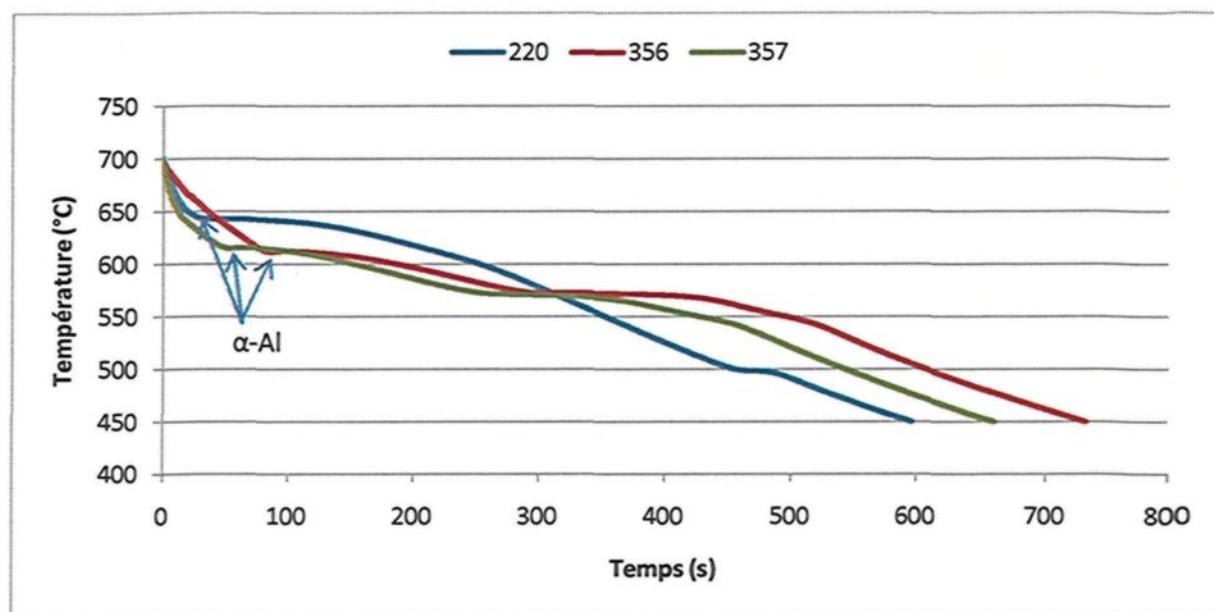


Figure 4.1 Courbe de la température en fonction du temps pour les alliages de base 220, 356 et 357 durant la solidification.

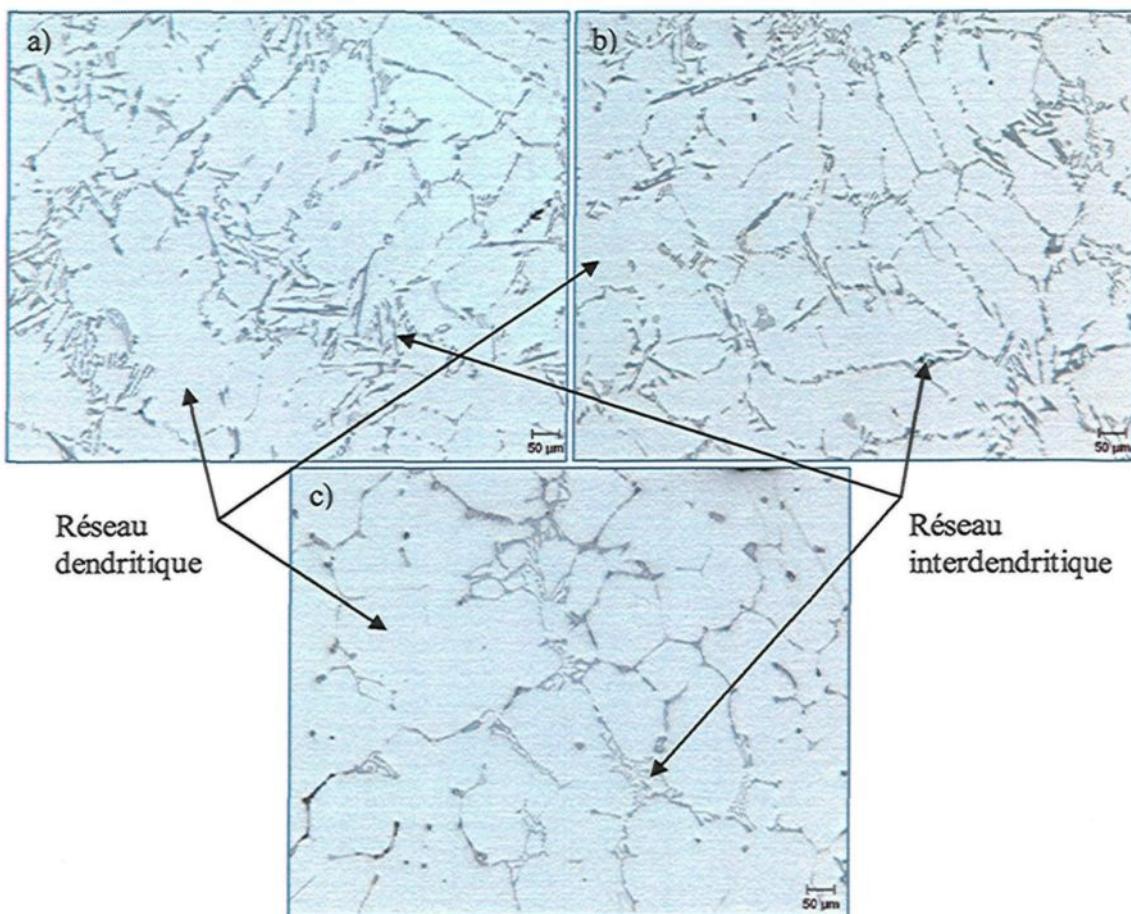


Figure 4.2 Microstructure générale des alliages de base a) 356, b) 357 et c) 220.

Une autre particularité de la phase α -Al est la surfusion indiquant l'absence d'affinage par le bore ou par le titane. L'ajout d'un affineur réduit la différence entre les températures de surfusion (T_S) et de recalescence (T_R) associée à la solidification de la phase α -Al dans l'alliage 356 comme illustré à la figure 4.3. La différence entre les températures T_R et T_{S1} pour l'alliage 356 sans affineur est de 1°C , tandis que cette différence entre les températures T_R et T_{S2} pour l'alliage avec 150ppm de B est de $0,5^{\circ}\text{C}$. Cette diminution est le résultat direct de l'augmentation du nombre de sites de nucléation qui augmentent également le nombre de grains. La figure 4.4 montre le réseau de grains qui

s'est formé lors de la solidification de l'alliage 356 non affiné et affiné par le bore (150 ppm).

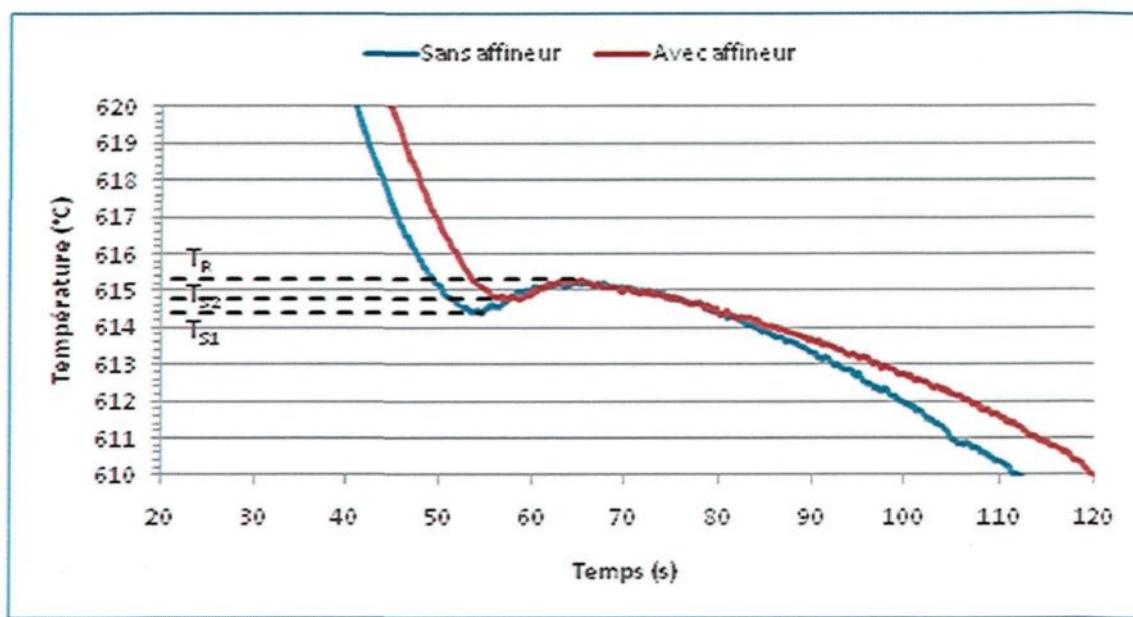


Figure 4.3 Courbe de la température en fonction du temps pour les alliages 356 affinés par le B (150 ppm) et non affinés.

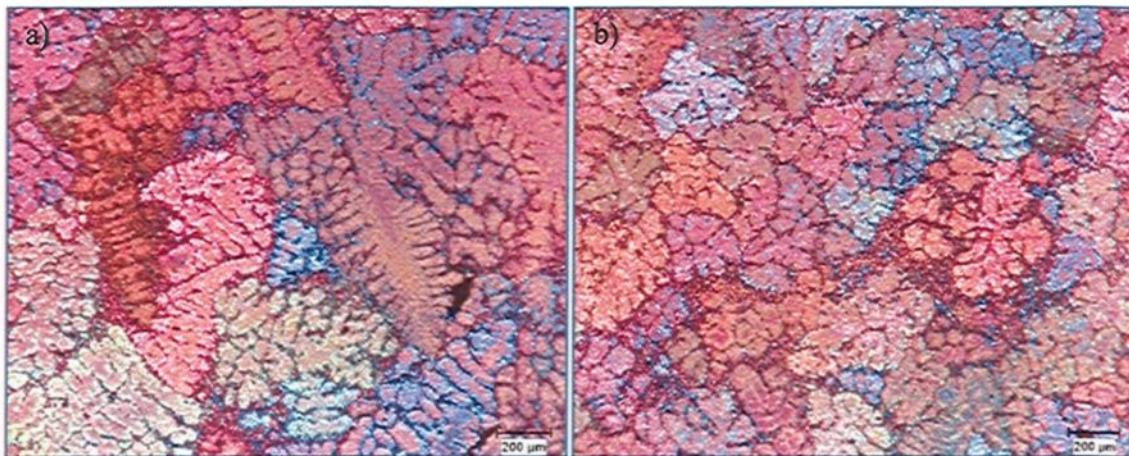


Figure 4.4 Taille des grains pour un alliage 356 de base et affiné par le bore (150ppm).

La modification de la structure altère la forme et la morphologie des particules de silicium aciculaires et elle est accomplie en ajoutant du strontium sous la forme d'alliage

mère Al-Sr (200 ppm). Les modificateurs influencent le processus de nucléation et de croissance du silicium eutectique et déplacent le point eutectique vers une concentration plus élevée en silicium ($\approx 13\%$). Une bonne modification du métal liquide peut diminuer la température eutectique de 4°C à 8°C pour l'alliage 356¹²². La figure 4.5 montre une courbe de solidification affichant cette particularité lors de l'addition de modificateur comme le Sr. La différence entre les températures T1 et T2 est de 5°C . La figure 4.6 montre la partie eutectique du diagramme de phase binaire Al-Si. Le diagramme montre clairement un déplacement vers le bas de la température eutectique ainsi qu'une variation de la concentration eutectique. La figure 4.7 montre comment le strontium affecte la morphologie des particules de silicium eutectique. Lors de la solidification d'un alliage Al-Si non-modifié, le silicium forme des grosses plaquettes. De plus, la cristallisation du silicium génère facilement des défauts de maclage qui peuvent causer la croissance de branches. Les atomes de strontium introduits lors de la modification s'immiscent dans le réseau cristallin du silicium et causent davantage de défauts de maclage qui formeront des particules de silicium fibreux. Ces particules sont capables de se plier, se courber et se séparer pour créer une microstructure fine.

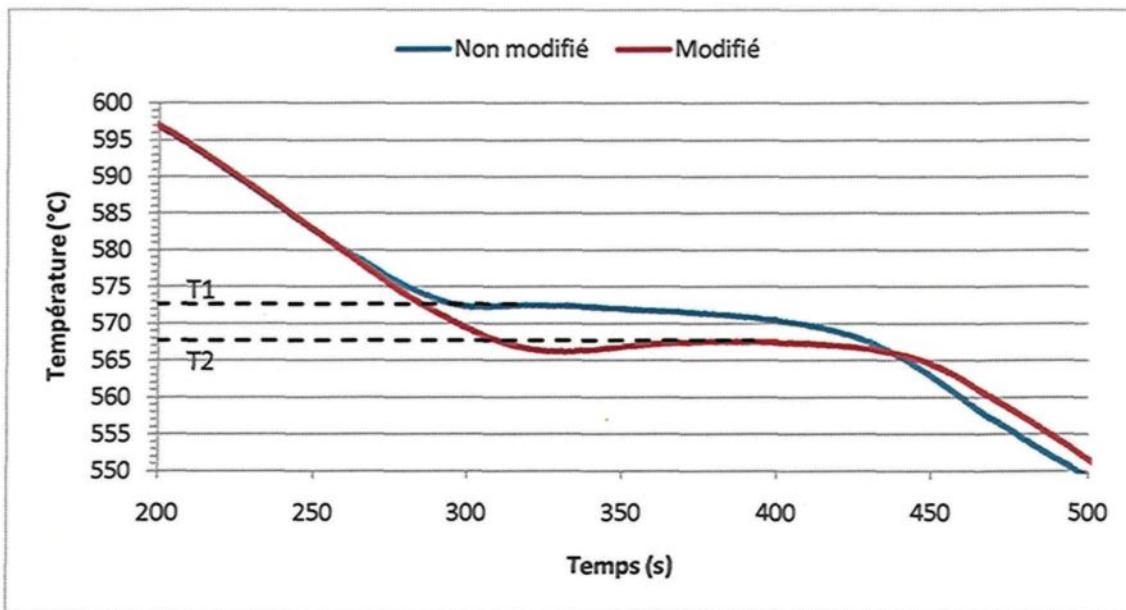


Figure 4.5 Courbe de la température en fonction du temps pour les alliages 356 modifiés (200 ppm Sr) et non modifiés.

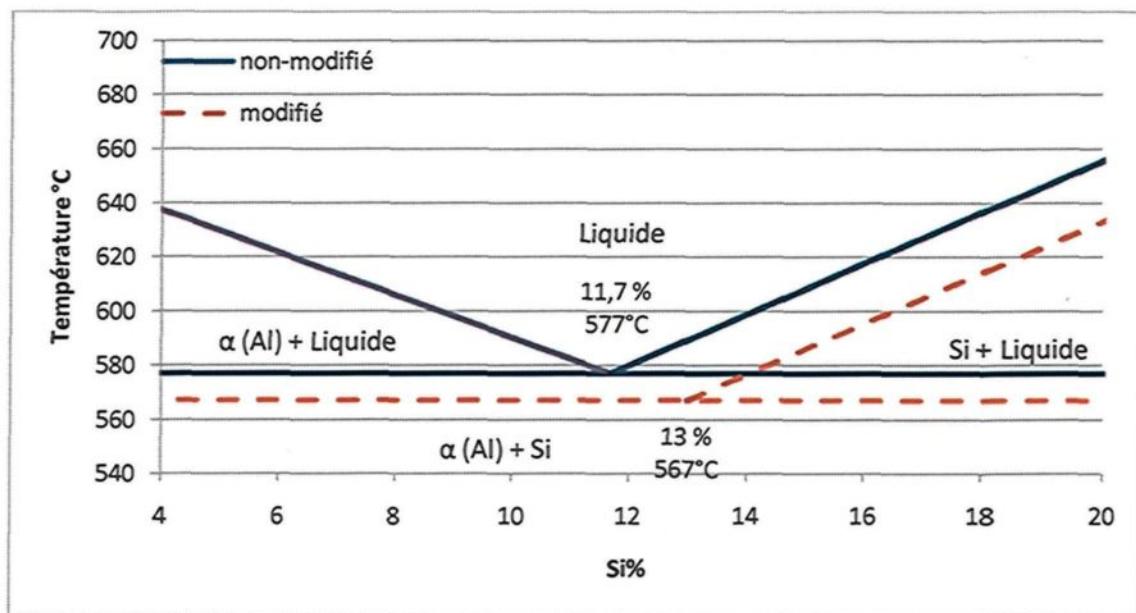


Figure 4.6 Diagramme de phases théorique du système Al-Si avec et sans agent modificateur (200 ppm Sr).

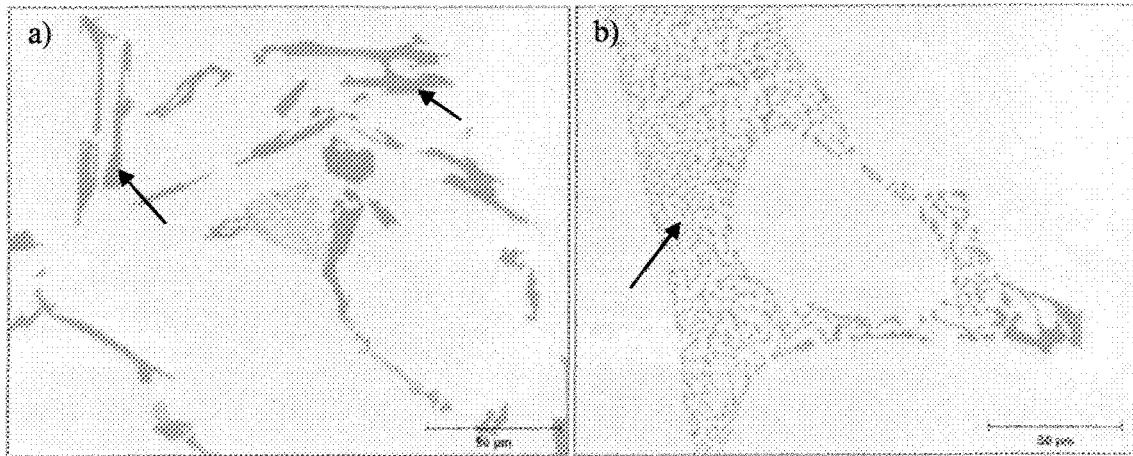


Figure 4.7 Particules de la phase silicium eutectique indiquées par les flèches a) pour l'alliage non modifié et b) pour l'alliage modifié par le Sr.

Le magnésium est la base du développement de la résistance et de la dureté lors des traitements thermiques des alliages Al-Si-Mg. Il est en général utilisé dans les alliages Al-Si plus complexes qui contiennent du cuivre, du nickel et d'autres éléments dont le but est également de durcir l'alliage. La phase de Mg_2Si qui durcit l'alliage (correspondant à la réaction #4 montrée sur la figure 4.8) a une solubilité limite de 0,9 % de magnésium¹²³. Au-delà de cette limite, il n'y a pas davantage de durcissement et il peut même survenir un adoucissement de l'alliage. La composition de magnésium habituellement employée pour les alliages de la famille Al-Si varie de 0,07 % à 0,40 %¹²⁴.

D'autre part, le magnésium accélère l'oxydation de l'aluminium liquide et les précipités aux frontières des grains rendent l'alliage susceptible à la fissuration intergranulaire. Finalement, selon Morgan¹²⁵, l'ajout de magnésium peut augmenter la microdureté de la matrice d'aluminium de 100 à 115 KHN (dureté Knoop).

Le fer accroît la résistance au craquage à chaud et réduit la tendance de l'alliage à se coller ou à se souder aux parois du moule. Or, l'augmentation de la proportion de fer est

normalement accompagnée d'une réduction de la ductilité. Le fer réagit pour former plusieurs phases insolubles dans les alliages d'aluminium, les plus communes étant le FeAl_3 , FeMnAl_6 et $\alpha\text{-AlFeSi}$ (réactions #2a, #2b et #3 de la figure 4.8)¹²⁴. Ces phases intermétalliques sont responsables de l'amélioration de la résistance, spécialement à température élevée, même si elles donnent des structures grossières et fragiles. Comme le pourcentage de phases insolubles croît avec l'augmentation de la proportion de fer, les caractéristiques de l'écoulement du métal liquide sont affectées. Ce facteur doit être tenu en compte lors de la procédure de mise en forme. Le fer participe également à la formation de plaquettes ségréguées avec le manganèse et d'autres éléments.

Les figures 4.11 et 4.12 montrent des exemples de ces différentes phases. Les réactions associées aux changements de phases ainsi que leurs différentes morphologies des particules sont présentées aux tableaux 4.1 à 4.4

Tableau 4.1 Réaction lors de la solidification de l'alliage 356¹²².

Numéro de la réaction	Réaction	Température (°C)
1	Développement du réseau dendritique	614
2a	Liq. \rightarrow Al + $\text{Al}_{15}(\text{Mn,Fe})_3\text{Si}_2$	594
2b	Liq. \rightarrow Al + $\text{Al}_3\text{FeSi} + \text{Al}_{15}(\text{Mn,Fe})_3\text{Si}_2$	594
3	Liq. \rightarrow Al + Si + Al_3FeSi	575
4	Liq. \rightarrow Al + Si + Mg_2Si	555
5	Liq. \rightarrow Al + Si + $\text{Mg}_2\text{Si} + \text{Al}_8\text{Mg}_3\text{FeSi}_6$	554

Tableau 4.2 Morphologie des phases de l'alliage 356¹²².

Numéro	1	2	3	4	5	6
Phase	$\alpha\text{-Al}$	$\text{Al}_{15}(\text{Mn,Fe})_3\text{Si}_2$	Al_3FeSi	Si	Mg_2Si	$\text{Al}_8\text{Mg}_3\text{FeSi}_6$
Caractéristique	Dendrite	Script brun pâle	Aiguille	Gris	Particules noires	

Tableau 4.3 Réaction lors de la solidification de l'alliage 357¹²².

Numéro de la réaction	Réaction	Température (°C)
1	Développement du réseau dendritique	611
2a	Liq. \rightarrow Al + Si	577
3a	Liq. \rightarrow Al + Al ₅ FeSi	575
3b	Liq. + Al ₅ FeSi \rightarrow Al + Si + Al ₈ Mg ₃ FeSi ₆	567
4	Liq. \rightarrow Al + Si + Mg ₂ Si	555
5	Liq. \rightarrow Al + Si + Mg ₂ Si + Al ₈ Fe ₂ Si + Al ₈ Mg ₃ FeSi ₆	550

Tableau 4.4 Morphologie des phases de l'alliage 357¹²².

Numéro	1	2	3	4	5
Phase	α -Al	Si	Al ₅ Fe ₂ Si	Mg ₂ Si	Al ₈ Mg ₃ FeSi ₆
Caractéristique	Dendrite	Gris	Script rose	Bleu ou noir	Script brun

Tableau 4.5 Réaction lors de la solidification de l'alliage 220.

Numéro de la réaction	Réaction	Température (°C)
1	Développement du réseau dendritique	651-649
2	Liq. \rightarrow Al + Al ₆ (MnFeCu)	649
3	Liq. + Al ₆ (MnFeCu) \rightarrow Al + Al ₂ Mn ₃ Cu ₂	616
4	Liq. \rightarrow Al + Al ₂ Cu + Al ₂ Mn ₃ Cu ₂ + Al ₇ FeCu ₂	537
5	Liq. \rightarrow Al + Al ₂ Cu + Al ₂ Mn ₃ Cu ₂ + Mg ₂ Si	500

Tableau 4.6 Morphologie des phases de l'alliage 220.

Numéro	1	2	3	4	5	6
Phase	α -Al	Al ₆ (MnFeCu)	Al ₇ FeCu ₂	Al ₂ Cu	Al ₂ Mn ₃ Cu ₂	Complexé eutectique
Caractéristique	Dendrite	Carré brun	Aiguille	Rose	Carré brun	

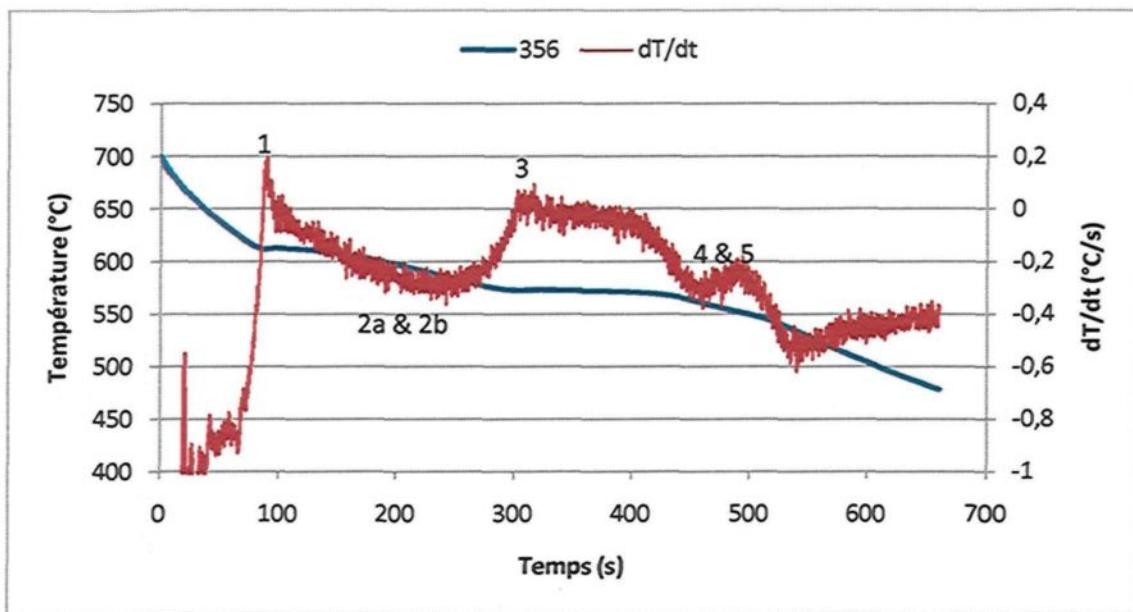


Figure 4.8 Courbes de la température et de la première dérivée en fonction du temps pour l'alliage 356.

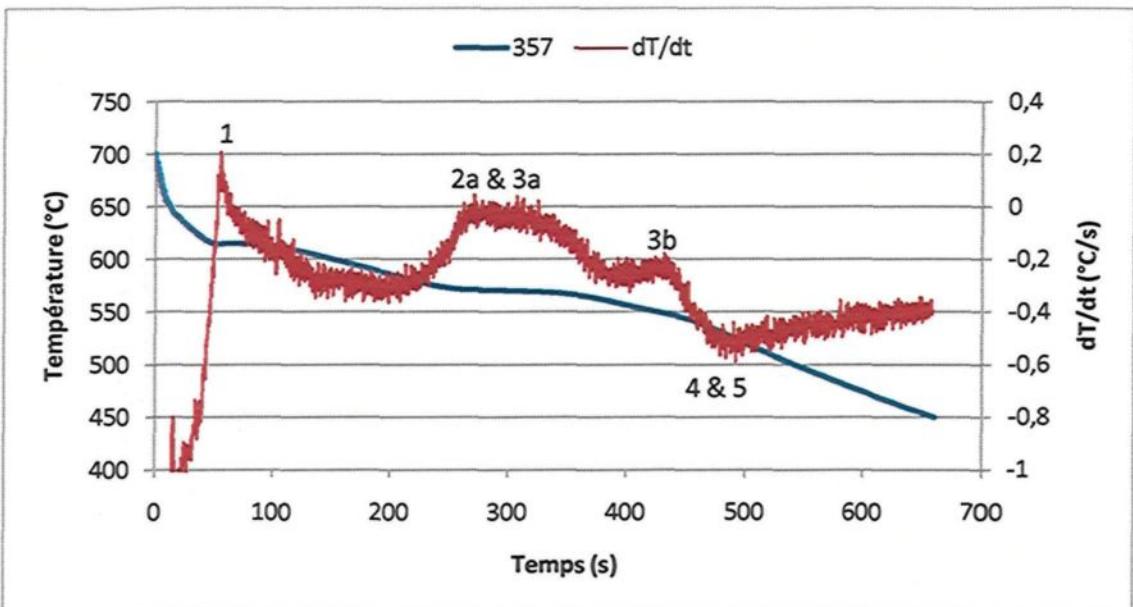


Figure 4.9 Courbes de la température et de la première dérivée en fonction du temps pour l'alliage 357.

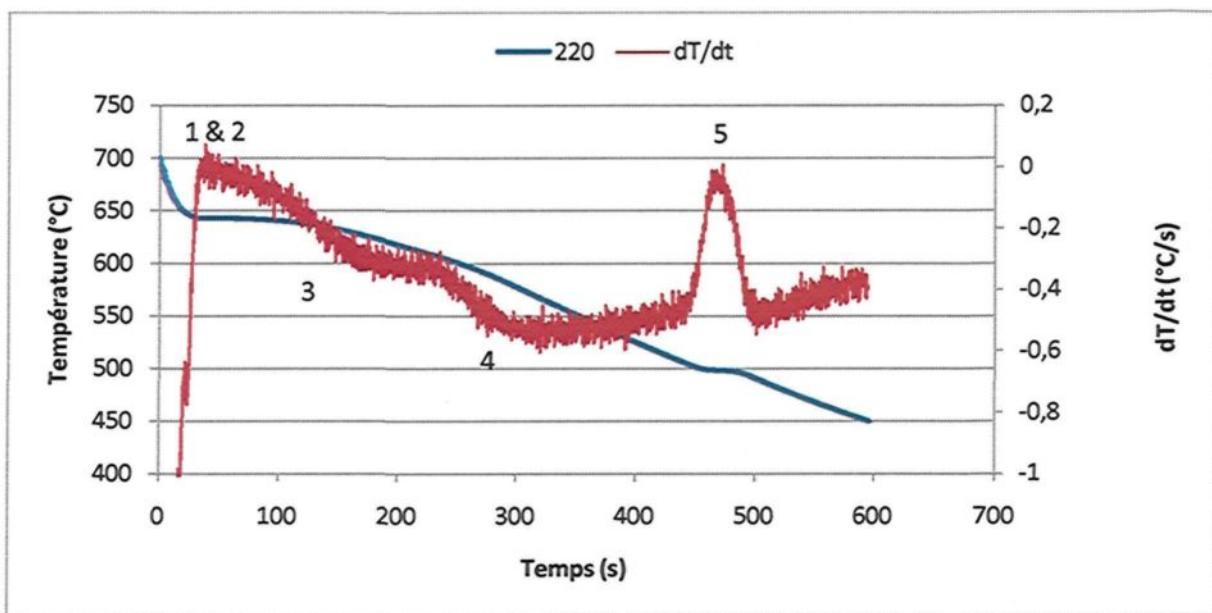


Figure 4.10 Courbes de la température et de la première dérivée en fonction du temps pour l'alliage 220.

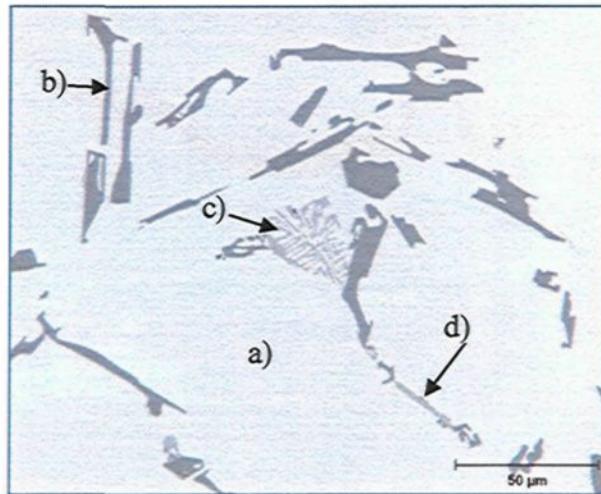


Figure 4.11 Microconstituants de l'alliage 356 a) matrice α -Al, b) particules de la phase silicium eutectique, particules des phases intermétalliques c) α -Al₁₅(Mn,Fe)₃Si₂ et d) β -Al₅FeSi.

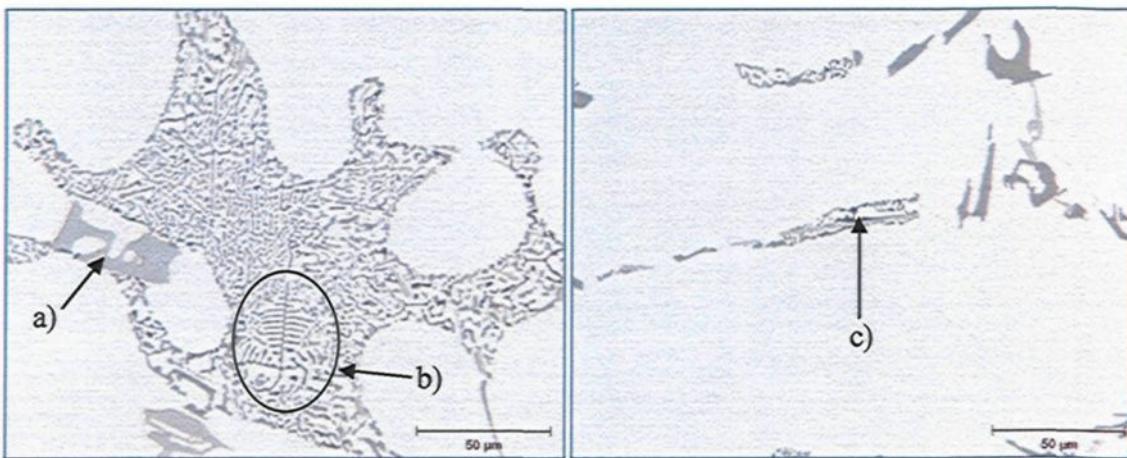


Figure 4.12 Particules des phases intermétalliques a) $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Mn,Fe})_3\text{Si}_2$, b) Mg_2Si et c) $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ dans l'alliage de base 357.

Le cuivre forme avec l'aluminium Al_2Cu servant au durcissement des alliages. De plus, il contribue à l'augmentation de la résistance mécanique, à la réduction du retrait lors de la coulée et à l'amélioration de l'usinabilité. Toutefois, il diminue généralement la résistance à la corrosion. Les alliages contenant de 4 % à 6 % de cuivre sont ceux qui répondent le plus fortement aux traitements thermiques ; cependant, l'alliage 220 n'en contient que 2 %. La figure 4.11 montre un pic prononcé à environ 500°C (réaction #5) qui correspond à la formation de la phase intermétallique Al_2Cu . Notons également l'absence du plateau eutectique qui s'explique par la faible concentration en silicium.

Les tableaux 4.5 et 4.6 donnent une synthèse des réactions associées aux changements de phases ainsi que les différentes morphologies des particules. Les figures 4.13 et 4.14 montrent des exemples des particules des phases intermétalliques de fer et de cuivre présentes dans l'alliage 220.

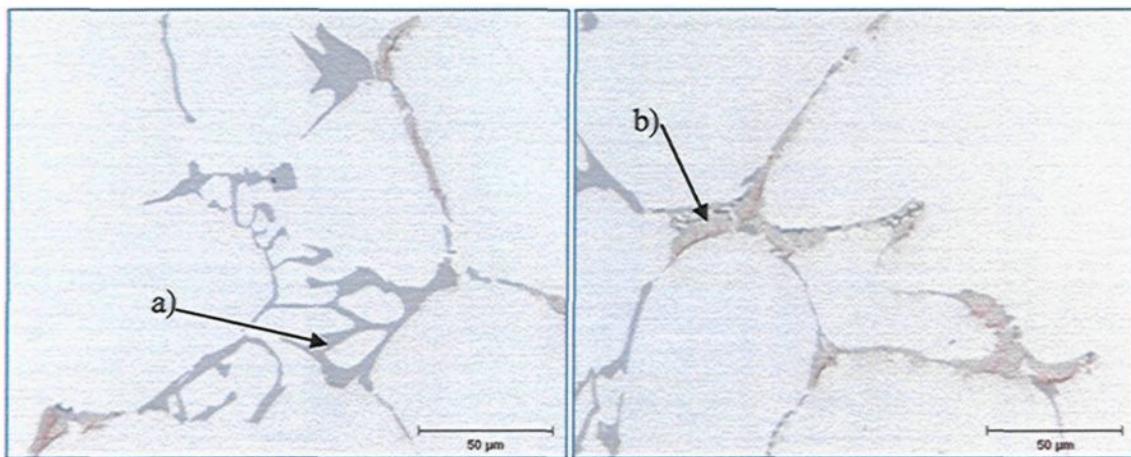


Figure 4.13 Micrographies optiques montrant des particules des phases intermétalliques a) α - $\text{Al}_{15}(\text{Mn,Fe})_3\text{Si}_2$ et b) Al_2Cu dans l'alliage de base 220.

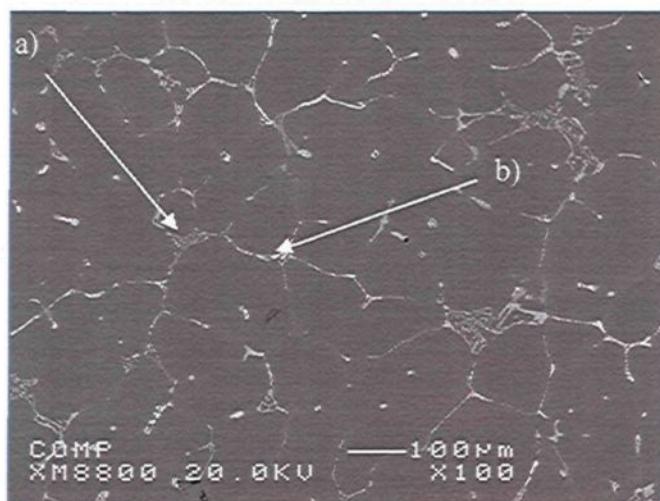


Figure 4.14 Micrographie électronique montrant des particules des phases intermétalliques a) α - $\text{Al}_{15}(\text{Mn,Fe})_3\text{Si}_2$ et b) Al_2Cu dans l'alliage de base 220.

4.3 Effet du traitement du métal liquide sur la microstructure de la pièce coulée par le procédé de la mousse perdue

L'analyse d'images permet la caractérisation de la microstructure et la quantification des différentes particularités qui la composent. Ces particularités sont la distance interdendritique secondaire (SDAS) qui est directement liée à la vitesse de solidification, la

taille des particules de silicium eutectique faisant foi de la modification et la porosité exprimant le taux d'hydrogène lors de la solidification ainsi que le phénomène de retassure.

La porosité est un des pires défauts qui peut se présenter à l'intérieur d'une pièce. Généralement, elle est la cause première des rejets car elle diminue grandement les propriétés mécaniques. La porosité se présente sous trois formes : la microretassure, la porosité gazeuse et une combinaison des deux. La microretassure est causée par le retrait du métal en cours de solidification, elle apparaît dans la zone interdendritique. La porosité gazeuse est causée par une bulle de gaz emprisonnée, généralement de l'hydrogène, dans le métal lors de sa solidification.

4.3.1 Effet de la concentration du strontium de l'agent modifiant

Les effets de la modification sur les alliages Al-Si sont très bien connus. En effet, l'ajout d'une petite quantité de strontium (200 ppm) transforme la morphologie de la phase silicium eutectique d'aciculaire à fibreux, laquelle est responsable de l'amélioration des propriétés mécaniques. Par contre, les effets de la composition chimique des alliages mère employés pour effectuer la modification des échantillons issus du procédé de la mousse perdue le sont moins. En effet, deux types d'alliage mère ont été employés l'un contenant seulement 3% de strontium et l'autre contenant 10% de strontium.

La grande différence entre les alliages mère de strontium employés réside dans leur comportement lors de l'addition. Selon le diagramme de phases du système binaire Al-Sr (Figure 4.15), le strontium forme avec l'aluminium un composé intermétallique Al_4Sr qui nécessite une certaine température avant de fondre à son tour. Cette température varie selon

la concentration du strontium (environ 654°C pour l'alliage mère Al-3%Sr et 900°C pour l'alliage mère Al-10%Sr). Puisque la température de coulée est de 750°C la dissolution de l'alliage mère Al-10%Sr est moins rapide et la quantité de strontium disponible pour la modification est limitée.

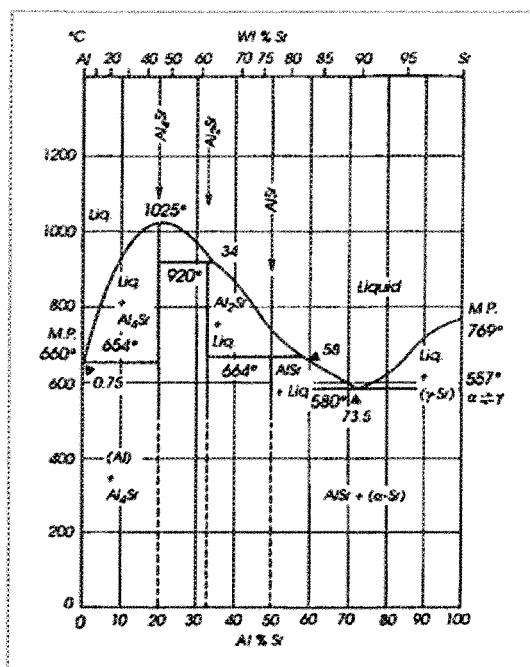


Figure 4.15 Diagramme de phases du système binaire Al-Sr.

Bien que la quantité de strontium utilisée pour la modification, soit 200 ppm, est largement suffisante pour que l'alliage soit modifié adéquatement, il demeure que certaines particules de silicium eutectique ne le soient pas (Figure 4.16). Le graphique de la figure 4.17 montre l'effet de chaque condition sur la taille des particules de silicium eutectique, la concentration de l'alliage mère de strontium utilisée a été mise en évidence. En comparant chaque paire de conditions comme la condition A01 qui a été modifiée par l'ajout de 200 ppm de strontium sous la forme d'alliage mère Al-3%Sr, et à la condition homologue A02

qui a été modifié l'alliage mère Al-10%Sr, aucune variation significative n'est observable. De la même façon, aucune différence n'est observée en comparant les autres paires de conditions. Effectivement la différence entre les conditions A03 et A04 est de $0,9\mu\text{m}^2$ et l'écart-type sur la mesure est de $2,5\mu\text{m}^2$.

Les résultats présentés au graphique de la figure 4.17 incluent seulement les échantillons de l'alliage 356 provenant de l'assise des boulons de culasse. L'analyse des autres échantillons donne des résultats similaires peu importe la nature de l'alliage employé ou l'emplacement de l'échantillon prélevé.

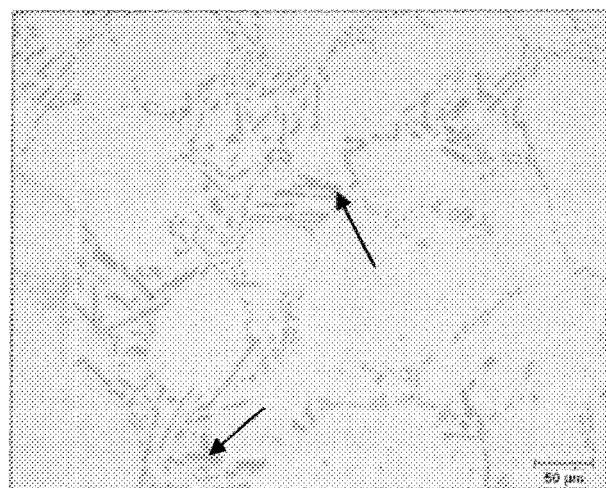


Figure 4.16 Microstructure de l'alliage 356 dont les flèches indiquent certains endroits où la modification (Al-10%Sr) des particules de silicium eutectique est incomplète.

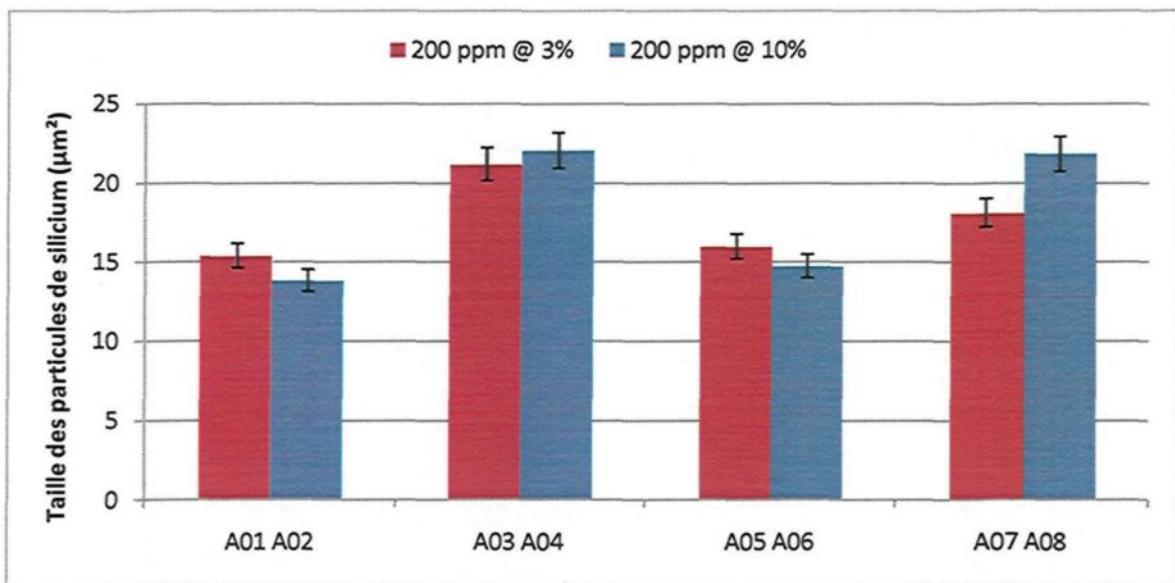


Figure 4.17 Taille des particules de silicium des échantillons de l'assise des boulons de culasse pour l'alliage 356 coulé selon le procédé LFC en fonction de l'alliage mère de strontium employé.

Le strontium a souvent été reconnu comme faisant augmenter la concentration d'hydrogène dans l'aluminium liquide et la porosité par le fait même. Puisque 200 ppm de Sr ont été utilisés pour modifier les alliages peu importe la concentration de l'alliage mère, aucune différence ne devrait être observable. Par contre, l'utilisation de différentes concentrations de strontium dans l'alliage mère induit une variation de 0,5% entre les conditions A01 et A02, et de 0,4% entre A03 et A04 (Figure 4.18). Aucune variation n'est observable pour les conditions A05 à A08 puisque que les effets de la concentration de l'alliage mère de strontium sont éclipsés par ceux de la concentration de l'hydrogène qui est élevée (0,2ml/100g) pour ces conditions. L'utilisation de l'alliage 357 donne des résultats similaires.

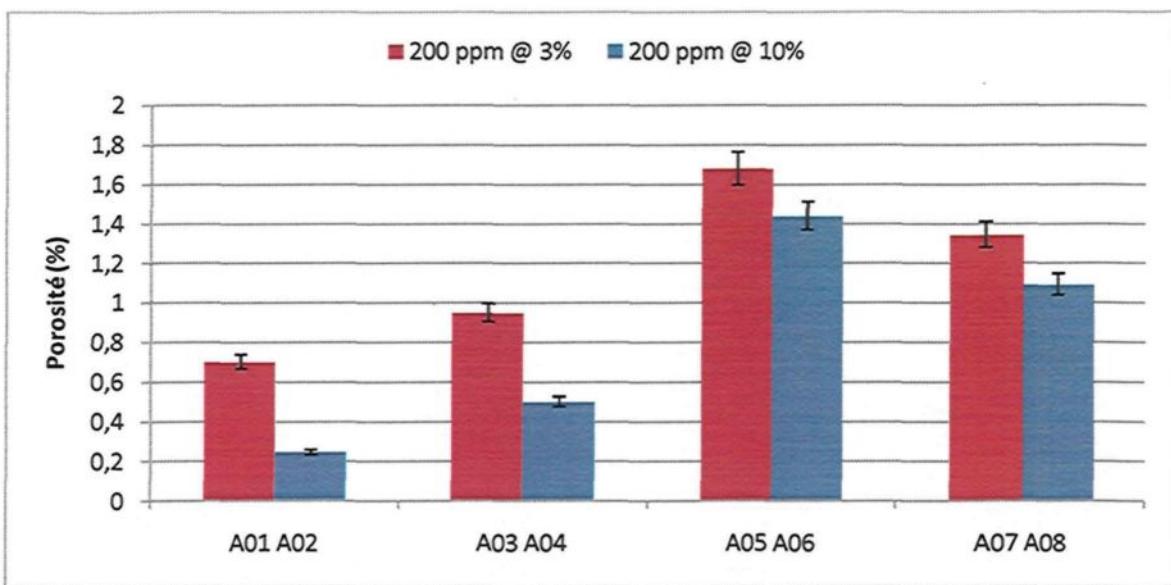


Figure 4.18 Porosité présente dans les échantillons de l'assise des boulons de culasse pour l'alliage 356 coulé selon le procédé LFC en fonction de l'alliage mère de strontium employé.

De la même façon qu'il a été montré à la figure 4.19 que la concentration de l'alliage mère de strontium n'avait aucun effet sur la valeur de la taille des particules de silicium eutectique.

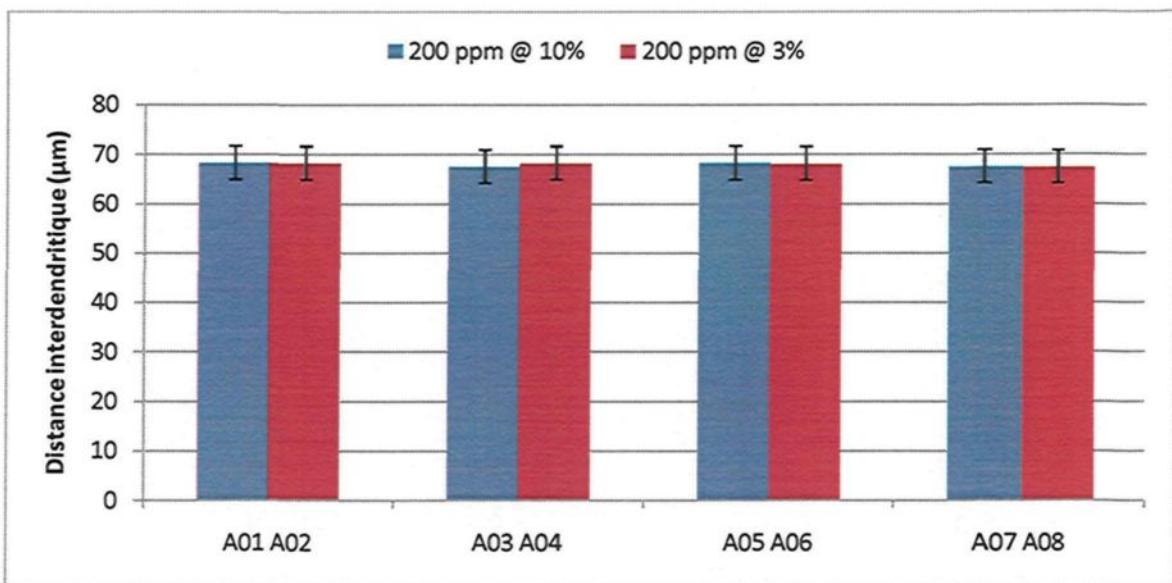


Figure 4.19 Distance interdendritique secondaire des échantillons de l'assise des boulons de culasse pour l'alliage 356 coulé selon le procédé LFC en fonction de l'alliage mère de strontium employé.

4.3.2 Effet de l'affinage au bore

La microstructure de l'alliage mère Al-4%B commercialement produit (Figure 4.20) montre des particules fines et rondes (15 μm) dispersées dans la matrice avec quelques agglomérations observées dans la structure. L'analyse par diffraction des rayons X et par électrons rétrodiffusés a révélé la présence d'une phase de type AlB_2 .

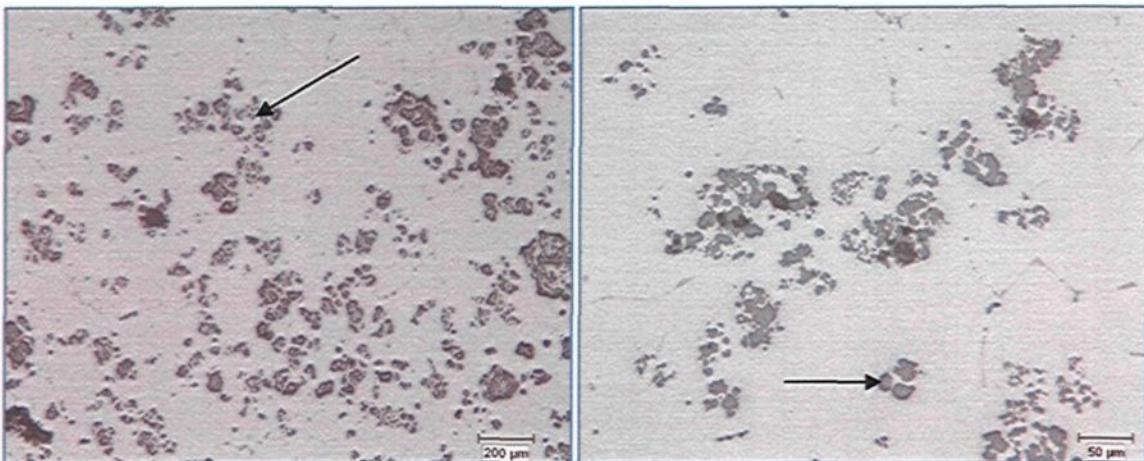


Figure 4.20 Micrographies optiques montrant la structure de l'alliage mère Al-4% B Les particules de AlB_2 sont indiquées par les flèches.

Lors de la solidification, les particules de AlB_2 sont poussées dans les régions interdendritiques et n'agissent pas directement sur la nucléation de la phase α -Al. Par contre, le silicium des alliages 356 ou 357 présent dans la région dendritique précipite sur les particules de AlB_2 qui agiront par la suite de sites de nucléation pour la formation de la phase α -Al.

L'ajout de bore sous la forme d'alliage mère Al-4% B n'affecte pas la valeur de la distance interdendritique secondaire (Figure 4.21), par contre il change la morphologie de la phase dendritique α -Al. Les échantillons des conditions non-affiné présentent une forme allongée avec une microstructure généralement non uniforme, figure 4.22 a), tandis que les échantillons des conditions affinées présentent une structure arrondie, figure 4.22 b). La fraction volumique de la phase α -Al demeure inchangée peu importe la forme que prendront les dendrites. Les mêmes observations sont également faites dans les échantillons de l'alliage 357.

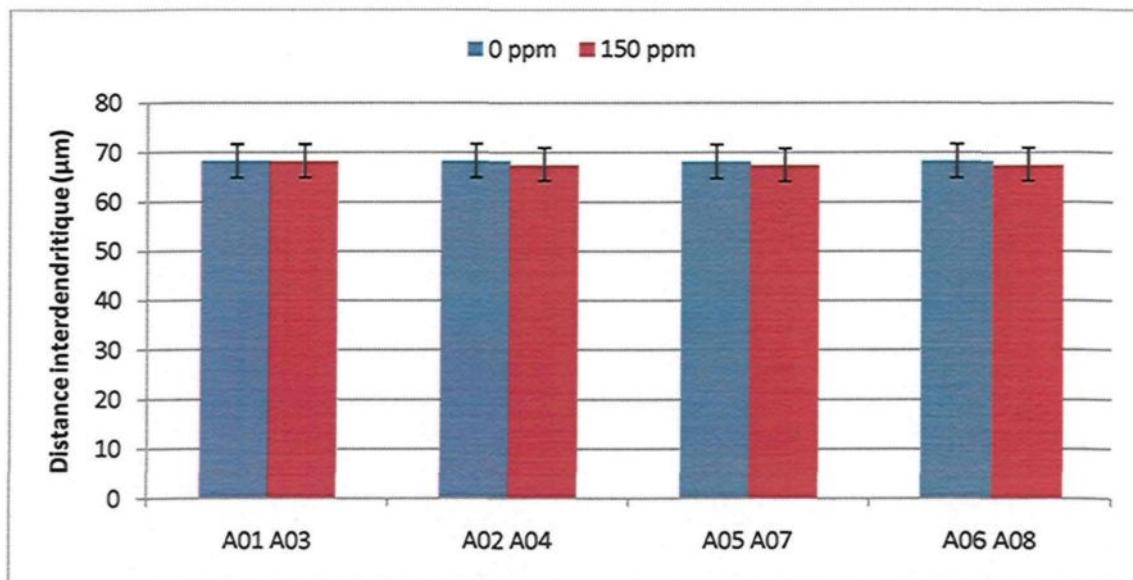


Figure 4.21 Distance interdendritique secondaire des échantillons de l'assise des boulons de culasse pour l'alliage 356 coulé selon le procédé LFC en fonction de l'affinage au bore.

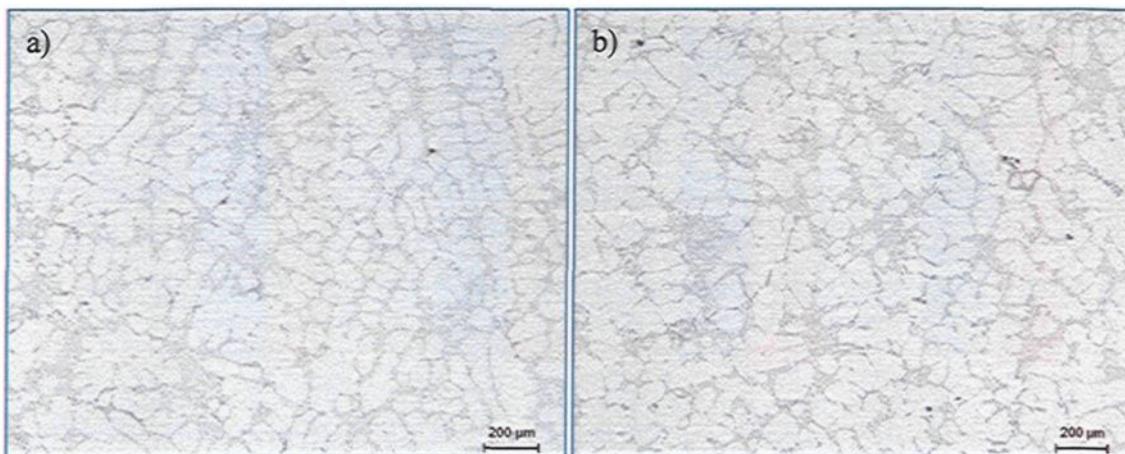


Figure 4.22 Morphologies de la phase dendritique α -Al de l'alliage 356 coulé selon le procédé de la mousse perdue: a) A03 et b) A04 (150 ppm B).

L'ajout de bore comme affineur de grains affecte également la valeur de la porosité. Le bore agit comme site de « nucléation » pour la formation de bulles d'hydrogène ce qui a pour effet d'augmenter la porosité. Le graphique à la figure 4.23 montre que les valeurs de la porosité entre les conditions A01 et A03 augmentent d'environ 30%, la valeur de la porosité entre les conditions A02 et A04 augmente d'environ 100%, tandis que la valeur de

la porosité entre les autres paires de conditions (A05 avec A07 et A06 avec A08) diminue de 22%. Notons que ces dernières conditions correspondent à la valeur élevée d'hydrogène (0,20 ml/100g) et prouve que l'influence de l'hydrogène sur la porosité est bien plus grande que celle induite par la présence du bore.

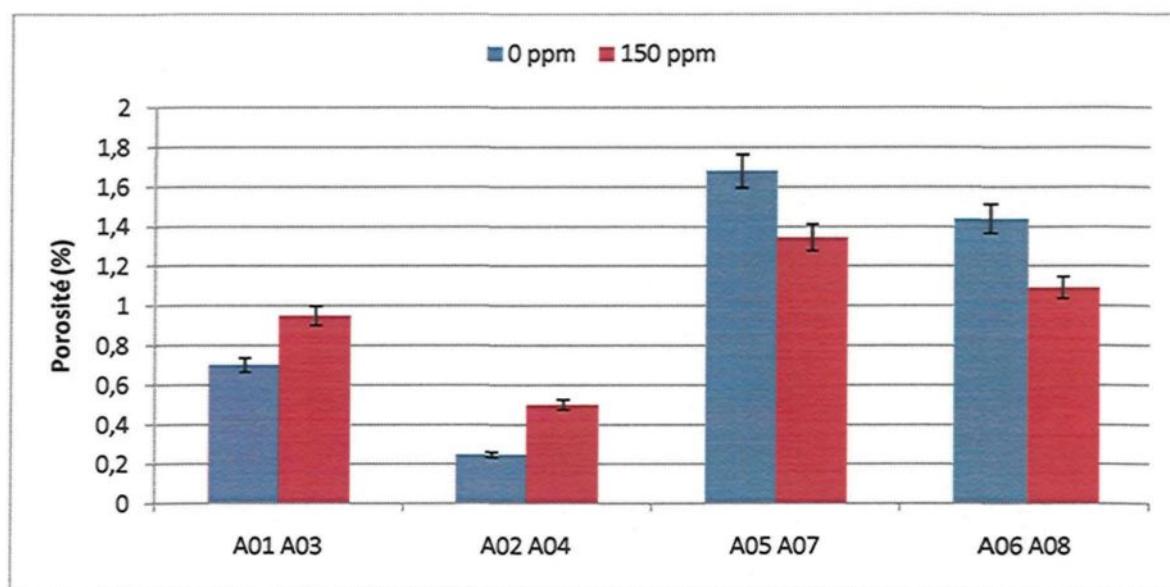


Figure 4.23 Porosité présente dans les échantillons de l'assise des boulons de culasse pour l'alliage 356 coulé selon le procédé LFC en fonction de l'affinage au bore.

De façon générale, les effets des affineurs de grains (titane ou bore) se limitent seulement à la formation de noyaux responsables de la croissance des grains. Aucune étude ne rapporte le bore comme modificateur de la morphologie des particules de silicium eutectique, par contre les résultats présentés à la figure 4.24 révèlent qu'en présence de bore la taille de ces particules augmente jusqu'à 40%. En réalité, le bore ne fait pas augmenter la taille des particules de silicium, il interagit avec le strontium pour former un composé intermétallique qui limitera la quantité de strontium disponible à la modification. Ainsi privé de strontium, l'alliage se solidifie comme s'il n'était pas modifié.

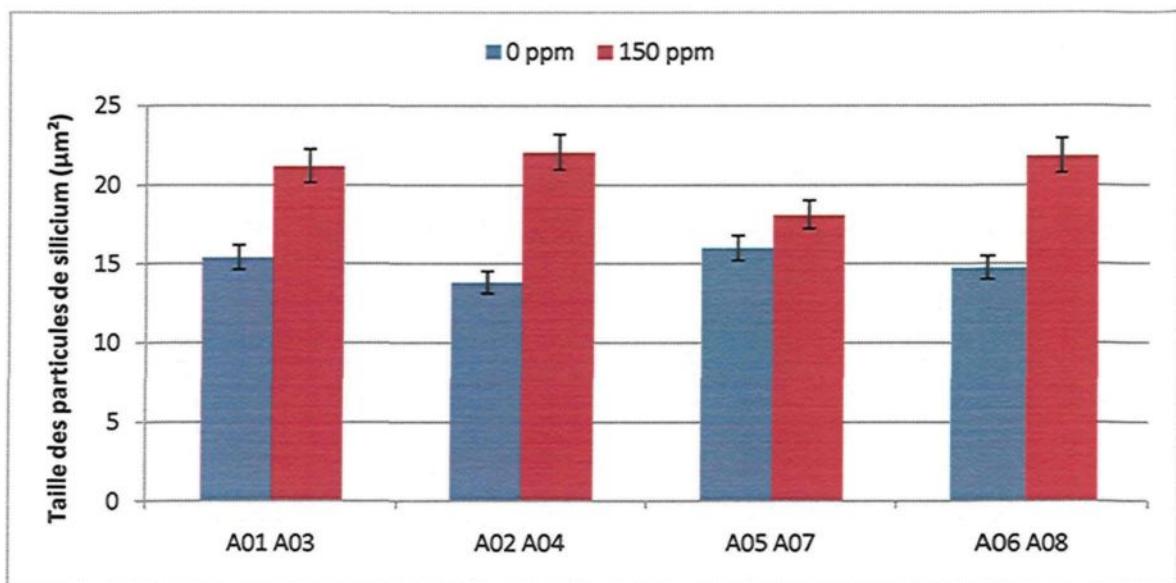


Figure 4.24 Taille des particules de silicium des échantillons de l'assise des boulons de culasse pour l'alliage 356 coulé selon le procédé LFC en fonction de l'affinage au bore.

4.3.3 Interaction bore/strontium

La qualité de la microstructure, comme la forme et la taille des grains, la morphologie des particules du silicium eutectique et la quantité de porosité présente, détermine la santé et la qualité des alliages Al-Si coulés. Normalement, la microstructure est contrôlée par les processus d'affinement des grains et de modification des particules du silicium eutectique en ajoutant des petites quantités d'alliages mères Al-B et Al-Sr, respectivement. Si l'affinage de grain réduit principalement la taille de grain et change la forme granulaire, la modification change la morphologie du silicium eutectique de sa forme habituelle fragile aciculaire à une forme fibreuse (dans le cas du Na et du Sr) en augmentant, par conséquent, les propriétés mécaniques, en particulier la ductilité. Le strontium est parmi les modificateurs les plus utilisés. Il est aussi plus facile de le manipuler comparativement au sodium qui réagit violemment dans l'air ou à l'antimoine qui est toxique ; par contre, l'effet modifiant du strontium s'estompe assez lentement¹²⁶.

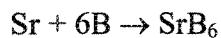
Cependant, le traitement combiné du métal liquide peut avoir comme conséquence dans certains cas un affaiblissement du pouvoir d'affinement des grains et de l'efficacité de la modification. Cet affaiblissement est causé principalement par l'interaction entre certains éléments. Cette interaction est très remarquable dans le cas de la présence simultanée du strontium et du bore ; par conséquent, elle ne diminue que légèrement la taille granulaire de la phase dendritique α -Al et augmente celle des particules du silicium eutectique.

La température de croissance, la surfusion de l'aluminium primaire et la réaction eutectique sont des paramètres importants pour analyser le degré de l'affinage des grains et celui de la modification du silicium eutectique¹²⁷. Il est bien connu que le bore seul réduit la taille des grains primaires avec une augmentation associée de la température de croissance des dendrites. En revanche, l'addition du strontium seul cause une modification du silicium eutectique avec une diminution associée de la température de croissance de l'eutectique. L'analyse des températures de nucléation et de croissance des dendrites primaires provenant de l'analyse thermique indique que le phénomène de surfusion réapparaît en présence de bore et de strontium, suggérant, par conséquent, un affinage incomplet des grains.

Les morphologies du silicium eutectique de tous les échantillons peuvent être catégorisées par différents niveaux qualitatifs majeurs s'étendant d'un silicium sous forme d'aiguilles grossières à un silicium fibreux et fin. Le bore agit d'une façon indirecte sur la microstructure de l'eutectique par la réduction du niveau du strontium disponible pour la modification du silicium. De fortes relations existent entre la surfusion de l'eutectique, le

rapport Sr/B et la microstructure observée à l'aide du microscope optique. Il est évident que la température eutectique augmente avec la diminution du rapport Sr/B. Si l'addition du bore seul à l'alliage 356 provoque une augmentation des températures de nucléation et de croissance des particules primaires de la phase dendritique α -Al, alors l'addition du bore accompagné du strontium diminue ces températures¹²⁸.

Le bore est l'affineur le plus efficace pour l'alliage 356. Avec l'addition du strontium et sa réaction avec le bore B, on observe que leurs pourcentages globaux, susceptibles d'agir en tant qu'affineur et modificateur respectivement, diminuent et, par conséquent, ils ne pourraient pas être aussi efficaces que ceux qu'on obtient lors de l'addition individuelle de chacun. Lors de l'addition du strontium et du bore à l'alliage 356, l'analyse microstructurale montre que le strontium et le bore réagissent entre eux en formant des composés de type SrB₆, selon la réaction suivante :



[5]

Ce dernier composé, présenté à la figure 4.25 sont similaires aux résultats obtenus par Li et *al.*¹²⁹, et Nafisi¹³⁰. Ce type de composé, hexaborure de strontium, est caractérisé par une température de fusion élevée de 2500 °C¹³¹ avec un rapport de poids de Sr:B équivalent à 1,35:1.

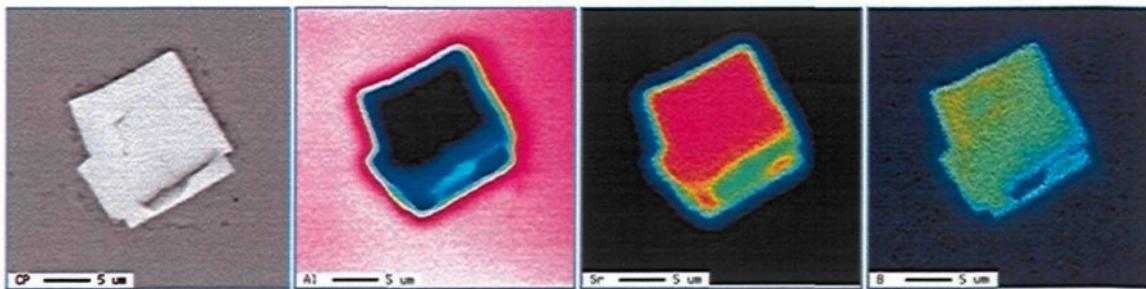


Figure 4.25 Cartographie d'une particule de la phase SrB_6 réalisée par la microsonde de Castaing.

4.3.4 Effet de l'hydrogène

L'ajout d'hydrogène sous la forme d'hydrocarbures n'a pas d'effet au niveau de la distance interdendritique secondaire ou de la taille des particules de silicium eutectique des échantillons des alliages 356 ou 357.

Dans cette étude, deux niveaux d'hydrogène ont été utilisés : 0,12ml/100g et 0,20ml/100g. Cette différence de concentration d'hydrogène a des répercussions directes sur la formation de la porosité. Le graphique de la figure 4.26 montre clairement la différence entre les valeurs de la porosité des échantillons de chaque paire de conditions homologues (B01 avec B05, B02 avec B06, B03 avec B07 et B04 avec B08). Les conditions où la concentration en hydrogène est de 0,20ml/100g donnent des valeurs de la porosité situées entre 1,5% et 2,0%, tandis qu'à des concentrations de 0,12 ml/100g, la porosité d'environ 0,5%. Les effets de l'ajout d'hydrogène se limitent à la quantité de porosité, la taille moyenne des pores demeure relativement stable à $35 \pm 5 \mu\text{m}$. Le graphique de la figure 4.27 met en évidence ces observations. Les effets de l'hydrogène sur la porosité par rapport à la nature de l'alliage sont exactement les mêmes que se soit pour l'alliage 357 ou l'alliage 356.

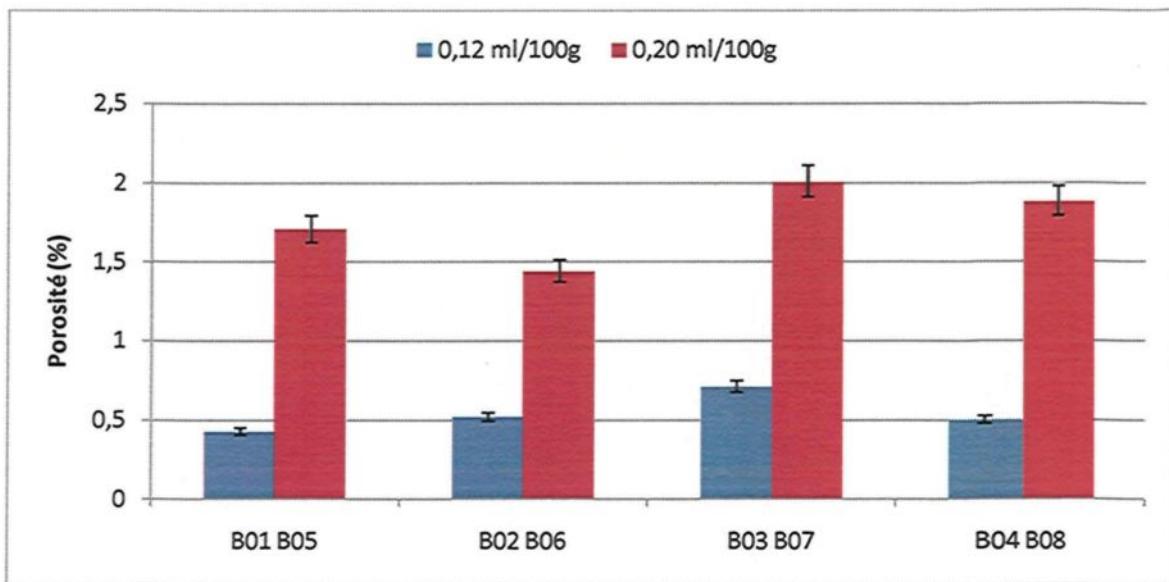


Figure 4.26 Porosité présente dans les échantillons de l'assise des boulons de culasse pour l'alliage 357 coulé selon le procédé LFC en fonction de la quantité d'hydrogène.

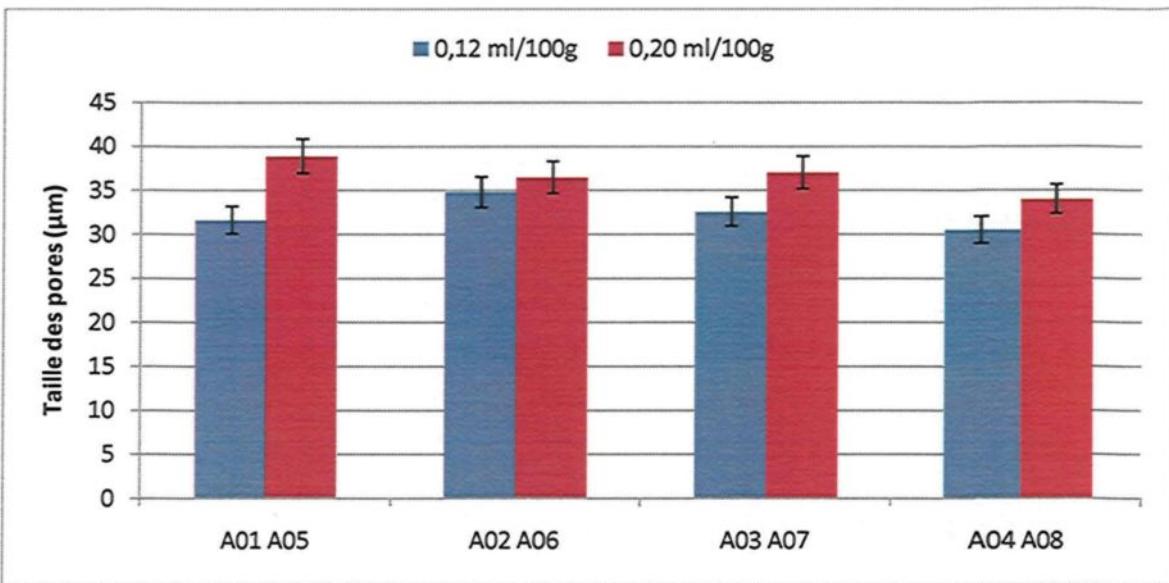


Figure 4.27 Taille moyenne des pores présents dans les échantillons de l'assise des boulons de culasse pour l'alliage 356 coulé selon le procédé LFC en fonction de la quantité d'hydrogène.

4.3.5 Effet de la vitesse de refroidissement

Les figures 4.28 et 4.29 montrent des graphiques de la distance interdendritique secondaire pour les alliages 356 et 357 en fonction des différentes conditions. L'influence

des facteurs tels que l'affinage de grain, le niveau d'hydrogène ou la composition chimique de l'alliage est négligeable, par contre une différence est observable entre les échantillons de l'assise des boulons de culasse et de la chambre de combustion. Effectivement, la valeur moyenne de la distance interdendritique secondaire pour l'assise des boulons de culasse est d'environ 68 μm comparativement à 52 μm pour la chambre de combustion pour l'alliage 356.

L'épaisseur des parois où les échantillons de l'assise des boulons de culasse et de la chambre de combustion ont été prélevés est très différente. En effet, l'épaisseur de la paroi de l'assise des boulons de culasse est d'environ cinq centimètres tandis que celle de la chambre de combustion est de moins d'un centimètre. Cette différence d'épaisseur a des répercussions sur la formation dendritique. Lors de la solidification un réseau de dendrites se forme. La croissance de ce réseau dépend de la vitesse de solidification. Une faible vitesse de solidification donne une croissance lente et longue, tandis qu'un taux élevé de solidification se traduit par une croissance rapide mais courte, c'est-à-dire que pour un taux de refroidissement lent les dendrites vont être grosses, et pour un taux de refroidissement rapide les dendrites vont être de petite taille. La vitesse de solidification dans l'assise des boulons de culasse est beaucoup plus lente que celle dans la chambre de combustion. Cela se traduit par une différence marquée dans la microstructure qui est présentée à la figure 4.30.

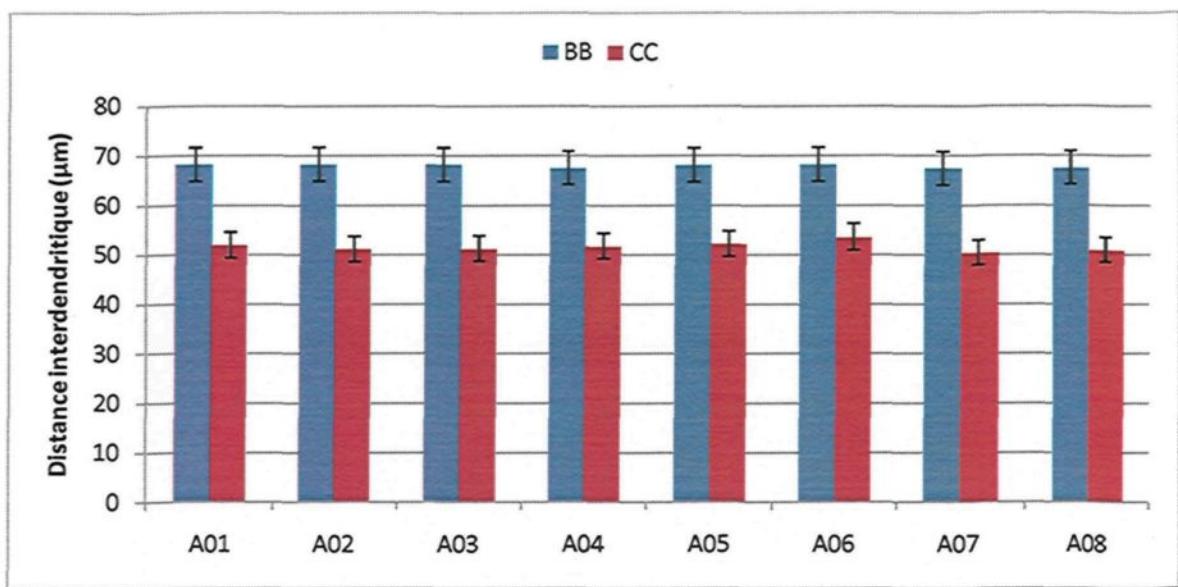


Figure 4.28 Distance interdendritique secondaire des échantillons de l'assise des boulons de culasse et de la chambre de combustion pour l'alliage 356 coulé selon le procédé LFC.

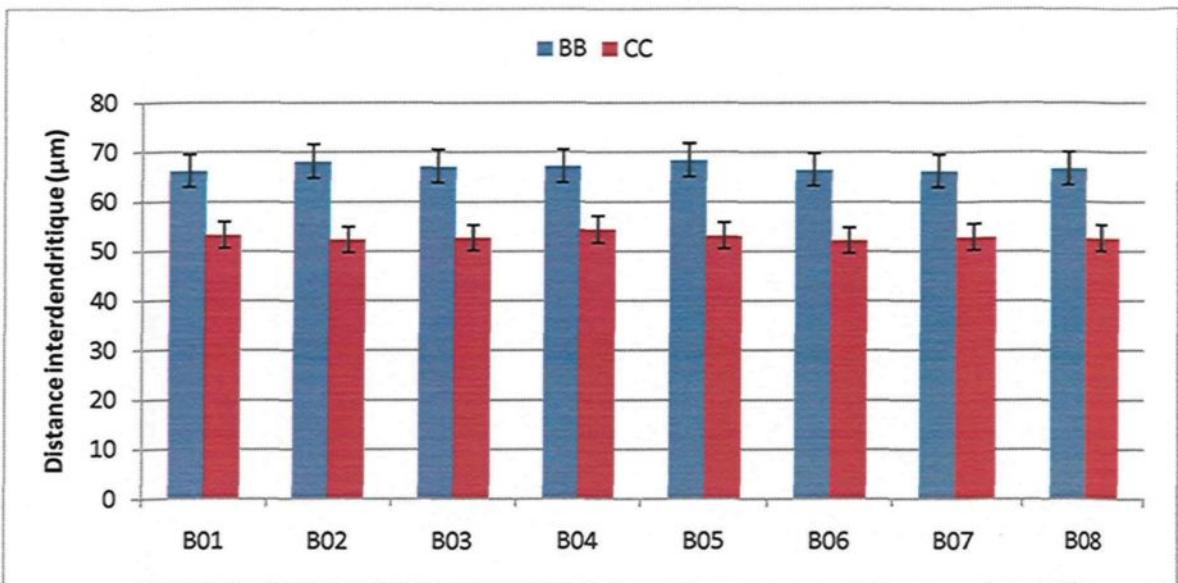


Figure 4.29 Distance interdendritique secondaire des échantillons de l'assise des boulons de culasse et de la chambre de combustion pour l'alliage 357 coulé selon le procédé LFC.

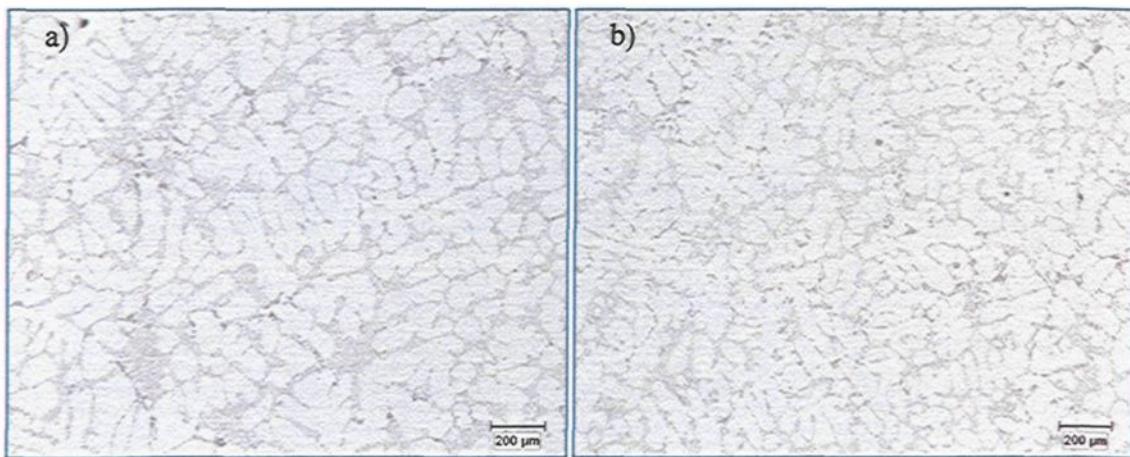


Figure 4.30 Micrographie montrant la distance interdendritique secondaire pour l'alliage 356 coulé selon le procédé LFC en fonction de l'épaisseur de la paroi : a) épaisse (5 cm) et b) mince (1 cm).

Une structure eutectique fibreuse peut être obtenue, en l'absence de modificateur chimique, par un refroidissement rapide. Les structures modifiées par la trempe sont optiquement identiques aux matériaux modifiés par des impuretés. Cependant, le microscope électronique révèle que le silicium est similaire à celui non modifié qui ne contient peu ou pas de niveaux de maclage. Cette structure est simplement une forme fine de l'eutectique non modifié occasionnée par une solidification très rapide.

En d'autres termes, un refroidissement rapide donnera des particules de silicium eutectique de plus petite taille. C'est ce qui aurait dû se produire pour les pièces produites selon le procédé de la mousse perdue puisque différentes épaisseurs de parois étaient présentes dans le moule. Cependant, les mesures révèlent le contraire comme on peut le voir à la figure 4.31. Effectivement, la valeur obtenue pour la section épaisse est de 18 μm et 20 μm pour les alliages 356 et 357 respectivement, et de 26 μm et 28 μm pour la section

mince toujours pour les mêmes alliages (Figure 4.32). Cette contradiction s'explique par le fait que les échantillons ont subi un traitement thermique T6.

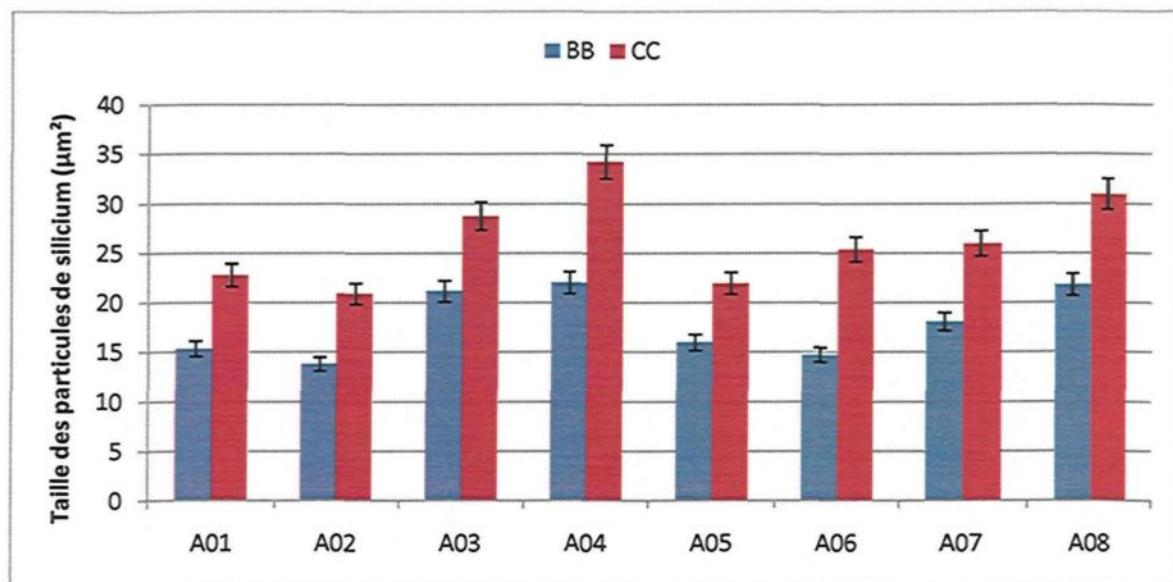


Figure 4.31 Taille des particules de silicium eutectique des échantillons de l'assise des boulons de culasse (BB) et de la chambre de combustion (CC) pour l'alliage 356 coulé selon le procédé LFC.

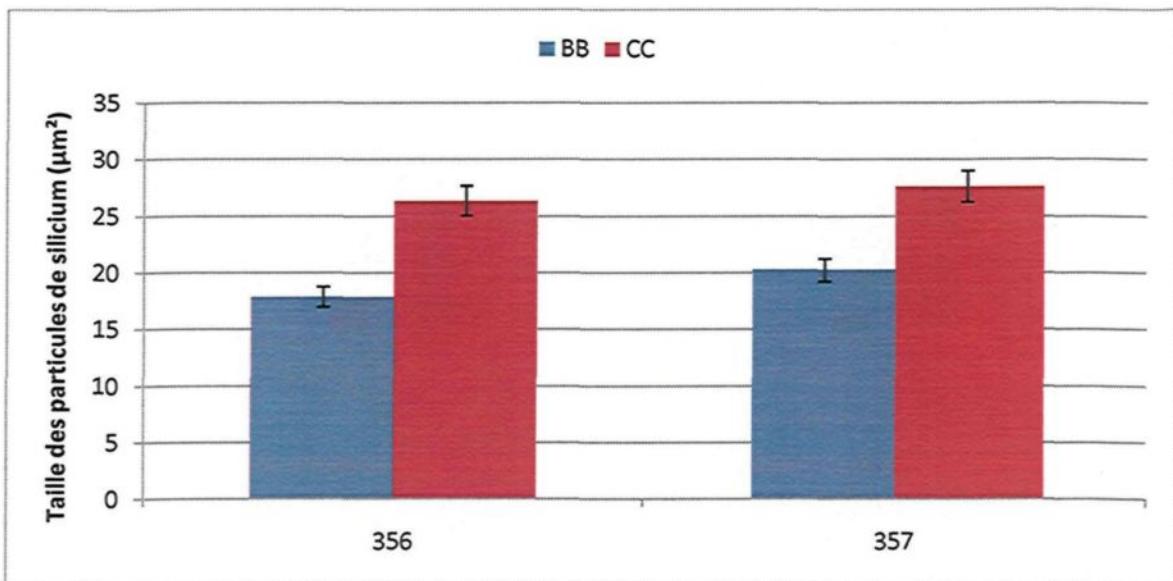


Figure 4.32 Taille des particules de silicium eutectique pour les alliages 356 et 357 coulés par le procédé LFC en fonction de l'épaisseur de la paroi : épaisse (5 cm) et mince (1 cm).

Pour soutenir l'hypothèse selon laquelle la différence entre la taille des particules de silicium des différents alliages est causée par le traitement T6, deux pièces ont été coulées dans un moule métallique à sections variables utilisant l'alliage 356 modifié par 200 ppm de strontium. Une seule des deux pièces a subi une mise en solution de 8 heures à 540°C suivi d'une trempe à l'eau chaude (60°C). Quatre échantillons ont été prélevés : un de la section la plus large et un autre de la seconde section la plus mince pour chacune des deux coulées. Par la suite, les échantillons ont été meulés, polis et analysés selon les procédures standards. Les résultats de la mesure de la taille des particules de silicium eutectique sont présentés à la figure 4.33.

Les valeurs des distances interdendritiques secondaires pour les sections épaisses et minces sont de 30 et 20 μm , respectivement. Pour l'état brut de coulée, la taille des particules de silicium eutectique est de $3,5\mu\text{m}^2$ pour la section épaisse et de $1,5\mu\text{m}^2$ pour la section mince ce qui est conforme à la littérature. Après la mise en solution, les tailles sont respectivement de 7,2 et $8,2\mu\text{m}^2$ pour les sections épaisse et mince. La croissance des particules de silicium eutectique n'est pas aussi rapide dans la section épaisse que dans la section mince et prouve que la taille de ces particules dépend grandement de la section de la pièce.

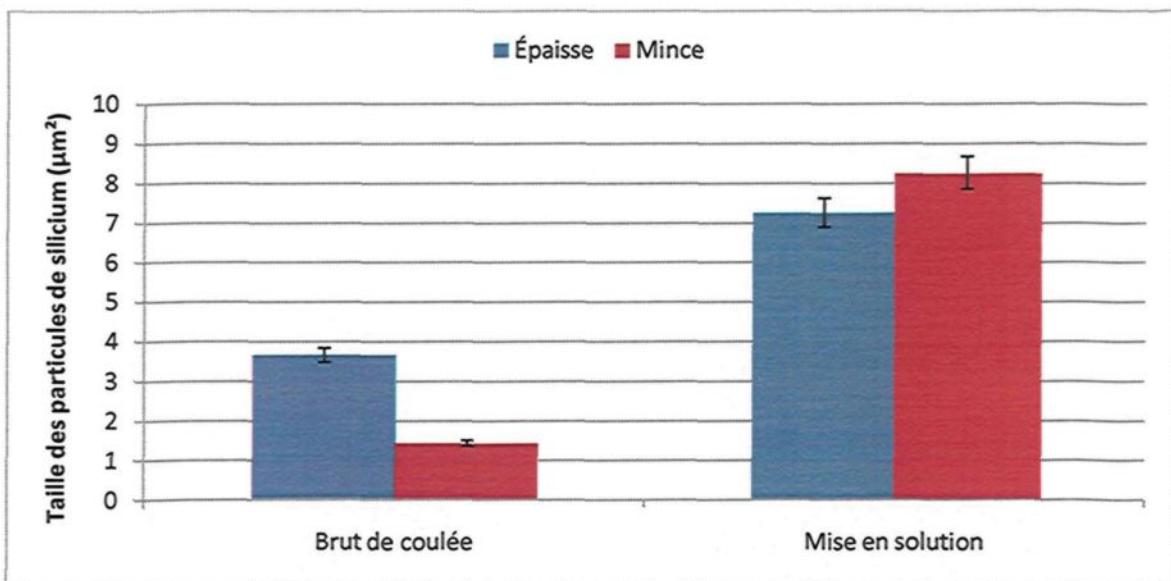


Figure 4.33 Taille des particules de silicium eutectique pour l'alliage 356 modifié coulé dans un moule métallique à sections variables en fonction de la largeur de la section et des états bruts de coulée et après la mise en solution.

Selon les résultats d'investigations menées par de nombreux chercheurs^{102,132-135}, la mise en solution des alliages Al-Si-Mg est faite principalement pour deux raisons: la première consiste à dissoudre au maximum le magnésium et le silicium dans la matrice d'aluminium et la seconde est d'altérer la morphologie des particules de silicium eutectique d'aciculaire à l'état brut de coulée à une forme fine et plus sphérique. Les deux effets peuvent contribuer significativement à l'amélioration des propriétés mécaniques des alliages.

Le changement de morphologie des particules de silicium eutectique se déroule en trois étapes : la fragmentation, la sphéroïdisation et la croissance. La température et le temps de mise en solution, ainsi que la morphologie initiale des particules de silicium eutectique à l'état brut de coulée, sont les principaux facteurs qui vont contrôler les effets de la mise en solution. Ainsi, augmenter la température de mise en solution peut accélérer

le processus de fragmentation, de sphéroïdisation et de croissance, en gardant à l'esprit que la température ne doit pas être trop élevée pour éviter la fusion localisée de l'alliage. Pour une température de mise en solution donnée, un temps de mise en solution suffisant doit être appliqué à l'alliage de façon à atteindre un degré de sphéroïdisation satisfaisant. La morphologie initiale des particules de silicium eutectique joue également un rôle critique. Ainsi, pour une température et un temps de mise en solution donnés, les particules de silicium plus fines et plus rondes des alliages modifiés bruts de coulée deviendront plus sphériques comparativement à celles des alliages non modifiés⁸⁵.

La figure 4.34 montre une représentation schématique du développement à trois étapes des particules de silicium : fragmentation, sphéroïdisation et croissance avec la progression de la mise en solution pour les alliages Al-Si de base et modifiés. Pour les alliages non modifiés, la fragmentation doit se produire avant la sphéroïdisation et ainsi la croissance peut se faire. Tandis que pour les alliages modifiés, les particules de silicium eutectique sont déjà plus petites à l'état brut de coulée ; ainsi, la sphéroïdisation commence peu de temps après que la mise en solution ait été mise en route. Évidemment, la croissance commencera plus tôt et de plus grosses particules seront observables comparativement aux alliages non modifiés après un temps de mise en solution identique¹³⁶.

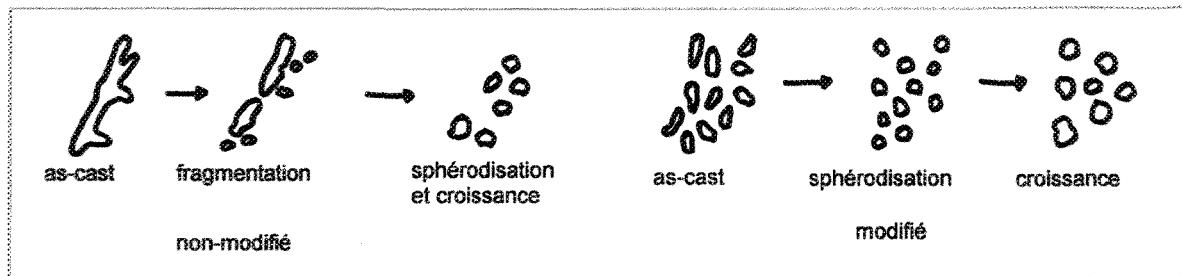


Figure 4.34 Schématisation du développement des particules de silicium eutectique lors d'une mise en solution.

Le mécanisme de dilution d'Ostwald est une autre façon d'expliquer les changements de la morphologie des particules de silicium eutectique. Ce processus spontané mû thermodynamiquement se produit parce que les grosses particules sont plus énergétiquement favorisées que les petites particules. Les molécules qui recouvrent la surface des particules sont moins stables énergétiquement que celles déjà bien ordonnées et empilées à l'intérieur. Les grosses particules, avec leur plus petit ratio surface volume, ont un état d'énergie plus bas et par le fait même, une énergie de surface inférieure. À mesure que le système essaie de diminuer son énergie totale, les molécules sur la surface des petites particules (énergétiquement défavorables) vont se diffuser à travers la matrice et s'ajouter à la surface des grosses particules. Par conséquent, les petites particules rapetissent tandis que les grosses croissent¹³⁷. La figure 4.35 présente ce mécanisme, qui peut se produire lors d'une mise en solution.

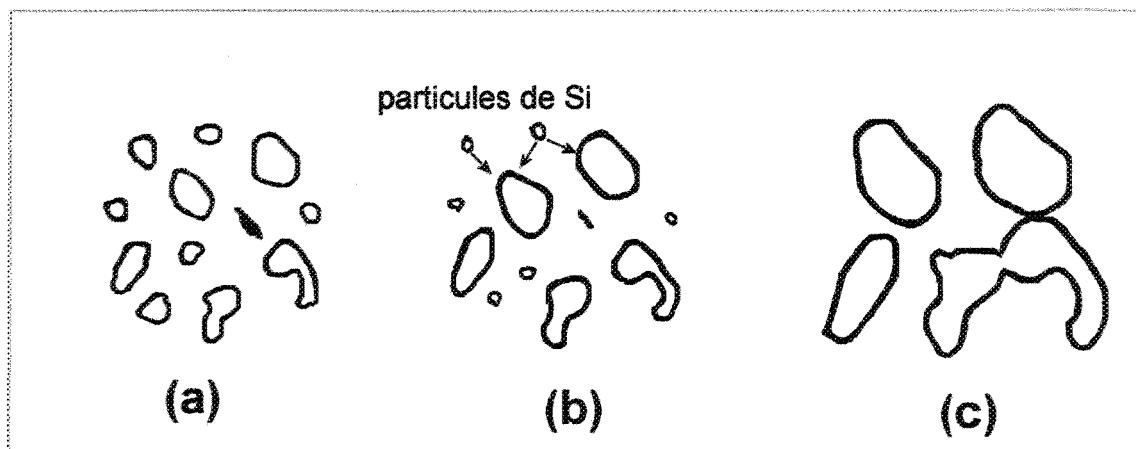


Figure 4.35 Schématisation du mécanisme de dilution d'Ostwald: a) avant la mise en solution, b) les petites particules se dissolvent, c) les plus grosses particules croissent grâce au silicium libéré par les plus petites et se fusionnent.

Les résultats obtenus quant à l'effet de la vitesse de solidification sur la formation de la porosité viennent à l'encontre des résultats présentés dans d'autres études qui prétendent que plus la paroi est épaisse plus lent sera la vitesse de solidification, et plus la vitesse de solidification est lent plus grands et nombreux seront les pores associés à l'hydrogène. Le graphique de la figure 4.36 montre plutôt que la valeur de la porosité est plus grande pour les échantillons provenant de la chambre de combustion que ceux provenant de l'assise des boulons de culasse, par contre l'écart entre ces valeurs s'amenuise lorsque la concentration de l'hydrogène passe de 0,12 à 0,20 ml/100g (conditions A05 à A08).

Cette contradiction s'explique par l'impression que laisse la mousse de polystyrène sur la pièce coulée. Cette impression est un défaut de coulée semblable à celle laissée par le sable vert. Bien que le fini de surface soit d'une excellente qualité, il n'en demeure pas moins que cette impression visible à la surface pénètre légèrement la pièce et peut causer la formation de pores similaires à ceux générés par les bulles d'hydrogène et par le retrait du métal lors de la solidification. L'épaisseur de l'échantillon provenant de la chambre de

combustion ne permet pas la prise de mesure loin de la surface et de l'impression de la mousse, ce qui est loin d'être le cas pour l'échantillon provenant de l'assise des boulons de culasse.

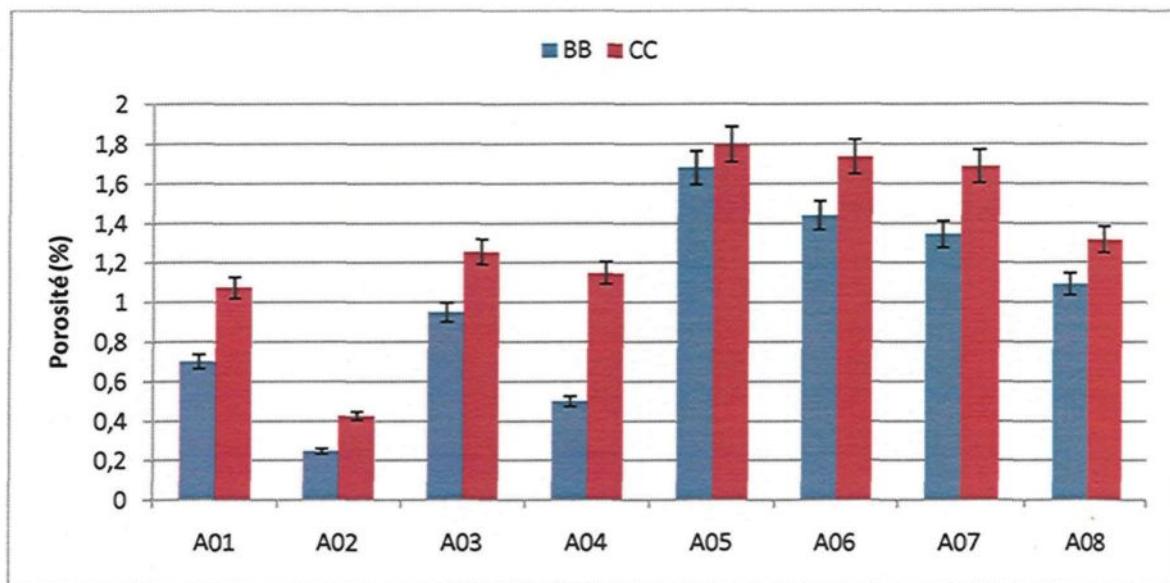


Figure 4.36 Porosité présente dans les échantillons de l'assise des boulons de culasse et de la chambre de combustion pour l'alliage 356 coulé selon le procédé LFC.

D'autres défauts spécifiques à la mousse perdue peuvent expliquer l'augmentation de la porosité dans certaines sections de la pièce. Le plissement est une mince couche d'oxyde associée aux résidus de la mousse pyrolysée, il se forme généralement à la rencontre de deux courants de métal qui ne fusionnent pas ensemble. Il agit comme un filet et capte les bulles d'hydrogène qui essaient de fuir le métal liquide. Les plissements se retrouvent dans les sections minces où le métal voyage à une distance considérable depuis le système d'alimentation^{23,24,138}. Certains pores se forment lorsque le polymère liquide n'est pas capable de s'échapper de la pièce d'aluminium en cours de solidification¹³⁸⁻¹⁴². Pendant la

pyrolyse du polymère liquide, une couche de carbone se construit à la surface et des bulles de gaz résultant de la pyrolyse sont formées dans la pièce.

4.4 Validation des effets du traitement du métal liquide à l'aide d'autres techniques de mise en forme

Puisque le procédé de la mousse perdue implique l'utilisation d'un modèle de polystyrène qui persiste à l'intérieur de la cavité du moule jusqu'au moment de la coulée, des coulées utilisant des moules à cavité vide ont été faites pour voir si les résultats obtenus sont bel et bien le fruit du traitement du métal liquide ou s'ils sont causés par le procédé lui-même.

De plus, des tests sans strontium ont été faits dans le but de mieux cerner l'interaction entre le bore et le strontium. Également, l'alliage 220 a été introduit afin de savoir si des résultats similaires sont envisageables pour une future utilisation de cet alliage dans le procédé de la mousse perdue.

Les points importants qui sont ressortis de l'analyse des résultats obtenus des échantillons issus du procédé de la mousse perdue sont :

- La concentration du strontium dans l'alliage mère utilisée pour faire la modification n'a aucune influence sur la morphologie et la taille des particules de silicium eutectique;

- Le bore ajouté à titre d'affineur de grains interagit avec le strontium pour former un composé intermétallique SrB_6 qui limite la modification des particules de silicium eutectique;
- L'hydrogène joue un rôle prédominant sur la formation de la porosité;
- La vitesse de refroidissement affecte la distance interdendritique secondaire, la taille des particules de silicium eutectique et la formation de la porosité.

4.4.1 Effet de la concentration du strontium de l'agent modifiant

La modification du silicium eutectique de la forme aciculaire à fibreux peut se faire par plusieurs moyens. Le plus largement utilisé dans l'industrie est l'incorporation de petites quantités de strontium (200 ppm) sous la forme d'alliage mère. Cependant, une vitesse de solidification assez rapide peut donner sensiblement le même résultat, ce qui s'explique par un manque de temps au silicium pour précipiter complètement en grosses particules.

Le cas du moule standard explique bien ce phénomène comme illustré aux figures 4.37 et 4.38. La taille des particules de silicium ne varie presque pas, demeurant autour de $7,1 \mu\text{m}^2$. De plus, les conditions A09 et B09 qui représentent les alliages de base 356 et 357 sans modification, montrent bien l'effet de l'absence de strontium sur la taille des particules de silicium eutectique qui sont environ 100% plus grande que celles des alliages modifiés. Aucune différence n'est observée pour les alliages modifiés par l'alliage mère Al-Sr 10 % ou par Al-Sr 3 %. La figure 4.39 montre bien la différence de la morphologie du silicium pour les alliages 356 modifiés (Al-Sr 3 % et 10 %) et non modifié, tandis que la figure 4.40

montre la différence de morphologie des particules de silicium eutectique entre les états bruts de coulée et T6 pour l'alliage 356. Les résultats obtenus pour l'alliage 357 sont similaires.

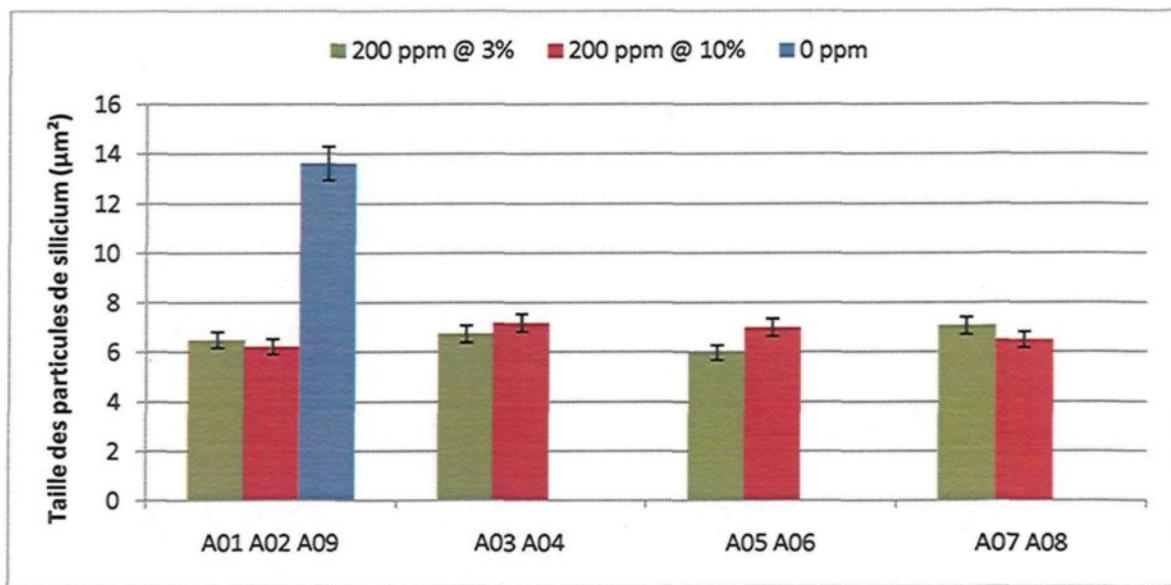


Figure 4.37 Taille des particules de silicium eutectique pour l'alliage 356 coulé dans le moule métallique standard.

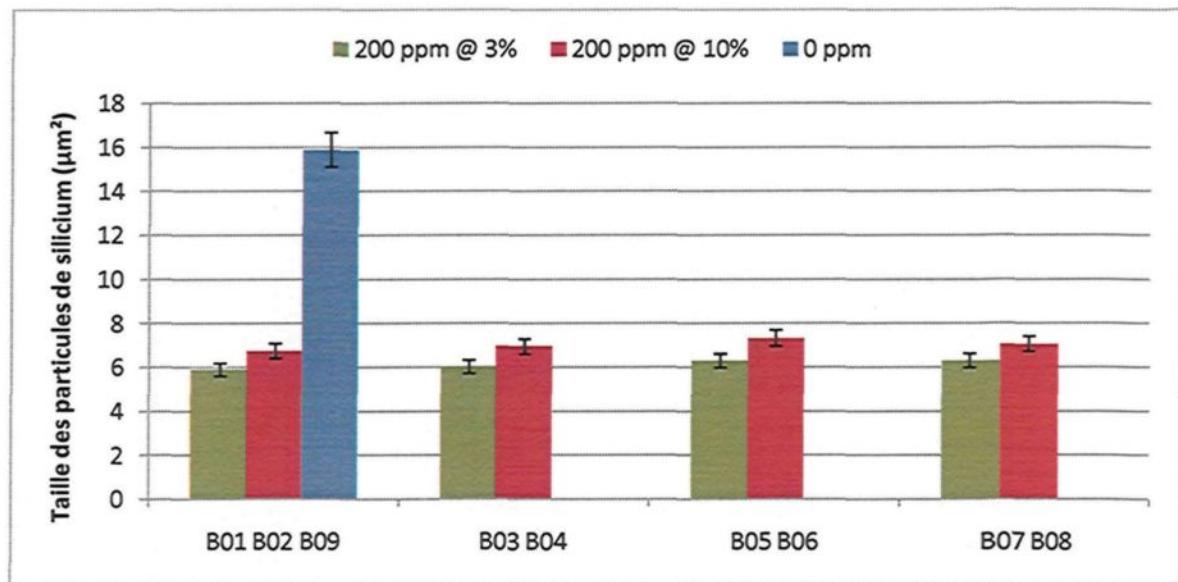


Figure 4.38 Taille des particules de silicium eutectique pour l'alliage 357 coulé dans le moule métallique standard.

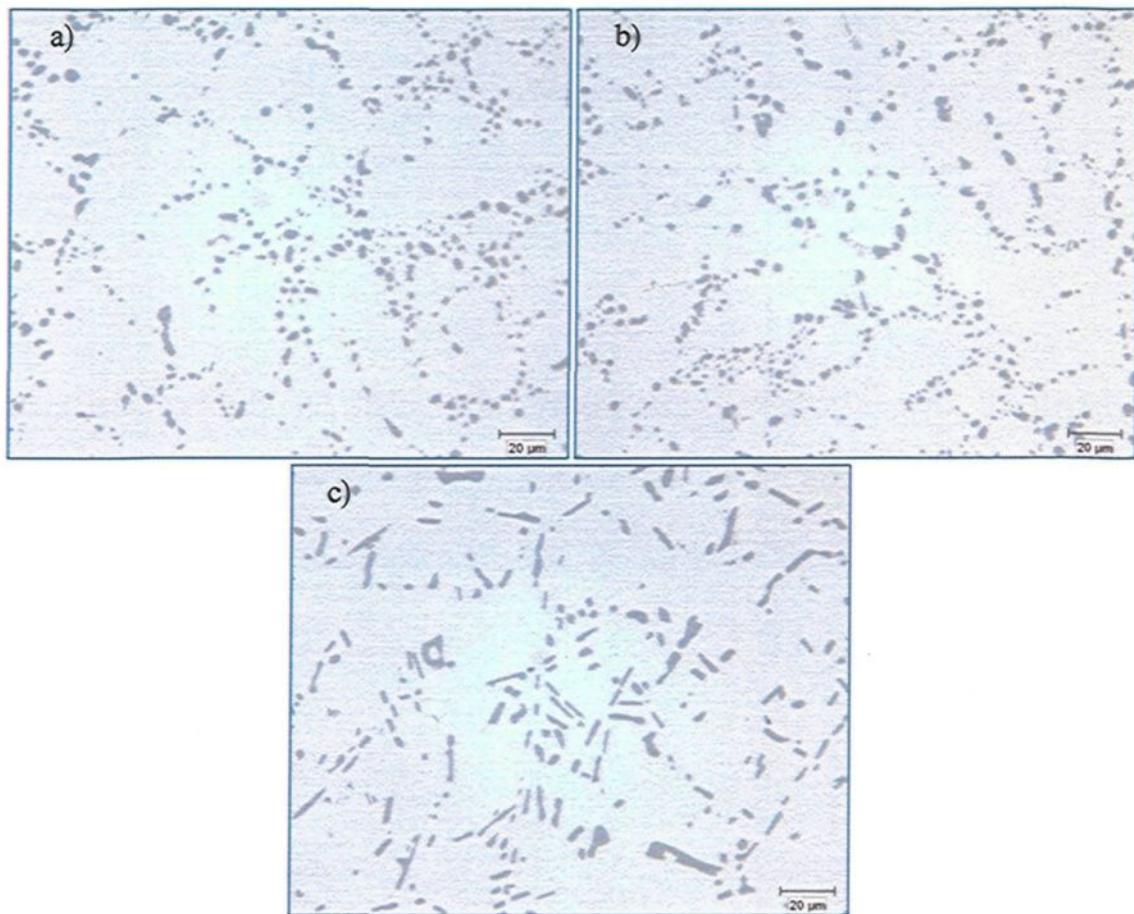


Figure 4.39 Microstructure des particules de silicium eutectique pour les alliages 356 modifiés (Al-Sr a) 3% et b) 10%) et c) non modifié coulés dans le moule métallique standard pour la condition T6.

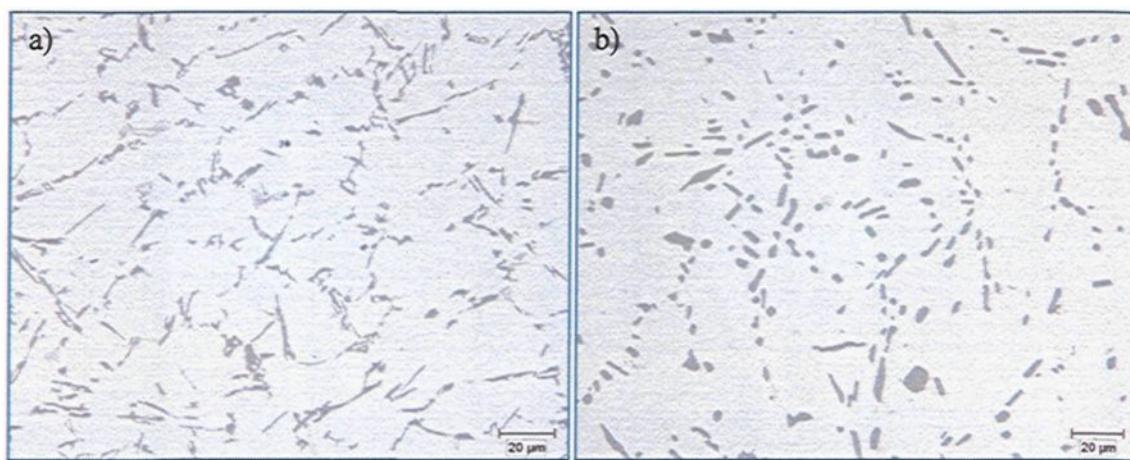


Figure 4.40 Microstructure des particules de silicium eutectique pour l'alliage 356 coulé dans le moule métallique standard pour les conditions a) as-cast et b) T6.

Le cas du moule métallique à section large est très différent du moule métallique standard. Les figures 4.41 et 4.42 montrent la distribution de la taille des particules de silicium eutectique selon les différentes conditions pour les alliages 356 et 357, respectivement. Notons que la taille moyenne est beaucoup plus grande ($\approx 30 \mu\text{m}^2$) ; pourtant les mêmes conditions de coulée que pour le moule standard ont été utilisées. Cette caractéristique s'explique par la différence entre les vitesses de solidification. Par contre, la différence entre la taille des particules de silicium pour les alliages de base ($\approx 50 \mu\text{m}^2$) et les alliages modifiés (entre 10 et $35 \mu\text{m}^2$) est toujours aussi marquée. La taille de ces particules coïncide avec celles mesurées pour la mousse perdue qui était de $25 \mu\text{m}^2$. De plus, l'utilisation d'un alliage mère de strontium de 3 % ou de 10 % donne le même niveau de modification de la morphologie du silicium eutectique.

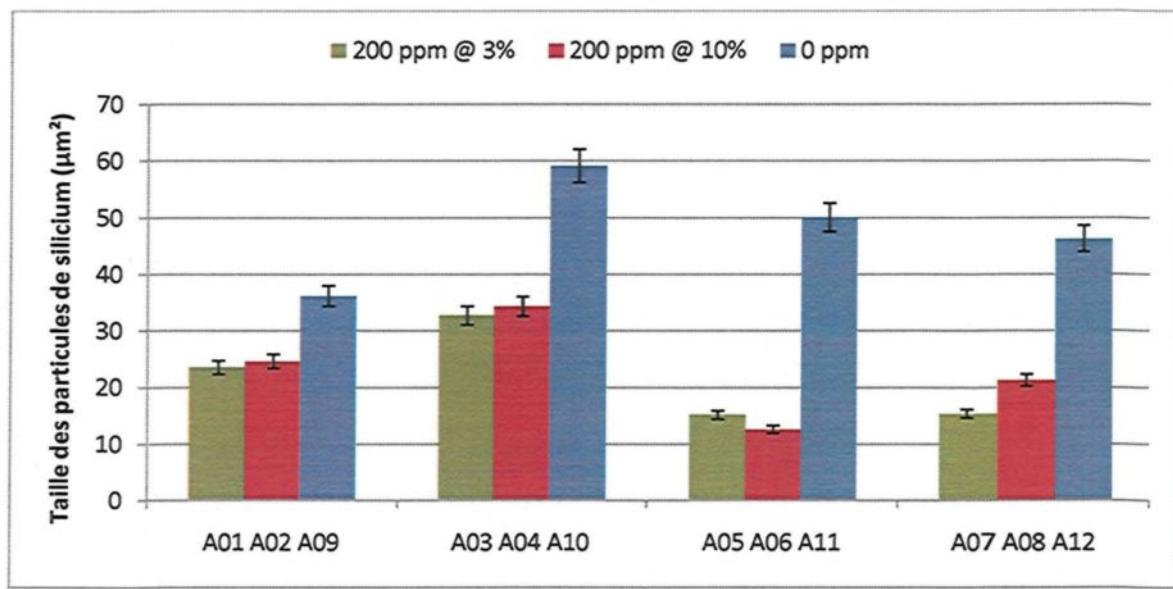


Figure 4.41 Taille des particules de silicium eutectique pour l'alliage 356 coulé dans le moule métallique à section large.

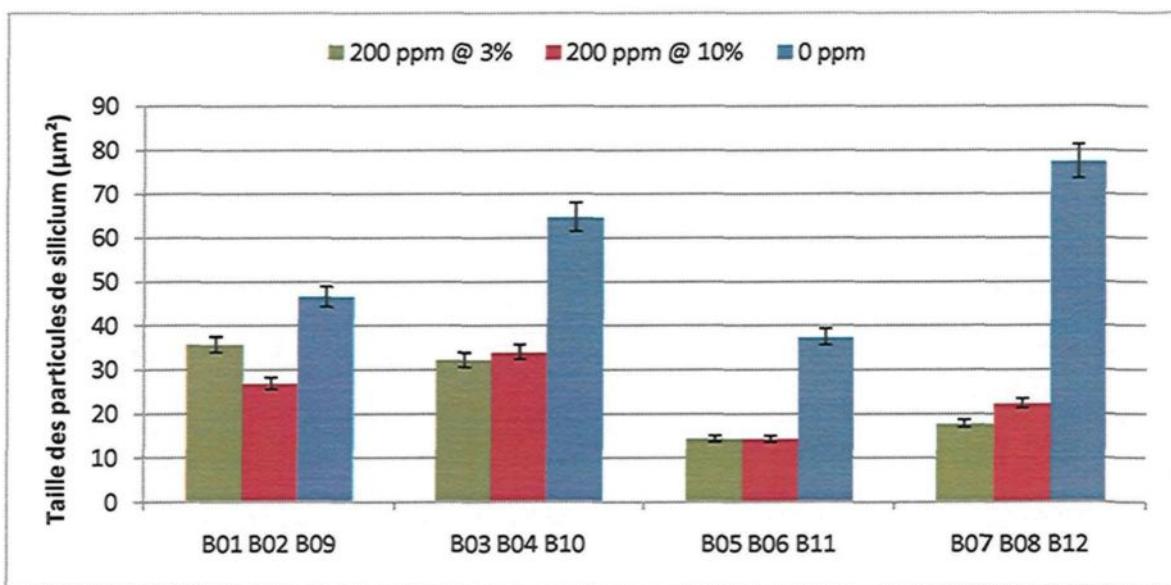


Figure 4.42 Taille des particules de silicium eutectique pour l'alliage 357 coulé dans le moule métallique à section large.

4.4.2 Effet de l'affinage au bore

L'affineur utilisé dans cette étude est le bore sous la forme d'un alliage mère Al-4% B. Comme mentionné précédemment, le bore et le strontium interagissent pour former un composé de type SrB_6 qui limite la quantité d'atomes de strontium efficaces pour la modification. La formation de ce composé explique la modification incomplète des particules de silicium en présence de l'affineur de grain. Ce phénomène est présent peu importe le type de moule utilisé.

L'affinage du grain est bénéfique à la pièce coulée. Des grains fins procurent des propriétés mécaniques uniformes dans tout le matériel. Aussi, en affinant les grains, la distribution de la phase secondaire et de la porosité est plus finement dispersée et l'usinabilité est améliorée. Enfin, l'affinage du grain augmente la résistance à la contrainte et à la fatigue. L'affinage du grain s'obtient en ajoutant un alliage mère Al-B contenant de

petits cristaux intermétalliques de AlB_2 ¹⁴³. Les figures 4.43 à 4.45 montrent les résultats obtenus quant à la proportion de la porosité, et les longueurs moyenne et maximale des pores.

Les résultats obtenus pour l'alliage 220 vont dans le même sens ; cependant, pour les alliages 356 et 357 la variation de la proportion de la porosité n'est pas aussi évidente. Cela s'explique par la présence de titane dans ces alliages qui agit même sans la présence de bore comme affineur de grain. Ainsi la proportion de la porosité pour ces alliages est déjà réduite, sans la présence de bore.

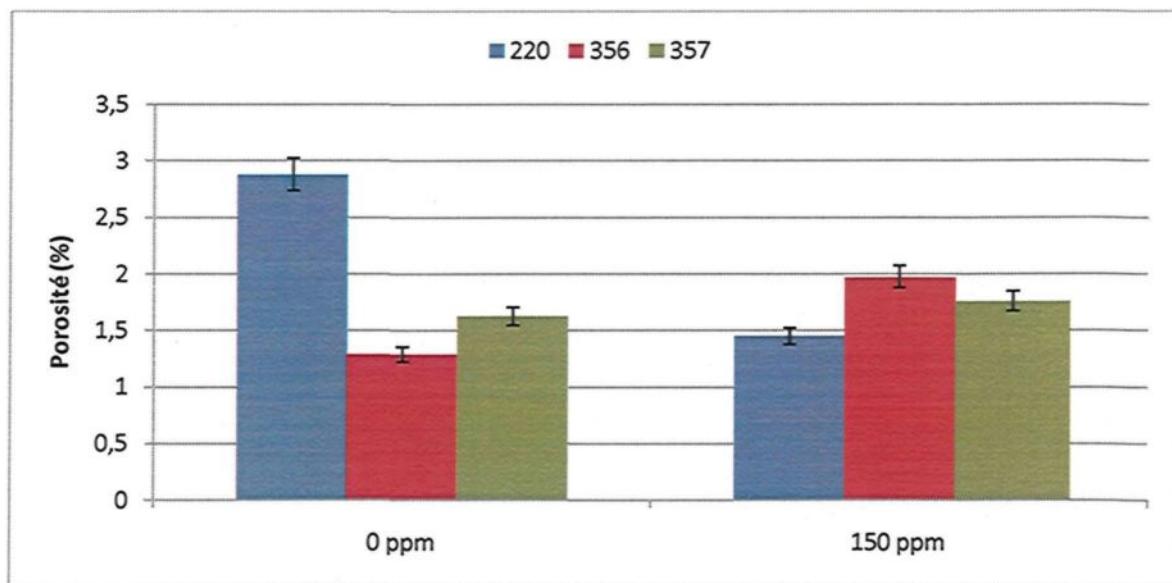


Figure 4.43 Proportion de la porosité pour les alliages 220, 356 et 357 coulés dans le moule métallique à section large en fonction du niveau de bore.

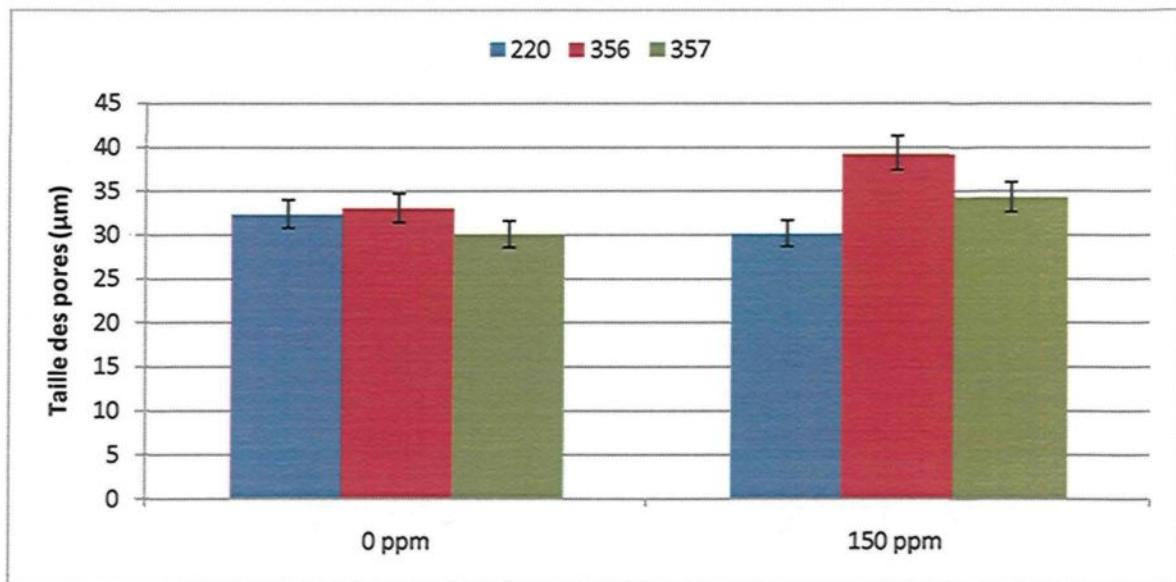


Figure 4.44 Longueur moyenne des pores pour les alliages 220, 356 et 357 coulés dans le moule métallique à section large en fonction du niveau de bore.

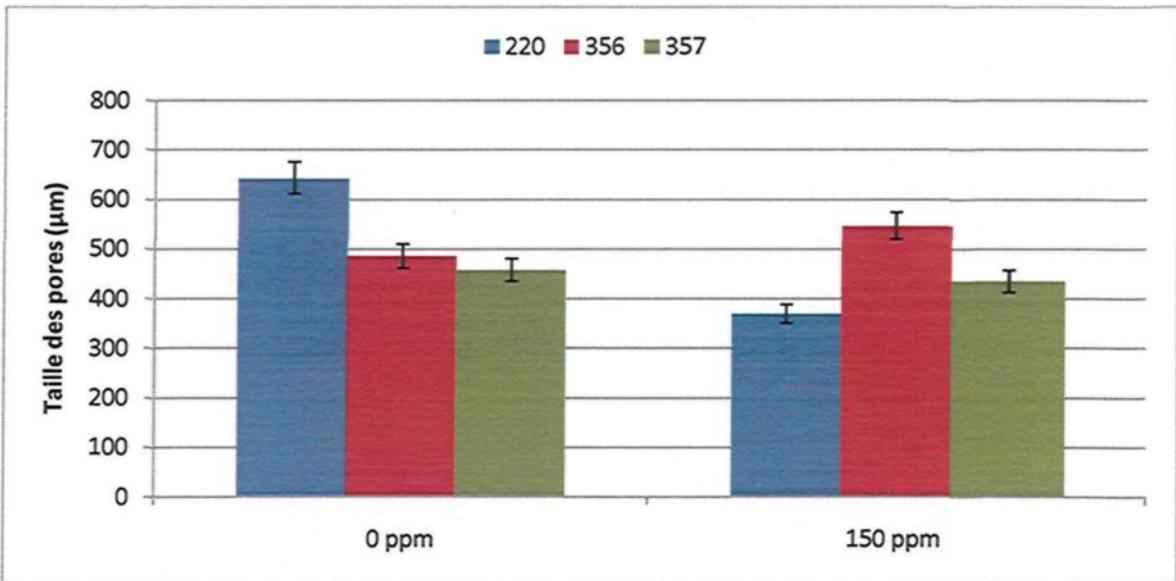


Figure 4.45 Longueur maximale des pores pour les alliages 220, 356 et 357 coulés dans le moule métallique à section large en fonction du niveau de bore.

4.4.3 Effet de l'hydrogène

Pour l'expérience, deux niveaux d'hydrogène correspondant à 0,12 ml/100g de Al et 0,2 ml/100g de Al ont été utilisés. Le bas niveau est obtenu tout simplement par le

dégazage du métal ; il correspond au niveau d'équilibre entre le métal et l'atmosphère. Le haut niveau est obtenu par l'ajout d'hydrogène sous la forme d'hydrocarbures.

La figure 4.46 montre le pourcentage surfacique qu'occupe la porosité de chacune des conditions pour les échantillons produits par le moule standard pour l'alliage 357. La valeur de la porosité varie entre 0 % et 0,2 % pour les conditions basses en hydrogène et cette valeur monte jusqu'à 1 % pour les conditions hautes en hydrogène. Ces valeurs diffèrent de celles obtenues pour le procédé de la mousse perdue. Cette différence est en grande partie causée par la conception du moule qui permet une solidification rapide du métal en fusion et qui minimise l'impact du changement de volume du métal liquide lors de la solidification.

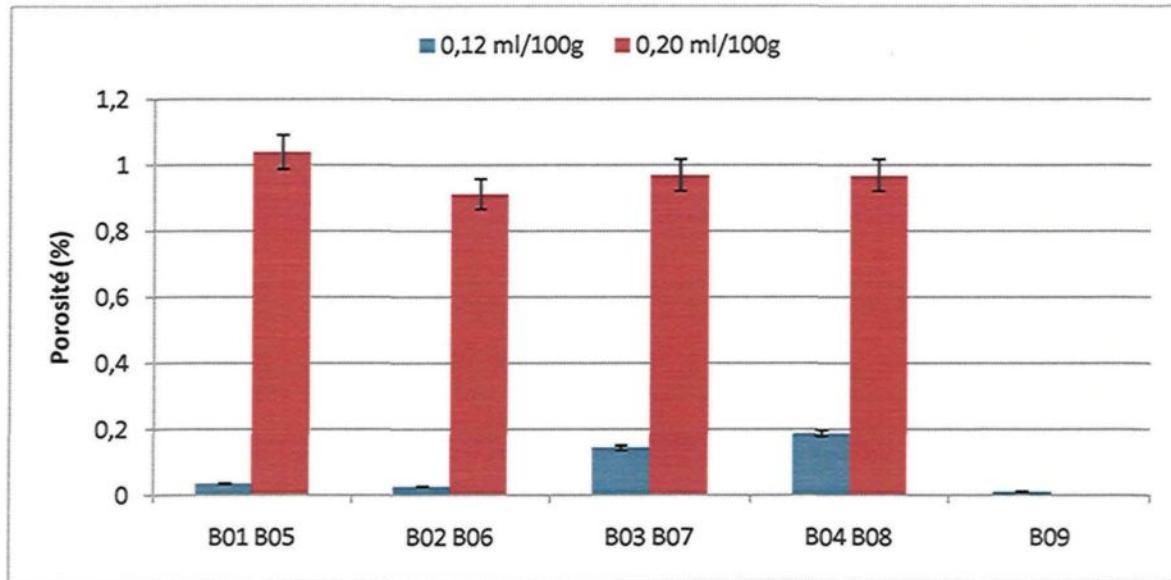


Figure 4.46 Proportion de la porosité pour l'alliage 357 coulé dans le moule standard en fonction du niveau d'hydrogène.

La vitesse de solidification plus lente des échantillons produits à l'aide du moule métallique à section large explique les résultats obtenus quant à la porosité (Figure 4.47).

Effectivement, la proportion occupée par la porosité augmente comparativement aux échantillons provenant du moule métallique standard, et ce pour deux niveaux d'hydrogène : la proportion passe de 0,1% à presque 0,5% pour une concentration d'hydrogène de 0,12 ml/100g de Al et de 1,3% à 3% pour une concentration d'hydrogène de 0,20 ml/100g de Al. La figure 4.48 montre des exemples de microographies pour l'alliage 356 contenant les bas et haut niveaux d'hydrogène ; notons la présence d'un pore correspondant à la formation d'une bulle d'hydrogène pour la figure de droite. Les échantillons des alliages 220 et 357 suivent la même tendance.

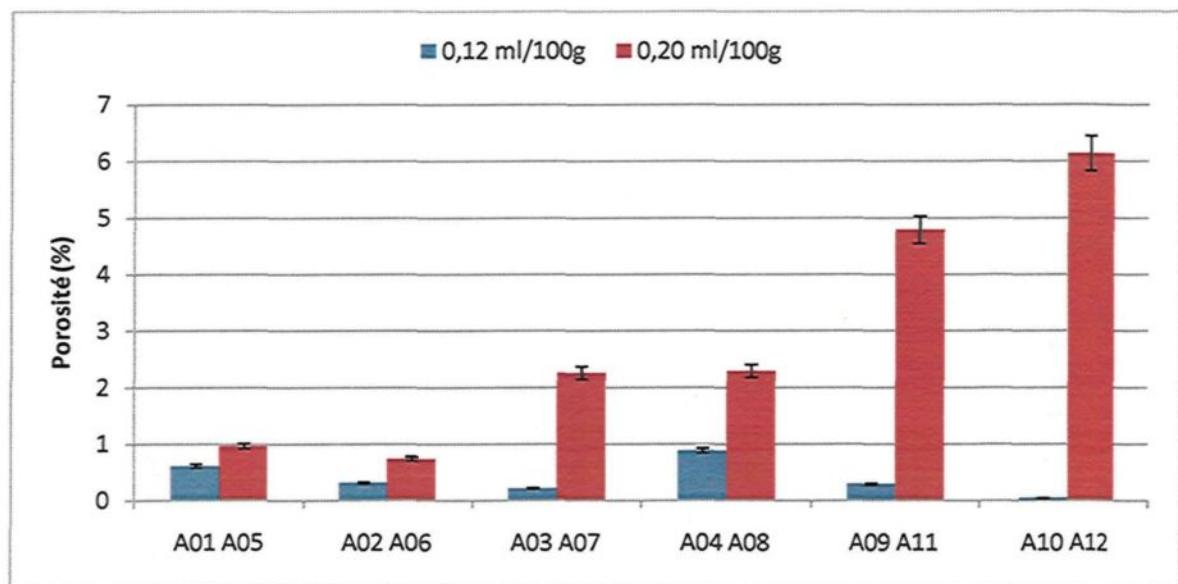


Figure 4.47 Proportion de la porosité des échantillons de l'alliage 356 coulés dans le moule métallique à section large en fonction du niveau d'hydrogène.

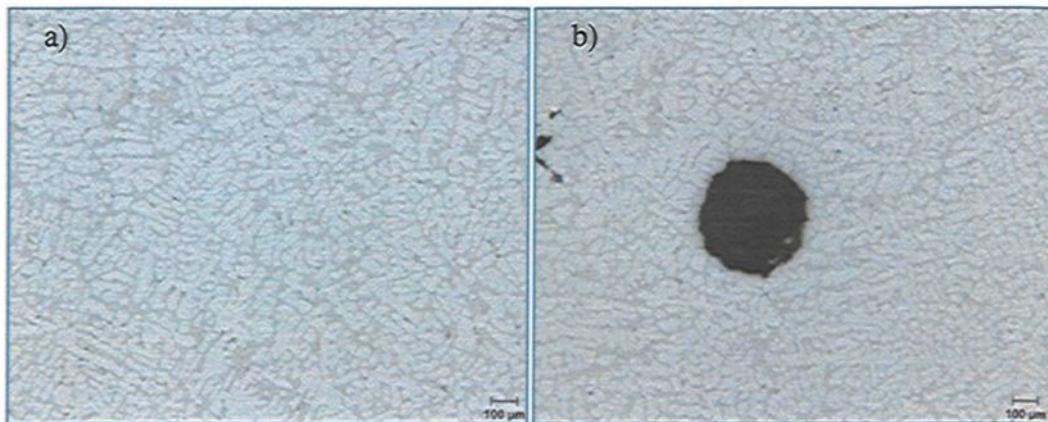


Figure 4.48 Micrographies d'échantillons d'alliage 356 correspondant aux faible et haut niveaux d'hydrogène, respectivement.

4.4.4 Effet de la vitesse de refroidissement

Les figures 4.49 et 4.50 montrent la taille des dendrites secondaires pour les alliages 356 et 357. L'alliage 220 n'est pas présenté car la mesure de la taille des dendrites n'est pas très facile à réaliser pour cet alliage en raison de l'absence de silicium eutectique pour délimiter le contour des dendrites. La taille des dendrites varie entre 24 et $28 \pm 5 \mu\text{m}$ pour toutes les conditions. La solidification de l'alliage 220 est caractérisée par une croissance cellulaire et conduit à l'apparition de colonies eutectiques. Cette situation est observée lorsqu'un troisième élément d'alliage ayant les mêmes proportions aux interfaces α/L et β/L produit une couche limite de diffusion devant l'interface solide/liquide, ce qui rend l'interface de croissance eutectique de plus en plus surfondue à l'égard de cet élément¹⁴⁴. Donc, il n'est pas possible de mesurer la distance interdendritique pour cet alliage puisqu'il n'existe pas.

Cependant, aucune des autres variables étudiées n'influence la croissance des dendrites. Les résultats démontrent également que le moule métallique standard a le taux de

refroidissement le plus grand ce qui s'explique par la nature des matériaux (fonte ductile) qui composent le moule ainsi que par la géométrie de la pièce produite.

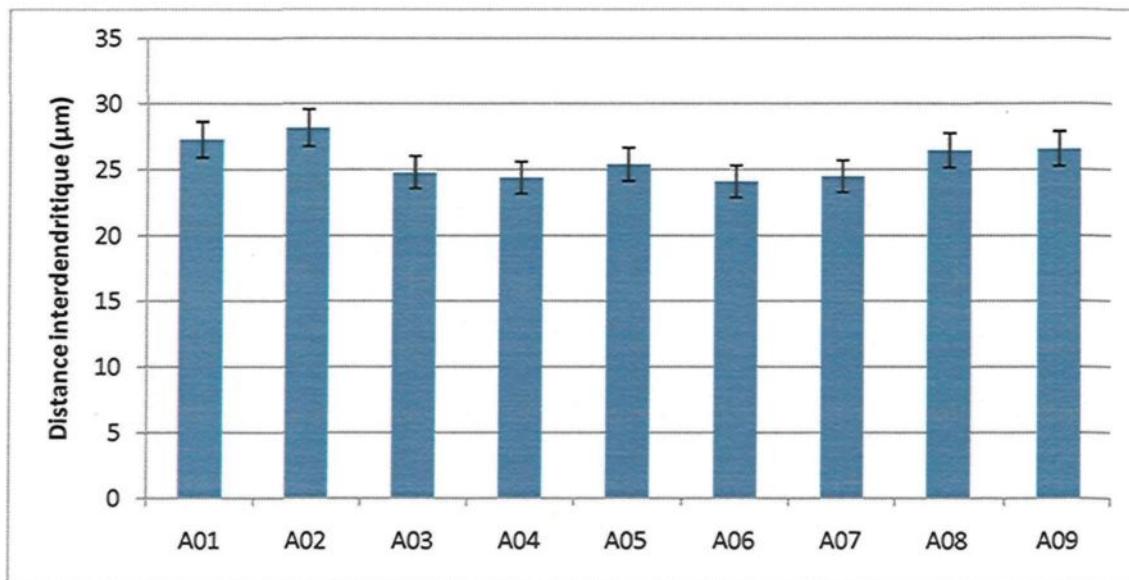


Figure 4.49 Distance interdendritique secondaire moyen pour l'alliage 356 coulé dans le moule métallique standard.

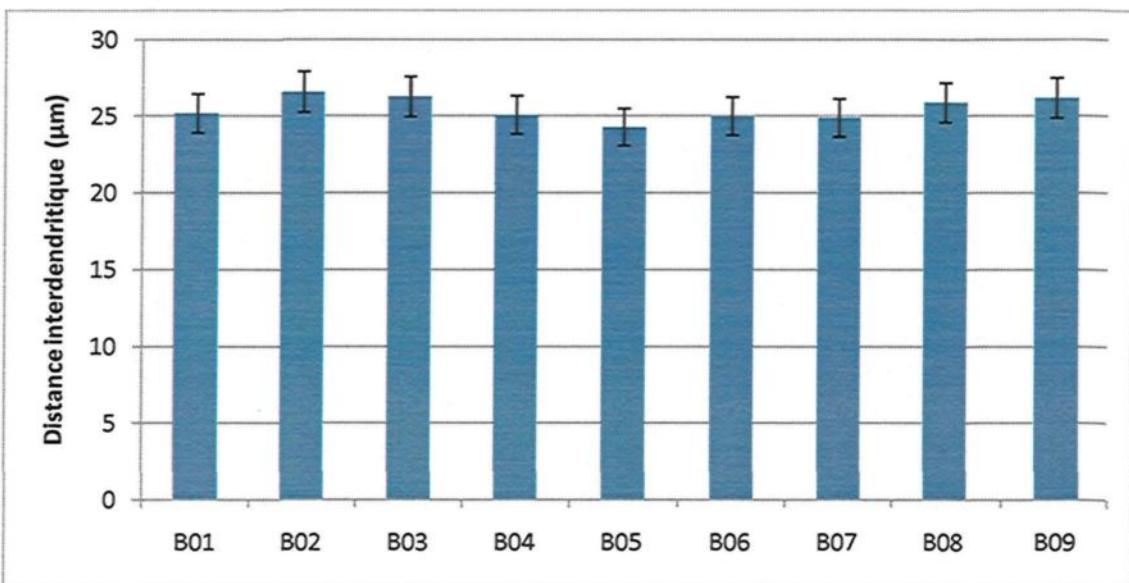


Figure 4.50 Distance interdendritique secondaire moyen pour l'alliage 357 coulé dans le moule métallique standard.

La taille des dendrites monte jusqu'à 56 ± 5 μm pour les échantillons mis en forme dans le moule métallique à section large comme illustré aux figures 4.51 et 4.52. Cette valeur avoisine celle mesurée pour les échantillons produits selon le procédé de la mousse perdue qui était de 65 ± 5 μm . Le moule métallique à section large est également fait de fonte ductile, mais la section de la pièce est environ 15 fois plus grande ce qui explique la différence entre les tailles des dendrites de ce moule et celle produite par le moule standard. La figure 4.53 montre des micrographies affichant la différence de taille de dendrites entre les différents procédés de mise en forme. De plus, ces mêmes micrographies montrent que la présence de titane dans les alliages de base affecte la morphologie des dendrites en leur donnant une forme de rosette plutôt qu'une forme allongée.

Le moule à solidification dirigée est un moule qui a spécialement été conçu pour minimiser les pertes de chaleur radiales et pour donner un gradient de taux de refroidissement unidirectionnel. La base étant en cuivre alimenté en eau froide et les parois étant en matériaux réfractaires, le front de solidification part du bas du moule tout près du refroidisseur jusqu'au haut du moule qui est à l'air libre. La chaleur, quant à elle, est plutôt dirigée vers le refroidisseur qui agit à titre de drain calorifique.

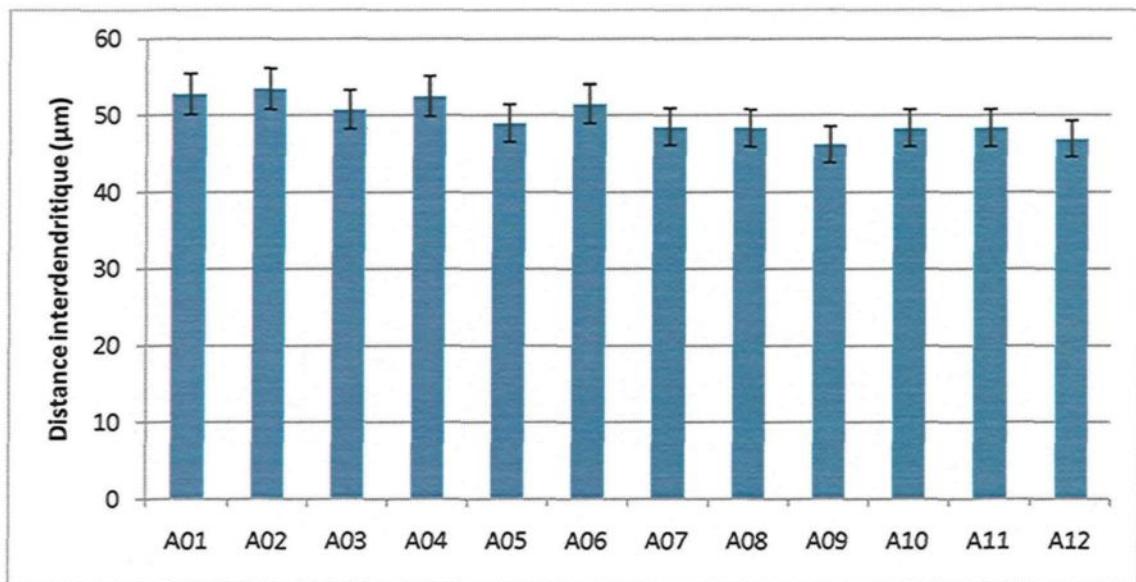


Figure 4.51 Distance interdendritique secondaire moyen pour l'alliage 356 coulé dans le moule métallique à section large.

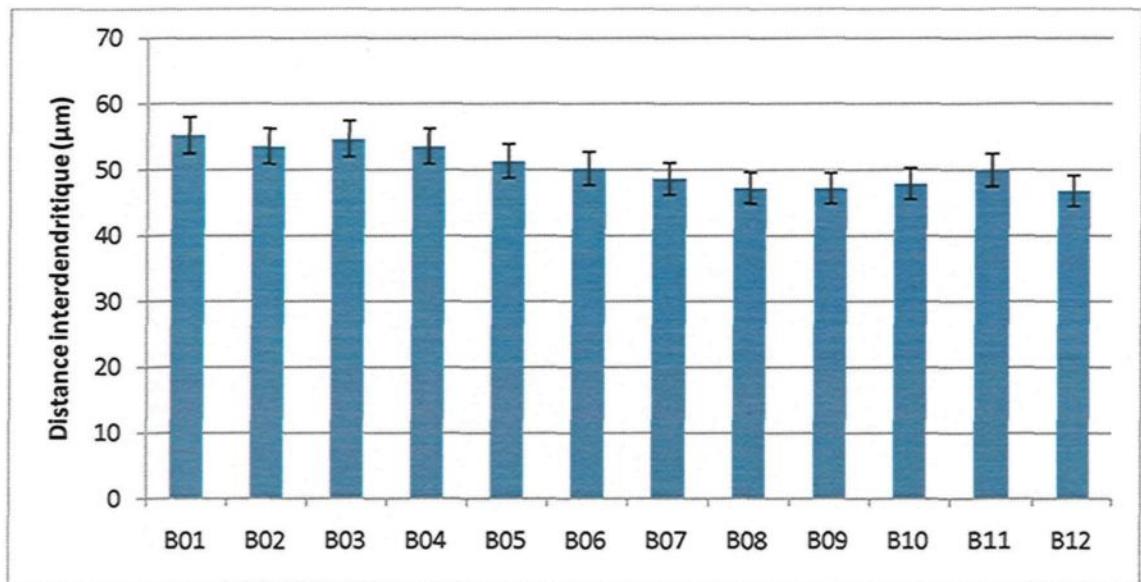


Figure 4.52 Distance interdendritique secondaire moyen pour l'alliage 357 coulé dans le moule métallique à section large

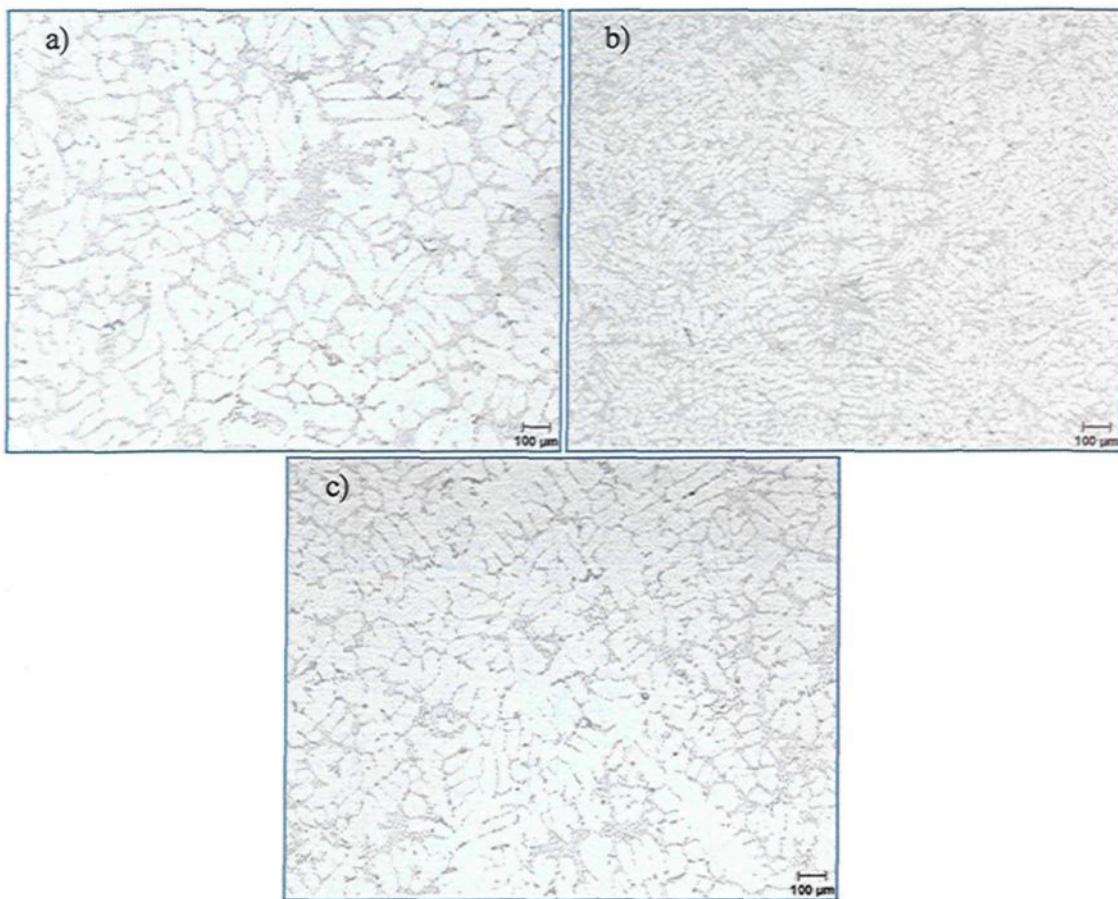


Figure 4.53 Réseau dendritique pour les échantillons provenant a) de la mousse perdue, b) du moule standard et c) du moule métallique à section large, respectivement.

Les graphiques des figure 4.54 et figure 4.55 montrent les résultats obtenus quant à la mesure de la distance interdendritique secondaire des échantillons des alliages 356 et 357. Pour chaque condition, la valeur de la distance interdendritique secondaire varie selon l'emplacement des échantillons prélevés. La figure 4.56 montre la variation de la distance interdendritique secondaire pour les alliages 356 et 357 en fonction du taux de refroidissement. Les échantillons prélevés près du refroidisseur donnent une distance interdendritique secondaire d'environ 33 μm , tandis que ceux des second et troisième niveaux affichent des valeurs plus élevées : 56 μm et 63 μm , respectivement. Ces dernières

valeurs sont quasi identiques à celles obtenues pour les échantillons prélevés dans l'assise des boulons de culasse et dans la chambre de combustion des pièces produites selon le procédé de la mousse perdue.

La figure 4.57 montre des exemples de micrographies des dendrites prises à différents niveaux dans une pièce d'alliage 356 coulée dans le moule à solidification dirigée. Les différentes tailles de distances interdendritiques secondaires mesurées pour les échantillons provenant du moule à solidification dirigée deviennent ici clairement évidentes.

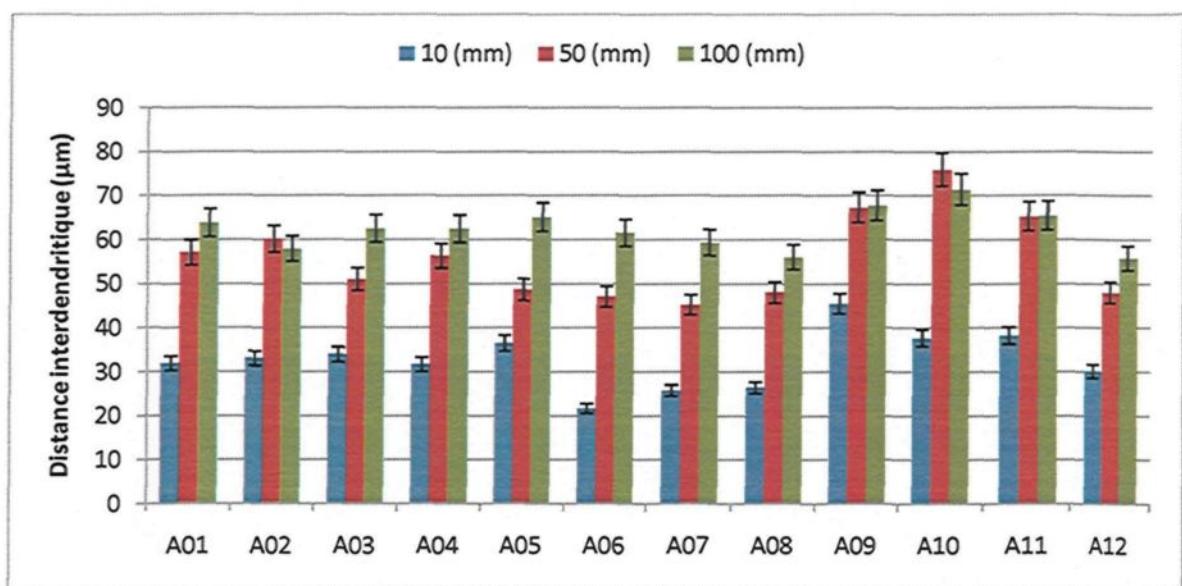


Figure 4.54 Distance interdendritique secondaire moyen pour l'alliage 356 coulé dans le moule à solidification dirigée.

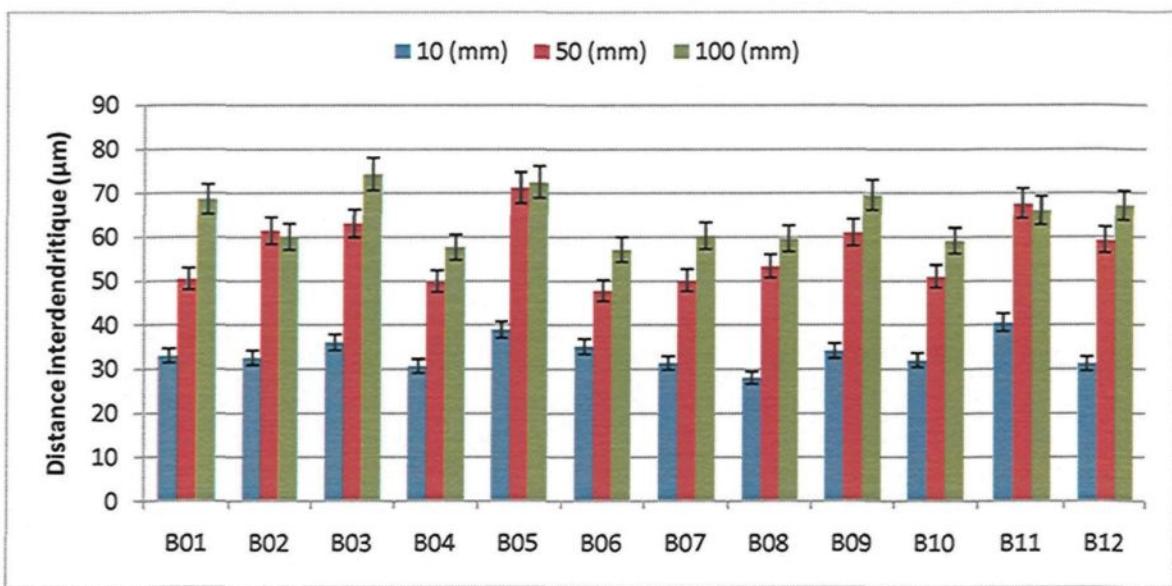


Figure 4.55 Distance interdendritique secondaire moyen pour l'alliage 357 coulé dans le moule à solidification dirigée.

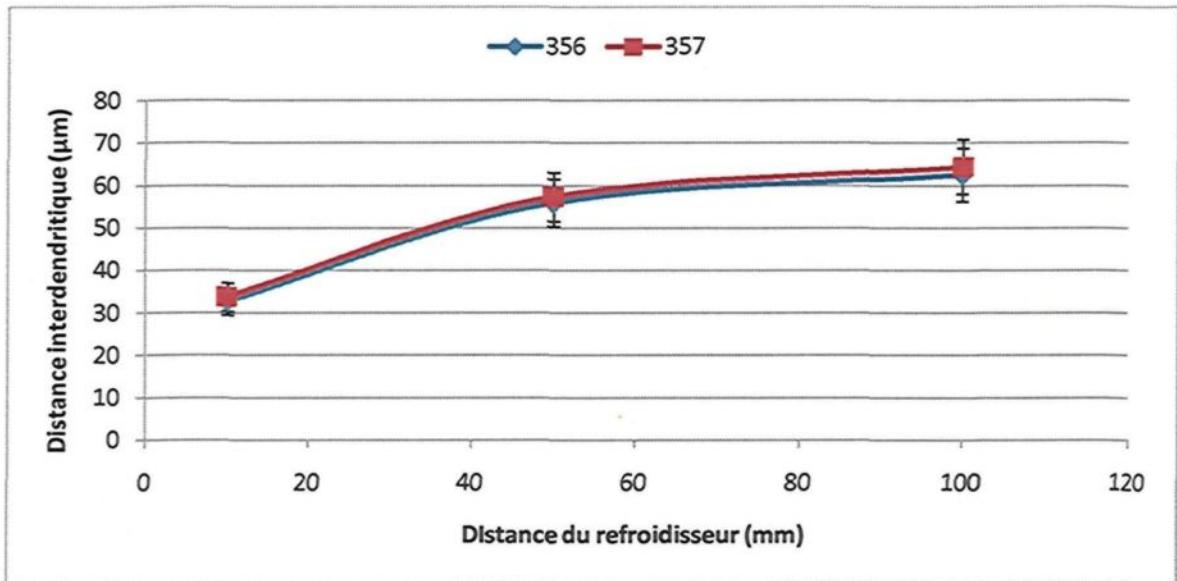


Figure 4.56 Distance interdendritique secondaire pour les alliages 356 et 357 coulés dans le moule à solidification dirigée en fonction de la distance entre le refroidisseur.

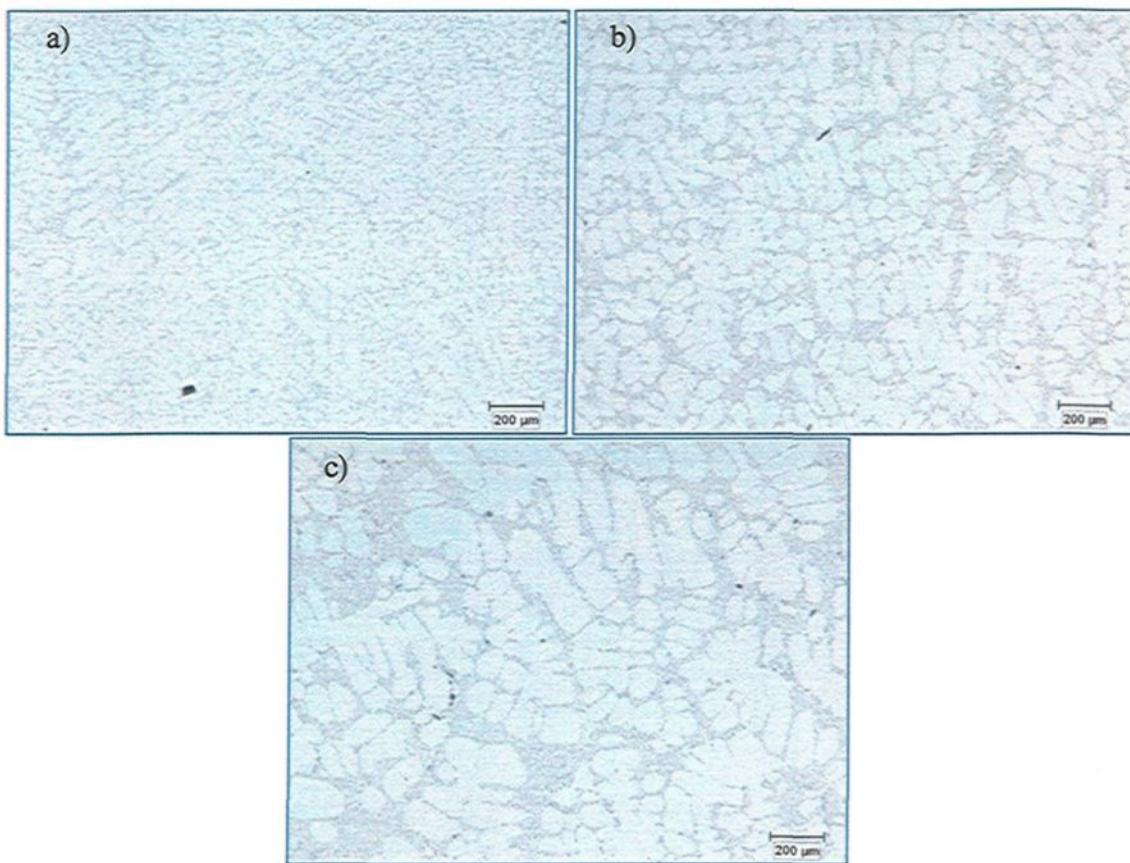


Figure 4.57 Microstructure montrant le réseau dendritique pour l'alliage 356 coulé dans le moule à solidification dirigée en fonction de la distance entre le refroidisseur a) 10mm, b) 50mm et c) 100mm.

Les échantillons pris à l'intérieur des pièces produites par le moule à solidification dirigée correspondent à trois vitesses de solidification distinctes. Comme mentionné précédemment, un certain niveau de modification peut être obtenu par un refroidissement rapide (Figure 4.58) ; cependant ce moyen de modification n'est pas aussi efficace que la modification par des agents chimiques (Figure 4.59). Comme illustré aux figures 4.60 et 4.61 la taille des particules de silicium eutectique pour les conditions non modifiées (A09 à A12 et B09 à B12) pour le premier étage atteint $35 \mu\text{m}^2$, tandis que celle des conditions modifiées pour le même niveau est de $10 \mu\text{m}^2$.

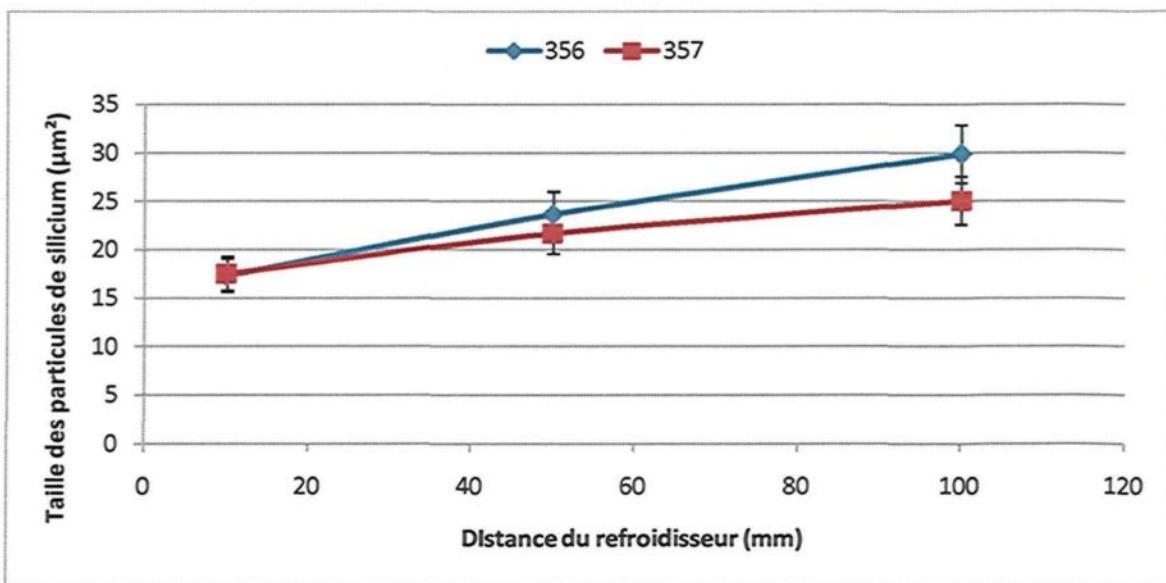


Figure 4.58 Taille des particules de silicium eutectique pour les alliages 356 et 357 coulés dans le moule à solidification dirigée en fonction de la distance entre le refroidisseur.

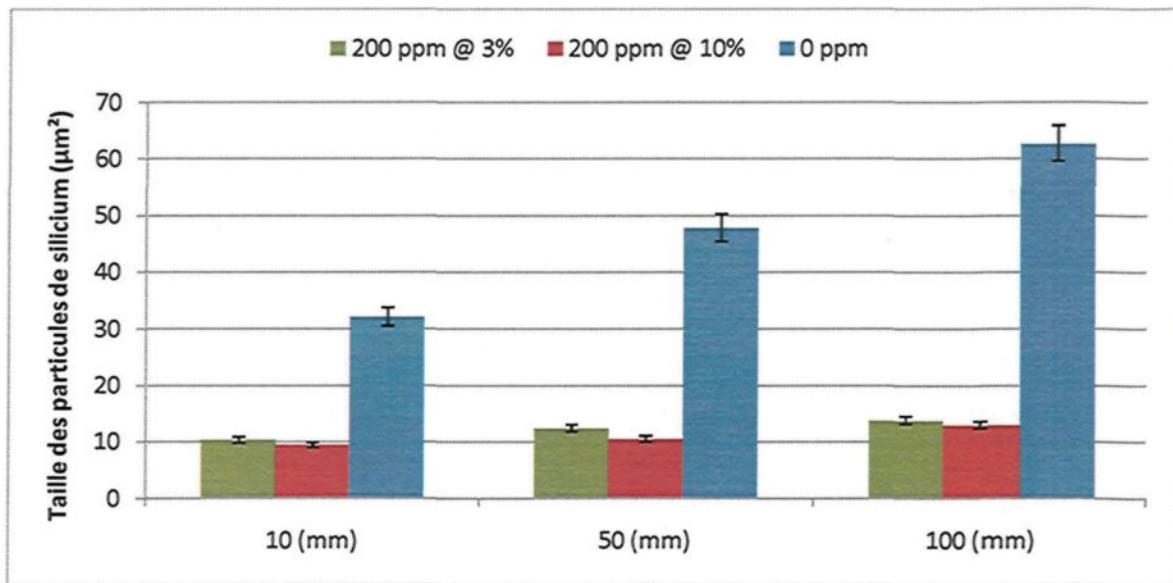


Figure 4.59 Taille des particules de silicium eutectique pour l'alliage 356 coulés dans le moule à solidification dirigée en fonction du niveau de strontium.

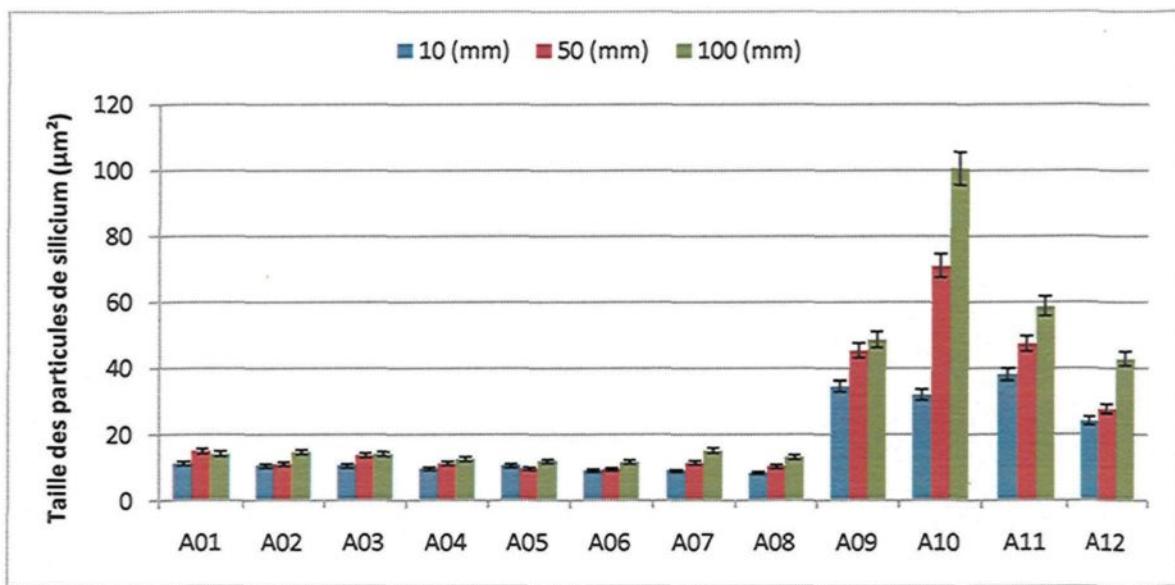


Figure 4.60 Taille des particules de silicium eutectique pour l'alliage 356 coulé dans le moule à solidification dirigée en fonction de la distance du refroidisseur.

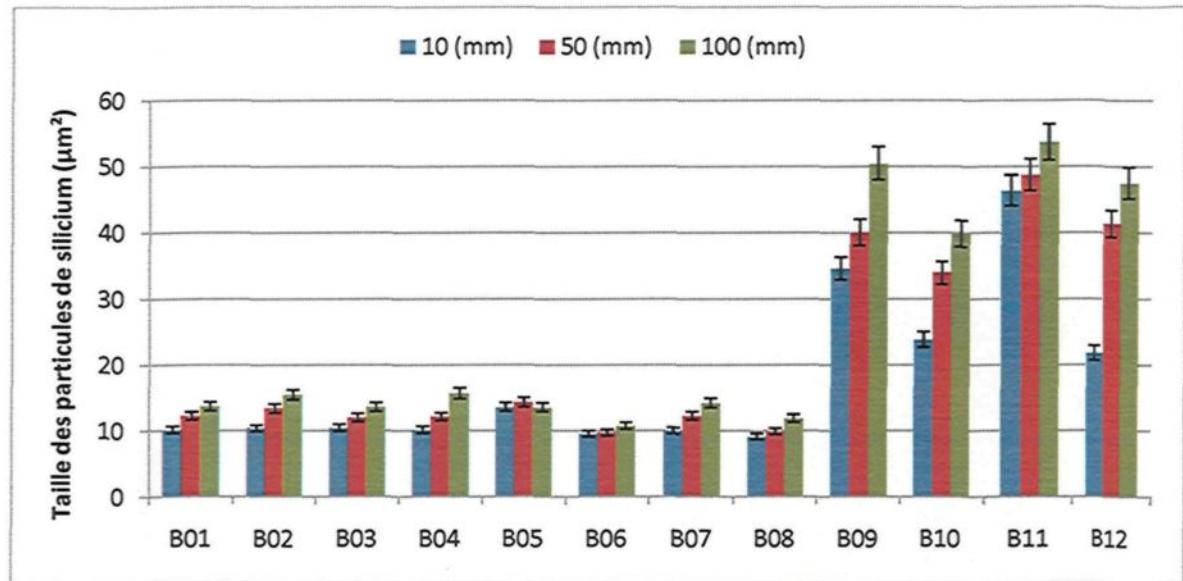


Figure 4.61 Taille des particules de silicium eutectique pour l'alliage 357 coulé dans le moule à solidification dirigée en fonction de la distance entre le refroidisseur.

Les pièces coulées dans le moule à solidification dirigée démontrent que c'est le niveau d'hydrogène qui influence le plus la formation de la porosité. La figure 4.62 montre que la valeur de la porosité pour les échantillons contenant seulement 0,12 ml/100 g

d'aluminium est en moyenne de 0,3 % tous alliages confondus, tandis que celle pour les échantillons contenant 0,2 ml/100 g d'aluminium est de presque 5 %. La figure 4.63 montre que la formation de la porosité est aussi grandement affectée par la distance séparant l'échantillon du refroidisseur. La proportion de la porosité pour les niveaux 1, 2 et 3 est égale à 1,7 %, 2,5 % et 3 %, respectivement.

Les mesures ont démontré que la distance interdendritique variait grandement entre les niveaux 1 et 3 (30 μ m et 60 μ m) qui correspond à une vitesse de solidification différente : très rapide pour le niveau 1 et plutôt lente pour le niveau 3.

Toutefois, un autre phénomène tout aussi important apporte une contribution non négligeable à la formation de la porosité : la ségrégation de l'hydrogène. Puisque l'hydrogène perd de sa solubilité dans l'aluminium liquide à mesure qu'il se refroidit, l'hydrogène est expulsé à l'extérieur des régions froides et solides vers des régions encore liquides. Puisque le front de solidification du moule est dirigé dans une seule direction, l'hydrogène est expulsé toujours dans la même direction augmentant ainsi sa concentration. Cette hausse localisée de la concentration de l'hydrogène favorise la croissance des pores. La figure 4.64 met en évidence ces phénomènes combinés. La figure 4.64 montre des microographies représentatives de pores provenant d'une pièce de l'alliage 356 produite dans le moule à solidification dirigée correspondant aux niveaux 1, 2 et 3, respectivement.

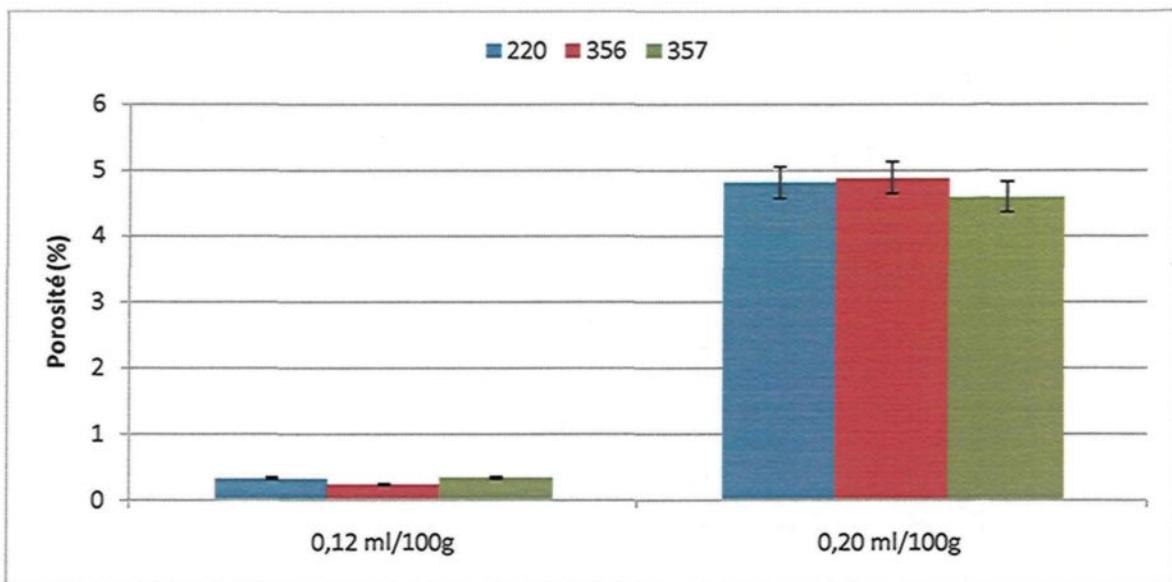


Figure 4.62 Proportion de la porosité pour les alliages 220, 356 et 357 coulés dans le moule à solidification dirigée (tous les niveaux confondus) en fonction du niveau d'hydrogène.

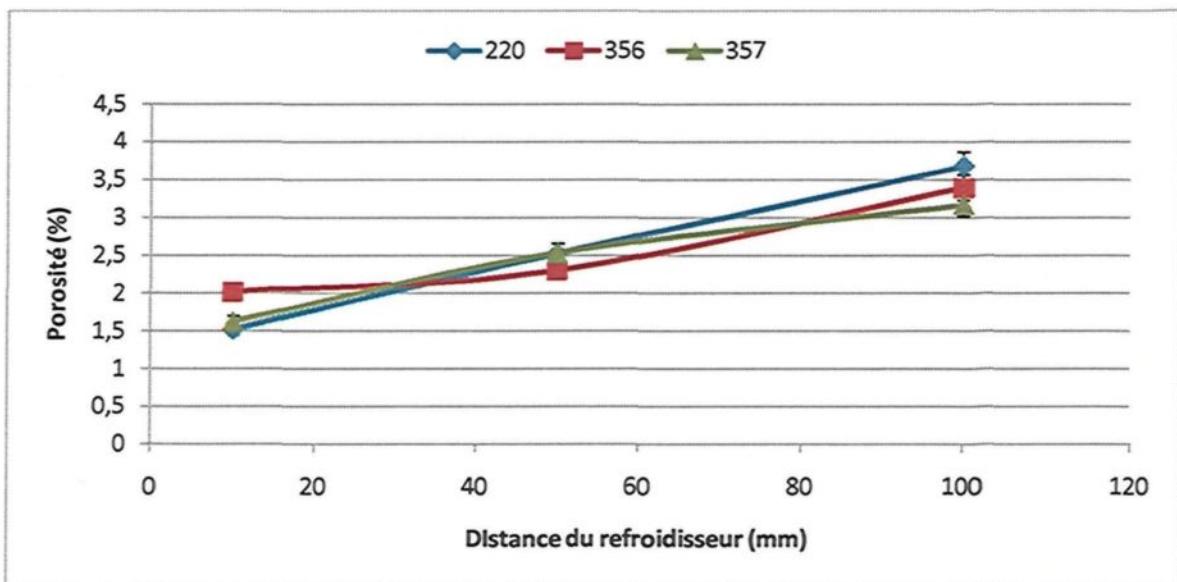


Figure 4.63 Proportion de la porosité pour les alliages 220, 356 et 357 coulés dans le moule à solidification dirigée en fonction de la distance entre le refroidisseur.

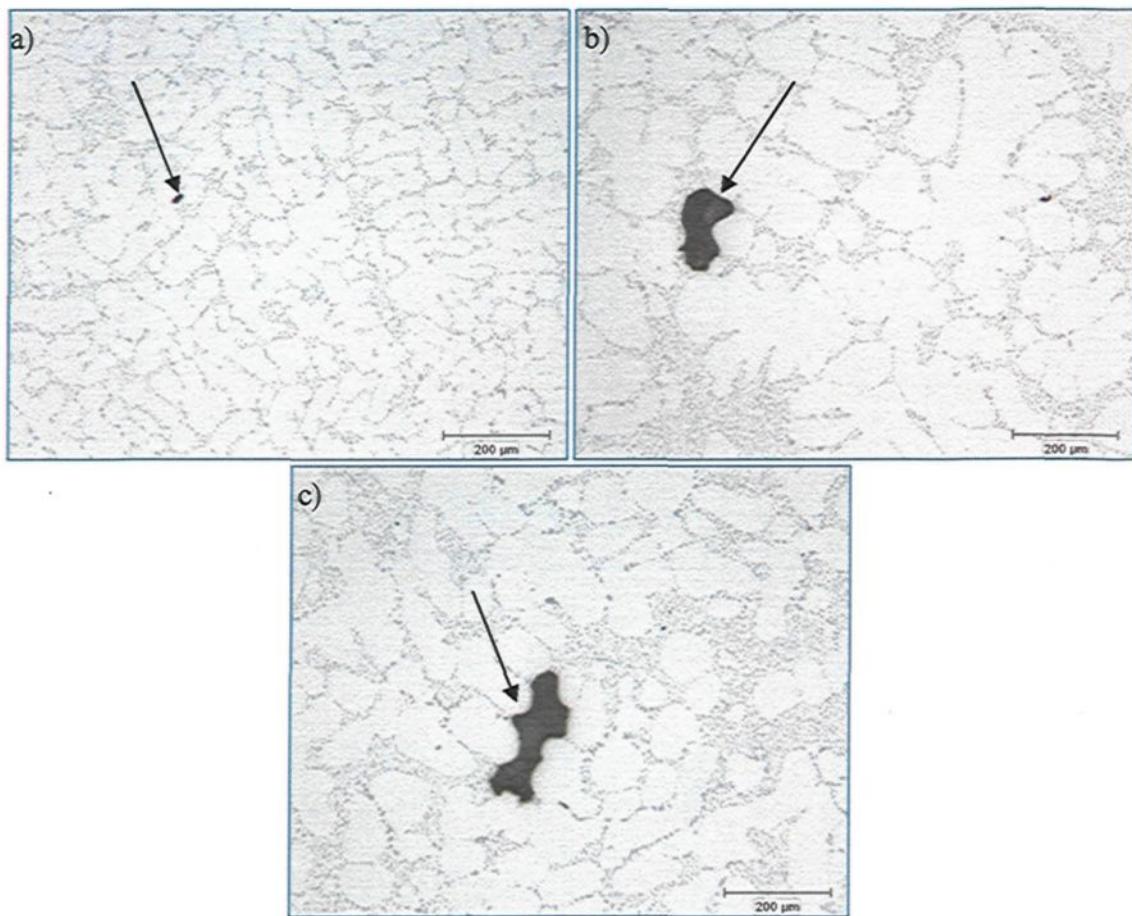


Figure 4.64 Microstructure provenant d'une pièce de l'alliage 356 produite dans le moule à solidification dirigée, les flèches indiquent des pores correspondant aux niveaux a) 1 (10mm), b) 2 (50mm) et c) 3 (100mm), respectivement.

4.5 Évaluation de l'intégrité structurale par la radiographie

La figure 4.65 montre les différentes radiographies prises des pièces coulées dans le moule à solidification dirigée. Les zones claires représentent les endroits de faible absorption qui sont de façon générale des zones poreuses. Les taches claires dans le haut des radiographies qui est surtout mis en évidence pour l'alliage 357, sont des zones de retassures. Ces pores sont causés par l'hydrogène ou le retrait du métal lors de la solidification. Le front de solidification est dirigé vers le haut et concentre les retassures dans le haut, là où le métal est le dernier à se solidifier.

L'analyse métallographique a montré que la proportion de la porosité variait avec la vitesse de solidification, c'est-à-dire avec la distance entre l'échantillon analysé et le bas de la pièce. La radiographie de la pièce de la condition A11 met en évidence ce phénomène. La taille et la concentration des pores dans le bas de la pièce sont beaucoup plus faibles que dans le haut. Le métal en se refroidissant perd sa capacité à dissoudre l'hydrogène qui n'a d'autre choix que de se diriger vers le haut, augmentant ainsi la concentration et la taille des pores dans les zones supérieures.

Comme on peut le voir à la figure 4.66, les pièces à haute teneur en hydrogène présentent une particularité importante, qui consiste en une redistribution homogène des retassures dans toute la pièce. Des études ont montré que l'ajout intentionnel d'hydrogène peut contrecarrer les effets plus néfastes des retassures sur l'acceptabilité de la coulée. Pour des pièces nécessitant seulement un fini de surface exempt de cavités, l'ajout d'hydrogène par n'importe quel moyen peut améliorer la qualité superficielle. Cependant, pour des pièces nécessitant une intégrité structurale, une bonne usinabilité, une résistance aux fuites ou toutes autres caractéristiques mécaniques ou physiques spécifiques, l'ajout intentionnel d'hydrogène est totalement inacceptable⁶³.

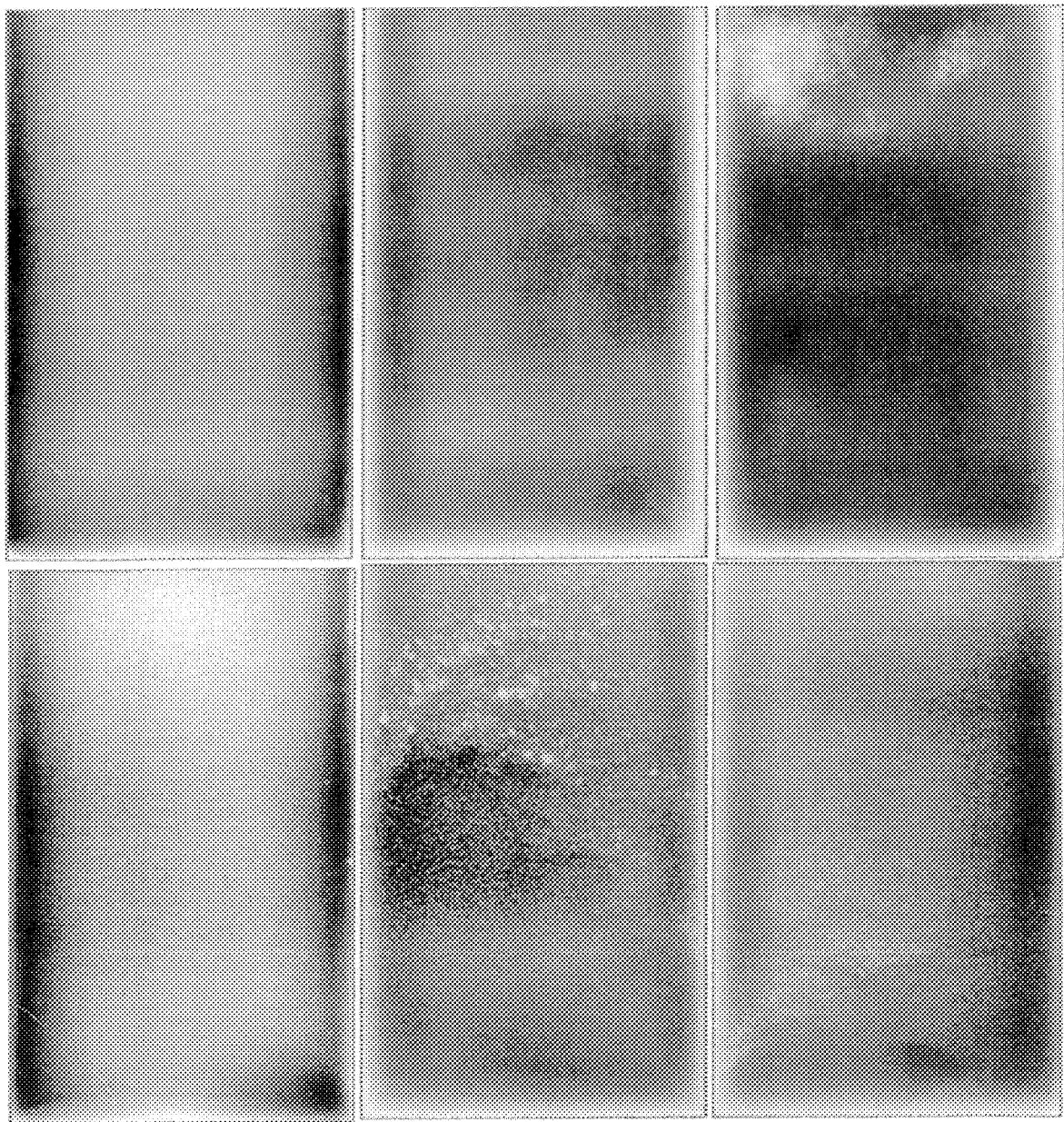


Figure 4.65 Radiographies des pièces produites par le moule à solidification dirigée (de gauche à droite et de haut en bas: C09, A09, B09, C11, A11, B11 respectivement).

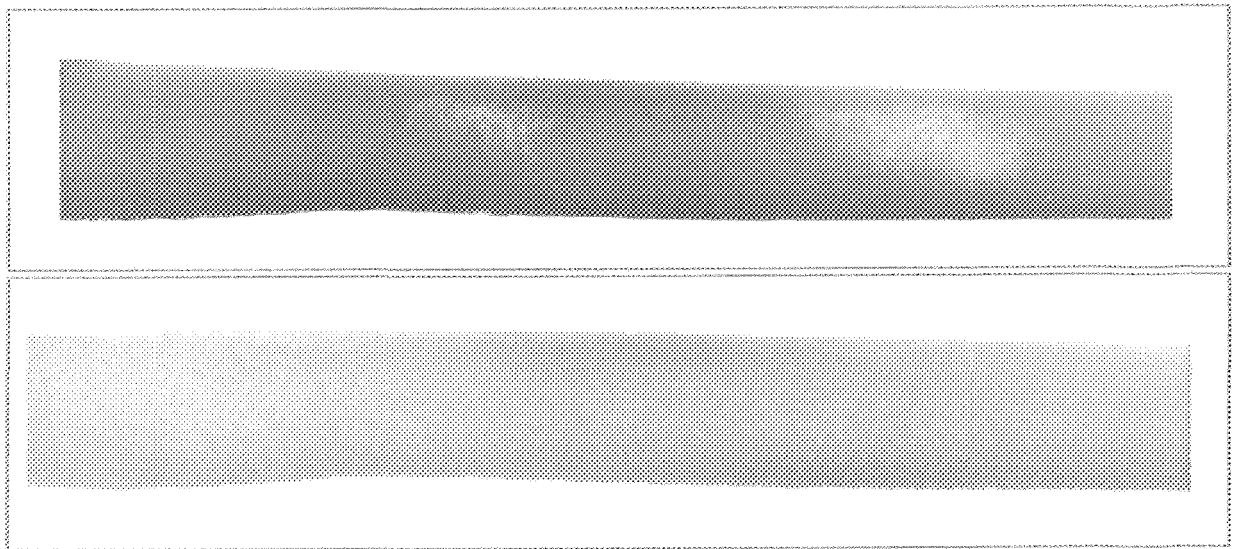


Figure 4.66 Radiographies des pièces produites par le moule métallique à section large (de haut en bas : A09 et A11 respectivement).

4.6 Discussion

La valeur de l'espace interdendritique secondaire pour l'assise des boulons de culasse est d'environ 68 μm comparativement à 52 μm pour la chambre de combustion. Cette différence prouve l'existence de plusieurs vitesses de solidification à l'intérieur d'une même pièce. Le moule métallique à section large donne une vitesse de refroidissement similaire à celle observée dans la chambre de combustion puisque la valeur de l'espace interdendritique secondaire est de 56 μm . Les vitesses de solidification pour l'assise des boulons de culasse et pour le troisième niveau (100 mm) du moule à solidification dirigée sont identiques puisqu'ils partagent la même valeur pour l'espace interdendritique secondaire.

L'interaction observée entre le bore et le strontium pour les échantillons produits selon le procédé de la mousse perdue a également été observée pour les autres types de moule. Par contre, une diminution de 63% de la taille des particules de silicium eutectique

est notée pour le moule métallique standard. Cette diminution n'est pas causée par l'interaction B/Sr mais plutôt par la vitesse de solidification qui est plus élevée. Cette observation a été confirmée par le moule à solidification dirigée où une augmentation de 76% de la taille des particules de silicium eutectique a été notée entre le premier niveau (10mm) et le dernier niveau (100mm).

L'ajout d'hydrogène a fait augmenter la valeur de la porosité de 0,5% à 2,0% pour la mousse perdue alors qu'elle a augmenté de 0,2% à 1,0% pour le moule métallique standard. La formation de la porosité par l'ajout d'hydrogène est affectée par la vitesse de refroidissement des différents moules. Le moule à solidification dirigée a permis de confirmer cette hypothèse car la différence entre les valeurs de la porosité pour les échantillons contenant 0,12 ml/100g d'hydrogène et ceux contenant 0,20 ml/100g d'hydrogène varie entre 0,1% et 1,3% pour le premier niveau (10mm) et 0,5% et 3,0% pour le dernier niveau (100mm). Notons qu'une valeur de la porosité d'environ 0,1% est un niveau minimal acceptable, tandis qu'une valeur supérieure à 2,0% est néfaste pour la qualité de la pièce.

Chapitre 5

Essais mécaniques

5.1 Introduction

Le chapitre précédent expliquait à quel point certains paramètres microstructuraux peuvent jouer un rôle important quant à la qualité d'une coulée. Les propriétés mécaniques d'une coulée sont le reflet de leur qualité. Plusieurs tests permettent d'évaluer la performance des alliages, les plus répandus sont sans aucun doute l'essai de traction et l'essai de dureté. L'indice de qualité n'est pas un test mécanique permettant d'évaluer la performance des alliages, il est plutôt un outil utilisant les résultats provenant d'autres essais mécaniques ainsi que d'équations mathématiques afin d'évaluer la qualité des alliages.

5.2 Effet du traitement du métal liquide sur la microstructure de la pièce coulée par le procédé de la mousse perdue

La distance interdendritique secondaire pour les échantillons issus du procédé de la mousse perdue varie selon l'emplacement de l'échantillon prélevé ou encore selon l'épaisseur de la paroi. Les éprouvettes utilisées pour les essais proviennent toutes du même emplacement (assise des boulons de culasse) et la taille de la section est également identique. La valeur moyenne de la distance interdendritique secondaire mesurée pour cet

emplacement est $68\mu\text{m}$ ce qui est relativement élevé et laisse prévoir des propriétés mécaniques moins élevées.

5.2.1 Effet de la composition de l'alliage

Il a été démontré qu'au niveau microstructural, les alliages 356 et 357 répondent aux traitements du métal liquide pratiquement de la même manière ; les différences observées entre ces deux alliages sont négligeables à quelque exception près comme au niveau de la formation du Mg_2Si . Par contre, cette petite différence a de grandes répercussions sur les propriétés mécaniques des échantillons provenant de ces alliages issus du procédé de la mousse perdue.

Les échantillons utilisés pour effectuer les essais de dureté ont été prélevés dans l'assise des boulons de culasse également. La variation de la dureté à l'intérieur du même alliage, que ce soit le 356 ou le 357, est négligeable. Peu importe la condition utilisée, la valeur moyenne de la dureté demeure sensiblement la même : 88 BHN pour l'alliage 356 et 103 BHN pour l'alliage 357 (Figure 5.1) ce qui représente une amélioration de près de 17%. L'ajout de bore, de strontium ou d'hydrogène n'a aucun effet significatif sur la valeur de la dureté. De plus, l'analyse statistique vient appuyer cette hypothèse qui rend la nature de l'alliage, à elle seule, responsable de la dureté des échantillons.

L'examen métallographique a démontré la présence de particules de la phase Mg_2Si pour les alliages 356 et 357. La précipitation de cette phase lors du traitement thermique T6 est responsable du durcissement des alliages. Puisque la concentration en magnésium de l'alliage 357 est deux fois plus élevée que celle de l'alliage 356, la quantité de particules de

la phase Mg_2Si est plus élevée. Cela se traduit par une amélioration plus prononcée de la dureté pour l'alliage 357 par rapport à l'alliage 356. La séquence de la précipitation des ces particules commence par la formation des zones GP, suivie de la phase métastable β' (Mg_2Si) et finalement la phase à l'équilibre β (Mg_2Si). Les zones GP sont des aiguilles orientées dans la direction $\{001\}$; de plus, β' et β montrent une orientation similaire.

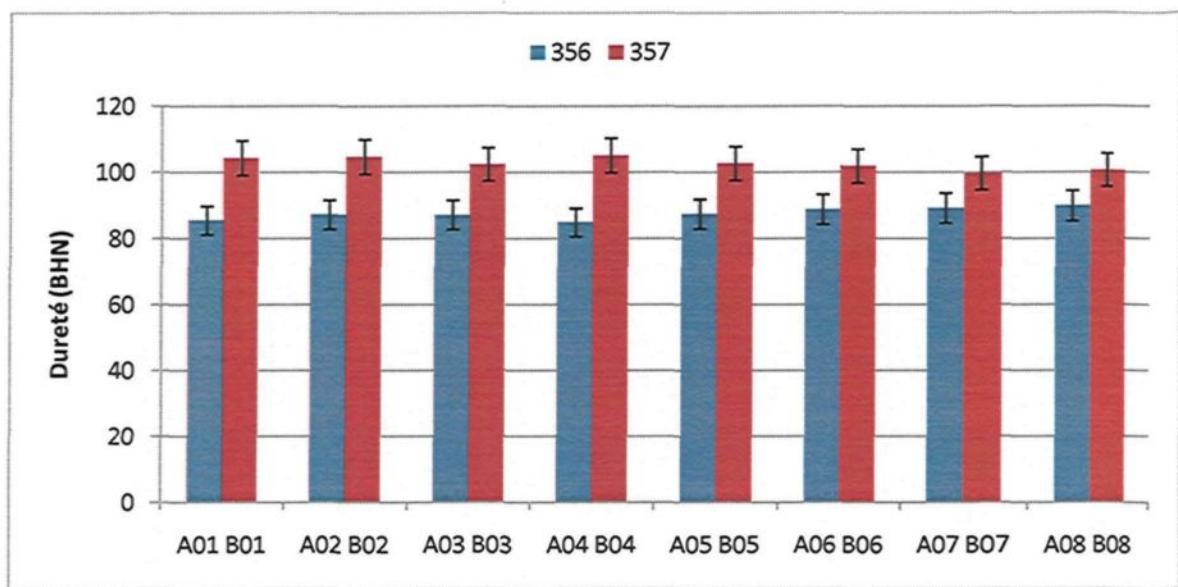


Figure 5.1 Dureté Brinell des échantillons des alliages 356 et 357 coulés selon le procédé de la mousse perdue.

Les figures 5.2 à 5.4 affichent les résultats obtenus lors des essais de traction pour les échantillons des alliages 356 issus du procédé de la mousse perdue. La valeur moyenne de la limite ultime à la traction est de 262 MPa, tandis que celle de la limite d'élasticité est de 207 MPa. Malgré une distance interdendritique secondaire relativement élevée, ces valeurs demeurent excellentes comparativement aux résultats standardisés (SDAS 25 μm) qui sont 262 et 185 MPa, respectivement¹⁴⁵. La grande différence apparaît au niveau de la ductilité qui semble être grandement affectée par le procédé de la mousse perdue. La valeur

moyenne de la ductilité observée pour les échantillons de l'alliage 356 produits selon le procédé de la mousse perdue est de 2,8 % comparativement à 5 %, valeur normalement mesurée chez les échantillons standardisés.

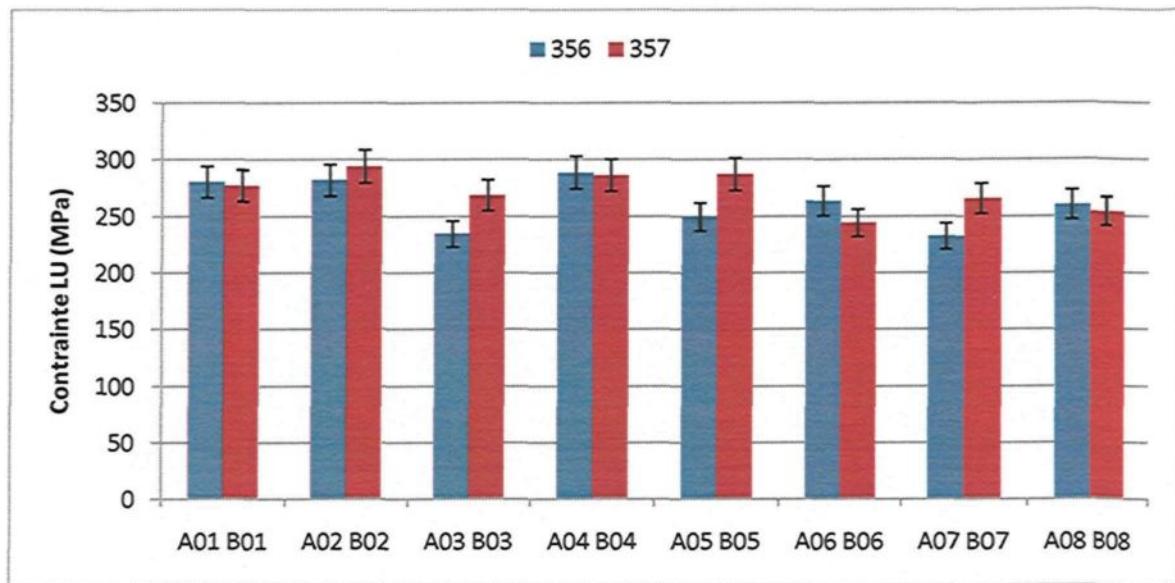


Figure 5.2 Limite ultime pour les éprouvettes des alliages 356 et 357 coulées selon le procédé de la mousse perdue.

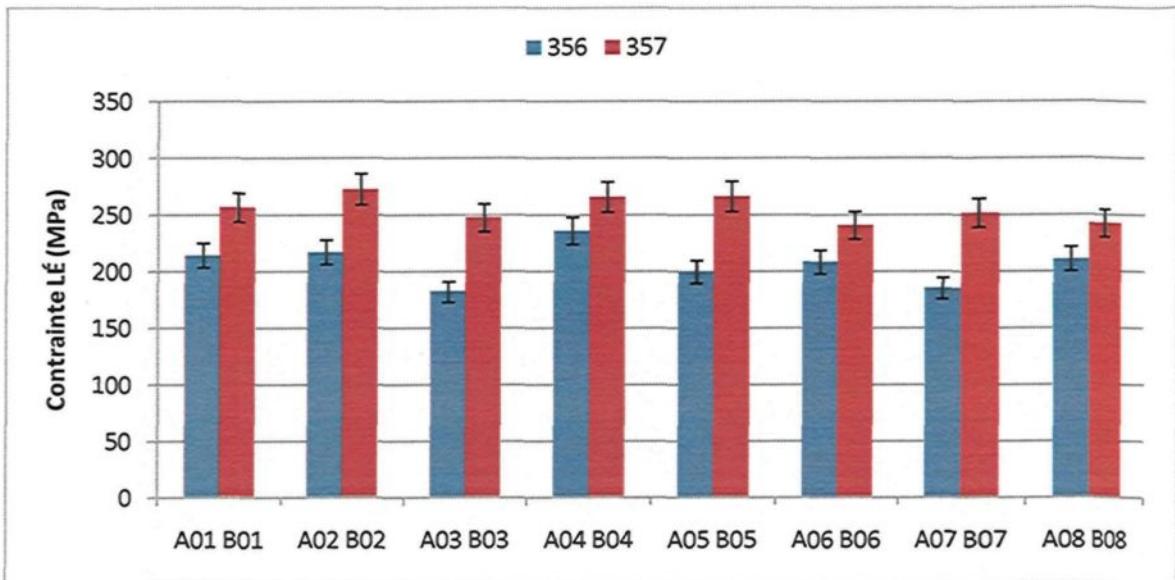


Figure 5.3 Limite élastique pour les éprouvettes des alliages 356 et 357 coulées selon le procédé de la mousse perdue.

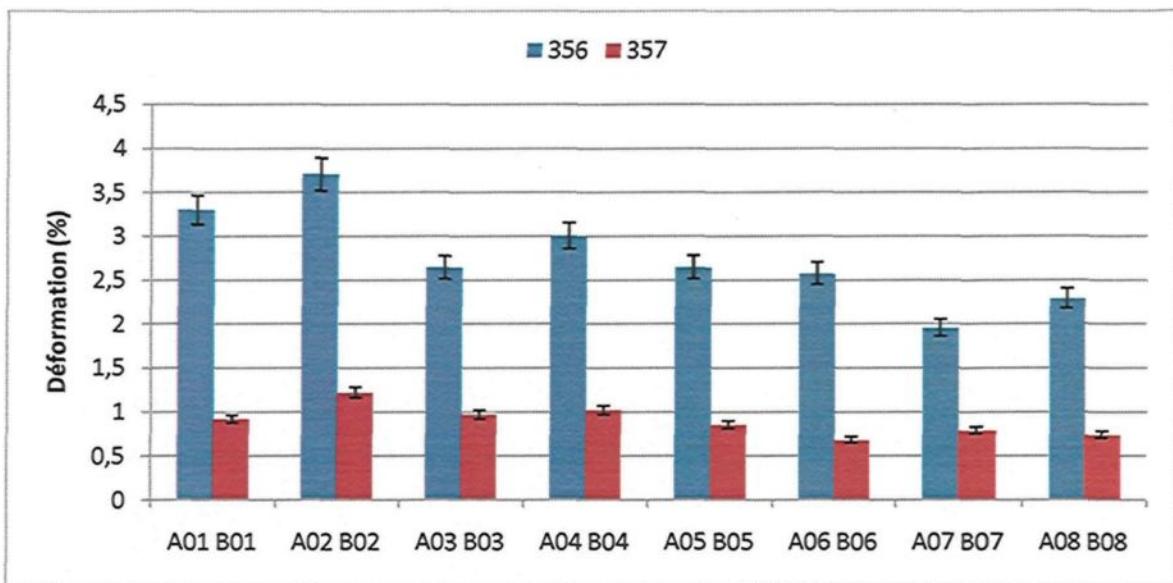


Figure 5.4 La déformation à la rupture pour les éprouvettes des alliages 356 et 357 coulées selon le procédé de la mousse perdue.

Le comportement de l'alliage 357 est différent de celui de l'alliage 356 puisque les mêmes particules responsables de l'accroissement de la dureté des échantillons de l'alliage 357 sont également responsables de l'amélioration de leurs propriétés mécaniques de traction. La figure 5.2 montre que les valeurs de la résistance ultime à la traction pour l'alliage 357 est de 273 MPa, soit une amélioration de 4% par rapport à l'alliage 356. L'amélioration des propriétés mécaniques devient clairement évidente pour la limite d'élasticité qui s'élève à 256 MPa, ce qui représente une augmentation de 24% comparativement à l'alliage 356. La formation de particules de la phase Mg_2Si a comme conséquence directe, surtout après l'application d'un traitement thermique de type T6, un durcissement des alliages qui entraîne, par contre, une diminution de la ductilité. Les échantillons de l'alliage 357 se comporte de manière similaire ce qui explique la valeur de la ductilité de 0,9%, soit une perte de près de 68 % par rapport aux échantillons de l'alliage 356.

5.2.2 Effet de la concentration du strontium de l'agent modifiant

Le fait d'utiliser des alliages mère de strontium de concentrations différentes n'a aucun effet sur la valeur de la dureté. De plus, les variations observées pour la limite ultime à la traction, la limite d'élasticité et la ductilité lors des ajouts de ces mêmes alliages mères ne sont pas significatives. La différence entre les différentes valeurs est inférieure à l'écart-type de ces valeurs. Le graphique de la figure 5.5 démontre que la variation des valeurs de la limite ultime à la traction pour l'alliage 357 n'est pas significative. Ces observations sont également valables pour l'alliage 356.

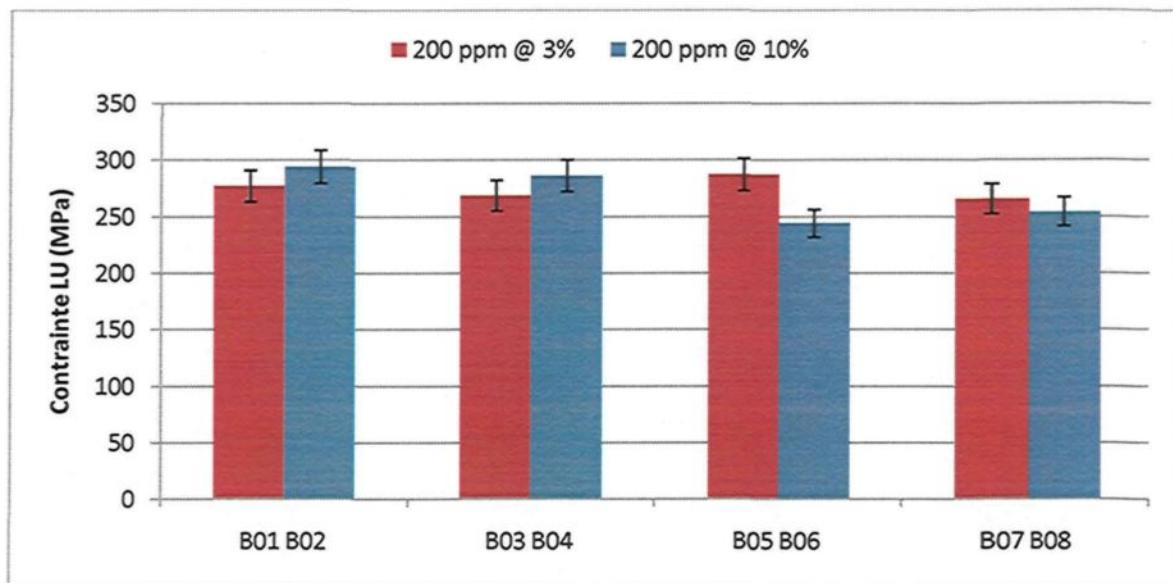


Figure 5.5 Limite ultime à la traction des échantillons de l'alliage 357 issus du procédé de la mousse perdue en fonction de la concentration de l'alliage mère de strontium.

5.2.3 Effet de l'affinage au bore

Le fait d'utiliser 150 ppm de bore sous la forme d'alliage mère Al-4% B n'a aucun effet sur la valeur de la dureté. De plus, aucune variation n'a été observée pour la limite ultime à la traction et la limite d'élasticité. Par contre, ses effets au niveau de l'allongement

sont significatifs. L'ajout de bore à l'alliage de base diminue la ductilité des échantillons de l'alliage 356 jusqu'à 20 entre les différentes conditions (Figure 5.6). Cette diminution est causée par l'amélioration de la distribution de la porosité plutôt que par la diminution de la taille des grains¹⁴⁶.

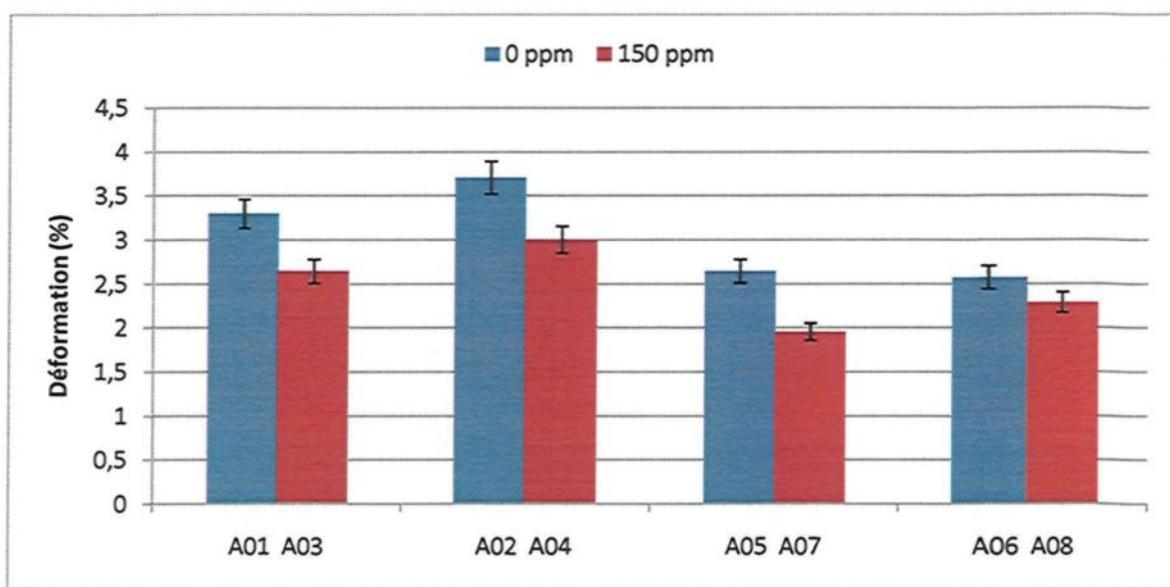


Figure 5.6 Déformation à la rupture des échantillons de l'alliage 356 issus du procédé de la mousse perdue en fonction de la concentration de bore.

Le comportement de l'alliage 357 est légèrement différent, car les effets de l'affinage sur la ductilité sont réduits au minimum par l'effet de durcissement que procurent les particules de la phase Mg_2Si . Les résultats obtenus démontrent que la valeur moyenne de la ductilité, pour les échantillons de l'alliage 357 produits selon le procédé de la mousse perdue ne varie presque pas selon la quantité d'agent affinant ajoutée.

5.2.4 Effet de l'hydrogène

Le fait d'ajouter de l'hydrogène n'a aucun effet sur la valeur de la dureté, la limite ultime et la limite d'élasticité, par contre la ductilité diminue lorsque le niveau d'hydrogène

dans l'alliage est élevé. Les graphiques présentés aux figures 5.7 et 5.8 montrent la déformation à la rupture qu'ont subie les éprouvettes des alliages 356 et 357, coulées selon le procédé de la mousse perdue en fonction du niveau d'hydrogène. Ils mettent en évidence la perte de ductilité pour la haute concentration d'hydrogène. Pour l'alliage 356, la perte de ductilité est de l'ordre de 25% entre la basse et la haute concentration. Ces résultats sont en conformité avec l'analyse statistique qui donne à la nature de l'alliage ainsi qu'au niveau d'hydrogène une grande importance sur la ductilité des échantillons.

L'hydrogène contenu dans le métal liquide et celui généré par la pyrolyse du modèle semblent être la source de la perte de ductilité encourus par les échantillons produits selon le procédé de la mousse perdue. Les pores causés par l'hydrogène fragilisent les échantillons en facilitant la décohésion du métal. La fragilisation des alliages d'aluminium dépend de la microstructure, du taux de déformation et de la température. Généralement, les alliages sous-revenus sont plus sujets à la fragilisation que ceux revenus ou surrevenus.

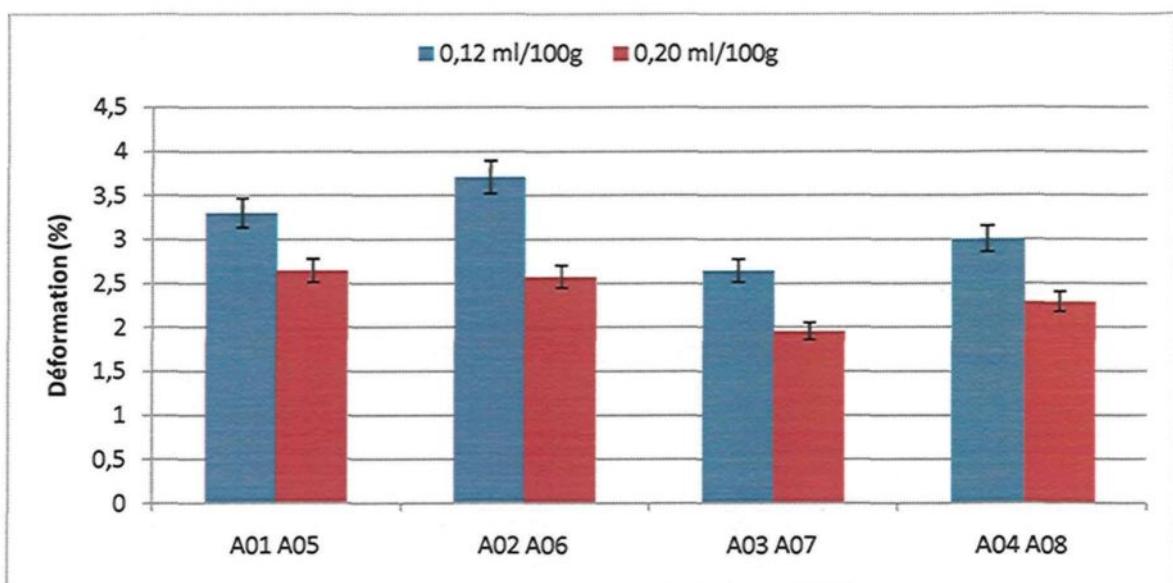


Figure 5.7 Déformation à la rupture pour les éprouvettes de l'alliage 356 coulées selon le procédé de la mousse perdue en fonction du niveau d'hydrogène (SDAS 68 μm).

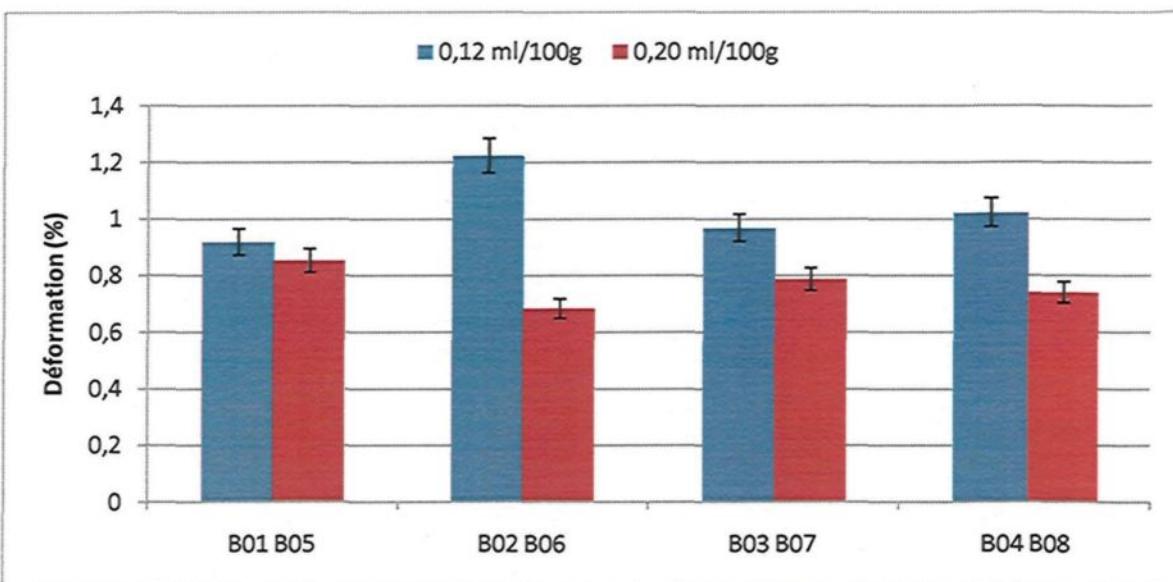


Figure 5.8 Déformation à la rupture pour les éprouvettes de l'alliage 357 coulées selon le procédé de la mousse perdue en fonction du niveau d'hydrogène (SDAS 68 μm).

La corrélation qui existe entre la mesure de l'indice de qualité et les variables explicatives telles que la nature de l'alliage employé, la teneur en bore ajouté, le type d'alliage mère de strontium utilisé ou le niveau d'hydrogène mesuré, est plutôt faible. En

fait, seulement le niveau d'hydrogène semble avoir un effet significatif sur la valeur de l'indice de qualité. Cet effet demeure modéré et ne permet pas à lui seul d'expliquer entièrement le comportement de l'indice de qualité. La figure 5.9 présente le graphique de l'indice de qualité des échantillons des alliages 356 et 357 produits selon le procédé de la mousse perdue en fonction du niveau d'hydrogène présent dans ces échantillons. A priori, l'alliage 356 semble avantagé par rapport à l'alliage 357 sur le plan de l'indice de qualité, toutefois ce dernier affiche une meilleure limite d'élasticité. Comme mentionné précédemment, le niveau d'hydrogène affecte la valeur de l'indice de qualité; une diminution de 11% est observée pour l'alliage 356, tandis que l'alliage 357 affiche plutôt une diminution de l'ordre de 13% lorsque l'hydrogène est présent en grande concentration (0,20 ml/100g).

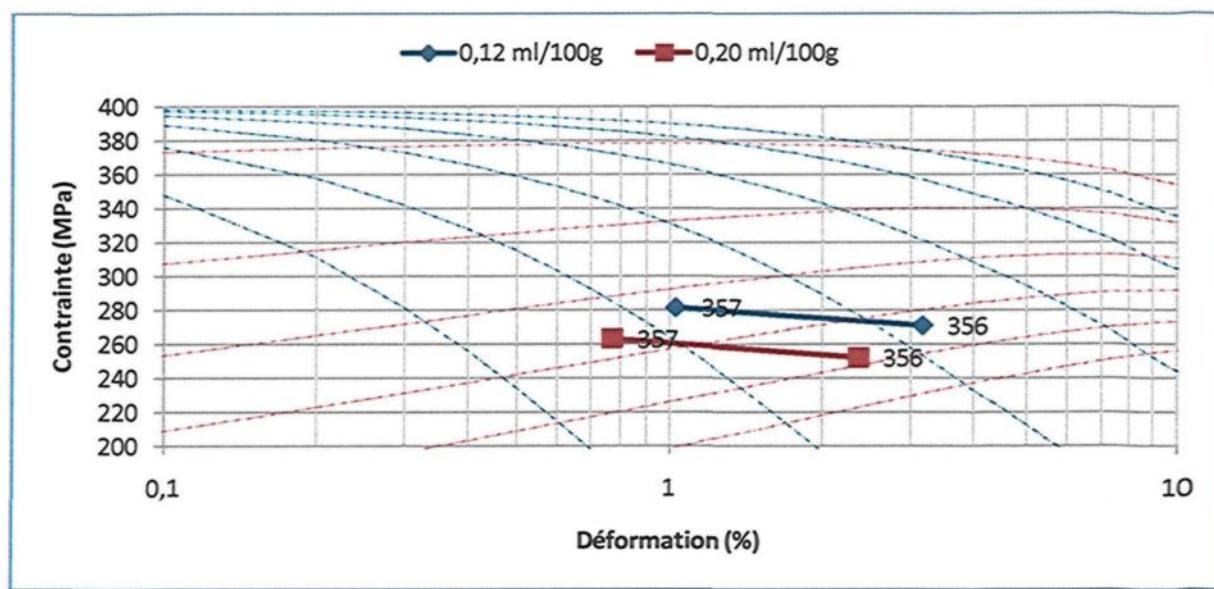


Figure 5.9 Indice de qualité des échantillons des alliages 356 et 357 produits selon le procédé de la mousse perdue en fonction du niveau d'hydrogène.

5.3 Validation des effets du traitement du métal liquide à l'aide d'autres techniques de mise en forme

Puisque le procédé de la mousse perdue implique l'utilisation d'un modèle de polystyrène qui persiste à l'intérieur de la cavité du moule jusqu'au moment de la coulée, des coulées utilisant des moules à cavité vide ont été faites pour voir si les résultats obtenus sont bel et bien le fruit du traitement du métal liquide ou s'ils sont causés par le procédé lui-même.

De plus, des tests sans strontium ont été faits dans le but d'analyser ses effets sur les propriétés mécaniques. Également, l'alliage 220 a été introduit afin d'évaluer ses propriétés mécaniques et comprendre comment elles sont affectées par la présence des particules de la phase Al_2Cu . De plus, l'analyse de l'alliage 220 servira pour une future utilisation de cet alliage dans le procédé de la mousse perdue.

Les points importants qui sont ressortis de l'analyse des résultats obtenus des échantillons issus du procédé de la mousse perdue sont :

- L'ajout de magnésium dans l'alliage de base améliore les propriétés mécaniques mais diminue la déformation à la rupture d'une éprouvette de traction;
- La concentration du strontium dans l'alliage mère utilisée pour faire la modification n'a aucune influence sur les propriétés mécaniques;
- Le bore ajouté à titre d'affineur de grains réduit la ductilité en améliorant la distribution de la porosité;
- L'hydrogène détériore la ductilité;

- La vitesse de refroidissement relativement lente du moule de mousse perdue semble affecter seulement la déformation à la rupture des éprouvettes de traction.

5.3.1 Effet de la composition de l'alliage

La mesure de la dureté des échantillons produits dans le moule métallique standard a été prise directement sur les éprouvettes de traction après l'essai de traction. Deux faces parallèles ont été usinées sur l'éprouvette pour faciliter la prise et la mesure de l'empreinte. Les figures 5.10 et 5.11 présentent des graphiques montrant les valeurs de la dureté obtenues pour les alliages 356 et 357. Les valeurs moyennes sont respectivement : 98 et 107 BHN. L'alliage 357 affiche une légère augmentation de la dureté de 9% par rapport à l'alliage 356. Cette différence est beaucoup moins importante que celle mesurée pour les échantillons produits selon le procédé de la mousse perdue qui était de 17%.

Pour cette série de tests avec le moule métallique standard s'ajoute l'alliage 220. Les résultats montrent une valeur de la dureté 5% supérieure à celle de l'alliage 356. L'alliage 220 ne comporte pas ou pratiquement pas de magnésium susceptible de former, avec le silicium, des particules de la phase Mg_2Si , qui après un traitement thermique T6, justifierait cette valeur de la dureté. Cependant, le niveau de cuivre est relativement élevé et peut, avec l'aluminium, former des particules de la phase Al_2Cu qui ont également un pouvoir durcissant.

La séquence de précipitation dans le système Al-Cu a été établie à l'origine par Guinier^{147,148} et Preston^{149,150}. Hornbogen a également examiné la précipitation dans le système Al-Cu et a confirmé les résultats obtenus par Guinier et Preston¹⁵¹. La séquence de

précipitation après une trempe rapide a été établie comme étant des Zones Guinier-Preston (GPZ) qui sont des plaquettes parallèles à $\{001\}_{\text{Al}}$, se transformant en précipité cohérent θ'' , suivie par les plaquettes semi-cohérentes θ' parallèles à $\{001\}_{\text{Al}}$. Le précipité final à l'équilibre est θ (Cu_2Al). Silcock *et al.*¹⁵² ont examiné cette progression des précipités et ils ont démontré qu'il y avait de multiples étapes lors de la précipitation.

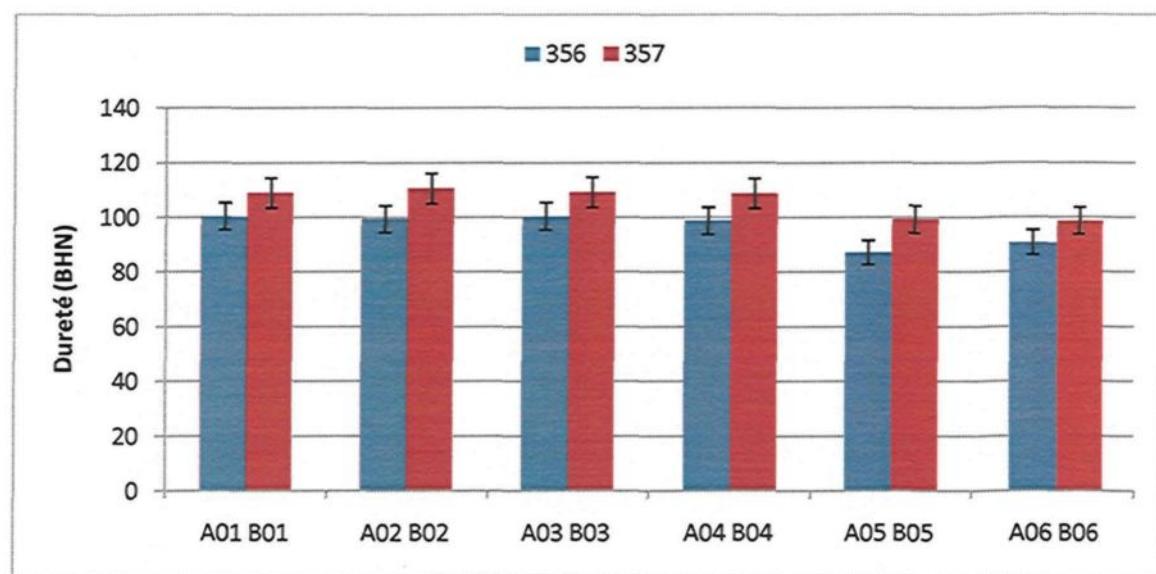


Figure 5.10 Dureté Brinell des échantillons coulés dans le moule métallique standard pour les alliages 356 et 357 (SDAS 26 μm).

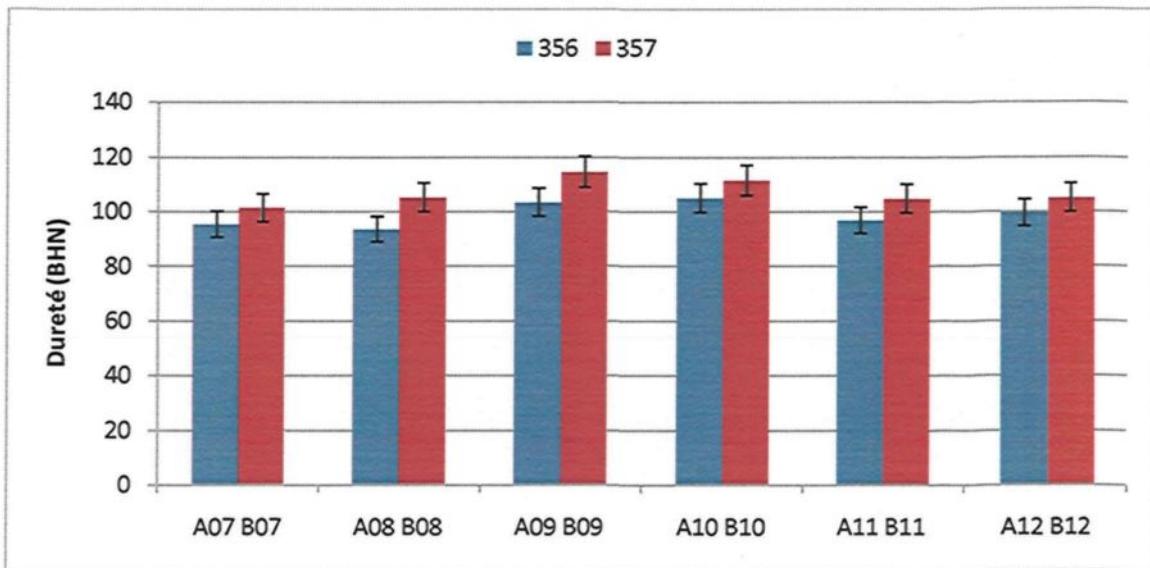


Figure 5.11 Dureté Brinell des échantillons coulés dans le moule métallique standard pour les alliages 356 et 357 (SDAS 26 μm).

La dureté des échantillons provenant du moule métallique à section large suit la même tendance que celle relevée chez les échantillons produits selon le procédé de la mousse perdue comme illustré aux graphiques présentés aux figures 5.12 et 5.13. La valeur moyenne de l'alliage 357 est de 103 BHN, ce qui représente une amélioration de près de 16% par rapport à l'alliage 356 (88 BHN) et est la même qui a été notée pour les échantillons issus du procédé de la mousse perdue. D'un autre coté, le gain qu'ont subis les échantillons de l'alliage 220 est de 11% par rapport à ceux de l'alliage 356 (Figure 5.14).

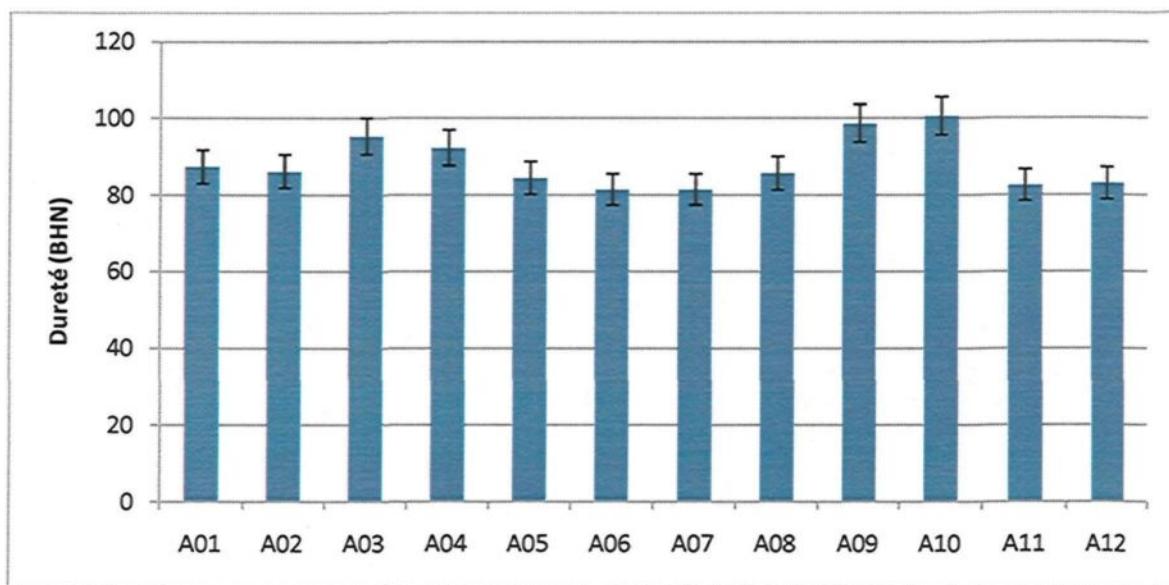


Figure 5.12 Dureté Brinell des échantillons de l'alliage 356 coulés dans le moule métallique à section large (SDAS 50 μm).

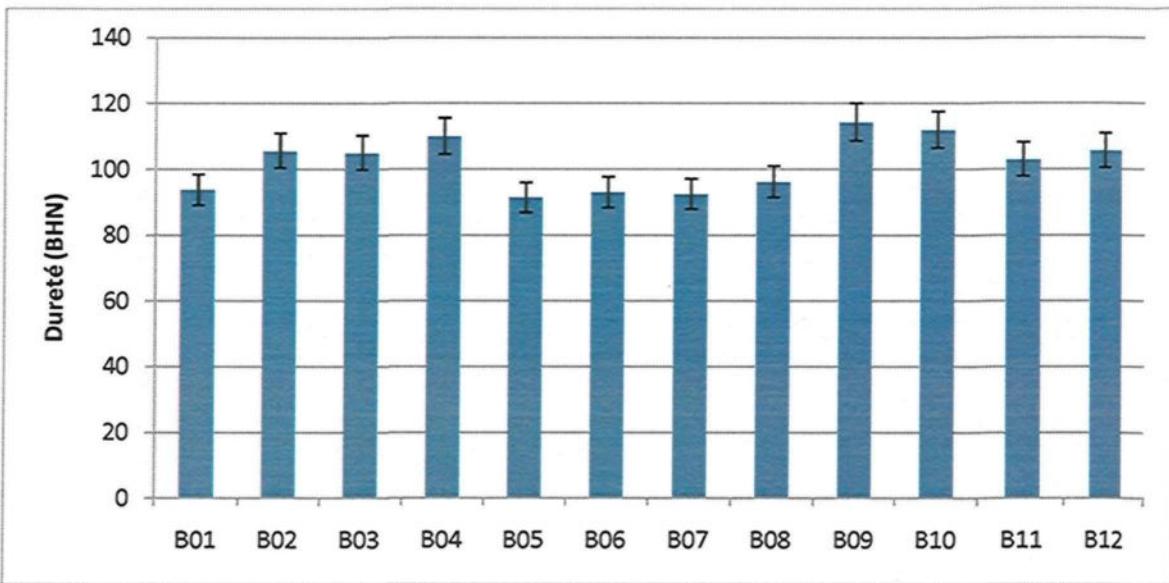


Figure 5.13 Dureté Brinell des échantillons de l'alliage 357 coulés dans le moule métallique à section large (SDAS 50 μm).

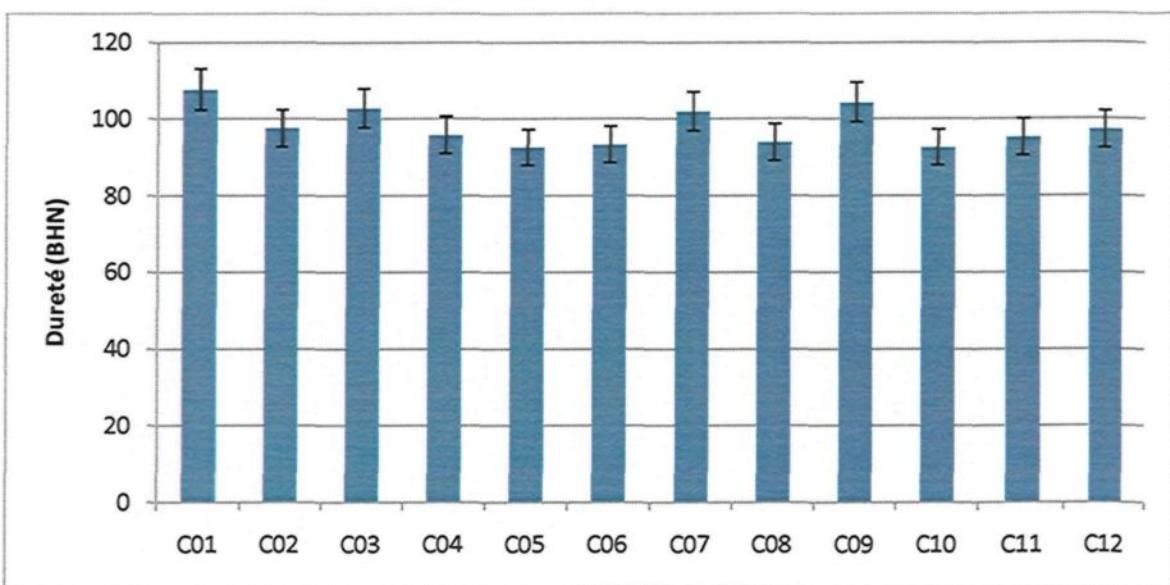


Figure 5.14 Dureté Brinell des échantillons de l'alliage 220 coulés dans le moule métallique à section large (SDAS 50 µm).

Les valeurs moyennes de la dureté pour échantillons des alliages 220, 356 et 357 issus du moule à solidification dirigée suivent la même tendance que les valeurs moyennes de ces mêmes alliages pour les autres techniques de mise en forme (figures 5.15 à 5.17). Une amélioration de 10% par rapport à l'alliage 356 est notée pour les alliages 220 et 357 dont leur valeur moyenne de la dureté s'élève à 103 BHN. Celle de l'alliage 356 suit loin derrière avec une valeur moyenne de 93 BHN. Par contre, pour certaines conditions, la variation de la valeur de la dureté engendrée par la nature de l'alliage employé n'est pas significative et laisse entrevoir que d'autres paramètres influent sur cette valeur.

Les résultats des essais de traction des échantillons de l'alliage 356 provenant du moule standard sont présentés à la figure 5.18. Les limites ultime et élastique ainsi que la déformation à la rupture y sont présentées. Les valeurs moyennes de la limite ultime et de la limite élastique sont de 320 MPa et 235 MPa, respectivement. L'écart-type sur les

mesures est de 10 MPa. Une chute d'environ 25 MPa de la limite élastique est observée à la condition A05 ce qui s'explique par la présence d'une grande concentration de pores comme illustré à la figure 5.19. La déformation à la rupture varie entre 5 % et 8,5 %.

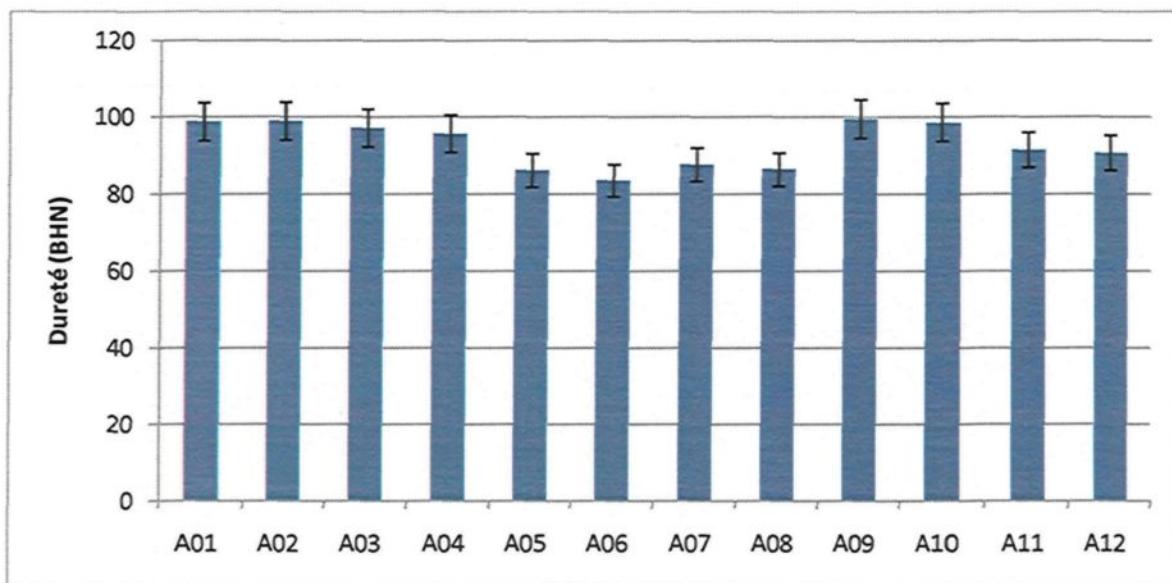


Figure 5.15 Dureté Brinell des échantillons de l'alliage 356 coulés dans le moule à solidification dirigée (SDAS 50 μm).

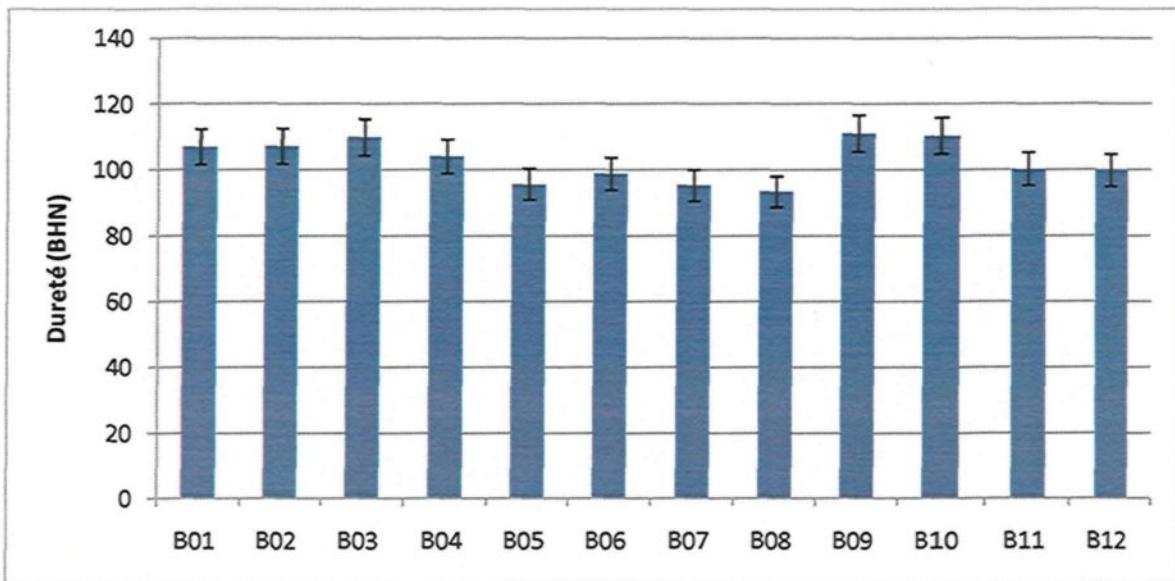


Figure 5.16 Dureté Brinell des échantillons de l'alliage 357 coulés dans le moule à solidification dirigée (SDAS 50 μm).

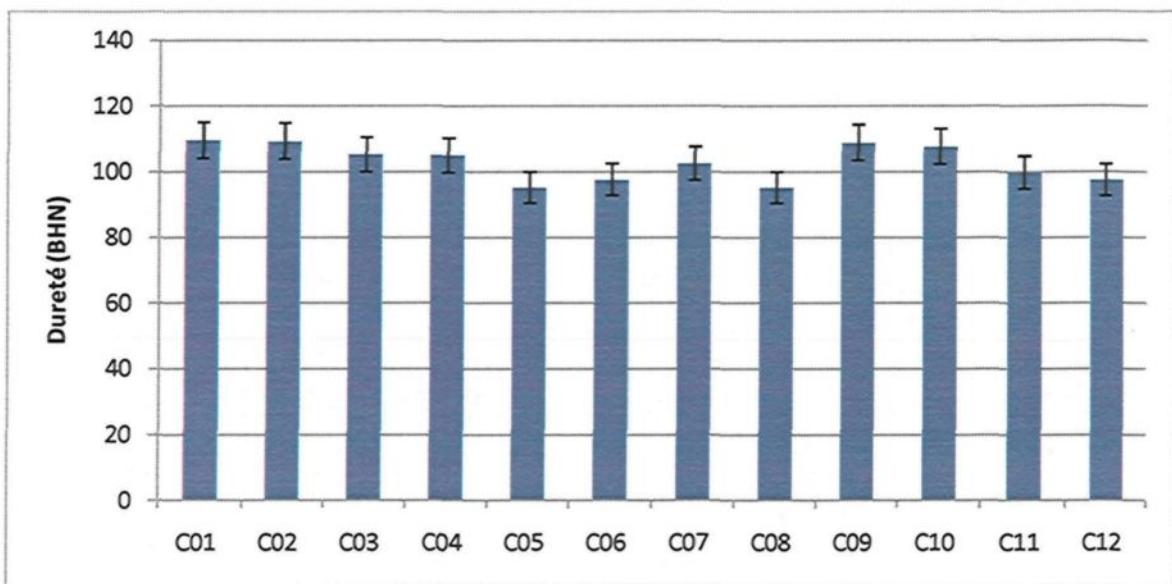


Figure 5.17 Dureté Brinell des échantillons de l'alliage 220 coulés dans le moule à solidification dirigée (SDAS 50 μm).

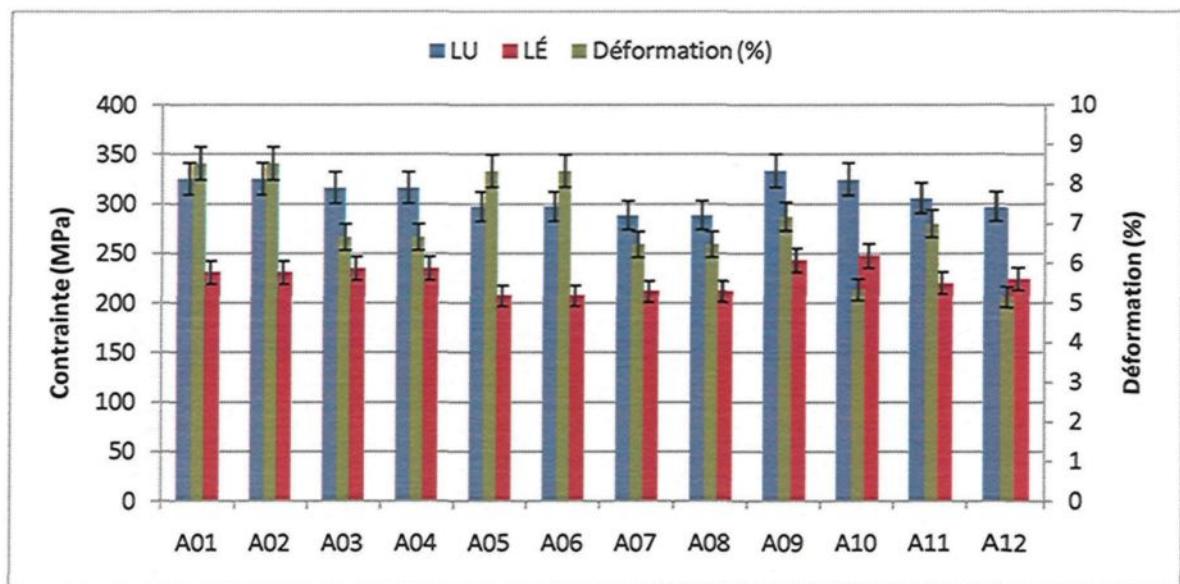


Figure 5.18 Limite ultime (LU), limite élastique (LE) et déformation à la rupture pour les éprouvettes standards de l'alliage 356 (SDAS 26 μm).

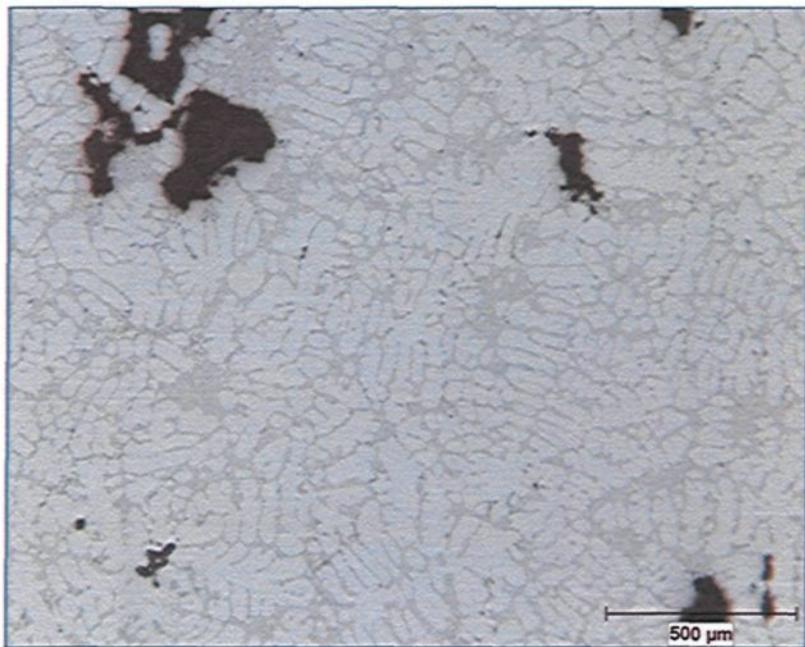


Figure 5.19 Porosité présente dans une éprouvette standard de la condition A05.

Le niveau de magnésium dans l'alliage 356 est de 0,35 % ce qui ne permet pas la formation d'une grande quantité de particules de la phase durcissante Mg_2Si (Figure 5.20). Par contre, l'alliage 357 contient 0,6 % de magnésium et permet davantage la formation de ces particules. De plus, le traitement thermique T6 favorise davantage la précipitation de ces particules durcissantes. La figure 5.21 montre que les performances mécaniques pour cet alliage sont constantes. La limite ultime augmente légèrement de 10%, tandis que la limite élastique augmente de 33% comparativement à l'alliage 356. Le durcissement d'un alliage est souvent accompagné d'une perte de la ductilité pour une contrainte donnée. Les valeurs de la ductilité présentées à la figure 5.21 montrent ce comportement, puisque la valeur moyenne de la ductilité est de 2,6 % pour l'alliage 357 comparativement à 7,0 % pour l'alliage 356, ce qui représente une chute de près de 60% de la valeur de la ductilité.

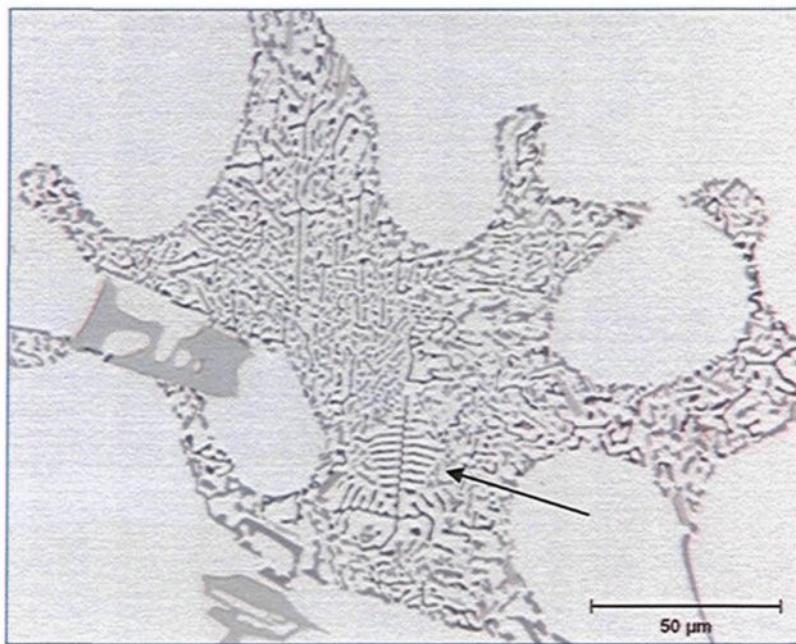


Figure 5.20 Particule de la phase Mg₂Si sous la forme de script chinois dans l'alliage 357.

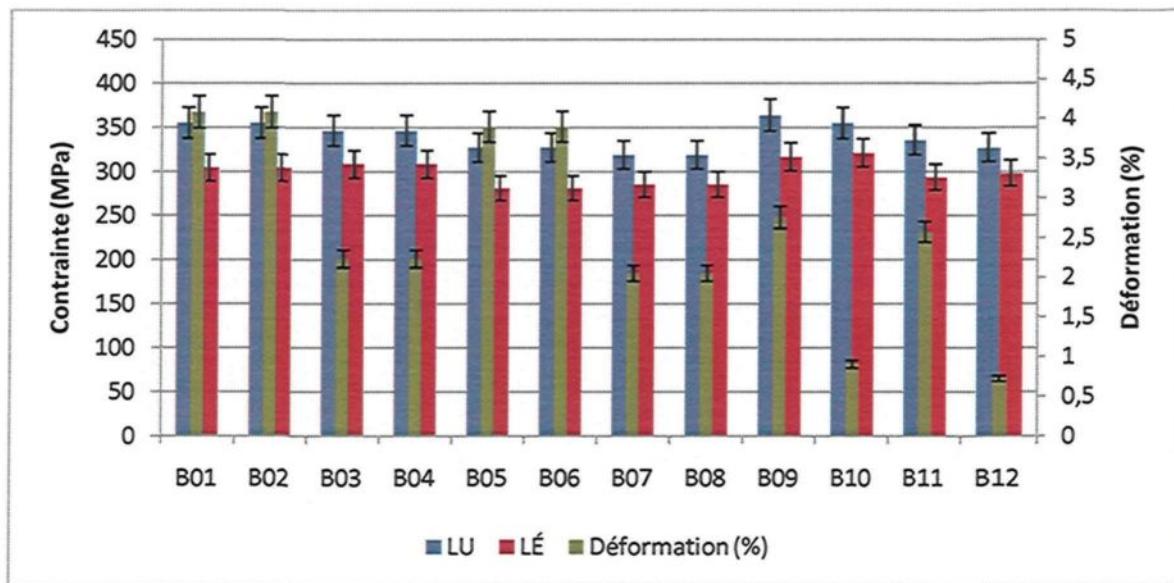


Figure 5.21 Limite ultime, limite élastique et déformation à la rupture pour les éprouvettes standards de l'alliage 357 (SDAS 26 μm).

L'alliage 220 est un cas similaire à l'alliage 357. La composition chimique de l'alliage 220 montre une grande concentration de cuivre ($\approx 2\%$) ce qui est amplement suffisant pour la formation des particules de la phase durcissante Al₂Cu (Figure 5.22) qui

précipite lors du traitement thermique T6. Toutefois, aucune différence de la valeur moyenne de la limite ultime est observée entre les alliages 220 et 356, comme illustré à la figure 5.23. La valeur de la déformation à la rupture, également présentée à la figure 5.23, demeure relativement basse à 1%, soit 70% de moins que celle mesurée pour les échantillons de l'alliage 356. Cette faible valeur de la ductilité est causée par le même phénomène de perte de ductilité que subissent les échantillons soumis à un traitement thermique qui fera précipiter des particules d'une phase intermétallique : Mg_2Si pour l'alliage contenant du magnésium et Al_2Cu pour les alliages contenant du cuivre.

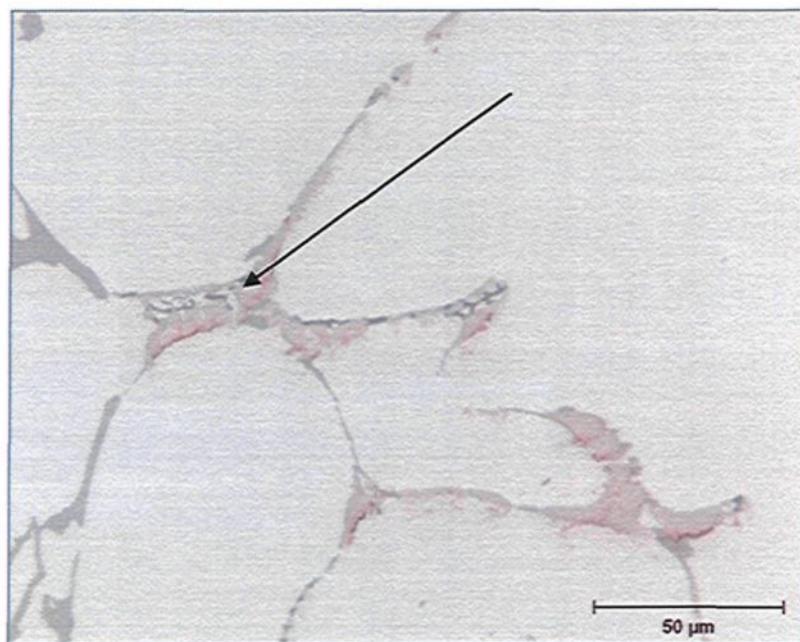


Figure 5.22 Particule de la phase Al_2Cu présente dans l'alliage 220.

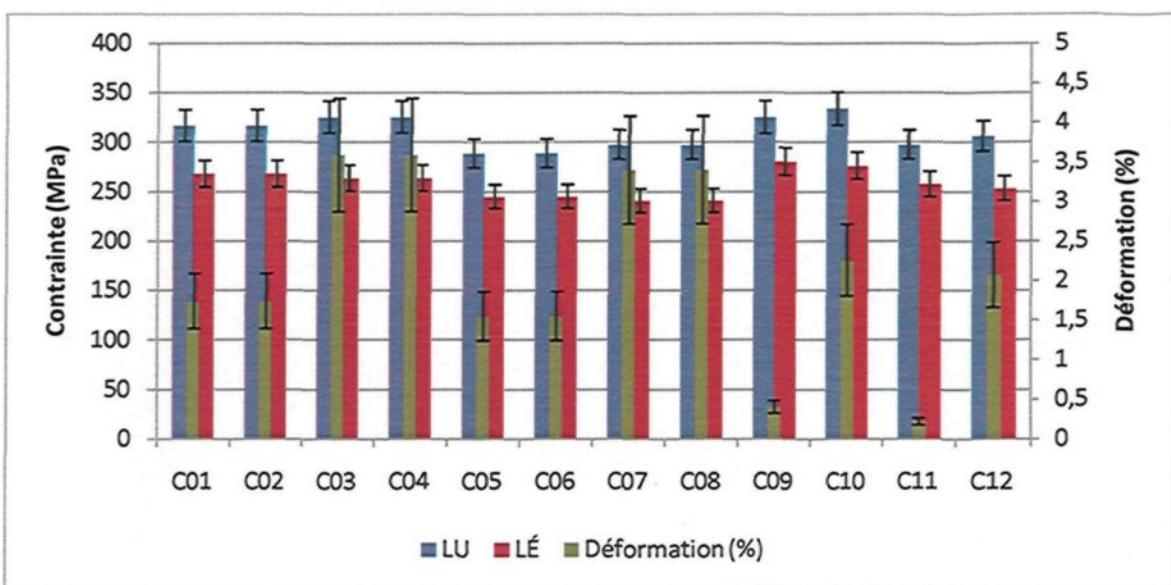


Figure 5.23 Limite ultime, limite élastique et déformation à la rupture pour les éprouvettes standards de l'alliage 220 (SDAS 26 μm).

Les résultats des essais de traction provenant des échantillons issus du moule métallique à large section, présentés aux figures 5.24 à 5.26, montrent une amélioration de la limite ultime ainsi que de la limite d'élasticité de 12% et 30% respectivement pour l'alliage 357 par rapport à l'alliage 356. Par contre, la déformation à la rupture des échantillons de l'alliage 357 a diminuée de 47% par rapport à celle mesurée pour les échantillons de l'alliage 356. L'emploi de l'alliage 220 ne procure pas de gain significatif de la valeur de la limite ultime, par contre une amélioration de 14% est notée pour la limite d'élasticité. Une chute de 50% de la valeur de la déformation à la rupture est observée ce qui confirme les résultats obtenus pour les échantillons provenant du moule métallique standard pour le même alliage.

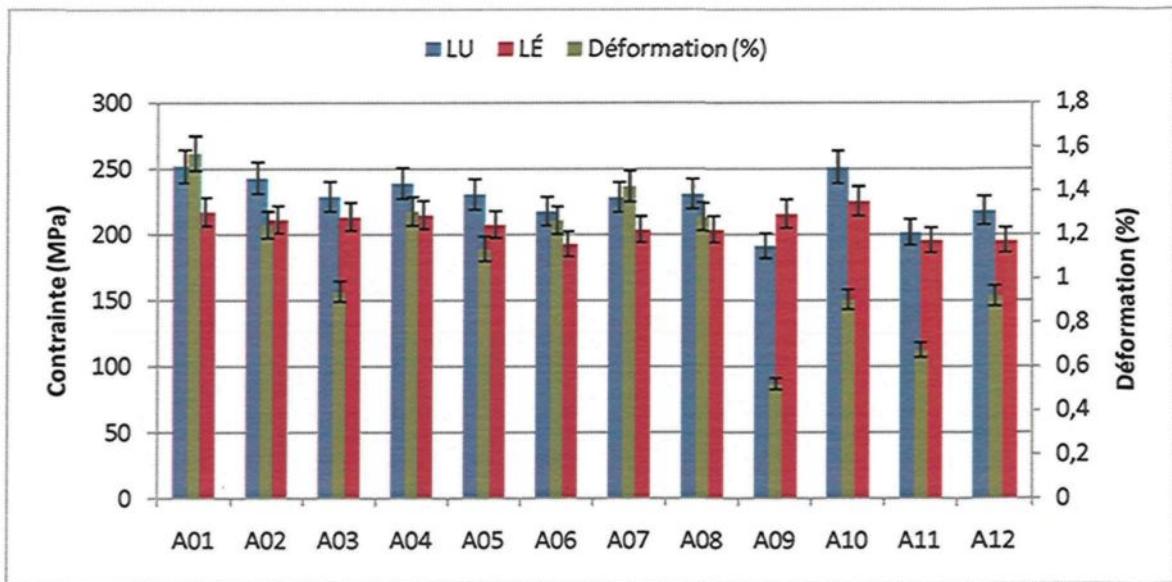


Figure 5.24 Limite ultime, limite élastique et déformation à la rupture pour les éprouvettes à section large de l'alliage 356 (SDAS 50 µm).

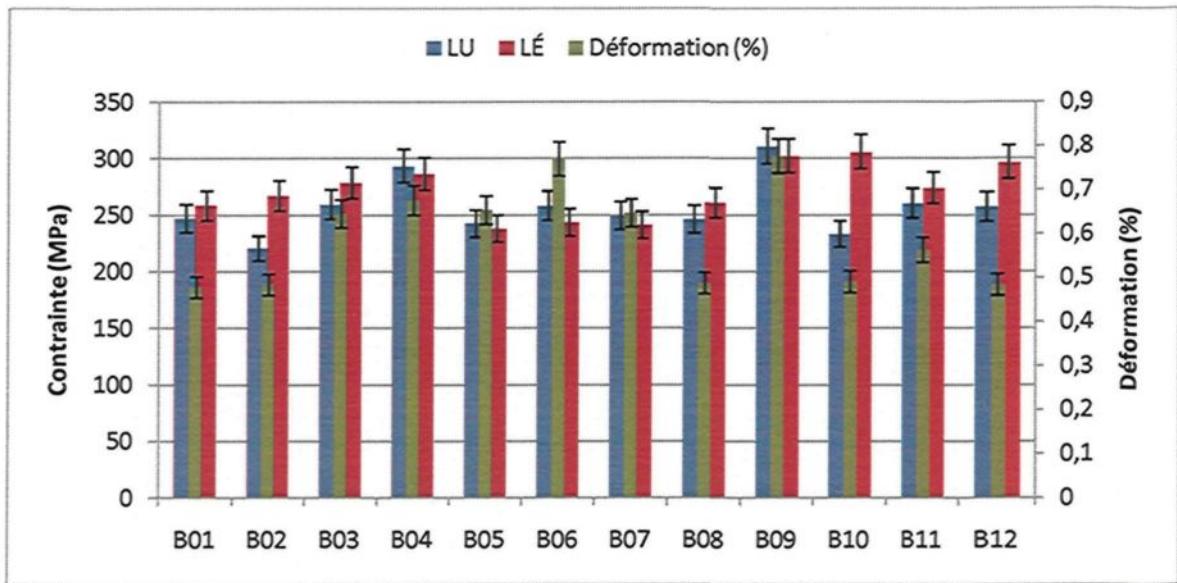


Figure 5.25 Limite ultime, limite élastique et déformation à la rupture pour les éprouvettes à section large de l'alliage 357 (SDAS 50 µm).

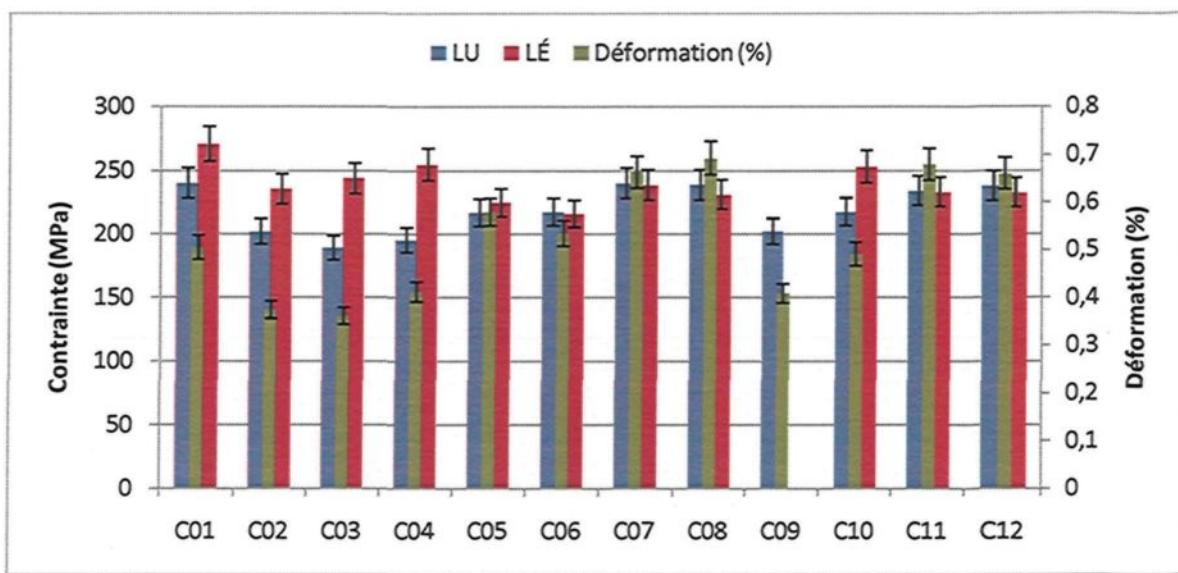


Figure 5.26 Limite ultime, limite élastique et déformation à la rupture pour les éprouvettes à section large de l'alliage 220 (SDAS 50 μm).

Les résultats des essais de traction effectués sur les échantillons provenant du moule à solidification dirigée viennent corroborer le fait que le magnésium présent en plus grande quantité (0,6%) dans l'alliage 357 améliore la limite ultime et la limite d'élasticité, mais réduit la ductilité des échantillons. Une augmentation de 8% et 24% est observée pour la limite ultime et la limite d'élasticité, respectivement. La déformation à la rupture a subie une diminution de près de 65% par rapport à l'alliage 356. Aucune amélioration de la limite ultime n'a été observée pour les échantillons de l'alliage 220, par contre la valeur de la limite d'élasticité a fait un bon de 20% par rapport à celle mesurée pour l'alliage 356. Ce durcissement est accompagné d'une perte de la ductilité qui s'élève à 68%.

Les comportements observés sont toujours les mêmes peu importe la technique de coulée utilisée, seulement la valeur de la variation change. La limite d'élasticité est de loin le paramètre qui semble le plus affecté par la nature de l'alliage employé puisque la

variation est sensiblement la même pour tous les moules utilisés. La limite ultime est la déformation à la rupture sont également sensibles à l'alliage employé, par contre la variation n'est pas la même selon le type de moule utilisé ce qui laisse croire que d'autres paramètres affectent ces paramètres.

5.3.2 Effet de la concentration du strontium de l'agent modifiant

L'ajout de strontium n'a eu qu'un effet négligeable sur la dureté des pièces produites dans le moule métallique standard, mais a un effet néfaste pour les pièces produites dans le moule métallique à section large. Le graphique de la figure 5.27 montre une diminution de la dureté jusqu'à 12% pour l'alliage 357, tandis que les alliages 220 et 356 demeurent pratiquement stables. Cette perte de dureté ne peut pas être attribuée à la modification de la morphologie du silicium eutectique puisque la dureté de l'alliage 357 a varié et celle de l'alliage 356 n'a pas varié et que leur niveau de silicium est identique. La seule explication plausible est une interaction entre le strontium et la phase Mg_2Si . Les recherches ont démontré que le strontium pouvait, lors du vieillissement, retarder la précipitation de la phase Mg_2Si et qu'il pouvait, lorsque peu de magnésium et de silicium sont présents en solution solide, stabiliser la phase Mg_2Si qui se forme lors de la solidification, la rendant plus résistante à la dissolution et ainsi diminuer la dureté^{153,154}.

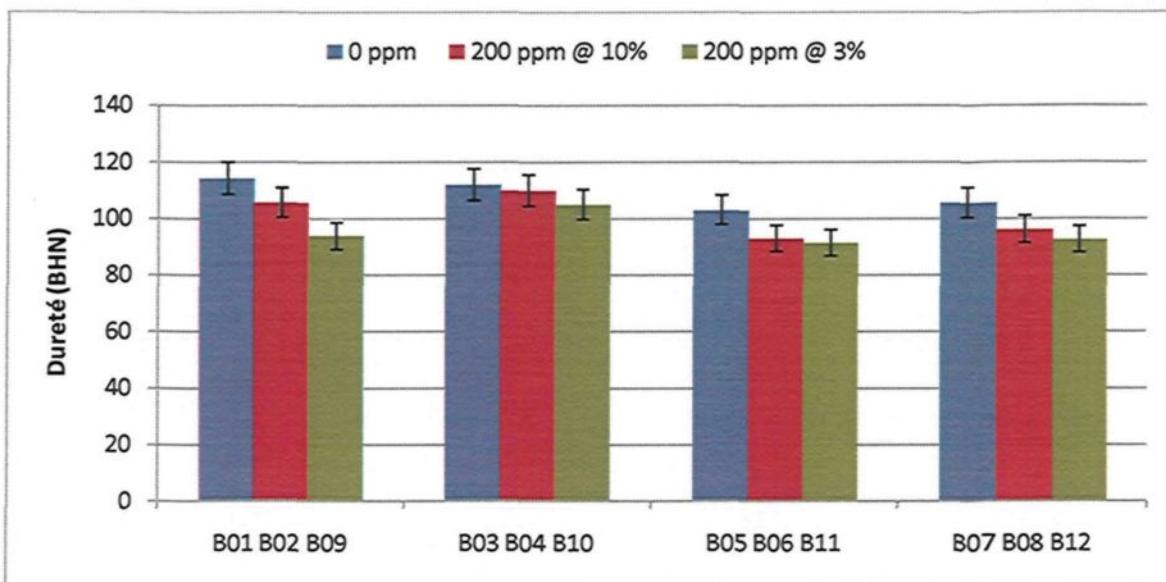


Figure 5.27 Dureté Brinell des échantillons de l'alliage 357 coulés dans le moule métallique à section large en fonction du niveau de strontium (SDAS 50 μm).

5.3.3 Effet de l'affinage au bore

L'effet de l'affineur de grain (bore) sur la dureté des alliages 220, 356 et 357 semble être plutôt discret. Les résultats présentés à la figure 5.28 démontrent qu'il n'y a peu ou pas de variation de la dureté entre les deux concentrations utilisées soit 0 ppm et 150 ppm. L'ajout de bore a démontré son efficacité sur la diminution de la taille des grains ; toutefois cela ne semble pas se répercuter sur la dureté, bien que certains chercheurs affirment que l'affinage de grain a un effet bénéfique¹⁵⁵.

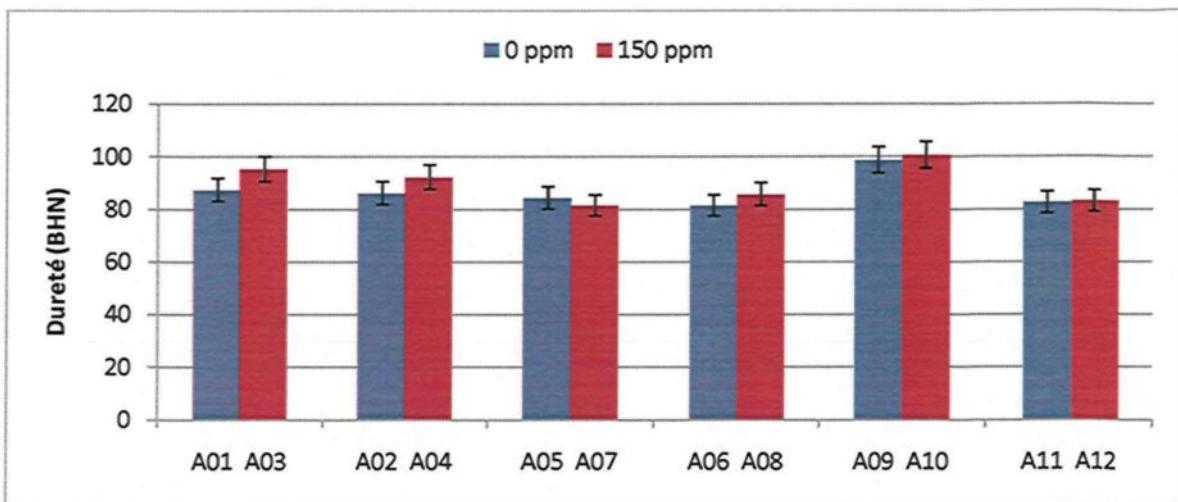


Figure 5.28 Dureté Brinell des échantillons de l'alliage 356 coulés dans le moule métallique à section large en fonction du niveau de bore (SDAS 50 μm).

Tout comme pour la mousse perdue, les résultats des essais de traction des échantillons provenant du moule métallique standard ont démontrés que l'ajout de 150 ppm de bore sous la forme d'alliage mère Al-4% B n'a pas de répercussions significatives sur la limite ultime et la limite d'élasticité, par contre la ductilité diminue. Les échantillons des alliages 356 et 357 (Figures 5.29 et 5.30) ont subi une perte moyenne de ductilité de 23% et 52%, respectivement.

La valeur de la dureté obtenue pour l'alliage 356 vient confirmer les observations faites pour les échantillons du même alliage issus du procédé de la mousse perdue qui s'élevait à 20%, par contre la valeur obtenue pour l'alliage 357 diffère de celle mesurée pour la mousse perdue puisqu'aucune variation n'avait été observée.

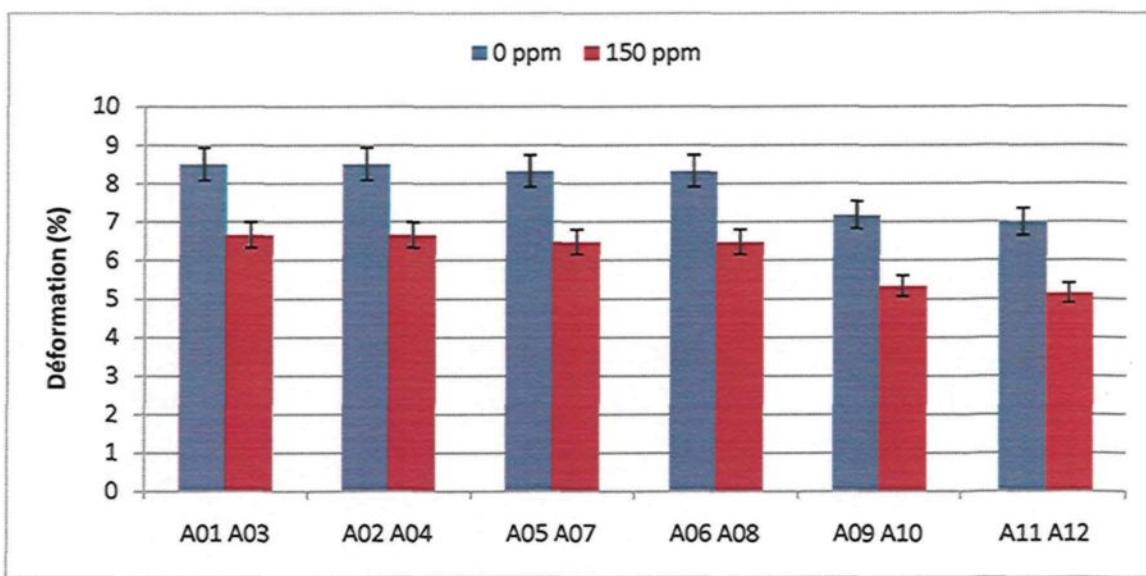


Figure 5.29 Déformation à la rupture des échantillons de l'alliage 356 produits dans le moule métallique standard en fonction de la concentration de bore.

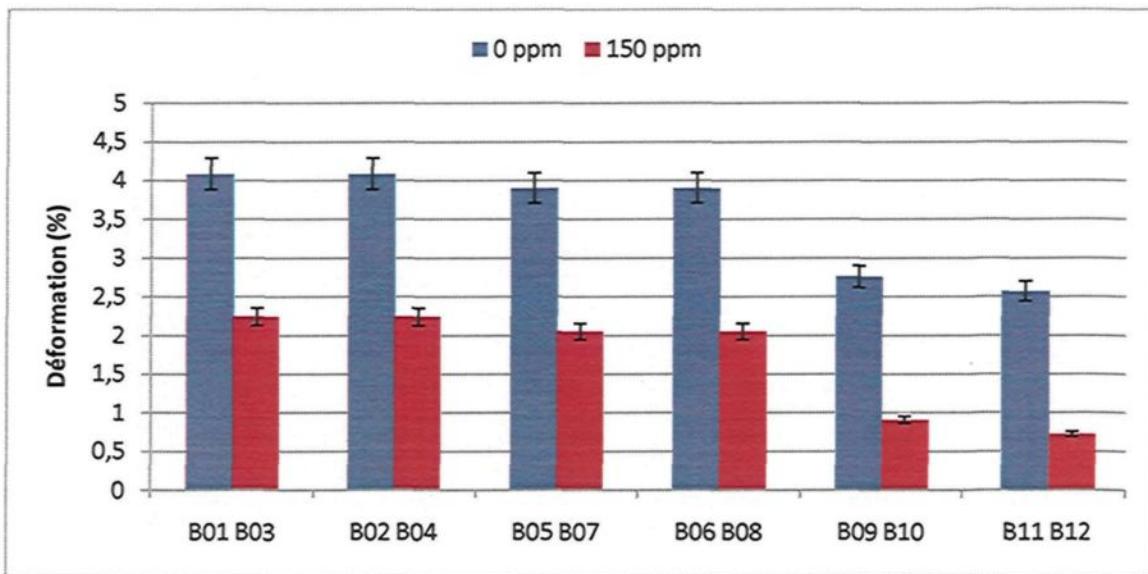


Figure 5.30 Déformation à la rupture des échantillons de l'alliage 357 produits dans le moule métallique standard en fonction de la concentration de bore.

Les résultats de la déformation à la rupture des échantillons de l'alliage 220 provenant du moule métallique standard sont présentés à la figure 5.31. Contrairement aux alliages 356 et 357 où le bore faisait diminuer la ductilité, l'alliage 220 subit un gain de 150% après l'ajout de 150 ppm de bore sous la forme d'alliage mère Al-4%B. Les effets de

l'affinage de grains des alliages Al-Si et Al-Cu ne sont pas les mêmes puisque les propriétés des alliages Al-Si sont contrôlées par l'eutectique, et toutes influences sur la taille des grains en soi est secondaire. Pour les alliages Al-Cu la taille des grains est particulièrement importante quant à la distribution des particules des phases intermétalliques, car l'affinage de grain redistribue ces particules d'une manière plus favorable. Ainsi, la redistribution des intermétalliques combinée à l'amélioration de la distribution de la porosité mène à de meilleures propriétés mécaniques.

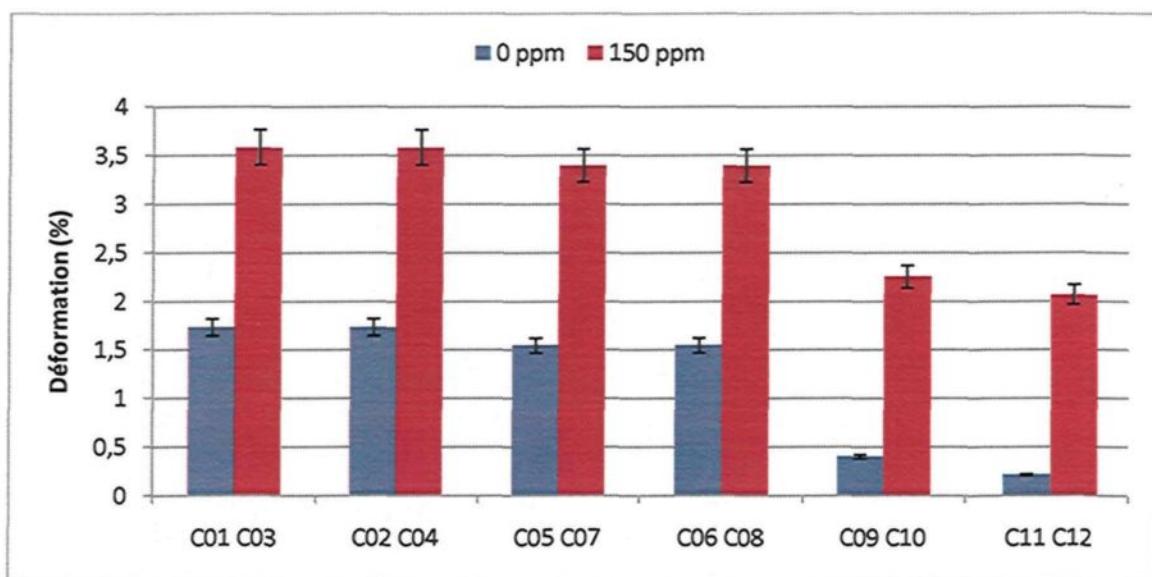


Figure 5.31 Déformation à la rupture des échantillons de l'alliage 220 produits dans le moule métallique standard en fonction de la concentration de bore.

5.3.4 Effet de l'hydrogène

Les effets de l'ajout d'hydrogène sur les propriétés mécaniques des échantillons se sont avérés plutôt faibles et ce peu importe la nature de l'alliage employé ou le type de moule utilisé. L'hydrogène semble avoir des effets seulement sur la valeur de la dureté. Le graphique présenté à la figure 5.32 montre les résultats des essais de dureté des échantillons

de l'alliage 357 provenant du moule métallique standard ; la différence moyenne entre les valeurs de dureté pour les faibles et hautes concentrations d'hydrogène est de 7%.

Beaucoup de recherches ont mis en évidence le lien unissant la porosité qui est une conséquence directe de l'hydrogène aux propriétés mécaniques telles que la limite ultime, la ductilité et la dureté. La dureté est la capacité d'un matériau à résister de manière élastique à une contrainte ; la présence de pores, qu'ils proviennent de l'hydrogène dissous ou du retrait du métal lors de la solidification, diminue cette capacité puisqu'un pore n'offre aucune résistance à la déformation. De plus, une distribution non homogène de la porosité dans la pièce coulée peut engendrer des zones de hautement poreuses et si ces zones sont près de la surface, elles peuvent s'affaisser en appliquant la charge requise pour l'essai de la dureté. Cet affaissement créera un trou béant, diminuant la lecture de la dureté¹⁵⁶.

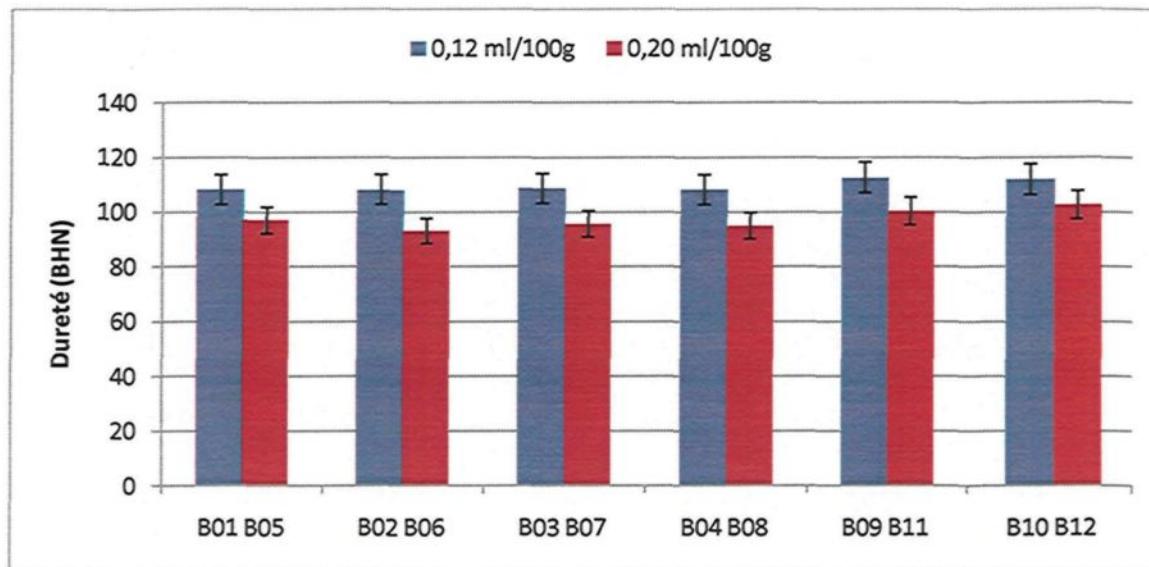


Figure 5.32 Dureté Brinell des échantillons coulés dans le moule métallique standard pour l'alliage 357 en fonction de l'hydrogène (SDAS 26 μm).

Il a été démontré que l'ajout d'hydrogène détériorait la ductilité des échantillons issus du procédé de la mousse perdue dans une proportion de 25%. Les échantillons provenant des autres types de moule ne présentent pas ce comportement. Par contre, l'analyse des résultats obtenus pour les échantillons du moule à solidification dirigée provenant des différents niveaux montre que pour le premier niveau (vitesse de solidification la plus rapide) la différence de ductilité entre les faibles et hautes concentrations d'hydrogène est de 21% (Figure 5.33), tandis que celle pour le troisième niveau est de 52% (Figure 5.34) ce qui prouve l'existence d'un effet combiné entre la vitesse de solidification et l'hydrogène. Cet effet combiné semble plus important lorsque la vitesse de solidification est lente ce qui est le cas pour le procédé de la mousse perdue.

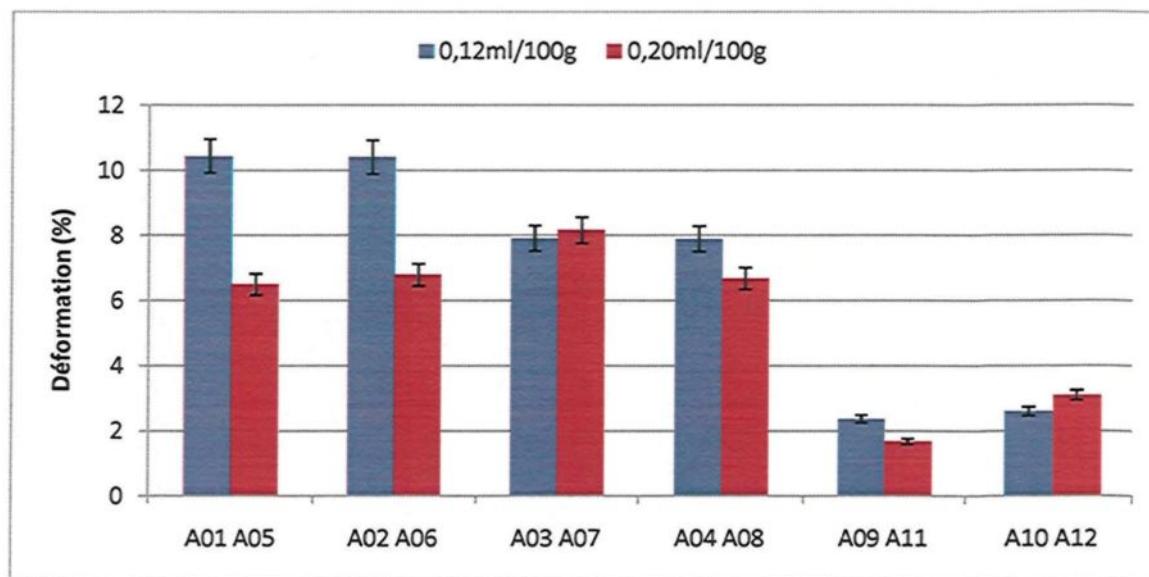


Figure 5.33 Déformation à la rupture pour les éprouvettes de l'alliage 356 coulées dans le moule à solidification dirigée en fonction du niveau d'hydrogène (SDAS 33 μm).

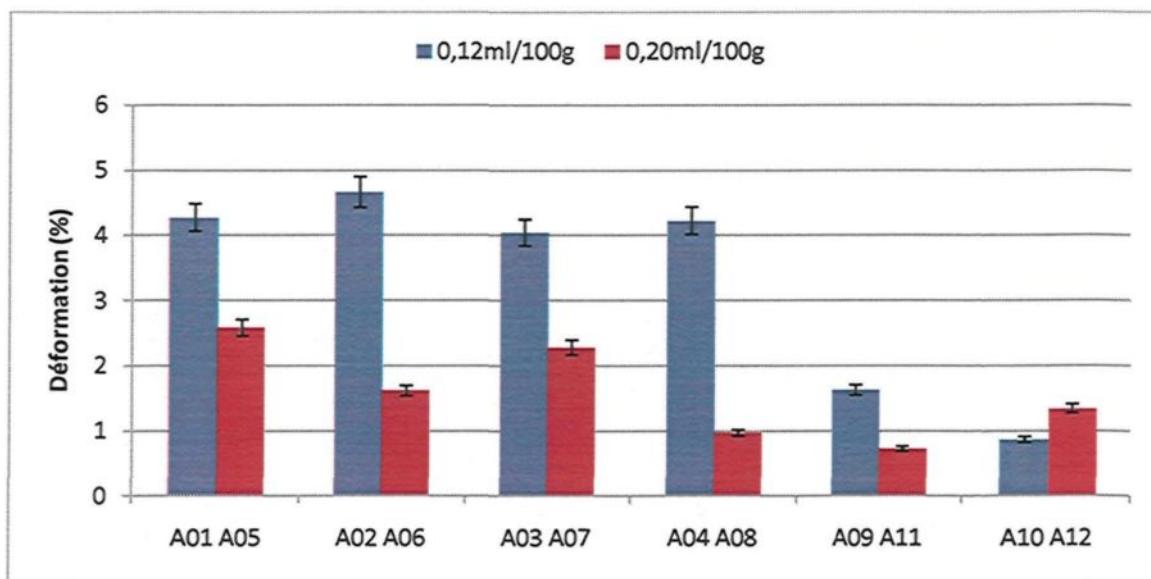


Figure 5.34 Déformation à la rupture pour les éprouvettes de l'alliage 356 coulées dans le moule à solidification dirigée en fonction du niveau d'hydrogène (SDAS 63 μm).

5.3.5 Effet de la vitesse de refroidissement

Contrairement, aux échantillons issus du procédé de la mousse perdue utilisés pour l'analyse microstructurale, ceux utilisés pour les essais de dureté et de traction proviennent tous du même emplacement et leur vitesse de solidification est également la même. Il n'est donc pas possible de voir les effets de différentes vitesses de solidification pour la mousse perdue. Par contre, les autres types de moules utilisés permettent de voir si les effets du traitement du métal liquide sur les propriétés mécaniques sont affectées par la vitesse de solidification.

La dureté des échantillons produits dans le moule métallique standard diffère de celle mesurée pour les échantillons produits selon le procédé de la mousse perdue. Une amélioration de 11% en moyenne est observée pour l'alliage 356 et seulement une faible augmentation de 4% pour l'alliage 357. Par contre, le graphique présenté à la figure 5.35

montre clairement que la différence est présente seulement pour les conditions A01 à A04 (concentration faible d'hydrogène). Cette différence s'élève à 15% contre 0% pour les conditions A05 à A08. À la section précédente, il a été soulevé que la vitesse de solidification et l'hydrogène interagissaient sur les propriétés mécaniques. La vitesse de solidification du moule métallique standard est la plus rapide et il est également le moule qui donne les échantillons ayant la meilleure dureté. Le moule métalliques à large section dont la vitesse de solidification est sensiblement la même que pour la mousse perdue donne des duretés similaires que les échantillons issus du procédé de la mousse perdue, et ce, pour les deux concentrations d'hydrogène.

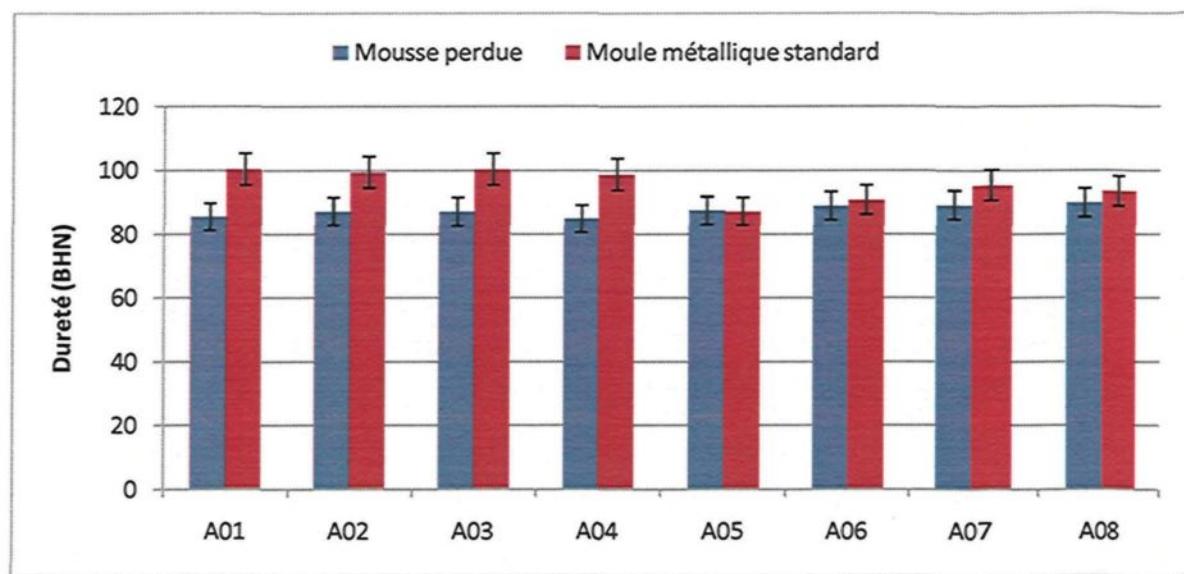


Figure 5.35 Dureté des éprouvettes de l'alliage 356 en fonction du type de moule employé.

Les fluctuations de la limite d'élasticité, de la résistance mécanique ultime ainsi que de la ductilité induites par les variations des paramètres étudiés – la modification de la morphologie des particules de silicium eutectique, et l'affinage de grain par l'ajout d'agent affinant sous la forme d'alliage mère de bore – sont faibles. En réalité, seulement

l'accroissement du niveau d'hydrogène montre une influence notable ; les effets des autres paramètres demeurent négligeables devant l'effet que procure le taux de refroidissement, lequel est grand pour la moule métallique standard. L'analyse statistique vient corroborer ces résultats qui donnent à la nature de l'alliage, ainsi qu'au niveau d'hydrogène une importance quant aux propriétés mécaniques en traction.

La différence observable entre les résultats obtenus pour les échantillons produits dans le moule métallique standard et ceux selon le procédé de la mousse perdue est évidente, que ce soit pour les alliages 356 ou 357. Non seulement la limite ultime a augmenté d'environ 7% (Figure 5.36), mais la ductilité des deux alliages a également augmenté de 170% (Figure 5.37) et 225%, respectivement. Les deux principaux facteurs qui expliquent cette amélioration drastique des propriétés mécaniques sont la vitesse de solidification et la porosité. Effectivement, le matériel utilisé dans la construction du moule métallique standard est de la fonte ductile qui favorise grandement la dissipation de la chaleur, contrairement au sable de silice qui compose en grande partie le moule utilisé dans le procédé de la mousse perdue. La chaleur étant extraite plus aisément et rapidement, la pièce se solidifie également plus rapidement favorisant la formation de dendrites de plus petite taille. De plus, le design du moule réduit énormément la formation de la porosité dans les sections utiles de la pièce.

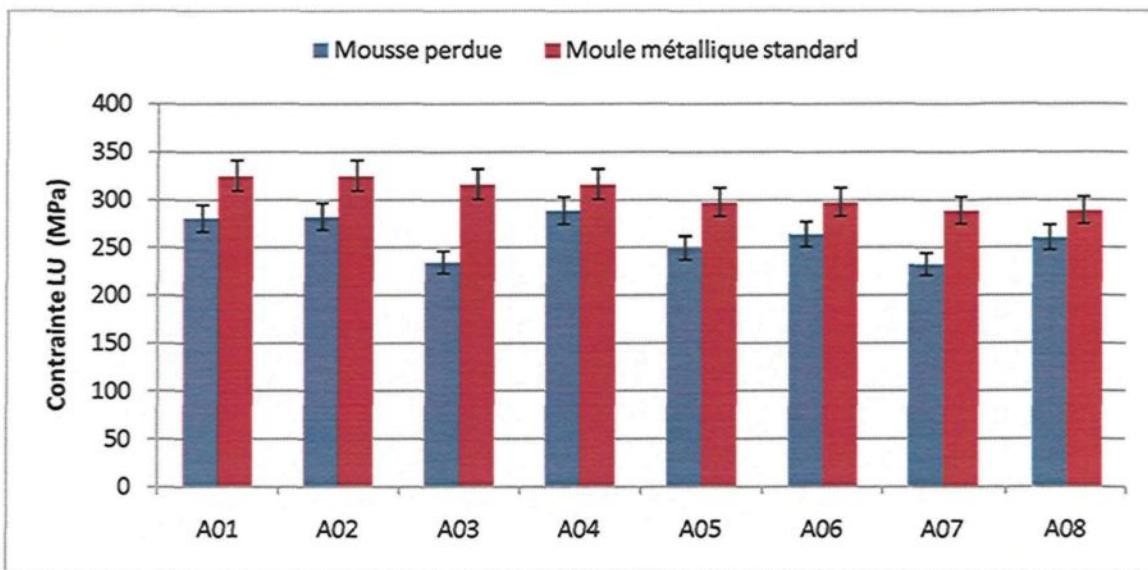


Figure 5.36 Limite ultime des éprouvettes de l'alliage 356 en fonction du type de moule employé.

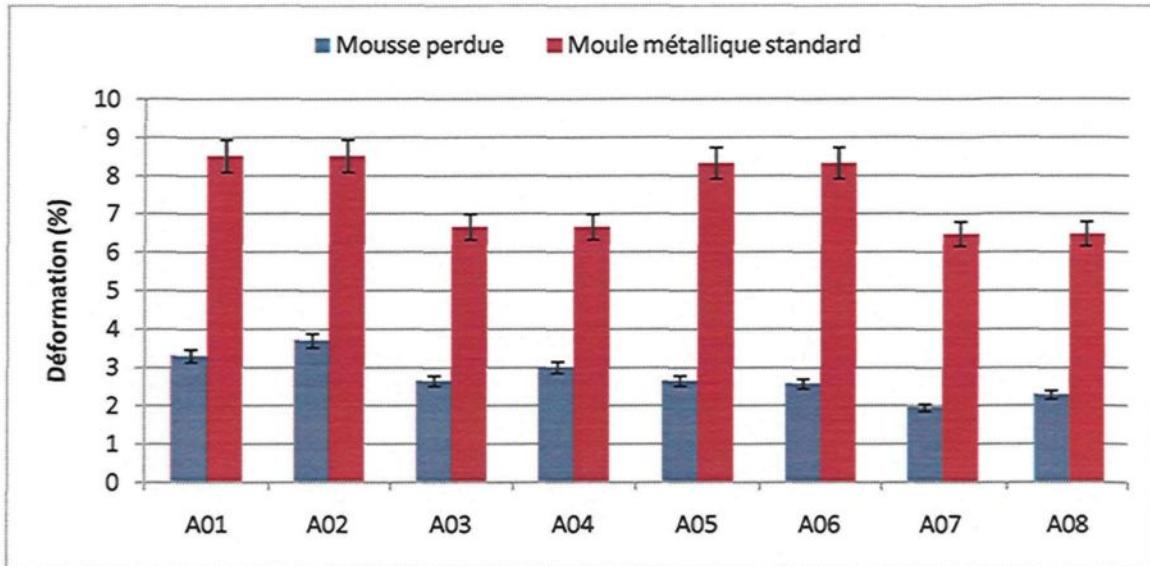


Figure 5.37 Déformation à la rupture des éprouvettes de l'alliage 356 en fonction du type de moule employé.

La figure 5.38 résume ces résultats qui montrent clairement la dominance des éprouvettes de traction produites dans le moule métallique standard qui affichent des valeurs de l'indice de qualité de l'ordre de 415, tandis que les autres procédés de mise en

forme donnent des valeurs inférieures: 300 pour le procédé de la mousse perdue, 215 pour le moule métallique à section large et 350 pour le moule à solidification dirigée.

L'analyse statistique vient confirmer cette observation ; le poids de la variable type de moule devant les autres variables explicatives étudiées est largement dominant et pourrait à lui seul expliquer les valeurs de Q obtenues. Or, la valeur de Q est contrôlée principalement par les paramètres de coulées ainsi que par la santé des pièces. En effet, le design du moule métallique standard minimise l'impact des retassures produites lors de la solidification et maximise le dégagement de chaleur pour obtenir une solidification rapide et par le fait même, une structure fine qui améliorera grandement la santé de la coulée.

De plus, le phénomène décrit par d'autres auteurs quant à l'influence du magnésium sur la valeur de l'indice de qualité est clairement visible. Effectivement, la figure 5.38 montre que les résultats obtenus pour les échantillons des alliages 356 et 357 coulés dans le moule métallique standard se retrouvent sur la même courbe iso-Q. Puisque le même traitement thermique a été appliqué aux échantillons, seulement la teneur en magnésium peut expliquer ce déplacement des valeurs le long d'une courbe iso-Q ; par contre, ce phénomène est moins évident à mesure que la ductilité diminue comme c'est le cas pour les pièces provenant des autres types de moule.

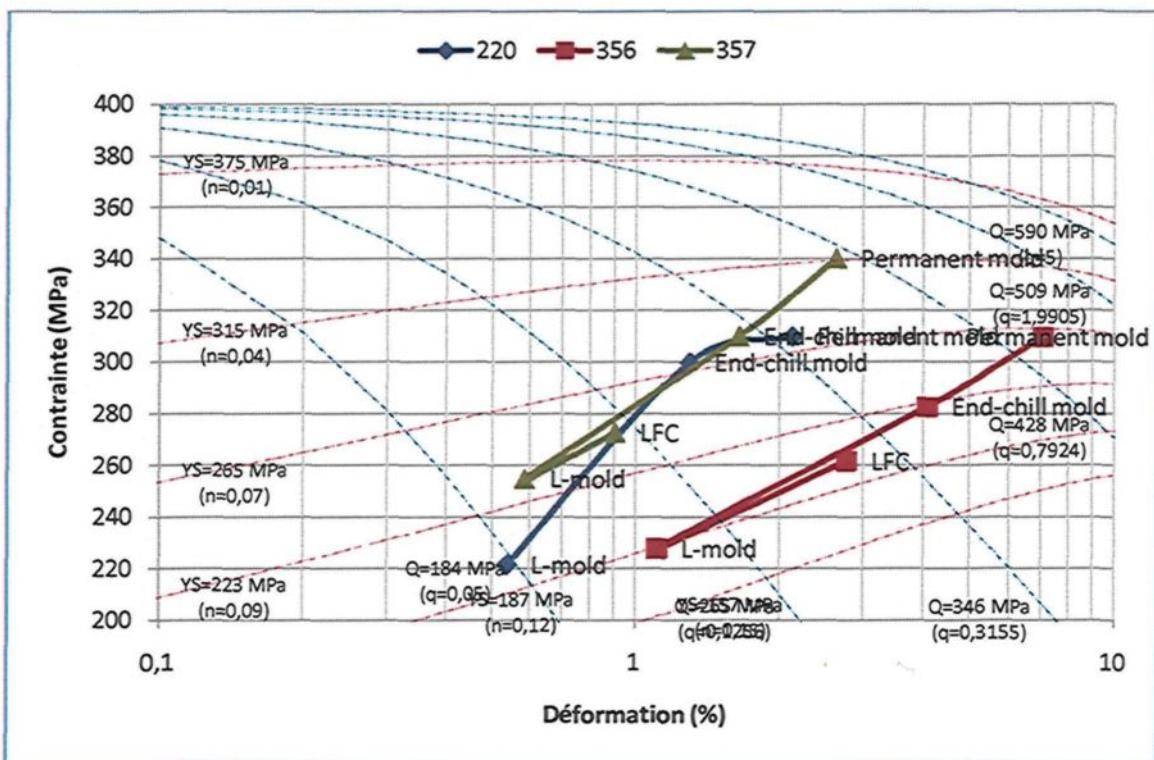


Figure 5.38 Indice de qualité des échantillons des alliages 220, 356 et 357 en fonction des différents procédés de mise en forme.

5.4 Discussion

Des particularités inhérentes au procédé de la mousse perdue peuvent également expliquer la différence observée dans les résultats des essais de traction. La distance interdendritique secondaire est un paramètre important quant aux propriétés mécaniques, et il est contrôlé par la vitesse de solidification ou le taux de refroidissement. Généralement, le choix du procédé de la mousse perdue comme technique de mise en forme est déterminé par la complexité de la pièce à produire. Ainsi, la complexité des processus du remplissage de la cavité du moule et de la pyrolyse du modèle en polystyrène est bien plus grande que pour une pièce simple ou pour une autre technique de mise en forme. Or, l'alimentation en métal liquide dans tous les recoins du moule ainsi que la dissipation de la chaleur ne se font

pas de manière uniforme. Donc, ces variations entraîneront une modification de la distance interdendritique secondaire, une possibilité d'emprisonnement de bulles de gaz provenant de la pyrolyse et une ségrégation des particules des phases intermétalliques et des inclusions.

La distance interdendritique secondaire varie de façon inversement proportionnelle selon la distance qui sépare un point dans la pièce et l'entrée du système d'attaque. Plus la distance parcourue par le métal pour se rendre à un point donné dans la pièce est grande, plus grande sera la perte de chaleur et, par le fait même, la vitesse de solidification, tandis qu'un point tout près de l'entrée du système d'attaque recevra continuellement un apport en chaleur provenant du métal liquide de la masselotte. En résumé, des échantillons prélevés à des endroits différents dans la pièce auront des propriétés mécaniques différentes puisque la distance interdendritique secondaire varie selon l'échantillon. De plus, cet effet sera amplifié par la présence de pores et d'éléments ségrégés chez certains échantillons.

La formation de défauts spécifiques au procédé de la mousse perdue, comme les plis, les replis, les reprises, est une cause probable dans certains cas de la diminution des propriétés mécaniques. De plus, la pyrolyse du modèle génère beaucoup de gaz dont l'hydrogène qui contribue à la formation de la porosité. La complexité de la pièce coulée peut agir comme « collecteur d'hydrogène » ; certains endroits de la pièce favorisent la capture de l'hydrogène ou gênent son élimination au travers de la couche d'enduit réfractaire. Tous ces facteurs combinés jouent un rôle important quant aux propriétés mécaniques.

Chapitre 6

Conclusions

L'étude des effets du traitement du métal liquide sur la microstructure des échantillons des alliages 356 et 357 produits selon le procédé de la mousse perdue a été menée en employant plusieurs techniques d'analyse: la microscopie optique, l'analyse d'images et la microscopie électronique à balayage. Les effets sur les propriétés mécaniques ont également été évalués à travers une analyse exhaustive d'éprouvettes d'essai de traction et de dureté. L'introduction de l'alliage 220, des conditions sans modification ainsi que la production de pièces à partir de différents moules a été complétée afin de confirmer ou infirmer les observations faites au niveau de la microstructure et des propriétés mécaniques. À la lumière des résultats obtenus, les conclusions suivantes peuvent en être tirées :

1. La valeur de l'espace interdendritique secondaire pour l'assise des boulons de culasse est d'environ 68 μm comparativement à 52 μm pour la chambre de combustion. Cette différence démontre l'existence de plusieurs vitesses de solidification à l'intérieur d'une même pièce.
2. Le moule métallique à section large donne une vitesse de refroidissement similaire à celle observée dans la chambre de combustion puisque la valeur de l'espace interdendritique secondaire est de 56 μm . Les vitesses de solidification pour l'assise

des boulons de culasse et pour le troisième niveau (100 mm) du moule à solidification dirigée sont identiques puisqu'ils partagent la même valeur pour l'espace interdendritique secondaire.

3. L'affineur de grain redistribue la porosité en agissant à titre de site de « nucléation » pour la formation de bulles d'hydrogène. L'affineur de grain réduit la taille des pores, mais augmente le nombre de ceux-ci. Ce phénomène est observé pour tous les types de moules.
4. L'analyse thermique démontre que les deux alliages mère ont entraîné une chute de 8°C de la température eutectique. Ainsi, la concentration du strontium dans l'alliage mère utilisée (Al-3%Sr ou Al-10%Sr) pour faire la modification n'a aucune influence sur la morphologie, la taille et le nombre des particules de silicium eutectique, et ce peu importe le type de moule employé.
5. L'augmentation de la taille des particules de silicium eutectique en présence de bore et de strontium démontre que ces derniers réagissent ensemble pour former le composé SrB₆, identifié par l'analyse qui réduit les effets propres à chacun de ces deux éléments, c'est-à-dire qu'en présence de ces deux éléments, l'affinage des grains et la modification de l'eutectique sont compromis. L'observation faite pour tous les types de moules démontre également l'indépendance de cette interaction à la vitesse de solidification.
6. Le refroidissement rapide du métal provoque une diminution de la taille des particules eutectiques à l'état brut de coulée. Cependant, le traitement T₆ peut annuler cet effet si les particules eutectiques entrent dans la phase de croissance.

7. La croissance des particules de silicium eutectique n'est pas aussi rapide dans l'assise des boulons de culasse que dans la chambre de combustion et démontre que la taille de ces particules dépend grandement de la géométrie de la pièce.
8. L'hydrogène joue un rôle prédominant sur la formation de la porosité. Par contre, le modèle en mousse laisse une empreinte sous la forme de trous qui peuvent être confondus avec les pores ou les retassures. Cette empreinte est surtout présente pour les échantillons provenant de la chambre de combustion en raison de leur faible épaisseur ($\approx 0\text{mm}$).
9. La vitesse de solidification affecte la porosité en réduisant le temps nécessaire à la formation de celle-ci. Ainsi, une vitesse de solidification élevée générera moins de pores. Toutefois, une ségrégation de l'hydrogène se produit en avant du front de solidification et contribue à la formation de la porosité comme démontré par les résultats obtenus du moule à solidification dirigée.
10. La porosité est contrôlée par une combinaison entre le niveau d'hydrogène et la vitesse de solidification comme démontré par les résultats obtenus du moule à solidification dirigée.
11. Les valeurs des limites ultime et élastique des échantillons issus du procédé de la mousse perdue sont conformes aux propriétés mécaniques présentées dans la plupart des ouvrages de référence pour le même espace interdendritique secondaire; cependant, la valeur de la ductilité est réduite de moitié par la porosité.
12. Les valeurs de la dureté et de la limite d'élasticité varient selon la composition chimique de l'alliage employé. Des gains de 17% et 24 % sont observés pour la

dureté et la limite d'élasticité pour l'alliage 357 par rapport à l'alliage 356. Cette différence est causée par les différentes concentrations de magnésium qui, sous l'action du traitement thermique T6, précipitent sous la forme de Mg₂Si.

13. La dureté de l'alliage 220 augmente de 18% et la limite d'élasticité de 15% par rapport à celle mesurée pour l'alliage 356. Dans ce cas, la phase durcissante Al₂Cu est responsable de cet accroissement. Tous ces accroissements de la valeur de la dureté sont indépendants du type de moule employé. De plus, la valeur de la dureté est affectée par la vitesse de solidification. Une différence en 11% est observée entre la valeur de la dureté des échantillons du moule métallique standard et la mousse perdue (cf. 95 BHN avec 86 BHN pour la mousse perdue).
14. Aucun effet n'a été observé quant à la concentration du strontium dans l'alliage mère utilisée pour faire la modification sur les propriétés mécaniques des échantillons provenant de tout les types de moules.
15. Les conditions non-modifiées ne montre aucun changement significatif des valeurs de la limite ultime, de la limite d'élasticité, de la ductilité et de la dureté par rapport aux conditions modifiées. Les effets de la modification sont occultés par les effets de la vitesse de solidification, du traitement thermique et de la concentration de magnésium.
16. L'ajout de 150 ppm de bore diminue la ductilité des échantillons de l'alliage 356 de 23% et monte la ductilité des échantillons de l'alliage 220 de 150%.
17. Les propriétés de l'alliage 356 sont contrôlées par l'eutectique, et toutes influence sur la taille des grains en soi est secondaire. Cependant, pour les alliages 220 la

taille des grains est particulièrement importante quant à la distribution des particules des phases intermétalliques, car l'affinage de grain redistribue ces particules d'une manière plus favorable. Ainsi, la redistribution des intermétalliques combinée à l'amélioration de la distribution de la porosité mène à de meilleures propriétés mécaniques.

18. L'ajout d'hydrogène diminue la dureté d'environ 25%, tous alliages confondus et toutes techniques de mise en forme confondues.
19. Les valeurs de la dureté et de la limite d'élasticité sont surtout contrôlées par le niveau de magnésium dans l'alliage, tandis que la ductilité est surtout contrôlée par la porosité et la distance interdendritique.
20. La différence entre les résultats des paramètres mesurés obtenus pour les échantillons produits selon le procédé de la mousse perdue et ceux issus pour les autres types de moules est essentiellement causée par la porosité (retassure, hydrogène et résidus pyrolyses) et par l'espace interdendritique secondaire qui est 170% plus grand que celui mesuré pour le moule métallique standard.

Recommandations

Puisque le temps de solidification locale est largement influencé par les processus de remplissage et d'élimination des résidus impliqués lors de la coulée selon le procédé de la mousse perdue, une étude approfondie d'échantillons provenant de différents endroits de la coulée permettrait de mieux comprendre comment la géométrie du moule, le type de sable employé, la nature du modèle agissent sur le temps de solidification local et, par le fait même, sur les propriétés mécaniques. De plus, la technique de la mousse perdue semble très sensible aux paramètres de coulée, ainsi l'emploi d'alliages Al-Si-Cu ou Al-Cu, comme l'alliage 319 ou 206, permettrait d'étendre les connaissances et d'étudier le potentiel du moulage à la mousse perdue pour réaliser des pièces à partir d'autres alliages commerciaux normalement utilisés chez des techniques de mise en forme éprouvées comme le moulage sous pression ou le moulage en sable.

Une étude pourrait être faite sur les effets du temps d'utilisation des moteurs (après 5 000 km, après 20 000 km et après 100 000 km) sur propriétés mécaniques (traction, fatigue, dureté...) puisque les résultats donnés dans cette thèse proviennent de culasses de moteur n'ayant jamais servies.

Bibliographie

1. **Shroyer, H. F.** *Cavityless Casting Mold and Method of Making Same.* 2830343 États-Unis, Avril 15, 1958.
2. **Smith, T. R.** *Casting Method.* 3157924 États-Unis, Novembre 24, 1964.
3. **Ambert, P, Barge, H, Bourhis, J R, Esperou, J** Mise en évidence, âge et niveau technique des exploitations préhistoriques cuprifères de Cabrières (Hérault). *Archéologie en Languedoc.* 1985, 4, pp. 91-95.
4. **Barron, J. H.** Full Mold Process-the Direct Approach to Metal Casting. *AFS Transactions.* 1965, pp. 129-132.
5. **Dieter, H. B. and Paoli, A. J.** Sand Without Binder for Making Full Mold Castings. *AFS Transactions.* 1967, pp. 146-160.
6. **McElroy, J.** Lost Foam Casting Breaks Into High Volume. *Automotive Industries.* 1982, Vol. 162, 12, pp. 43-44.
7. **Mullins, P. J.** Adhesives Europe - The New Ties That Bind. *Automotive Industries.* 1984, Vol. 164, 2, p. 60.
8. **Lincoln, M.** Lost Foam Finds New Applications. *Machinery and Production Engineering.* 1984, Vol. 142, p. 28.
9. **Gellert, R.** Styropor and Lost Foam Casting Technology. *4th annual EPC Conference.* Juin 4-7, 1989, pp. 63-76.
10. **Del Dan, Alfredo.** Progress in the Field of Casting Quality Through Innovation and Evaluation of Tooling and Cluster Preparation Equipment. *4th annual EPC Conference.* Juin 4-7, 1989, pp. 107-120.
11. **Rodgers, R. C.** Navistar Restructures its Indianapolis Foundry for Global Competition. *Foundry M. & T. avec Proc. 4th annual EPC Conference.* Juin 4-7, 1989.
12. **Robinson, R.** The Future of Lost Foam. *4th annual EPC Conference.* Juin 4-7, 1989, pp. 319-322.
13. **Brenner, J., Frederick, P., Ginter, S, Jagodzinski, J.** PMMA Moulded Foams for Use in the Ferrous EPC Process. *4th Annual Evaporative Foam Casting Conference.* Juin 4-7, 1989, pp. 50-61.

14. **Toriello, L. I.** The EPC Process - Facts and Visions. *4th annual EPC Conference*. Juin 4-7, 1989, pp. 1-12.
15. **Niemann, E. and Kelly, G. B.** Evaporative Pattern Casting – Factors Affecting Expandable Polystyrene Pattern Shrinkage. *4th annual EPC Conference*. Juin 4-7, 1989, pp. 77-92.
16. **Sikora, E. J.** Evaporative Casting Using Expandable Polyrene Patterns and Unbonded Sand Casting Techniques. *AFS Transactions*. 1978, Vol. 86, pp. 65-68.
17. **Immel, R. H.** Expandable Polystyrene and its Processing into Patterns for the Evaporative Casting Process. *AFS Transactions*. 1979, Vol. 87, pp. 545-550.
18. **Kohler, G. P. and Patz, M. R.** *AFS CMI Conference*. Octobre 16, 1982.
19. **Sonnenberg, F.** Recent Innovations With EPS Lost Foam Beads. *AFS Transactions*. 2003, Vol. 111, pp. 1214-1230.
20. **Harsely, R.** The Function of Tooling in Evaporative Pattern Moulding. *Modern Casting*. septembre 1989, Vol. 79, 9, p. 32.
21. **Zhao, Q., Gustafson, T. W., Hoover, M., Fleming, M. C.** Folds Formation and Prevention in Lost Foam Aluminum Process. *AFS Transactions*. 2004, Vol. 112, pp. 1145-1159.
22. **Zhao, Q., Wang, H., Biederman, S., Jason, D., Parish, J. S.** Lost Foam Casting Coating Characterization : Heat and Mass Transfer. *AFS Transactions*. 2005, Vol. 113, pp. 1013-1027.
23. **Bates, C. E., Griffin, J. A. and Littleton, H. E.** Casting Defects Manuals. Des Plaines : AFS, 1994, Vol. 3.
24. **Bennett, S., Moody, T., Vrieze, A., Jackson, M., Askeland, D. R., Ramsay, C. W.** Pyrolysis Defects in Aluminum Lost Foam Castings. *AFS Transactions*. 2000, Vol. 108, pp. 795-804.
25. **Tschopp Jr, M. A., Wang, Q. G. and DeWyse, M. J.** Mechanisms of Misrun Formation in Aluminum Lost Foam Castings. *AFS Transactions*. 2002, Vol. 110, pp. 1371–1386.
26. **Tschopp Jr., M. A.** Fluidity of Aluminum A356 in the Lost Foam Castings Process. *AFS Transactions*. 2002, Vol. 110, pp. 1387–1398.

27. **Penumadu, D., Chen, X. and Johnson, C. K.** *Characterization of Rheological Properties of Lost Foam Casting Coating Slurries.* [CD] s.l. : AFS Transactions, 2004. Vol. 112. 04-066.
28. **Ravindran, C., Jue, B. and Karpynczyk, J.** Permeability of Refractory Coating in EPC Process. *AFS Transactions.* 1993, Vol. 101, pp. 955-959.
29. **Parish, J. S., Jason, D. J. and Meloni, J. L.** *Practical Control of Lost Foam Coatings in Foundry Operations.* [CD] s.l. : AFS Transactions, 2003. Vol. 111. 03-153.
30. **Wegscheid, E.** Sand Vibration for Lost Foam Process. *4th annual EPC Conference.* Juin 4-7, 1989, pp. 175-192.
31. **Hoyt, D. F.** Sand Properties and Their Relationship to Compaction for the Expendable Pattern Casting Process. *AFS Transactions.* 1991, Vol. 99, pp. 221-226.
32. **Ducas, A., Flemings, M. C. and Taylor, H. F.** Art Casting. *AFS Transactions.* 1962, pp. 801-810.
33. **Heine, H. j.** Evaporative Pattern Casting Developments. *Foundry Management and Technology.* octobre 1986, pp. 36-41.
34. **Arzt, A. M. and Bralower, P. M.** Questions About EPC Vaporize with Proper Practice. *Modern Casting.* janvier 1987, pp. 21-24.
35. **Donaldson, E. G.** The Use of Polystyren Patterns in the Foundry. *The Foundryman.* février 1988, pp. 60-65.
36. **Stepanov, Y. A. and Moskalev, V. G.** Quality of Iron Casting Made with Gasifiable Patterns. *Russian Castings Production.* 1972, pp. 257-259.
37. **Hess, D R.** *Comparison of Aluminum Alloys and EPS Foams for Use in the Lost Foam Casting Process.* [CD] Des Plaines : AFS Transactions, 2004. Vol. 112. 04-110.
38. **Gallois, B., Behi, M. and Panchal, J. M.** Polystyrene in the Full-Mold Casting of Gray Iron. *AFS Transactions.* 1987, Vol. 95, pp. 579-590.
39. **Shiryaev, B. V., Stepanov, Y. A. and Gavrilin, A. N.** Interactions Between Degradation Products from Gasifiable Patterns and Castings. *Russian Casting Production.* 1971, 3, pp. 383-385.

40. **Shivkumar, S., Wang, L. and Steenhoff, B.** Metallurgical Quality of Aluminum Castings Produced by the Lost Foam Process. *AFS Transactions*. 1989, Vol. 97, pp. 825-836.
41. **Walling, R. P. and Dantzig, J. A.** Mechanisms of Mold Filling in the EPC Process. *AFS Transactions*. 1994, Vol. 102, pp. 849-854.
42. **Littleton, H E, Molibog, T and Sun, W.** The Role of Pattern Permeability In Lost Foam Castings. *AFS Transactions*. 2003, Vol. 111, pp. 1265-1277.
43. **Shivkumar, S. and Gallois, B.** Physicochemical Aspects of the Full Mold Casting of Aluminum Alloys. Part I. The Degradation of Polystyrene. *AFS Transactions*. 1987, Vol. 95, pp. 791-800.
44. **Jellinek, H. H. G.** On the Degradation of Long-Chain Molecules. Part II. *Journal of Polymer Science*. 1948, Vol. 3, p. 850.
45. **Jellinek, H. H. G.** Thermal Degradation of Polystyrene and Polyethylene. Part III. *Journal of Polymer Science*. 1949, Vol. 4, p. 13.
46. **Madorsky, S. L.** Rates of Thermal Degradation of Polystyrene and Polyethylene in a Vacuum. *Journal of Polymer Science*. 1952, Vol. 9, 2, pp. 133-156.
47. **Wall, L. A.** Mass Spectrometric Investigation Of The Thermal Decomposition Of Polymers. *Journal of Research of the National Bureau of Standards*. 1948, Vol. 41, p. 315.
48. **Madorsky, S. L. and Straus, S.** *Society of Chemical Industry*. 1961, 13, p. 60.
49. **Madorsky, S. L. and Straus, S.** *Journal of Research of the National Bureau of Standards*. 1959, Vol. 63A, p. 261.
50. **Straus, S. and Madorsky, S. L.** *Journal of Research of the National Bureau of Standards*. 1962, Vol. 66A, p. 401.
51. **Lehman, F. A. and Brauer, G. M.** *Analytical Chemistry*. 1961, Vol. 33, p. 873.
52. **Vanderburgh, N. E. and Ristau, W. T.** Reproducibility Of Laser-Induced Pyrolysis. *Journal of Chromatographic Science*. 1973, Vol. 11, p. 535.
53. **Shivkumar, S.** *Fundamental Characteristics of Metal Flow in the Dull-Mold Casting of Aluminium Alloys*. Stevens Institute of Technology. Hoboken : s.n., 1987. Ph. D Thesis.

54. **Shivkumar, S. and Gallois, B.** Physico-Chemical Aspects of the Full Mold Casting of Aluminum Alloys. II. Metal Flow in Sample Patterns. (Retroactive Coverage). *AFS Transactions*. 1987, Vol. 95, pp. 801-812.
55. **Lee, S. H.** Gating of Full Mold Castings with Unbonded Sand Molds. *AFS Cast Metals Research Journal*. Septembre 1983, pp. 112-116.
56. **Flemings, M. C.** *Solidification Processing*. New York : McGraw Hill Inc., 1974.
57. **Stepanov, Y. U., Anuchina, M. G. and Kirpichenkov, V. P.** *Russian Casting Production*. 1967, pp. 431-435.
58. **Kurz, W. and Fisher, D. J.** *Fundamentals of Solidification*. Rockport : Trans Tech Publications, 1984.
59. **Sigworth, G. K. and Wang, C.** Evolution of Porosity During Solidification, Part 1 : A Litterature Review. *AFS Transactions*. 1992, Vol. 100, pp. 979-987.
60. **Anson, J. P., Grusleski, J. E. and Stucky, M.** Effect of Strontium Concentration on Micro-Porosity in A356 Aluminum Alloy. *AFS Transactions*. 2001, Vol. 109, pp. 01-09.
61. **Talbot, D. E.** Effect of Hydrogen in Aluminum, Magnesium, Copper and Their Alloys. *International Metallurgical Reviews*. 1975, Vol. 20, pp. 166-184.
62. **Campbell, J.** *Castings (Second Edition)*. Oxford : Butterworth-Heinemann Ltd, 2003. p. 132.
63. **Kaufman, J. G. and Rooy, E. L.** Aluminum Alloy Castings : Properties, Process and Applications. *ASM International*. 2005, p. 340.
64. **Campbell, J.** *Castings*. Oxford : Butterworth-Heinemann Ltd, 1991. p. 2.
65. **Wray, P. J.** Predicted Volume Change Behavior Accompanying the Solidification of Binary Alloys. *Metallurgical Transactions*. Vol. 7B, pp. 639-646.
66. **Kim, J. M., Kwon, H. W., Kim, D. G., Loper Jr, C. R.** Porosity Formation in Relation to the Feeding Behavoir of Al-Si Alloys. *AFS Transactions*. 1997, Vol. 105, pp. 825-831.
67. **Viswanathan, S. and Brody, H. D.** Microporosity in Grain-Refined Aluminum 4.5% Copper Alloys and its Relation to Casting Practice. *AFS Transactions*. 1992, Vol. 100, pp. 685-696.

68. **Viswanathan, S, Sikka, V K and Brody, H D.** Using Solidification Parameters to Predict Porosity Distributions in Alloy Casting. *Journal of the Minerals, Metals and Materials Society*. 1992, Vol. 44, 9, pp. 37-40.
69. **Viswanathan, S, Stoehr, R A and Brody, H D.** *Electric Furnace Proceedings*. Warrendale : s.n., 1987. p. 421.
70. **Tynelius, K E.** *A Parametric Study of the Evolution of Microporosity in Al-Si Foundry Alloys*. Drexel University. Philadelphia : Drexel University, 1992. Thèse de doctorat.
71. **Gruzleski, J E, Thomas, P M and Entwistle, R A.** An Experimental Study of the Distribution of Microporosity in Cast Aluminum Base Alloy. *British Foundryman*. 1978, Vol. 71, 4, pp. 69-78.
72. **Shinada, Y, Ueda, Y and Nishi, S.** Effect of Morphologies of Macroscopic Solid-Liquid Interface on Origination and Growth of Pores in Unidirectionnaly Solidified Al-Si Alloys. *Journal of Japanese Institute Light Metal*. 1983, Vol. 33, 9, p. 508.517.
73. **Zou, J, Tynelius, K E, Shivkumar, S, Apelian, D** *Microporosity Formation in A356.2 Casting*. [ed.] Pergamon Pr. Hamilton : s.n., 1990. pp. 323-332.
74. **Flemmings, M C.** Dendrite Arm Spacing in Aluminum Alloys. *AFS Transactions*. 1991, Vol. 99, pp. 501-506.
75. **Pan, E N, Lin, C S and Loper Jr, C R.** Effects of Solidification Parameters on the Feeding Effiency of A356 Aluminum Alloy. *AFS Transactions*. 1990, Vol. 98, pp. 735-746.
76. **Chiou, I J and Tsai, H L.** Modeling of Porosity Formation in Castings. *AFS Transactions*. 1990, Vol. 98, pp. 361-376.
77. **Fang, Q T, Anyalebechi, P N and Granger, D A.** Measurement of Hydrogen Porosity in Unidirectionally Solidified Aluminum Alloys. *Light Metals*. A.I.M.E., 1988, pp. 477-486.
78. **Cibula, A and Ruddle, R W.** The Effect of Grain-Size on the Tensile Properties of High-Strength Cats Aluminum Alloys. *Journal on the Institute of Metals*. 1949-50, Vol. 76, pp. 361-376.
79. **Drossel, G, Mai, R and Liesenberg, O.** The Influence of Melt Treatment on the Density of Castings Made from Al-Si Cast Alloys. *Giessereitechnik*. 1981, Vol. 27, 6, pp. 167-170.

80. **Fang, Q T and Granger, D A.** Porosity Formation in Modified and Unmodified A356 Alloy Castings. *AFS Transactions*. 1989, Vol. 97, pp. 989-1000.
81. **Argo, D and Gruzleski, J E.** Porosity in Modified Aluminum Alloy Castings. *AFS Transactions*. 1988, Vol. 96, pp. 65-74.
82. **Tatur, A.** La solidification des alliages légers, Étude de la retassure. *Fonderie*. 1955, 116, pp. 4681-4692.
83. **Dudyk, M, Ficek, B, Suchanek, B, Wasilewski, P** The Influence of Modification, Using Strontium an Antimony, on the Properties of AlSi6Cu2Mg and AlSi8Cu4MgMn Aluminum Alloys Used for Automobile Castings. *Cast Metal*. 1990, Vol. 3, 3, pp. 157-162.
84. **Shahani, H.** Effect of Hydrogen on the Shrinkage Porosity of Aluminum Copper and Aluminum Silicon Alloys. *Scandinavian Journal of Metallurgy*. 1985, Vol. 14, 6, pp. 306-312.
85. **Chen, H.** *L'effet du taux de refroidissement, modification au strontium, traitement thermique du liquide et la mise en solution sur les caractéristiques des particules du silicium eutectique et les propriétés de traction de l'alliage A356*. Université du Québec à Chicoutimi. Chicoutimi : s.n., 2005. Mémoire de maîtrise.
86. **Iwahori, H, Yonkura, K, Yamamoto, Y, Nakamura, M** Occuring Behavior of Porosity and Feeding Capabilities of Sodium and Strontium Modified Al-Si Alloys. *AFS Transactions*. 1990, Vol. 98, pp. 167-173.
87. **Sun, W., Littleton, H. E. and Bates, C. E.** *A Final Report on Advanced Lost Foam Casting Technology*. Département de l'Énergie. s.l. : AFS, 2005. 527985-2004.
88. **Okorafor, O. E. and Loper Jr., C. R.** Metallurgical Factors Affecting the Microstructure of Expendable Polystyren Pattern Cast Al-4.25Cu-1.03Si. *AFS Transactions*. 1982, Vol. 90, pp. 285-295.
89. **Marchisin, W. A.** Refractory Coating Selection and Control for the Lost Foam Casting Process. *AFS Transactions*. 2001, Vol. 104, pp. 1489-1494.
90. **Albonetti, R. and Ravindran, C.** Effect of Adhesive on Microstructure of A356 Alloys in LFC. *AFS Transactions*. 1997, Vol. 105, pp. 609-619.
91. **Guohua, W., Jirong, L. and Naiyu, H.** Study on Porosity of Al Alloy in LFC Process. *AFS Transactions*. 2000, Vol. 108, pp. 377-381.

92. **Dorlot, J M, Baillon, J -P and Masounave, J.** *Des matériaux*. Montréal : Édition de l'École Polytechnique de Montréal, 1986. pp. 332-335.
93. **Gruzleski, J E.** Microstructure Development During Metal Casting. *AFS Transactions*. 2000, Vol. 108, pp. 112-113.
94. **Bamberger, M, Minkoff, I and Stupel, M M.** Some Observation on Dendritic Arm Spacing in Al-Si-Mg and Al-Cu Alloy Chill Casting. *Journal of Material Science*. 1986, Vol. 21, pp. 2781-2786.
95. **Radhakrishna, K, Seshan, S and Seshadri, M R.** Dendrite Arm Spacing in Aluminum Alloy Casting. *AFS Transactions*. 1980, Vol. 88, p. 702.
96. **Eskin, D G, Savran, V I and Katgerman, L.** Effects of Melt Temperature and Casting Speed on the Structure and Defect Formation During Direct-Chill Casting Al-Cu Alloy. *Metallurgical and Materials Transactions*. Juillet 2005, Vol. 36A, pp. 1968-1975.
97. **Pekguleryuz, M. O. and Gruzleski, J. E.** Conditions for Strontium Master Alloy Addition to A356 Melts. *AFS Transactions*. 1988, Vol. 96, pp. 55-64.
98. **Lu, S. Z. and Hellawell, A.** The mechanism of silicon modification in aluminum-silicon alloys: Impurity induced twinning. *Metallurgical Transactions A*. 1987, Vol. 18A, pp. 1721-1733.
99. **Cáceres, C. H., Davidson, C. J., Griffiths, J. R., Hogan, L. M., Wang, Q. C.** Hypoeutectic Al-Si-Mg foundry alloys. *Materials Forum*. 1997, Vol. 21, pp. 27-43.
100. **Pan, E. N., Cherng, Y. C., Lin, C. A., Chiou, H. S.** Roles of Sr and Sb on silicon modification of A356 aluminum alloys. *AFS Transactions*. 1994, Vol. 92, pp. 609-629.
101. **Paray, F. and Gruzleski, J. E.** Modification – a Parameter to Consider in the Heat Treatment of Al-Si Alloys. *Cast Metals*. 1993, Vol. 5, 4, pp. 187-195.
102. **Apelian, D., Shivkumar, S. and Sigworth, G. K.** Fundamental Aspects of Heat Treatment of Cast Al-Si-Mg Alloys. *AFS Transactions*. 1989, Vol. 97, pp. 727-742.
103. **Dahle, A. K., Taylor, J. A. and Graham, D. A.** The role of eutectic growth mode in porosity formation in Al-Si alloys. *Aluminium Transactions*. 1986, Vol. 17A, pp. 1250-1253.

104. **Sigworth, G. K.** Theoretical and practical aspects of the modification of Al-Si alloys. *AFS Transactions*. 1983, Vol. 91, pp. 7-16.
105. **Gruzleski, J. E.** The art and science of modification: 25 years of progress. *AFS Transactions*. 1992, Vol. 100, pp. 673-683.
106. **Wilm, A.** *Métallurgie*. 1911, Vol. 8, p. 225.
107. **Mercia, R, Waltenburg, W and Scott, T.** *Transactions AIME*. 1920, Vol. 64, p. 41.
108. **Orowan, E.** Symposium on Internal Stresses in Metals and Alloys - Session II Discussion. *Institute of Metals*. 1948, p. 451.
109. **Brown, Ham.** *Strenthwning Methods in Crystals*. s.l. : Kelly Nicholson, 1971. p. 9.
110. **Kelly, A and Hirsch, R B.** *Philosophical Magazine*. 1965, Vol. 12, p. 881.
111. **Hartman, G.** *Transactions of the Japan Institute of Metals*. 1968, Vol. 9, Supplément, p. 509.
112. **Ardell, A J.** Precipitation Hardening. *Metallurgical and Materials Transactions A*. Décembre 1985, Vol. 16, 12, pp. 2131-2165.
113. **Weeks, R W, Patti, S R, Ashby, M F, Barrand, P** The Elastic Interaction Between a Straight Dislocation and a Bubble or a Particle. *Acta Metallurgica*. Décembre 1969, Vol. 17, 12, pp. 1403-1410.
114. **Nembach, E.** Precipitation Hardening Caused by a Difference in Shear Modulus Between Particle and Matrix. *Physica Status Solidi (a)*. 1983, Vol. 78, 2, pp. 571-581.
115. **Knowles, G and Kelly, P.** Effect of Second-Phase Particles on the Mechanical Properties of Steel. *The Iron and Steel Institute*. 1971, p. 1.
116. **Ibrahim, I A and Ardell, A J.** The Mechanism of Overaging in Cu3Au-1.5 at.% Co Alloy Single Crystals. *Materials Science and Engineering*. Novembre 1978, Vol. 36, 1, pp. 139-143.
117. **Noble, B, Harris, S J and Dinsdale, K.** Yield Characteristics of Aluminum-Lithium Alloys. *Metal Science*. Septembre 1982, Vol. 16, 9, pp. 425-430.
118. **Spada, A T.** GM Unveils Latest Lost Foam Success. *Modern Casting*. 2001, pp. 29-33.

119. **Boyer, H E and Gall, T L.** *Metals Handbook Desk Edition*. Metals Park : American Society for Metals, 1995.
120. **International, ASTM.** ASTM B557 - 06. *Standard Test Methods for Tension Testing Wrought and Cast Aluminum- and Magnesium-Alloy Products*. West Conshohocken : s.n., 2006, p. 15. DOI: 10.1520/B0557-06 .
121. **International, ASTM.** Standard Test Method for Brinell Hardness of Metallic Materials. *ASTM E10 - 08*. West Conshohocken : s.n., 2008, p. 32. DOI: 10.1520/E0010-08.
122. **Bäckerud, L, Chai, G and Tamminen, J.** *Solidification Characteristics of Aluminum Alloys*. s.l. : AFS Skanaluminum, 1990. pp. 25-38. Vol. 2.
123. **Sukumaran, K, Pillai, S G, Ravdcumar, K K, Pai, B C** Effect of Magnesium Additions on the Microstructure and Mechanical Properties of Al-7Si-0.3mg. *Praktische metallographie*,. 1995, Vol. 32, 8, pp. 414-423.
124. **Rooy, E L.** Aluminum and Aluminum Alloys. *ASM Metals HandBook Volume 15: Casting*. Des Plaines : s.n., 1992, Vol. 15.
125. **Morgan, E G.** Physical effects of variations in the composition of aluminium alloy LM24 to BS1490. *Foundry Trade Journal*. Juin 1982, pp. 887-890.
126. **Charbonnier, J.** *Gaz dans les alliages d'aluminium de fonderie*. 1991. pp. 1-14.
127. **Knuutinen, A, Nogita, K, McDonald, S D, Dahle, A K** Modification of Al-Si Alloys with Ba, Ca, Y and Yb. *Journal Light Metals*. 2001, Vol. 1, pp. 229-240.
128. **Tahiri, H.** *Affinement des Grains des Alliages Al-(0-17%)Si*. Université du Québec à Chicoutimi. Chicoutimi : s.n., 2008. Thèse de doctorat.
129. **Li, J G, Zhang, B Q, Wang, L, Yang, W Y, Ma, H T** Combined Effect and its Mechanism of Al-3wt.%Ti-4wt.%B and Al-10wt.%Sr Master Alloy on Microstructure of Al-Si-Cu Alloy. *Materials Science and Engineering*. 2002, Vol. A328, pp. 169-176.
130. **Nafisi, S.** *Effects of Grain Refining and Modification on the Microstructural Evolution of Semi-Solid 356 Alloy*. Université du Québec à Chicoutimi. Chicoutimi : s.n., 2006. Thèse de doctorat.
131. **Massalski, T B and Scott, W W.** *Binary Alloy Phase Diagrams*. Second Edition. 1990 : Jr America. p. 540.

132. **Moustafa, M A, Samuel, F H and Doty, H W.** Effect of Solution Heat Treatment and Additives on the Microstructure of Al-Si (413.1) Automotive Alloys. *Journal of Materials Science*. 2003, Vol. 38, pp. 1-16.
133. **Li, H J, Shivkumar, S, Luo, X J, Apelian, D** Influence of Modification on the Solution Heat-Treatment Response of Cast Al-Si-Mg Alloys. *Cast Metals*. 1989, Vol. 1, pp. 227-234.
134. **Pan, E N, Hu, J F and Fan, C C.** Solution-Treatment Conditions for Optimal Tensile Properties in A357 Alloy. *AFS Transactions*. 1996, Vol. 104, pp. 1119-1132.
135. **Cáceres, C H and Wang, Q G.** Solidification Conditions, Heat Treatment and Tensile Ductility of Al-7Si-0.4Mg Casting Alloys. *AFS Transactions*. 1996, Vol. 104, pp. 1039-1043.
136. **Paray, F and Gruzleski, J E.** Microstructure-Mechanical Property Relationships in a 356 Alloy, Part I: Microstructure. *Cast Metals*. 1994, Vol. 7, 1, pp. 29-40.
137. **Ratke, L. and Voorhees, P. W.** *Growth and Coarsening: Ostwald Ripening in Material Processing*. s.l. : Springer, 2002. pp. 117-118.
138. **Hill, M, Vrieze, A, Moody, T, Ramsay, C, Askeland, D** Effect of the Metal Velocity on Defect Formation in Aluminum Lost Foam Castings. *AFS Transactions*. 1998, Vol. 106, pp. 365-374.
139. **Wang, C, Ramsay, C and Askeland, D.** Processing Variable Significance on Filling Thin Plates in the Lost Foam Casting Process – The Staggered Nested Factorial Experiment. *AFS Transactions*. 1997, Vol. 105, pp. 427-434.
140. **Lui, X, Ramsay, C and Askeland, D.** A Study on Mold Filling Control Mechanisms in the Expendable Pattern Castions Process. *AFS Transactions*. 1994, Vol. 102, pp. 903-914.
141. **Sun, Y, Tsai, H and Askeland, D.** The Effect on Silicon Content, Coating Material, and Gating Design on Casting Defects in the Aluminum EPC Process. *AFS Transactions*. 1996, Vol. 104, p. 271.
142. **Hill, M, Lawrence, M, Ramsay, C, Askeland, D** Influence of Gating and Other Processing Parameters on Mold Filling in the Lost Foam Casting Process. *AFS Transactions*. 1997, Vol. 105, pp. 443-450.

143. **Apelian, D, Sigworth, G K and Whaler, K R.** Assessment of Grain Refinement and Modification of Al-Si Foundry Alloys by Thermal Analysis. *AFS Transactions*. 1984, Vol. 92, pp. 297-307.
144. **Magnin, P and Kurz, W.** Casting. *ASM Handbook*. 1992, Vol. 15.
145. **Kearney, A L.** Properties of Cast Aluminum Alloys. *ASM Metals HandBook Volume 2: Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials*. 1992, Vol. 2.
146. **Gruzleski, J E and Closset, B M.** *The Treatment of Liquid Aluminum-Silicon Alloys*. Des Plaines : American Foundrymen's Society Inc, 1990.
147. **Guinier, A.** Dispositif permettant d'obtenir des diagrammes de diffraction de poudres cristallines très intenses avec un rayonnement monochromatique. *Les Comptes Rendus de l'Académie des sciences*. 1937, Vol. 204, p. 1115.
148. **Guinier, A.** *Nature*. 1938, Vol. 142, p. 569.
149. **Preston, G D.** *Proceedings of the Royal Society A*. 1934, Vol. 166, 6, p. 572.
150. **Preston, G D.** Structure of Age-Hardening Aluminium-Copper Alloys. *Nature*. 1938, Vol. 142, p. 570.
151. **Hornbogen, E.** *Aluminum*. 1967, Vol. 43, p. 115.
152. **Silcock, J M, Heal, T J and Hardy, H K.** Structural Ageing Characteristics of Binary Aluminium-Copper Alloys. *Journal of the Institute of Metals*. 1953, Vol. 82, pp. 239-248.
153. **Gruzleski, J E, Paray, F, Shabestari, S G, Mulazimoglu, M H** Applications of Strontium in Cast and Wrought Aluminum Alloys. *All3 Le Magazine de l'Aluminium*. 1996, Vol. 2, 1, pp. 23-33.
154. **Shivkumar, S, Ricci, S and Apelian, D.** Influence of Solution Parameters and Simplified Supersaturation Treatments on Tensile Properties of A356 Alloy. *AFS Transactions*. 1998, Vol. 90, pp. 913-922.
155. **Dwivedi, D K, Sood, S and Thakur, V.** Influence of Microstructure on Mechanical Properties of Cast Al-Si Base Alloy. *Indian Foundry Journal*. Octobre 2001, Vol. 47, 10, pp. 34-37.

156. **Kiyoung, K and Kyongwhean, L.** Effect of Process Parameters on Porosity in Aluminum Lost Foam Process. *Journal of Materials Science & Technology*. 2005, Vol. 21, 5, pp. 681-685.
157. **Drouzy, M, Jacob, S and Richard, M.** Interpretation of Tensile Results by Means of Quality Index and Probable Yield Strength. *AFS International Cast Metals Journal*. 1980, Vol. 5, pp. 43-50.
158. **Jacob, S.** *Quality Index in Predicting of Properties of Aluminum Castings-A Review*. Pittsburgh : s.n., 2000. AFS Transactions & 104th Annual Castings Congress. pp. 811-818.
159. **Din, T, Rashid, A K and Campbell, J.** High Strength Aerospace Casting Alloys: Quality Factor Assessment. *Materials Science and Technology*. 1996, Vol. 12, pp. 269-273.
160. **Cáceres, C H.** A Rational for the Quality Index of Al-Si-Mg Casting Alloys. *International Journal of Cast Metals Research*. 1998, Vol. 10, pp. 293-299.
161. **Cáceres, C H.** A Phenomenological Approach to the Quality Index of Al-Si-Mg Casting Alloys. *International Journal of Cast Metals Research*. 2000, Vol. 12, pp. 367-375.
162. **Cáceres, C H.** Microstructure Design and Heat Treatment Selection for Casting Alloys Using the Quality Index. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2000, Vol. 9, 2, pp. 215-221.
163. **Cáceres, C H.** *Particle Cracking Damage and Quality Index of Al-Si-Mg Casting Alloys*. Pittsburgh : s.n., 2000. AFS Transactions & 104th Annual Castings Congress. pp. 709-712.
164. **Cáceres, C H and Barresi, J.** Selection of temper and Mg Content to Optimise the Quality Index of Al-7Si-Mg Casting Alloys. *International Journal of Cast Metals Research*. 2000, Vol. 12, pp. 377-384.
165. **Dieter, G E.** *Mechanical Metallurgy*. Third Edition. New York : McGraw-Hill, 1986.
166. **Jacob, S and Drouzy, M.** Étude du revenu des alliages du type A-S7 G. *Fonderie*. 1968, 273, pp. 510-524.
167. **Tobolski, E L.** Macroindentation Hardness Testing. *ASM Handbook*. 2000, Vol. 8, p. 466.

168. International, ASTM. Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials. *ASTM E8 / E8M - 04*. West Conshohocken: s.n., 2004, p. 27. DOI: 10.1520/E0008_E0008M-09.

Annexe A Analyse de la covariance

Dans l'analyse de la variance, on évalue, en général, la signification d'un élément de variation connu, par rapport à la variation résiduelle inexpliquée. Un contrôle approprié est donc nécessaire pour réduire l'amplitude de la variation non contrôlée. À cette fin, on peut soit élargir le modèle à d'autres sources de variations mieux connues, soit exercer un contrôle délibéré sur de nombreuses variables ayant une incidence sur la réponse. À défaut d'un tel contrôle, des différences de groupe réelles ne seraient pas détectées en présence d'une variation résiduelle importante.

Dans de nombreux cas, la variation existant au départ entre les unités d'observation est en grande partie responsable des variations de leurs réponses futures, et il devient nécessaire d'éliminer l'influence des variations endogènes entre les sujets de la comparaison des groupes étudiés. L'analyse de la covariance est l'une des méthodes employées pour réduire l'amplitude des erreurs inexplicées. Dans un contexte expérimental, par exemple, on peut effectuer une analyse de la covariance lorsque l'on dispose d'observations sur une ou plusieurs variables corrélées provenant de chaque unité expérimentale, ainsi que d'observations sur la variable de réponse considérée.

Ces variables additionnelles reliées sont appelées covariables ou variables accessoires ou concomitantes. Il est indispensable qu'elles soient associées à la variable à l'étude. Par exemple, dans les essais de rendement, la variation du volume sur pied initial due à des

facteurs externes, ou les effets résiduels des plantes antérieurement cultivées sur le site, peuvent faire office de covariables.

L'analyse de covariance est une synthèse des méthodes de l'analyse de la variance et de la régression. Ce concept est étudié plus en détail ici dans le contexte d'une expérience portant sur l'étude d'une variable unique notée y et d'une covariable unique notée x . Notons t le nombre de groupes expérimentaux à comparer, chaque groupe étant constitué de r unités expérimentales. Dans cette situation, un modèle sous-jacent possible est :

$$y_{ij} = \mu_y + \alpha_i + \beta(x_{ij} - \mu_x) + e_{ij}$$

où y_{ij} est la réponse observée sur la j -ème unité expérimentale appartenant au i -ème groupe,

- ($i = 1, 2, \dots, t; j = 1, 2, \dots, r$);
- μ_y est la moyenne globale de la population de y ;
- α_i est l'effet de l'appartenance au i -ème groupe ;
- β est le coefficient de régression de y en x à l'intérieur du groupe ;
- x_{ij} est l'observation d'une variable accessoire sur la j -ième unité du i ème groupe ;
- μ_x est la moyenne globale de la covariable ;
- e_{ij} sont les composantes des erreurs qui sont supposées être distribuées normalement et de manière indépendante avec une moyenne nulle et une variance constante de valeur σ^2 .

L'analyse de la covariance étant essentiellement une extension de l'analyse de la variance, toutes les hypothèses sur lesquelles se fonde cette dernière s'appliquent aussi.

Dans une analyse de la covariance, d'autres hypothèses sont également nécessaires, notamment i) la relation liant le caractère principal considéré y et la covariable x est linéaire ; ii) l'importance de la relation entre x et y est la même dans chaque groupe expérimental ; iii) la variation de la covariable n'est pas la résultante de différences internes au groupe.

Les différentes étapes de l'analyse de la covariance sont décrites ci-après.

1. Dans l'analyse de la covariance, la première étape consiste à calculer la somme des carrés due aux différentes composantes, pour la variable y et la covariable x , comme pour une analyse de la variance, à l'aide des formules indiquées ci-après:

$$\text{SS totale de } y = SSTO(y) = \sum_{i=1}^t \sum_{j=1}^r y_{ij}^2 - C.F.(y)$$

$$\text{Où } C.F.(y) = \frac{\left(\sum_{i=1}^t \sum_{j=1}^r y_{ij} \right)^2}{tr}$$

$$\text{SS de } y \text{ dans le Groupe } SSG(y) = \frac{\sum_{i=1}^t y_i^2}{r} - C.F.(y)$$

$$\text{SS de } y \text{ dus aux Erreurs} = SSE(y) = SSTO(y) - SSG(y)$$

$$\text{SS totale de } x = SSTO(x) = \sum_{i=1}^t \sum_{j=1}^r x_{ij}^2 - C.F.(x)$$

$$\text{Où } C.F.(x) = \frac{\left(\sum_{i=1}^t \sum_{j=1}^r x_{ij} \right)^2}{tr}$$

$$\text{SS de } y \text{ dans le Groupe } SSG(x) = \frac{\sum_{i=1}^t x_i^2}{r} - C.F.(x)$$

$$\text{SS de } y \text{ dus aux Erreurs} = SSE(x) = SSTO(x) - SSG(x)$$

Calculer comme suit la somme des produits de x et y .

$$SP \text{ totale } SPTO(xy) = \sum_{i=1}^t \sum_{j=1}^r x_{ij}y_{ij} - C.F.(xy)$$

$$\text{Où } C.F.(xy) = \frac{\left(\sum_{i=1}^t \sum_{j=1}^r x_{ij} \right) \left(\sum_{i=1}^t \sum_{j=1}^r y_{ij} \right)}{tr}$$

$$SP \text{ dans le Groupe } SPG(xy) = \frac{\sum_{i=1}^t x_i y_i}{r} - C.F.(xy)$$

$$SP \text{ dus aux erreurs} = SPE(xy) = SSTO(xy) - SSG(xy)$$

2. L'étape suivante consiste à vérifier si la covariable est affectée par les groupes expérimentaux. Si les groupes n'ont aucune influence sur x , il ne doit pas y avoir de différences significatives entre les groupes par rapport à x . Le coefficient de régression à l'intérieur des groupes est donné par la relation

$$\hat{\beta} = \frac{SPE(xy)}{SSE(x)}$$

On peut tester la signification de $\hat{\beta}$ à l'aide du test F . Le critère de test statistique F est donné par

$$F = \frac{\left(\frac{(SPE(xy))^2}{SSE(x)}\right)((t(r-1)-1))}{\left(SSE(y) - \frac{(SPE(xy))^2}{SSE(x)}\right)}$$

Le critère statistique F suit une loi de F avec 1 et $t(r-1)-1$ degrés de liberté. Si le coefficient de régression est significatif, on procède à des ajustements de la somme des carrés de y pour des variations de x . Dans le cas contraire, les ajustements sont inutiles.

3. Des valeurs ajustées de y sont calculées comme suit :

$$SS \text{ totale Ajustée de } y = Adj \text{ SSTO}(y) = SSTO(y) - \frac{(SPTO(xy))^2}{SSTO(y)}$$

$$SS \text{ Ajustée des erreurs de } y = Adj \text{ SSE}(y) = SSE(y) - \frac{(SPE(xy))^2}{SSE(x)}$$

$$SS \text{ Ajustée de } y \text{ dans le Groupe} = \text{Adj. } SSG(y) = \text{Adj. } SSTO(y) - \text{Adj. } SSE(y)$$

Par convention, on regroupe tous ces résultats dans un seul tableau (voir Tableau A.1).

4. Les valeurs ajustées des moyennes de chaque groupe s'obtiennent avec la formule

$$\bar{y}_i^t = \bar{y}_i - \hat{\beta}(\bar{x}_i - \bar{x})$$

L'erreur-type dans l'appréciation de la différence entre deux moyennes ajustées est donnée par :

$$SE(d) = \sqrt{MSE \left[\frac{1}{r_i} + \frac{1}{r_j} + \frac{(\bar{x}_i - \bar{x}_j)^2}{SSE(x)} \right]}$$

où les symboles ont les significations habituelles.

Si le nombre de répétitions est le même pour tous les groupes et si les moyennes des valeurs globales de $(\bar{x}_i - \bar{x}_j)^2$ on a,

$$SE(d) = \sqrt{\frac{2MSE}{r} \left[1 + \frac{SSG(x)}{(t-1)SSE(x)} \right]}$$

Tableau A.1 Table d'analyse de la covariance

Source de variation	df	Somme des carrés et des produits		
Total	$t-1$	$SSTO(y)$	$SSTO(x)$	$SPTO(xy)$
Groupe	$t-1$	$SSG(y)$	$SSG(x)$	$SPG(xy)$
Erreur	$t(t-1)$	$SSE(y)$	$SSE(x)$	$SPE(xy)$
		Valeurs ajustées de y		
Source de variation	df	SS	MS	F
Total	$t-2$	$SSTO(y) Aj.$	-	-
Groupe	-	-	-	-
Erreur	$t(t-1)-1$	$SSE(y) Aj.$	MSE	-
Groupe ajusté	$t-1$	$SSG(y) Aj.$	MSG	MSG/MSE

Annexe B Distribution de F (5 %)

Le test de Fisher permet de vérifier si deux échantillons aléatoires indépendants proviennent de populations de même variance. Supposons que le premier échantillon de n_1 observations ait pour variance s_1^2 et que le second échantillon de n_2 observations ait pour variance s_2^2 , et que les deux échantillons proviennent de populations distribuées normalement. L'hypothèse nulle à tester est : « les deux échantillons sont indépendants et prélevés au hasard dans des populations normalement distribuées de même variance », soit en symboles :

$$H_0: \sigma_1^2 = \sigma_2^2$$

où σ_1^2, σ_2^2 sont les variances de deux populations dans lesquelles sont prélevés les deux échantillons. L'hypothèse alternative est la suivante :

$$H_1: \sigma_1^2 \neq \sigma_2^2$$

Le critère statistique utilisé pour tester l'hypothèse nulle est :

$$F = \frac{s_1^2}{s_2^2}$$

où s_1^2 est le plus grand carré moyen

Dans l'hypothèse nulle, on peut montrer que le critère statistique suit une distribution de F avec $(n_1 - 1, n_2 - 1)$ degrés de liberté. La règle de décision est la suivante : si la valeur calculée du critère statistique est inférieure à la valeur critique de la distribution de F , au seuil de signification voulu, on accepte l'hypothèse nulle, à savoir que les deux échantillons sont prélevés dans des populations de même variance. Dans le cas contraire, l'hypothèse nulle est rejetée.

Supposons par exemple que les estimations des variances de deux populations soient $s_1^2 = 21,87$ et $s_2^2 = 15,36$, et soient respectivement basées sur $n_1 = 11$ et $n_2 = 8$ observations des deux populations. Pour vérifier si les variances sont égales, on calcule le rapport :

$$F = \frac{s_1^2}{s_2^2} = \frac{21,87}{15,36} = 1,424$$

et on compare le résultat à la valeur critique de la distribution de F pour 10 et 7 degrés de liberté. Le tableau B.1 montre que cette valeur critique du critère F est 3,14, au seuil de signification de 0,05. La valeur calculée étant inférieure à la valeur critique, les variances sont égales.

Tableau B.1 Valeurs pour lesquelles le pourcentage de la distribution de F dans le titre est supérieur à la valeur tabulaire de F pour v_1 (degrés de liberté du numérateur) et v_2 (degrés de liberté du dénominateur) associés au rapport F .

Degré de liberté (v_2)	Degré de liberté (v_1)										
	1	2	3	4	5	6	7	8	10	12	24
2	18,50	19,00	19,20	19,20	9,30	19,30	19,40	19,40	19,40	19,40	19,50
3	10,10	9,55	9,28	9,12	9,01	8,94	8,89	8,85	8,79	8,74	8,64
4	7,71	6,94	6,59	6,39	6,26	6,16	6,09	6,04	5,96	5,91	5,77
5	6,61	5,79	5,41	5,19	5,05	4,95	4,88	4,82	4,74	4,68	4,53
6	5,99	5,14	4,76	4,53	4,39	4,28	4,21	4,15	4,06	4,00	3,84
7	5,59	4,74	4,35	4,12	3,97	3,87	3,79	3,73	3,64	3,57	3,41
8	5,32	4,46	4,07	3,84	3,69	3,58	3,50	3,44	3,35	3,28	3,12
9	5,12	4,26	3,86	3,63	3,48	3,37	3,29	3,23	3,14	3,07	2,90
10	4,96	4,10	3,71	3,48	3,33	3,22	3,14	3,07	2,98	2,91	2,74
11	4,84	3,98	3,59	3,36	3,20	3,09	3,01	2,95	2,85	2,79	2,61
12	4,75	3,88	3,49	3,26	3,11	3,00	2,91	2,85	2,75	2,69	2,51
13	4,67	3,81	3,41	3,18	3,03	2,92	2,83	2,77	2,67	2,60	2,42
14	4,60	3,74	3,34	3,11	2,96	2,85	2,76	2,70	2,60	2,53	2,35
15	4,54	3,68	3,29	3,06	2,90	2,79	2,71	2,64	2,54	2,48	2,29
16	4,49	3,63	3,24	3,01	2,85	2,74	2,66	2,59	2,49	2,42	2,24
17	4,45	3,59	3,20	2,96	2,81	2,70	2,61	2,55	2,45	2,38	2,19
18	4,41	3,55	3,16	2,93	2,77	3,66	2,58	2,51	2,41	2,34	2,15
19	4,38	3,52	3,13	2,90	2,74	2,63	2,54	2,48	2,38	2,31	2,11
20	4,35	3,49	3,10	2,87	2,71	2,60	2,51	2,45	2,35	2,28	2,08
22	4,30	3,44	3,05	2,82	2,66	2,55	2,46	2,40	2,30	2,23	2,03
24	4,26	3,40	3,01	2,78	2,62	2,51	2,42	2,36	2,25	2,18	1,98
26	4,23	3,37	2,98	2,74	2,59	2,47	2,39	2,32	2,22	2,15	1,95
28	4,20	3,34	2,95	2,71	2,56	2,45	2,36	2,29	2,19	2,12	1,91
30	4,17	3,32	2,92	2,69	2,53	2,42	2,33	2,27	2,16	2,09	1,89
35	4,12	3,27	2,87	2,64	2,49	2,37	2,29	2,22	2,11	2,04	1,83
40	4,08	3,23	2,84	2,61	2,45	2,34	2,25	2,18	2,08	2,00	1,79
45	4,06	3,20	2,81	2,58	2,42	2,31	2,22	2,15	2,05	1,97	1,76
50	4,03	3,18	2,79	2,56	2,40	2,29	2,20	2,13	2,03	1,95	1,74
55	4,02	3,16	2,77	2,54	2,38	2,27	2,18	2,11	2,01	1,93	1,72
60	4,00	3,15	2,76	2,53	2,37	2,25	2,17	2,10	1,99	1,92	1,70

Annexe C Indice de qualité

En 1980, Drouzy *et al.*¹⁵⁷ proposèrent le premier système d'indice de qualité pour faciliter l'évaluation des effets des changements de la composition chimique, des conditions de solidification et des traitements thermiques sur la qualité des alliages d'aluminium de fonderie du type Al-7%Si-Mg: A356 et A357. Ils ont émis l'hypothèse que la qualité des alliages pouvait être exprimée par un indice numérique ; ils définirent l'indice de qualité (Q) par l'expression suivante :

$$Q = UTS + d \log s_f \quad [1]$$

Où l'indice de qualité Q s'exprime en MPa, UTS fait référence à la résistance ultime à la traction en MPa, s_f est l'allongement à la rupture en pourcentage et d est un coefficient choisi de manière à ce que Q soit pratiquement indépendant du degré de durcissement de l'alliage, il est égal à 150 pour les alliages Al-7%Si-Mg. Pour le même alliage la valeur de la limite d'élasticité peut être définie par :

$$YS_P = aUTS - b \log s_f + c \quad [2]$$

Où les coefficients a , b et c sont des paramètres dépendant de l'alliage, déterminés empiriquement. Pour les alliages Al-7%Si-Mg, les coefficients a , b et c valent 1, 60 et -13 respectivement. Les expressions 1 et 2 sont valides seulement si la déformation est supérieure à 1 %.

À partir des équations [1] et [2], il est possible de tracer les lignes d'égal indice de qualité « courbe *iso-Q* » et de tracer les lignes d'égale limite d'élasticité « courbe *iso-YS* ». La figure C.1 montre un graphique de la résistance ultime à la traction versus la déformation affichant ces courbes iso. L'indice de qualité dépend essentiellement de la qualité du matériau c'est-à-dire sa santé, sa compacité, la modification, la mise en solution et les conditions de solidification qui sont déterminées par la géométrie de la pièce, le système d'attaque et les refroidisseurs. La limite d'élasticité dépend de la concentration du magnésium et du traitement thermique^{146,157,158}.

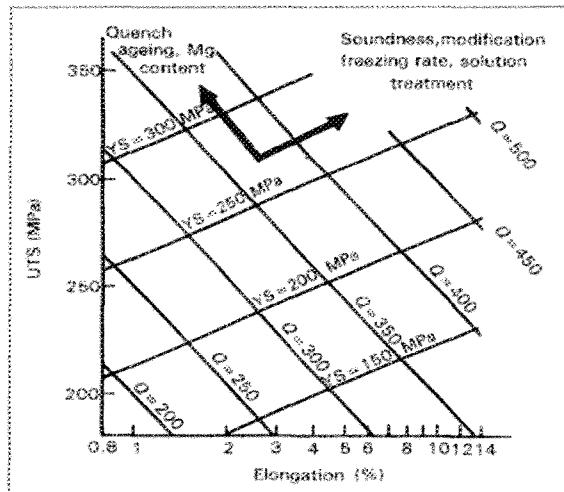


Figure C.1. Diagramme LU-Déformation des alliages Al-7Si-Mg avec deux séries de lignes: les *iso-Q* qui représentent les lignes de même qualité et les *iso-YS* qui représentent les lignes de même limite d'élasticité.¹⁴⁶

L'indice de qualité défini à l'équation [1] n'est pas applicable aux alliages autres que les alliages Al-Si-Mg. Din *et al.*¹⁵⁹ ont conclu que le concept de qualité proposé par Drouzy *et al.* n'est pas transférable aux alliages de fonderie de la série 2XX. Une définition alternative du concept de qualité a été proposée :

$$Q_N = \sigma_{0,2} + Ks_f \quad [3]$$

où $\sigma_{0,2}$ est la limite d'élasticité conventionnelle, s_f est la déformation à la rupture et K est une constante du matériau laquelle varie selon la composition chimique de l'alliage et le traitement thermique qu'il a subi.

Un inconvénient de ce concept est le manque d'appuis théoriques ou le manque de signification physique. Cet écart entre l'équation [1] et la physique à récemment été comblé par Cáceres.¹⁶⁰⁻¹⁶⁴ Le modèle analytique de Cáceres est basé sur l'hypothèse que la courbe de déformation d'un matériel peut être décrite par une simple relation de la forme de :

$$\sigma = K\varepsilon^n \quad [4]$$

Où n est l'exposant d'écrouissage et K est le coefficient de résistance. Un graphique *log-log* de la contrainte réelle et de la déformation réelle jusqu'à la charge maximale donne une droite comme présenté à la figure C.2. La pente de la droite est n et K est la valeur de la contrainte réelle lorsque la déformation réelle est égale à 1. L'exposant d'écrouissage peut prendre des valeurs allant de 0 (déformation plastique parfaite) jusqu'à 1 (déformation élastique). Pour la plupart des métaux, n se situe entre 0,1 et 0,5 (Figure C.3) ¹⁶⁵.

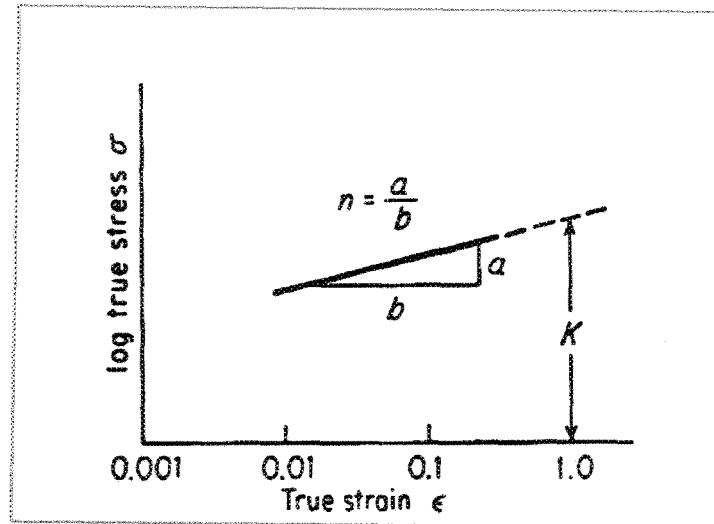


Figure C.2. Graphique log-log de la courbe vraie contrainte vraie déformation¹⁶⁵.

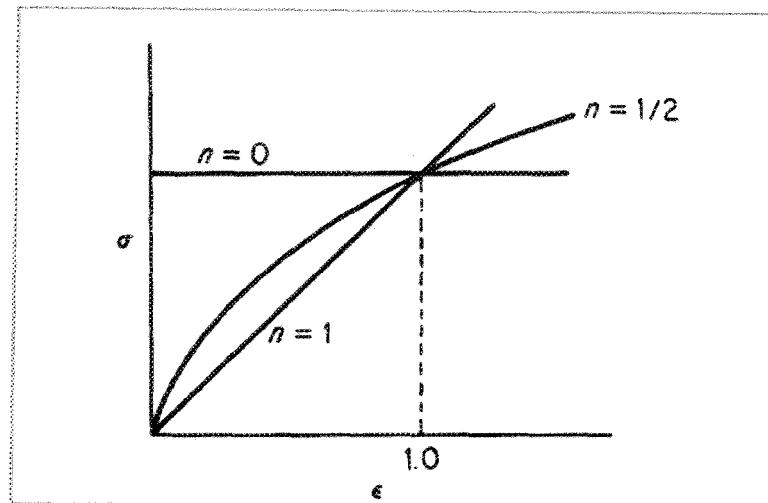


Figure C.3. Différentes formes de l'équation $\sigma = K\epsilon^n$ ¹⁶⁵.

Le paramètre n est relié au taux d'écrouissage $\frac{d\sigma}{d\epsilon}$ par la relation :

$$n = \frac{d(\log \sigma)}{d(\log \epsilon)} = \frac{d(\ln \sigma)}{d(\ln \epsilon)} = \frac{\epsilon \frac{d\sigma}{d\epsilon}}{\sigma} \quad [5]$$

Une valeur unique de K (430 MPa) a été utilisée, et la valeur de n variait pour représenter les différentes conditions de vieillissement. L'équation [4] représente les courbes d'écoulement comme illustré à la figure C.4 pour les alliages de coulée Al-Si-Mg.

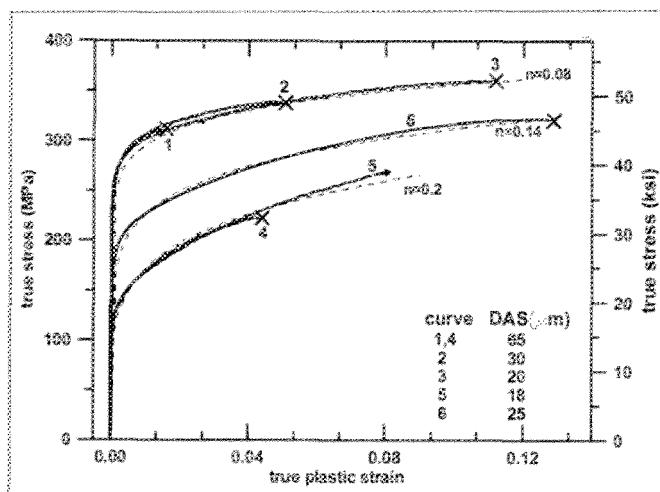


Figure C.4. Courbes d'écoulement d'échantillons de l'alliage A356 à différentes conditions. Les lignes pointillées représentent l'équation $\sigma = K\varepsilon^n$ avec $K = 430 \text{ MPa}$ et des valeurs de n données.¹⁶²

La fracture d'un échantillon hautement ductile lors d'un essai de traction implique la striction. La striction débute lorsque le critère de Considère est atteint, c'est-à-dire lorsque le paramètre d'écrouissage $\gamma = 1$, γ étant défini par :

$$\gamma = \frac{1}{\sigma} \frac{d\sigma}{d\varepsilon} \quad [6]$$

En comparant les équations [5] et [6], il est évident que $\gamma = \frac{n}{\varepsilon}$, et lorsque $\gamma = 1$; $\varepsilon = n$, où ε représente la déformation plastique à l'apparition de la striction. Le coefficient d'écrouissage n mesure la déformation uniforme maximale de l'éprouvette de traction. L'éprouvette qui se déforme jusqu'à ou au-delà du point de striction (c'est-à-dire $s_f \geq \varepsilon$)

aura la meilleure combinaison déformation/LU ou la meilleure qualité possible. Les éprouvettes qui se fractureront avant que la striction puisse s'établir (c'est-à-dire $s_f < \dot{\epsilon}$) verront leur qualité diminuer. En supposant que $\dot{s} \cong \dot{\epsilon} = n$, le maximum de qualité se produira lorsque $s_f \approx 1$ et le minimum de qualité lorsque $s_f \approx 0$, l'intervalle entre les qualités maximale et minimale peut être divisée en identifiant les lignes pour lesquelles s_f est une fraction de la déformation uniforme maximale $\dot{\epsilon}$. Ainsi, l'indice de la qualité relative défini par Cáceres est donné par :

$$q = \frac{s_f}{\dot{s}} \cong \frac{s_f}{n} \quad [7]$$

En reliant les vraies valeurs de la contrainte et de la déformation aux valeurs conventionnelles de l'équation [4], où la vraie contrainte $\sigma = P(1 + s)$, et la vraie déformation $\epsilon = \ln(1 + s)$, P et s sont la contrainte conventionnelle et la déformation conventionnelle, respectivement. Ainsi l'équation [4] devient :

$$P = K[\ln(1 + s)]^n e^{-\ln(1+s)} \cong Ks^n e^{-s} \quad [8]$$

Cette approximation peut être faite seulement si la ductilité de l'alliage est faible. La combinaison des équations [7] et [8] donne la ductilité relative q en termes de contrainte et de déformation conventionnelle par l'équation suivante :

$$P = Ks^{\frac{s}{q}} e^{-s} \quad [9]$$

L'équation [9] est utilisée pour générer les lignes *iso-q*, mais elle ne calcule pas leurs valeurs Q lesquelles sont évaluées par l'équation [12]. Les lignes *iso-q* sont grossièrement équivalentes aux lignes *iso-Q* générées par Drouzy *et al.*¹⁵⁷ comme montré aux figures C.5 et C.6. La signification physique de *q* est telle que lorsque *q* = *l* l'éprouvette atteint le point de striction, tandis que lorsque les valeurs de *q* < *l*, l'éprouvette est de moins en moins ductile.

La pente des lignes *iso-q* qui est analytiquement équivalente au paramètre *d* dans l'équation [1] est obtenue en dérivant l'équation [9] selon la déformation *s* lorsque *q*=*l* :

$$d = -\frac{dp}{ds} \cong 0,4K \quad [10]$$

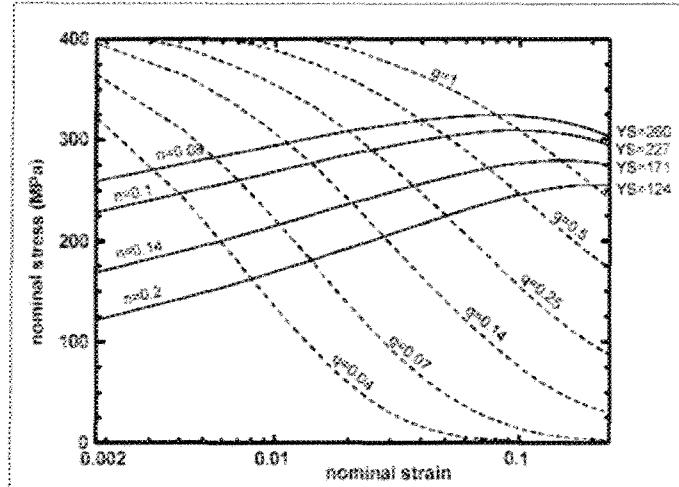


Figure C.5. La charte d'indice de la qualité proposée par Cáceres, les traits pleins: les courbes d'écoulement calculées à partir de l'équation [8] avec $K = 430 \text{ MPa}$ et différentes valeurs de *n*. Les traits pointillés: les lignes *iso-q* calculées à partir de l'équation [9] pour plusieurs valeurs de *q*. La ligne *q*=1 indique le point de striction.¹⁶⁰

La combinaison du travail théorique fait par Cáceres et de l'indice de qualité introduit par l'équation [1], l'indice de qualité *Q* proposée par Drouzy devient une fonction des

paramètres des courbes d'écoulement. En combinant les équations [1], [7], [8] et [10], l'indice de qualité devient une fonction de n et de k :

$$Q = K[(qn)^n e^{-qn} + 0,4 \log(100qn)] \quad [11]$$

Le terme entre crochet de l'équation [11] varie faiblement selon n ¹⁶¹, ainsi cette équation pourrait être approximativement :

$$Q \approx K[1,12 + 0,22 \ln q] \quad [12]$$

L'équation [12] donne une corrélation directe entre l'indice de la qualité proposée par Drouzy (Q) et celle introduite par Cáceres (q).

L'indice de la qualité peut être exprimée comme étant une fonction de la limite d'élasticité où le coefficient de contrainte K est relié à la limite d'élasticité σ_y par :

$$K = \sigma_y \left(\frac{E}{\alpha \sigma_y} \right)^n \quad [13]$$

où E représente le module de Young (≈ 75 GPa) et α représente un facteur de correction équivalent à 1,36, la substitution des équations [10] et [13] dans l'équation [1] donne la combinaison la plus utile :

$$Q = UTS + 0,4\sigma_y \left(\frac{E}{\alpha \sigma_y} \right)^n \log(100s_f) \quad [14]$$

La figure C.6 montre les courbes de la figure C.5 (trait plein) superposées à celles de la figure C.1 (trait pointillé). Les courbes d'écoulement générées par l'équation [8] sont

pratiquement parallèles aux lignes *iso-LÉ* générées par Drouzy *et al.*¹⁵⁷, tandis que les lignes générées par l'équation [9] sont alignées parallèlement aux lignes *iso-Q*. Ainsi, les lignes *iso-LÉ* de la figure C.6 pourraient être identifiées comme étant les courbes d'écoulement et les lignes *iso-Q* peuvent être identifiées comme les lignes pour lesquelles la ductilité relative q est constante. Cela procure une signification physique directe de l'indice de qualité.

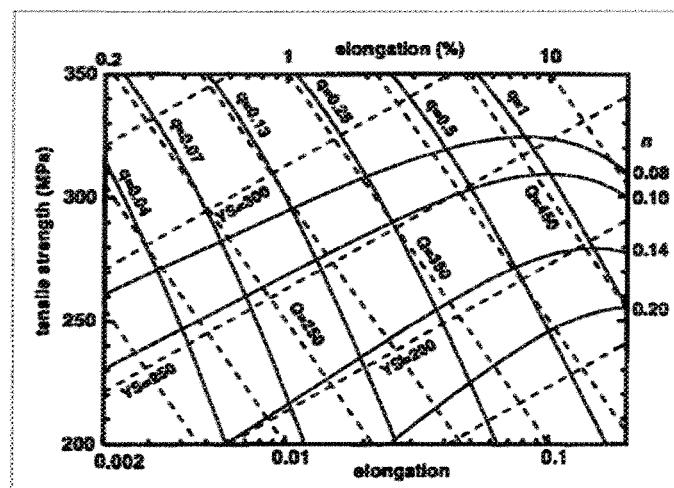


Figure C.6. Une charte de l'indice de qualité pour l'alliage A356. Les lignes pointillées sont les *iso-Q* et les *iso-LÉ* calculées avec les équations [1] et [2] respectivement. Les lignes pleines sont les courbes d'écoulement et les *iso-q* calculés avec les équations [8] et [9] respectivement.¹⁶²

L'influence de la teneur en magnésium et en fer sur l'indice de qualité a été rapportée par Jacob et Drouzy¹⁶⁶. Une augmentation de la teneur en magnésium durcit l'alliage en faisant glisser le point sur la charte d'indice de qualité dans la direction d'une courbe *iso-Q*, ce qui signifie que l'indice de qualité n'en est nullement affecté. L'ajout de fer, par contre, abaisse l'indice de qualité sans affecter la limite d'élasticité.

La valeur de Q permet la comparaison entre différents alliages ou entre des lots d'échantillons du même alliage. Les lignes de valeurs de Q élevées sont situées dans le coin supérieur droit de la figure C.6 et elles indiquent que le matériau a une grande résistance à la traction ainsi qu'une bonne ductilité. Généralement, une valeur de Q supérieure à 400 MPa est considérée comme très bonne pour l'alliage A356¹⁶¹. La valeur de Q ne dépend pas du vieillissement ou de la concentration de magnésium ; ainsi, elle mesure la qualité de la coulée selon le contenu en particules intermétalliques de fer, le niveau de modification ou les paramètres liés au procédé tels que la porosité, les oxydes et les inclusions.

Les lignes de limite d'élasticité permettent un rétro calcul de la limite d'élasticité à partir de la résistance ultime à la traction. De plus elles montrent que pour une concentration de magnésium et un traitement donné, la fluidité, c'est-à-dire la limite d'élasticité et l'écrouissage, n'est pas fortement affectée par la microstructure ou les paramètres liés au procédé. Cependant, la limite d'élasticité est grandement affectée par la teneur en magnésium ainsi que par le traitement thermique appliqué.