

UNIVERSITÉ DU QUÉBEC À CHICOUTIMI

MÉMOIRE PRÉSENTÉ À
L'UNIVERSITÉ DU QUÉBEC À CHICOUTIMI
COMME EXIGENCE PARTIELLE
DE LA MAÎTRISE EN INGÉNIERIE

'PAR

DOMINIQUE GAGNON, ing.

EFFETS DES PARAMÈTRES MÉTALLURGIQUES SUR LA MICROSTRUCTURE,
LA MACROSTRUCTURE ET LA PERFORMANCE DES ALLIAGES 319, 356 ET 413

SEPTEMBRE 2005



Mise en garde/Advice

Afin de rendre accessible au plus grand nombre le résultat des travaux de recherche menés par ses étudiants gradués et dans l'esprit des règles qui régissent le dépôt et la diffusion des mémoires et thèses produits dans cette Institution, **l'Université du Québec à Chicoutimi (UQAC)** est fière de rendre accessible une version complète et gratuite de cette œuvre.

Motivated by a desire to make the results of its graduate students' research accessible to all, and in accordance with the rules governing the acceptance and diffusion of dissertations and theses in this Institution, the **Université du Québec à Chicoutimi (UQAC)** is proud to make a complete version of this work available at no cost to the reader.

L'auteur conserve néanmoins la propriété du droit d'auteur qui protège ce mémoire ou cette thèse. Ni le mémoire ou la thèse ni des extraits substantiels de ceux-ci ne peuvent être imprimés ou autrement reproduits sans son autorisation.

The author retains ownership of the copyright of this dissertation or thesis. Neither the dissertation or thesis, nor substantial extracts from it, may be printed or otherwise reproduced without the author's permission.

RÉSUMÉ

Les alliages d'aluminium-silicium sont de plus en plus utilisés de nos jours dans le domaine automobile. Ils permettent d'alléger le poids des automobiles et diminuer ainsi la consommation d'essence. Nous avons étudié, dans ce projet, trois alliages d'aluminium soit sont le 319, le 356 et le 413. Nous avons fait varier différents paramètres métallurgiques pour chaque alliage. Les paramètres variés sont le dégazage, l'ajout de strontium, l'ajout de TiB_2 et la quantité d'hydrogène. Ainsi, 9 conditions ont été créées pour chaque alliage.

En plus de varier les paramètres métallurgiques, nous avons également effectué des traitements thermiques sur les alliages. Les échantillons ont tous subi une mise en solution de huit heures à $495^\circ C$ pour les alliages 319 et 413 et à $540^\circ C$ pour l'alliage 356. Par la suite, une trempe a été effectuée dans un bac rempli d'eau chaude ($60^\circ C$). Finalement, on a effectué le vieillissement d'une durée de cinq heures à $155^\circ C$, $180^\circ C$, $200^\circ C$, $220^\circ C$ et $240^\circ C$. Nous avons également gardé des échantillons dits « tel que coulée » qui n'ont pas subi de traitements thermiques.

Différents examens ont été faits sur les échantillons pour mesurer leur microstructure et leur macrostructure mais également les propriétés mécaniques. La grosseur des grains, l'espace interdendritique et la morphologie des particules de silicium et des pores ont été mesurés pour évaluer la microstructure et la macrostructure des alliages. Pour les propriétés mécaniques, la dureté et la résistance à l'impact ont été mesurées. Des images ont également été prises pour évaluer le mode de propagation de la fissure (fractographie) pour les échantillons soumis au test de résistance à l'impact.

Nous avons pu identifier un nouveau phénomène agissant sur la morphologie des particules de silicium lors de la mise en solution. En temps normal, les particules de silicium aciculaire se fragmentent lors de la mise en solution ce qui diminue la surface totale des particules de silicium. Dans notre cas, il y a bel et bien une fragmentation mais il y a aussi une dissolution des petites particules de silicium qui diffusent vers les particules aciculaires de silicium plus grandes. Comme la cinétique de dissolution/diffusion des particules silicium est supérieure à celle de la fragmentation, il y a une augmentation de la surface moyenne (observé pour 14 échantillons sur 18).

Les essais de résistance à l'impact ont permis de trouver que les pores présents dans les échantillons jusqu'à un pourcentage surfacique de 2,59% n'influencent pas la valeur de l'énergie absorbée.

REMERCIEMENTS

Je tiens à remercier monsieur Fawsy Hosny Samuel, directeur de la Chaire TAMLA, pour son support et ses précieux conseils qui m'ont permis d'écrire ce mémoire. J'aimerais aussi remercier madame Agnès Samuel pour les conseils prodigués. Je remercie également M. Alain Bérubé pour son professionnalisme et sa rigueur en ce qui concerne l'exécution des travaux expérimentaux de même que M. Mathieu Paradis pour son aide pour l'édition de ce document.

J'exprime également toute ma reconnaissance aux organismes qui ont contribué à ce projet de recherche soit : le Conseil de Recherches en Sciences Naturelles et Génie du Canada (CRSNG), General Motors Powertrain Group (États-Unis) et la Fondation de l'Université du Québec à Chicoutimi (FUQAC).

Finalement, je remercie M. Guy Simard et Mme Doris Boudreault qui m'ont apporté leurs encouragements dans les moments les plus durs et qui ont su voir mon potentiel. Je remercie également ma famille pour leur écoute et leur support.

TABLE DES MATIÈRES

RÉSUMÉ	ii
REMERCIEMENTS	iii
TABLE DES MATIÈRES	iv
LISTE DES FIGURES	x
LISTE DES TABLEAUX	xxii
CHAPITRE 1	
INTRODUCTION	1
1.1 Introduction.....	2
1.2 Objectifs.....	6
CHAPITRE 2	
REVUE BIBLIOGRAPHIQUE	8
2.1 Introduction.....	9
2.2 Classification des alliages.....	9
2.3 Alliages de fonderie Al-Si	11
2.4 Modification des alliages Al-Si	13
2.4.1 Effet du strontium sur la ductilité et la résistance à la traction.....	14
2.4.2 Effet du strontium et de la vitesse de refroidissement sur l'indice de qualité.....	16
2.5 Pores dans les alliages d'aluminium.....	18

2.5.1	Pores de gaz	18
2.5.2	Pores de retrait	21
2.5.3	Pores de gaz et de retrait	21
2.5.4	Effet de la porosité sur les propriétés mécaniques.....	22
2.5.5	Effet de la concentration en hydrogène sur les pores et sur leur apparition dans la phase liquide.....	23
2.5.6	Effet de la vitesse de refroidissement sur les pores	25
2.5.7	Effet du strontium sur les pores	25
2.5.8	Effet de l'affineur de grain TiB_2 sur les pores	26
2.5.9	Effet des intermétalliques de fer α et β sur les pores	27
2.5.10	Effet de Al_2Cu sur les pores.....	27
2.5.11	Relation entre les oxydes de strontium et les pores	27
2.5.12	Effet des inclusions de Al_2O_3 sur les pores.....	28
2.6	Affinage de grain	30
2.6.1	Théorie de la germination	30
2.6.2	Mécanisme d'affinage.....	33
2.6.2.1	La théorie péritectique.....	33
2.6.2.2	La théorie des particules de bore.....	35
2.6.2.3	La théorie péritectique Hulk.....	36
2.6.2.4	La théorie de germination duplexe.....	36

2.6.3	Effet des différents alliages mères sur la taille des grains	37
2.7	Traitements thermiques.....	39
2.7.1	Mise en solution.....	39
2.7.2	Trempe	41
2.7.3	Vieillissement	44
2.8	Essai de dureté	48
2.9	Essai d'impact.....	49
2.9.1	Effet de la composition chimique	50
2.9.2	Influence de la modification	52
2.9.3	Effet du traitement thermique	54
2.9.4	Effet de l'espace interdendritique («DAS»).	55

CHAPITRE 3

PROCÉDURES EXPÉRIMENTALES	58	
3.1	Préparation des alliages	59
3.2	Traitements thermiques.....	63
3.2.1	Mise en solution.....	63
3.2.2	Trempe	65
3.2.3	Vieillissement	65
3.3	Dureté.....	65
3.4	Métallographie.....	66
3.4.1	Observation de la microstructure.....	67

3.4.2	Analyse de la microstructure	68
3.4.3	Analyse de la macrostructure.....	72
3.5	Essais d'impact	73
CHAPITRE 4		
ÉTUDE DE LA MACROSTRUCTURE ET DE LA MICROSTRUCTURE		
4.1	Introduction.....	76
4.2	Résultats et discussion	77
4.2.1	Taille des grains et affineur de grain	77
4.2.2	Espace interdendritique.....	81
4.2.3	Caractéristiques des particules de silicium eutectique.....	82
4.2.3.1	Alliage 319.....	83
4.2.3.2	Alliage 356.....	91
4.2.3.3	Alliage 413.....	99
4.2.4	Influence de la mise en solution sur la morphologie des particules de silicium.....	108
4.2.5	Porosité	114
CHAPITRE 5		
ÉTUDE DE LA DURETÉ ET DE LA TENUE À L'IMPACT.....		
5.1	Introduction.....	147
5.2	Résultats et discussion	148
5.2.1	Test de dureté.....	148

5.2.1.1	Alliage 319	148
5.2.1.2	Alliage 356	149
5.2.1.3	Alliage 413	152
5.2.2	Test d'impact	152
5.2.2.1	Alliage 319	154
5.2.2.2	Alliage 356	154
5.2.2.3	Alliage 413	158
5.2.3	Analyse thermique et relation entre dureté et énergie à l'impact	158
5.2.4	Analyse thermique de l'alliage 319 et la relation entre la dureté et l'énergie à l'impact	160
5.2.5	Analyse thermique de l'alliage 356 et relation entre la dureté et l'énergie à l'impact	162
5.2.6	Analyse thermique de l'alliage 413 et relation entre la dureté et énergie à l'impact	164
5.2.7	Fractographie	166
5.2.7.1	Alliages non modifiés	167
5.2.7.2	Alliages modifiés	172
5.2.8	Relation entre l'énergie à l'impact et la porosité	178
CHAPITRE 6		
CONCLUSIONS		180
6.1	Macrostructure et microstructure	181

6.2	Performances Mécaniques	183
	RECOMMANDATIONS	186
	BIBLIOGRAPHIE	188

LISTE DES FIGURES

Figure 2.1	Diagramme d'équilibre Al-Si.....	12
Figure 2.2	Effet du strontium sur la morphologie de l'eutectique d'un alliage A356 : (a) silicium eutectique aciculaire non modifié (X 100); (b) eutectique fibreux modifié.....	13
Figure 2.3	Allongement en fonction de la concentration en strontium d'un alliage coulé dans un moule en sable. ¹¹	14
Figure 2.4	Indice de qualité d'un alliage A356.0 en fonction de la concentration de strontium et de trois vitesses de refroidissement : Bande 1 refroidie à 1,5 °C/s; Bande 2 refroidie à 0,5°C/s; Bande 3 refroidie à 0,08 °C /s. ¹⁵	17
Figure 2.5	Concentration d'hydrogène en fonction de la température. ⁷	19
Figure 2.6	Pourcentage de pores en fonction de la teneur en hydrogène a) pour un alliage non-modifié b) pour un alliage A356 modifié. ²³	24
Figure 2.7	Fraction critique de solide pour la germination de pores (Fs critique) en fonction de la teneur en hydrogène pour un alliage A356 modifié et non-modifié. ²³	24
Figure 2.8	Pourcentage de pores en fonction de la teneur massique en strontium d'un alliage A356.0. ⁸	26
Figure 2.9	Porosité en fonction de la quantité d'hydrogène pour (a) un alliage A356 (b) alliage Al-Si 15%. ³⁰	29

Figure 2.10	Occurrence des pores en fonction de l'aire, avec et sans inclusion pour un alliage A356. ³⁰	29
Figure 2.11	Représentation graphique d'un solide sur un substrat avec l'angle de contact et les forces de tension solide.	32
Figure 2.12	Variation de $f(\theta)$ en fonction de θ . ³⁴	32
Figure 2.13	Germination à l'aide d'une transformation péritectique dans le système Al-Ti. ⁸	33
Figure 2.14	Diagramme d'équilibre Al-Ti. ³⁴	34
Figure 2.15	Influence de différents affineurs de grains sur un alliage 356. ⁴⁷	38
Figure 2.16	Influence de différents affineurs de grains sur un alliage 356. ⁴⁸	38
Figure 2.17	Diagramme d'équilibre Al-Cu avec différents intervalles de température utilisés pour les traitements thermiques.	40
Figure 2.18	Courbe de refroidissement de différents milieux de trempe.	43
Figure 2.19	Effet du délai de trempe sur les propriétés mécaniques d'un alliage A356 mis en solution 5 heures à 520°C et vieilli 4,5 heures à 155 °C.	43
Figure 2.20	Courbe de vieillissement d'un alliage d'aluminium.	44
Figure 2.21	a) Précipité cohérent b) Précipité incohérent.	45
Figure 2.22	Cisaillement d'un précipité cohérent par une dislocation. ⁵⁷	46
Figure 2.23	Mécanisme d'Orowan. ⁵⁷	46

Figure 2.24	Observation par microscope électronique à transmission de :a) Précipités θ'' (alliage Al-4,5% de Cu trempé et vieilli) b) Précipités θ (précipités d'équilibre). ⁵⁷	47
Figure 2.25	Propriétés mécaniques a) en fonction de la température b) en fonction du temps de vieillissement (154°C) de l'alliage A356. ⁵⁴	48
Figure 2.26	Essai Charpy. ⁵⁷	50
Figure 2.27	Énergie absorbée par la rupture d'un alliage Al-7Si-0,3Mg en fonction de la quantité de fer pour l'alliage contenant (a) 0,38% Mg (b) 0,65% Mg. ⁶¹	51
Figure 2.28	Énergie absorbée par la rupture en fonction de l'alliage. ⁶²	53
Figure 2.29	Énergie absorbée par la rupture d'un alliage eutectique Al-12,6% Si en fonction du pourcentage massique de strontium et de la vitesse de refroidissement. (a) pour moule en acier, (b) pour moule en graphite ⁶⁶	54
Figure 2.30	Variation de l'énergie absorbée par la rupture de d'alliages A356 en fonction du temps de mise en solution. Moule en sable :A) non modifié B) modifié. Moule métallique: C) non modifié D) modifié. ⁶⁵	55
Figure 2.31	Énergie d'impact d'alliages 319 en fonction de l'espace interdendritique (DAS), condition T5. ⁶⁹	56
Figure 2.32	Énergie d'impact d'alliages 319 en fonction de l'espace interdendritique (DAS), condition T6. ⁶⁹	57
Figure 3.1	Pièces servant à la fabrication des blocs.....	62

Figure 3.2	(a) Pièce coulée pour les essais, et (b) les trois blocs coupés de la pièce pour les essais de dureté.....	62
Figure 3.3	Four à convection Bleu M.	63
Figure 3.4	Machine à dureté Brinell.....	66
Figure 3.5	Emplacement de la prise des échantillons pour l'analyse de la microstructure	67
Figure 3.6	Microscope à microsondes électroniques	67
Figure 3.7	Microscope avec analyseur d'image.	68
Figure 3.8	Distribution schématique des champs pour l'analyse des caractéristiques de la microstructure	68
Figure 3.9	Distribution des particules de silicium dans l'échantillon DA.....	70
Figure 3.10	Aire des particules de silicium en fonction de l'occurrence (échantillon DA).	71
Figure 3.11	(a) Montage pour la prise de photo de la macrostructure (b) Échantillon DBDT avant mise en solution.....	73
Figure 3.12	Mouton pendule SATEC SI-1 utilisé pour les essais d'impact.	74
Figure 4.1	Microstructure des grains de l'alliage 319 selon la quantité de titane: (a) 0,0075% de Ti (DADT) (b) 0,25% de Ti (DADTE).	78
Figure 4.2	Microstructure des grains de l'alliage 356 selon la quantité de titane: (a) 0,0075% de Ti (DBDT) (b) 0,25% de Ti (DBDTE).....	79

Figure 4.3	Microstructure des grains de l'alliage 413 selon la quantité de titane: (a) 0,0075% de Ti (DCDT) (b) 0,25% de Ti (DCDTE).	79
Figure 4.4	Image par électrons rétrodiffusés de l'échantillon DBDTE montrant des particules de TiB_2 et une particule de $(AlSi)_3Ti$	80
Figure 4.5	Image par rayons-X du titane de la même zone que la figure 4.4 (échantillon DBDTE).....	81
Figure 4.6	Échantillon DA avant mise en solution.	87
Figure 4.7	Échantillon DA après la mise en solution. Le cercle montre la fragmentation d'une particule aciculaire de silicium.	87
Figure 4.8	Échantillon DADT avant la mise en solution.	88
Figure 4.9	Échantillon DADT après la mise en solution.	88
Figure 4.10	Échantillon DADS avant la mise en solution.	89
Figure 4.11	Échantillon DADS après la mise en solution.....	90
Figure 4.12	Échantillon DADTS avant la mise en solution.	90
Figure 4.13	Échantillon DADTS après la mise en solution.	91
Figure 4.14	Échantillon DB avant la mise en solution.....	94
Figure 4.15	Échantillon DB après la mise en solution.....	94
Figure 4.16	Échantillon DBDT avant la mise en solution.	95
Figure 4.17	Échantillon DBDT après la mise en solution.....	95
Figure 4.18	Échantillon DBDS avant la mise en solution.....	97

Figure 4.19	Échantillon DBDS après la mise en solution.....	97
Figure 4.20	Échantillon DBDTS avant la mise en solution.....	98
Figure 4.21	Échantillon DBDTS après la mise en solution.....	98
Figure 4.22	Fragmentation du silicium de l'alliage DCDH4 après la mise en solution.	101
Figure 4.23	Échantillon DC avant la mise en solution.....	103
Figure 4.24	Échantillon DC après la mise en solution.....	104
Figure 4.25	Échantillon DCDT avant la mise en solution.....	104
Figure 4.26	Échantillon DCDT après la mise en solution.....	105
Figure 4.27	Échantillon DCDS avant la mise en solution.....	106
Figure 4.28	Échantillon DCDS après la mise en solution.....	107
Figure 4.29	Échantillon DCDTS avant la mise en solution.....	107
Figure 4.30	Échantillon DCDTS après la mise en solution.....	108
Figure 4.31	Schématisation du développement des particules de silicium eutectique lors d'une mise en solution.....	109
Figure 4.32	Schématisation du mécanisme de dilution d'Ostwald: (a) avant la mise en solution, (b) les petites particules se dissolvent, (c) les grosses particules croissent grâce au silicium libéré par les plus petites et se fusionnent.....	109
Figure 4.33	Nouvelle schématisation du développement des particules de silicium eutectique lors d'une mise en solution.....	110

Figure 4.34	Transformation du silicium de l'échantillon DB mis en solution 8 heures: a) et b) dissolution des petites particules de silicium et diffusion c) fractionnement de silicium d) dissolution de particules de silicium et diffusion.	111
Figure 4.35	Transformation du silicium de l'échantillon DB mis en solution 24 heures: a) et b) dissolution et diffusion c) fractionnement.	113
Figure 4.36	Effet de la mise en solution sur l'échantillon DADS: (a) avant la mise en solution (b) après la mise en solution de 8 heures.	114
Figure 4.37	Densité de la porosité pour les alliages dégazés et non dégazés.	118
Figure 4.38	Pourcentage surfacique de la porosité pour les alliages dégazés et non dégazés.	118
Figure 4.39	Surface moyenne de la porosité pour les alliages dégazés et non dégazés.	119
Figure 4.40	Longueur moyenne de la porosité pour les alliages dégazés et non dégazés.	119
Figure 4.41	Densité des pores en fonction de la quantité de titane ajoutée.	121
Figure 4.42	Pourcentage surfacique des pores en fonction de la quantité en titane ajouté.	121
Figure 4.43	Surface moyenne des pores en fonction de la quantité en titane ajouté.	122
Figure 4.44	Longueur moyenne des pores en fonction de la quantité de titane ajouté. .	122
Figure 4.45	Densité des pores en fonction de la quantité de strontium.	124

Figure 4.46	Pourcentage surfacique des pores en fonction de la quantité de strontium ajouté.....	124
Figure 4.47	Surface moyenne des pores en fonction de la concentration de strontium ajouté.....	125
Figure 4.48	Longueur moyenne des pores en fonction de la quantité de strontium ajouté.....	125
Figure 4.49	Densité des pores en fonction de la quantité de strontium et de titane ajoutés.	127
Figure 4.50	Pourcentage surfacique de pores en fonction de la quantité de strontium et de titane ajoutés.	127
Figure 4.51	Surface moyenne des pores en fonction de la quantité en strontium et en titane ajoutés.	128
Figure 4.52	Longueur moyenne de pores en fonction de la quantité de strontium et de titane ajoutés.	128
Figure 4.53	Densité de la porosité en fonction des conditions de gazage de l'alliage...	131
Figure 4.54	Pourcentage surfacique des pores en fonction des conditions de gazage de l'alliage	131
Figure 4.55	Surface moyenne des pores en fonction des conditions de gazage de l'alliage.	132

Figure 4.56	Longueur moyenne des pores en fonction des conditions de gazage de l'alliage.	132
Figure 4.57	Pore dû au gaz, échantillon DBD.....	133
Figure 4.58	Pore dû au retrait, échantillon DADTS.....	135
Figure 4.59	Pore dû au gaz et au retrait, échantillon DBDH4.	135
Figure 4.60	Pore avec oxyde de strontium à l'intérieur, échantillon DCDS.	136
Figure 4.61	Pore avec film d'oxyde d'aluminium, échantillon DA.	136
Figure 4.62	Échantillon DAD sans oxydes et pores.....	137
Figure 4.63	Images par électrons rétrodiffusés de l'échantillon DADTE montrant des films d'oxyde d'aluminium (flèches blanches) avec intermétallique (Al,Si) ₃ Ti (flèches noires).....	138
Figure 4.64	Image par rayons X de l'oxygène de la même zone que la figure 4.63 (échantillon DADTE).	138
Figure 4.65	Image par électrons rétrodiffusés de l'échantillon DADTE montrant un pore causé par le gaz et le retrait.....	139
Figure 4.66	Zoom d'une partie du pore de l'échantillon DADTE (figure 4.91).	140
Figure 4.67	Image par rayons X du titane de la même zone que la figure 4.66 (échantillon DADTE).	140
Figure 4.68	Images par rayons X du bore de la même zone que la figure 4.66 (échantillon DADTE).	141

Figure 4.69	Image par électrons rétrodiffusés de l'échantillon DADTE montrant des pores causés par les oxydes d'aluminium et les intermétalliques β -Al ₅ FeSi.....	142
Figure 4.70	Image par rayons X du fer de la même surface que la figure 4.69 (échantillon DADTE).	142
Figure 4.71	Image par rayons X de l'oxygène de la même surface que la figure 4.69 (échantillon DADTE).	143
Figure 4.72	Image par électrons rétrodiffusés de l'échantillon DBDTE montrant des micropores (flèches blanches) et des particules de TiB ₂ (flèches noires)...	144
Figure 4.73	Image par rayons X du titane de la même zone que la figure 4.72 (l'échantillon DBDTE).	144
Figure 4.74	Image par rayons X de l'oxygène de la même zone que la figure 4.72 (l'échantillon DBDTE).	145
Figure 5.1	Dureté de l'alliage 319 en fonction de la température de vieillissement. ...	150
Figure 5.2	Dureté de l'alliage 356 en fonction du vieillissement.	151
Figure 5.3	Dureté de l'alliage 413 en fonction de la température de vieillissement	153
Figure 5.4	Énergie à l'impact de l'alliage 319 en fonction de la température de vieillissement.	155
Figure 5.5	Énergie à l'impact de l'alliage 356 en fonction de la température de vieillissement.	156

Figure 5.6	Schématization de la structure observable au pic de vieillissement et vallée entre deux pics.	157
Figure 5.7	Énergie à l'impact de l'alliage 413 en fonction de la température de vieillissement.	159
Figure 5.8	Analyse thermique de l'alliage 319.	161
Figure 5.9	Dureté en fonction de l'énergie à l'impact de l'alliage 319.	162
Figure 5.10	Analyse thermique de l'alliage 356.	163
Figure 5.11	Dureté en fonction de l'énergie à l'impact de l'alliage 356.	164
Figure 5.12	Analyse thermique de l'alliage 413.	165
Figure 5.13	Dureté en fonction de l'énergie à l'impact de l'alliage 413.	166
Figure 5.14	Microstructure de l'échantillon DAD.	168
Figure 5.15	Microstructure de l'échantillon DBD.	168
Figure 5.16	Microstructure de l'échantillon DCD.	169
Figure 5.17	Fractographie de l'échantillon DAD non modifié.	169
Figure 5.18	Particule de silicium clivé dans le sens de la longueur de l'échantillon DAD avant modification	170
Figure 5.19	Fractographie de l'échantillon DBD.	170
Figure 5.20	Fissures et arrachements à l'intérieur des particules de silicium de l'échantillon DBD non modifié.	171
Figure 5.21	Fractographie de l'échantillon DCD #1.	171

Figure 5.22	Fractographie de l'échantillon DCD #2.	172
Figure 5.23	Microstructure de l'échantillon DADS.	173
Figure 5.24	Microstructure de l'échantillon DBDS.....	174
Figure 5.25	Microstructure de l'échantillon DCDS.....	174
Figure 5.26	Fractographie de l'échantillon DADS modifié #1.	175
Figure 5.27	Fractographie de l'alliage DADS modifié #2.....	175
Figure 5.28	Propagation de la fissure à travers l'eutectique de l'échantillon DADS.....	176
Figure 5.29	Fractographie de l'alliage DBDS modifié.....	177
Figure 5.30	Fractographie de l'échantillon DCDS modifié.....	177
Figure 5.31	Pourcentage de surface des pores en fonction de l'énergie absorbée lors de l'impact de l'alliage 319.....	178
Figure 5.32	Pourcentage de surface des pores en fonction de l'énergie absorbée lors de l'impact de l'alliage 356.....	179
Figure 5.33	Pourcentage de surface des pores en fonction de l'énergie absorbée lors de l'impact de l'alliage 413.....	179

LISTE DES TABLEAUX

Tableau 2.1	Désignation des alliages d'aluminium selon la A.A. ⁶	10
Tableau 2.2	Composition chimique des alliages 319.0, 356.0 et 413.0. ⁵	12
Tableau 2.3	Effets du strontium sur les propriétés mécaniques d'alliages d'aluminium. ¹²	15
Tableau 2.4	Effet du strontium sur les propriétés mécaniques d'un alliage LM-6. ¹³	16
Tableau 3.1	Composition chimique des alliages 319, 356 et 413.	59
Tableau 3.2	Codes des conditions de coulée réalisées.	60
Tableau 3.3	Compositions chimiques des conditions de coulée.....	64
Tableau 4.1	Taille des grains des alliages d'aluminium 319, 356 et 413.....	77
Tableau 4.2	Espace interdendritique des échantillons contenant du strontium.	82
Tableau 4.3	Caractéristiques du silicium de l'alliage 319 avant la mise en solution.....	83
Tableau 4.4	Caractéristiques du silicium de l'alliage 319 après la mise en solution.	84
Tableau 4.5	Caractéristiques du silicium de l'alliage 356 avant la mise en solution.....	92
Tableau 4.6	Caractéristiques du silicium de l'alliage 356 après la mise en solution.	92
Tableau 4.7	Caractéristiques du silicium de l'alliage 413 avant la mise en solution.....	100
Tableau 4.8	Caractéristiques du silicium de l'alliage 413 après la mise en solution.	100
Tableau 4.9	Caractéristiques du silicium de l'alliage 319 avant la mise en solution et avec nouvelle mise en solution de 8 heures et 24 heures.....	111

Tableau 4.10	Caractéristiques du silicium de l'alliage 356 avant la mise en solution et avec nouvelle mise en solution de 8 heures et 24 heures.....	112
Tableau 4.11	Caractéristiques du silicium de l'alliage 413 avant la mise en solution et avec nouvelle mise en solution de 8 heures et 24 heures.....	112
Tableau 4.12	Caractéristiques des pores de l'alliage 319.0	115
Tableau 4.13	Caractéristiques des pores de l'alliage 356.0	115
Tableau 4.14	Caractéristiques des pores de l'alliage 413.0	116
Tableau 5.1	Caractéristiques de l'analyse thermique de l'alliage 319.....	161
Tableau 5.2	Caractéristiques de l'analyse thermique de l'alliage 356.....	163
Tableau 5.3	Caractéristiques de l'analyse thermique de l'alliage 413.....	165

CHAPITRE 1

INTRODUCTION

CHAPITRE 1

INTRODUCTION

1.1 INTRODUCTION

L'industrie automobile, avec plus de 50 millions de voitures et de camions légers produits dans le monde chaque année, présente un débouché intéressant pour les applications des alliages d'aluminium. En 1999, l'usage d'aluminium dans les voitures ou les camions légers était en moyenne de 100 à 115 kg. Selon les prévisions, ce total devrait monter à 160 kg/véhicule en 2005 pour atteindre 227-272 kg/véhicule en 2010.¹ Les secteurs de production les plus prometteurs pour l'aluminium sont les pièces coulées suivis par l'extrusion.¹ Dans le monde entier, 65% des roues sont produites avec des alliages d'aluminium de fonderie. Présentement, 75% des têtes de moteurs sont produites avec des alliages d'aluminium. Ces derniers produisent également 22% des blocs moteurs.² Le développement du marché des blocs moteurs est prometteur avec l'introduction de nouvelles technologies pour remplacer les culasses de fonte par des culasses faites de composite alumine/aluminium ou faites d'alliage d'aluminium haut en silicium.^{3,4}

L'aluminium, sous forme pur, est composé de plus de 99% d'aluminium. Le métal primaire, c'est-à-dire celui qu'on soutire des cuves d'électrolyses, renferme un nombre d'impuretés, mais il n'y a généralement que le fer et le silicium dont la teneur dépasse 0,1%. L'aluminium à l'état pur est malléable, sa résistance est faible mais son allongement

à la rupture est élevé. On peut accroître quelque peu la résistance à la traction et la dureté par un écrouissage à froid, mais l'allongement à la rupture est réduit. L'aluminium pur a une bonne conductibilité électrique et une bonne résistance à la corrosion. L'aluminium pur, comme les autres métaux purs, ne remplit pas les exigences mécaniques imposées dans la plupart des utilisations. En lui ajoutant d'autres éléments, on obtient des alliages qui présentent des propriétés de résistance plus élevées. Comme dans le cas de l'aluminium pur, ces propriétés peuvent être améliorées par écrouissage. Pour certains alliages, les propriétés de résistance peuvent être accrues par traitement thermique. Il existe deux types d'alliages d'aluminium : les alliages corroyés et les alliages de fonderie.

Les alliages qui nous intéressent, ceux de fonderie, sont utilisés intensivement dans diverses applications qui demandent une résistance spécifique élevée (ex : les secteurs comme l'automobile et l'aéronautique). Ces alliages sont caractérisés par une faible densité spécifique qui peut varier en-dessous ou au-dessus de celle de l'aluminium pur dépendant des éléments d'alliage ajoutés. En plus de leur faible poids, les alliages d'aluminium de fonderie ont comme avantages un point de fusion bas, une solubilité de gaz négligeable excepté pour l'hydrogène, une bonne coulabilité surtout pour les alliages contenant du silicium, une bonne usinabilité, un bon fini de surface, et comme les alliages d'aluminium pur, une bonne résistance à la corrosion et une bonne conductibilité thermique et électrique. L'inconvénient majeur des alliages est leur retrait volumique à la solidification qui est compris entre 3,5 et 8,5%. Le retrait est tenu en compte au moment de la conception du moule afin d'obtenir les bonnes tolérances dimensionnelles et d'éviter les déchirures à chaud et les retassures.

Les propriétés mécaniques des alliages d'aluminium sont contrôlées par leur microstructure. Ainsi, la taille des grains et la taille de l'espace interdendritique doivent être les plus fins possibles pour permettre l'augmentation des propriétés mécaniques et de la ductilité. La diminution de la taille des grains se fait soit par l'augmentation de la vitesse de refroidissement de la pièce ou par l'ajout d'un affineur de grain comme le TiB_2 . La diminution de l'espace interdendritique se fait par l'augmentation de la vitesse de refroidissement de l'alliage.

Dans la production des pièces coulées en aluminium, on cherche toujours à modifier la microstructure dans le but d'améliorer les propriétés mécaniques. Le contrôle des propriétés mécanique par la microstructure se fait également par le biais des microconstituants de l'alliage. Ces derniers sont des phases qui précipitent lors du refroidissement de l'alliage. La nature de ces phases dépend de la composition chimique de l'alliage. Le contrôle de la morphologie et de la dimension de ces phases peut mener à l'augmentation des propriétés mécaniques. Par exemple, dans les alliages Al-Si, l'ajout d'éléments tels le strontium ou le sodium permettent de changer la forme du silicium d'une structure aciculaire à fibreuse. Cette modification permet d'augmenter les propriétés mécaniques et plus particulièrement la ductilité. Un autre exemple est celui de la présence de fer dans des alliages qui mène généralement à la formation d'intermétalliques de fer β - Al_5FeSi sous forme de plaquettes fragiles. L'ajout de manganèse ou de chrome permet de changer la précipitation du fer en obtenant l'intermétallique α - $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_{13}\text{Si}_2$. Ce

dernier, par sa forme de script chinois, plus compacte, est moins nocif pour les propriétés mécaniques.

Les défauts comme la porosité, les oxydes et les inclusions influencent également les propriétés mécaniques mais en les abaissant. Il faut donc minimiser leur présence.

Les propriétés mécaniques des alliages moulés peuvent être aussi améliorées par les traitements thermiques qui modifient certains microconstituants. D'abord, pour les alliages Al-Si, le traitement thermique modifie la microstructure du silicium. Les particules de ce dernier sont au départ aciculaires. Cette forme contribue à la propagation de la fissure de façon fragile dans la pièce. Le traitement thermique permet de fragmenter et d'arrondir les particules de silicium diminuant ainsi la fragilité de la pièce. Ensuite, le traitement thermique permet de créer des précipités qui entraveront le déplacement des dislocations et augmentera ainsi les propriétés mécaniques des pièces.

La modification de la microstructure se fait en contrôlant ces paramètres métallurgiques. Nous avons étudié, dans ce projet, leurs effets sur la microstructure, la macrostructure et la performance des alliages 319, 356 et 413. Ces derniers ont été choisis parce qu'ils sont les plus utilisés pour les applications automobiles. Chaque alliage fait parti de la grande famille des alliages Al-Si dans laquelle on retrouve l'alliage 319 qui représente le système Al-Si-Cu, l'alliage 356 qui représente le système Al-Si-Mg et l'alliage eutectique 413 (12% Si) pour le système Al-Si.

Les paramètres métallurgiques que nous avons variés sont la composition chimique de l'alliage, l'effet de l'hydrogène (en terme de porosité créée dans l'alliage), la

modification au strontium, l'affinage au diborure de titane et les traitements thermiques. La performance des alliages a été mesurée par des essais de dureté et d'impact.

L'information recueillie sur les trois alliages permettra, dans le futur, de mettre en relation l'influence des paramètres métallurgiques avec l'usinage des alliages d'aluminium. Ce dernier est important car il représente la dernière opération à faire sur la pièce pour répondre aux exigences du client. On doit donc bien contrôler cette étape pour minimiser les pertes. Jusqu'à ce jour, peu de littérature a été écrite sur l'influence des paramètres métallurgiques sur l'usinage.

1.2 OBJECTIFS

Les objectifs de cette recherche sont les suivants :

1. Étudier l'effet des différents paramètres métallurgiques sur la microstructure des alliages 319, 356 et 413 en considérant:
 - La composition chimique.
 - L'effet de l'hydrogène.
 - La modification au strontium.
 - L'affinage de grain au TiB_2 .
 - Les traitements thermiques (mise en solution, trempe, vieillissement).

L'étude de la microstructure porte sur les caractéristiques des particules de silicium et des pores mesurées par un analyseur d'images avant et après la mise en solution.

2. Étudier l'effet de l'affineur de grain sur la taille des grains (examen de la macrostructure) en utilisant une méthode d'analyse d'image quantitative et de micrographies.
3. Étudier l'effet des paramètres métallurgiques sur la dureté des alliages.
4. Étudier l'effet des paramètres métallurgiques sur la résistance à l'impact des alliages.

CHAPITRE 2

REVUE BIBLIOGRAPHIQUE

CHAPITRE 2

REVUE BIBLIOGRAPHIQUE

2.1 INTRODUCTION

Les alliages d'aluminium de fonderie sont les plus versatiles de tous les alliages de fonderie. Ils ont de plus une coulabilité élevée. Comme alliages de fonderie, ils présentent les caractéristiques suivantes⁵ :

- Bonne fluidité pour remplir les sections minces.
- Bas point de fusion comparé à plusieurs autres métaux.
- Transfert de chaleur élevé entre le métal et le moule qui permet un refroidissement plus rapide et des temps de cycle plus courts.
- L'hydrogène est le seul gaz soluble dans l'aluminium et peut être contrôlé par des procédés de dégazage.
- Plusieurs alliages d'aluminium n'ont pas tendance à déchirer à chaud.
- Stables chimiquement.
- Bon fini de surface avec surface brillante et peu ou pas de défauts.

2.2 CLASSIFICATION DES ALLIAGES

Les alliages d'aluminium se classent en deux grandes familles : les alliages corroyés et les alliages de fonderie. Les alliages corroyés sont mis en forme mécaniquement par des procédés tels que le laminage, l'extrusion, la forgeage, l'étirage ou le tréfilage. Les alliages

de fonderie sont quant à eux coulés par différents procédés comme le moulage sous-pression, le moule permanent, le moule au sable à vert, le moule au sable lié chimiquement, la cire perdue, le moule au plâtre, le moule sous vide ou à basse pression, par coulée centrifuge ou par «lost foam». On différencie ces deux types d'alliages par leur désignation donnée par l'Aluminium Association (A.A.)(tableau 2.1).⁶

Tableau 2.1 Désignation des alliages d'aluminium selon la A.A.⁶

Alliages de fonderie		Alliages corroyés	
Série	Alliage	Série	Alliage
100.0	Al commercialement pur	1000.0	Al ≥99%
200.0	Al-Cu	2000.0	Al-Cu et Al-Cu-Mg
300.0	Al-Si-Mg et Al-Si-Cu	3000.0	Al-Mn
400.0	Al-Si	4000.0	Al-Si
500.0	Al-Mg	5000.0	Al-Mg
700.0	Al-Zn	6000.0	Al-Mg-Si
800.0	Al-Sn	7000.01	Al-Zn-Mg et Al-Zn-Mg-Cu
900.0	Al et autres éléments	8000.0	Al et autres éléments

Les alliages corroyés ont un code à quatre chiffres. Le premier chiffre permet d'identifier l'élément chimique ajouté à l'alliage. Le deuxième chiffre permet d'identifier la version de l'alliage (première modification). Le deux derniers chiffres indiquent le numéro de l'alliage excepté pour l'alliage 1XXX où les deux derniers chiffres représentent les centièmes de pourcent de la pureté de l'aluminium (ex : 1050 est un alliage avec 99,50% d'aluminium).

Les alliages de fonderie ont quant à eux, un système à trois chiffres. Le premier chiffre permet d'identifier l'élément chimique ajouté à l'alliage. Le deux derniers chiffres représentent le numéro de l'alliage de la série excepté pour l'alliage 1XX.X où les deux derniers chiffres représentent, comme dans le l'alliage corroyé, le centième de pourcent de pureté de l'alliage (ex : 180.0 est un alliage avec 99,80% d'aluminium). Le chiffre après le point détermine s'il s'agit d'une spécification de lingot ou de pièce:

- .0 signifie que c'est une spécification de pièce moulée,
- .1 signifie que c'est une spécification de lingot,
- .2 signifie que c'est une spécification de lingot ayant des tolérances de composition plus étroites que pour le lingot de spécification de type .1.

2.3 ALLIAGES DE FONDERIE AL-SI

Les alliages de fonderie contenant du silicium comportent une fraction importante des alliages coulés sur le marché. Le silicium permet, dans ces alliages, d'augmenter de façon prononcée la fluidité, la résistance de déchirure à chaud et l'alimentation des pièces de fonderie.⁵ La figure 2.1 nous montre le diagramme d'équilibre de cet alliage. On peut remarquer que le point eutectique se situe à 11,7%. On peut à partir du diagramme d'équilibre distinguer trois grandes familles d'alliage aluminium-silicium: les alliages hypoeutectiques qui contiennent entre 2 et 9% de silicium, les alliages eutectiques qui ont un pourcentage de silicium contenu entre 10% et 13 % et les alliages hypereutectiques qui contiennent plus de 14% de silicium. Nous avons employé dans ce projet trois alliages qui sont le 319.0, 356.0 et le 413.0 (tableau 2.2).

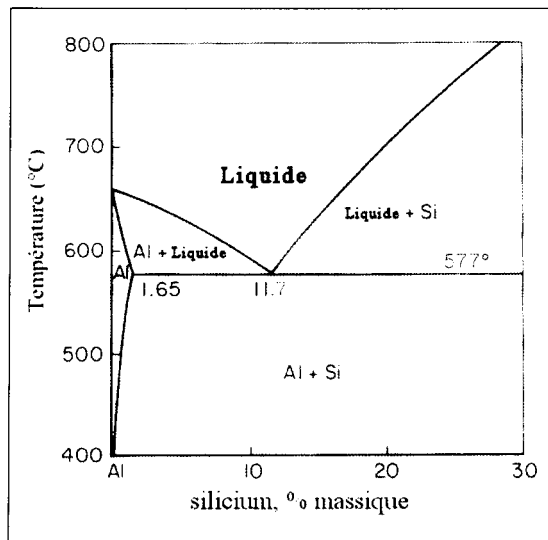


Figure 2.1 Diagramme d'équilibre Al-Si⁷.

Tableau 2.2 Composition chimique des alliages 319.0, 356.0 et 413.0.⁵

Alliage	Éléments (% poids)								Balance
	Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Zn	Ti	Autres (total)max.	
319.0	3-4	0,1	0,50	5,5-6,5	1,0	1,0	0,25	0,50	Al
356.0	0,25	0,20-0,45	0,35	6,5-7,5	0,6	0,35	0,25	0,15	Al
413.0	1,0	0,1	0,35	11-13	2,0	0,5	----	0,25	Al

Les chiffres seuls représentent des maximums à ne pas dépasser alors que les chiffres doubles représentent des intervalles. Les alliages d'aluminium-cuivre-silicium dont fait partie le 319 sont les alliages d'aluminium les plus utilisés. Cet alliage, qui est hypoeutectique, peut subir un traitement de vieillissement grâce à sa teneur en cuivre. L'alliage 356.0 qui est un alliage hypoeutectique fait partie de la famille des alliages Al-Si. Ces derniers sont utilisés lorsqu'une bonne fluidité et une bonne résistance à la corrosion sont désirées. L'ajout de magnésium permet de durcir l'alliage par vieillissement. L'alliage 413.0 fait également partie de la famille des alliages Al-Si. Par sa teneur en silicium, cet alliage est dit eutectique.

2.4 MODIFICATION DES ALLIAGES AL-SI

La modification de l'eutectique est un traitement chimique qui permet de modifier la forme du silicium contenu qui passe d'une forme aciculaire à une forme fibreuse, en passant par la forme lamellaire. La figure 2.2 nous montre les effets d'un modificateur sur la microstructure du silicium eutectique, l'une étant non-modifiée et l'autre étant modifiée.

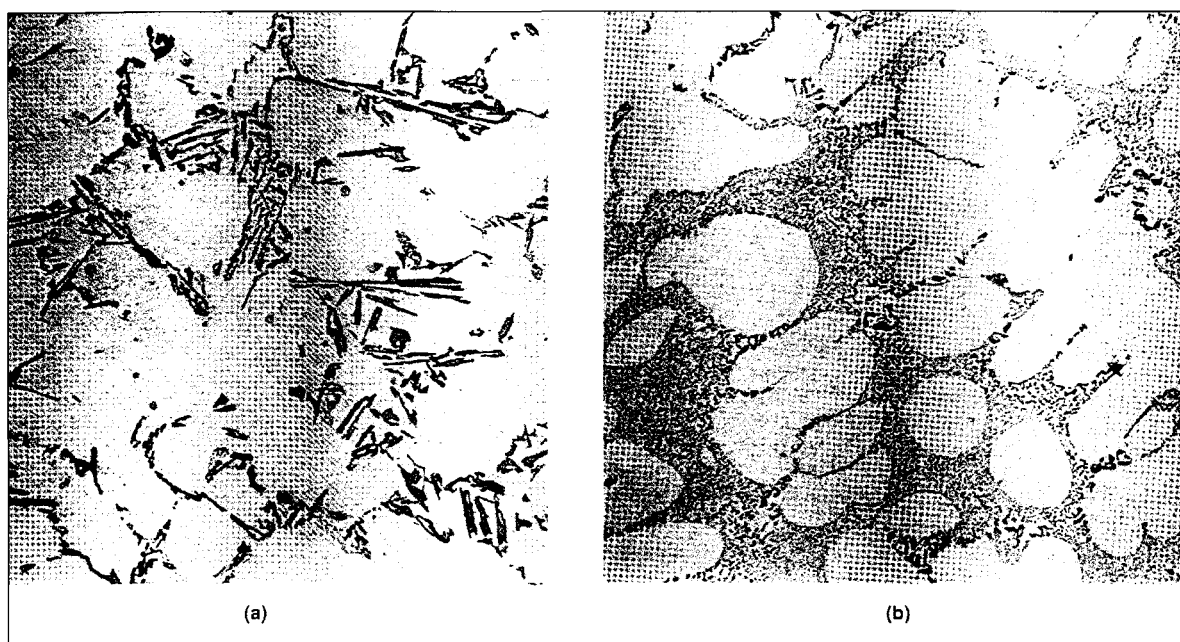


Figure 2.2 Effet du strontium sur la morphologie de l'eutectique d'un alliage A356 : (a) silicium eutectique aciculaire non modifié (X 100); (b) eutectique fibreux modifié.⁸

La modification peut-être obtenue chimiquement par l'ajout d'éléments d'addition comme l'antimoine, le strontium et le sodium. L'antimoine permet d'avoir une modification qui est lamellaire mais il n'est pas utilisé dans l'industrie à cause de sa toxicité pour la santé. Le strontium, comparé au sodium, à l'avantage d'avoir une durée de vie 10 fois plus longue dans le métal liquide⁹. Le sodium est par contre plus efficace à de plus

faible concentration. La modification peut être aussi obtenue par l'augmentation de la vitesse de refroidissement. Les résultats de Paray et Gruzleski¹⁰ démontrent qu'un alliage qui est refroidi dans un moule au sable nécessite une plus grande quantité de modificateur pour obtenir un silicium modifié qu'un alliage refroidi au moule permanent.

2.4.1 Effet du strontium sur la ductilité et la résistance à la traction

Selon les études de Hurley et Atkinson,¹¹ l'ajout de strontium permet d'améliorer la ductilité des alliages d'aluminium A-356 T6. La figure 2.3 nous montre que la variation de la ductilité est presque linéaire avec la concentration de strontium. Ces résultats sont tirés de plus de 200 tests.

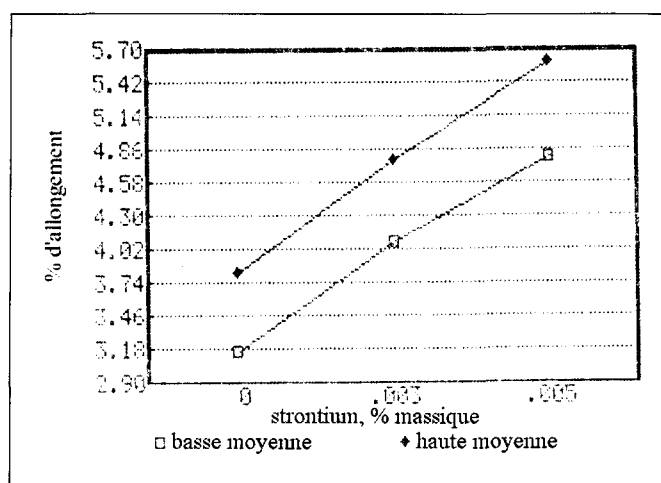


Figure 2.3 Allongement en fonction de la concentration en strontium d'un alliage coulé dans un moule en sable.¹¹

Dans l'étude de Hess et Blackmun¹², l'ajout de strontium permet d'améliorer la limite élastique, la résistance à la traction ainsi que la ductilité de l'alliage (tableau 2.3).

Tableau 2.3 Effets du strontium sur les propriétés mécaniques d'alliages d'aluminium.¹²

Alliage et état	Condition	% Strontium	Résistance à la traction (ksi)	Limite élastique (ksi)	Allongement (%)
356.0 T6	Éprouvettes coulées dans le sable	Nul	41,9	30,1	2
		0,007	42,5	34,5	3
356.0 T6	Éprouvettes usinées provenant de pièces coulées dans le sable avec refroidisseurs	Nul	41,2	30,9	4,4
		0,007	42,2	31,6	7,2
A356.0 T6	Éprouvettes coulées dans le sable	Nul	40,0	26	4,8
		0,01 ajouté	43,0	30,0	8
A444.0 T6	Éprouvettes coulées dans un moule permanent	Nul	---	---	24,0
		0,007	---	---	30,0

L'étude réalisée par Haque¹³ nous permet aussi de vérifier l'effet du strontium sur les propriétés mécaniques d'un alliage LM-6 (qui est un 413.0 selon les normes de la A.A.). Comme le montre le tableau 2.4, l'ajout de strontium permet d'améliorer la ductilité et la résistance à la traction de l'alliage.

La structure du silicium qui est initialement aciculaire agit, par sa forme, comme concentrateur de contrainte. Elle est donc une zone propice à la propagation de fissure. Par

le changement de forme de l'eutectique qui devient plus fin et plus rond, la modification permet d'améliorer la résistance à la traction et la ductilité de l'alliage.¹⁴

Tableau 2.4 Effet du strontium sur les propriétés mécaniques d'un alliage LM-6.¹³

Numéro de charge	Modification	Type de refroidissement	Résistance à la traction (MPa)	Allongement (%)
1374.R	Non traitée	Refroidi rapidement	204,58	4,50
		Refroidi dans le sable	140,35	3,50
	0,1% Sr	Refroidi rapidement	236,61	10,00
		Refroidi dans le sable	163,50	8,50
4191.R	Non traitée	Refroidi rapidement	220,04	4,00
		Refroidi dans le sable	150,38	3,25
	0,1% Sr	Refroidi rapidement	247,04	8,00
		Refroidi dans le sable	171,38	7,50

2.4.2 Effet du strontium et de la vitesse de refroidissement sur l'indice de qualité

Closset et Gruzleski^{9,15} ont fait des essais à partir d'échantillons 356.0-T6 pour vérifier l'effet du strontium et de la vitesse de refroidissement sur l'indice de qualité. Ce dernier permet de déterminer la qualité d'un alliage de fonderie à partir de sa résistance à la traction et son allongement. L'expression mathématique de l'indice de qualité pour un alliage est la suivante :

$$Q \text{ (MPa)} = R_m + (K) \log (\text{allongement})$$

où R_m = résistance à la traction (MPa)

K = constante (MPa)

Allongement = %

Comme le démontre la figure 2.4, l'indice de qualité est maximal pour une teneur en strontium de 0,015%. Lors de l'examen métallographique, le Al_4SrSi_2 a été observée pour les alliages avec plus de 0,03% de strontium. Cet intermétallique grossier de forme aciculaire est une cause de la diminution de l'indice de qualité pour les fortes teneurs en strontium. L'augmentation de la vitesse de refroidissement permet d'augmenter l'indice de qualité. Pour cet essai, il est à noter que l'augmentation de l'indice de qualité était principalement causée par l'amélioration de l'allongement.

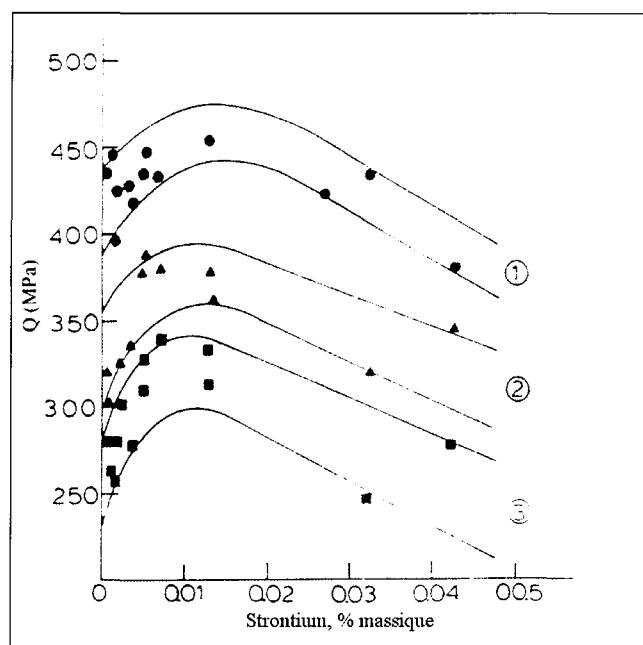


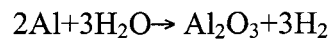
Figure 2.4 Indice de qualité d'un alliage A356.0 en fonction de la concentration de strontium et de trois vitesses de refroidissement : Bande 1 refroidie à 1,5 °C/s; Bande 2 refroidie à 0,5 °C/s; Bande 3 refroidie à 0,08 °C/s.¹⁵

2.5 PORES DANS LES ALLIAGES D'ALUMINIUM

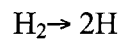
Les pores sont un défaut de fonderie qui se retrouvent à l'intérieur de la pièce coulée. Il existe trois types de pores qui sont les pores de gaz, les pores de retrait et les pores dus à l'action combinée des gaz et du retrait.

2.5.1 Pores de gaz

Les pores de gaz proviennent principalement de l'hydrogène présent dans le métal liquide. L'aluminium réagit d'abord avec l'humidité ambiante de la pièce selon la réaction suivante :



Par la suite, une partie de l'hydrogène s'échappe dans l'atmosphère alors que l'autre partie se dissout dans le métal selon la réaction suivante :



La solubilité de l'hydrogène dans l'aluminium liquide change avec la température (figure 2.5). Au point de fusion, la solubilité de l'hydrogène est d'environ 0,7 ml /100g d'aluminium alors que, à l'état solide, seulement 4 à 5% de cet hydrogène peut être contenu dans le métal.⁷

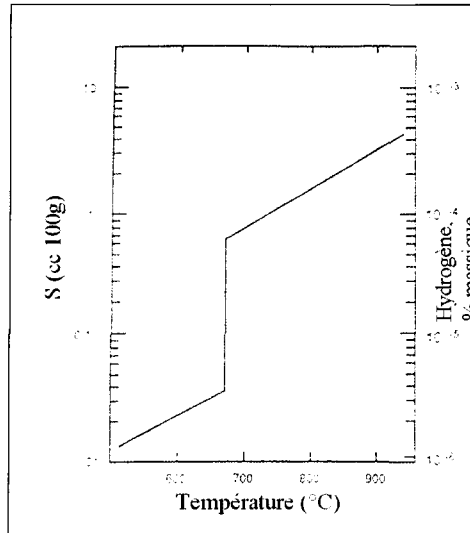


Figure 2.5 Concentration d'hydrogène en fonction de la température.⁷

L'hydrogène sera donc rejeté pendant la solidification et pourra former un pore si la pression locale du gaz est supérieure à la somme de la pression atmosphérique, la pression métallogstatique et la pression due à la tension superficielle. L'équation prend la forme suivante :

$$P_G \geq P_A + P_M + P_\sigma$$

où $P_G = ([HL]/k)^2$, pression à l'intérieur du pore, due au dégagement du gaz

P_A , pression atmosphérique

$P_\sigma = 2\sigma / r$, pression due à la tension superficielle (pour un pore sphérique)

P_M , pression métallogstatique

k , constante de Sievert pour la phase liquide

$[HL]$, teneur en hydrogène du liquide

σ , tension superficielle du bain

r , rayon du pore.

Après une première analyse de l'équation précédente, on peut conclure qu'il est impossible d'avoir un type de germination dit homogène. On peut voir que la pression due à la tension superficielle est proportionnelle à l'inverse du rayon du germe créé. Ainsi donc, les germes créés au tout début de la germination et qui ne comportent que quelques rayons atomiques de diamètre auront une forte pression due à la tension superficielle. Campbell¹⁶ a calculé qu'une pression de 30000 atmosphères régnerait à l'intérieur d'un pore ayant quelques diamètres atomiques. Cette pression est donc impossible à atteindre.

Par contre, la présence de surfaces étrangères agissant comme site de germination hétérogène permettent d'abaisser cette pression. La diminution de pression est fonction de l'inverse de l'angle de mouillage de l'aluminium sur des sites de germination tels que les inclusions, les réfractaires et les parois. En admettant que l'angle de mouillage maximal est de 160° , on calcule que la pression qui règne à l'intérieur de la bulle est de 1500 atmosphères. Chen et Engler¹⁷ ont calculé que cette pression diminue encore si la germination se produit sur des entailles ou des fissures. Comme les inclusions d'oxyde d'aluminium peuvent présenter ce type de morphologie, ils ont calculé que la pression à l'intérieur du pore n'avait qu'à être légèrement supérieure à la pression extérieure pour créer des pores. La présence d'éléments comme le sodium peut également réduire la tension de surface et faciliter la germination du pore.¹⁸

La croissance du pore, une fois germé, dépend de la diffusion de l'hydrogène de la masse du liquide et du solide vers le pore.¹⁹ La formation du pore est contrôlée par la diffusion, sa taille sera fonction du temps dont il dispose pour croître (temps qui s'écoule

entre la germination et la fin de la solidification) et de la teneur en hydrogène du liquide.²⁰

La forme des pores de gaz sera caractérisée par un contour circulaire.

2.5.2 Pores de retrait

Le pore de retrait est causée par la diminution de la densité de l'aluminium lors de son passage de l'état liquide à l'état solide. Lors de la solidification, les zones de métal qui se refroidissent aspirent le métal liquide des zones voisines. Pour les métaux comme l'aluminium ayant un fort intervalle de température de solidification, le liquide se trouvera aspiré par des petits canaux interdendritiques dans la zone pâteuse jusqu'à ce que ceux-ci ne se ferment complètement.²⁰ Ainsi, après un certain temps, on observe des zones de métal liquide isolées qui formeront des poches de liquide sous tension. Cette poche demeurera sous tension jusqu'à la solidification à moins qu'un germe rentre en contact avec la poche de liquide, abaissant ainsi la tension et formant un pore. Il est à noter que la capacité à nourrir les retraits par les canaux interdendritiques est supérieure pour les alliages ayant un intervalle de solidification court comparé à ceux qui ont un intervalle de solidification long.⁸ La forme des pores de retrait sera déterminée par les dendrites qui entourent celles-ci.

2.5.3 Pores de gaz et de retrait

La majeure partie des pores que l'on obtient lors du refroidissement provient de l'action combinée de la diffusion du gaz hors de l'aluminium liquide et du retrait du liquide à travers les canaux interdendritiques. La formule qui suit résume l'action du gaz et du retrait sur la germination d'un pore.

$$P_G + P_R \geq P_A + P_M + P_\sigma$$

où P_G , pression de l'hydrogène gazeux

P_A , pression atmosphérique

P_M , pression métallostatique

P_σ , Pression due à la tension superficielle

P_R , pression négative due au retrait (à l'extérieur du pore)

Ainsi, la germination d'un pore sera possible par la combinaison de l'action du gaz qui pousse sur le métal liquide et du retrait qui tire sur le métal liquide.

2.5.4 Effet de la porosité sur les propriétés mécaniques

La porosité peut avoir un effet sur les propriétés mécaniques. L'étude réalisée par McLellan²¹ sur 6000 barreaux de tractions d'alliages A356 et A357, dont le niveau de pores a été classifié par radiographie selon la norme ASTM E155-79, a permis de trouver que la résistance à la traction diminuait légèrement lorsque le pourcentage surfacique des pores augmentait. Il a de même déterminé que la limite élastique demeurait la même et que, de façon drastique, l'allongement diminuait d'un facteur 2 lorsque que le niveau de pores augmentait.

Une autre étude, réalisée par Boileau *et al.*,²² a déterminé que pour un alliage 319-T7 l'augmentation du niveau des pores diminue la résistance à la traction de 19% et n'a pas d'effet sur la limite élastique. Au sujet de l'allongement, on ne peut tirer de conclusions puisque sa variation étant dans le domaine de la limite de résolution de l'extensomètre.

2.5.5 Effet de la concentration en hydrogène sur les pores et sur leur apparition dans la phase liquide

Des essais ont été réalisés par Anson *et al.*²³ pour déterminer la concentration minimum d'hydrogène requise pour que ce dernier participe à la formation de pores dans un alliage A356 non-modifié et modifié. En-dessous de cette concentration, les pores sont seulement causés par le retrait alors qu'au-dessus de cette concentration, les pores sont causés par un effet combiné du gaz et du retrait.²⁴ La figure 2.6 illustre les résultats. Ainsi, pour l'alliage non-modifié, l'hydrogène seuil requis pour obtenir des pores dus au gaz est de $0,17 \text{ cm}^3/100 \text{ g}$ alors qu'il est de $0,15 \text{ cm}^3/100 \text{ g}$ pour l'alliage modifié. Il est à noter également que les échantillons modifiés possèdent plus de pores que les échantillons non modifiés pour des teneurs en hydrogène plus faibles.

D'autres essais ont été réalisés avec des échantillons qu'on a trempé afin de limiter le plus possible les changements microstructuraux. Le but de ces essais était de déterminer la fraction solide à laquelle apparaissent les premiers pores. La figure 2.7 illustre les résultats obtenus. Ainsi, pour un alliage non-modifié, les pores apparaissent lorsque 70% du liquide est cristallisé et ce pour les teneurs en hydrogène en bas de la valeur seuil, soit $0,17 \text{ cm}^3/100 \text{ g}$. La valeur constante obtenue est logique car, dans ce cas ci, seule la germination de pores due au retrait est active. Dans le cas de l'alliage modifié, en deça de la valeur seuil de $0,15 \text{ cm}^3/100 \text{ g}$, la fraction critique de cristallisation sera de 100% (100% solide), ce qui démontre que l'on aura peu ou pas de pores dans ce cas ci. Passé la concentration de $0,15 \text{ cm}^3/100 \text{ g}$, la fraction critique de l'alliage modifié chutera brusquement comparativement à l'alliage non-modifié. Il est donc possible que ce

phénomène soit la cause de la teneur en pores plus élevée des alliages modifiés qui ont plus de temps lors de la solidification pour germer et croître des pores.

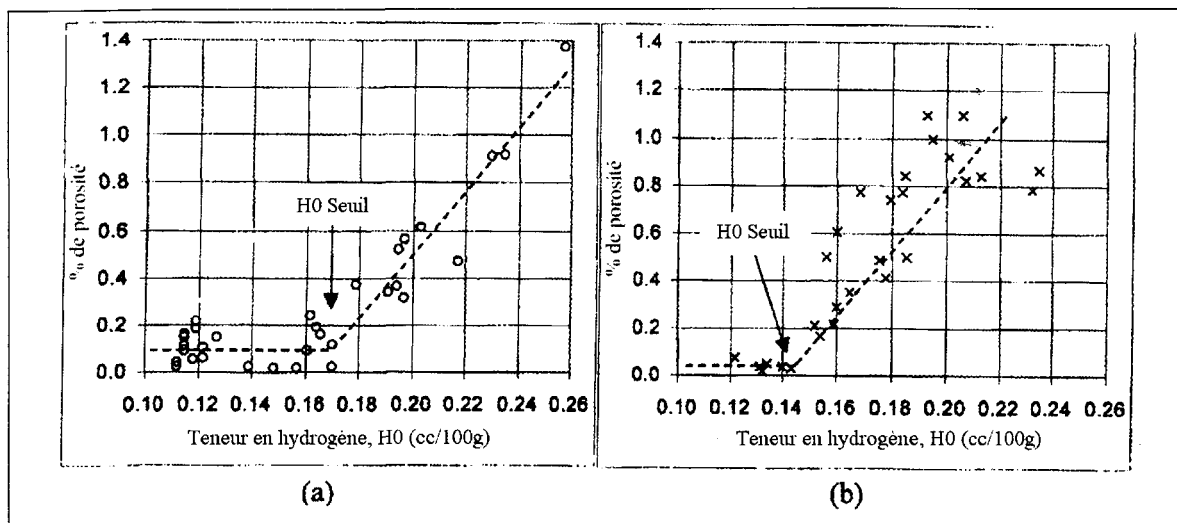


Figure 2.6 Pourcentage de pores en fonction de la teneur en hydrogène a) pour un alliage non-modifié b) pour un alliage A356 modifié.²³

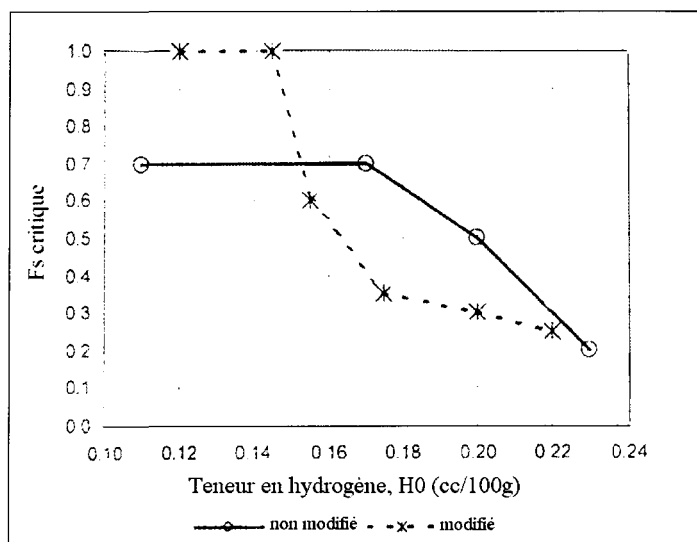


Figure 2.7 Fraction critique de solide pour la germination de pores (Fs critique) en fonction de la teneur en hydrogène pour un alliage A356 modifié et non-modifié.²³

2.5.6 Effet de la vitesse de refroidissement sur les pores

L'effet de la vitesse de refroidissement sur le pourcentage de pores a été mesuré par Mohanty *et al.*³⁰ avec un alliage d'aluminium A356.0 contenant des particules de SiC de différentes grosseurs. Pour une taille de particules de 30-40 μm de SiC, le pourcentage de pores est passé de 0,5% à 0,1% pour une augmentation de la vitesse de refroidissement de 0,1°C/s à 4°C/s. L'augmentation de la vitesse de refroidissement bloque donc la diffusion de l'hydrogène et le garde captif dans le solide.

2.5.7 Effet du strontium sur les pores

Argo et Gruzleski⁸ ont mis en évidence que l'utilisation d'un modificateur comme le strontium change le mode de refroidissement d'une pièce et par le fait même, le pourcentage de pores obtenu. Ils ont utilisé un moule Tatur pour quantifier les types de retrait et de pores que l'on obtient en refroidissant un alliage d'aluminium A356 avec et sans strontium. La figure 2.8 nous montre la variation du pourcentage de volume en fonction de la masse de strontium ajouté. Comme les résultats sont dispersés, un test de vérification de la moyenne a été effectué selon la loi Student-t à un intervalle de confiance de 95%. Le test est positif, ce qui donne une augmentation de la présence de pores qui passe d'un volume de 2,91 cm^3 à 3,99 cm^3 . Il est aussi à noter que les pores, qui se retrouvaient dans de la retassure centrale, sont redistribués en micropores à l'intérieur de la pièce.

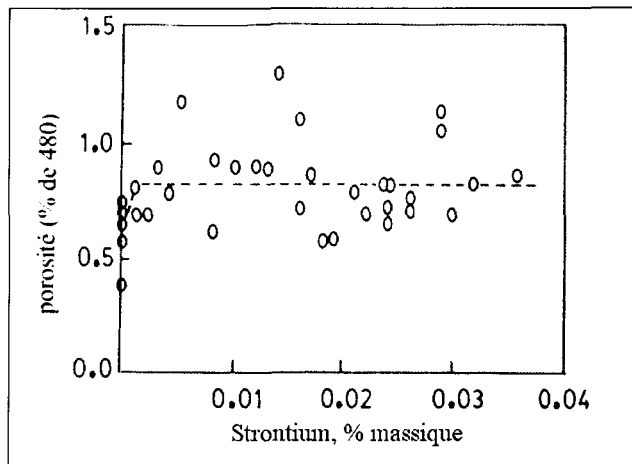


Figure 2.8 Pourcentage de pores en fonction de la teneur massique en strontium d'un alliage A356.0.⁸

Les travaux de Samuel *et al.*²⁵ vont dans le même sens. L'ajout de strontium à une concentration de 130 ppm a augmenté la densité de pores sans toutefois changer la taille de ces derniers. À des concentrations de strontium de 300 ppm, le pourcentage de pores a augmenté de façon notable de même que la taille de ceux-ci.

2.5.8 Effet de l'affineur de grain TiB_2 sur les pores

Selon Samuel *et al.*,²⁵ l'ajout de l'affineur de grain TiB_2 augmente le nombre de grain ainsi que les sites de germination, ce qui provoque une diminution de la taille des pores et une augmentation de la densité des pores. Dans les alliages non-modifiés, les pores germent le long des joints de grains, il est de même dans les alliages modifiés. Par contre, même si la forme du pore demeure la même, cette dernière sera plus petite dans l'alliage modifié à cause de la longueur du joint de grain qui est plus courte.

2.5.9 Effet des intermétalliques de fer α et β sur les pores

L'intermétallique de fer β -Al₅FeSi, qui se retrouve sous la forme d'une aiguille, est nocif pour les propriétés mécaniques. Il agit comme site de germination de pores mais peut aussi bloquer leur croissance.^{25,26,27,28}

L'autre type d'intermétallique de fer, le α -Al₁₅(Fe, Mn)₃Si₂, se retrouve sous la forme de script chinois. Ce type de particules ne participent pas à la germination de pores. Par contre, ils peuvent agir comme barrière qui s'oppose à la croissance des pores.^{25,26,27,28}

2.5.10 Effet de Al₂Cu sur les pores

Le cuivre peut se retrouver sous la forme de deux précipités dans les alliages aluminium-silicium et ce, dépendant de la vitesse de refroidissement et de la teneur en strontium. La première forme est une morphologie de forme cubique et de stoechiométrie CuAl₂ alors que la deuxième se retrouve sous la forme de colonie d'eutectique fin (Al+CuAl₂). Selon Samuel *et al.*,²⁵ pour des échantillons contenant peu d'hydrogène, la forme cubique semble être un site de germination pour les pores. Les colonies d'eutectique fin peuvent participer à la germination de pores mais elles sont moins efficaces que les aiguilles de β -Al₅FeSi.

2.5.11 Relation entre les oxydes de strontium et les pores

Le strontium qui a une forte tendance à s'associer avec l'oxygène forme des oxydes qui sont très durs à enlever par dégazage. Les travaux de Liu *et al.*²⁹ ont démontré que ces mêmes oxydes de strontium Al_{2,3}SrO_{3,3} se retrouvent souvent à la surface des pores.

2.5.12 Effet des inclusions de Al_2O_3 sur les pores

La figure 2.9 montre les résultats obtenus des travaux de Mohanty *et al.*³⁰ sur l'influence de l'alumine sur les pores concernant les alliages A356 et Al-Si(15%). Pour chaque alliage, trois conditions ont été réalisées. D'abord, pour le A356, on a utilisé un métal pur filtré à 30 ppi ainsi que deux alliages contenant de l'alumine avec des distributions de particules de 30-40 μm et de 8-12 μm . Les pourcentages attribués avec les distributions d'alumine représentent le pourcentage surfacique des particules d'alumines. Ensuite, pour le Al-15%, un test a été effectué avec le métal de base (non filtré) de même que deux autres tests utilisant les deux mêmes distributions d'alumine que l'alliage A356. Les pourcentages présents à côté des distributions d'alumine représentent, encore là, le pourcentage surfacique de ces dernières

On peut voir que, dans le cas de l'alliage A356, la présence d' Al_2O_3 favorise l'augmentation du pourcentage de surface de pores avec une augmentation d'hydrogène présente dans l'alliage. L'examen de la microstructure permet d'associer la présence d'inclusions d'alumine avec les pores. Dans le cas de l'alliage Al-15% Si, l'alumine n'a aucun effet sur l'augmentation du pourcentage de surface des pores. Ceci est dû au fait que les inclusions d'alumine sont enrobées, lors du refroidissement, par les particules de silicium primaire qui précipitent, ce qui les rendent inactives quant à la germination de pores. Le comportement de l'alumine sur les pores a également été comparé avec un échantillon ne contenant pas d'alumine à l'intérieur (figure 2.10).³⁰ La distribution nous montre que les pores sont plus nombreux et plus petits dans le cas de l'échantillon avec

inclusions. Le pourcentage de surface des pores est également plus élevé dans le cas de l'échantillon avec inclusions.

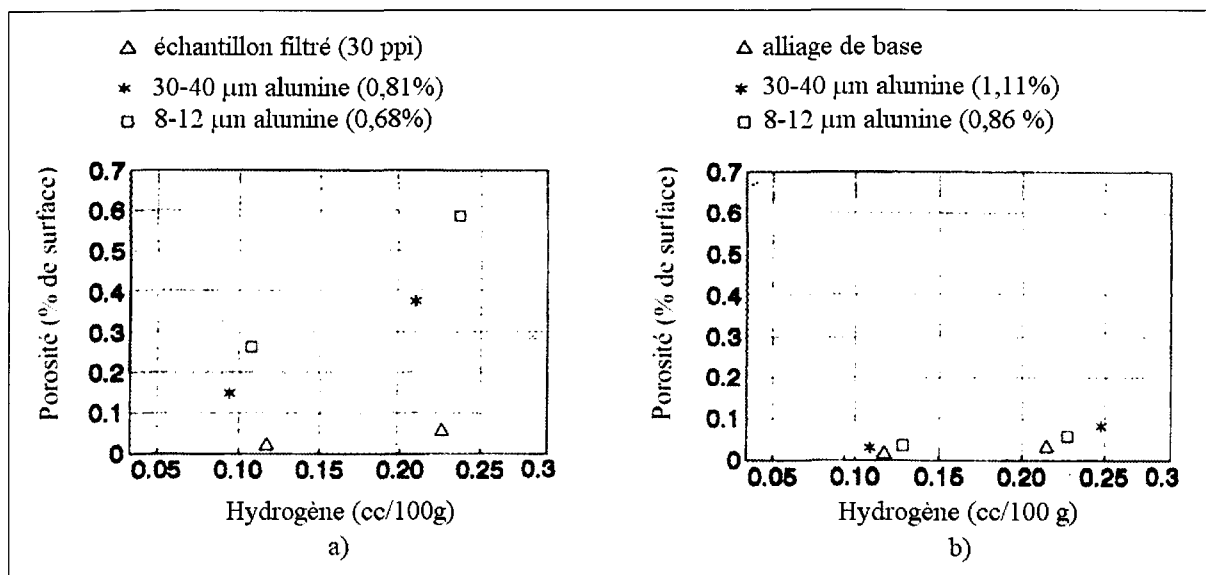


Figure 2.9 Porosité en fonction de la quantité d'hydrogène pour (a) un alliage A356 (b) alliage Al-Si 15%.³⁰

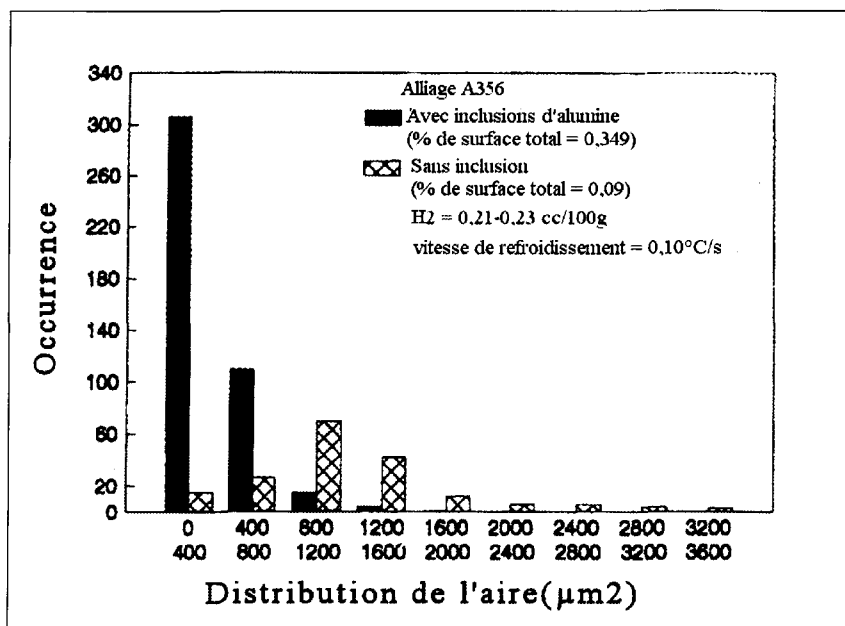


Figure 2.10 Occurrence des pores en fonction de l'aire, avec et sans inclusion pour un alliage A356.³⁰

2.6 AFFINAGE DE GRAIN

L'affinage de grain se fait soit par une augmentation de la vitesse de refroidissement ou par l'ajout d'un composé chimique. Comme les dimensions de la pièce ne permettent pas toujours d'avoir un refroidissement rapide (ex : pièce massive), on préfère ajouter un affineur de grain pour diminuer la taille des grains. Ce dernier permet d'avoir une meilleure alimentation de la pièce pendant la solidification, une diminution de la retassure et des pores de tailles plus faibles avec une meilleure dispersion.^{31,32} L'obtention d'une taille de grain faible permet d'avoir une répartition plus uniforme des intermétalliques et des pores provenant du gaz dissout. Ceci permet d'améliorer l'intégrité de la pièce coulée en améliorant les propriétés mécaniques et l'étanchéité à la pression.³¹ L'ajout d'affineur de grains se fait par l'addition d'alliage-mère Al-Ti et/ou par alliage-mère Al-5%Ti-1%B.

2.6.1 Théorie de la germination

La théorie de la germination permet d'expliquer la naissance des grains d'aluminium dans le liquide ce que l'on appelle la germination homogène ou par l'entremise d'une surface étrangère, ce que l'on appelle la germination hétérogène. Cette théorie a été proposée par Volmer et Weber.³³ Ainsi, pour un métal qui solidifie, la taille

de grain critique d'une particule d'aluminium qui peut grandir est donnée par :

$$r_{\text{homogène}}^* = \frac{-2\gamma_{sL}}{\Delta G_v^2}$$

et sa barrière d'énergie libre est donnée par :

$$\Delta G_{\text{homogène}}^* = \frac{16\pi\gamma_{sL}^3}{3\Delta G_v^2}$$

où γ_{sL} est l'énergie surfacique de l'interface entre le liquide et le solide en J/m^2 . En posant que la chaleur spécifique du liquide et solide est semblable, la force motrice de solidification ΔG_v sera :

$$\cong \Delta T \Delta S = \frac{\Delta H_f \Delta T}{T_m}$$

où ΔT est la surfusion, ΔS est le changement d'entropie du changement de phase de liquide à solide $J/K/m^3$, ΔH_f est l'enthalpie de solidification et T_m la température de fusion. Si les rayons des germes solides sont supérieurs au rayon critique $r_{\text{homogène}}^*$, il y aura croissance des germes pour former un grain. Pour une germination hétérogène, le rayon critique pour qu'il y ait croissance du germe sera le même que dans la germination homogène soit :

$$r_{\text{hétérogène}}^* = \frac{-2\gamma_{sL}}{\Delta G_v^2}$$

et sa barrière d'énergie libre est donnée par :

$$\Delta G_{\text{homogène}}^* = \frac{16\pi\gamma_{sL}^3}{3\Delta G_v^2} f(\theta)$$

où θ est l'angle de contact du métal liquide sur la surface sur laquelle il germe (figure 2.11).

La fonction $f(\theta)$ est représentée à la figure 2.12 et est égale à $(2-3\cos\theta+\cos^3\theta)/4$. On peut

voir que cette fonction sera toujours ≤ 1 . La germination hétérogène sera donc toujours plus facile à réaliser que la germination homogène.

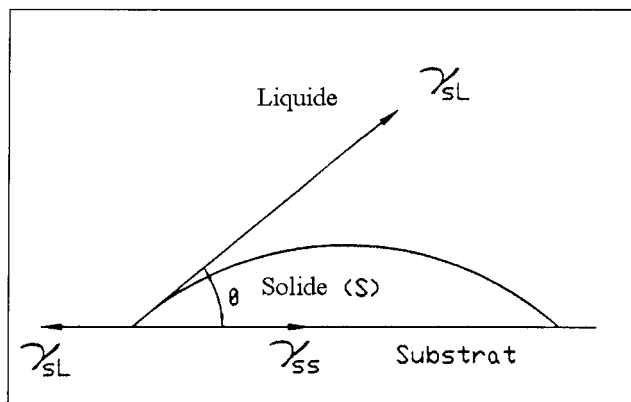


Figure 2.11 Représentation graphique d'un solide sur un substrat avec l'angle de contact et les forces de tension solide.³⁴

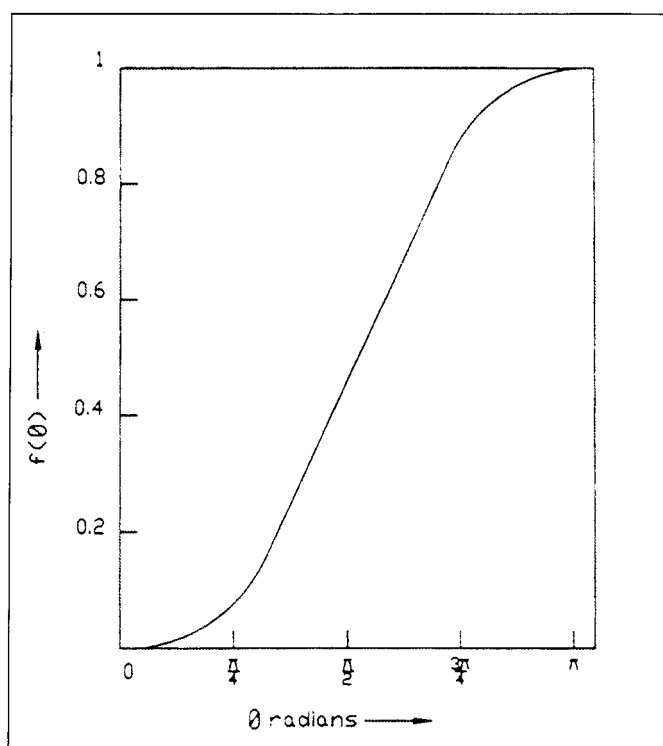


Figure 2.12 Variation de $f(\theta)$ en fonction de θ .³⁴

2.6.2 Mécanisme d'affinage

Les mécanismes de la germination ne sont pas encore clairement connus. Plusieurs théories s'affrontent. Nous allons décrire dans cette partie quelques théories concernant les mécanismes d'affinage possibles des alliages d'aluminium à partir de l'usage du TiAl_3 et des particules de bore (TiB_2 , AlB_2 , $(\text{Ti,Al})\text{B}_2$).

2.6.2.1 La théorie péritectique

La théorie péritectique a été proposée par Crossley et Mondolfo.³⁵ Elle affirme que le TiAl_3 permet, lorsque présent en petits cristaux, la germination et la croissance de cristaux d' α -aluminium tels que présentés à la figure 2.13.

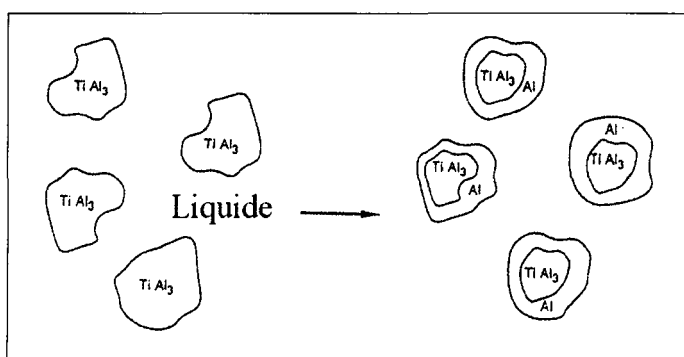
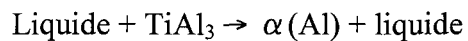


Figure 2.13 Germination à l'aide d'une transformation péritectique dans le système Al-Ti.⁸

Selon le diagramme d'équilibre du Al-Ti (figure 2.14), le TiAl_3 est mélangé à l'aluminium liquide à des teneurs supérieures à 0,15% et des températures supérieures à 665°C . Comme les alliages mères contiennent quelques pourcent de titane (jusqu'à 10%), on se retrouve avec une quantité appréciable de TiAl_3 dans une matrice d'aluminium.

Lors du refroidissement, la réaction chimique suivante se produit :



C'est ainsi que le TiAl_3 participe à l'affinage des grains en germinant des grains d'aluminium α . Le nombre de cristaux d'aluminium α créés dépend exactement du nombre de cristaux de TiAl_3 présent dans l'alliage. Les alliages à grains fins ont donc eu plus de sites de germination que les alliages à grains grossiers.

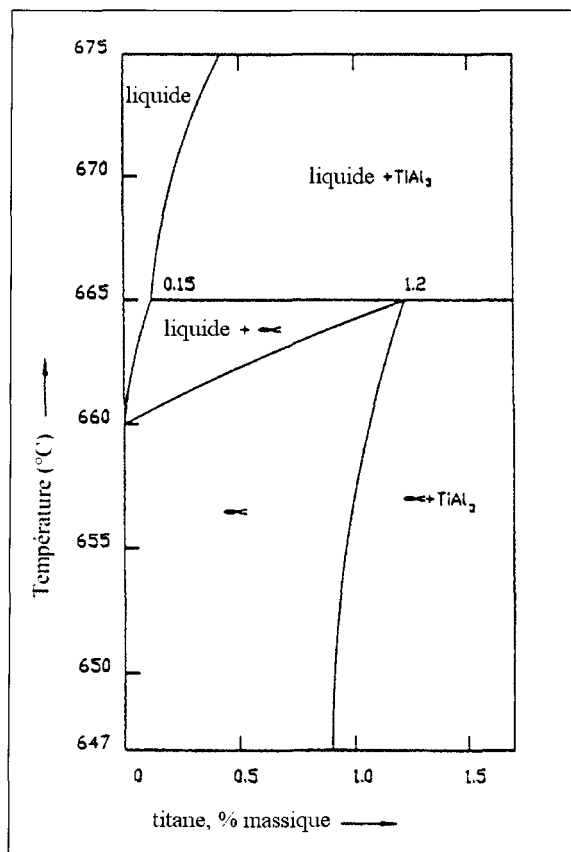


Figure 2.14 Diagramme d'équilibre Al-Ti.³⁴

Les cristaux de $TiAl_3$ sont présents même à des concentrations inférieures à 0,15% Ti mais ils ne sont pas stables. Ils tendent à se dissoudre dans l'aluminium. Plusieurs chercheurs, notamment Guzowski *et al.*,³⁶ ont trouvé que le $TiAl_3$ prenait 30 minutes à se dissoudre à 700°C. Il y a donc un phénomène d'évanouissement possible à ces concentrations. On obtient ainsi une pièce avec de plus gros grains lors d'une augmentation du temps de maintien ou de la température de maintien de l'alliage.

2.6.2.2 La théorie des particules de bore

Cette théorie repose sur le fait que la germination est possible grâce à l'ajout de particules comme le TiB_2 , AlB_2 et $(Ti,Al)B_2$ par le biais d'un alliage mère. Cibula³⁷ a été le premier à proposer que la présence de particules de bore ou de carbures peuvent agir comme site de germination dans l'aluminium liquide. Les carbures sont formés par la réaction du carbone résiduel de l'alliage avec le titane ajouté formant ainsi du TiC . Pour la description de cette théorie, nous allons nous intéresser principalement de l'effet des particules de bore.

L'ajout de particules de bore peut, en effet, agir comme agent de germination. Avec des concentrations de titane inférieures à 0.15%, on retrouve au centre des grains des particules de bore ou, plus souvent, des groupements de particules de bore,^{38,39,40} sur lesquels germent des dendrites enrichies en titane.⁴¹ Par contre, d'autres informations indiquent plutôt que la germination ne se fait pas nécessairement à partir de ces particules de bore qui sont jugées comme de faibles sites de germinations, du moins inférieur au $TiAl_3$. D'abord, il n'a pas de cohérence qui a été trouvé entre le réseau cristallin du TiB_2 et

celui de l'aluminium α ⁴⁰. Ensuite, dans les alliages mères, les particules de bore ont été retrouvées aux joints de grains quand les TiAl_3 sont situés au milieu de grain.^{36,40} Les études de Mohanty *et al.*^{36,42} ont confirmé que les particules de bore étaient de faibles sites de germination parce qu'ils étaient repoussés aux joints de grains lorsqu'il n'y avait pas de titane en solution dans l'aluminium. Ce phénomène suggère qu'il y a une bonne discontinuité entre la maille des particules de bore et celle de l'aluminium α . Également, les particules de bore demandent un certain degré de surfusion à l'alliage pour cristalliser alors que les alliages contenant des TiAl_3 n'en demandent pas.⁴³

2.6.2.3 La théorie péritectique Hulk

Cette théorie, proposée par Bäckerud,⁴⁴ assume que les cristaux de TiAl_3 sont plus efficaces en tant qu'affineur de grain que les cristaux de TiB_2 . Ces derniers permettent de ralentir le rythme de dissolution des cristaux de TiAl_3 ce qui leur donne une durée de vie plus longue pour provoquer la germination de grains. La théorie suggère que les TiB_2 forment une coquille autour des TiAl_3 ce qui ralentit sa dissolution dans l'aluminium. Ce dernier peut, par après, diffuser à l'intérieur de la coquille et réagir avec la particule de TiAl_3 pour donner un liquide de composition péritectique. Ce liquide donne naissance à un cristal d' α -Al qui va grandir de l'intérieur de la coquille vers l'extérieur.

2.6.2.4 La théorie de germination duplexe

Cette théorie, proposé par Mohanty *et al.*^{36,42,45,46}, fait appel à la présence d'une fine couche TiAl_3 qui se formerait à la surface des grains de TiB_2 , pour provoquer la germination et la croissance des grains d' α -Al. L'expérience de Mohanty *et al.*^{36,42,45,46} a

porté sur l'ajout de particules de TiB_2 à diverses concentrations de titane. Sans le titane, il n'y avait pas d'affinage de grain et les particules de TiB_2 se retrouvaient aux joints de grains. Par contre, avec des ajouts de titane, l'affinage était significatif et l'on retrouvait les particules de TiB_2 au milieu des grains. À des concentrations hyperperitectiques, une fine couche de $TiAl_3$ s'est formée autour du TiB_2 qui permet, par la suite, la croissance de l' α -Al sur la couche de $TiAl_3$. Pour des concentrations hypoperitectiques, il semble y avoir une mince couche entre le TiB_2 et l'aluminium α . Par extrapolation des observations obtenues avec les alliages hyperperitectiques, on a conclu que cette mince couche était également du $TiAl_3$ ce qui n'est pas nécessairement le cas.

2.6.3 Effet des différents alliages mères sur la taille des grains

Selon leur nature, les alliages mères n'auront pas le même effet sur la taille des grains. Selon les travaux de Wu *et al.*,⁴⁷ le Al-4%B a été identifié comme un affineur de grain très efficace (figure 2.15) pour les alliages 356.

Ces résultats ont été confirmés par Sigworth et Guzowski⁴⁸ mais ils ont également trouvé que des complications pouvait survenir avec cet affineur. En effet, le bore peut former des TiB_2 avec le titane résiduel présent dans l'alliage et s'accumule sous forme de « sludge » dans le fond du creuset. Il peut aussi nuire partiellement ou complètement à la modification effectuée au strontium. Dans la même recherche, Sigworth et Guzowski⁴⁸ ont étudié l'effet de différents affineurs de grains avec des ratios Ti:B variant de zéro à 2,2. Les meilleurs résultats ont été obtenus avec un ratio égal à 1 (figure 2.16).

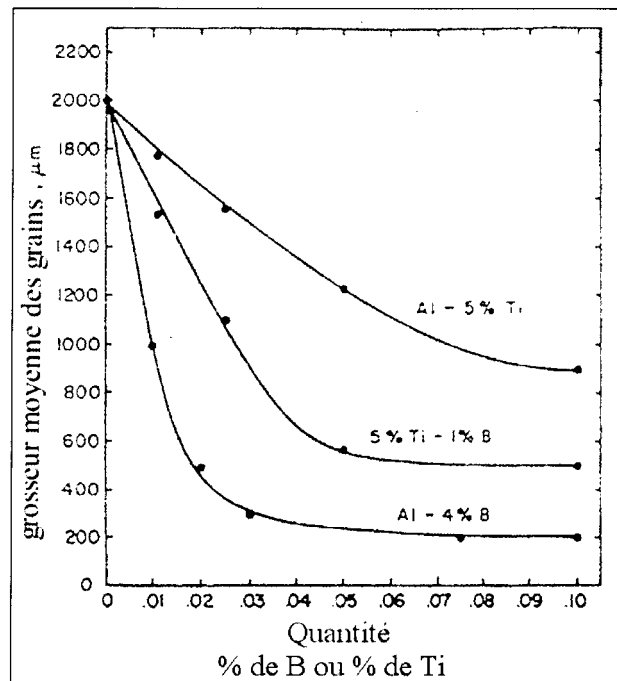


Figure 2.15 Influence de différents affineurs de grains sur un alliage 356.⁴⁷

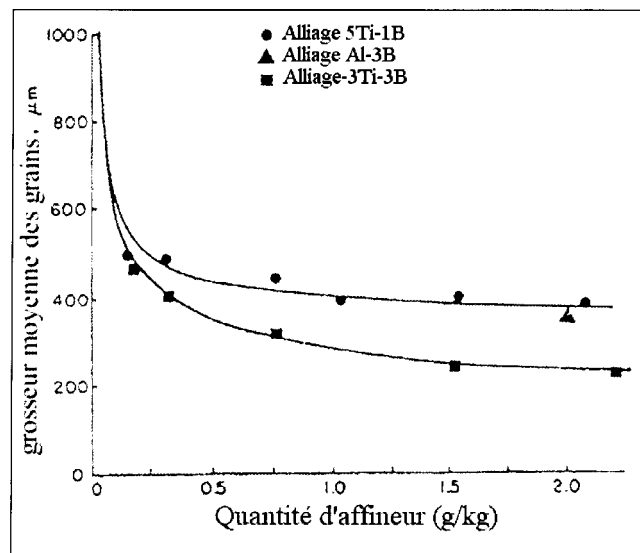


Figure 2.16 Influence de différents affineurs de grains sur un alliage 356.⁴⁸

2.7 TRAITEMENTS THERMIQUES

Divers traitements thermiques peuvent être effectués sur les alliages d'aluminium. L'un d'entre eux, le durcissement structural, permet d'améliorer les propriétés mécaniques. Le durcissement structural se réalise en trois étapes qui sont :

- Mise en solution : permet de dissoudre les éléments d'alliage qui participent au durcissement.
- Trempe : permet de bloquer la diffusion des éléments d'alliage pour les figer dans la matrice d'aluminium.
- Vieillessement : retour partiel à l'équilibre qui permet la précipitation des éléments d'alliage.

Pour avoir un alliage d'aluminium pouvant subir le durcissement structural, l'élément d'alliage mis en solution doit avoir une solubilité supérieure à haute température qu'à basse température. La figure 2.17 nous permet de voir un exemple de diagramme d'équilibre d'Al-Cu. La solubilité du cuivre, pour un alliage de concentration (a), est d'environ 4,5%, alors qu'à basse température, la solubilité de l'alliage est presque nulle. Ainsi, lors du refroidissement, l'élément mis en solution dans la matrice d'aluminium peut sursaturer la matrice lors du refroidissement.

2.7.1 Mise en solution

La mise en solution consiste à chauffer l'aluminium dans un intervalle de température qui permettra la dissolution des éléments d'alliage (Cu, Mg, Si, Zn) qui participent au durcissement structural. La température devra être contenue dans un intervalle

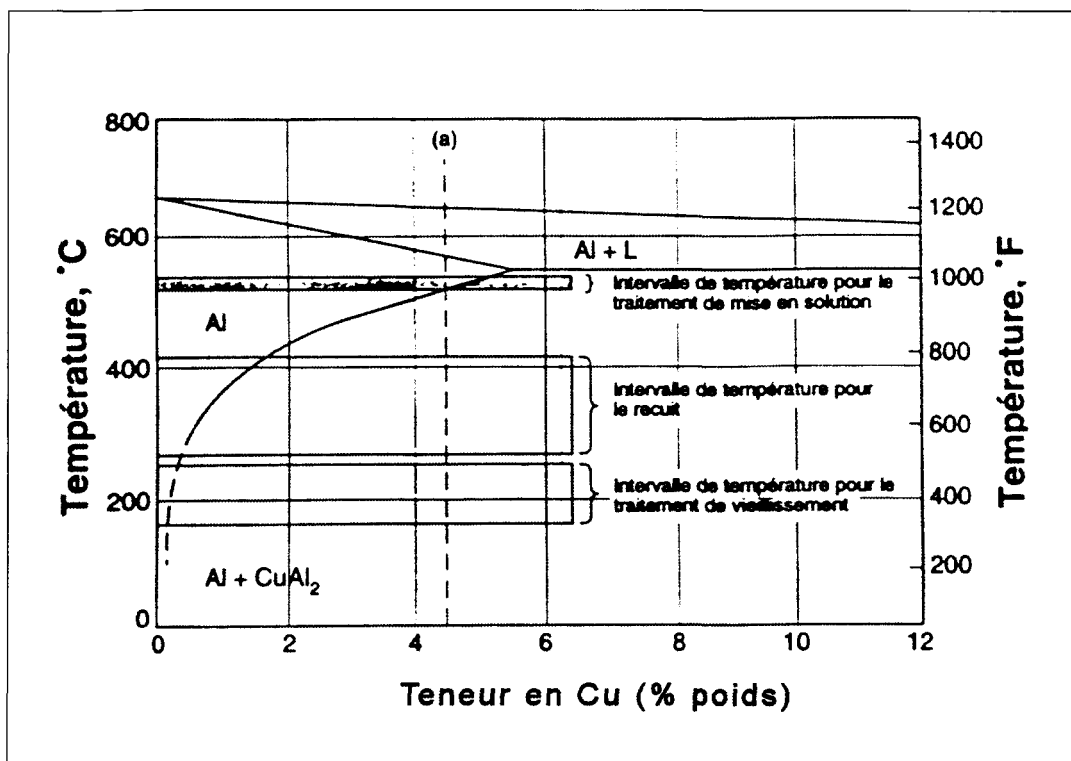


Figure 2.17 Diagramme d'équilibre Al-Cu avec différents intervalles de température utilisés pour les traitements thermiques.⁴⁹

(figure 2.17) qui permet une mise en solution efficace des éléments d'addition sans formation de défauts. D'abord, une température de mise en solution trop basse peut amener un manque de dissolution de l'élément d'addition dans l'alliage. Ensuite, une température trop élevée, i.e., au-dessus de la température de l'eutectique entraîne une surchauffe de l'alliage. On dit aussi que l'alliage est brûlé. Cette surchauffe est une fusion locale des grains et amène à une diminution des propriétés mécaniques. Pour être vérifiées, les pièces doivent être soumises à des essais destructifs. L'humidité présente dans le four peut aussi causer des problèmes. Elle réagit avec l'aluminium pour former de l'hydrogène atomique

qui diffuse dans le métal et se recombine pour former des lacunes ou des pores. Ces deux dernières ne sont pas bonnes pour les propriétés mécaniques.

Le temps de mise en solution dépend de la dimension de la pièce, de l'alliage, du procédé de fabrication, du type de la pièce ce qui influence la microstructure de la pièce. Ces facteurs établissent la quantité d'élément d'addition qui est en solution mais également la taille et la distribution des précipités. Le temps de mise en solution doit être assez long pour permettre la dissolution complète des précipités dans la matrice d'aluminium. Les pièces moulées au sable sont généralement mises en solution pour des périodes de 12 heures alors que les pièces moulées au moule permanent, avec leur structure plus fine, peuvent demander seulement 8 heures.

La mise en solution permet aussi de modifier la microstructure des particules de silicium dans les alliages Al-Si. Selon quelques études,^{50,51,52} la mise en solution permet un changement de forme des particules comme par exemple la sphéroïdisation de la phase de silicium eutectique.

2.7.2 Trempe

La trempe est un refroidissement rapide, usuellement du four à la température de la pièce, qui permet de bloquer la diffusion des éléments d'additions et de préserver ainsi la solution solide obtenue à haute température. On se retrouve donc avec une structure qui est hors d'équilibre. La trempe est aussi utile pour maintenir un certain nombre de lacunes libres qui participent à la formation de zones de précipités. Les atomes en solution solide qui migrent sur les joints de grains, les dispersoïdes ou autres particules ainsi que les

lacunes qui migrent vers les régions de désordre sont pour ainsi dire perdus et ne peuvent participer au durcissement de l'alliage.

La trempe peut être réalisée dans différents milieux de trempe. La figure 2.18 nous donne un aperçu des vitesses obtenues dans différents milieux de trempe. Usuellement, plus rapide sera la trempe meilleures seront les propriétés mécaniques. Par contre, la vitesse de refroidissement ne peut être abaissée indéfiniment car elle introduit des distorsions et des contraintes résiduelles dans la pièce. Pour des sections épaisses qui demandent un refroidissement rapide, la pièce est usuellement trempée dans l'eau. Dans la plupart des cas, la température de l'eau est comprise entre 25 et 100°C. La vitesse de refroidissement peut être réduite pour les pièces à sections minces (qui sont plus sensibles à la distorsion) en les trempant dans l'huile ou dans des solutions à base de polymères.

Il est également important de garder un temps de transfert court entre le four et le bain de trempe pour limiter la précipitation des éléments d'addition. Généralement⁵³, il s'écoule entre les sept et quinze secondes suivant la sortie du four. La figure 2.19 nous montre l'effet du temps de transfert sur les propriétés mécaniques. L'augmentation de ce dernier amène une diminution de la résistance à l'impact, de l'allongement, de la limite élastique (R_e) et de la résistance à la traction (R_m).

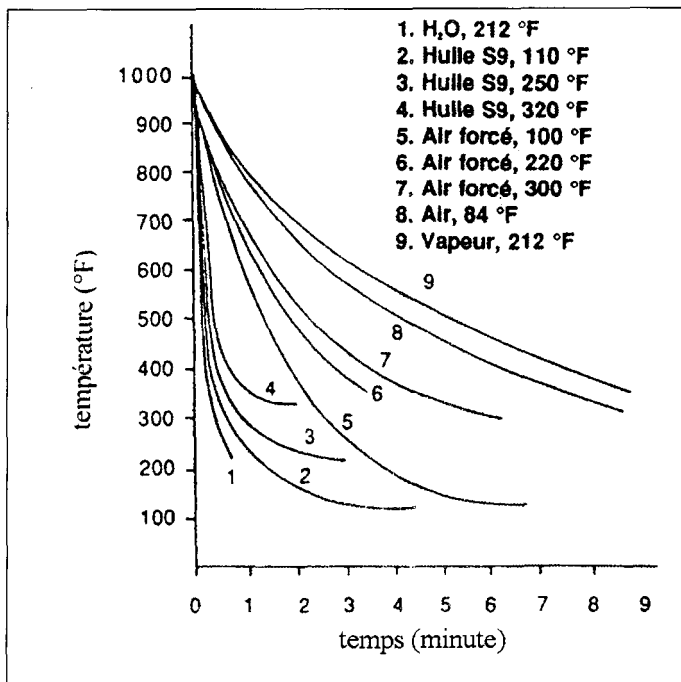


Figure 2.18 Courbe de refroidissement de différents milieux de trempe.⁵⁴

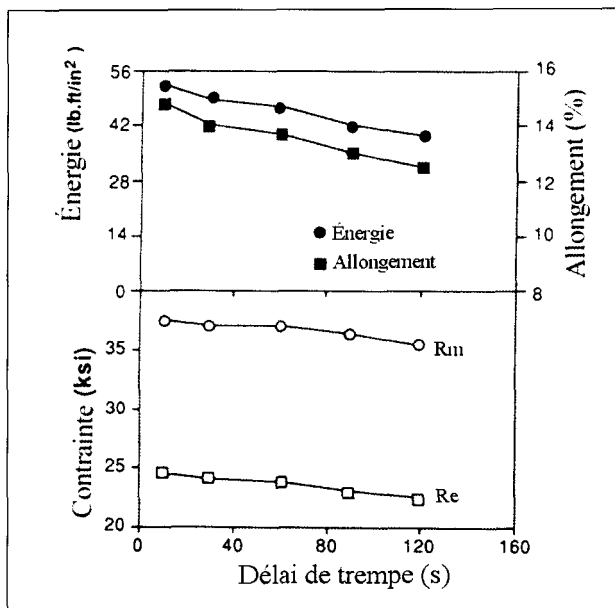


Figure 2.19 Effet du délai de trempe sur les propriétés mécaniques d'un alliage A356 mis en solution 5 heures à 520°C et vieilli 4,5 heures à 155 °C⁵⁵.

2.7.3 Vieillissement

Le vieillissement permet à l'alliage d'augmenter ses propriétés mécaniques. Il existe deux types de vieillissement : naturel et artificiel. Le premier, le vieillissement naturel, consiste à un retour partiel à l'équilibre de l'alliage en laissant précipiter, à la température de la pièce, les éléments d'alliage mis en solution. On obtient alors une pièce qui aura les propriétés mécaniques désirées au bout de quelques jours. Pour le deuxième, le vieillissement artificiel, la précipitation se fait dans un four à temps et température contrôlés en bas de la ligne de solvus (figure 2.17).

On cherche, à l'étape du vieillissement, à faire des précipités qui permettront d'avoir le maximum de propriétés mécaniques. Comme le montre la figure 2.20, c'est avec la présence de zones G.P. ou de précipités cohérents que sera atteint le maximum de propriétés mécaniques. Lors du vieillissement, les zones G.P apparaissent les premières, suivies des précipités cohérents. Les précipités incohérents sont les derniers à apparaître et correspondent à une diminution de la dureté de l'alliage. Les précipités incohérents peuvent aussi être appelés précipités d'équilibre. La figure 2.21 permet de différencier les différents types de précipités que l'on peut retrouver dans l'aluminium.

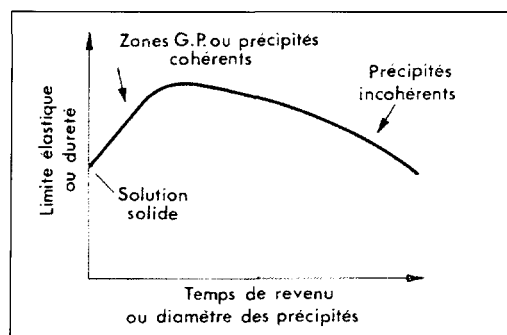


Figure 2.20 Courbe de vieillissement d'un alliage d'aluminium.⁵⁶

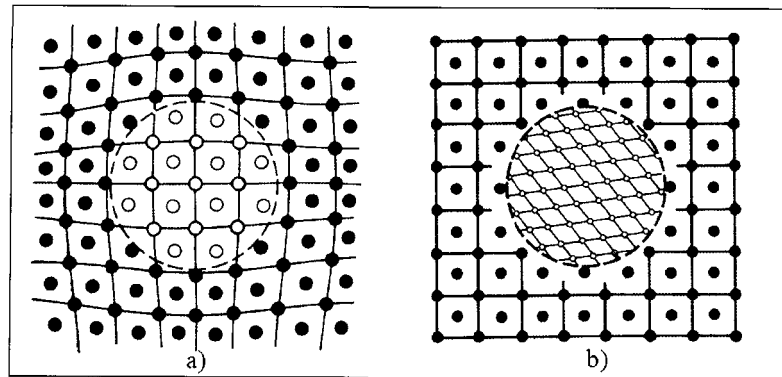


Figure 2.21 a) Précipité cohérent b) Précipité incohérent.⁵⁷

Les zones G.P et les précipités cohérents sont efficaces à bloquer les dislocations dans leur déplacement vu les champs de contraintes et de déformations importants qui les entourent. Les dislocations, pour passer les précipités cohérents, n'ont pas le choix et doivent les cisailer, d'où l'augmentation de la contrainte pour déformer la pièce (figure 2.22). Si on continue le vieillissement, on se retrouve avec des précipités d'équilibre incohérents avec la matrice. Avec le manque de cohérence qui apparaît et la distance plus importante entre les précipités, le mode de déplacement des dislocations à travers les précipités change. Elles contournent les précipités par un mécanisme d'Orowan (figure 2.23). La dislocation, lorsque qu'elle se déplace (de gauche vers la droite dans le cas de la figure 2.23) et croise les précipités, se courbe et laisse une boucle de dislocations autour de chaque précipité. La force nécessaire pour déformer l'aluminium descend à mesure que les précipités grossissent et que la distance entre les précipités grandit.

Tout dépendant du type d'alliage, la nature du précipité qui participe au durcissement est différente. Dans le cas d'un alliage avec du cuivre, le précipité formé est CuAl_2 et il

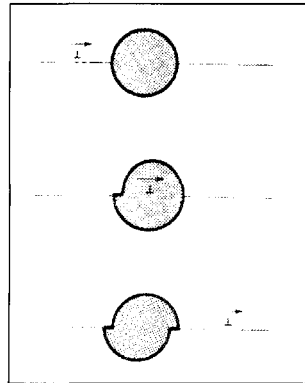


Figure 2.22 Cisaillement d'un précipité cohérent par une dislocation.⁵⁷

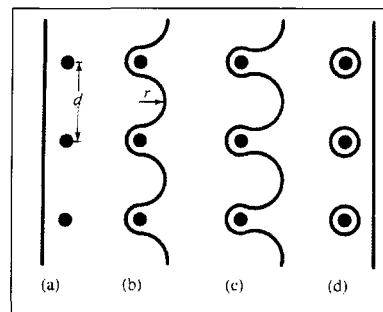
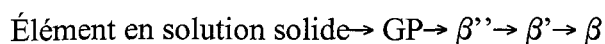


Figure 2.23 Mécanisme d'Orowan.⁵⁷

précipite dans la séquence suivante:



Pour le cas d'un alliage contenant du magnésium et du silicium, le précipité formé est Mg_2Si et il précipite dans la séquence suivante



Les précipités θ'' , θ' , β'' et β' représentent les précipités intermédiaires qui sont cohérents avec la matrice. Les précipités θ et β sont les précipités d'équilibre et n'ont pas de cohérence avec la matrice. La figure 2.24 permet de voir, avec un microscope électronique à transmission, les précipités θ'' d'un alliage contenant 4,5% cuivre issus de la

trempe et du vieillissement ainsi que les précipités d'équilibre θ .⁵⁷ Il est important, lors du vieillissement, de bien choisir la température et le temps de vieillissement. Les deux auront une influence sur les propriétés mécaniques obtenues. Un trop long temps ou une température trop haute peuvent être à l'origine d'un survieillissement qui diminue les propriétés mécaniques qu'on peut voir sur les courbes de la figure 2.25 de l'alliage A356.

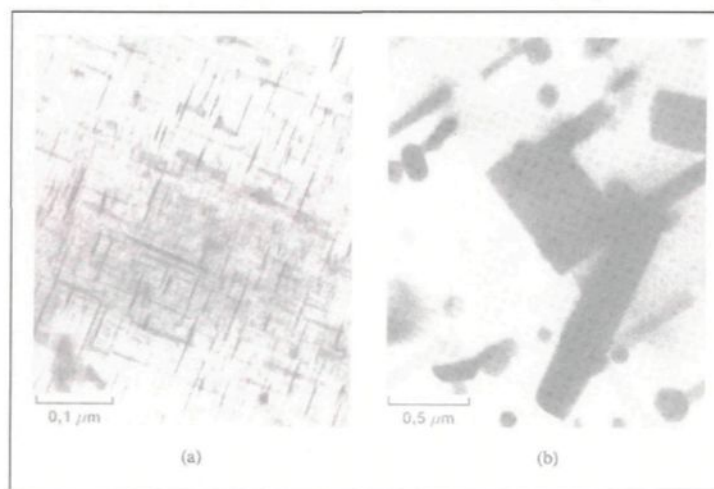


Figure 2.24 Observation par microscope électronique à transmission de :a) Précipités θ'' (alliage Al-4,5% de Cu trempé et vieilli) b) Précipités θ (précipités d'équilibre).⁵⁷

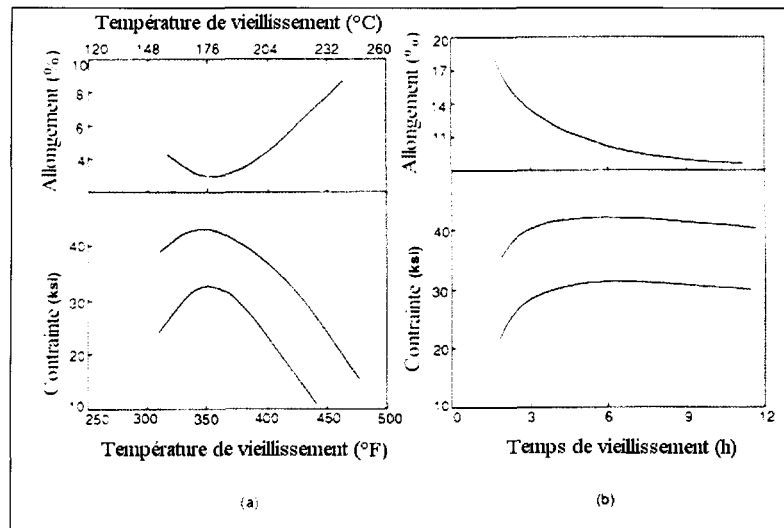


Figure 2.25 Propriétés mécaniques a) en fonction de la température b) en fonction du temps de vieillissement (154°C) de l'alliage A356.⁵⁴

2.8 ESSAI DE DURETÉ

Les essais de dureté consistent à mesurer la résistance à la pénétration d'un indenteur dans un matériau. L'indenteur doit être plus dur que le matériau dont la dureté est à mesurer. La mesure de la dureté se fait dans un temps fixe. Une empreinte plus petite signifie que le matériau est plus dur. Différentes échelles peuvent être utilisées pour mesurer la dureté. Elles sont Brinell, Rockwell et Vickers. La dureté Brinell, celle qui nous intéresse, est effectuée avec une bille d'acier dur mesurant 1,59 mm de diamètre. On exerce une pression avec cette bille pour ensuite mesurer le diamètre créé sur la pièce. La force utilisée peut être de 500 ou 3000 kgf. La formule utilisée pour mesurer la dureté Brinell est la suivante :

$$H_B = \frac{2F}{\pi D(D - \sqrt{D^2 - d^2})}$$

où F=Force (kgf)

D = diamètre de la bille (mm)

d = diamètre de l'empreinte (mm)

2.9 ESSAI D'IMPACT

L'essai d'impact est utilisé pour mesurer la ténacité des matériaux face à un choc. L'essai se réalise avec un mouton pendule dans le cas de l'essai Charpy (figure 2.26). Cet appareil est en fait un marteau qui tourne autour d'un axe. Ce marteau est donc levé d'une certaine hauteur h_0 pour emmagasiner de l'énergie potentielle. Il est par la suite lâché et l'énergie potentielle accumulée se transforme en énergie cinétique. Le marteau frappe l'éprouvette, placée dans un support, dans le bas de sa course et remonte d'une hauteur h qui est moins élevée que celle initiale du marteau. Le différentiel de hauteur nous permet de mesurer l'énergie nécessaire à la rupture (exprimé en joules) qui est égal à :

$$W = mg(h_0 - h)$$

Où m = masse du pendule (kg)

g = gravité (m/s^2)

h_0 = hauteur initiale du pendule (m)

h = hauteur finale du pendule après impact (m)

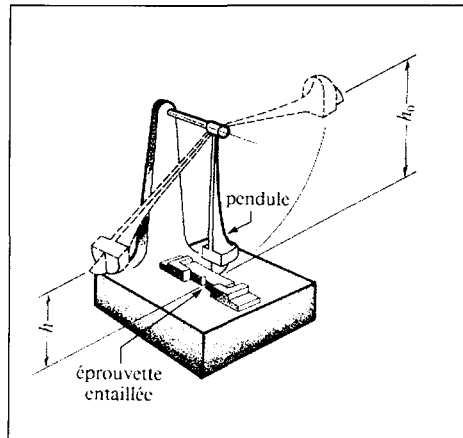


Figure 2.26 Essai Charpy.⁵⁷

L'énergie totale utilisée pour rompre l'échantillon est la somme de l'énergie requise pour initier une fissure et celle nécessaire pour la propager dans le matériau. Les éprouvettes sont standardisées pour cet essai et peuvent avoir ou non une entaille.

2.9.1 Effet de la composition chimique

Komatsu *et al.*⁵⁸ ont montré que la résistance à l'impact diminue avec une augmentation de la concentration en silicium dans les alliages Al-Si. Tsukuda *et al.*⁵⁹ ont étudié la résistance à l'impact sur des alliages Al-Si-0,15% Sb pour des teneurs en silicium variant de 1 à 13 %. Ils ont trouvé que pour des alliages contenant entre 6 et 8 % de Si et plus, la quantité d'énergie nécessaire pour rompre l'éprouvette diminuait rapidement. Ils ont également mesuré l'effet du Mg et du Fe sur la résistance à l'impact des alliages Al-7% Si-Mg. L'augmentation du Mg jusqu'à 0,4% diminue rapidement la résistance à l'impact des alliages tels que coulés et avec traitement T6. La résistance à l'impact a également diminué exponentiellement par l'augmentation du Fe. Vorren *et al.*⁶⁰ a d'ailleurs confirmé que le facteur K_{IC} (calculé à partir de l'énergie absorbée à la rupture d'essais Charpy)

diminuait avec une augmentation de la quantité de fer. D'autres essais réalisés par Murali *et al.*⁶¹ sur l'alliage Al-7Si-0,3Mg confirment que le magnésium et le fer abaissent l'énergie absorbée par la rupture (figure 2.27).

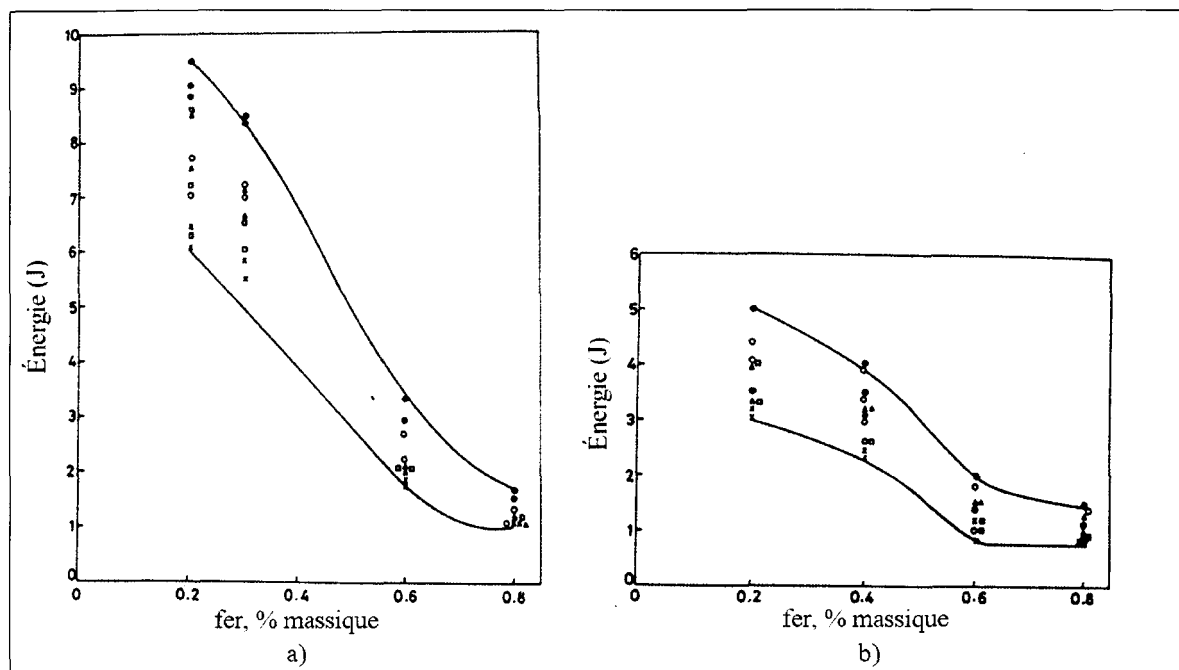


Figure 2.27 Énergie absorbée par la rupture d'un alliage Al-7Si-0,3Mg en fonction de la quantité de fer pour l'alliage contenant (a) 0,38% Mg (b) 0,65% Mg.⁶¹

Paray *et al.*⁶² ont étudié la différence d'énergie absorbée par la rupture des alliages 319, 332, 356 et 413 (figure 2.28). La microstructure explique ces différences. Dans les alliages où la rupture est contrôlée par le silicium (356 et 413), c'est le 356 qui a le plus de résistance à l'impact car il possède moins de silicium. Les alliages 319 et 322 ont des résistances à l'impact inférieures à celle du 356 et 413. La présence du cuivre explique cette baisse. La rupture ne serait plus contrôlée par le silicium mais par la présence de la phase CuAl_2 .

2.9.2 Influence de la modification

La modification consiste à ajouter un élément tel le strontium ou le sodium qui permet de modifier la forme des particules de silicium qui passe d'aciculaire à fibreuse. Closset⁶³ a trouvé que la modification améliorait la résistance à l'impact d'éprouvettes non entaillées pour des alliages A356.0 et 413.0 tels que coulés et vieillis. Pour l'alliage tel que coulé A356.0, la résistance à l'impact est passée d'une valeur de 9,5 J/cm² (0% Sr) à une valeur de 18,7 J/cm² (0,016% Sr), soit une amélioration de 96% pour la modification. L'augmentation a été de 40%, soit de 23,7 J/cm² (0% Sr) à 33,7 J/cm² (0,02% Sr) pour un alliage mis en solution 13 heures à 538°C et vieilli 8 heures à 154°C.

Paray *et al.*⁶² ont démontré que pour un alliage 413 modifié (figure 2.28), la modification permet d'augmenter la résistance à l'impact de 4 J à 32,54 J. Par contre, pour les alliages comme le 319 et 322, la modification au strontium ne permet pas d'augmentation de la résistance à l'impact, la rupture étant contrôlée par les particules de la phase CuAl₂.

Shivkumar *et al.*⁶⁴ ont montré que pour des alliages 319 tels que coulés, la modification permet d'améliorer la résistance à l'impact. Pour l'alliage coulé dans un moule en sable, la résistance à l'impact passe de 0,6 J à 1,4 J pour un alliage modifié alors que pour l'alliage coulé dans un moule métallique, la modification permet d'augmenter la résistance à l'impact de 0,7 J à 2 J. Dans d'autres travaux, Shivkumar *et al.*⁶⁵ ont montré que pour un alliage 356, la modification permet, pour un alliage coulé dans un moule en sable, d'augmenter sa résistance à l'impact de 1,1 J à 2,3 J et, pour un alliage coulé dans un moule métallique, d'augmenter sa résistance à l'impact de 2 J à 10,8 J.

Hafiz et Kobayashi⁶⁶ ont également prouvé par leurs travaux que la modification au strontium améliore, dans le cas d'un alliage Al-12,6% Si coulé dans un moule en acier et en graphite, la résistance à l'impact (figure 2.29). Pour le cas des éprouvettes provenant du moule en acier, la résistance à l'impact est passée d'une valeur de 3,9 J pour un échantillon non-modifié à une valeur de 21 J pour un échantillon modifié avec 0,024% Sr. Ceci représente une amélioration de 441%. Les éprouvettes provenant du moule en graphite ont, quant à elles, une résistance à l'impact de 18,5 J avec une teneur de 0,028% Sr, ce qui donne une amélioration de 629%.

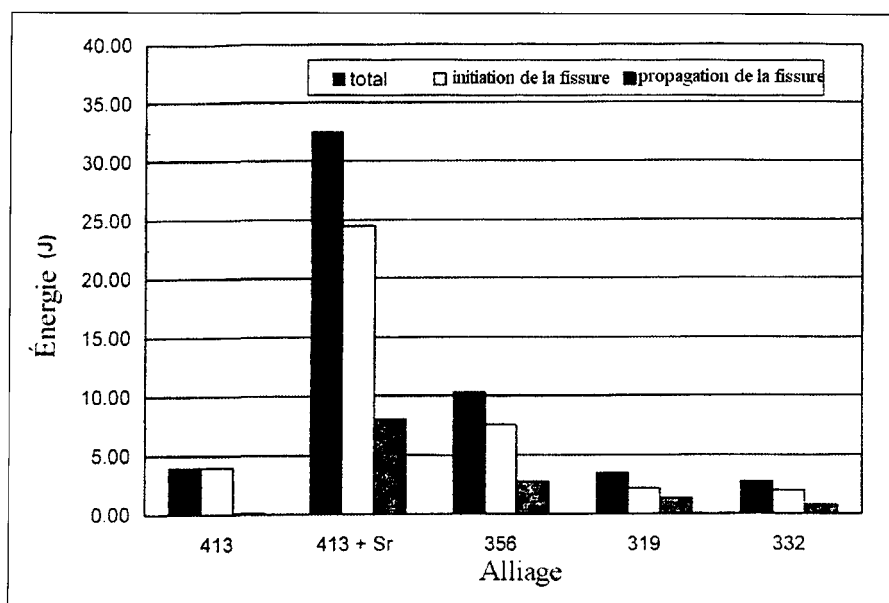


Figure 2.28 Énergie absorbée par la rupture en fonction de l'alliage.⁶²

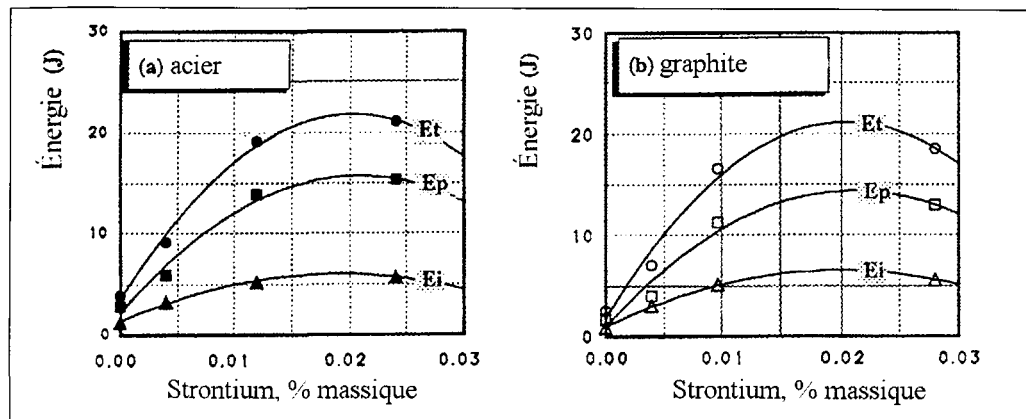


Figure 2.29 Énergie absorbée par la rupture d'un alliage eutectique Al-12,6% Si en fonction du pourcentage massique de strontium et de la vitesse de refroidissement. (a) pour moule en acier, (b) pour moule en graphite⁶⁶

2.9.3 Effet du traitement thermique

Komatsu *et al.*⁵⁸ ont trouvé que la résistance à l'impact demeurait constante pour les alliages Al-Si dont la teneur varie entre 5-12% et qui ont été vieillis. Drouzy *et al.*⁶⁷ a démontré que la vitesse de refroidissement après la mise en solution (trempé à l'eau ou refroidi à l'air dans le four) a une influence sur la résistance à l'impact. Dans les cas des éprouvettes non-modifiées et modifiées, les résultats plus élevés ont été obtenus pour celles mises en solution et refroidies au four.

Tsukuda *et al.*⁶⁸ ont examiné le traitement T6 réalisé sur un alliage Al-6,85% Si-0,30%Mg-0,20%Fe-0,12%Ti-0,006%Na. L'énergie absorbée par un test Charpy a été diminuée par les trempes à l'eau chaude ou par un délai avant la trempe. De ces résultats, le durcissement structural optimal a été obtenu avec une mise en solution de 9 heures à 540°C suivie d'une trempe dans l'eau froide (15°C) aussitôt que possible. Le temps et la température de vieillissement influencent également la résistance à l'impact. Pour leurs essais, ils ont conseillé un vieillissement de 140°C pendant 4 heures. Paray *et al.*⁶² ont fait

des essais pour trouver l'influence de la mise en solution et du vieillissement sur la résistance à l'impact d'un alliage 356. Ils ont trouvé que la mise en solution améliore la résistance à l'impact des alliages modifiés et non-modifiés. Par contre, la durée du vieillissement n'a pas d'influence sur la résistance à l'impact

Shivkumar *et al.*⁶⁵ ont trouvé que la mise en solution permet une amélioration de la résistance à l'impact avec une augmentation du temps de mise en solution de l'alliage A356 (figure 2.30). Il est à noter que cette augmentation est lente dans le cas des alliages coulés dans le moule en sable.

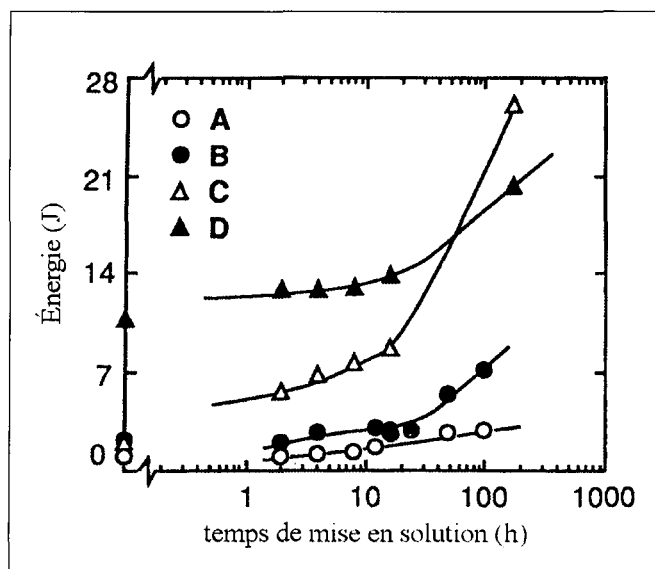


Figure 2.30 Variation de l'énergie absorbée par la rupture de d'alliages A356 en fonction du temps de mise en solution. Moule en sable :A) non modifié B) modifié. Moule métallique: C) non modifié D) modifié.⁶⁵

2.9.4 Effet de l'espace interdendritique («DAS»)

Les travaux de Li *et al.*⁶⁹ ont permis de mettre en relation l'espace interdendritique à la résistance à l'impact d'alliages 319 ayant subi des traitements T5 et T6 (figure 2.31 et

figure 2.32). Le code AW est l'alliage de base 319 (Al-7%Si-3,5% Cu). Les autres alliages (BW à FW) sont des alliages de base auxquels on a ajouté des éléments. Ainsi, l'alliage BW est l'alliage de base avec 0,4% Fe et du strontium. L'alliage CW est l'alliage de base avec du strontium. L'alliage DW est l'alliage de base avec 1,2% Fe et du strontium. L'alliage EW est l'alliage de base avec 1,2% Fe. L'alliage FW est l'alliage avec 1,2% de Fe, du strontium et du phosphore. Les figures 2.31 et 2.32 nous permettent de dire que plus l'espace interdendritique (DAS) est faible, plus la ténacité du matériau est élevée.

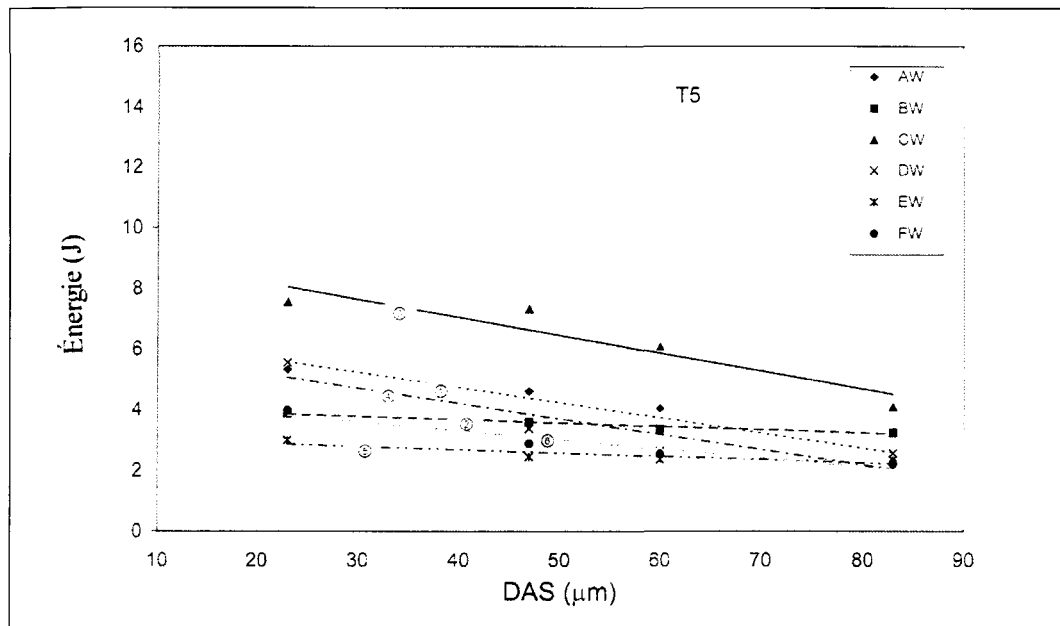


Figure 2.31 Énergie d'impact d'alliages 319 en fonction de l'espace interdendritique (DAS), condition T5.⁶⁹

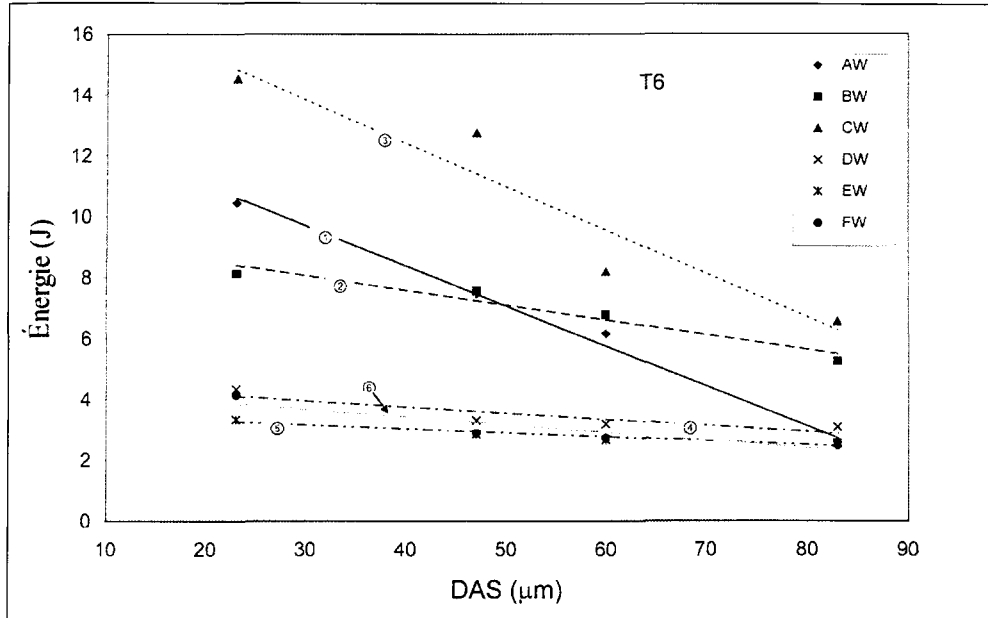


Figure 2.32 Énergie d'impact d'alliages 319 en fonction de l'espace interdendritique (DAS), condition T6.⁶⁹

CHAPITRE 3

PROCÉDURES EXPÉRIMENTALES

CHAPITRE 3

PROCÉDURES EXPÉRIMENTALES

3.1 PRÉPARATION DES ALLIAGES

Les essais ont été effectués sur trois types d'alliages qui sont :

- 319 (Al-Si-Cu),
- 356 (Al-Si-Mg),
- 413 (Al-Si).

Le tableau 3.1 contient un échantillon des compositions chimiques de chaque alliage tel que reçu.

Tableau 3.1 Composition chimique des alliages 319, 356 et 413 (% poids).

Alliage	Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Sr	Ti	B
319	3.112	0.0071	0.0005	5.59	0.170	0.0000	0.105	0.0004
356	0.060	0.314	0.0005	6.21	0.099	0.0001	0.0002	0.0002
413	11.17	0.046	0.218	11.17	0.344	0.0000	0.0652	0.0003

Le métal est d'abord fondu dans un creuset en silicium de 6 kg dans un four à résistance. Les alliages sont par la suite préparés en variant les différents paramètres métallurgiques. Le tableau 3.2 contient le code de chaque condition réalisée. Les trois

alliages sont identifiés respectivement par la lettre A (319), B (356) et C (413). Pour les autres codes, le suffixe D représente le dégazage effectué sur l'alliage, T représente l'addition de TiB_2 (i.e. Ti), T avec E représente l'addition d'un niveau plus élevé de TiB_2 , S représente l'ajout de strontium et H et H4 représentent les deux niveaux d'hydrogène où H4 est la concentration la plus élevée. Le *préfixe* D, présent dans tous les codes, est utilisé seulement pour bien distinguer mes échantillons de ceux des autres étudiants (c'est la procédure usuelle dans le laboratoire).

Tableau 3.2 Codes des conditions de coulée réalisées.

Paramètre métallurgique	319	356	413
Sans dégazage	DA	DB	DC
Avec dégazage	DAD	DBD	DCD
Avec TiB_2 (0,0075% Ti)	DADT	DBDT	DCDT
Avec Sr (0,02%)	DADS	DBDS	DCDS
Avec TiB_2 (0,0075% Ti) et Sr (0,02%)	DADTS	DBDTS	DCDTS
Avec TiB_2 (0,25% Ti)	DADTE	DBDTE	DCDTE
Avec TiB_2 (0,25% Ti) et Sr (0,02%)	DADTES	DBDTES	DCDTES
Avec hydrogène (bas niveau)	DADH	DBDH	DCDH
Avec hydrogène (haut niveau)	DADH4	DBDH4	DCDH4

Le strontium ajouté provient d'un alliage mère Al-10% Sr. Le diborure de titane ajouté provient d'un alliage mère Al-5%Ti-1%B. Le dégazage du métal liquide, lorsque nécessaire, est fait avec un agitateur rotatif en graphite qui tourne à une vitesse de 150

tours/minute et qui laisse passer de l'argon pur sec à un débit de 0,492 mètre cube par heure pendant 10 minutes. L'hydrogène a été ajouté de façon à obtenir différents niveaux de porosité dans les pièces. C'est donc cette dernière que nous avons considérée comme un paramètre métallurgique et dont nous avons mesuré l'effet sur les propriétés de la pièce. C'est pour cette raison que la concentration de l'hydrogène n'a pas été mesurée.

Il y a différentes façons d'introduire l'hydrogène dans l'alliage. Par exemple, dans l'étude réalisée par Anson et Gruzleski⁷⁰, une lance de graphite perforée a permis d'injecter dans le métal liquide un mélange de gaz contenant 8% d'hydrogène et 92% d'argon pendant un temps déterminé. Dimayuga *et al.*⁷¹ ont eux utilisés de l'azote et de la vapeur d'eau qui recouvrait la surface du métal en fusion pendant un certain temps. Dans notre cas, nous avons choisi une méthode simple et efficace qui est d'insérer des morceaux de patate dans l'alliage. Cette dernière est une source d'hydrocarbure qui, une fois submergée dans l'alliage, par sa combustion, permet l'introduction d'hydrogène. Nous avons donc utilisé deux niveaux de patate (bas et haut) pour varier la concentration d'hydrogène et conséquemment le pourcentage surfacique de la porosité dans les pièces correspondantes.

Chaque alliage a été porté à environ 730-750°C pour être ensuite coulé dans des moules (figure 3.1) qui sont préchauffés à une température de 450°C pour enlever la présence d'humidité. Deux pièces ont été coulées par condition (figure 3.2(a)). Une fois le moule refroidi, on a enlevé la masselotte (figure 3.2(a)) et l'on a coupé chaque pièce en trois blocs d'environ 75 mm x 35 mm x 30 mm (figure 3.2(b)). Des six blocs obtenus, un a été gardé tel que coulé alors que les cinq autres ont subi une mise en solution, trempe et vieillissement. On a effectué par la suite les tests de dureté sur les blocs.

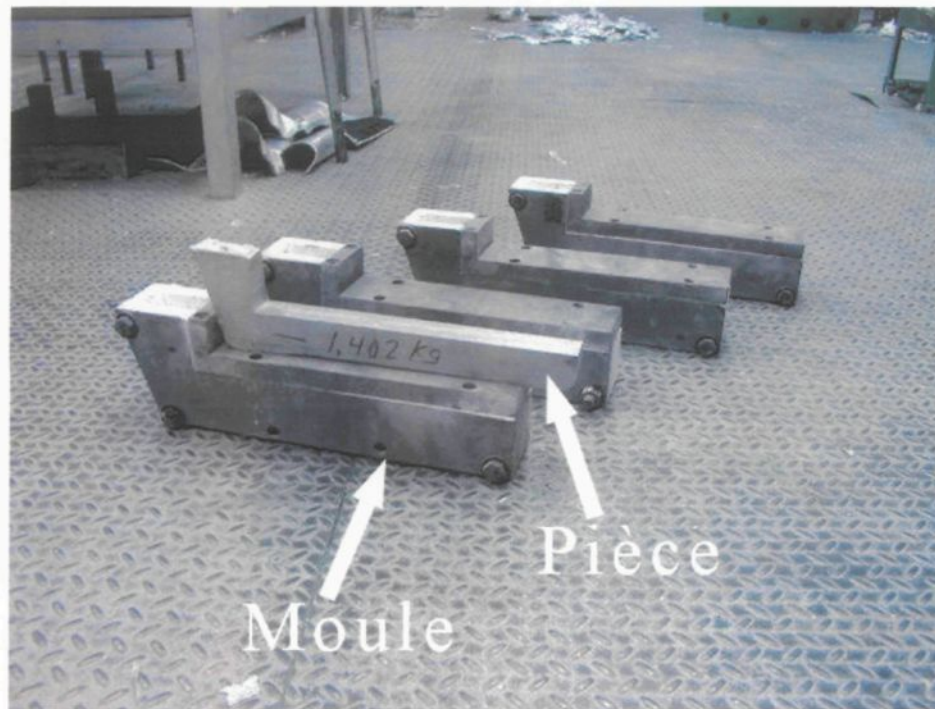


Figure 3.1 Pièces servant à la fabrication des blocs.

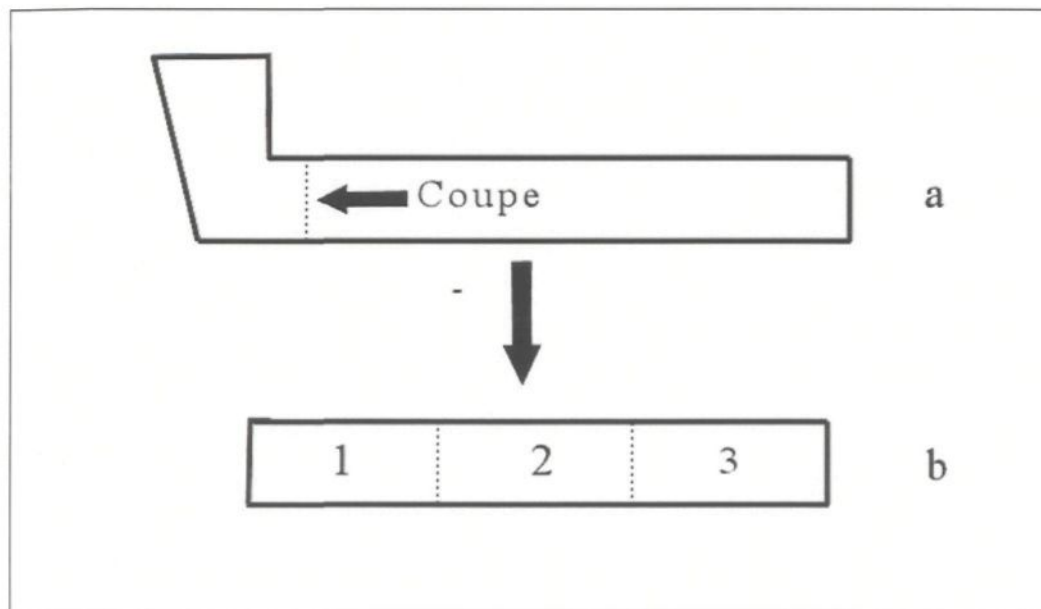


Figure 3.2 (a) Pièce coulée pour les essais, et (b) les trois blocs coupés de la pièce pour les essais de dureté.

L'analyse chimique a été faite par spectroscopie avec la moyenne de trois étincelles. Le tableau 3.3 donne les résultats obtenus pour chaque condition.

3.2 TRAITEMENTS THERMIQUES

Les traitements thermiques ont été réalisés en trois étapes : mise en solution, trempe et vieillissement artificiel. Ils ont été effectués sur les blocs coupés à partir des pièces coulées. Pour chaque condition, cinq des six blocs ont eu un traitement thermique. L'autre restant a été gardé tel que coulé.

3.2.1 Mise en solution

La mise en solution a été effectuée dans un four Blue M (figure 3.3). La mise en solution a varié selon le type d'alliage. Pour le 319 et le 413, la température de mise en solution était de 495°C avec un maintien de 8 heures à cette température. Pour le 356, la mise en solution était de 540°C avec un maintien en température de 8 heures. La montée en température de mise en solution pour les trois alliages a été de 2 heures.



Figure 3.3 Four à convection Bleu M.

Tableau 3.3 Compositions chimiques des conditions de coulée.

Échantillon	Éléments (% poids)									
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ti	B	Sr	Al
DA et DAD	5,59	0,1697	3,112	<0,0005	0,0071	<0,0005	0,1051	0,0004	<0,0000	91,0
DADT	5,57	0,1841	3,128	<0,0005	0,0063	<0,0005	0,1054	0,0003	0,0002	90,9
DADS	5,55	0,1770	3,053	<0,0005	0,0053	<0,0005	0,0969	<0,0002	0,0161	91
DADTS	5,79	0,1950	3,223	<0,0005	0,0093	<0,0005	0,1045	0,0004	0,0186	90,6
DADTE	5,39	0,2003	3,063	<0,0005	0,0067	<0,0005	0,1302	0,0023	<0,0000	91,1
DADTES	5,68	0,2106	3,162	<0,0005	0,0151	<0,0005	0,1538	0,0138	0,0134	90,7
DADH	5,80	0,1805	3,064	0,0071	0,0049	<0,0005	0,0946	<0,0002	0,0002	90,8
DADH4	5,62	0,1797	3,026	0,0053	0,0052	<0,0005	0,0968	<0,0002	<0,0000	91
DB et DBD	6,21	0,0991	0,0597	<0,0005	0,3143	<0,0005	0,1075	<0,0002	0,0001	93,2
DBDT	6,29	0,0927	0,0067	<0,0005	0,3171	<0,0005	0,1127	<0,0002	0,0001	93,1
DBDS	6,16	0,0943	0,0032	<0,0005	0,3149	<0,0005	0,1082	<0,0002	0,0159	93,3
DBDTS	6,09	0,0925	0,0066	<0,0005	0,3121	<0,0005	0,1122	<0,0002	0,0193	93,3
DBDTE	6,17	0,1781	0,2087	0,0107	0,2854	0,0007	0,3804	0,0360	0,0002	92,6
DBDTES	5,96	0,1596	0,1992	0,0101	0,2716	<0,0005	0,4307	0,0360	0,0172	92,8
DBDH	6,10	0,0990	0,1124	<0,0005	0,3116	<0,0005	0,1094	<0,0002	0,0002	93,2
DBDH4	6,18	0,1052	0,0887	0,0011	0,3102	0,0007	0,1117	<0,0002	0,0001	93,1
DC et DCD	11,17	0,3440	0,4875	0,2183	0,0462	0,0240	0,0652	0,0003	<0,0000	87,4
DCDT	10,98	0,3621	0,4963	0,2465	0,0467	0,0289	0,0701	0,0004	0,0001	87,5
DCDS	11,02	0,3583	0,4909	0,2480	0,0428	0,0289	0,0630	<0,0002	0,0187	87,5
DCDTS	11,22	0,3733	0,504	0,2469	0,0435	0,0301	0,0692	0,0003	0,0158	87,3
DCDTE	10,28	0,3846	0,4820	0,2375	0,0454	0,0302	0,3279	0,0360	<0,0000	88,0
DCDTES	10,47	0,3801	0,4734	0,2374	0,0410	0,0302	0,3431	0,0360	0,0124	87,8
DCDH	10,69	0,3561	0,4968	0,2462	0,0487	0,0291	0,0645	0,0002	<0,0000	87,8
DCDH4	10,87	0,3593	0,4972	0,2424	0,0477	0,0295	0,0648	0,0002	0,0001	87,7

3.2.2 Trempe

La trempe a été effectuée après la mise en solution. Les échantillons ont été trempés dans un bac d'eau où la température de l'eau avoisinait les 60°C. Lors de la trempe, les blocs ont été remués dans le bain avec une pince pour qu'ils puissent atteindre le plus rapidement possible la température de l'eau.

Les échantillons des alliages 319 et 413 ont été par la suite placés au congélateur avant de subir le vieillissement. L'alliage 356 a été, pour sa part, laissé pendant 24 heures à la température de la pièce après la mise en solution pour être ensuite placé dans le congélateur.

3.2.3 Vieillissement

Le vieillissement a été fait dans le même four que la mise en solution. Cinq températures ont été utilisées pour chaque condition soient 155°C, 180°C, 200 °C, 220°C et 240°C. Le temps de vieillissement a été de 5 heures avec une montée en température de 30 minutes.

3.3 DURETÉ

La mesure de la dureté a été faite sur les blocs ayant subi ou non un traitement thermique, à l'aide de l'appareil de dureté Brinell de marque Service Physical Testers, modèle DW14-10 (figure 3.4). Huit indentations ont été faites par bloc en utilisant bille de 10mm de diamètre et une force de 500 kgf. Par la suite, on a mesuré le diamètre des empreintes, avec une petite lunette graduée en mm, en prenant deux diagonales perpendiculaires. La moyenne de la dimension de l'empreinte a été calculée et, avec la

formule donnée à la section 2.8, on l'a convertie en dureté Brinell. Comme il y a six états de traitements thermiques (incluant l'état tel que coulé), neuf conditions et trois alliages, nous avons mesuré 162 blocs de dureté.

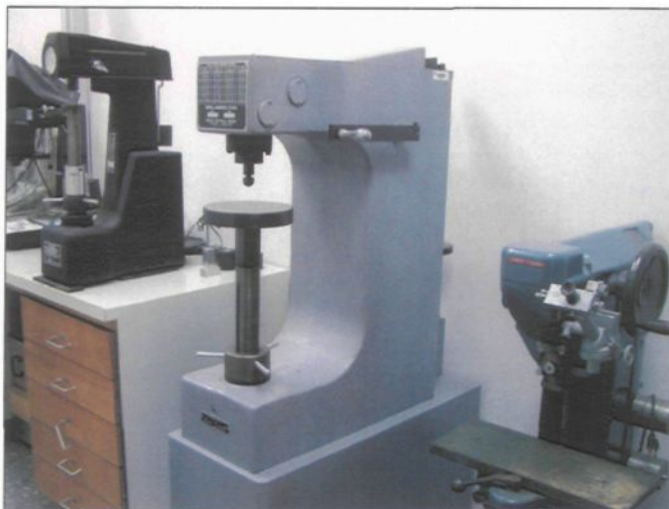


Figure 3.4 Machine à dureté Brinell.

3.4 MÉTALLOGRAPHIE

Les échantillons pour la métallographie ont été pris entre le premier et le deuxième blocs des pièces coulées (figure 3.5). Il y en a deux par condition et leur taille est d'environ 30 mm x 25 mm x 5 mm. L'échantillon A a été pris à fin du bloc 1 et l'échantillon B au début du bloc 2. Cette prise d'échantillon permet d'avoir une microstructure similaire entre l'échantillon A et B car ils se font face. Par la suite, l'échantillon A a été gardé tel que coulé alors que l'échantillon B a été mis en solution (spécifique à l'alliage employé). Ces échantillons ont été ensuite enrobés et polis en utilisant des papiers abrasifs et des tapis imbibés de solutions abrasives.

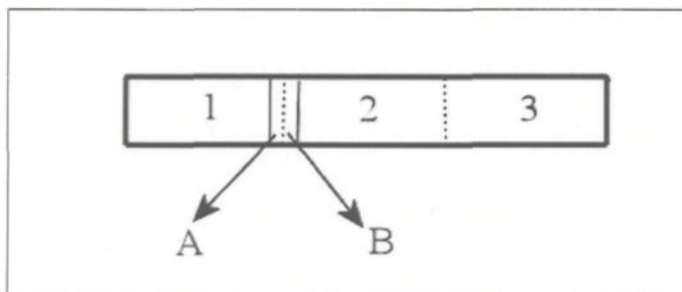


Figure 3.5 Emplacement de la prise des échantillons pour l'analyse de la microstructure

3.4.1 Observation de la microstructure

L'observation de la microstructure s'est effectuée avec un microscope Olympus BH2UMA et avec un microscope à microsondes électroniques JEOL JXA-8900L WD/ED opéré sous une tension de 20 KV et un courant de 30 nanoampère. Ce dernier a permis, avec les électrons rétrodiffusés (« backscatter »), d'obtenir des images de la microstructure. Il a également permis, avec les rayons-X à dispersion (« EDX ») et la spectroscopie à dispersion de longueur d'onde (« WDS »), de déterminer la composition chimique de différentes phases.

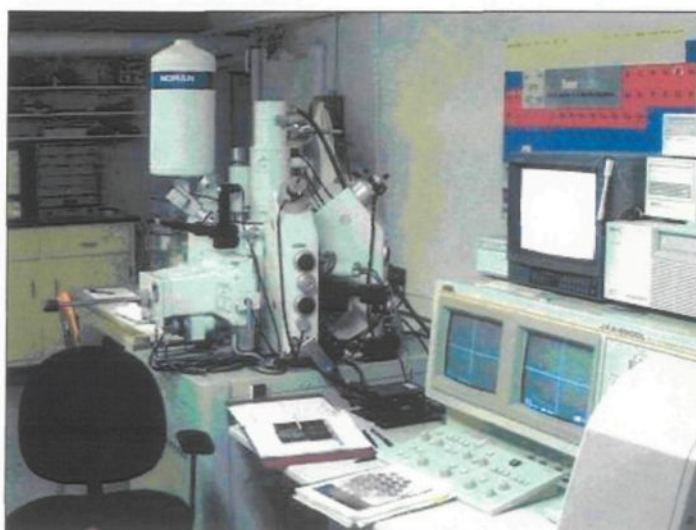


Figure 3.6 Microscope à microsondes électroniques

3.4.2 Analyse de la microstructure

L'analyse de la microstructure des échantillons a été réalisée avec un microscope optique Olympus BH2UMA relié à un analyseur d'images LECO 2001 (figure 3.7).

Le premier type d'analyse effectuée a été celui des caractéristiques des particules de silicium et des pores. Cette analyse s'est faite en balayant d'une façon systématique la surface totale de l'échantillon (figure 3.8). Le nombre de champs à balayer a été déterminé par le grossissement utilisé sur le microscope optique.



Figure 3.7 Microscope avec analyseur d'image.

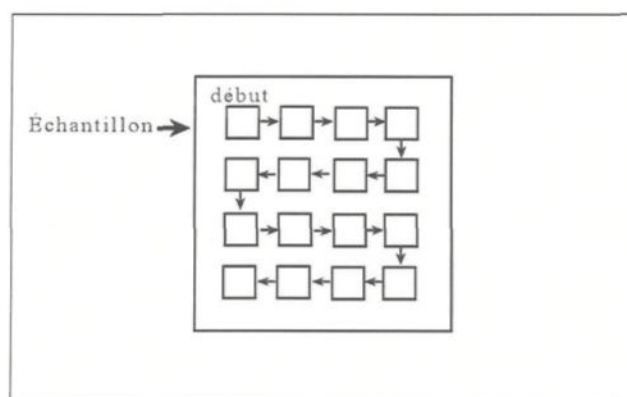


Figure 3.8 Distribution schématique des champs pour l'analyse des caractéristiques de la microstructure

Pour l'analyse de la distribution des particules de silicium, le grossissement utilisé a été de 500X et le nombre de champs balayés a été de 40. Pour quelques échantillons, le décompte des particules de silicium d'un champ excédait la capacité du logiciel. On a donc diminué la taille de la fenêtre de calcul. On a ainsi dû prendre des champs supplémentaires pour couvrir la même aire balayée que les autres échantillons. Les caractéristiques mesurées des particules de silicium avant et après la mise en solution ont été les suivantes : la surface moyenne des particules en μm^2 , la longueur moyenne en μm , le pourcentage de rondeur, le facteur de forme et la densité en particules par mm^2 (cette dernière est obtenue par calcul).

Pour l'analyse de la distribution des pores, le grossissement utilisé a été de 50X et le nombre de champs balayés a été de 16 ce qui a permis d'avoir approximativement la même surface mesurée que dans le cas des particules de silicium. L'analyse de la porosité a été faite seulement sur les échantillons avant la mise en solution. Cette dernière n'a pas d'effet sur la morphologie des pores. Les caractéristiques mesurées des pores ont été les suivantes: le pourcentage surfacique, la surface moyenne des particules en μm^2 , la longueur moyenne en μm , le facteur de forme et la densité en particules par mm^2 (obtenue par calcul). L'analyse quantitative du silicium et des pores effectuée avec l'analyseur d'images a permis d'évaluer la moyenne et l'écart type de chaque caractéristique.

La figure 3.9 nous montre la distribution des particules de silicium dans l'échantillon DA sans mise en solution. On peut voir dans cette image que les particules de silicium ont différentes tailles. La figure 3.10 montre la distribution correspondante de l'aire des particules de silicium ainsi que sa moyenne et son écart type. Le graphique reflète bien ce

que l'on observe de la figure 3.9. La majorité des particules (1749 sur 2122 (82,4%)) ont une valeur de l'aire entre 0 et $16 \mu\text{m}^2$ ce qui correspond bien à l'aire moyenne calculée qui est de $18,19\mu\text{m}^2$. Il est donc raisonnable de dire que cette dernière est représentative de l'aire moyenne des particules de silicium observée sur l'échantillon DA.

Comme s'est montrée dans la figure 3.10, l'aire des autres particules (373 sur 2122 (7.6%)) est répartie entre 16 et $400 \mu\text{m}^2$. Cette dispersion a comme effet de produire un écart type élevée ($48,99 \mu\text{m}^2$). Ce dernier nous indique seulement que la distribution de l'aire est large. Cette tendance de l'écart type s'applique aussi à la mesure de la longueur des particules mais est moins élevée pour la rondeur et le facteur de forme qui sont plus reliés à la morphologie qu'à la taille des particules.

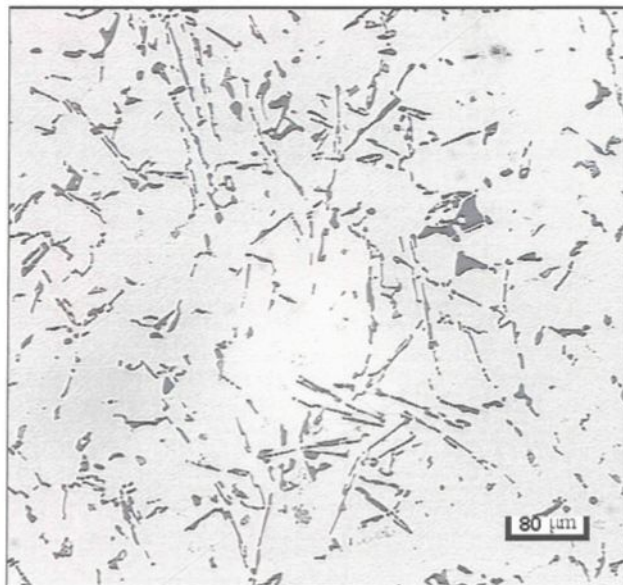


Figure 3.9 Distribution des particules de silicium dans l'échantillon DA.

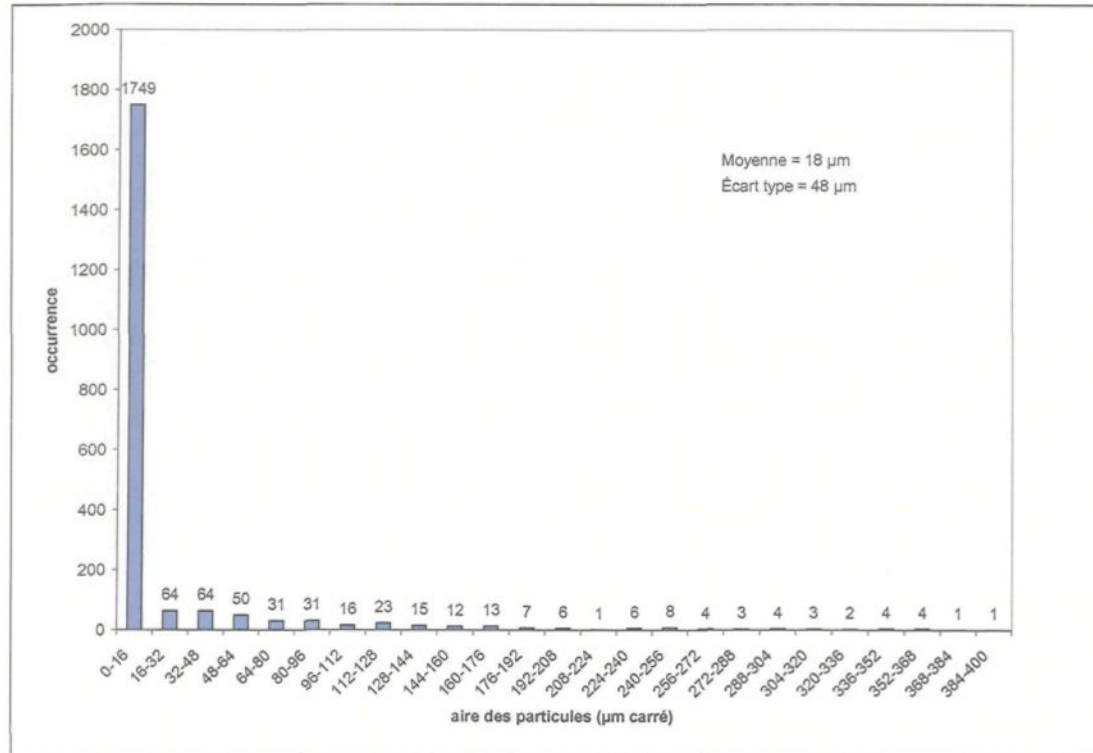


Figure 3.10 Aire des particules de silicium en fonction de l'occurrence (échantillon DA).

On pourrait obtenir un écart type plus petit mais il faudrait choisir nos champs de façon à ne pas compter des particules à fortes tailles. La figure 4.29, du chapitre suivant, en est un bon exemple. Les particules de silicium sont toutes de la même grosseur. Dans notre cas, les champs que l'on mesure sont pris systématiquement au hasard sur l'échantillon. On se retrouve donc souvent avec des distributions larges comme l'on peut voir dans la figure 4.28 ce qui va augmenter l'écart type.

On observe la même tendance pour la moyenne et l'écart type des mesures d'aire, de longueur et de rondeur de la porosité. Cette dernière est influencée par les conditions locales de solidification.

Le deuxième type d'analyse des échantillons a été la mesure de l'espace interdendritique des échantillons modifiés. L'analyseur d'image permet, à partir d'une microstructure captée à l'écran cathodique, de mesurer la largeur de quelques dendrites. On divise ensuite cette dernière par le nombre de dendrites impliquées pour obtenir l'espace interdendritique. Soixante lectures par échantillon ont été effectuées pour obtenir une valeur représentative de l'espace interdendritique.

3.4.3 Analyse de la macrostructure

L'analyse de la macrostructure consiste à mesurer la taille des grains sur les échantillons enrobés. Cette méthode a été développée par Tronche *et al.*⁷²

La première étape consiste à attaquer chimiquement les échantillons avec une solution contenant 66% d'acide nitrique, 33% d'acide chlorhydrique et 1% d'acide fluorhydrique. L'attaque nécessite l'immersion de la face à observer pendant environ 3 secondes dans la solution d'attaque et est suivie ensuite d'un rinçage à l'eau qui permet arrêter la réaction chimique. Cette opération permet de révéler les grains à la surface de l'échantillon. La deuxième étape consiste à prendre une photo de l'échantillon avec une caméra numérique et un montage qui éclaire l'échantillon avec quatre couleurs différentes (rouge, vert, bleu et jaune) (figure 3.11(a)). Les quatre couleurs permettent, avec la différente orientation des grains, de révéler la taille des grains en le colorant (figure 3.11(b)). La troisième étape consiste à mesurer la taille des grains, à partir de la photo numérisée, avec le logiciel SigmaScan Pro 4.0. Le nombre de grains mesurés par échantillon est de 60 excepté pour ceux dont la taille des grains est trop grosse pour avoir

60 grains sur l'échantillon. Les analyses sont effectuées sur les alliages dégazés et ceux contenant du diborure de titane (0,0075% ou 0,25% massique) avec ou sans strontium et ce, avant et après la mise en solution.

Pour l'alliage 319, on a dû utiliser l'analyseur d'image afin de mesurer la taille des grains, plus petite.

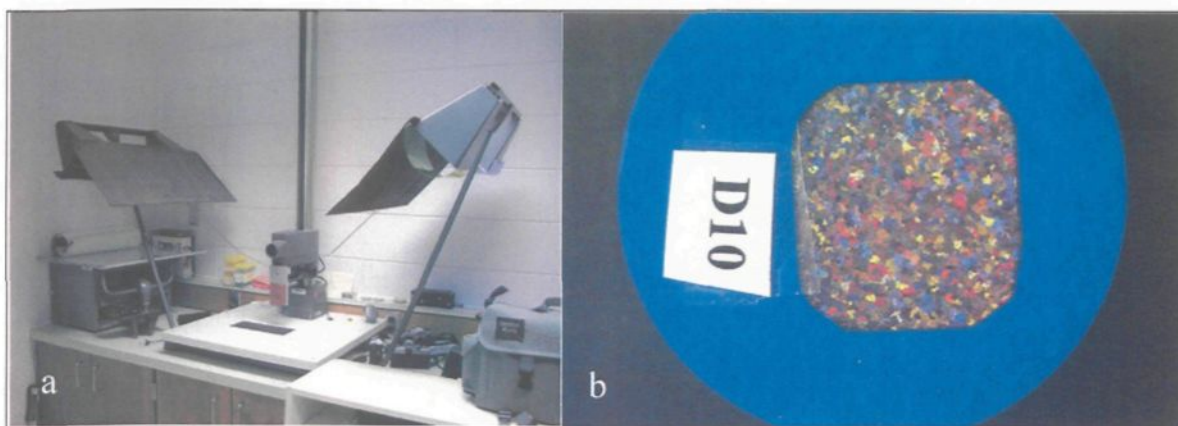


Figure 3.11 (a) Montage pour la prise de photo de la macrostructure (b) Échantillon DBDT avant mise en solution.

3.5 ESSAIS D'IMPACT

Les essais d'impact ont été réalisés à l'Université McGill à Montréal avec un mouton pendule SATEC SI-1 (figure 3.12). Le mouton pendule permet de mesurer la quantité d'énergie (en pied•livre) nécessaire pour rompre les éprouvettes d'impact. Les éprouvettes d'impact ont été usinées à partir des 162 blocs qui ont auparavant subi un test de dureté. Quatre éprouvettes de 50 mm x 10 mm x 10 mm ont été produites par bloc. Ces dernières sont non entaillées vu les faibles quantités d'énergie à mesurer pour certaines conditions.

Une fois les essais réalisés, les énergies ont été transformées en joule pour tracer les courbes. La règle de conversion employée a été : $1\text{J} = 0,74 \text{ pied}\cdot\text{livre}$.



Figure 3.12 Mouton pendule SATEC SI-1 utilisé pour les essais d'impact.

CHAPITRE 4

ÉTUDE DE LA MACROSTRUCTURE ET DE LA MICROSTRUCTURE

CHAPITRE 4

ÉTUDE DE LA MACROSTRUCTURE ET DE LA MICROSTRUCTURE

4.1 INTRODUCTION

Lors de l'élaboration des alliages d'aluminium, on ajoute divers éléments qui serviront à modifier les propriétés de l'aluminium. Des éléments comme le strontium ou le diborure de titane modifient la microstructure. Le strontium sert à modifier le silicium qui passe d'une forme aciculaire à fibreuse. Le diborure de titane, quant à lui, permet d'affiner les grains. Ces changements de structures sont soit visibles à l'œil nu, dans le cas de l'affinage de grain, ou à l'aide d'un microscope optique pour la modification au strontium.

Cette section traite de l'examen de la microstructure et de la macrostructure des trois alliages concernés par cette étude soit le 319, le 356 et le 413. Une partie de l'examen de la microstructure porte principalement sur la mesure, avec un analyseur d'images, des caractéristiques des particules de silicium et des pores.

Des figures sont également présentées pour visualiser les différents aspects des particules de silicium et des pores. L'espace interdendritique des échantillons modifiés au strontium a été également mesuré. L'examen de la macrostructure porte sur la mesure de la taille des grains.

4.2 RÉSULTATS ET DISCUSSION

4.2.1 Taille des grains et affineur de grain

La taille des grains est influencée par la quantité de TiB_2 présent dans l'alliage. Dans notre cas, pour ajouter le TiB_2 , nous avons utilisé l'alliage mère Al-5%Ti-1%B. Selon les travaux de Wu *et al.*⁴⁷ et Sigworth et Guzowski,⁴⁸ l'ajout de Al-5%Ti-1%B permet d'affiner la taille des grains jusqu'à atteindre un plateau où l'addition d'alliage mère ne fait presque plus varier la taille des grains. Dans notre cas, nous avons choisi trois conditions d'essais pour chaque alliage afin de voir l'influence de la concentration de TiB_2 sur la taille des grains. Les concentrations choisies sont sans ajout de titane, avec ajout de 0,0075% de Ti et avec ajout de 0,25% de Ti. Le tableau 4.1 donne les résultats obtenus.

Tableau 4.1 Taille des grains des alliages d'aluminium 319, 356 et 413.

Code de l'échantillon	Taille des grains (mm)	Écart type (mm)
DAD	0,678	0,29
DADT	0,544	0,248
DADTE	0,214	0,054
DBD	0,811	0,378
DBDT	0,692	0,293
DBDTE	0,289	0,078
DCD	2,466	1,486
DCDT	2,156	1,269
DCDTE	0,275	0,097

Avec une concentration de 0,0075% de titane, il y a eu une légère diminution de la taille des grains pour tous les alliages passant de 0,678 mm à 0,544 mm pour l'alliage 319, de 0,811 mm à 0,692 mm pour l'alliage 356 et de 2,466 mm à 2,156 mm pour l'alliage 413. L'augmentation du titane jusqu'à une concentration de 0,25% a permis de diminuer encore plus la taille des grains à des dimensions de 0,214 mm pour l'alliage 319, 0,289 mm pour l'alliage 356 et 0,275 mm pour l'alliage 413. Les figures 4.1 à 4.3 présentent la taille des grains des alliages 319, 356 et 413 selon la quantité de titane contenue dans l'alliage. Il est à noter que pour l'alliage 319 (figure 4.1), les photos ont été prises au microscope optique vu la taille plus petite des grains.

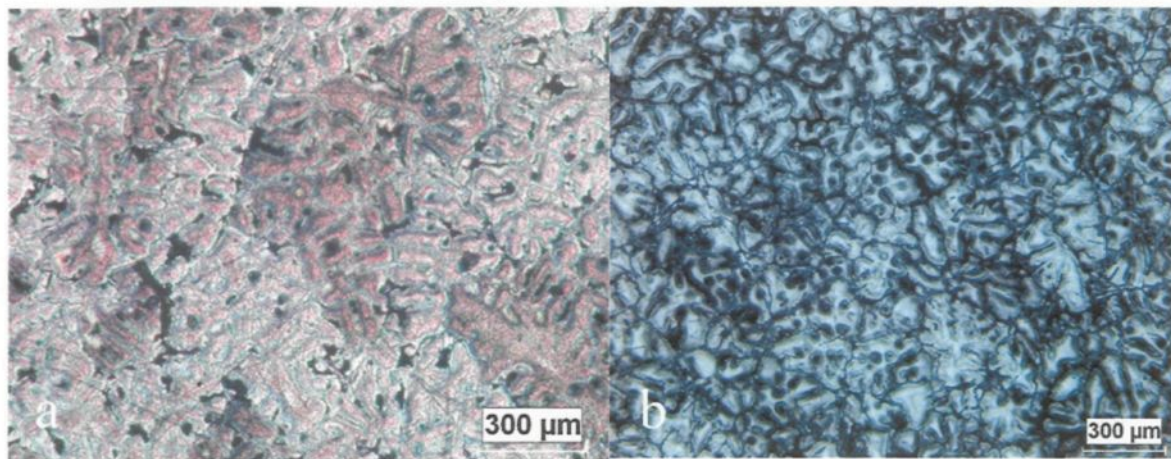


Figure 4.1 Microstructure des grains de l'alliage 319 selon la quantité de titane: (a) 0,0075% de Ti (DADT) (b) 0,25% de Ti (DADTE).



Figure 4.2 Microstructure des grains de l'alliage 356 selon la quantité de titane: (a) 0,0075% de Ti (DBDT) (b) 0,25% de Ti (DBDTE).

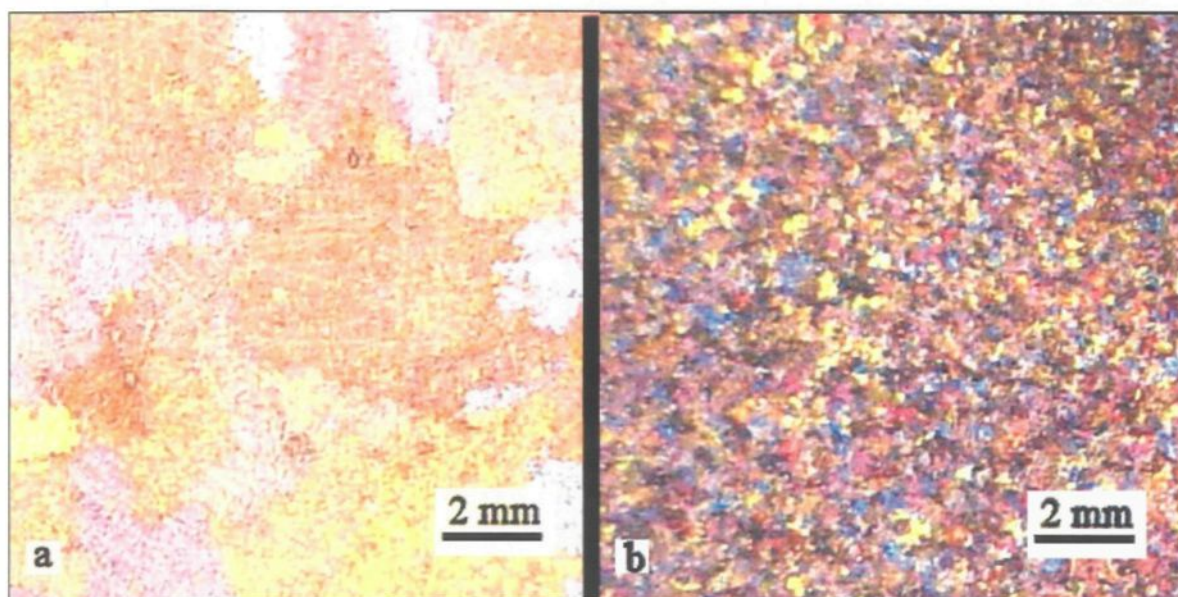


Figure 4.3 Microstructure des grains de l'alliage 413 selon la quantité de titane: (a) 0,0075% de Ti (DCDT) (b) 0,25% de Ti (DCDTE).

Une image par électrons rétrodiffusés a été prise de l'échantillon DADTE (figure 4.4). Nous avons pu identifier, sur ce cliché, un groupement de particules de TiB_2 par

spectromètre. Leur taille est inférieure au micron. Nous avons également trouvé que le titane présent en surplus dans l'alliage peut se retrouver dans des intermétalliques comme le $(\text{AlSi})_3\text{Ti}$. La composition chimique des particules de TiB_2 et de $(\text{AlSi})_3\text{Ti}$ a été déterminée, comme mentionnée à la section 3.4.1, par la spectroscopie à dispersion de longueur d'onde (« WDS ») et les rayons X à dispersion (« EDX »). Par exemple, la figure 4.5 est l'image à rayons X du titane de la même zone que la figure 4.4. Cette dernière permet de voir la distribution du titane en blanc.

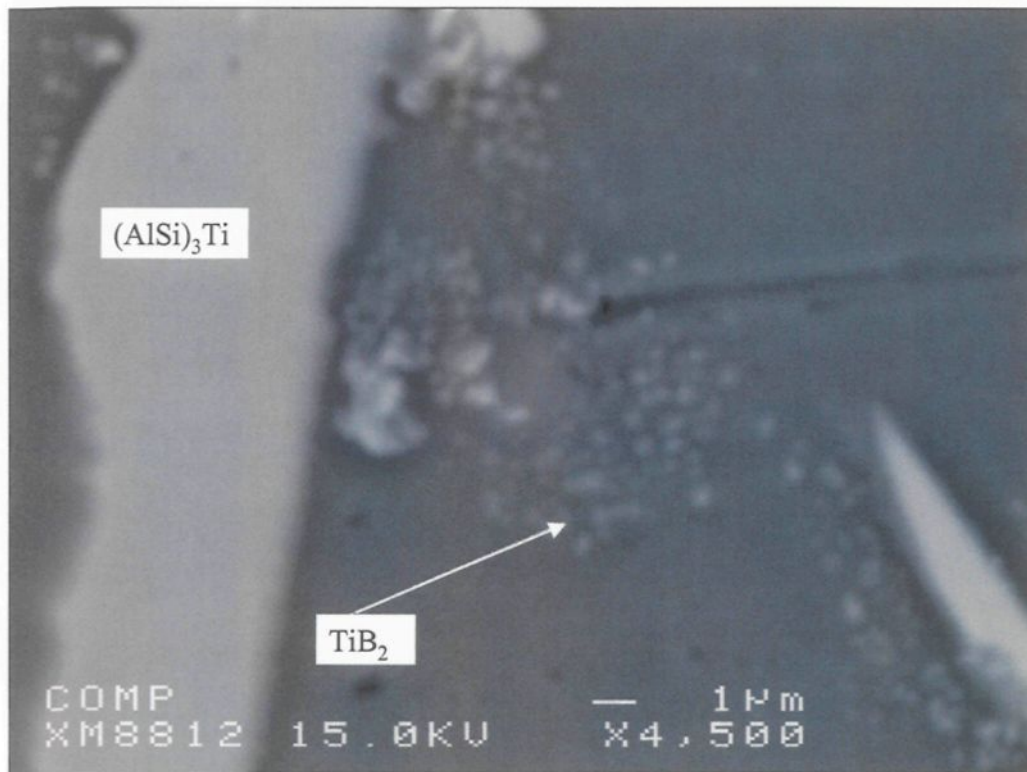


Figure 4.4 Image par électrons rétrodiffusés de l'échantillon DBDTE montrant des particules de TiB_2 et une particule de $(\text{AlSi})_3\text{Ti}$.

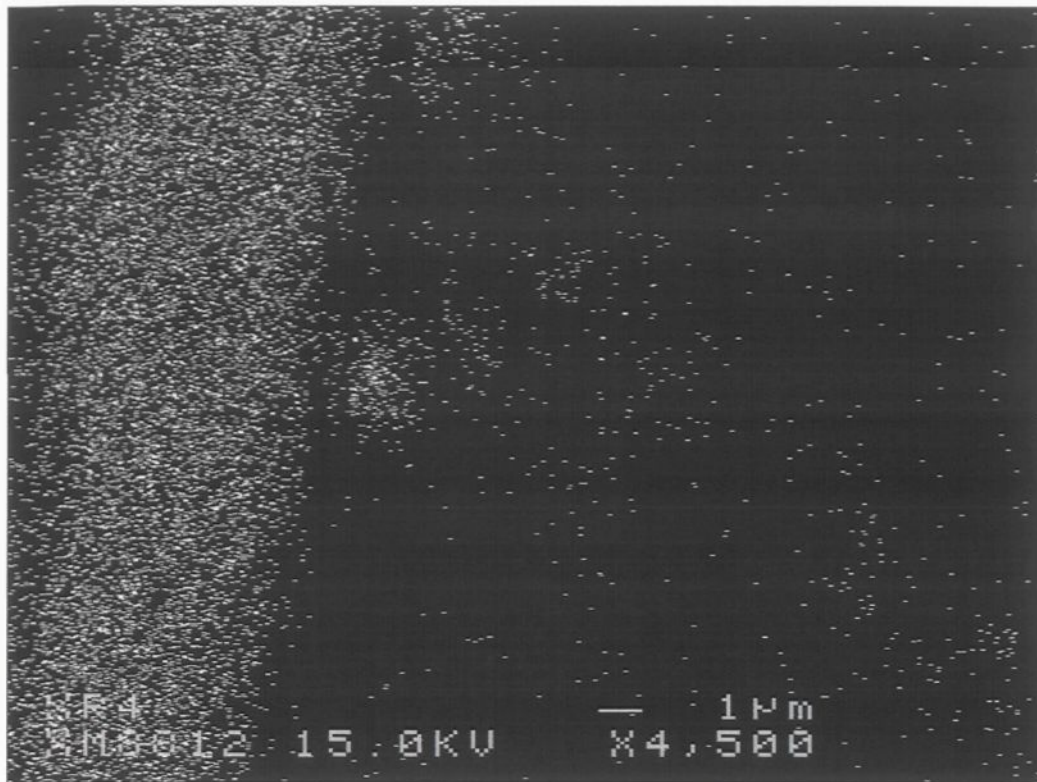


Figure 4.5 Image par rayons-X du titane de la même zone que la figure 4.4 (échantillon DBDTE).

4.2.2 Espace interdendritique

L'espace interdendritique représente l'espace qui existe entre les dendrites. Cet espace est une conséquence de la solidification. Plus on refroidit un métal rapidement, plus nous allons obtenir de petites dendrites et plus nous aurons un espace interdendritique petit. Ce dernier a été mesuré sur les échantillons qui contiennent du strontium. Le tableau 4.2 donne les résultats des mesures effectuées.

Tableau 4.2 Espace interdendritique des échantillons contenant du strontium.

Échantillon	DAS (μm)	
	Moyenne	Écart type
DADS	46,85	6,94
DADTS	42,36	5,41
DADTES	41,36	5,09
DBDS	45,85	7,94
DBDTS	36,63	5,42
DBDTES	39,93	6,35
DCDS	41,10	7,02
DCDTS	36,48	7,61
DCDTES	34,65	7,16

Les résultats contenus dans le tableau 4.2 nous montrent que les échantillons ont le même ordre de grandeur en ce qui concerne l'espace interdendritique. Ce résultat s'explique par le fait que tous les échantillons ont été pris à la même place sur la pièce coulée leur donnant ainsi une vitesse de refroidissement similaire.

4.2.3 Caractéristiques des particules de silicium eutectique

Le silicium est un élément que l'on ajoute à l'aluminium pour augmenter sa fluidité, sa résistance à la déchirure à chaud et l'alimentation des pièces de fonderie. La concentration moyenne de silicium pour les alliages utilisés est de 6 % pour le 319, 7% pour le 356 et de 12 % pour le 413. Lors de la solidification, le silicium se précipite sous différentes formes et tailles dépendant de la composition chimique du silicium dans

l'alliage, de la vitesse de refroidissement (constante dans notre cas) ou de la présence d'un modificateur comme le strontium.

Les particules de silicium ont été analysées à l'analyseur d'images pour en déterminer les caractéristiques telles que la surface moyenne des particules, leur longueur moyenne, leur pourcentage de rondeur et leur facteur de forme. Le pourcentage de rondeur se définit comme étant l'aire de la particule, divisée par son périmètre au carré et multiplié par cent. Dans le cas d'un cercle, le résultat du calcul donne 100%. Pour le facteur de forme, il s'agit du ratio entre la plus grande dimension de la particule par celle de la plus petite. Nous avons également déterminé la densité des particules de silicium en effectuant le rapport du nombre de particules totales comptées sur la surface totale couverte lors de l'analyse de l'échantillon.

4.2.3.1 Alliage 319

Le tableau 4.3 donne les propriétés mesurées des particules de silicium de l'alliage 319 avant la mise en solution alors que le tableau 4.4 donne les propriétés des particules de silicium après mise en solution de 8 heures du même alliage.

L'étude des deux tableaux permet de constater que la surface moyenne des particules de silicium de l'alliage 319 augmente avec la mise en solution, autant pour les échantillons modifiés que ceux non modifiés. Pour ce qui est la longueur moyenne des particules de silicium, soit qu'elle reste semblable (échantillons DADS, DADTS et DADTES) ou soit qu'elle augmente (autres échantillons). Il y a donc croissance des particules de silicium en

Tableau 4.3 Caractéristiques du silicium de l'alliage 319 avant la mise en solution.

Échantillon	Surface moyenne (μm^2)		Longueur moyenne (μm)		Rondeur (%)		Facteur de forme		Densité (particules/ mm^2)
	Moyenne	Écart type	Moyenne	Écart type	Moyenne	Écart type	Moyenne	Écart type	
DA	18,19	48,99	6,89	13,26	67,10	32,36	2,55	1,52	2365
DAD	22,73	44,01	10,00	14,25	56,78	33,41	2,71	1,60	3414
DADT	17,16	48,08	6,59	13,17	67,38	30,89	2,41	1,26	3738
DADS	3,61	8,48	2,79	2,91	74,67	23,75	1,91	0,73	15212
DADTS	7,14	14,41	4,44	4,50	58,89	28,85	2,27	1,12	8285
DADH	25,65	56,15	9,64	16,08	60,93	33,06	2,62	1,52	2764
DADH4	22,34	53,65	8,28	15,20	66,51	33,31	2,36	1,34	3177
DADTE	17,01	38,01	7,56	12,88	63,62	32,70	2,55	1,55	3937
DADTES	3,77	8,60	3,08	3,46	71,09	25,24	2,07	0,89	21239

Tableau 4.4 Caractéristiques du silicium de l'alliage 319 après la mise en solution.

Échantillon	Surface moyenne (μm^2)		Longueur moyenne (μm)		Rondeur (%)		Facteur de forme		Densité (particules/ mm^2)
	Moyenne	Écart type	Moyenne	Écart type	Moyenne	Écart type	Moyenne	Écart type	
DA	33,34	63,25	10,39	15,92	67,40	31,64	2,30	1,41	2146
DAD	33,69	49,27	12,57	13,83	55,40	30,77	2,85	1,68	2668
DADT	48,22	81,03	14,39	19,63	60,25	32,42	2,49	1,52	1771
DADS	6,71	12,75	3,54	3,31	81,25	18,81	1,71	0,66	10679
DADTS	11,71	18,46	5,04	4,58	70,97	24,76	1,89	0,83	6492
DADH	39,42	77,80	12,53	20,49	64,80	31,89	2,41	1,50	1969
DADH4	39,05	59,32	13,14	16,34	59,76	32,54	2,70	1,64	2139
DADTE	29,75	43,23	11,82	13,74	56,29	31,61	2,74	1,60	2532
DADTES	6,53	11,70	3,52	3,38	81,27	18,55	1,68	0,63	13512

épaisseur qui peut être accompagnée par une augmentation de la longueur pour les échantillons non modifiés. Pour les échantillons modifiés, les particules de silicium s'arrondissent pour ensuite croître. Nous parlerons plus en profondeur du comportement des particules de silicium durant la mise en solution dans la section 4.2.4. L'ajout de strontium a comme effet de diminuer la surface et la longueur moyenne des particules de silicium (échantillons DADS, DADTS, DADTES). Le changement de structure du silicium, qui passe d'une forme aciculaire à fibreuse, explique cette diminution.

La rondeur est plus élevée pour les échantillons qui contiennent du strontium (70,97% en montant), mis à part l'échantillon DADTS qui a une valeur de 58,89%. Le changement de forme du silicium d'aciculaire à fibreux explique cette augmentation de rondeur. La rondeur, pour les échantillons contenant du strontium, augmente aussi avec la mise en solution. Ceci s'explique par l'arrondissement des particules de silicium lors de la mise en solution.

Le facteur de forme est moins élevé pour les échantillons contenant du strontium (2,27 et moins). Ceci s'explique par le changement de morphologie des particules de silicium qui passe d'une forme aciculaire, plate, à une forme fibreuse, compacte. Le facteur de forme des échantillons contenant du strontium diminue aussi lors de la mise en solution cette dernière permettant une sphéroïdisation des particules de silicium.

La densité, quant à elle, augmente avec la présence de strontium. Ce dernier a comme pour effet de fragmenter les particules de silicium qui passent d'une microstructure aciculaire à fibreuse. La mise en solution a pour effet de diminuer la densité des échantillons. Il y a donc dissolution de certaines particules de silicium qui alimentent la

croissance d'autres particules de silicium. Ce phénomène sera expliqué plus tard dans la section 4.2.4.

Les figures 4.6 à 4.9 nous montrent les microstructures des échantillons DA et DADT, avant et après la mise en solution. La figure 4.6 nous montre la microstructure type d'un alliage 319, avant la mise en solution, qui est composé de silicium eutectique aciculaire et de précipités de CuAl_2 eutectique. Après la mise en solution (figure 4.7), on peut observer que, comme dans les travaux de Samuel *et al.*,⁷³ il y a fragmentation des précipités de CuAl_2 (flèches noires) et que ces derniers contiennent, à l'intérieur, de fines particules de silicium. On observe également une augmentation de l'épaisseur et de la longueur des particules de silicium aciculaire. Le cercle de la figure 4.7 nous montre un phénomène que l'on peut voir lors de la mise en solution d'un alliage d'aluminium et qui est la fragmentation d'une particule de silicium. Nous reparlerons plus en détails de ce mécanisme qui agit sur le silicium lors de la mise en solution dans la section 4.2.4.

Les figures 4.8 et 4.9 nous permettent de voir que la microstructure des particules de silicium des échantillons qui contiennent du titane (DADT) est aciculaire comme ceux qui n'en contiennent pas (DA, figures 4.6 et 4.7). Autre observation, la mise en solution augmente l'épaisseur et la longueur des particules de silicium contenues dans l'échantillon DADT (figure 4.9).



Figure 4.6 Échantillon DA avant mise en solution.

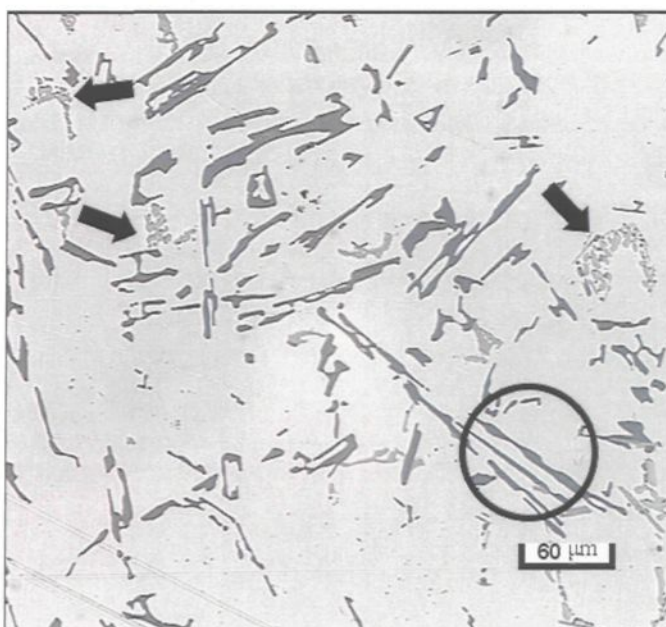


Figure 4.7 Échantillon DA après la mise en solution. Le cercle montre la fragmentation d'une particule aciculaire de silicium.

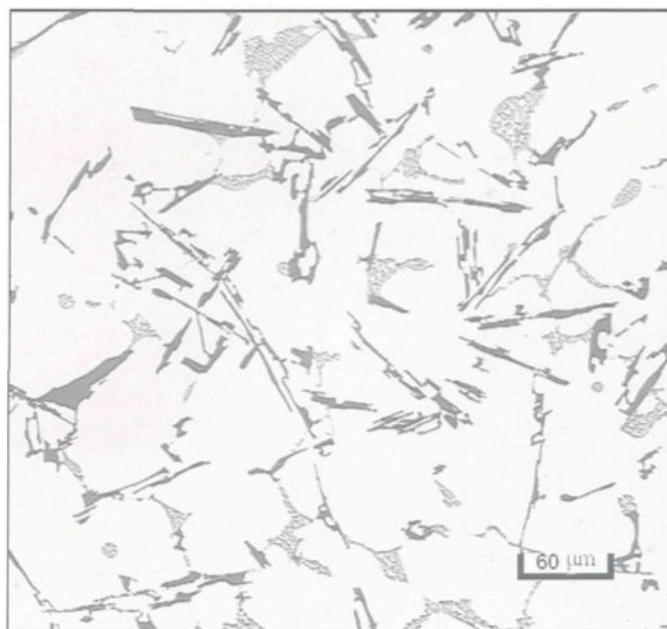


Figure 4.8 Échantillon DADT avant la mise en solution.

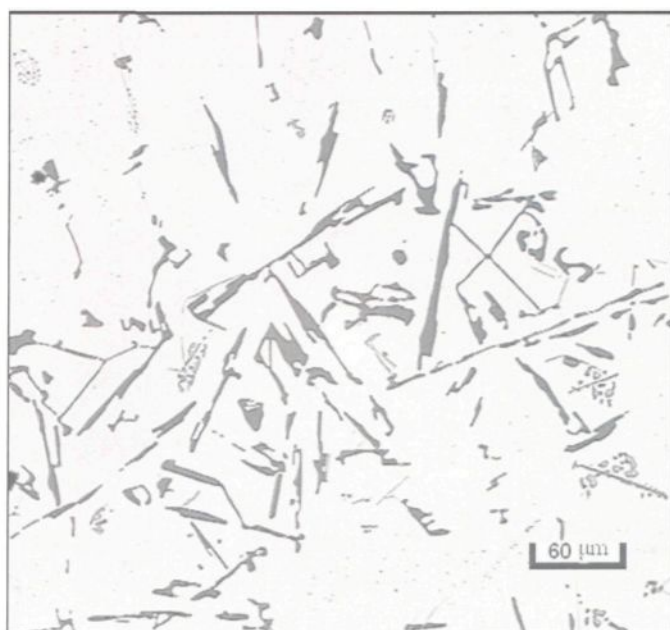


Figure 4.9 Échantillon DADT après la mise en solution.

Les figures 4.10 à 4.13 montrent les microstructures des échantillons DADS et DADTS, avant et après la mise en solution. Le silicium eutectique passe de la forme aciculaire à la forme fibreuse avec l'ajout de strontium (figure 4.10 échantillon DADS et Figure 4.12 échantillon DADTS). La figure 4.10 nous permet également de voir que des précipités de CuAl_2 sont présents dans l'alliage. La mise en solution a pour effet de faire grossir les particules de silicium et également de dissoudre tous les précipités de CuAl_2 dans la matrice (figure 4.11).

Les figures 4.12 et 4.13 nous permet de voir que la microstructure des particules de silicium des échantillons qui contiennent du titane (DADTS) est fibreuse comme ceux qui n'en contiennent pas (DADS, figures 4.10 et 4.11). Les figures 4.11 et 4.13 nous permettent de voir que la mise en solution a fait arrondir et grossir les particules de silicium.

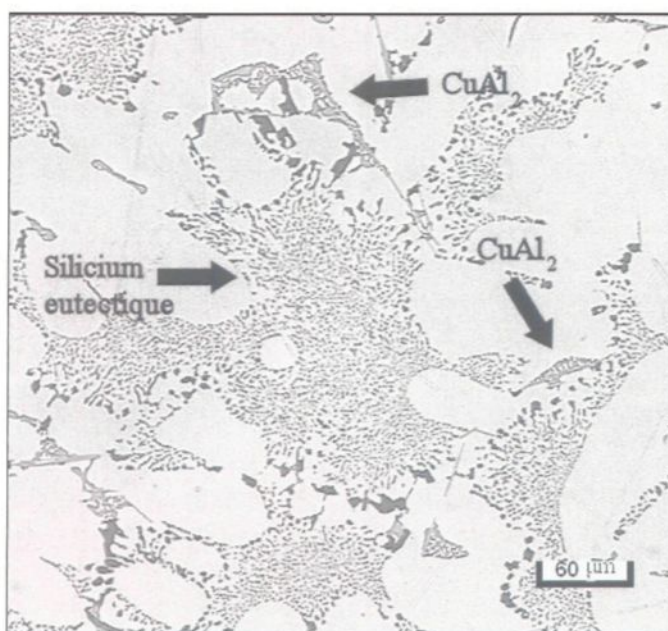


Figure 4.10 Échantillon DADS avant la mise en solution.

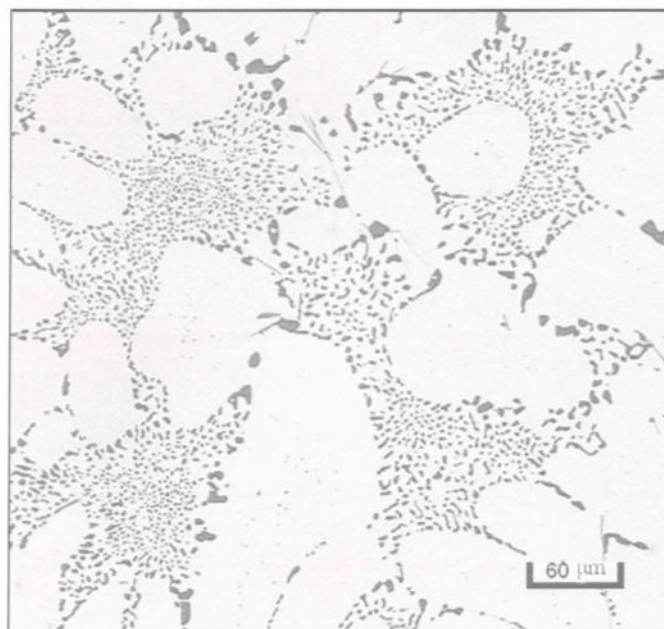


Figure 4.11 Échantillon DADS après la mise en solution.

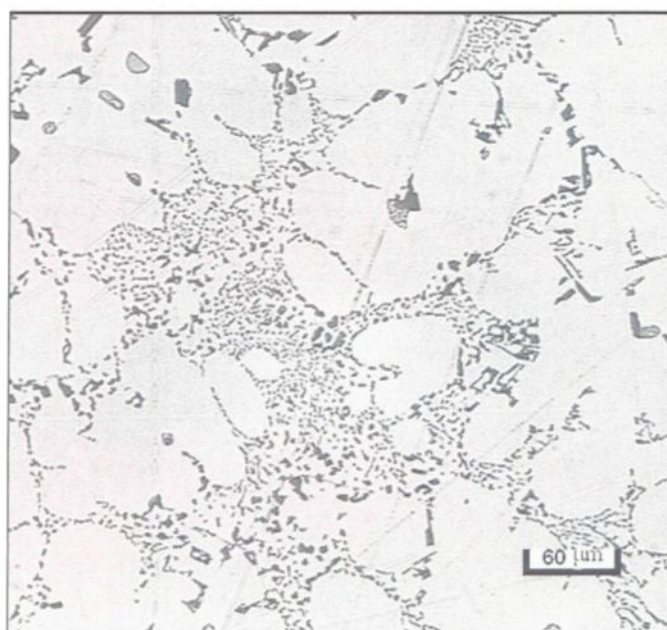


Figure 4.12 Échantillon DADTS avant la mise en solution.

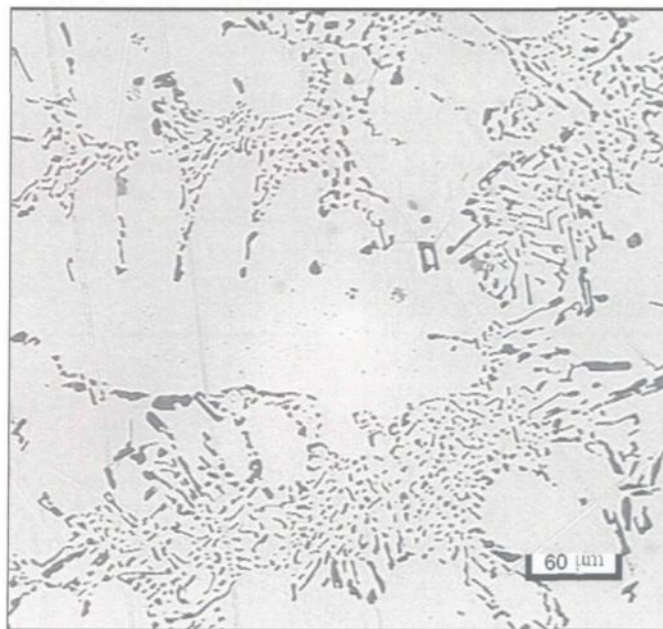


Figure 4.13 Échantillon DADTS après la mise en solution.

4.2.3.2 Alliage 356

Le tableau 4.5 donne les propriétés mesurées des particules de silicium de l'alliage 356 avant la mise en solution alors que le tableau 4.6 donne les propriétés des particules de silicium après mise en solution de 8 heures du même alliage.

La comparaison des deux tableaux permet de constater que, après la mise en solution, la surface moyenne des particules de silicium augmente. La longueur moyenne, quant à elle, reste semblable. L'augmentation de la surface des particules de silicium, pour les échantillons non modifiés, est donc liée à l'augmentation de l'épaisseur de ces mêmes particules. Pour les échantillons modifiés, il y a un arrondissement suivi d'une croissance des particules de silicium. Nous reparlerons plus en profondeur de l'effet de la mise en solution sur le silicium dans la section 4.2.4. L'ajout de strontium (avant ou après mise en

Tableau 4.5 Caractéristiques du silicium de l'alliage 356 avant la mise en solution.

Échantillon	Surface moyenne (μm^2)		Longueur moyenne (μm)		Rondeur (%)		Facteur de forme		Densité (particules/ mm^2)
	Moyenne	Écart type	Moyenne	Écart type	Moyenne	Écart type	Moyenne	Écart type	
DB	13,05	24,38	7,80	8,93	51,42	29,85	2,95	1,76	6615
DBD	13,43	25,06	7,97	9,19	51,28	30,05	3,04	1,82	6081
DBDT	26,21	42,42	11,81	13,36	47,13	30,38	3,03	1,80	3902
DBDS	5,44	9,44	4,07	3,90	64,62	27,12	2,20	1,05	14090
DBDTS	3,12	6,08	2,90	2,86	71,25	25,11	2,06	0,89	20921
DBDH	12,35	21,07	8,00	9,18	50,50	29,58	3,17	1,94	7697
DBDH4	12,95	25,89	7,74	9,37	51,86	29,84	3,12	1,92	5902
DBDTE	18,88	38,05	8,44	12,14	57,99	32,72	2,50	1,41	3696
DBDTES	3,17	7,98	3,00	5,92	69,65	26,64	2,19	1,03	24210

Tableau 4.6 Caractéristiques du silicium de l'alliage 356 après la mise en solution.

Échantillon	Surface moyenne (μm^2)		Longueur moyenne (μm)		Rondeur (%)		Facteur de forme		Densité (particules/ mm^2)
	Moyenne	Écart type	Moyenne	Écart type	Moyenne	Écart type	Moyenne	Écart type	
DB	21,74	28,26	9,55	8,95	58,08	27,03	2,84	1,71	3776
DBD	18,09	26,28	8,49	8,40	59,67	26,93	2,80	1,64	4203
DBDT	28,64	39,19	11,24	10,94	56,40	27,63	2,94	1,81	3291
DBDS	11,83	15,68	5,04	4,02	76,44	21,29	1,85	0,84	7256
DBDTS	11,36	14,17	4,84	3,80	77,73	20,92	1,78	0,80	6010
DBDH	21,70	26,26	9,65	8,90	57,76	26,22	2,91	1,69	4456
DBDH4	18,29	24,53	8,84	8,13	57,72	26,37	2,91	1,69	4465
DBDTE	27,10	38,44	10,16	10,80	60,71	29,32	2,62	1,56	3041
DBDTES	9,02	11,62	4,18	4,81	80,77	18,55	1,71	0,78	9782

solution) a comme effet de diminuer la surface et la longueur moyennes des particules de silicium (échantillons DBDS, DBDTS, DBDTES).

La rondeur est plus élevée pour les échantillons qui contiennent du strontium (62,62% en montant). Le changement de forme du silicium d'aciculaire à fibreux explique cette augmentation de rondeur. La rondeur, pour les échantillons contenant du strontium, augmente aussi avec la mise en solution. Ceci s'explique par l'arrondissement des particules de silicium lors de la mise en solution.

Le facteur de forme est moins élevé pour les échantillons contenant du strontium (2,20 et moins). Ceci s'explique par le changement de morphologie des particules de silicium qui passe d'une forme aciculaire, plate, à une forme fibreuse, compacte. Le facteur de forme des échantillons contenant du strontium diminue aussi lors de la mise en solution cette dernière provoquant une sphéroïdisation des particules de silicium.

La densité, quant à elle, augmente avec la présence de strontium. Ce dernier a pour effet de fragmenter les particules de silicium qui passe d'une microstructure aciculaire à fibreuse. La mise en solution a pour effet de diminuer la densité des échantillons. Il y a donc dissolution de certaines particules de silicium qui alimentent la croissance d'autres particules de silicium. Ce phénomène sera expliqué un peu plus tard dans la section 4.2.4.

Les figures 4.14 à 4.17 nous montrent les microstructures des échantillons DB et DBDT, avant et après la mise en solution. La figure 4.14 nous montre la microstructure type d'un alliage 356 (échantillon DB) avant la mise en solution qui est composée de silicium eutectique aciculaire. Les figures 4.16 et 4.17 nous permettent de voir que la microstructure des particules de silicium des échantillons qui contiennent du titane (DBDT)

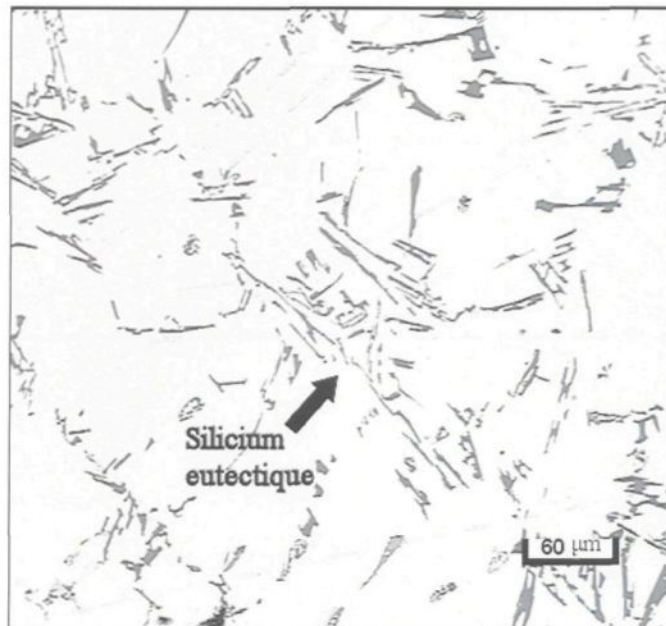


Figure 4.14 Échantillon DB avant la mise en solution.

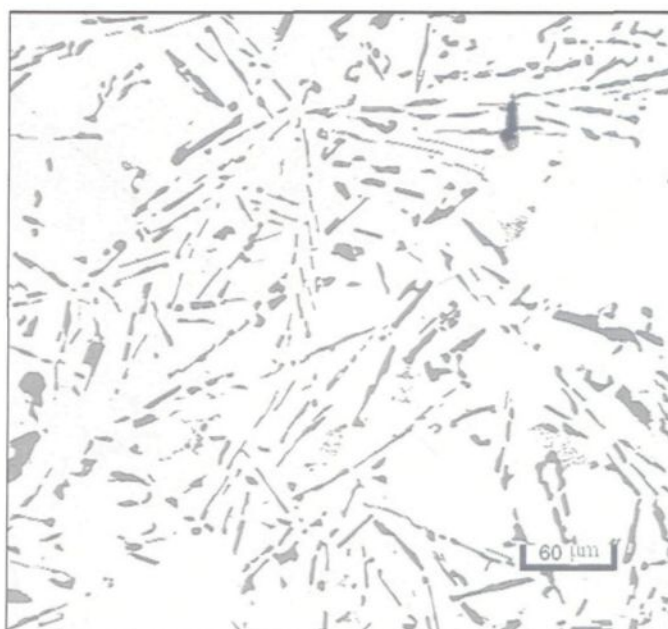


Figure 4.15 Échantillon DB après la mise en solution.

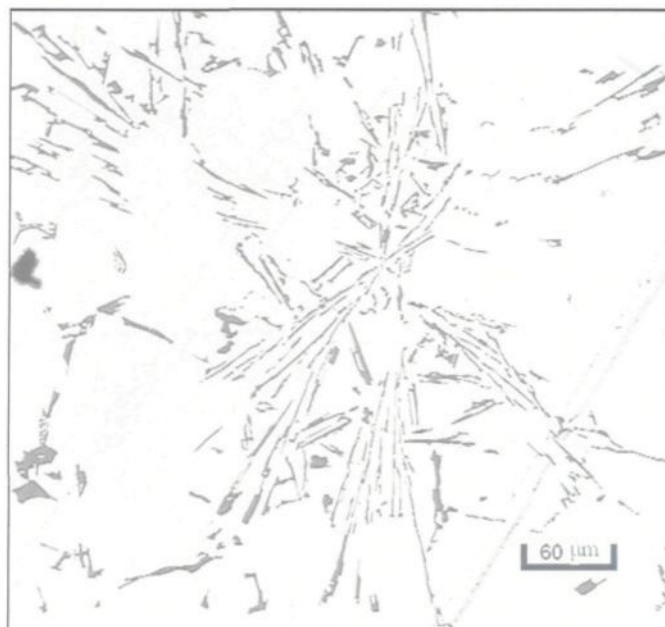


Figure 4.16 Échantillon DBDT avant la mise en solution.

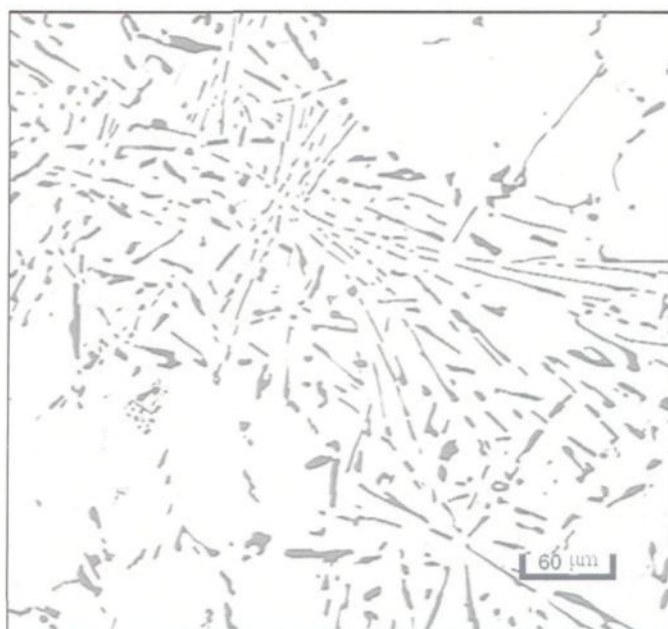


Figure 4.17 Échantillon DBDT après la mise en solution.

est aciculaire comme ceux qui n'en contiennent pas (DB, figures 4.14 et 4.15). Les échantillons DB et DBDT qui ont subi une mise en solution de 8 heures (figures 4.15 et 4.17) présentent des particules de silicium qui ont grossi en épaisseur.

Les figures 4.18 à 4.21 illustrent l'effet du strontium sur la microstructure du silicium de l'alliage 356 (échantillons DBDS et DBDTS) et également, l'effet de la mise en solution de 8 heures sur les échantillons. Le silicium eutectique passe de la forme aciculaire à la forme fibreuse avec l'ajout de strontium (figure 4.18, échantillon DBDS et figure 4.20, échantillon DBDTS). Comme il a été déjà dit, la transformation de l'eutectique en forme fibreuse amène une diminution de la taille des particules de silicium. Les figures 4.20 et 4.21 nous permettent de voir que la microstructure de particules de silicium des échantillons qui contiennent du titane (DBDTS) est fibreuse comme celles qui n'en contiennent pas (DBDS, figures 4.18 et 4.19). La mise en solution, elle, a pour effet de faire arrondir et de grossir les particules de silicium (figures 4.19 et 4.21).



Figure 4.18 Échantillon DBDS avant la mise en solution.



Figure 4.19 Échantillon DBDS après la mise en solution.

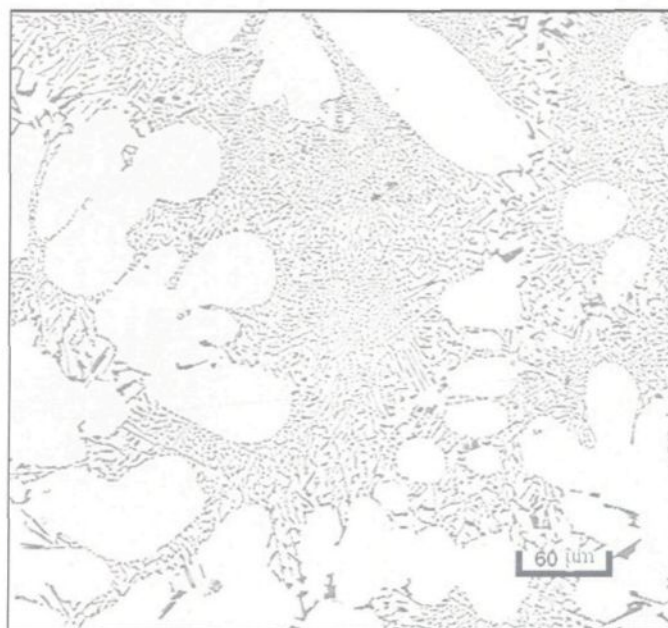


Figure 4.20 Échantillon DBDTS avant la mise en solution.

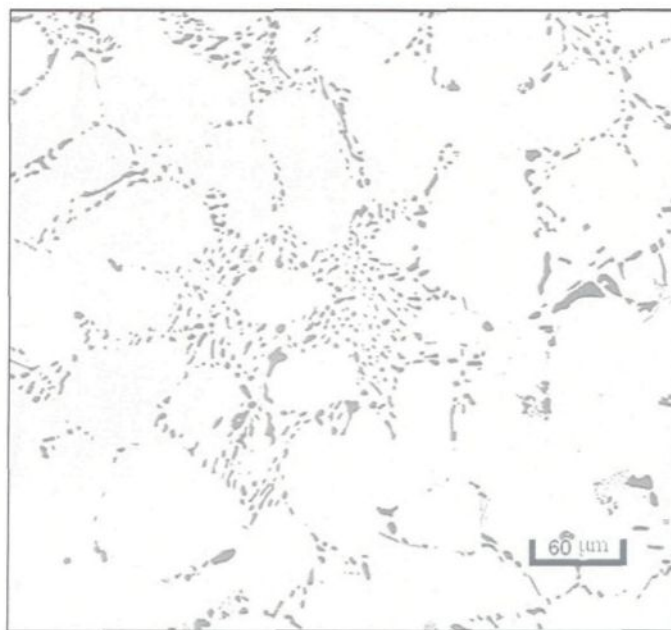


Figure 4.21 Échantillon DBDTS après la mise en solution.

4.2.3.3 Alliage 413

Le tableau 4.7 donne les propriétés mesurées du silicium de l'alliage 413 avant la mise en solution alors que le tableau 4.8 donne les propriétés du silicium après mise en solution de 8 heures du même alliage.

La comparaison des deux tableaux de l'alliage 413 nous montre que, pour la surface moyenne des particules, certains échantillons ont une surface moyenne qui diminue avec la mise en solution. Il s'agit des échantillons DCD et DCDH4. Il y a également, pour ces échantillons, absence de variation de la longueur moyenne. Les aiguilles de silicium de ces échantillons se fractionnent donc à une vitesse plus élevée que l'augmentation de leur épaisseur. Ceci provoque donc la diminution de la surface moyenne des particules de silicium. On peut observer sur l'échantillon DCDH4 (figure 4.22) qu'une bonne proportion des particules de silicium sont fragmentées. On reparlera de ce phénomène à la section 4.2.4.

Pour les autres échantillons, la surface moyenne des particules de silicium des échantillons, après la mise en solution, est soit égale (DCDS, DCDTS, DCDH, DCDTE, DCDTES) ou soit elle augmente (DC, DCDT). Pour la longueur moyenne, tous les échantillons présentent, après mise en solution, à peu près la même dimension excepté pour l'échantillon DC où il y a une augmentation. Ainsi, pour les échantillons DC et DCDT, la cinétique du phénomène de fractionnement des particules de silicium est moins élevée ce qui permet à l'autre mécanisme, l'augmentation de l'épaisseur des particules de silicium, de

Tableau 4.7 Caractéristiques du silicium de l'alliage 413 avant la mise en solution.

Échantillon	Surface moyenne (μm^2)		Longueur moyenne (μm)		Rondeur (%)		Facteur de forme		Densité (particules/ mm^2)
	Moyenne	Écart type	Moyenne	Écart type	Moyenne	Écart type	Moyenne	Écart type	
DC	21,32	45,04	10,61	14,85	49,28	31,74	3,48	2,17	5226
DCD	28,15	48,75	11,81	14,74	51,11	31,92	3,03	1,90	4345
DCDT	26,98	48,06	12,45	16,42	51,97	33,34	3,19	2,20	4334
DCDS	2,24	2,52	2,40	1,77	78,05	20,87	1,87	0,73	67493
DCDTS	2,75	2,82	2,63	1,84	76,55	21,55	1,85	0,69	75149
DCDH	20,13	38,17	10,35	13,74	51,34	32,42	3,19	2,01	5500
DCDH4	35,84	60,12	14,25	17,97	49,02	32,14	3,23	2,05	3091
DCDTE	32,62	53,26	12,87	15,16	50,94	32,74	2,97	1,76	3394
DCDTES	1,69	5,64	2,07	6,29	79,20	20,69	1,90	0,74	74668

Tableau 4.8 Caractéristiques du silicium de l'alliage 413 après la mise en solution.

Échantillon	Surface moyenne (μm^2)		Longueur moyenne (μm)		Rondeur (%)		Facteur de forme		Densité (particules/ mm^2)
	Moyenne	Écart type	Moyenne	Écart type	Moyenne	Écart type	Moyenne	Écart type	
DC	33,56	50,01	14,17	15,16	47,92	30,04	3,53	2,18	3504
DCD	21,17	30,82	11,13	11,25	48,87	28,13	3,48	2,01	5751
DCDT	33,16	51,36	13,61	15,11	50,08	30,19	3,30	2,08	3442
DCDS	3,79	3,80	2,90	2,03	82,21	17,53	1,69	0,65	31343
DCDTS	3,08	2,94	2,58	1,61	83,95	15,37	1,67	0,60	39908
DCDH	21,62	35,20	11,18	12,16	48,18	28,32	3,59	2,14	5298
DCDH4	31,14	51,11	13,27	15,42	49,16	29,64	3,48	2,10	3754
DCDTE	31,54	52,1	11,69	14,10	57,09	31,51	2,81	1,68	3672
DCDTES	3,21	5,71	2,62	5,80	81,70	17,51	1,76	0,69	29180

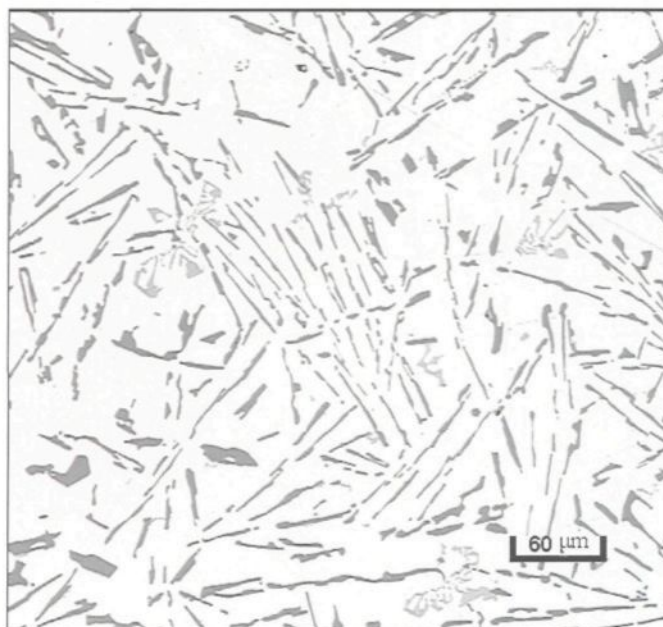


Figure 4.22 Fragmentation du silicium de l'alliage DCDH4 après la mise en solution.

maintenir ou d'augmenter la surface des particules. Il y a une exception pour l'échantillon DC où l'augmentation de l'épaisseur et la longueur des particules de silicium contribuent à augmenter la surface moyenne de ces dernières. Pour les autres échantillons (DCDS, DCDTS, DCDH, DCDTE, DCDTES), la cinétique de fractionnement des particules de silicium équivaut à celle de l'épaississement de ces dernières ce qui explique que la valeur de pourcentage surfacique soit à peu près constante.

L'ajout de strontium a comme pour effet de diminuer la surface et la longueur moyenne des particules de silicium (échantillons DCDS, DCDTS et DCDTES).

La rondeur est plus élevée pour les échantillons qui contiennent du strontium (76,55 % en montant). Le changement de forme du silicium d'aculaire à fibreux explique cette augmentation de rondeur. La rondeur, pour les échantillons contenant du strontium,

augmente aussi avec la mise en solution. Ceci s'explique par l'arrondissement des particules de silicium lors de la mise en solution.

Le facteur de forme est moins élevé pour les échantillons contenant du strontium (1,90 et moins). Ceci s'explique par le changement de morphologie des particules de silicium qui passe d'une forme aciculaire, plate, à une forme fibreuse, compacte. Le facteur de forme des échantillons contenant du strontium diminue aussi lors de la mise en solution cette dernière provoquant une sphéroïdisation des particules de silicium.

La densité n'affiche pas la même tendance que les alliages 319 et 356. Ces derniers, après mise en solution, présentaient une diminution de la densité. Or, pour l'alliage 413, les échantillons DCD et DCDH4 présentent une augmentation de la densité, après la mise en solution alors que les autres ont soit une diminution ou un statut quo de la densité. L'augmentation de la densité des échantillons DCD et DCDH4 s'explique par une cinétique du fractionnement des particules de silicium élevée ce qui augmente le nombre de ces dernières. Pour les cas où la densité diminue, il y a plutôt une dissolution de certaines particules de silicium qui alimentent la croissance des autres. Ces deux phénomènes seront expliqués un peu plus tard à la section 4.2.4. Autre fait, la densité des particules de silicium augmente avec la présence de strontium. Ce dernier a comme effet de fragmenter les particules de silicium qui passe d'une microstructure aciculaire à fibreuse.

Les figures 4.23 à 4.26 nous montrent les microstructures des échantillons DC et DCDT, avant et après la mise en solution. La microstructure usuelle de l'alliage 413 avant la mise en solution est illustrée à la figure 4.23. Elle est composée de silicium primaire, de silicium eutectique et de l'intermétallique $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Mn,Fe})_3\text{Si}_2$ (script chinois). Ce dernier est

obtenu grâce à la présence d'éléments comme le Mn et le Cr.^{74,75,76} Les scripts chinois, dans les alliages non modifiés, se retrouvent entre les particules de silicium eutectique.⁷⁷

La mise en solution sur l'échantillon DC (figure 4.24) a provoqué une augmentation de l'épaisseur et de la longueur des particules de silicium alors que la mise en solution de l'échantillon DCDT (figure 4.26) a eu comme effet d'épaissir les particules de silicium tout en gardant à peu près la même longueur.

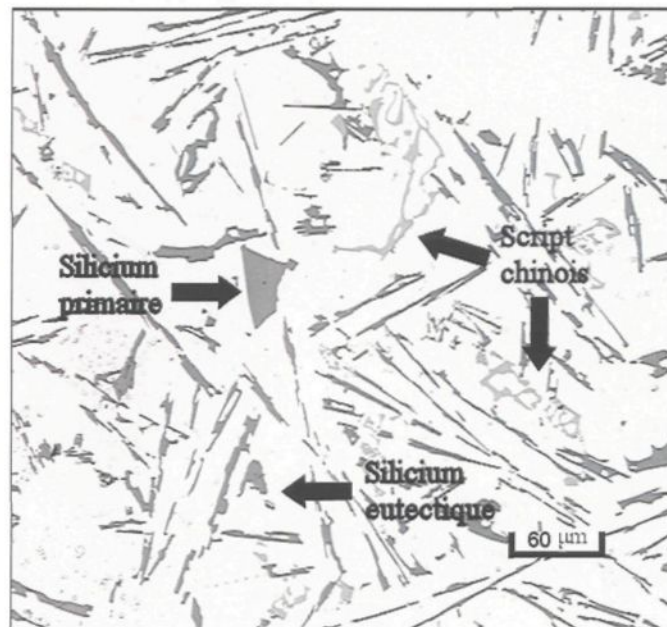


Figure 4.23 Échantillon DC avant la mise en solution.

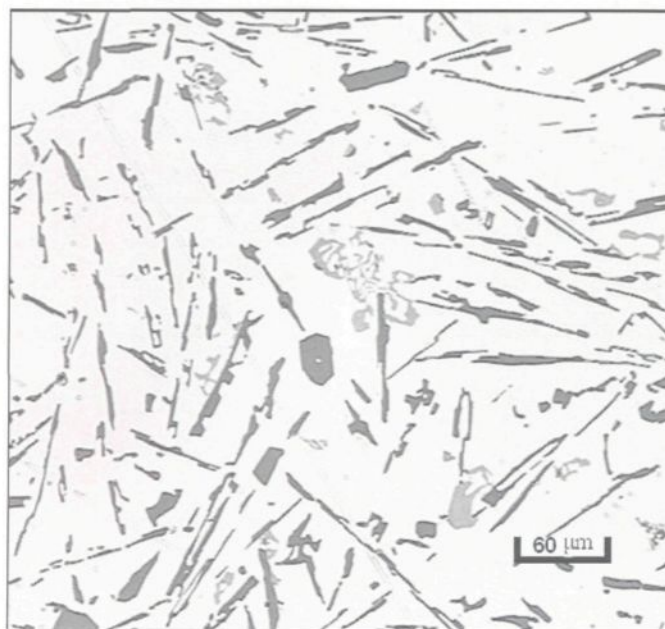


Figure 4.24 Échantillon DC après la mise en solution.

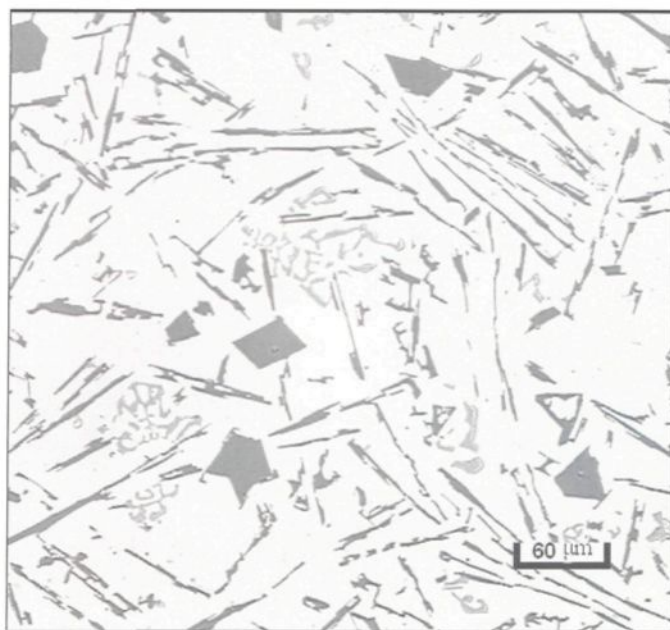


Figure 4.25 Échantillon DCDT avant la mise en solution.

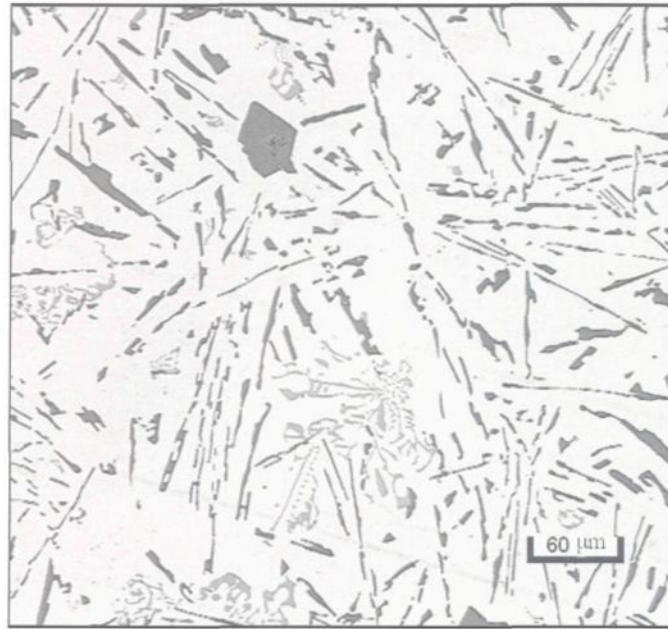


Figure 4.26 Échantillon DCDT après la mise en solution.

Les figures 4.25 et 4.26 nous permettent de voir que la microstructure des particules de silicium des échantillons qui contiennent du titane (DCDT) est aciculaire comme celles qui n'en contiennent pas (DC, figures 4.23 et 4.24).

Les figures 4.27 à 4.30 nous montrent les microstructures des échantillons DCDS et DCDTs, avant et après la mise en solution. L'échantillon DCDS (figure 4.27) et DCDTs (figure 4.29) avant mise en solution nous permettent de voir que le silicium eutectique est passé d'une forme aciculaire à la forme fibreuse, avec l'ajout de strontium. Comme il a été déjà dit, la transformation de l'eutectique en forme fibreuse amène une diminution de la taille des particules de silicium. Autre observation que l'on peut faire sur ces deux échantillons est que l'ajout de strontium provoque un décalage du point eutectique aluminium-silicium ce qui occasionne la disparition des particules de silicium primaire. On

peut également voir sur la figure 4.27 que l'intermétallique $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Mn,Fe})_3\text{Si}_2$ se situe à l'intérieur des dendrites α -aluminium.⁷⁷

L'échantillon DCDS, après la mise en solution (figure 4.28), nous permet de voir que les particules de silicium se sont arrondies et ont grossi un peu. De plus, il nous permet de confirmer la présence de l'intermétallique $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Mn,Fe})_3\text{Si}_2$ à l'intérieur des dendrites α -aluminium (flèches noires).⁷⁷ La mise en solution de l'échantillon DCDTs (figure 4.30) n'a pas eu d'effet sur la taille des particules de silicium.

Les figures 4.29 et 4.30 nous permettent de voir que la microstructure des particules de silicium des échantillons qui contiennent du titane (DCDTs) est fibreuse comme celles qui n'en contiennent pas (DCDS, figures 4.27 et 4.28).

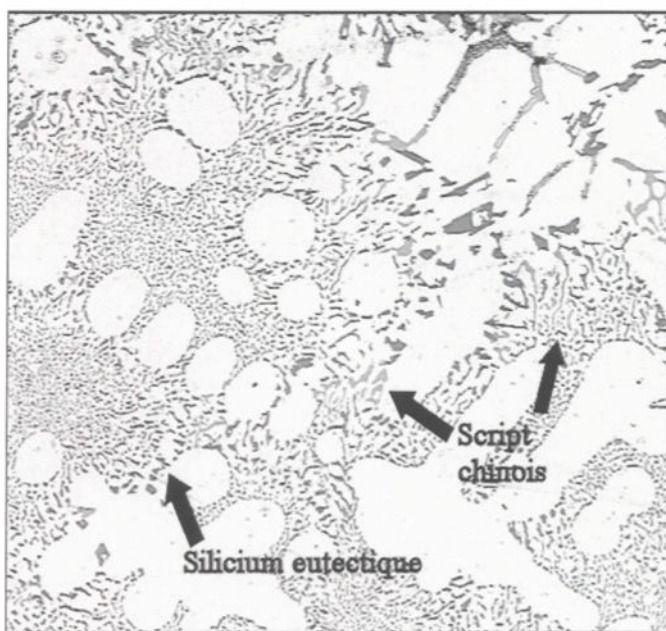


Figure 4.27 Échantillon DCDS avant la mise en solution.

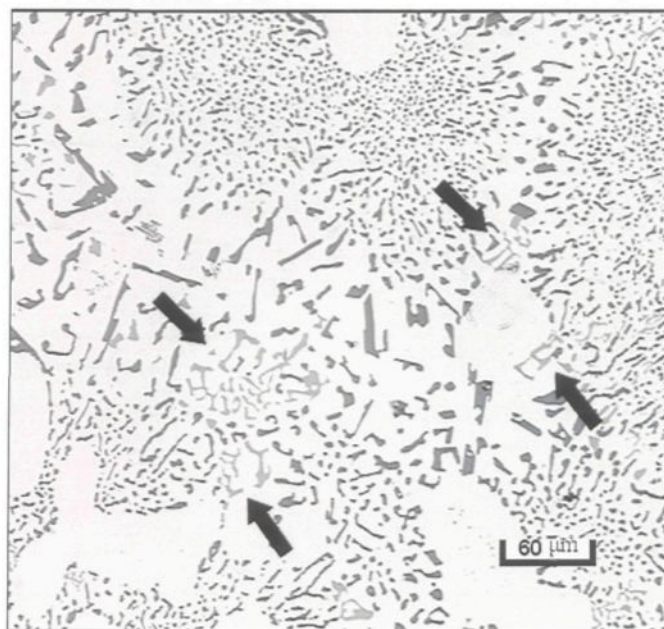


Figure 4.28 Échantillon DCDS après la mise en solution.

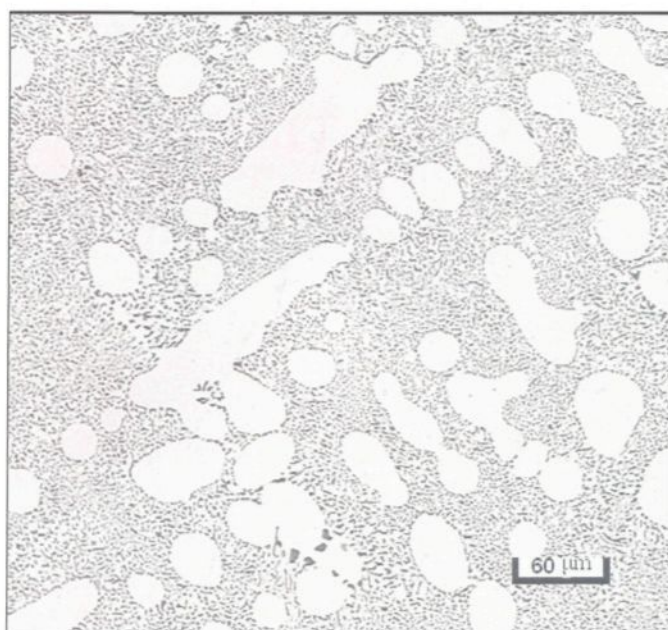


Figure 4.29 Échantillon DCDS avant la mise en solution.



Figure 4.30 Échantillon DCDTS après la mise en solution.

4.2.4 Influence de la mise en solution sur la morphologie des particules de silicium

Lors de la mise en solution des alliages Al-Si, les particules de silicium peuvent subir des modifications de leur forme et de leur dimension. L'un des mécanismes existant (figure 4.31(a)) consiste à fragmenter les particules de silicium aciculaires des alliages non modifiés en petits morceaux. Par la suite, ces morceaux s'arrondissent et croissent dans la matrice d'aluminium. Un autre mécanisme existe et il agit sur les particules de silicium fibreux des alliages modifiés (figure 4.31(b)). La mise en solution a comme effet d'arrondir les particules de silicium pour ensuite faire grossir ces dernières.

Un autre phénomène peut influencer la morphologie des particules de silicium lors de la mise en solution. Il s'agit du mécanisme de dilution d'Ostwald. Ce dernier permet la dilution des plus petites particules de silicium dans la matrice qui, par la suite, diffuse pour faire grossir les plus grosses particules (figure 4.32).

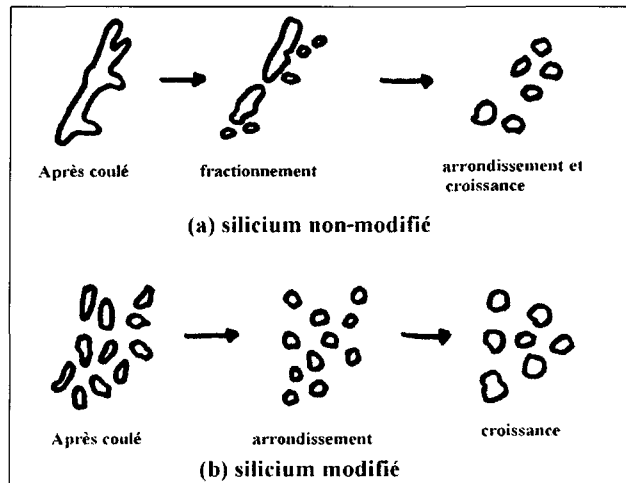


Figure 4.31 Schématisation du développement des particules de silicium eutectique lors d'une mise en solution.⁷⁸

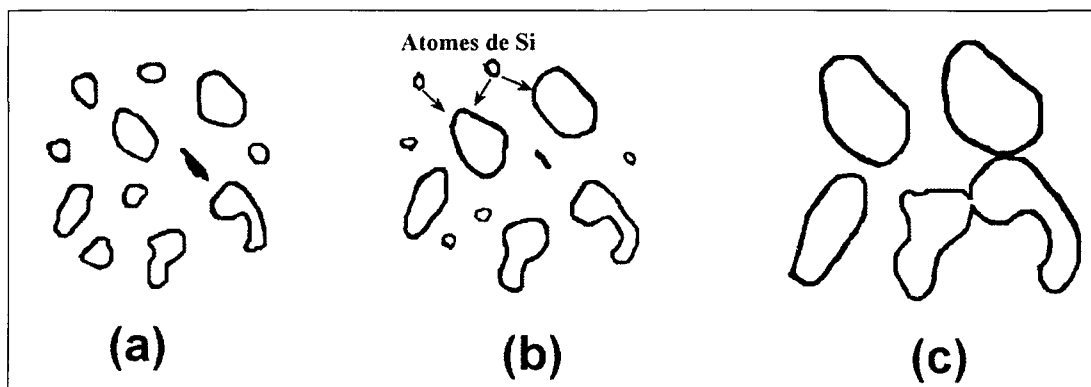


Figure 4.32 Schématisation du mécanisme de dilution d'Ostwald: (a) avant la mise en solution, (b) les petites particules se dissolvent, (c) les grosses particules croissent grâce au silicium libéré par les plus petites et se fusionnent.

Dans notre cas, pour les alliages non modifiés, nous sommes en présence (pour la majorité des alliages) d'une combinaison des mécanismes de modification des particules de silicium. Le mécanisme de fractionnement des particules est présent mais il existe également un mécanisme de dilution de particules de silicium, comme celui proposé par Ostwal. Les particules de silicium les plus petites se diluent et diffusent pour faire grossir latéralement certaines particules de silicium (figure 4.33).

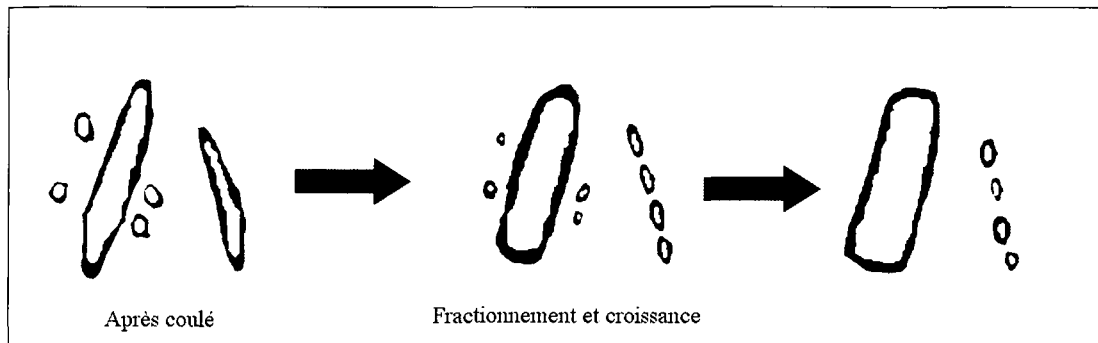


Figure 4.33 Nouvelle schématisation du développement des particules de silicium eutectique lors d'une mise en solution.

Comme la croissance des particules de silicium est supérieure au fractionnement, on se retrouve avec une augmentation de la surface des particules de silicium et quelques fois, de leur longueur. C'est ce qui explique l'augmentation de la surface moyenne, après la mise en solution, de plusieurs échantillons non modifiés des alliages 319, 356 et 413. La figure 4.34, de l'échantillon DB montre les phénomènes illustrés à la figure 4.33.

Pour confirmer ce phénomène, nous avons cru bon de refaire un traitement de mise en solution (M.E.S.) de 8 heures et 24 heures sur les échantillons tels que coulés non dégazés (DA, DB, DC). Nous avons ainsi pu mesurer encore une fois le comportement du silicium. Les tableaux 4.9 à 4.11 contiennent les résultats obtenus.

L'analyse des tableaux permet de voir que la surface moyenne des particules de silicium augmente avec le temps de mise en solution. La longueur moyenne augmente avec la première mise en solution de 8 heures pour les alliages 319 et 356 et elle reste semblable pour l'alliage 413. Pour la mise en solution de 24 heures, la longueur moyenne reste semblable pour les alliages 319 et 356 alors qu'elle augmente pour l'alliage 413.



Figure 4.34 Transformation du silicium de l'échantillon DB mis en solution 8 heures: a) et b) dissolution des petites particules de silicium et diffusion c) fractionnement de silicium d) dissolution de particules de silicium et diffusion.

Tableau 4.9 Caractéristiques du silicium de l'alliage 319 avant la mise en solution et avec nouvelle mise en solution de 8 heures et 24 heures.

Échantillon	Surface moyenne (μm^2)		Longueur moyenne (μm)		Rondeur (%)		Facteur de forme		Densité (particules/ mm^2) ---
	Moyenne	Écart type	Moyenne	Écart type	Moyenne	Écart type	Moyenne	Écart type	
DA (avant M.E.S)	18,19	48,99	6,89	13,26	67,10	32,36	2,55	1,52	2365
DA (M.E.S. 8 heures)	49,69	86,55	13,04	15,63	60,87	31,94	2,48	1,42	1762
DA (M.E.S. 24 heures)	52,51	75,86	13,47	14,66	60,23	29,49	2,42	1,34	1455

Tableau 4.10 Caractéristiques du silicium de l'alliage 356 avant la mise en solution et avec nouvelle mise en solution de 8 heures et 24 heures.

Échantillon	Surface moyenne (μm^2)		Longueur moyenne (μm)		Rondeur (%)		Facteur de forme		Densité (particules/ mm^2)
	Moyenne	Écart type	Moyenne	Écart type	Moyenne	Écart type	Moyenne	Écart type	----
DB (avant M.E.S)	13,05	24,38	7,80	8,93	51,42	29,85	2,95	1,76	6615
DB (M.E.S. 8 heures)	23,97	32,02	9,41	8,50	61,34	26,90	2,62	1,50	4200
DB (M.E.S. 24 heures)	28,35	32,52	9,21	7,70	67,63	22,65	2,32	1,19	2810

Tableau 4.11 Caractéristiques du silicium de l'alliage 413 avant la mise en solution et avec nouvelle mise en solution de 8 heures et 24 heures.

Échantillon	Surface moyenne (μm^2)		Longueur moyenne (μm)		Rondeur (%)		Facteur de forme		Densité (particules/ mm^2)
	Moyenne	Écart type	Moyenne	Écart type	Moyenne	Écart type	Moyenne	Écart type	----
DC (avant M.E.S)	21,32	45,04	10,61	14,85	49,28	31,74	3,48	2,17	5226
DC (M.E.S. 8 heures)	26,49	46,60	11,56	13,43	54,14	30,54	3,19	1,94	4470
DC (M.E.S. 24 heures)	34,26	47,67	13,26	12,26	49,93	26,83	3,34	1,93	3222

La rondeur et le facteur de forme ne présentent pas de tendance. La densité diminue avec le temps de mise en solution. Il y a donc des particules de silicium qui se dissolvent et qui diffusent vers les plus grosses particules (mécanisme de dilution d'Ostwald). La figure 4.35 montre l'échantillon DB qui a été mis en solution pour une période de 24 heures. On y retrouve encore les mêmes phénomènes que ceux illustrés à la figure 4.33.

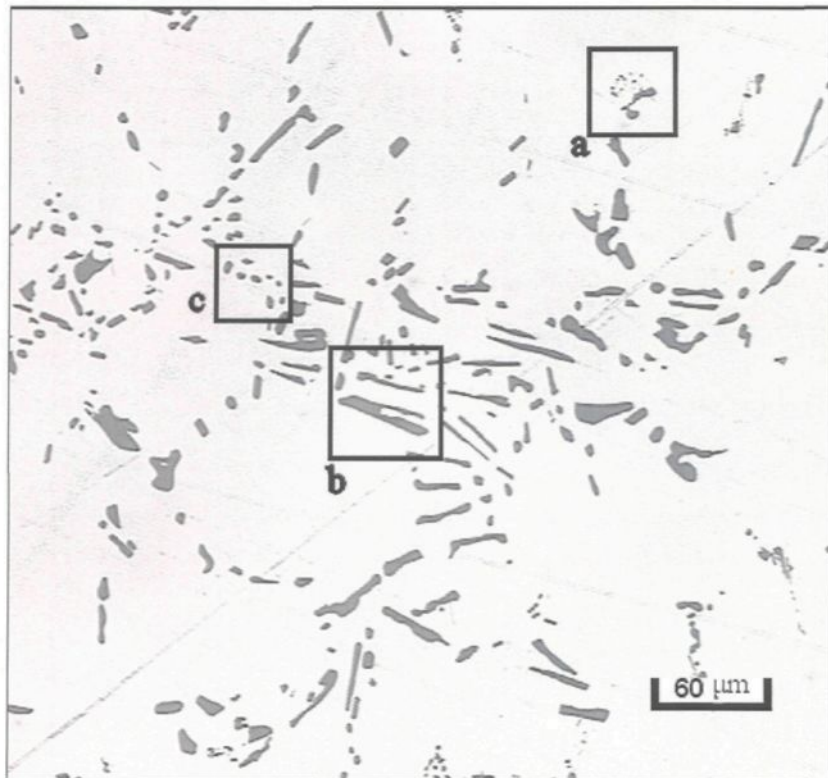


Figure 4.35 Transformation du silicium de l'échantillon DB mis en solution 24 heures: a) et b) dissolution et diffusion c) fractionnement.

En ce qui concerne les échantillons modifiés, le silicium se comporte, lors de la mise en solution, comme le dessin illustré à la figure 4.31(b). La figure 4.36 permet de voir la différence entre deux échantillons pris avant et après mise en solution. L'échantillon (b) a des particules de silicium plus grosses et plus arrondies que l'échantillon (a).

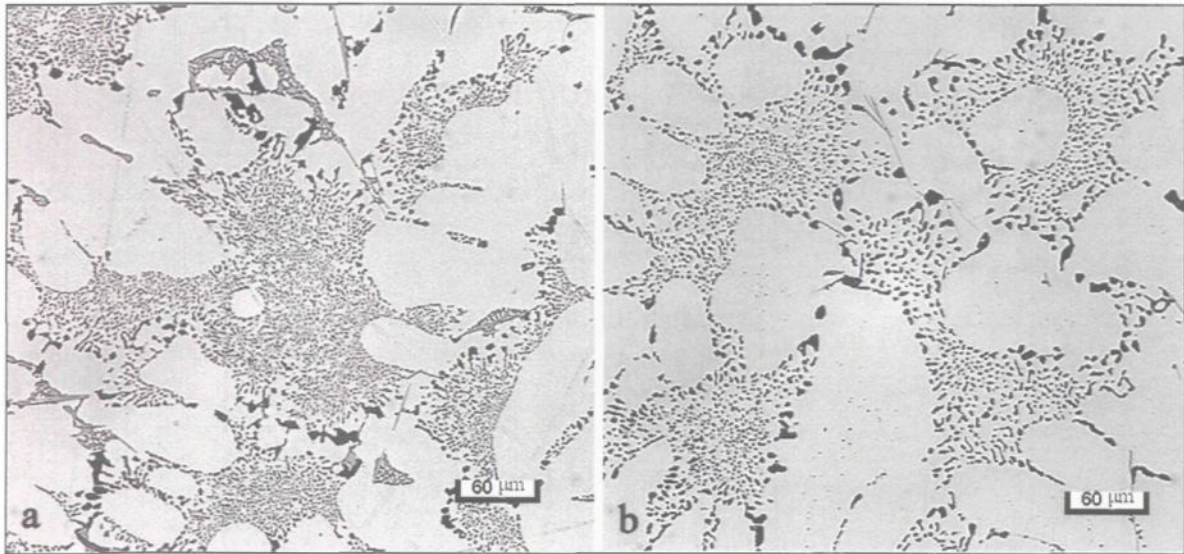


Figure 4.36 Effet de la mise en solution sur l'échantillon DADS: (a) avant la mise en solution (b) après la mise en solution de 8 heures.

4.2.5 Porosité

La porosité peut être causée par deux phénomènes. Le premier est l'accumulation de gaz d'hydrogène dans le métal liquide qui, lors de la solidification, est rejeté de l'aluminium. Le deuxième est le retrait du métal liquide lors de la solidification qui laisse des pores à la contraction. Ces phénomènes peuvent agir seul ou en coopération pour créer des pores. Les tableaux 4.12 à 4.14 contiennent les mesures effectuées sur les pores. On a calculé la surface moyenne des pores, leur longueur moyenne, leur facteur de forme, leur densité ainsi que le pourcentage surfacique.

Le dégazage est utilisé pour, premièrement, enlever l'hydrogène dissout dans les alliages d'aluminium et, deuxièmement, faire monter les oxydes et les inclusions présentes dans le métal liquide à la surface du bain. Dans notre cas, nous avons dégazé tous les

Tableau 4.12 Caractéristiques des pores de l'alliage 319.0

Échantillon	Surface moyenne (μm^2)		Longueur moyenne (μm)		Facteur de forme		Densité (pores / mm^2)	Pourcentage surfacique (μm^2)	
	Moyenne	Écart type	Moyenne	Écart type	Moyenne	Écart type		-----	Moyenne
DA	682	2366	26,42	40,77	1,95	0,80	5,86	0,356	0,307
DAD	99,34	123,4	14,25	11,73	1,83	0,79	2,80	0,029	0,018
DADT	129,2	260,8	17,98	25,16	1,83	0,76	5,89	0,125	0,138
DADS	144,0	419,1	17,31	19,7	1,80	0,76	2,78	0,058	0,071
DADTS	1762	7715	45,54	75,04	1,86	0,69	9,89	1,545	1,661
DADH	674,8	3253	26,81	40,49	1,92	0,78	6,64	0,388	0,517
DADH4	5059	16855	52,43	106,10	1,79	0,73	5,61	2,444	2,039
DADTE	465,6	5009	21,75	35,50	1,78	0,81	9,66	0,418	0,415
DADTES	1023	4487	34,31	43,01	1,78	0,68	7,05	0,643	0,467

Tableau 4.13 Caractéristiques des pores de l'alliage 356.0

Échantillon	Surface moyenne (μm^2)		Longueur moyenne (μm)		Facteur de forme		Densité (pores / mm^2)	Pourcentage surfacique (μm^2)	
	Moyenne	Écart type	Moyenne	Écart type	Moyenne	Écart type		-----	Moyenne
DB	2017	7299	43,66	74,03	1,73	0,72	3,22	0,570	0,455
DBD	58,65	81,72	11,36	13,96	1,63	0,73	2,08	0,026	0,049
DBDT	177,57	325,2	19,12	18,61	1,87	0,84	2,58	0,038	0,052
DBDS	1113	2088	44,89	47,82	2,01	0,95	1,30	0,124	0,078
DBDTS	1914	12909	46,28	123,40	1,94	0,85	4,61	1,419	2,977
DBDH	1890	6121	32,91	54,15	1,79	0,79	1,17	0,204	0,283
DBDH4	10419	27894	98,64	145,60	1,75	0,60	2,89	2,588	2,196
DBDTE	283,7	4740	21,41	26,42	1,75	0,68	2,75	0,069	0,060
DBDTES	488	4522	24,77	29,76	1,70	0,69	5,78	0,256	0,126

Tableau 4.14 Caractéristiques des pores de l'alliage 413.0

Échantillon	Surface moyenne (μm^2)		Longueur moyenne (μm)		Facteur de forme		Densité (pores / mm^2)	Pourcentage surfacique (μm^2)	
	Moyenne	Écart type	Moyenne	Écart type	Moyenne	Écart type		-----	Moyenne
DC	157,1	244,9	15,10	8,226	1,34	0,38	0,17	0,002	0,004
DCD	82,29	71,44	14,79	9,074	2,12	0,92	0,19	0,001	0,002
DCDT	454,8	4622	29,66	24,81	1,76	0,65	0,83	0,034	0,038
DCDS	832	2369	30,31	46,70	1,76	0,65	2,19	0,157	0,222
DCDTS	934,9	2962	31,57	61,09	1,87	0,80	1,14	0,092	0,148
DCDH	149,3	341,1	16,70	21,54	1,71	0,63	1,72	0,043	0,057
DCDH4	2840	10241	45,91	81,66	1,69	0,61	2,08	0,507	0,786
DCDTE	185,8	4825	14,90	19,39	1,67	0,75	5,97	0,105	0,066
DCDTES	865,1	4415	30,45	35,30	1,70	0,66	6,58	0,512	0,282

échantillons sauf les DA, DB et DC. Les alliages, auxquels on a ajouté des morceaux de patate, ont également été dégazés avant l'ajout de ces derniers. Ceci permet d'avoir des échantillons qui ont sensiblement le même niveau d'hydrogène avant l'ajout des morceaux de patate.

La figure 4.37 permet de comparer la densité de la porosité des échantillons non dégazés par rapport à celle des alliages dégazés. Il faut noter que, pour les figures 4.37 à 4.41, ainsi que les autres figures (4.41 à 4.56), la condition « dégazée » représente l'alliage de base qui permet la comparaison avec les autres conditions correspondantes à chaque figure. L'absence de dégazage augmente la densité de la porosité des échantillons des alliages 319 et 356 alors qu'elle reste égale pour l'échantillon de l'alliage 413. L'augmentation de la densité des pores s'explique par le fait qu'il y a plus d'hydrogène présent dans l'alliage non dégazé qui précipite lors du refroidissement de l'alliage. En

effet, la formation de pores est décrite par la relation $\Delta P = 2\sigma/r$ où σ est la tension de surface et ΔP la pression critique qui doit être dépassée pour créer un germe de rayon r . Ainsi, une quantité d'hydrogène élevée dans l'aluminium liquide va augmenter la pression ΔP et baisser r , ce qui provoque une augmentation de pores dans la pièce.^{79,80} Le fait que l'échantillon 413 non dégazé présente la même densité que celui dégazé peut s'expliquer par le fait que l'échantillon, non dégazé, n'avait peut être pas assez d'hydrogène pour passer le seuil minimal d'hydrogène.²⁰ En de ça de ce seuil, l'alliage possède la même densité de pores alors que passé ce seuil, la densité de pores augmente à une valeur constante.

La figure 4.38 illustre que, comme l'a trouvé Anson *et al.*,²³ l'augmentation de la quantité d'hydrogène au-dessus d'une valeur seuil provoque une augmentation du pourcentage surfacique. Cette observation est valide pour les alliages 319 et 356. Pour le 413, la teneur en hydrogène de l'échantillon non dégazé était peut être en-dessous de la valeur seuil ce qui donne un pourcentage surfacique de pores constant et égal à celui de l'échantillon dégazé.

La figure 4.39 montre que, pour les alliages 319 et 356, la surface moyenne de porosité augmente avec une concentration d'hydrogène plus élevée. Pour l'alliage 413, la différence de la surface moyenne entre l'échantillon non dégazé et dégazé est négligeable.

La figure 4.40 montre que la longueur moyenne des pores augmente avec la quantité d'hydrogène (alliages 319 et 356). Pour l'alliage 413, on trouve que la quantité d'hydrogène contenue dans l'échantillon non dégazé n'est pas assez élevée pour faire une augmentation significative de la longueur moyenne des pores.

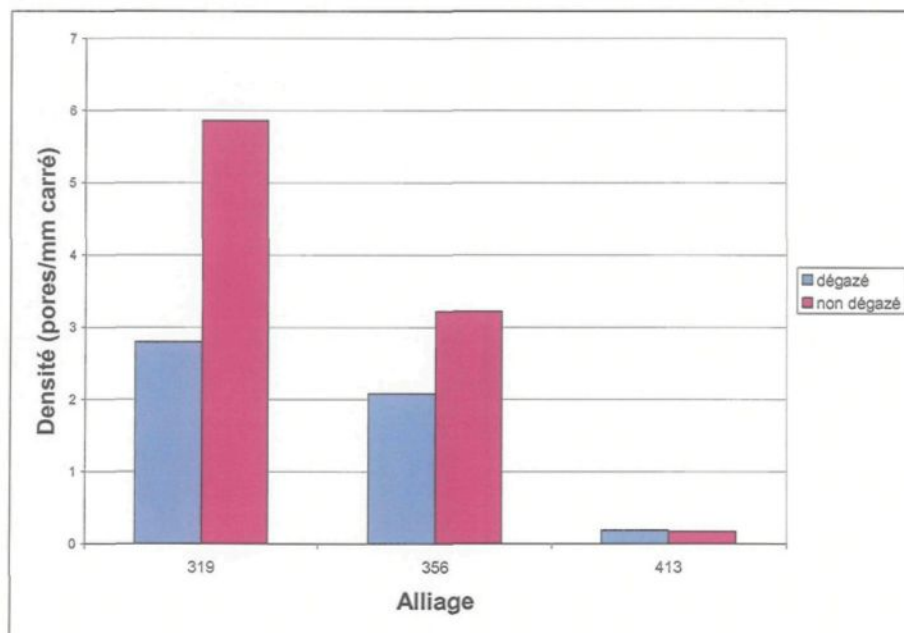


Figure 4.37 Densité de la porosité pour les alliages dégazés et non dégazés.

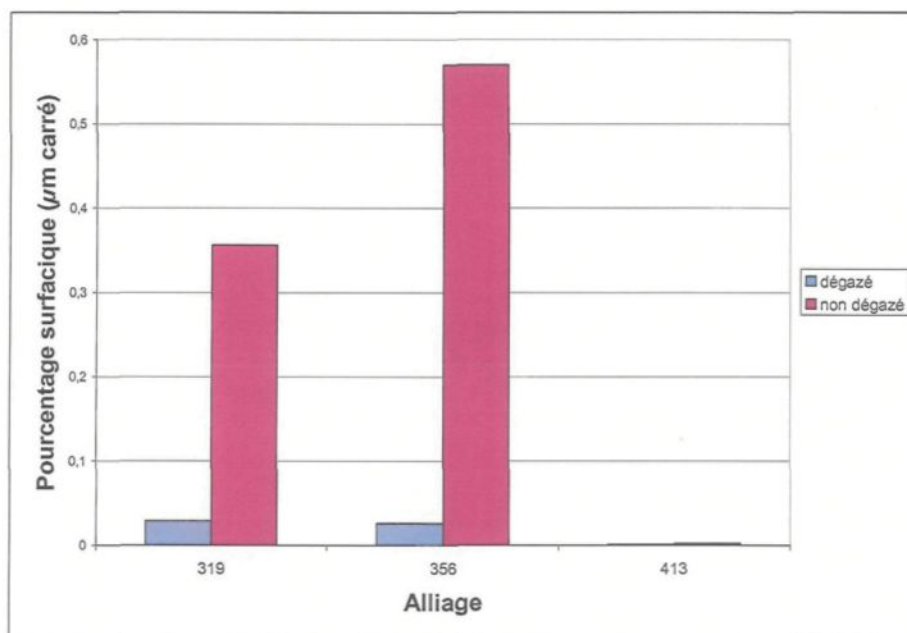


Figure 4.38 Pourcentage surfacique de la porosité pour les alliages dégazés et non dégazés.

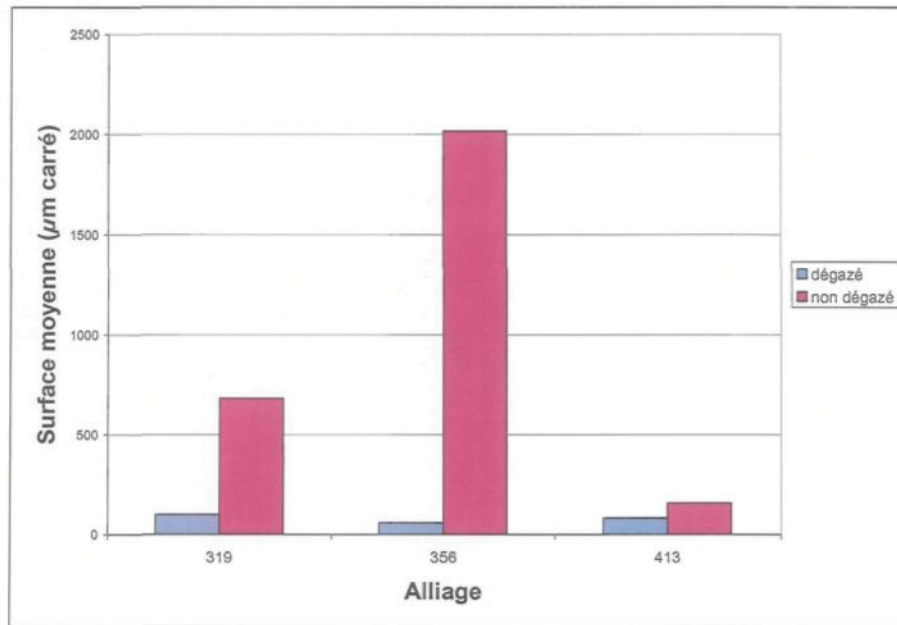


Figure 4.39 Surface moyenne de la porosité pour les alliages dégazés et non dégazés.

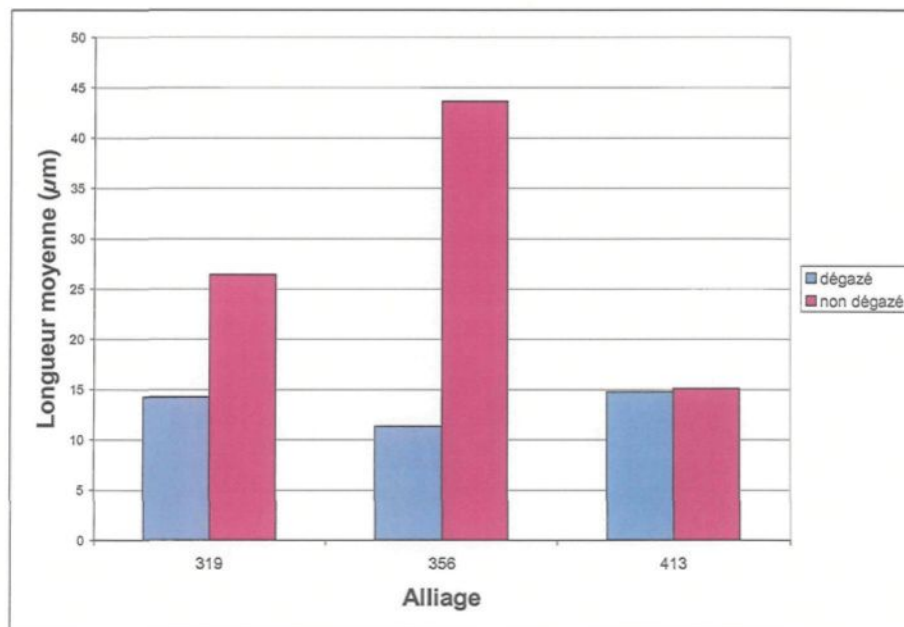


Figure 4.40 Longueur moyenne de la porosité pour les alliages dégazés et non dégazés.

L'ajout de TiB_2 dans l'alliage permet d'affiner la taille des grains. Il a aussi un effet sur les pores. Les travaux de Tylenius⁸¹ sur l'évolution des pores sur un alliage A356 ont démontré que le TiB_2 inséré sous forme de Al-5% Ti-1% B à une concentration de 0,02% Ti dans l'alliage augmente le pourcentage surfacique et la densité des pores. Les travaux de Samuel *et al.*²⁵ vont dans le même sens. Le TiB_2 a comme effet de créer des sites de germination de pores ce qui provoque une augmentation de la densité de pores. Aussi, comme il y a diminution de la longueur du joint de grain et que c'est à cet endroit que germent et croissent les pores, la surface et la longueur des pores s'en trouvent réduites.

La figure 4.41 permet de voir que l'ajout de titane augmente la densité des pores pour les alliages 319 et 413 alors qu'elle reste constante pour le 356. La figure 4.42 montre que l'augmentation de la quantité de titane augmente le pourcentage surfacique des pores comme proposé par Tylenius.⁸¹ La figure 4.43 permet de voir que l'ajout de titane ne permet pas de diminuer la surface moyenne des pores des trois alliages comme proposés par Samuel *et al.*²⁵ La figure 4.44 permet de constater que l'ajout de titane ne permet pas de diminuer la longueur moyenne des pores des trois alliages comme proposé par Samuel *et al.*²⁵

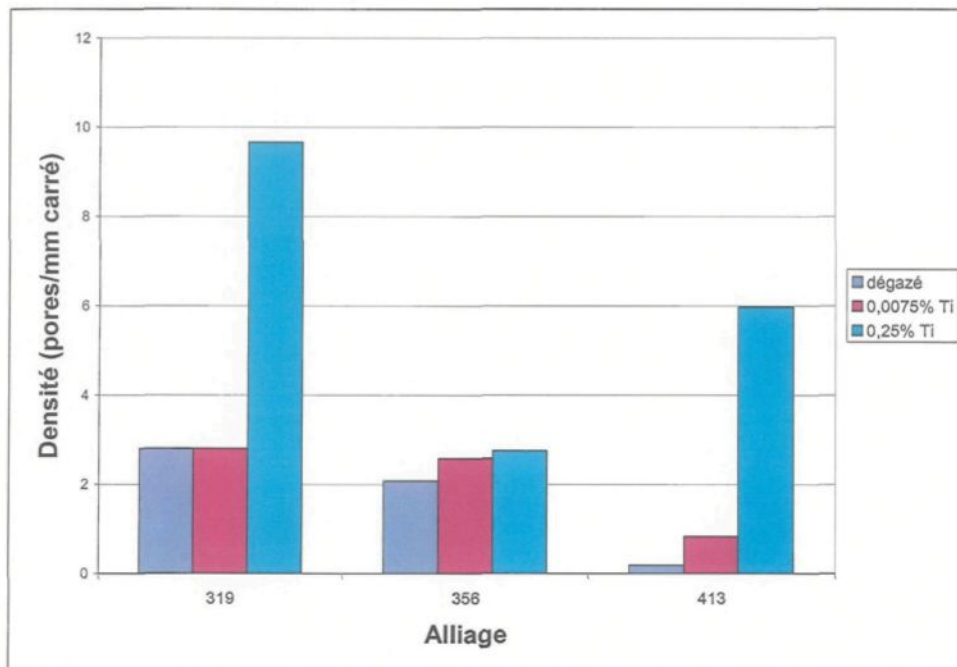


Figure 4.41 Densité des pores en fonction de la quantité de titane ajoutée.

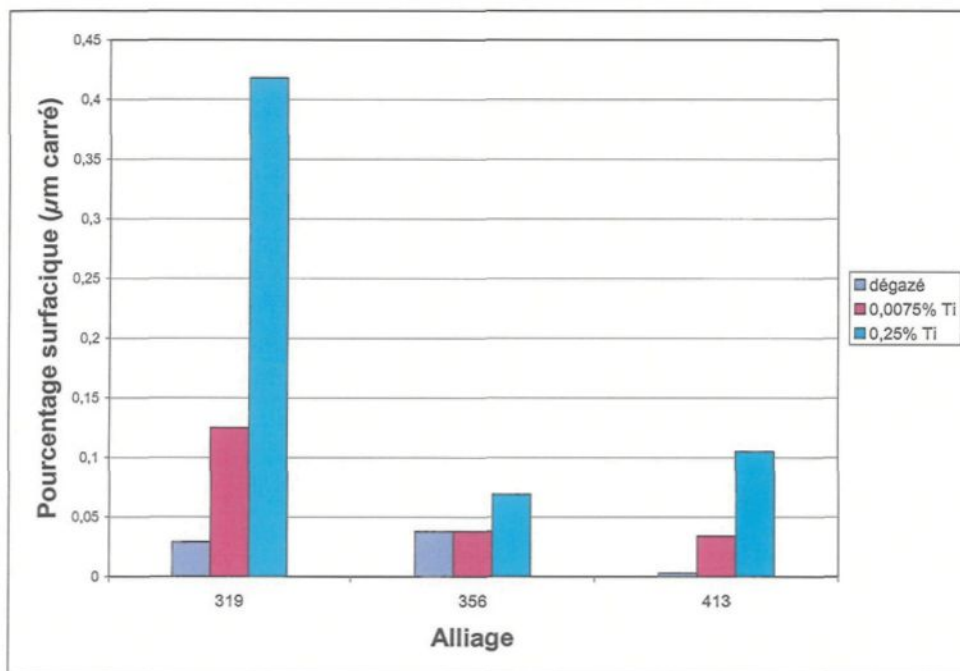


Figure 4.42 Pourcentage surfacique des pores en fonction de la quantité en titane ajouté.

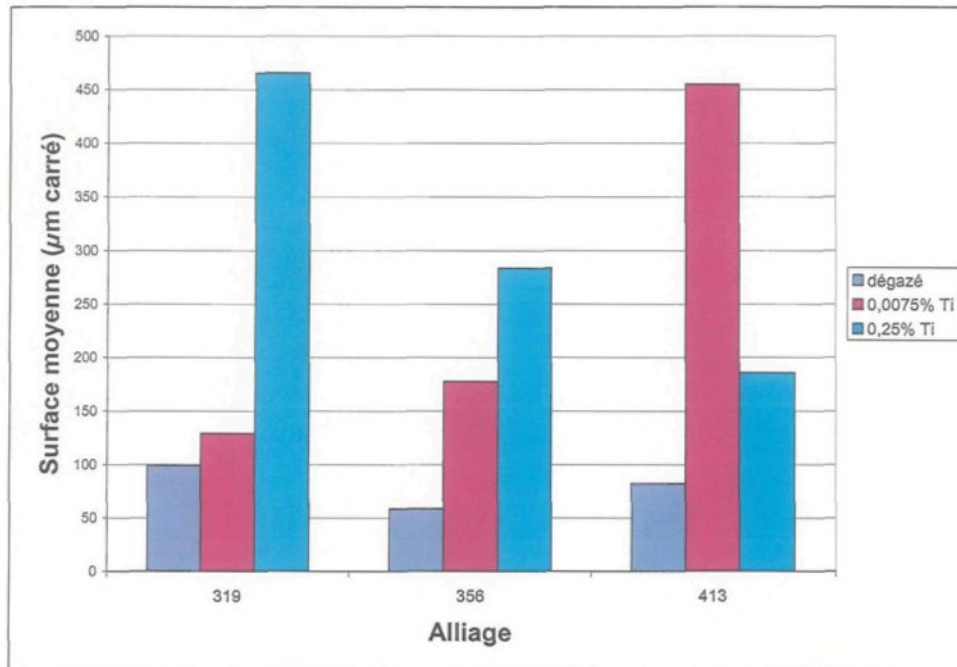


Figure 4.43 Surface moyenne des pores en fonction de la quantité en titane ajouté.

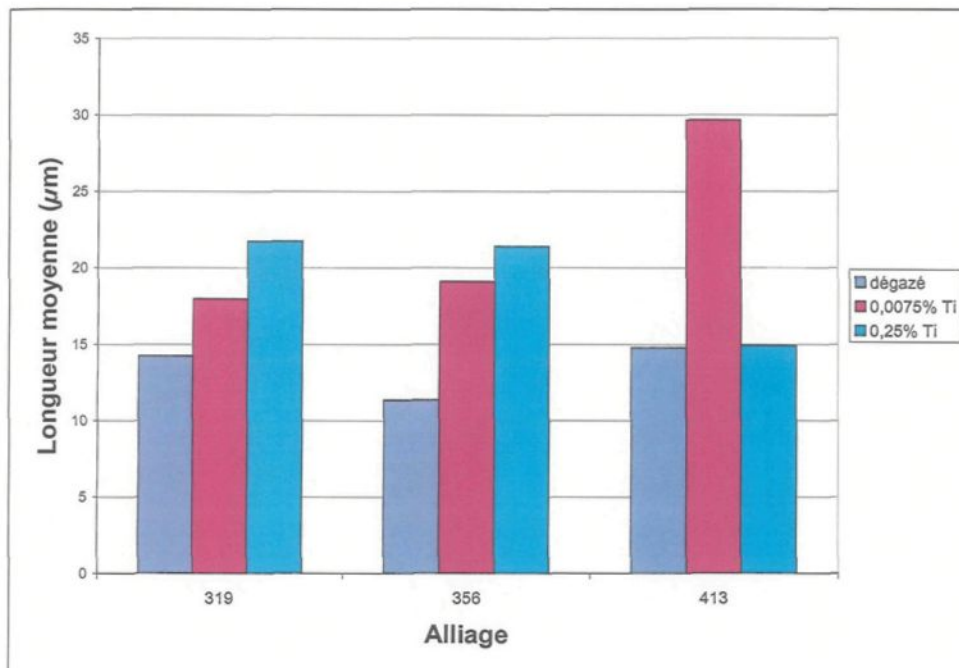


Figure 4.44 Longueur moyenne des pores en fonction de la quantité de titane ajoutée.

Le strontium est un élément qui favorise la création de pores dans l'alliage. Les tests effectués par Argo et Gruzleski⁸ sur des éprouvettes Tatur montrent que l'ajout de strontium augmente le pourcentage de pores de la pièce. Cette dernière se trouve répartie en micropores dans la pièce pour les alliages modifiés au lieu de se retrouver dans la retassure principale (primary pipe) comme dans le cas des alliages non modifiés. Les essais réalisés par Charbonnier *et al.*⁸² sur un alliage AS7G (version européenne du A356) donnent les mêmes résultats. Les travaux de Samuel *et al.*²⁵ vont dans le même sens. L'ajout de strontium permet, à une concentration de 130 ppm, d'augmenter la densité de pores sans changer leur taille alors qu'à une concentration de 300 ppm, le pourcentage surfacique de pores augmente ainsi que la taille de ces dernières.

La figure 4.45 nous montre la densité des pores en fonction de la quantité de strontium. L'analyse de cette figure ne nous permet pas de dire que la densité des pores augmente avec l'augmentation de la quantité de strontium comme l'a trouvé Samuel *et al.*²⁵ On se retrouve avec trois cas : soit la densité est semblable (alliage 319), soit la densité est plus basse (alliage 356) ou soit la densité est plus haute (alliage 413).

La figure 4.46 permet d'affirmer que, comme énoncé par Argo et Gruzleski,⁸ le pourcentage surfacique de pores augmente avec l'ajout de strontium. La figure 4.47 nous montre la surface moyenne des pores des alliages dégazés versus les alliages modifiés. On peut voir que le strontium a augmenté la surface moyenne des pores avec une concentration de 200 ppm, cette dernière étant inférieure à celle proposée par les travaux de Samuel *et al.*²⁵ (300 ppm). La figure 4.48 nous montre que le strontium augmente aussi la longueur moyenne des pores.

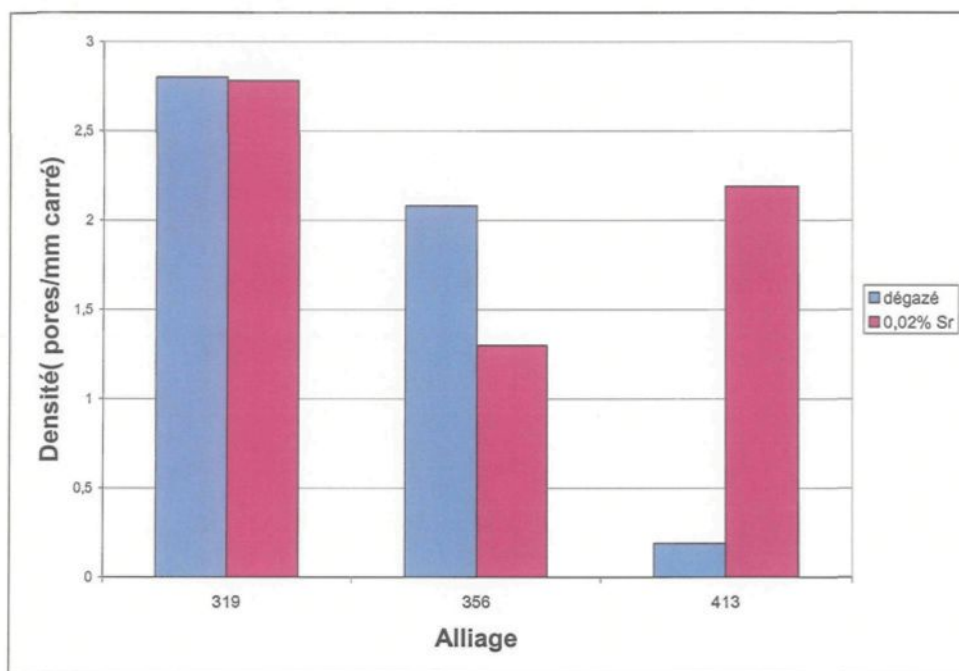


Figure 4.45 Densité des pores en fonction de la quantité de strontium.

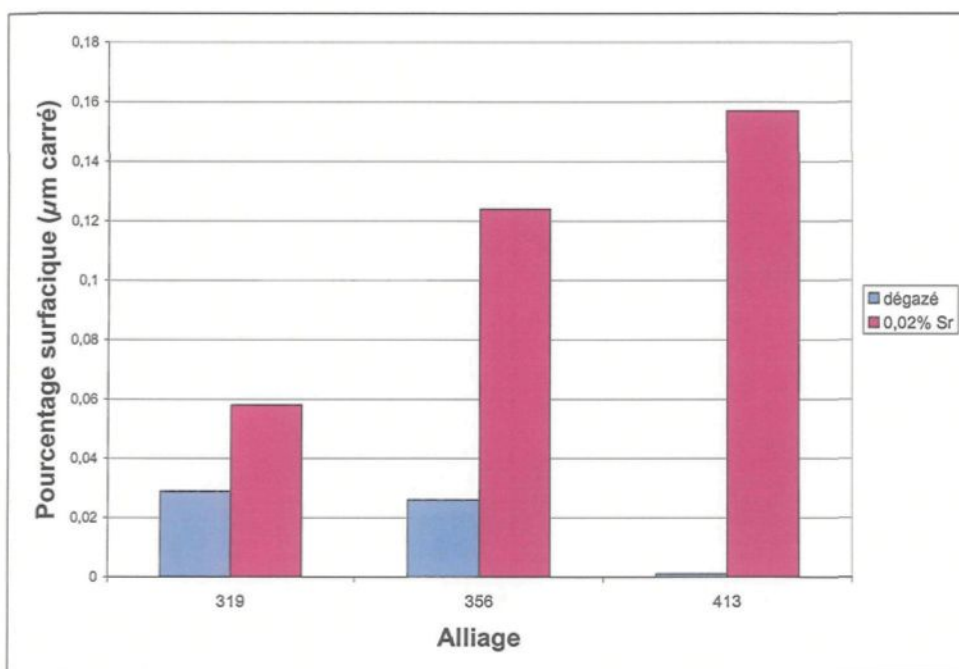


Figure 4.46 Pourcentage surfacique des pores en fonction de la quantité de strontium ajouté.

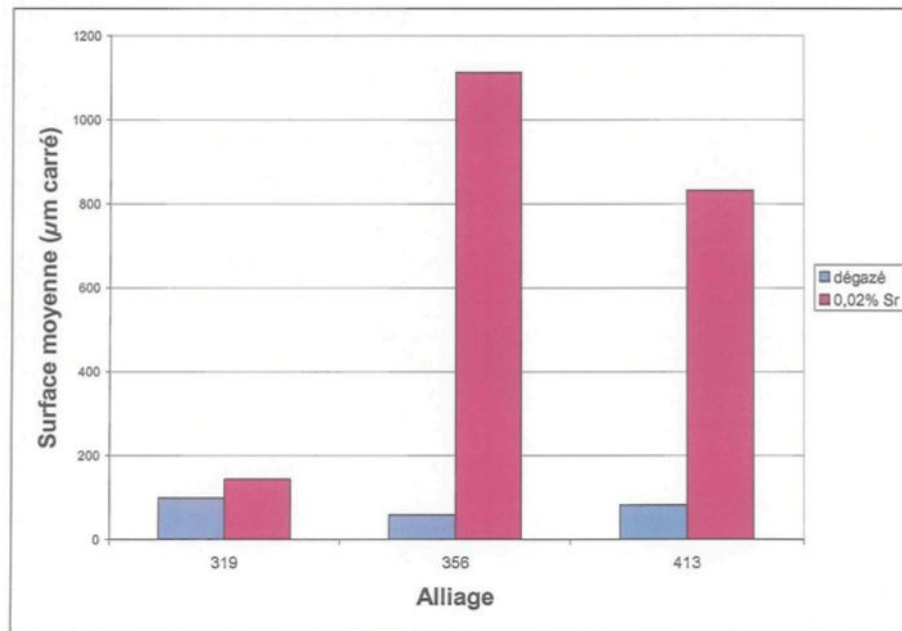


Figure 4.47 Surface moyenne des pores en fonction de la concentration de strontium ajouté

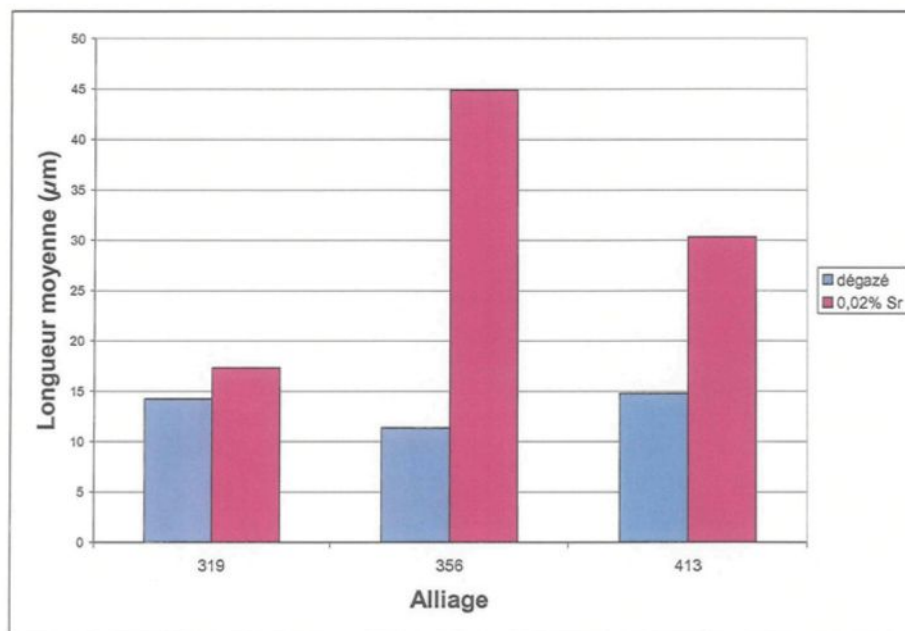


Figure 4.48 Longueur moyenne des pores en fonction de la quantité de strontium ajouté.

La figure 4.49 présente les résultats de la densité des pores pour les alliages qui contiennent du strontium et du titane. Comme la quantité de strontium reste constante pour les échantillons qui en contiennent, c'est donc l'augmentation de la quantité de titane qui dicte la variation des paramètres mesurés. La densité des pores augmente avec l'augmentation de la quantité de titane comme proposé par Tylenius⁸¹. Pour notre cas (figure 4.49), il y a augmentation de la densité des alliages 319 et 356 avec l'augmentation du titane excepté pour l'alliage 319 où l'alliage contenant 0,0075% de titane a une densité plus grande. Cet anomalie est peut être due au refroidissement de la pièce qui varie ou tout simplement par un dégazage moins efficace.

La figure 4.50 illustre le pourcentage surfacique en fonction de la quantité de strontium et titane. Le pourcentage surfacique doit augmenter avec l'ajout du titane.⁸¹ Dans notre cas, ceci est observé seulement pour l'alliage 413. Pour les deux autres alliages, le pourcentage surfacique est plus élevé pour les alliages qui contiennent 0,0075% de titane. Cette irrégularité est peut être causée par le refroidissement de la pièce ou à un mauvais dégazage. La figure 4.51 illustre la surface moyenne des pores en fonction de la quantité de strontium et de titane. Deux alliages, le 319 et le 356, respectent les résultats déjà obtenus par Samuel *et al.*,²⁵ soit la diminution de surface moyenne avec l'augmentation de la quantité de titane. Pour le 413, la surface moyenne reste égale avec l'augmentation de titane.

La figure 4.52 illustre la longueur moyenne des pores en fonction de la quantité de strontium et de titane. Les résultats sont conformes à ceux obtenus par Samuel *et al.*²⁵ pour

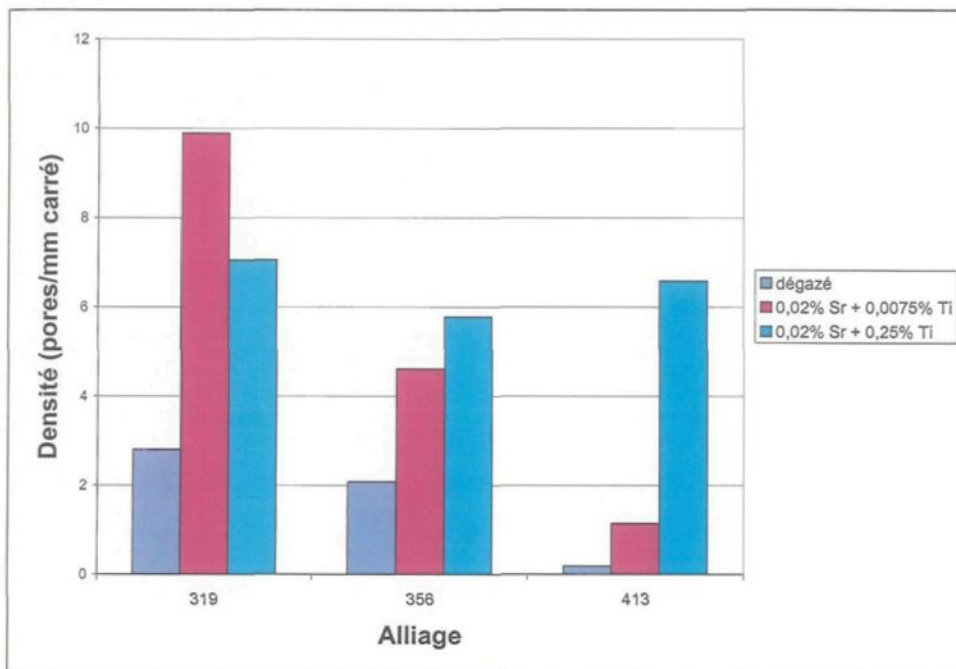


Figure 4.49 Densité des pores en fonction de la quantité de strontium et de titane ajoutés.

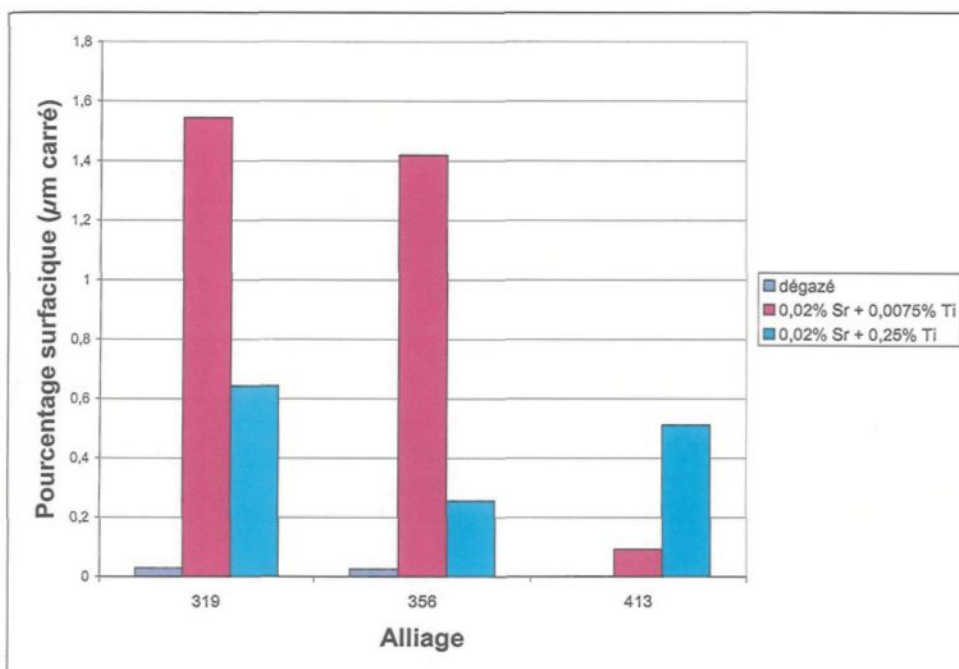


Figure 4.50 Pourcentage surfacique de pores en fonction de la quantité de strontium et de titane ajoutés.

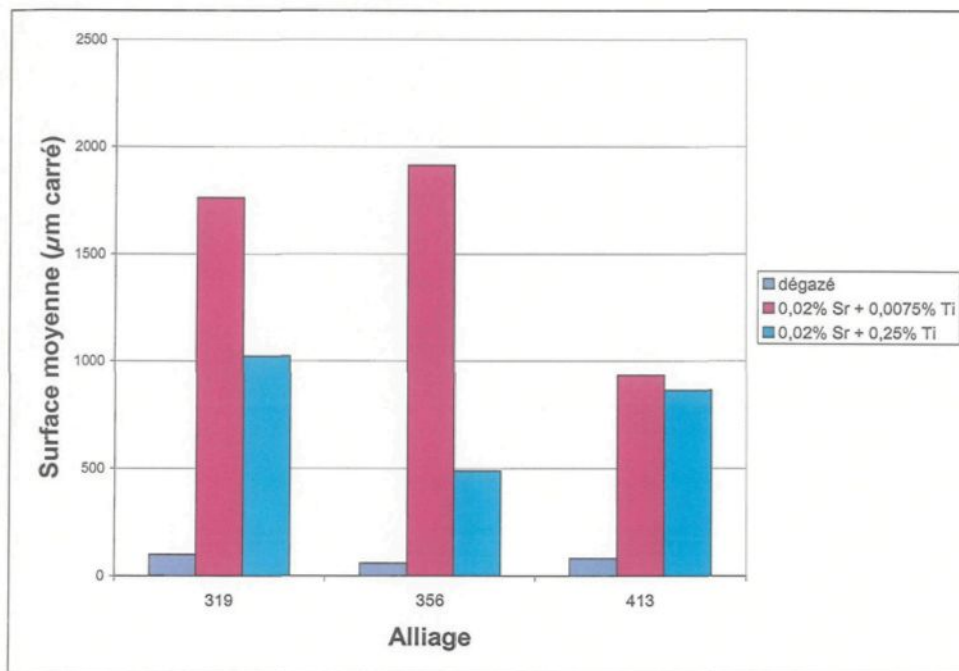


Figure 4.51 Surface moyenne des pores en fonction de la quantité en strontium et en titane ajoutés.

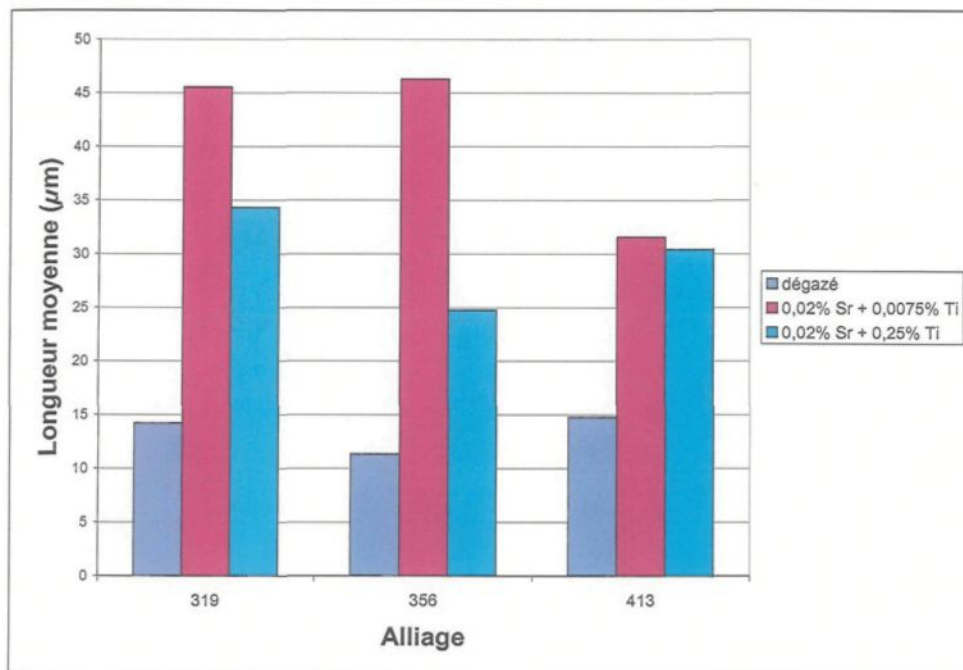


Figure 4.52 Longueur moyenne de pores en fonction de la quantité de strontium et de titane ajoutés.

les alliages 319 et 356, c'est à dire, la diminution de la longueur moyenne avec l'augmentation de la quantité de titane.

Pour l'alliage 413, la longueur moyenne des pores reste la même malgré l'augmentation de titane.

La figure 4.53 montre la densité des pores en fonction de la quantité d'hydrogène. Pour l'alliage 319, la densité est plus petite pour l'échantillon dégazé alors qu'elle est à peu près semblable pour les échantillons contenant de l'hydrogène. Ceci s'explique par le fait que, dépassé une valeur seuil d'hydrogène, les échantillons présentent plus ou moins la même densité de pores et, en dessous de cette valeur seuil, les échantillons ont approximativement la même densité.²⁰

Pour l'alliage 356, l'échantillon non dégazé a la même densité que celui de l'hydrogène à haut niveau et ils ont une densité supérieure à l'échantillon dégazé. Cette tendance indique que l'échantillon non dégazé et celui avec hydrogène à haut niveau ont une quantité d'hydrogène supérieure à la limite seuil. L'échantillon dégazé a, quant à lui, une quantité d'hydrogène inférieure à la limite seuil de même que l'échantillon ayant un bas niveau d'hydrogène.

Pour l'alliage 413, l'échantillon avec hydrogène à bas niveau et celui à haut niveau ont une densité semblable et elles sont supérieures à l'échantillon dégazé. Ces derniers ont donc une quantité d'hydrogène supérieure à la valeur seuil et présentent la même densité. Pour l'échantillon non dégazé, le fait qu'il possède la même densité que l'échantillon dégazé indique que sa quantité d'hydrogène n'est pas supérieure à la valeur seuil.

La figure 4.54 montre le pourcentage surfacique des pores en fonction de l'alliage. On peut voir que tous les échantillons contenant de l'hydrogène à haut niveau ont un pourcentage surfacique supérieur à toutes les autres conditions. Anson *et al.*²³ ont trouvé que, passé une valeur seuil de concentration en hydrogène, l'augmentation du pourcentage des pores varie de façon linéaire avec la concentration d'hydrogène. Il est donc normal que ces échantillons aient le plus de pourcentage de pores parce qu'ils contiennent le plus d'hydrogène. Les échantillons contenant de l'hydrogène à bas niveau possèdent un pourcentage surfacique de pores voisin de ceux des non dégazés. On se retrouve donc avec des échantillons qui ont une concentration d'hydrogène à peu près semblable.

Il est important de noter que pour l'alliage 413, l'échantillon non dégazé a un pourcentage surfacique égal à celui dégazé et avec celui qui a un bas niveau hydrogène. Comme expliqué auparavant, l'échantillon non dégazé et celui avec un bas niveau n'ont probablement pas assez d'hydrogène pour dépasser la valeur seuil et ils se retrouvent ainsi avec le même pourcentage de pores que l'échantillon dégazé.

La figure 4.55 illustre que l'augmentation de la concentration d'hydrogène hausse la surface moyenne des pores. Pour les trois alliages, l'état non dégazé et avec hydrogène (bas niveau) présentent la même surface moyenne. La figure 4.56 montre que l'augmentation de la quantité d'hydrogène augmente aussi la longueur moyenne des porosités.

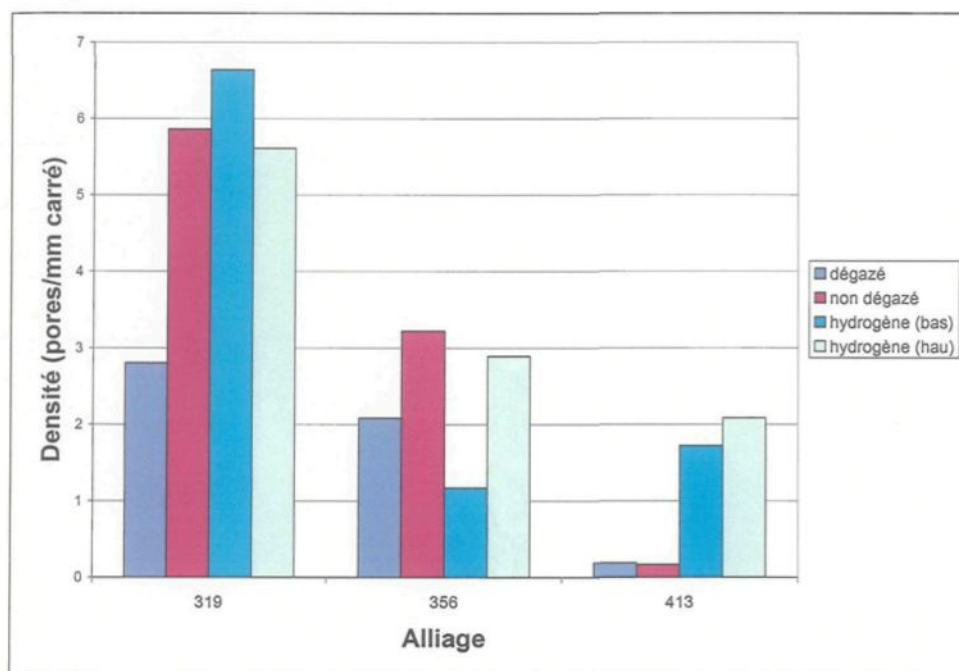


Figure 4.53 Densité de la porosité en fonction des conditions de gazage de l'alliage.

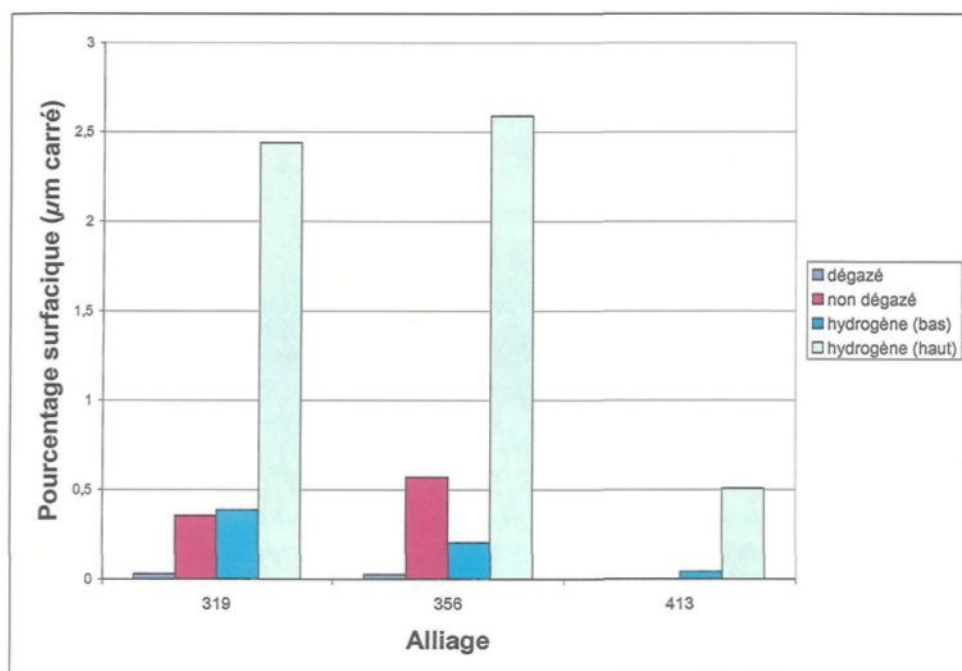


Figure 4.54 Pourcentage surfacique des pores en fonction des conditions de gazage de l'alliage

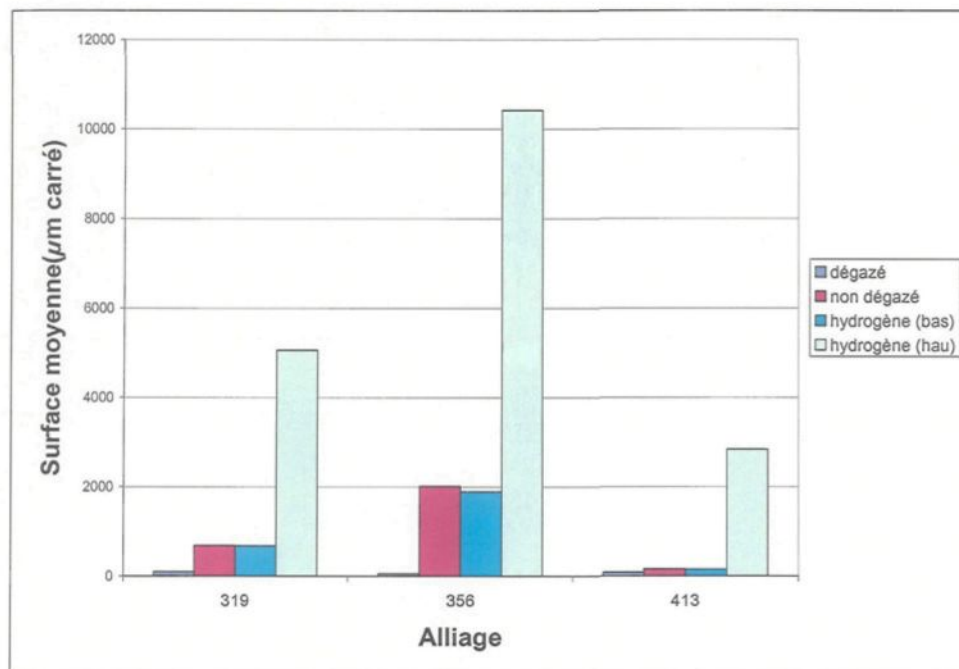


Figure 4.55 Surface moyenne des pores en fonction des conditions de gazage de l'alliage.

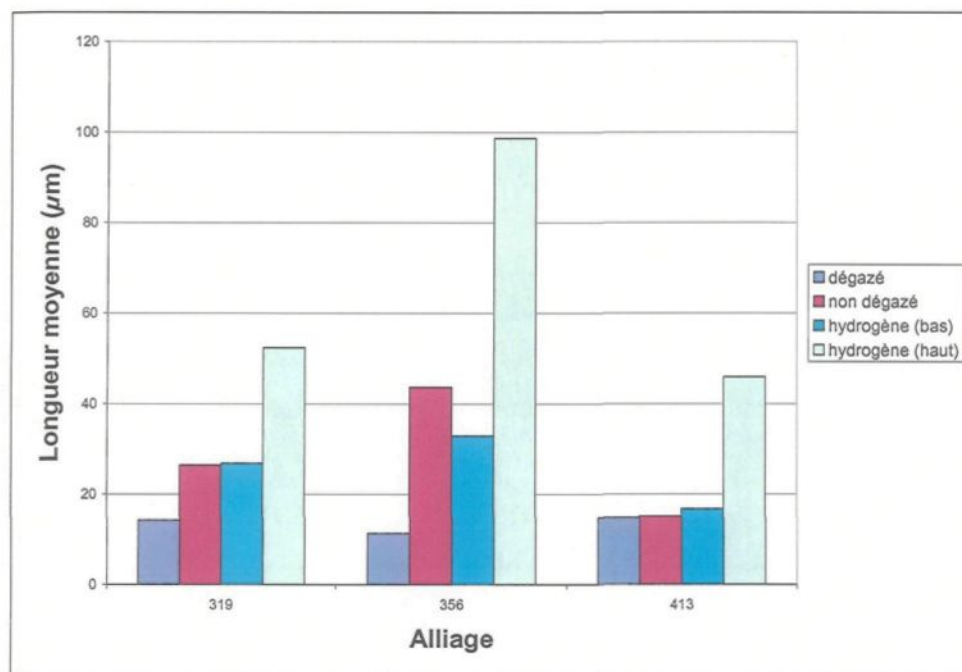


Figure 4.56 Longueur moyenne des pores en fonction des conditions de gazage de l'alliage.

L'analyse des tableaux 4.12 à 4.14 des trois alliages nous permet de voir que la plupart des échantillons ont un facteur de forme qui se ressemble, variant de 1,63 à 2,01. Par contre, les échantillons DC et DCD ont un facteur de forme qui est respectivement égale à 1,34 et 2,12. Cet écart par rapport aux autres échantillons peut être expliqué par le faible nombre de pores comptés lors de l'analyse (6 pour l'échantillon DC et 7 pour l'échantillon DCD). Un plus gros échantillon aurait probablement permis d'avoir un facteur de forme qui se rapproche de celui obtenu pour les autres échantillons.

La figure 4.57 montre un pore qui est due à l'hydrogène qui précipite lors du refroidissement du métal liquide. Les pores causés par l'hydrogène ont la caractéristique d'être plutôt rondes.

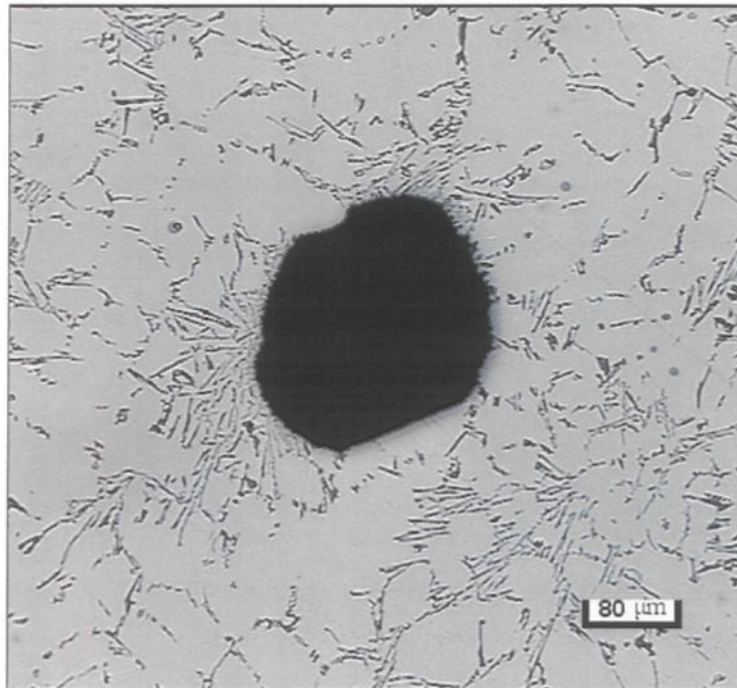


Figure 4.57 Pore dû au gaz, échantillon DBD.

La figure 4.58 montre un pore qui est dû à la contraction du liquide lors du refroidissement du métal liquide. On peut voir que le pore est délimité par les dendrites avoisinantes. C'est la caractéristique des pores de retrait.

On peut avoir des pores qui combinent les deux types de pore, i.e., de gaz et de retrait. La figure 4.59 nous montre ce type de pore. Le cercle représente le début du pore qui est causée par le gaz qui précipite. Le pore s'étend par la suite par le retrait du métal liquide. Les flèches de la figure indiquent la direction de solidification du pore.

La figure 4.60 montre un pore qui, à l'intérieur, contient de l'oxyde de strontium (flèche qui pointe à l'intérieur du pore). Liu *et al.*²⁹ ont démontré que l'oxyde de strontium $\text{Al}_{2,3}\text{SrO}_{3,3}$ peut se retrouver à la surface des pores.

La figure 4.61 montre des pores associés avec un film d'oxydes d'aluminium (les films sont pointés par les flèches). Ces derniers, comme l'a prouvé Mohanty *et al.*,³⁰ agissent comme site de germination augmentant le pourcentage de pores des alliages d'aluminium. Le non dégazage de cet échantillon permet d'expliquer la présence de ce film d'oxyde.

La figure 4.62 permet de voir un échantillon bien dégazé. Il ne contient ni oxydes et ni pores.

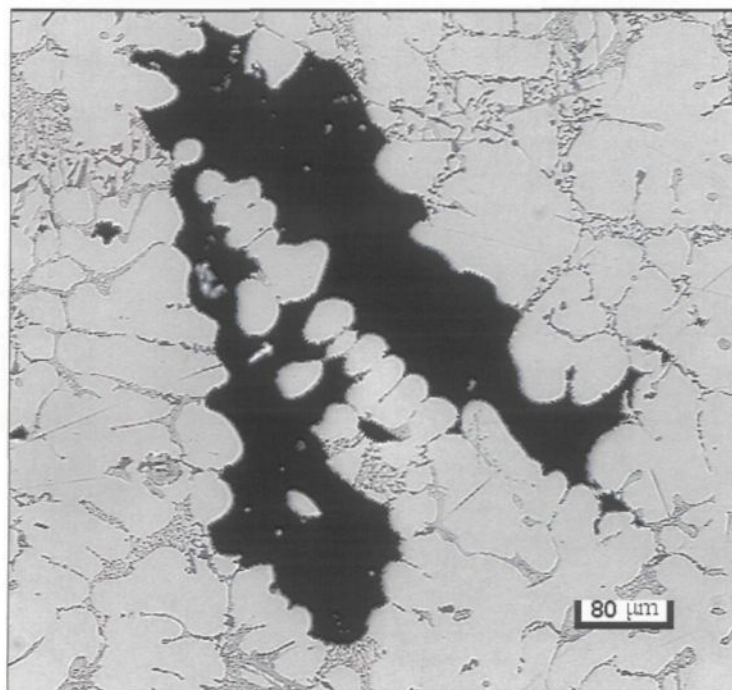


Figure 4.58 Pore dû au retrait, échantillon DADTS.

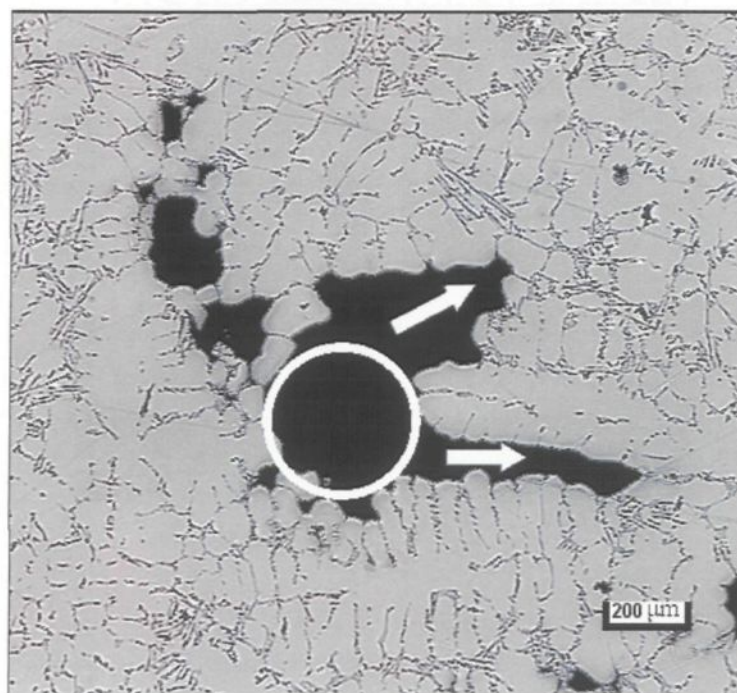


Figure 4.59 Pore dû au gaz et au retrait, échantillon DBDH4.

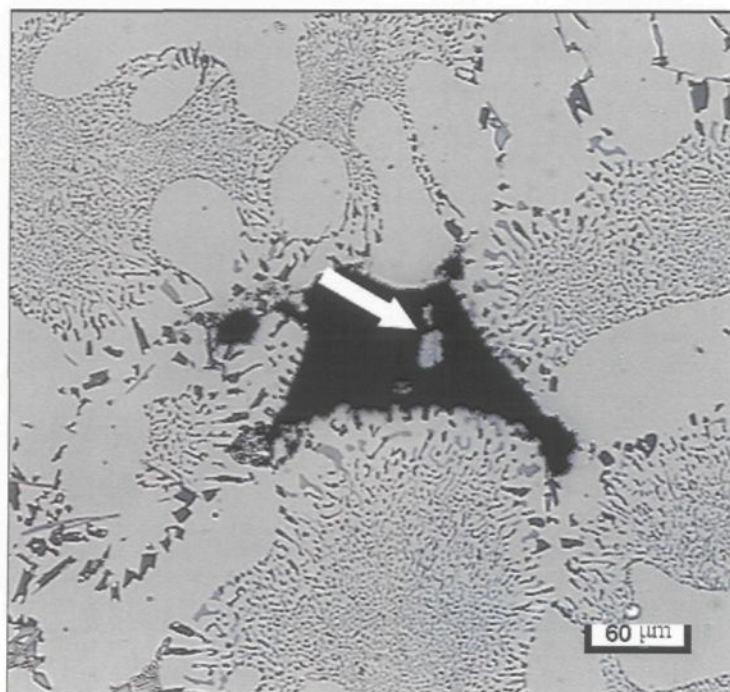


Figure 4.60 Pore avec oxyde de strontium à l'intérieur, échantillon DCDS.

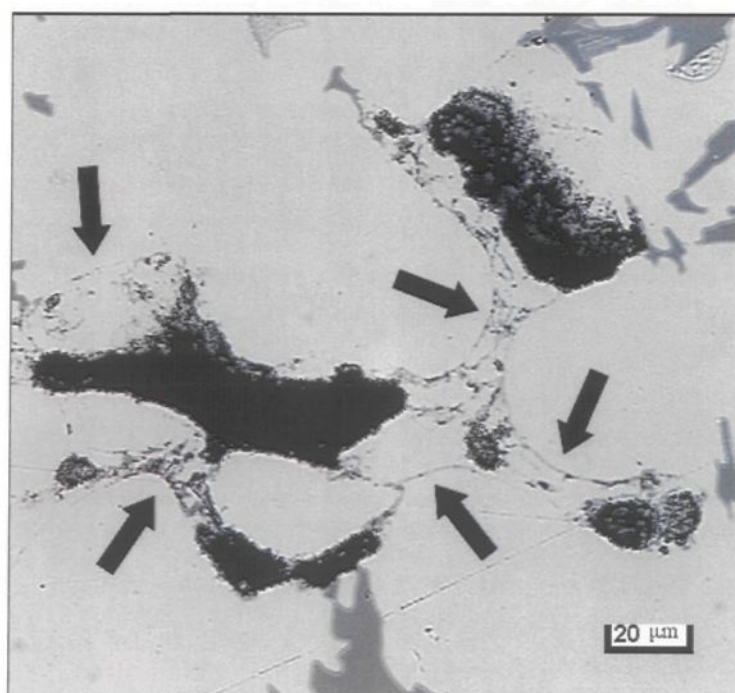


Figure 4.61 Pore avec film d'oxyde d'aluminium, échantillon DA.

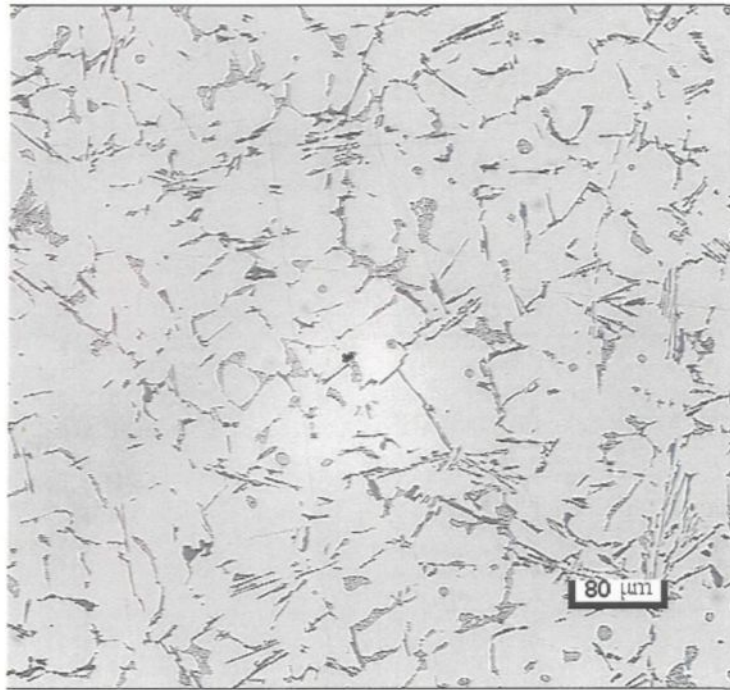


Figure 4.62 Échantillon DAD sans oxydes et pores.

La figure 4.63, prise par électrons rétrodiffusés, nous montre un film d'oxyde présent dans l'échantillon DADTE (flèches blanches). Il y a également présence dans cette photo de l'intermétallique $(Al,Si)_3Ti$ (flèches noires). La présence de ce film d'oxyde dans l'échantillon s'explique par un mauvais dégazage du métal. La Figure 4.64 permet de voir la distribution de l'oxygène, obtenue par rayons X, sur la même surface que la figure 4.63. La présence d'oxygène permet de localiser les oxydes.

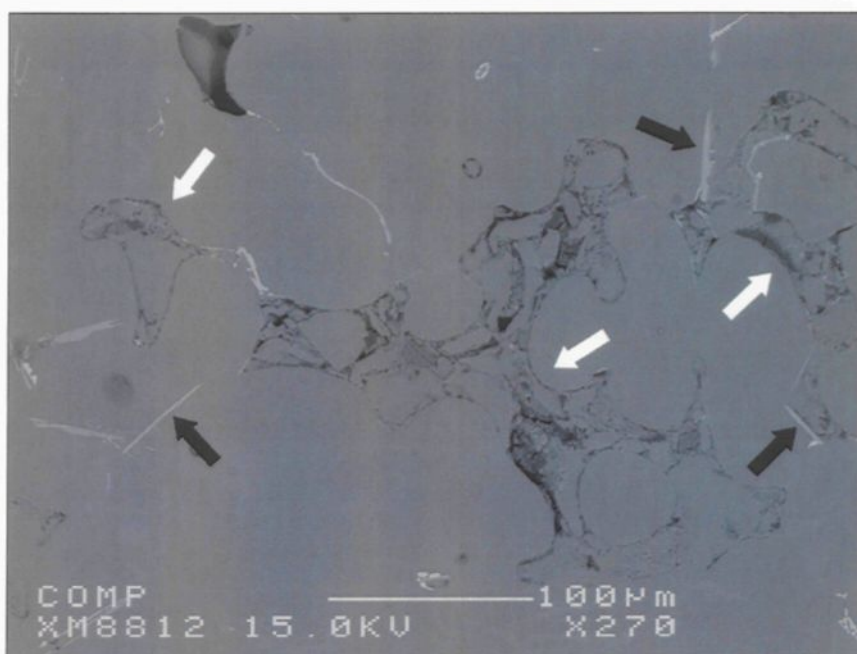


Figure 4.63 Images par électrons rétrodiffusés de l'échantillon DADTE montrant des films d'oxyde d'aluminium (flèches blanches) avec intermétallique $(Al,Si)_3Ti$ (flèches noires).

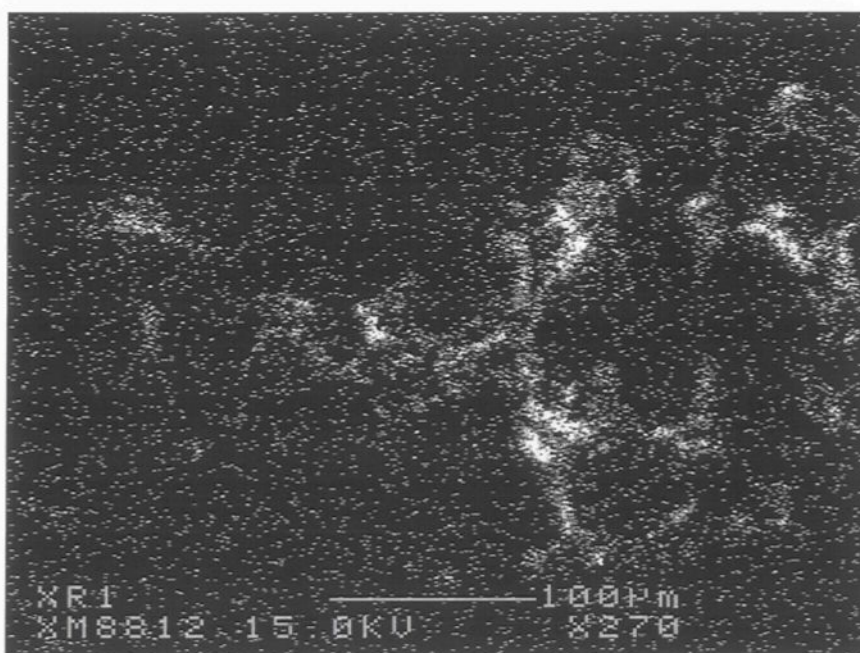


Figure 4.64 Image par rayons X de l'oxygène de la même zone que la figure 4.63 (échantillon DADTE).

La figure 4.65 nous montre une image par électrons rétrodiffusés d'un pore contenu dans l'échantillon DADTE. Cet échantillon, comme celui de la figure 4.59, comporte un pore qui est dû à la précipitation de l'hydrogène et au retrait du métal liquide. Le pore se forme d'abord grâce à la précipitation de l'hydrogène (ellipse) pour ensuite se terminer par le retrait du métal (la flèche indiquant le sens de la solidification). La figure 4.66 nous montre une section agrandie de l'intérieur de la figure 4.65. Nous avons trouvé la présence de particules de TiB_2 et de micropores. Ces dernières sont causées par la présence de TiB_2 .

Les figures 4.67 et 4.68 nous montrent une image par rayons X de la distribution du titane et du bore de la même surface que la figure 4.66. On peut remarquer que le titane et le bore sont concentrés à certains endroits

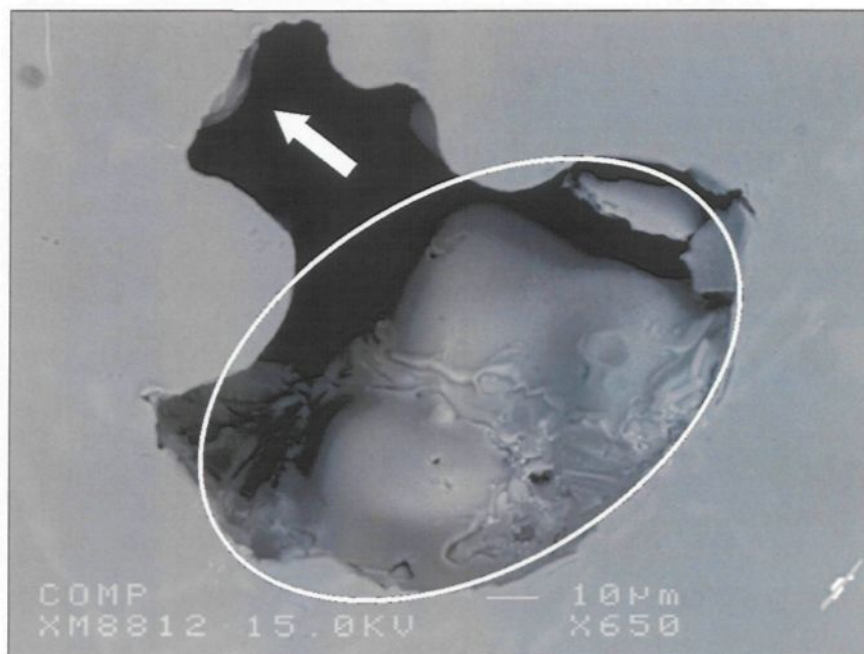


Figure 4.65 Image par électrons rétrodiffusés de l'échantillon DADTE montrant un pore causé par le gaz et le retrait.

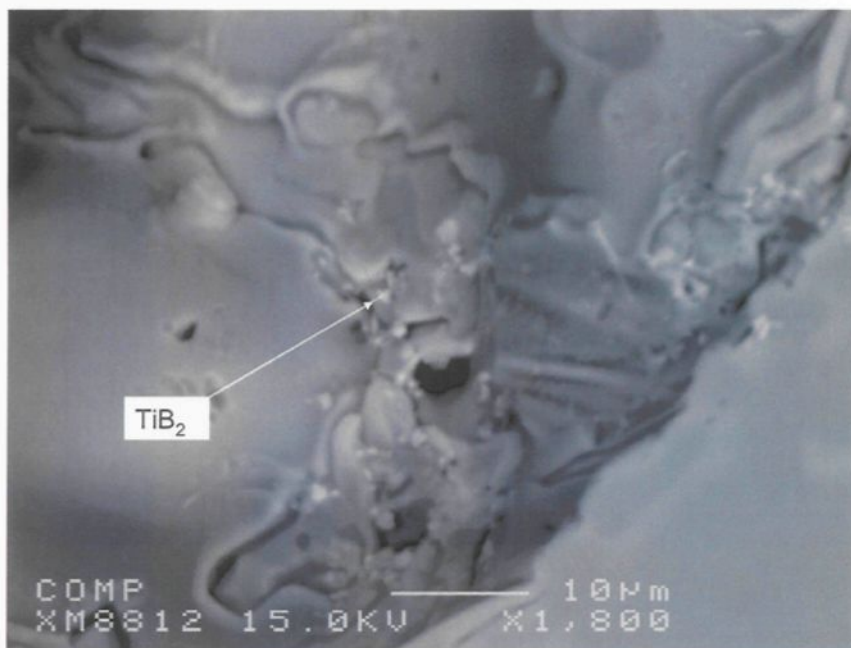


Figure 4.66 Zoom d'une partie du pore de l'échantillon DADTE (figure 4.91).

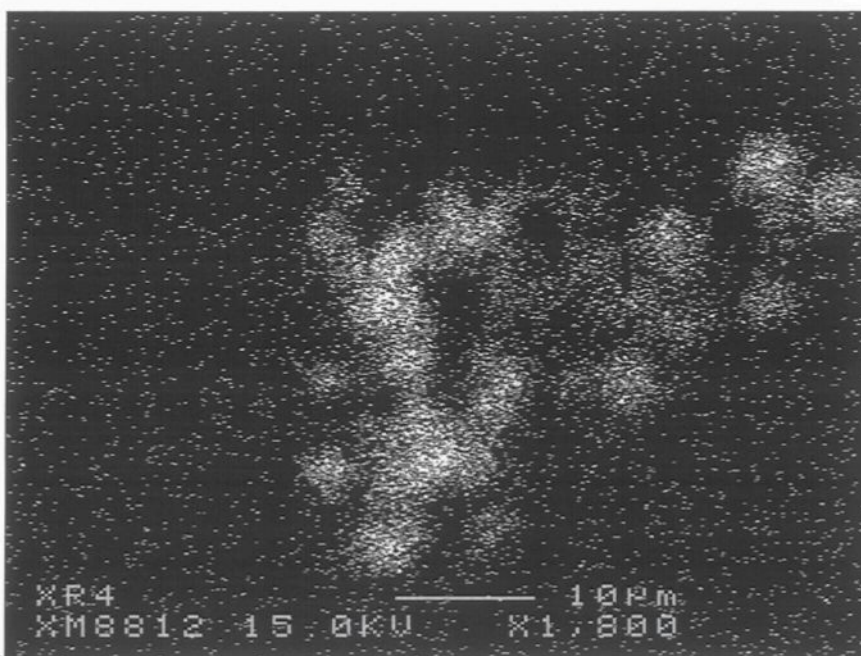


Figure 4.67 Image par rayons X du titane de la même zone que la figure 4.66 (échantillon DADTE).

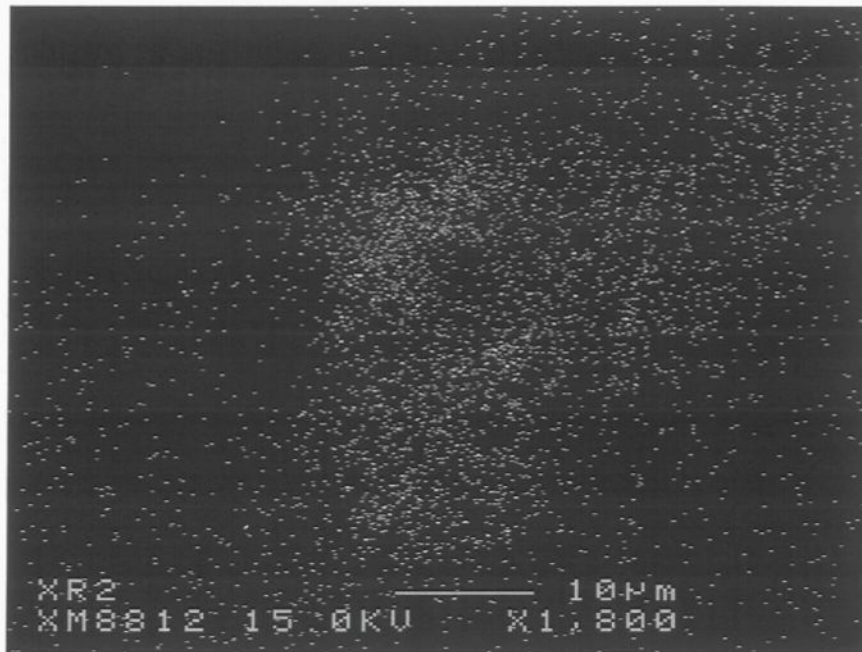


Figure 4.68 Images par rayons X du bore de la même zone que la figure 4.66 (échantillon DADTE).

La figure 4.69 nous montre d'autres pores prise sur l'échantillon DADTE. Les particules d'oxydes (flèche grise) de même que les particules de $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ (flèches noires) ont participé à la germination des pores.^{25,30} Les intermétalliques de fer agissent également comme barrières qui bloquent la croissance des pores.²⁵ On peut également voir des particules de CuAl_2 (flèche blanche). Les figures 4.70 et 4.71 nous montrent les images rayons X respectivement du fer et de l'oxygène de la même surface que la figure 4.69.

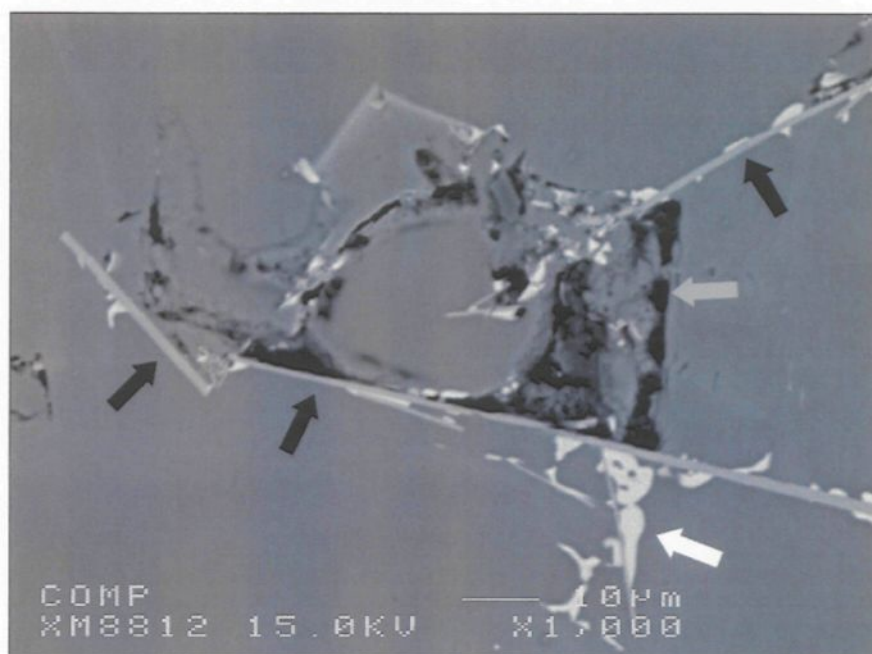


Figure 4.69 Image par électrons rétrodiffusés de l'échantillon DADTE montrant des pores causés par les oxydes d'aluminium et les intermétalliques β -Al₅FeSi.

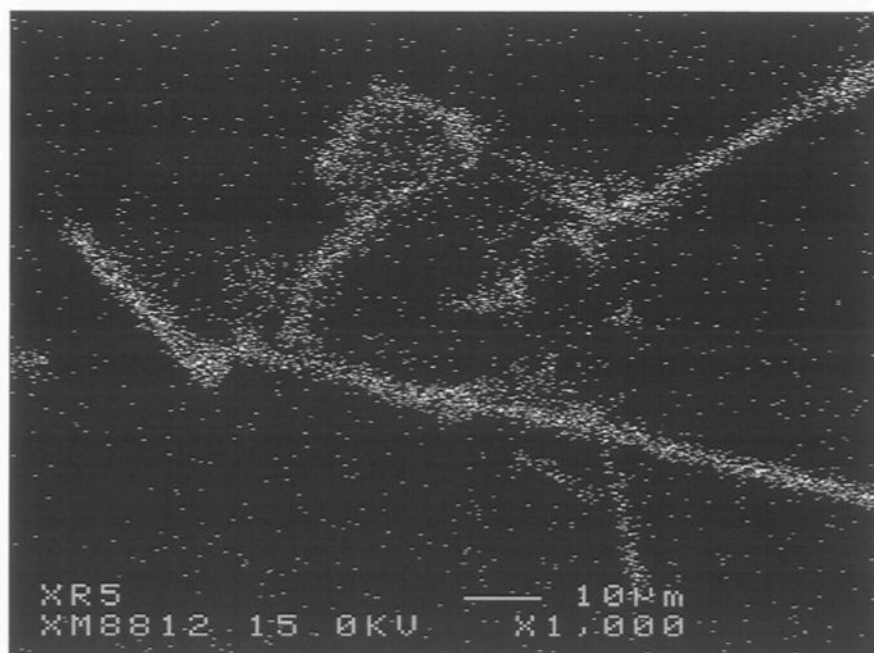


Figure 4.70 Image par rayons X du fer de la même surface que la figure 4.69 (échantillon DADTE).

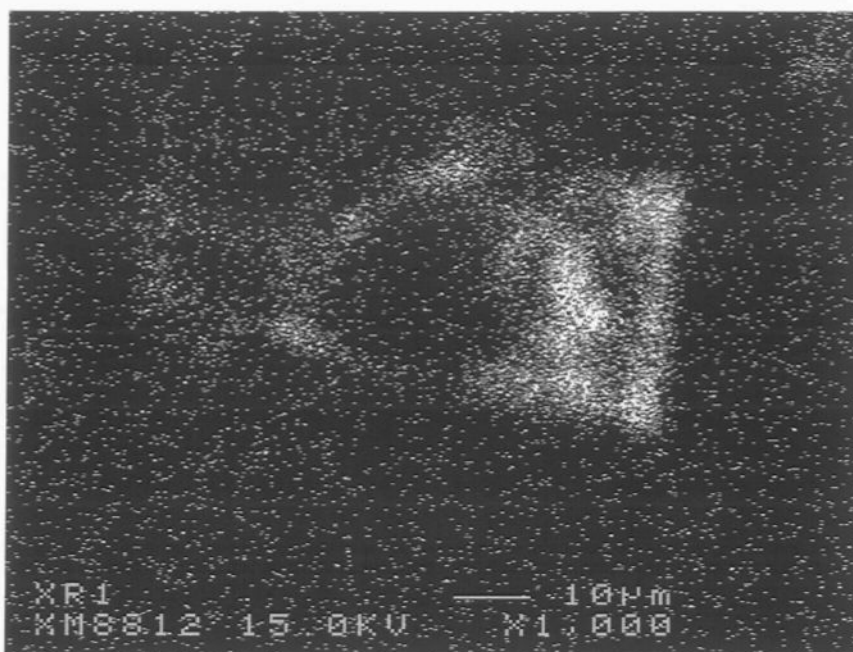


Figure 4.71 Image par rayons X de l'oxygène de la même surface que la figure 4.69 (échantillon DADTE).

La figure 4.72 nous montre une section de l'échantillon DBDTE. Nous voyons, sur cet échantillon, la présence de particules de TiB_2 (flèches noires) et de micropores (flèches blanches). Ces dernières sont causées par la présence du TiB_2 . Les figures 4.73 et 4.74 nous montrent respectivement la distribution de titane et de l'oxygène de la même surface que la figure 4.72



Figure 4.72 Image par électrons rétrodiffusés de l'échantillon DBDTE montrant des micropores (flèches blanches) et des particules de TiB_2 (flèches noires).

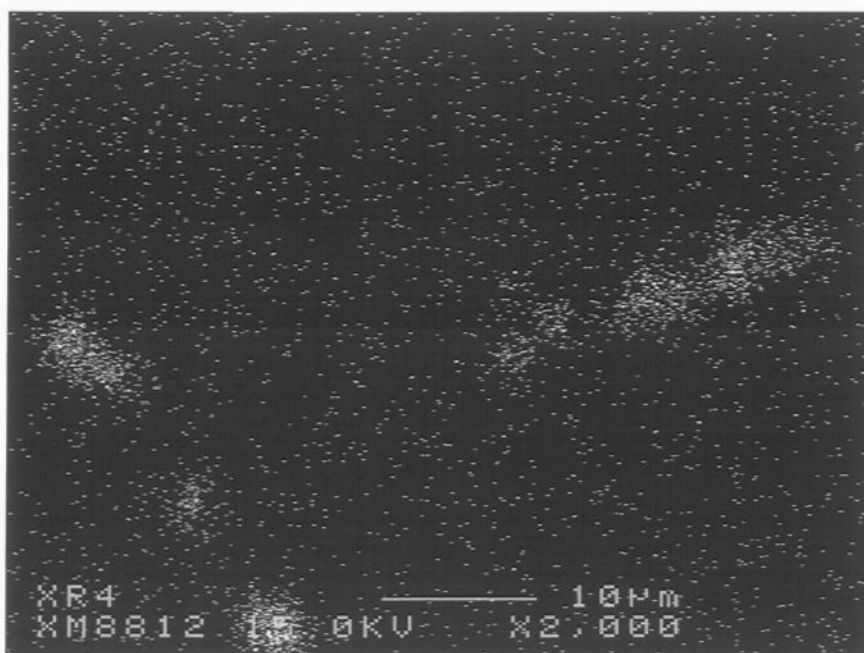


Figure 4.73 Image par rayons X du titane de la même zone que la figure 4.72 (l'échantillon DBDTE).



Figure 4.74 Image par rayons X de l'oxygène de la même zone que la figure 4.72 (l'échantillon DBDTE).

CHAPITRE 5

ÉTUDE DE LA DURETÉ ET DE LA TENUE À L'IMPACT

CHAPITRE 5

ÉTUDE DE LA DURETÉ ET DE LA TENUE À L'IMPACT

5.1 INTRODUCTION

Nous allons évaluer, dans cette section, l'effet de différents paramètres métallurgiques sur la performance des alliages 319, 356 et 413. Les deux tests utilisés pour mesurer la performance sont celui de dureté et celui de la résistance à l'impact. Un des paramètres qui influence les résultats obtenus est celui de la composition chimique des alliages. Un autre paramètre est celui du traitement thermique effectué sur l'alliage. La condition du traitement thermique de l'échantillon à mesurer peut être tel que coulé (sans traitement thermique) ou avec mise en solution et vieillissement. Le temps de mise en solution est constant pour tous les alliages (8 heures) mais la température est de 495°C pour les alliages 319 et 413 alors qu'elle est de 540°C pour le 356. Le vieillissement, effectué après la mise en solution, se fait à temps constant (5 heures) et à cinq différentes températures (155, 180, 200, 220 et 240°C).

D'autres paramètres métallurgiques comme la présence de diborure de titane ou de strontium, les pores et le dégazage peuvent avoir un impact sur la performance des alliages utilisés.

5.2 RÉSULTATS ET DISCUSSION

5.2.1 Test de dureté

Le test de dureté est la mesure de la résistance d'un matériau à la pénétration. Les tests de dureté ont été effectués sur les trois alliages. Neuf conditions ont été appliquées pour chaque alliage en faisant varier les paramètres métallurgiques. Chaque condition a été soumise à six états thermiques.

5.2.1.1 Alliage 319

La figure 5.1 illustre les résultats de dureté obtenus en fonction du vieillissement effectué sur les échantillons de l'alliage 319. Pour cette figure et les suivantes (jusqu'à figure 5.7), il faut noter que les températures données sur l'abscisse correspondent aux conditions de vieillissement, i.e., six conditions incluant celle représentant l'absence de vieillissement (« temp. pièce »). Les courbes avec hydrogène sont identifiées par deux qualificatifs, bas et haut. Le premier qualificatif signifie que l'alliage a reçu 0,05% massique de patate alors que le deuxième qualificatif, haut, signifie que l'alliage a reçu 0,1% massique de patate. Les courbes qui contiennent l'expression diborure de titane combiné avec le terme « haut » signifie que la teneur en titane est supérieure à celle des alliages qui contiennent du titane sans ce terme (0,25% de Ti comparé à 0,0075% de Ti).

On peut d'abord observer que la variation des paramètres métallurgiques n'a pas d'effet sur la dureté. La température de vieillissement a par contre un effet sur la dureté. Il y a une augmentation graduelle de la dureté avec l'augmentation de la température de vieillissement. On observe un plateau de dureté entre les températures de vieillissement de

180 à 240°C avec un maximum pour la température de 220°C. L'augmentation de la dureté est due à la formation, durant le vieillissement, de précipités de CuAl_2 qui grandissent et entravent le mouvement des dislocations. C'est le cuivre (présent à environ 3,5% dans l'alliage), dissout dans la matrice d'aluminium lors de la mise en solution, qui permet la formation des précipités de CuAl_2 . La courbe redescend faiblement par la suite (à 240°C). À ce point, les précipités commencent à trop grossir ce qui diminue leur efficacité à bloquer efficacement les dislocations. On dit que l'alliage est survieilli.

5.2.1.2 Alliage 356

La figure 5.2 représente les résultats obtenus de la dureté en fonction du vieillissement effectué sur les échantillons de l'alliage 356. Là encore, comme dans le cas de l'alliage 319, la variation des paramètres métallurgiques n'a aucun effet sur la dureté obtenue. Par contre, la variation de la température de vieillissement (de température de la pièce à 240°C) influence la dureté obtenue. Cette dernière est minimum à la température de la pièce pour ensuite augmenter pour atteindre un maximum à la température de 180°C. L'augmentation de la dureté est due à la formation de fins précipités de Mg_2Si qui entravent le mouvement des dislocations. Ces précipités ont été formés lors du vieillissement à partir du magnésium (présent à 0,3% dans l'alliage) et du silicium (présent à 6% dans l'alliage) dissout dans la matrice lors de la mise en solution. Pour les températures de 200 à 240°C, on assiste à une forte diminution de la dureté. C'est ce que l'on appelle un survieillissement. Les précipités de Mg_2Si formés ont trop grossi et sont moins efficaces pour bloquer le mouvement des dislocations.

Figure 5.1 Dureté de l'alliage 319 en fonction de la température de vieillissement.

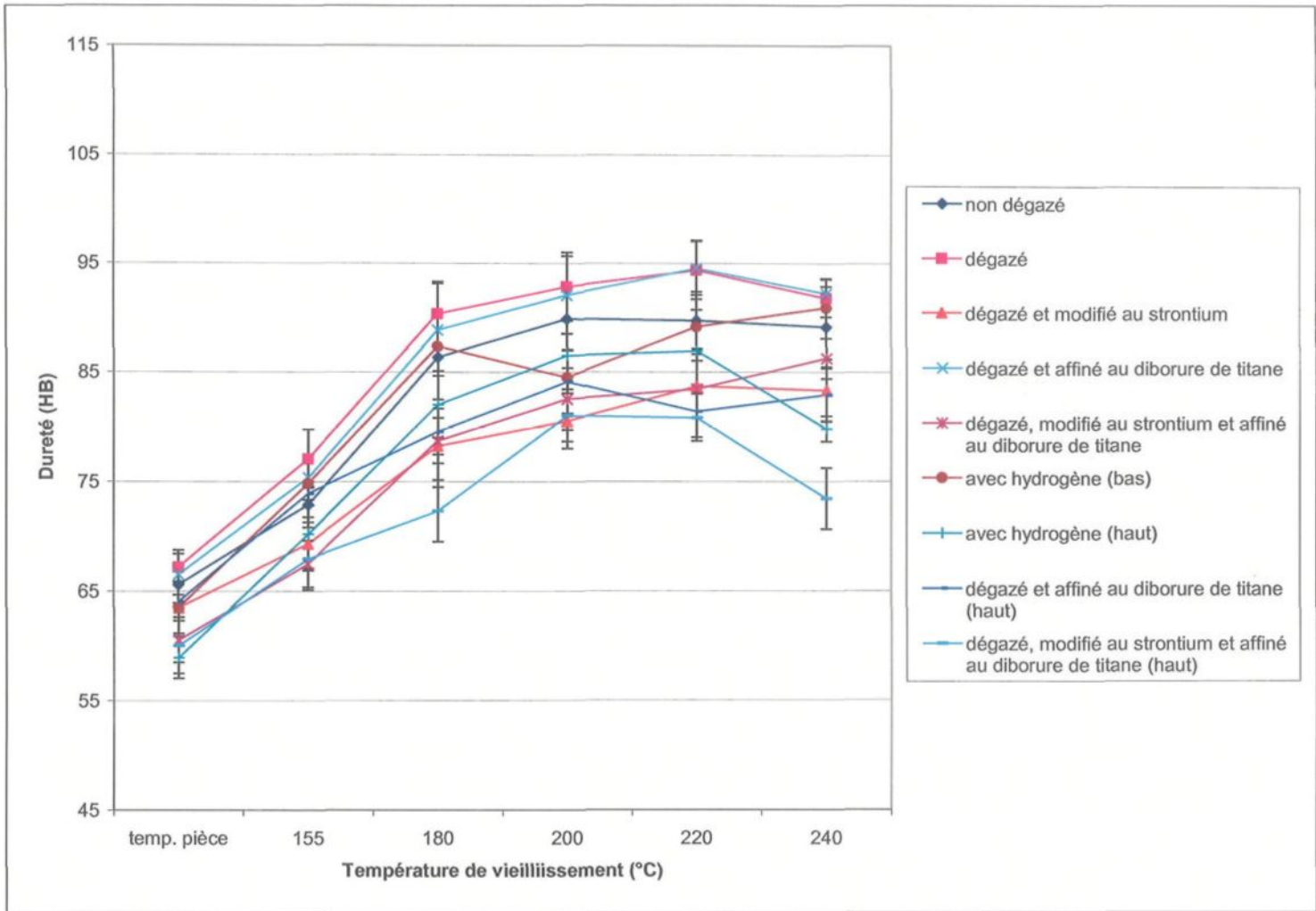
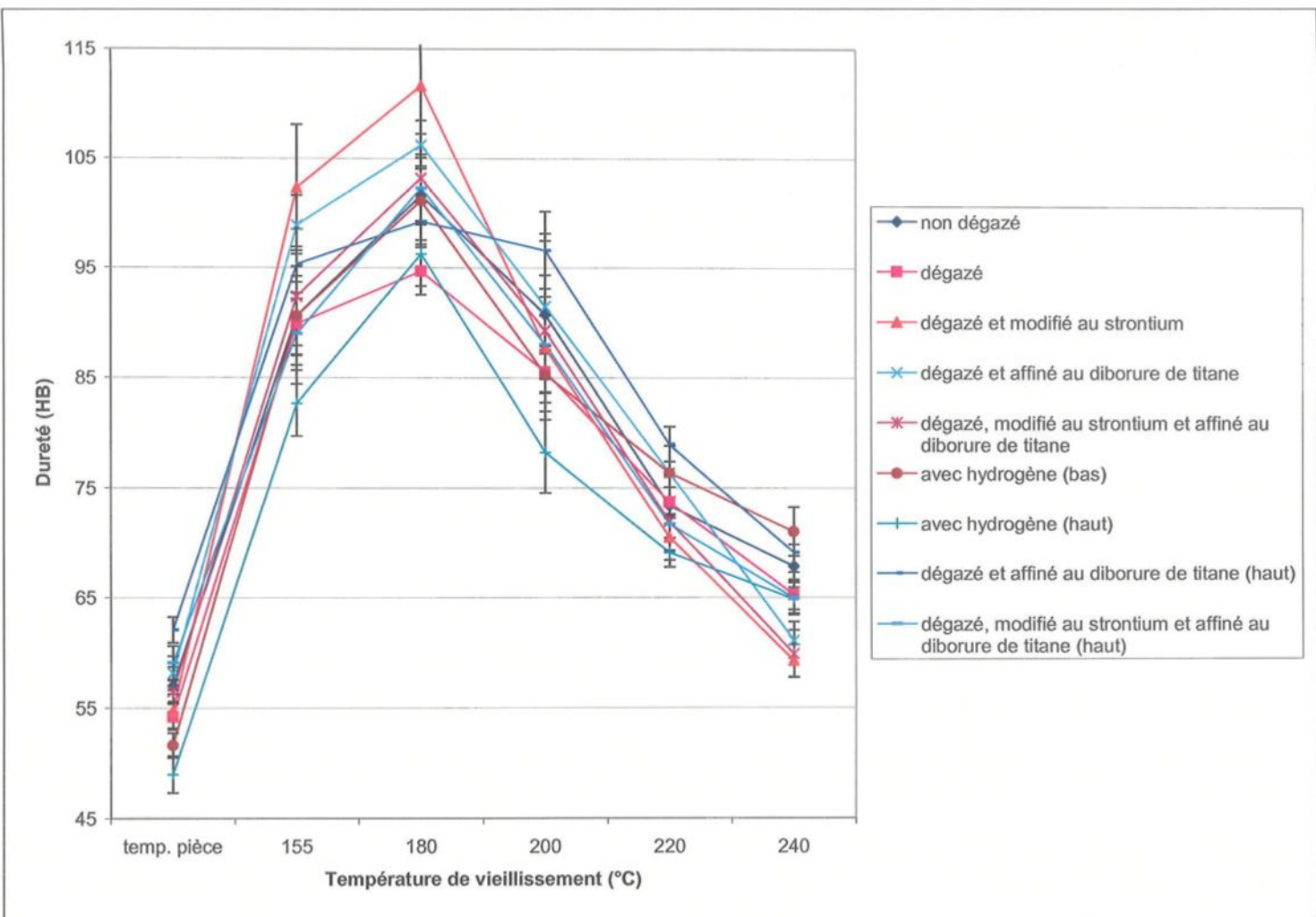


Figure 5.2 Dureté de l'alliage 356 en fonction du vieillissement.



5.2.1.3 Alliage 413

La figure 5.3 illustre les duretés en fonction de la température de vieillissement. On peut d'abord observer que la variation des paramètres métallurgiques n'a pas ou peu d'effet sur la dureté des échantillons. Les températures de vieillissement, quant à elles, ont un faible effet sur la dureté des échantillons. Cette dernière augmente lentement à partir de la température de la pièce pour atteindre un très léger maximum aux températures de 180° et 200°C. Cette faible augmentation s'explique par la faible concentration d'éléments durcissants. En fait, seul le cuivre contenu dans l'alliage (environ 0,5%) peut augmenter la dureté en formant des CuAl_2 , le magnésium ayant une trop faible concentration (environ 0,05%) pour former des Mg_2Si .

5.2.2 Test d'impact

Le test d'impact permet de mesurer l'aptitude de l'aluminium à résister à la rupture sous l'effet d'un choc. Habituellement, les éprouvettes utilisées pour les essais d'impact sont entaillées. Par contre, dans notre travail, nous avons utilisé des éprouvettes qui n'étaient pas entaillées dans le but d'améliorer la précision des mesures et mettre l'emphase sur les effets de la microstructure. Pour les matériaux fragiles, l'énergie absorbée à l'impact est très basse et la présence d'une entaille diminuerait encore plus la valeur (jusqu'à 50%). La présence d'une entaille peut également rendre l'énergie absorbée à la rupture dépendante de la forme de l'entaille plutôt que de mesurer l'effet de la microstructure. Nous avons effectué des tests d'impact sur les trois alliages. Neuf

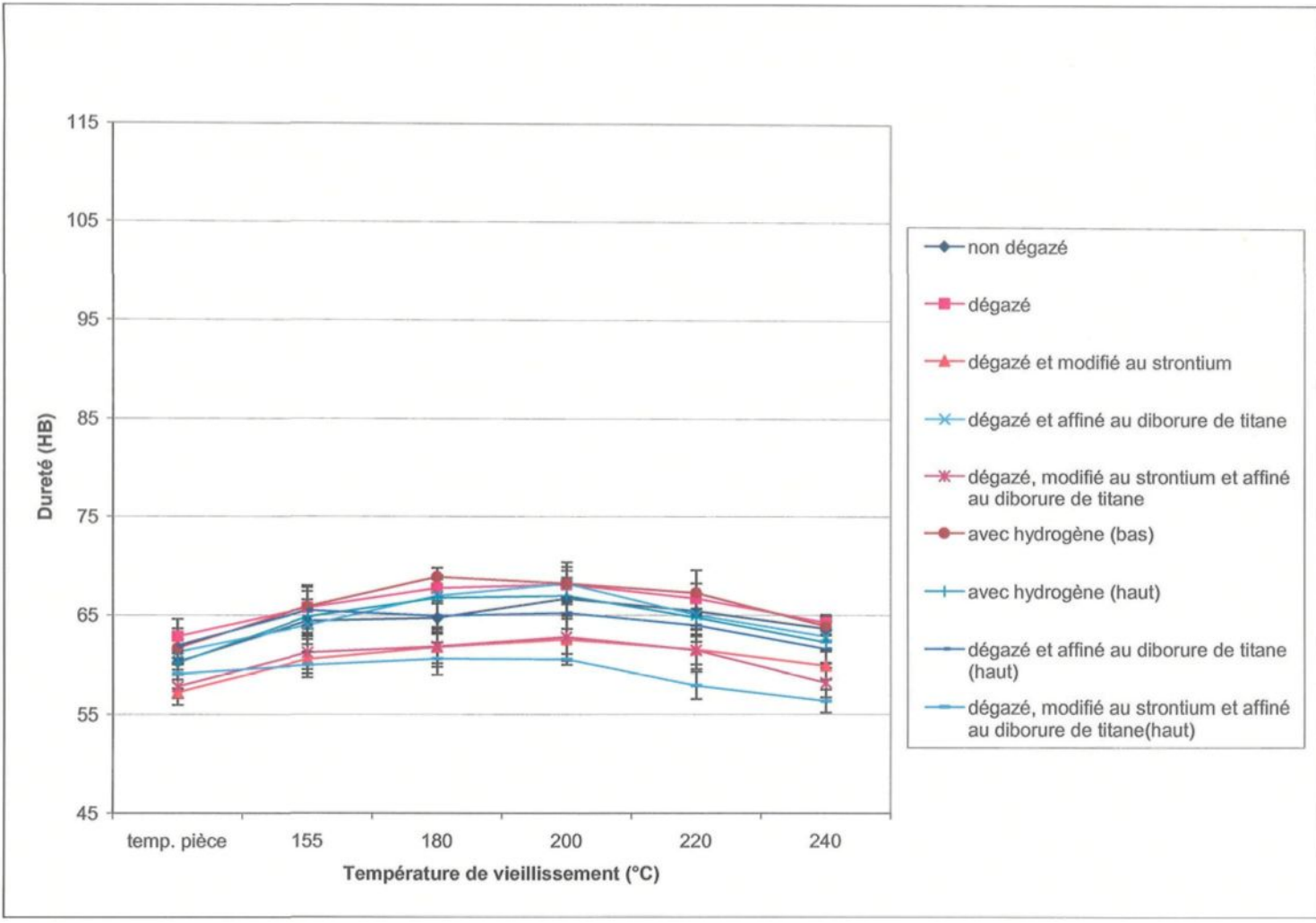


Figure 5.3 Dureté de l'alliage 413 en fonction de la température de vieillissement

conditions ont été appliquées pour chaque alliage en faisant varier les paramètres métallurgiques. Chaque condition a été soumise à 6 états thermiques.

5.2.2.1 Alliage 319

La résistance à l'impact de l'alliage 319 est montrée à la figure 5.4. Pour cet alliage, le strontium permet d'améliorer très faiblement la tenue à l'impact des trois échantillons qui en contiennent à 180°C. La modification du silicium a donc peu d'effet sur la propagation de la fissure pour l'alliage 319. Comme dit par Paray *et al.*,⁶² la rupture de l'alliage est plutôt contrôlée par la présence de la phase CuAl_2 .

5.2.2.2 Alliage 356

La résistance à l'impact de l'alliage 356 est montrée à la figure 5.5. On peut remarquer deux maximums sur la figure, soit à la température de vieillissement de 180 °C et celle de 240°C. L'un des paramètres qui influence l'énergie à l'impact est le strontium car les points les plus hauts sont ceux qui en contiennent (échantillon DADTS à 180°C et échantillons DADTES et DBDS à 240°C). Le strontium change la forme du silicium qui passe d'aciculaire à fibreux. Ce changement permet d'absorber plus d'énergie lors de la propagation de la fissure dans le matériau. Les précipités formés lors du vieillissement peuvent expliquer la présence de deux maximums dans la courbe d'impact. Tel que décrit dans la thèse de maîtrise de Morin,⁸³ le vieillissement d'un alliage aluminium-silicium-magnésium permet d'obtenir deux maximums de contrainte en fonction de la température de vieillissement. La figure 5.6 montre deux exemples de cette observation obtenue par des

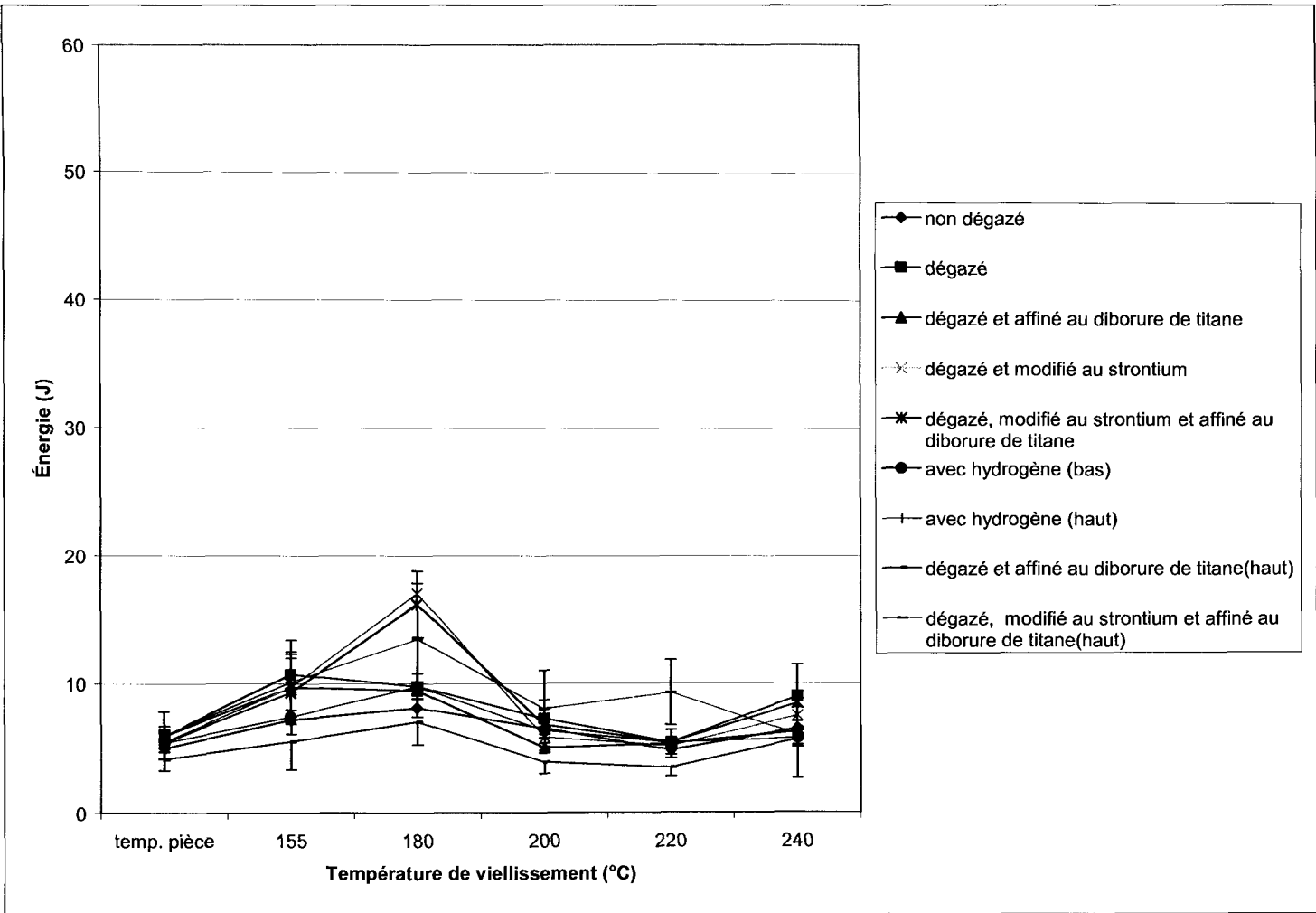
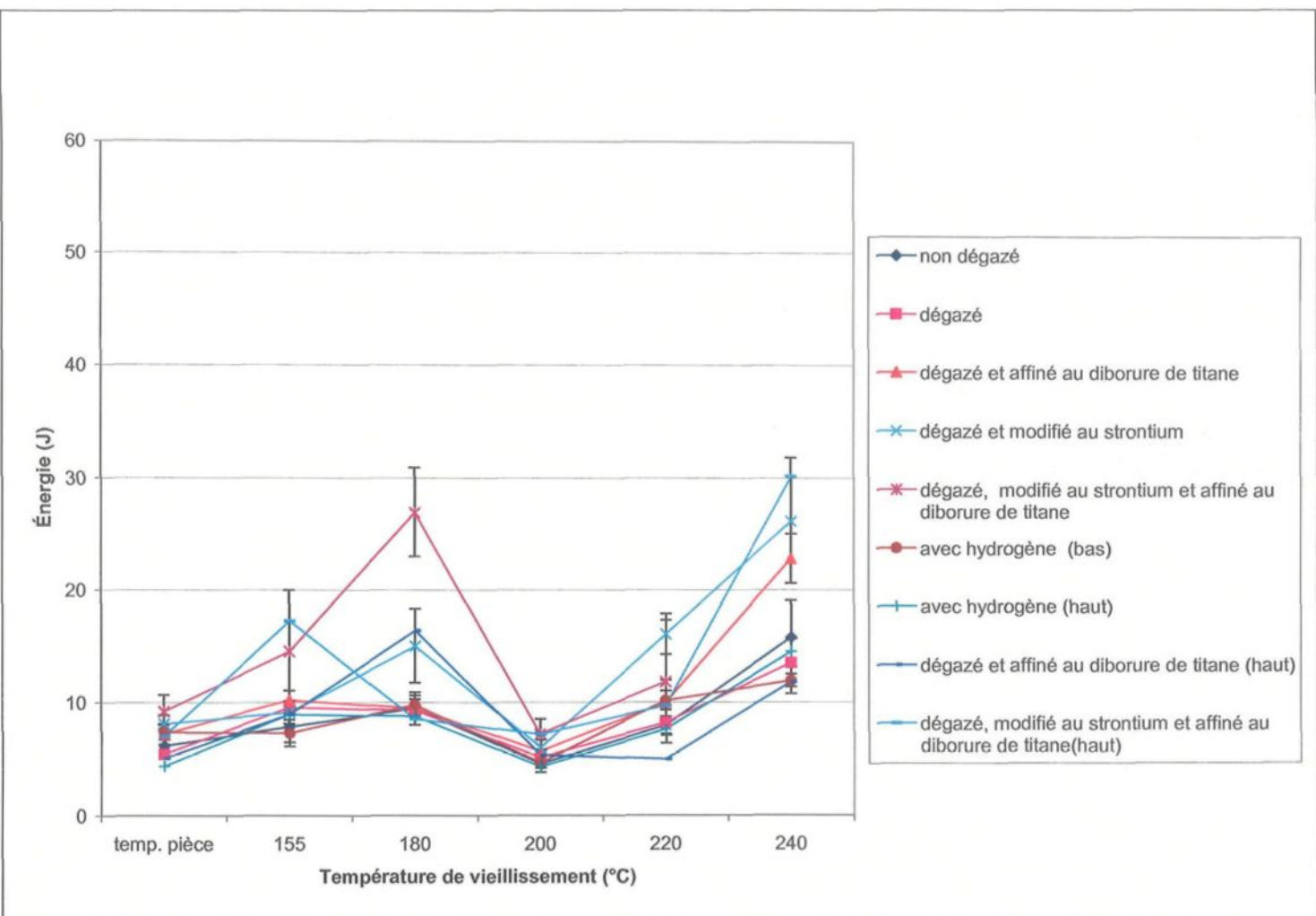


Figure 5.4 Énergie à l'impact de l'alliage 319 en fonction de la température de vieillissement.

Figure 5.5 Énergie à l'impact de l'alliage 356 en fonction de la température de vieillissement.



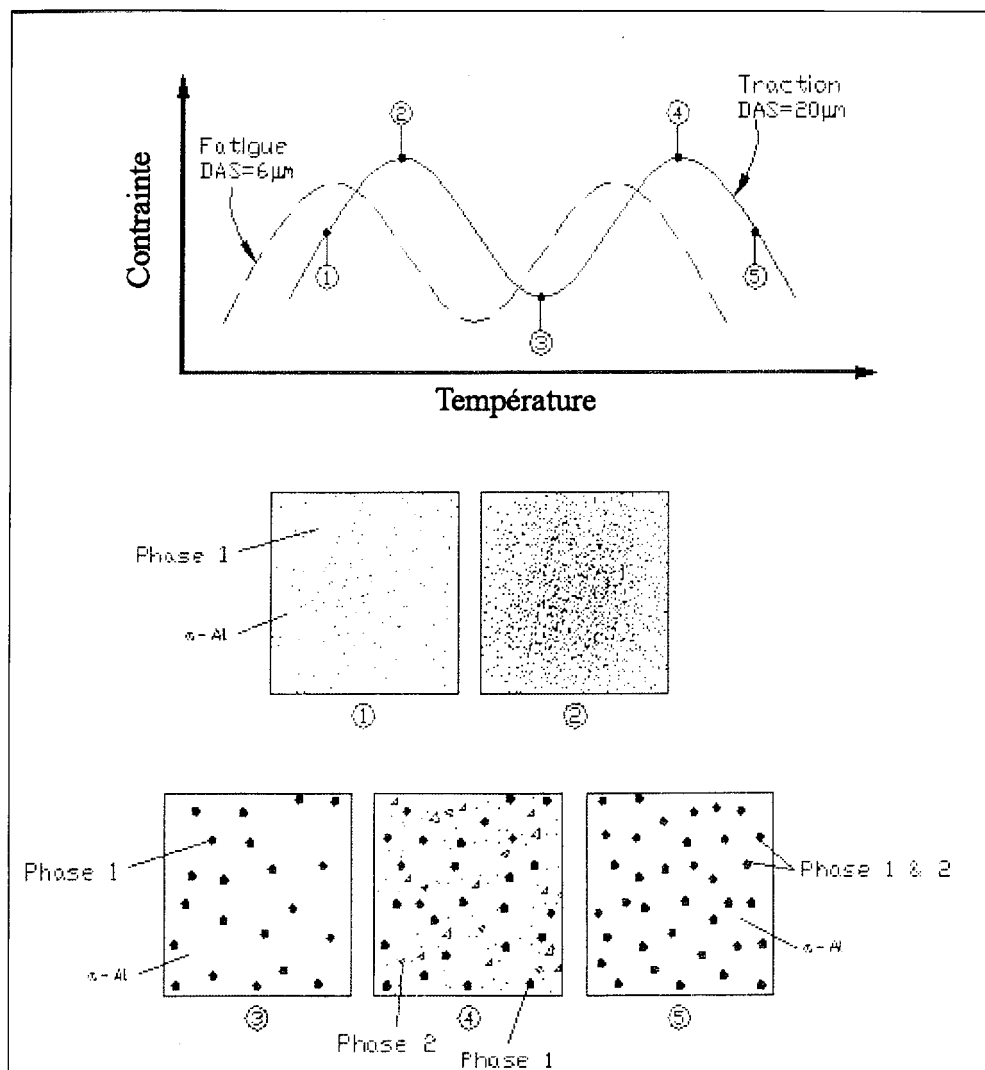


Figure 5.6 Schématisation de la structure observable au pic de vieillissement et vallée entre deux pics⁸³.

essais de fatigue et de traction. On voit que ces deux pics sont présents pour différents essais mécaniques et conditions de solidification (les valeurs de DAS). C'est la distribution particulière des précipités qui permet d'obtenir ces maximums. Il en est peut être ainsi avec les tests d'impact. La distribution des précipités permet peut être d'augmenter l'énergie absorbée à certaines températures de vieillissement (180 et 240°C dans notre cas).

5.2.2.3 Alliage 413

La résistance à l'impact de l'alliage 413 est montrée à la figure 5.7. Il est vraiment clair pour cet alliage que la présence de strontium, qui entre dans la composition des trois courbes les plus hautes, change la microstructure du silicium qui passe d'une structure aciculaire à fibreuse. Cette dernière permet d'augmenter l'énergie nécessaire à la propagation de la fissure dans l'échantillon. On peut également observer sur la figure 5.7, la présence de deux maximums concernant les trois courbes qui contiennent du silicium. Tels que décrit par Morin,⁸³ les précipités, formés lors du vieillissement, permettent d'obtenir deux maximums lorsque l'on mesure la contrainte en fonction de la température (figure 5.6). Ces mêmes précipités sont peut être responsables des deux maximums obtenus des trois courbes contenant le strontium.

5.2.3 Analyse thermique et relation entre dureté et énergie à l'impact

L'analyse thermique permet de mesurer la variation de température en fonction du temps d'un alliage qui refroidit et, avec l'analyse du tracé, déterminer les changements de phase du métal. L'aluminium est d'abord fondu à une température déterminée (750°C). Il est ensuite coulé dans un creuset de graphite préalablement chauffé à 600°C. Ce dernier est chauffé pour avoir un refroidissement lent du métal ce qui permet de mieux voir les changements de phase. La température est prise à la base du creuset avec un thermocouple spécialement adapté. Le tout est relié à un ordinateur qui enregistre la lecture de la température en fonction du temps (une lecture à chaque dixième de seconde). Pour

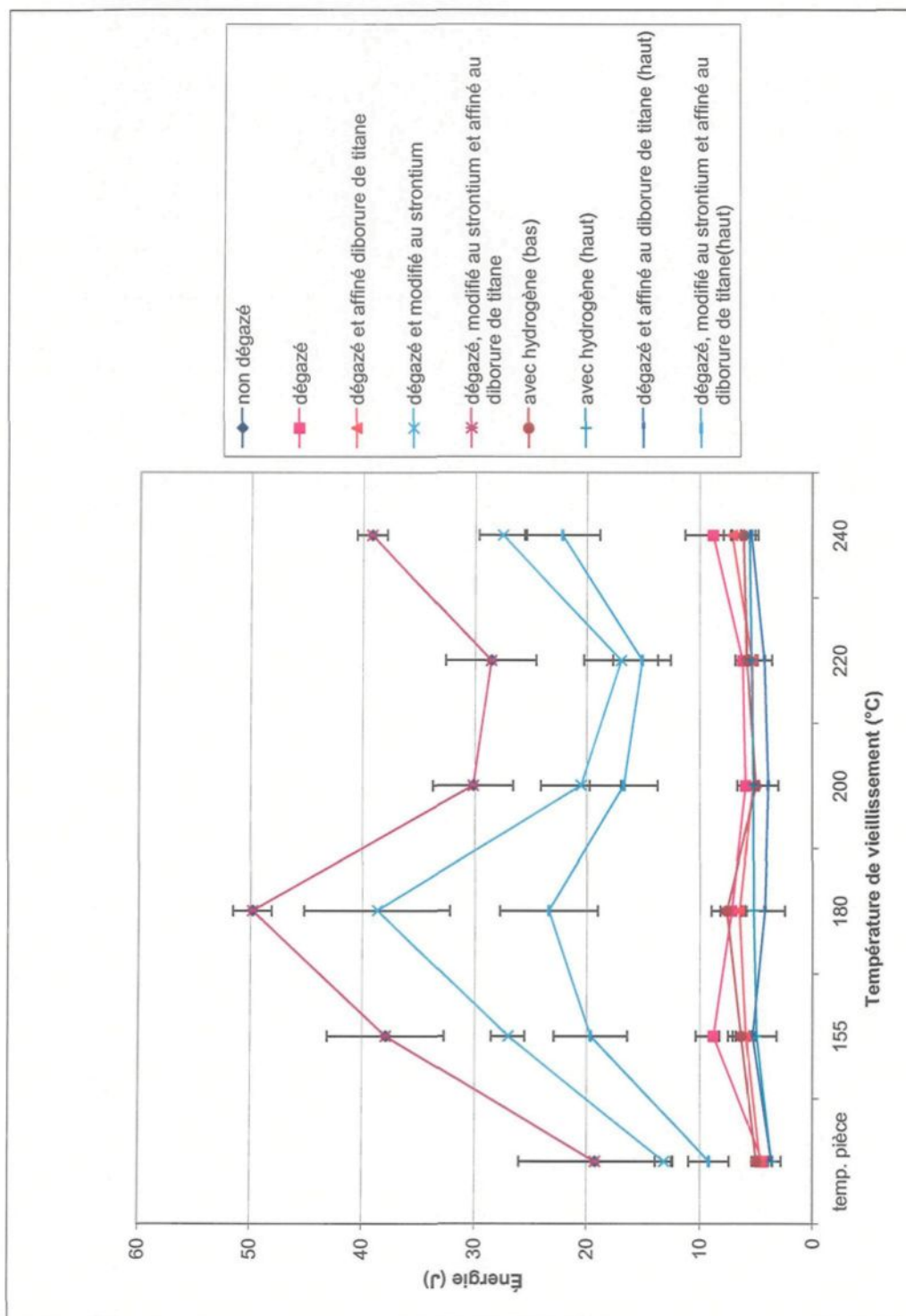


Figure 5.7 Énergie à l'impact de l'alliage 413 en fonction de la température de vieillissement.

identifier les changements de phase, on effectue d'abord la dérivée première dT/dt sur la courbe. Par la suite, chaque pic présent dans le tracé de la dérivée première permet d'identifier un changement de phase.

Dans ce projet, nous avons donc réalisé des analyses thermiques pour les trois alliages afin d'identifier les phases qui interviennent dans la solidification du métal liquide pour ensuite faire une relation avec les graphiques qui relient la dureté avec l'énergie à l'impact.

5.2.4 Analyse thermique de l'alliage 319 et la relation entre la dureté et l'énergie à l'impact

La figure 5.8 nous montre l'analyse thermique de l'alliage 319. Le tableau 5.1 nous montre les composantes identifiées lors du refroidissement du même alliage. L'alliage 319 a donc 4 composantes dans sa structure. Le temps de cristallisation de l'eutectique Al-Si est d'environ 164 secondes. La figure 5.9 nous permet de voir la dureté de cet alliage en fonction de l'énergie à la rupture. Dans cette figure, on trace une ligne à 10 joules pour créer à la droite de cette dernière une zone qui nous permet de voir les conditions qui augmentent de façon significative l'énergie à l'impact. Pour l'alliage 319, on peut voir que seulement 4 échantillons sur les 18 qui contiennent du strontium (soit 22,2%) ont une résistance à l'impact plus élevée que la limite. La tendance indique donc que la modification du silicium ne contrôle peu ou pas la rupture des alliages 319. Celle-ci est plutôt influencée par la présence de l'intermétalliques $CuAl_2$ qui diminue l'énergie à l'impact nécessaire à la rupture de l'échantillon.⁶² La deuxième ligne pointillée à la droite

(figure 5.9) délimite le maximum de la zone où il y a augmentation de la résistance à l'impact de façon significative. Dans ce cas, le maximum est d'environ 17 J.

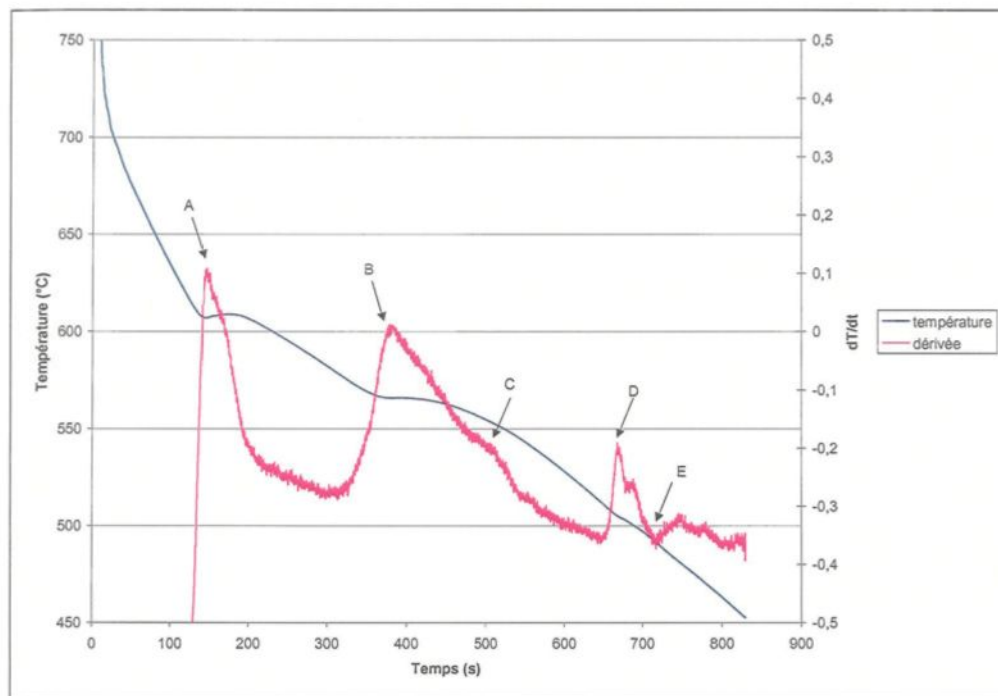


Figure 5.8 Analyse thermique de l'alliage 319.

Tableau 5.1 Caractéristiques de l'analyse thermique de l'alliage 319.

Point	Température de début de formation (°C)	Phase ou intermétallique
A	608	Phase α -aluminium
B	566	Phase eutectique Al-Si
C	552	B- Al_5FeSi
D	504	CuAl_2
E	487	Fin de la solidification

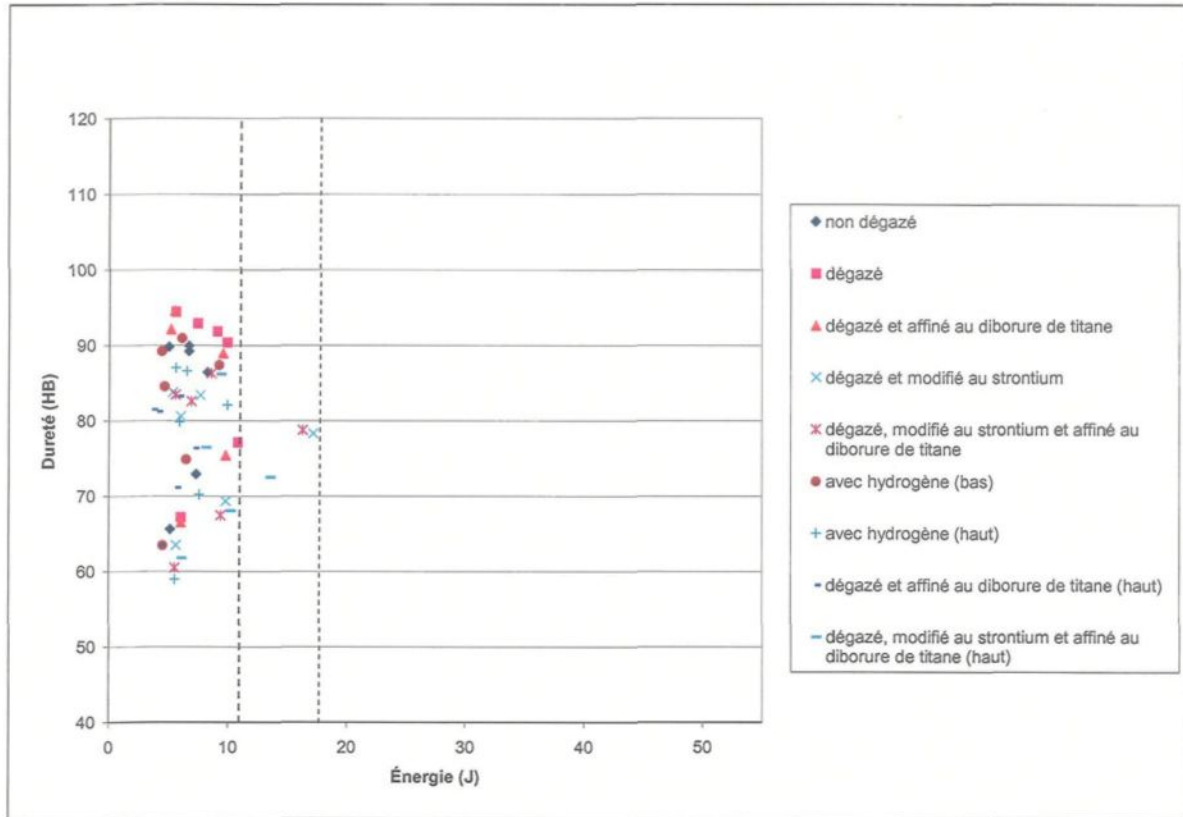


Figure 5.9 Dureté en fonction de l'énergie à l'impact de l'alliage 319.

5.2.5 Analyse thermique de l'alliage 356 et relation entre la dureté et l'énergie à l'impact

La figure 5.10 nous montre l'analyse thermique de l'alliage 356. Le tableau 5.2 nous montre les composantes identifiées lors du refroidissement du même alliage. L'alliage 356 a 3 composantes dans sa structure. Le temps de cristallisation de l'eutectique Al-Si est d'environ 200 secondes. Il y a donc plus de silicium eutectique dans cet alliage que dans le 319. La figure 5.11 nous permet de voir la dureté de cet alliage en fonction d'énergie à la rupture. Il y a 8 échantillons, contenant du strontium, qui sont à la droite de la limite inférieure ce qui représente 44% de la population des alliages modifiés. Le silicium a donc une plus grande influence, que dans l'alliage 319, sur la propagation de la

fissure dans l'alliage en augmentant l'énergie à l'impact. La résistance à l'impact maximale est plus haute pour cet alliage (≈ 30 J) par rapport à celle de l'alliage 319 (≈ 17 J).

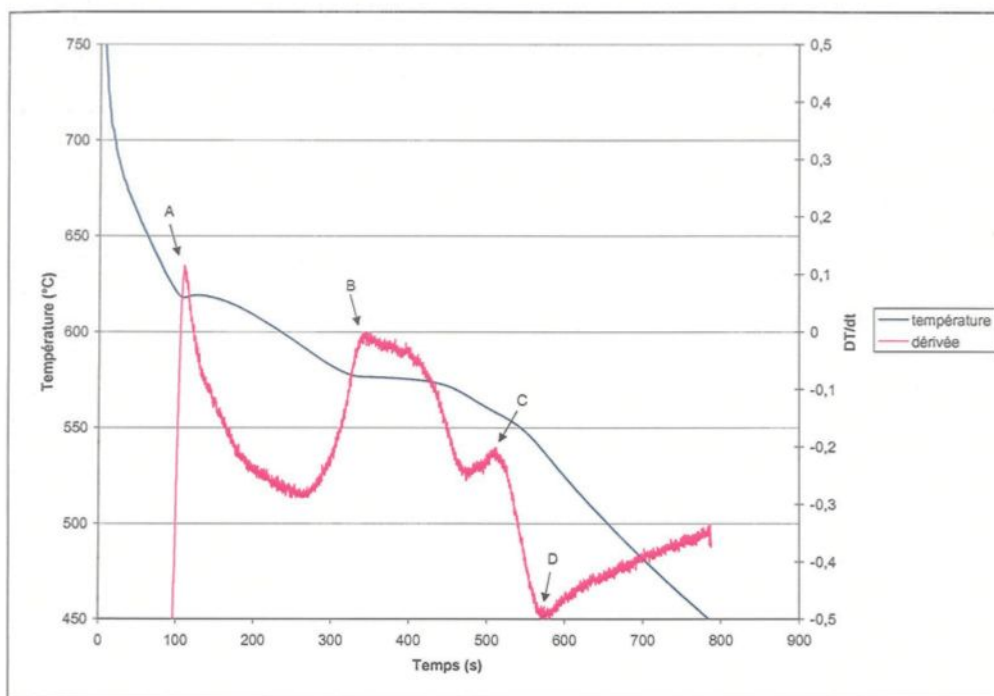


Figure 5.10 Analyse thermique de l'alliage 356.

Tableau 5.2 Caractéristiques de l'analyse thermique de l'alliage 356.

Point	Température du début de formation (°C)	Phase ou intermétallique
A	619	phase α -aluminium
B	576	phase eutectique Al-Si
C	556	Mg ₂ Si
D	537	fin de la solidification

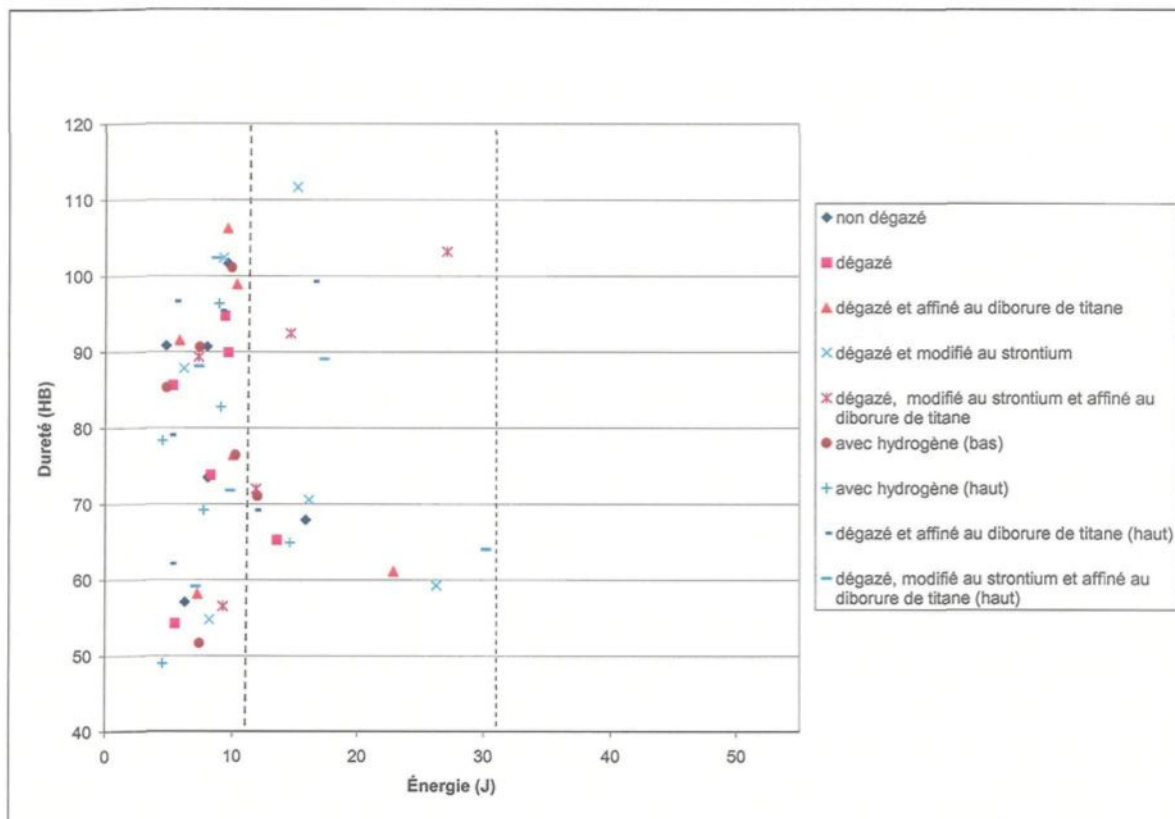


Figure 5.11 Dureté en fonction de l'énergie à l'impact de l'alliage 356.

5.2.6 Analyse thermique de l'alliage 413 et relation entre la dureté et énergie à l'impact

La figure 5.12 nous montre l'analyse thermique de l'alliage 413. Le tableau 5.3 nous montre les composantes identifiées lors du refroidissement du même alliage. L'alliage 413 a donc 2 composantes dans sa structure. Le temps de cristallisation de l'eutectique Al-Si est d'environ 359 secondes. Il y a donc plus de silicium eutectique dans cet alliage que dans les deux autres. La figure 5.13 nous permet de voir la dureté de l'alliage 413 en fonction d'énergie à la rupture. Il y a 17 échantillons, contenant du strontium, qui sont à la droite de la limite inférieure ce qui représente 94% de la population des alliages modifiés. Le strontium permet de modifier le silicium qui intervient sur la

propagation de la fissure. On se retrouve donc avec une augmentation de la résistance à l'impact pour cet alliage. La résistance à l'impact maximale est plus haute pour cet alliage (≈ 50 J) que pour celle des alliages 319 (≈ 17 J) et 356 (≈ 30 J).

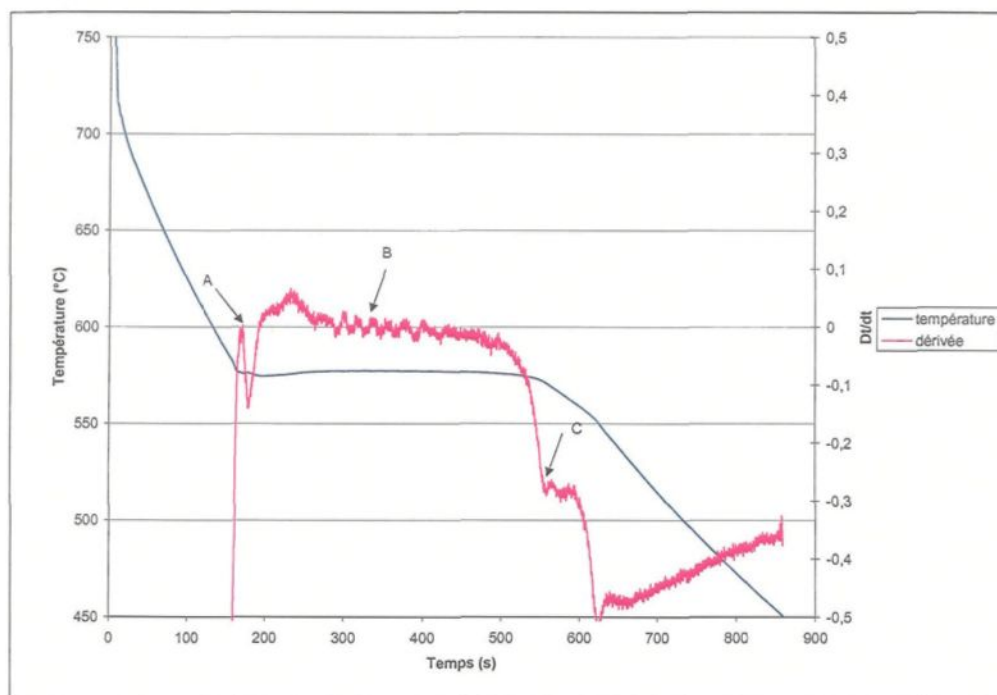


Figure 5.12 Analyse thermique de l'alliage 413.

Tableau 5.3 Caractéristiques de l'analyse thermique de l'alliage 413.

Point	Température de début de transformation (°C)	Phase ou intermétallique
A	576	phase α -aluminium
B	577	phase eutectique Al-Si
C	569	fin de la solidification

5.2.7.1 Alliages non modifiés

Les figures 5.14 à 5.16 montrent les microstructures des alliages 319, 356 et 413 non modifiés. On peut remarquer que chaque alliage présente à l'intérieur de sa microstructure beaucoup de silicium sous forme aciculaire.

L'analyse de la rupture de ces trois échantillons permet de mettre en lumière le rôle du silicium lors de la propagation de la fissure. D'abord, la figure 5.17 nous montre l'échantillon DAD. Les trois flèches les plus basses de cette figure identifient des plaquettes de silicium où la fissure se propage le long de ces dernières. Le silicium étant fragile, il permet ainsi à la fissure de se propager par clivage dans le sens de la longueur. La quatrième flèche (la plus haute) permet de voir une fissure qui sectionne une particule de silicium en deux. La figure 5.18 est un agrandissement qui nous permet de mieux voir le clivage qui se propage dans le sens de la longueur de la particule de silicium. La figure 5.19 permet de voir la fractographie de l'échantillon DBD. Encore là, les flèches blanches indiquent là où la fissure s'est propagée par clivage le long des particules aciculaires de silicium. Les flèches noires pointent deux particules de silicium qui ont fissuré à l'intérieur à cause des contraintes créées lors de la rupture (mode de rupture fragile). La figure 5.20 nous montre un gros plan de ces fissures internes pointées par les deux plus hautes flèches noires. Les trois flèches les plus basses pointent trois petits arrachements de silicium.

La figure 5.21 nous montre encore des fissures qui se propagent par clivage le long des particules de silicium. La figure 5.22 montre des particules de silicium qui ont subi une fissure à l'intérieur de leur masse. Les contraintes développées lors de l'impact sont responsables de ces ruptures internes.

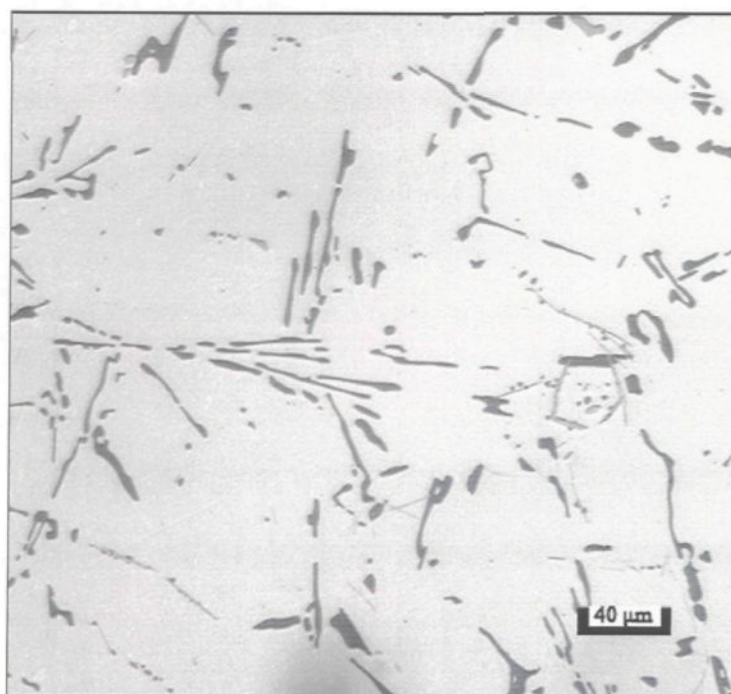


Figure 5.14 Microstructure de l'échantillon DAD.

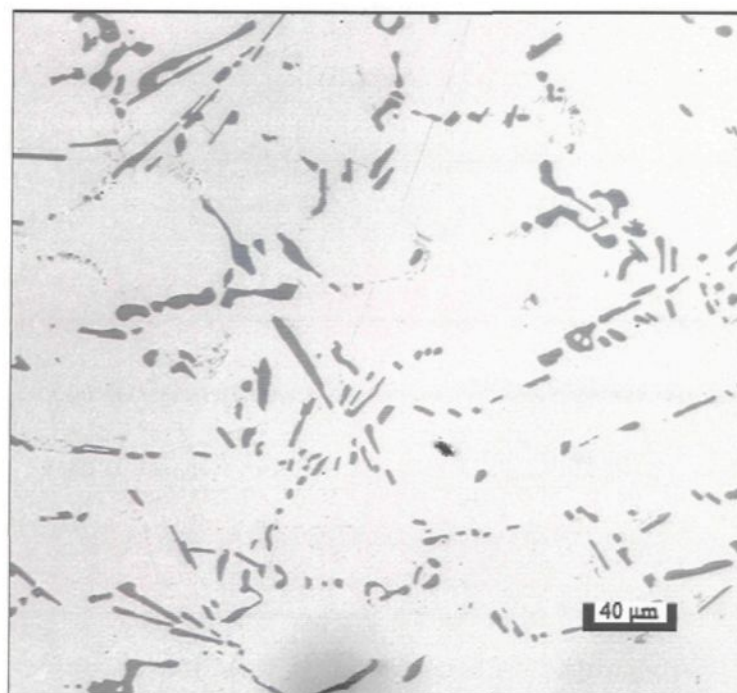


Figure 5.15 Microstructure de l'échantillon DBD.

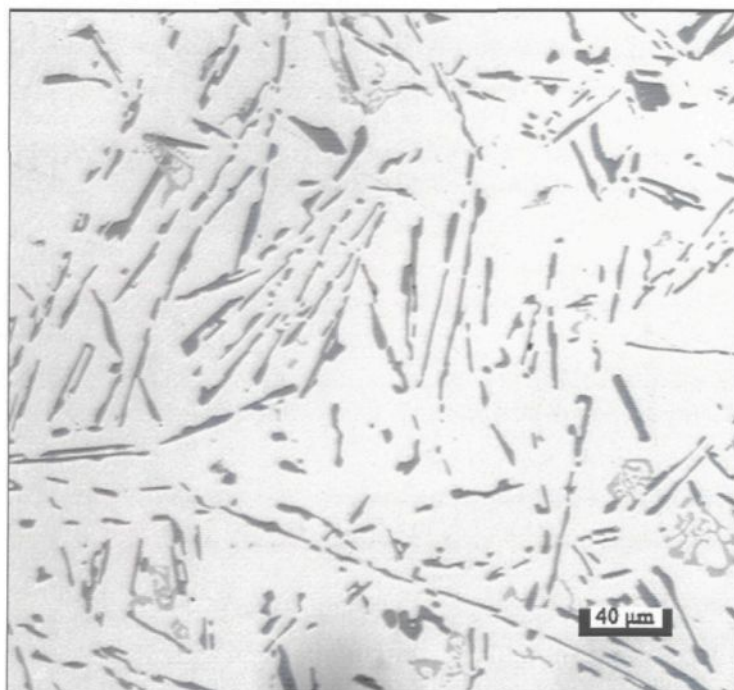


Figure 5.16 Microstructure de l'échantillon DCD.

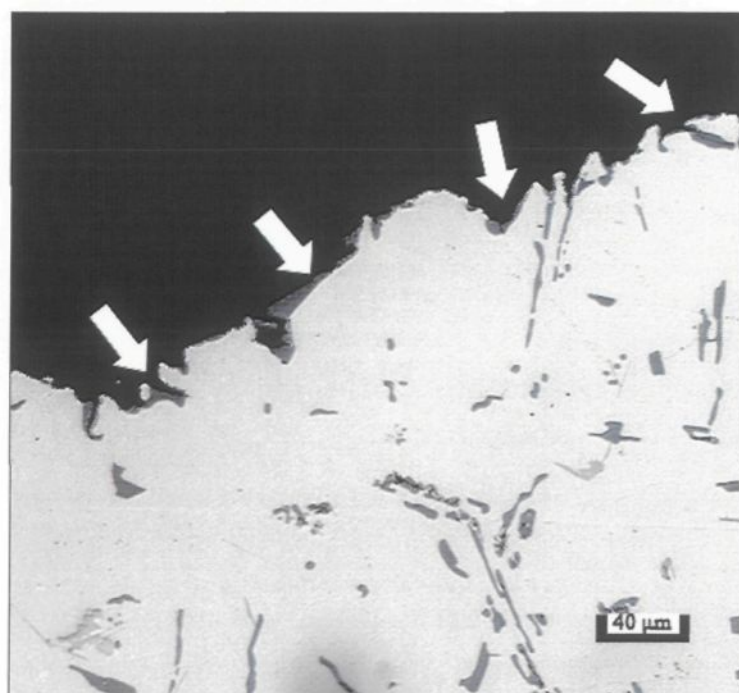


Figure 5.17 Fractographie de l'échantillon DAD non modifié.

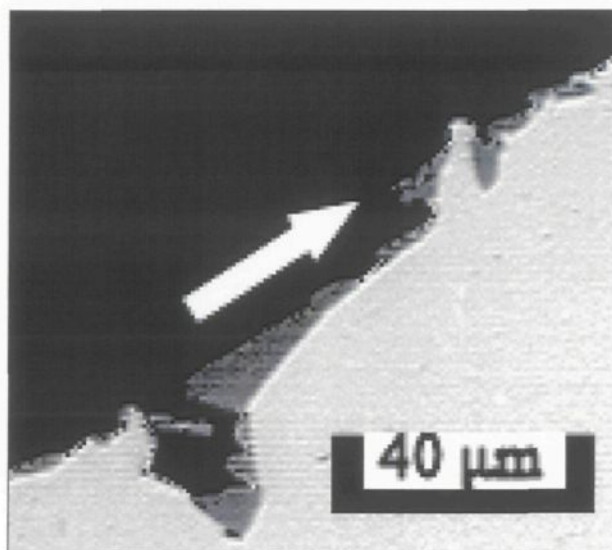


Figure 5.18 Particule de silicium clivé dans le sens de la longueur de l'échantillon DAD avant modification

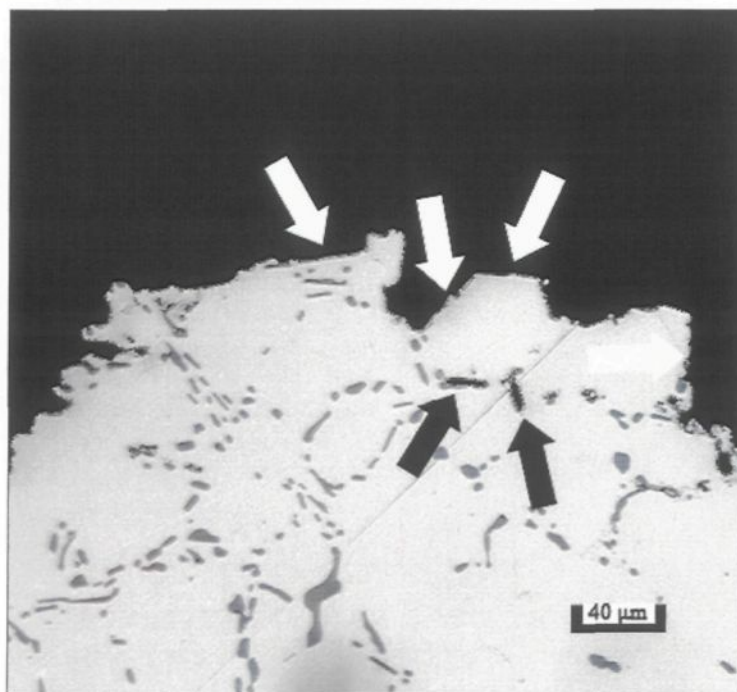


Figure 5.19 Fractographie de l'échantillon DBD.

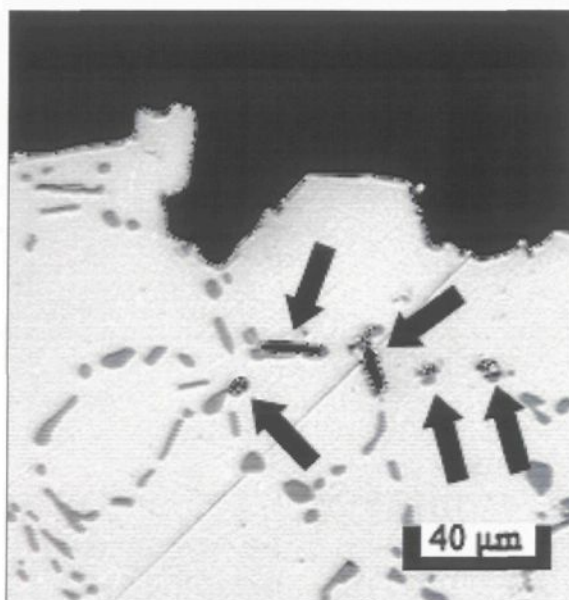


Figure 5.20 Fissures et arrachements à l'intérieur des particules de silicium de l'échantillon DBD non modifié.

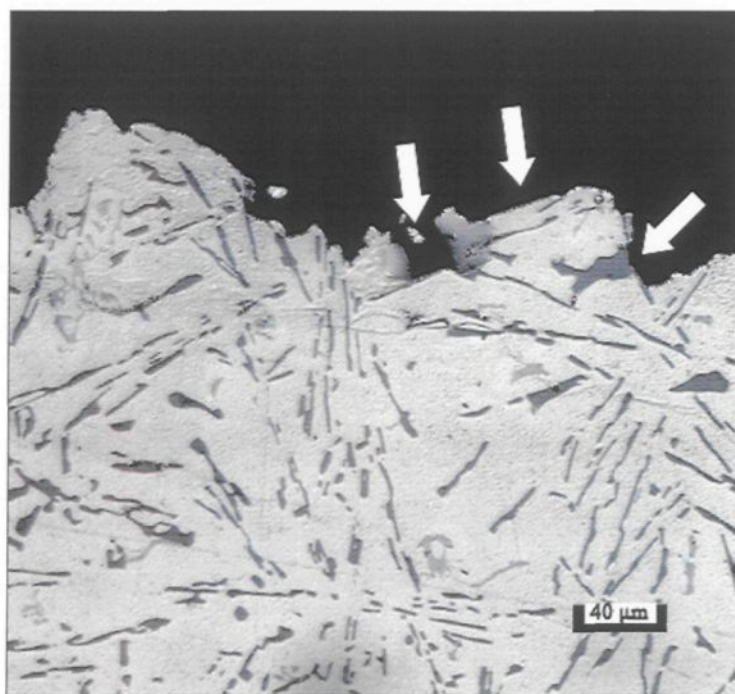


Figure 5.21 Fractographie de l'échantillon DCD #1.



Figure 5.22 Fractographie de l'échantillon DCD #2.

5.2.7.2 Alliages modifiés

Les figures 5.23 à 5.25 nous montrent les microstructures des trois alliages modifiés par le strontium. On peut voir que le silicium n'est plus sous forme aciculaire mais fibreux.

La figure 5.26 nous montre une surface de rupture de l'échantillon DADS. On peut voir, près des deux flèches blanches, que les précipités de CuAl_2 contribuent à la propagation de la fissure par leur nature fragile.⁶² La figure 5.27 nous montre encore l'échantillon DADS. Les flèches blanches pointent les zones eutectiques qui sont composées d' α -aluminium et de silicium fibreux. Dans cette structure, la fissure ne peut se propager par clivage comme dans le cas des alliages non modifiés. Le silicium eutectique modifié permet de bloquer la propagation de la fissure à travers sa structure. La fissure doit

en effet se propager à travers l' α -aluminium de l'eutectique en contournant toutes les petites particules de silicium. Ce mécanisme de rupture est propre à une rupture ductile et l'on peut voir la propagation de la fissure avec l'agrandissement de la figure 5.28.

Les flèches noires de la figure 5.27 pointent des pics de ruptures ductiles qui se forment dans les dendrites d' α -aluminium. Par contre, il est important de rappeler que pour cet alliage, c'est les précipités de CuAl_2 qui contrôlent la rupture de l'échantillon.

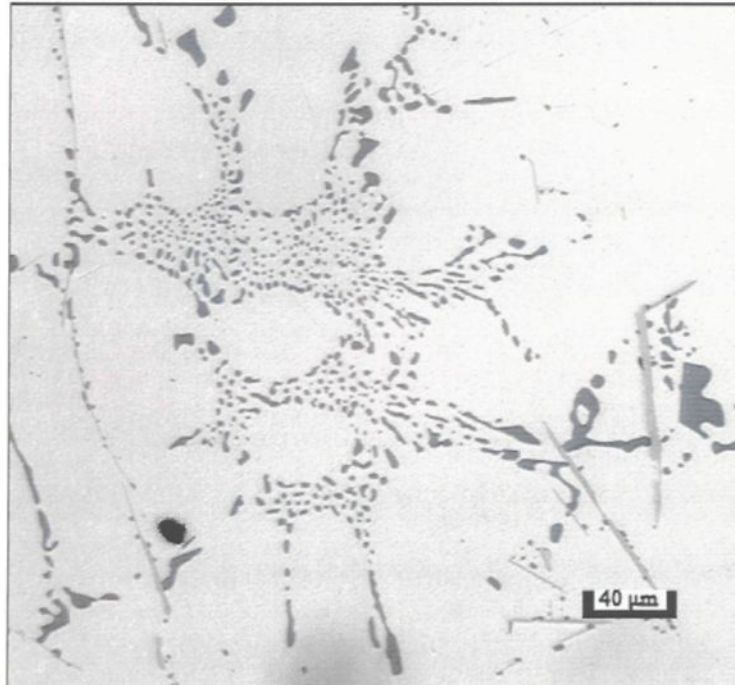


Figure 5.23 Microstructure de l'échantillon DADS.

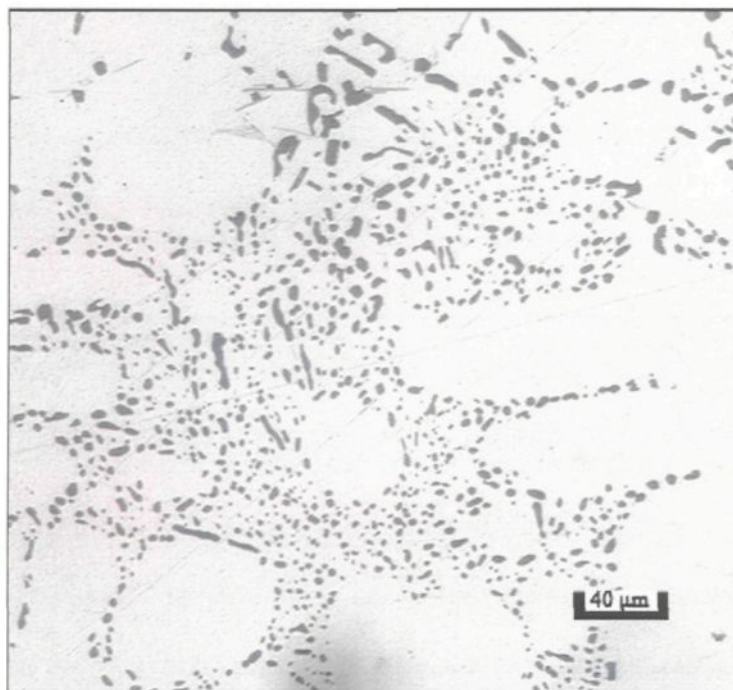


Figure 5.24 Microstructure de l'échantillon DBDS.



Figure 5.25 Microstructure de l'échantillon DCDS.

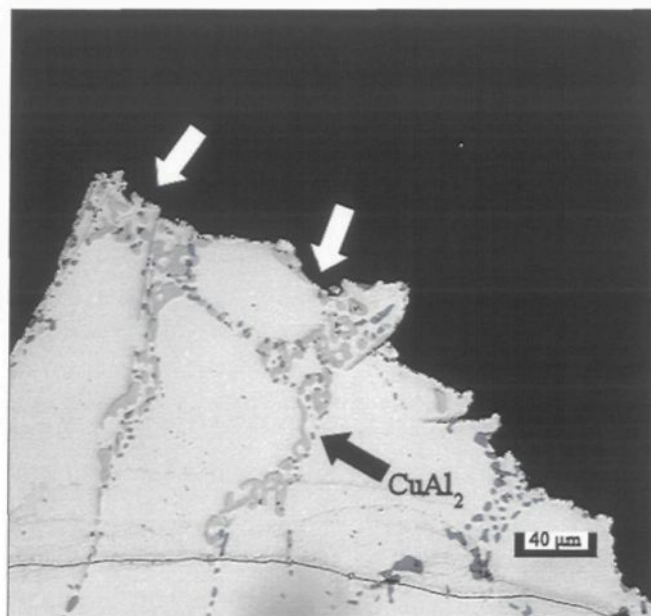


Figure 5.26 Fractographie de l'échantillon DADS modifié #1.

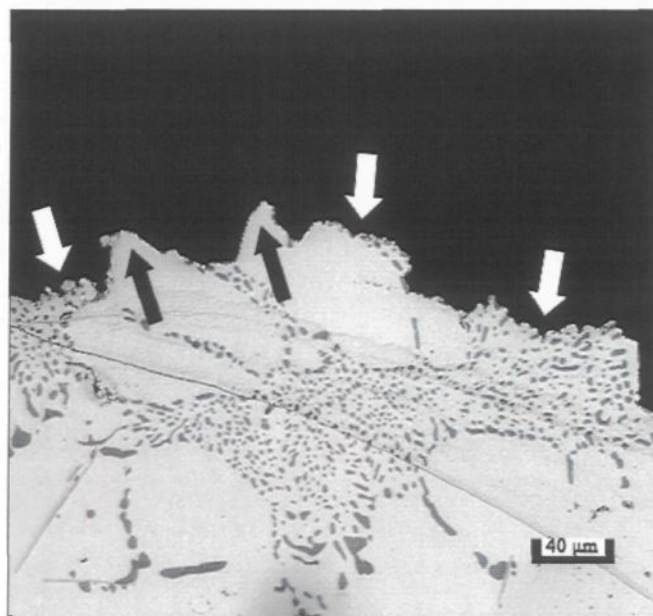


Figure 5.27 Fractographie de l'alliage DADS modifié #2.

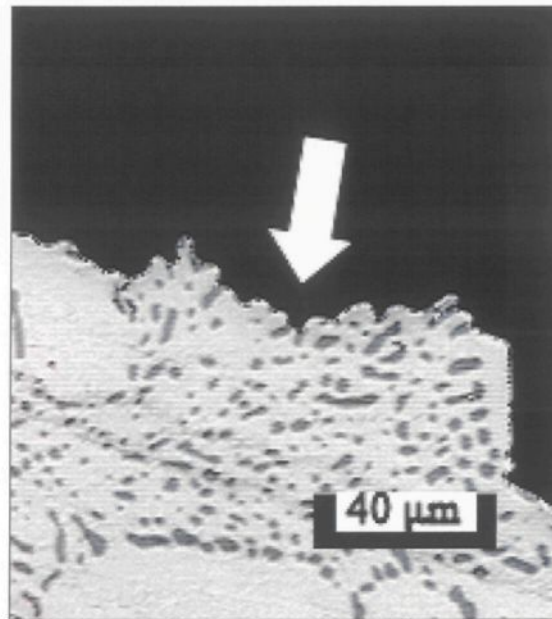


Figure 5.28 Propagation de la fissure à travers l'eutectique de l'échantillon DADS.

La figure 5.29 nous montre la fractographie de l'échantillon DBDS. La flèche blanche nous montre la progression de la fissure dans l'eutectique qui est ductile. Les flèches noires pointent les pics de rupture ductiles qui sont formés à partir des dendrites d' α -aluminium. Ces deux types de rupture permettent d'augmenter la résistance à l'impact de huit échantillons sur 18 de l'alliage 356.

La figure 5.30 nous montre la fractographie de l'échantillon DCDS. La flèche blanche de cette figure nous indique l'endroit où la fissure a du se propager à travers l'eutectique de façon ductile. Les flèches noires montrent les pics qui ont été créés lors de la propagation ductile de la fissure dans les dendrites d' α aluminium. Ces deux types de propagation de la fissure permettent d'augmenter la quantité d'énergie nécessaire à la rupture de l'échantillon lors de l'impact (vrai pour 17 échantillons sur 18 de l'alliage 413).

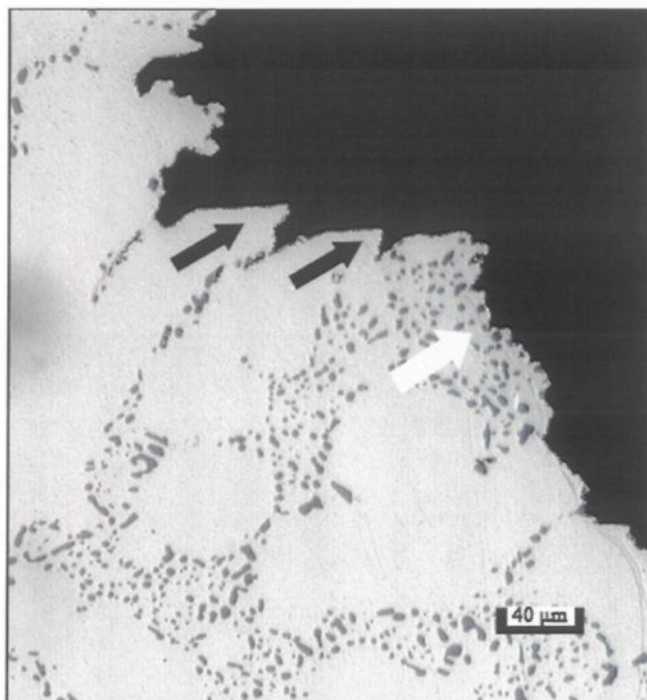


Figure 5.29 Fractographie de l'alliage DBDS modifié.

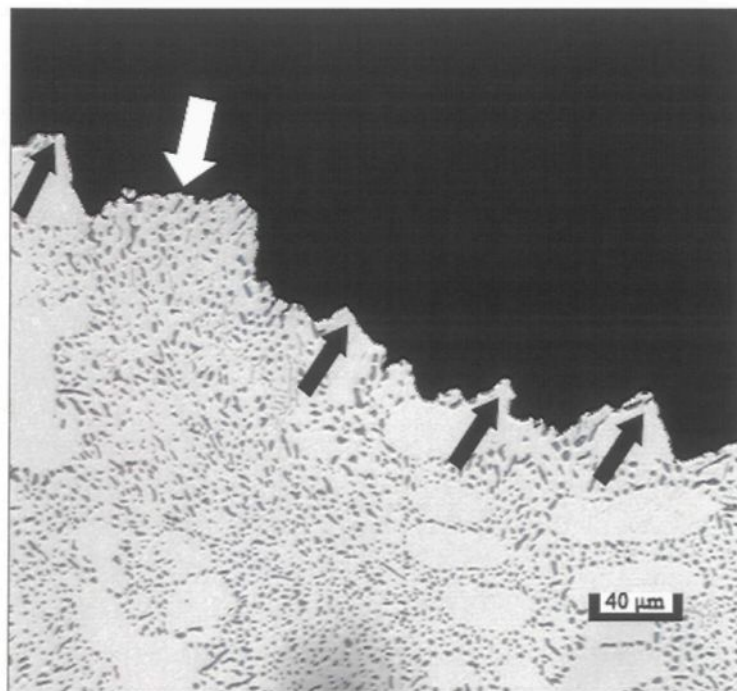


Figure 5.30 Fractographie de l'échantillon DCDS modifié.

5.2.8 Relation entre l'énergie à l'impact et la porosité

Les figures 5.31 à 5.33 nous montrent les graphiques du pourcentage de pores en fonction de l'énergie absorbée lors de l'impact pour les alliages 319, 356 et 413. En regardant les trois figures, on peut affirmer qu'il n'y a pas de relation entre les pores et l'énergie à l'impact. Cette observation est valide pour des échantillons qui ne présentent pas plus que 2,59% de pourcentage de surface des pores.

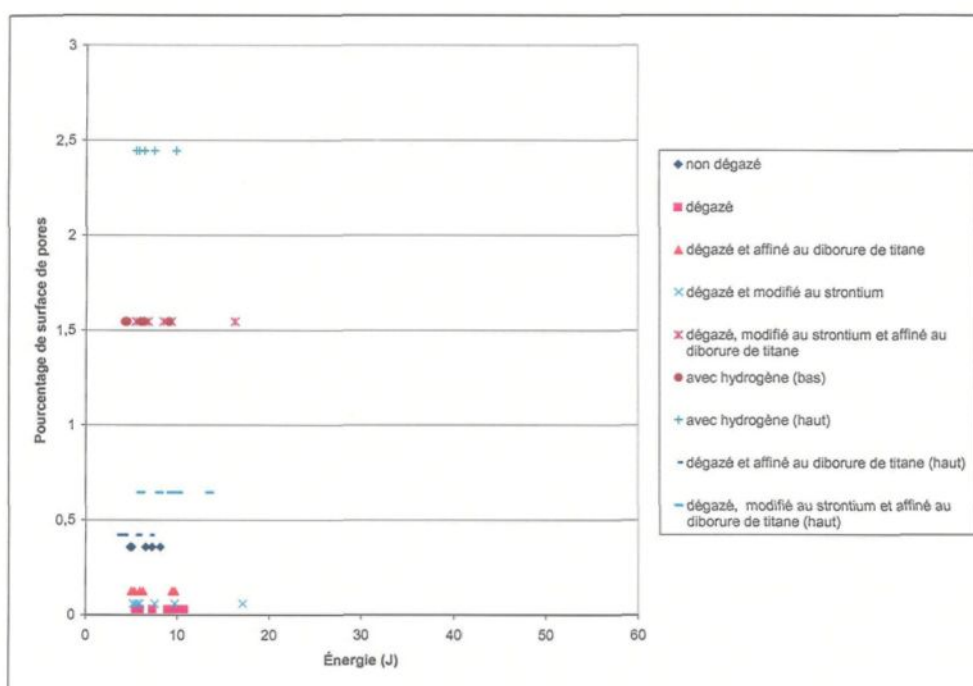


Figure 5.31 Pourcentage de surface des pores en fonction de l'énergie absorbée lors de l'impact de l'alliage 319.

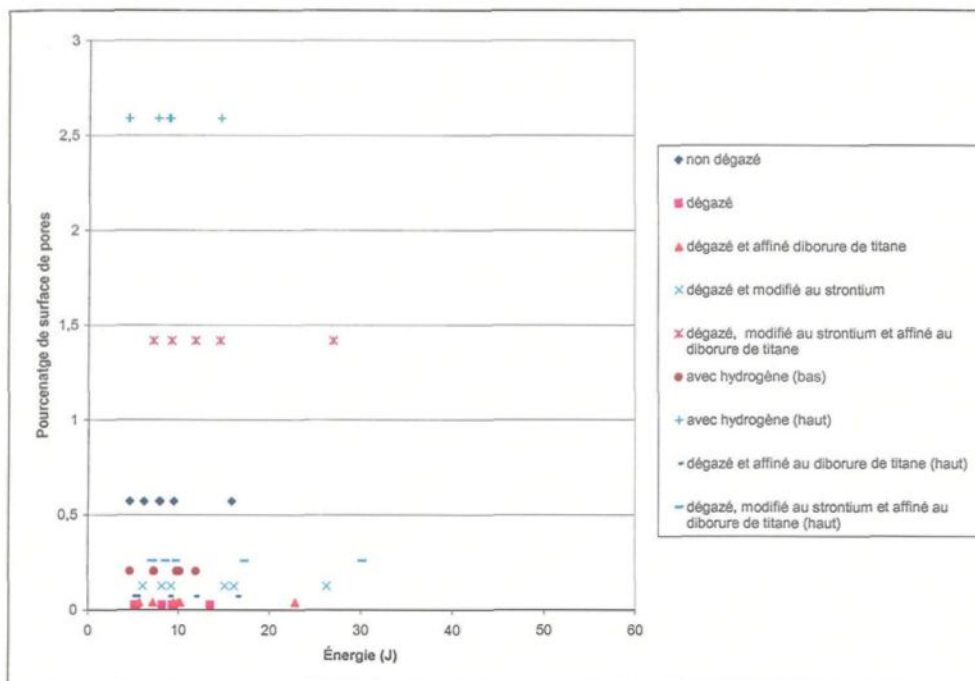


Figure 5.32 Pourcentage de surface des pores en fonction de l'énergie absorbée lors de l'impact de l'alliage 356.

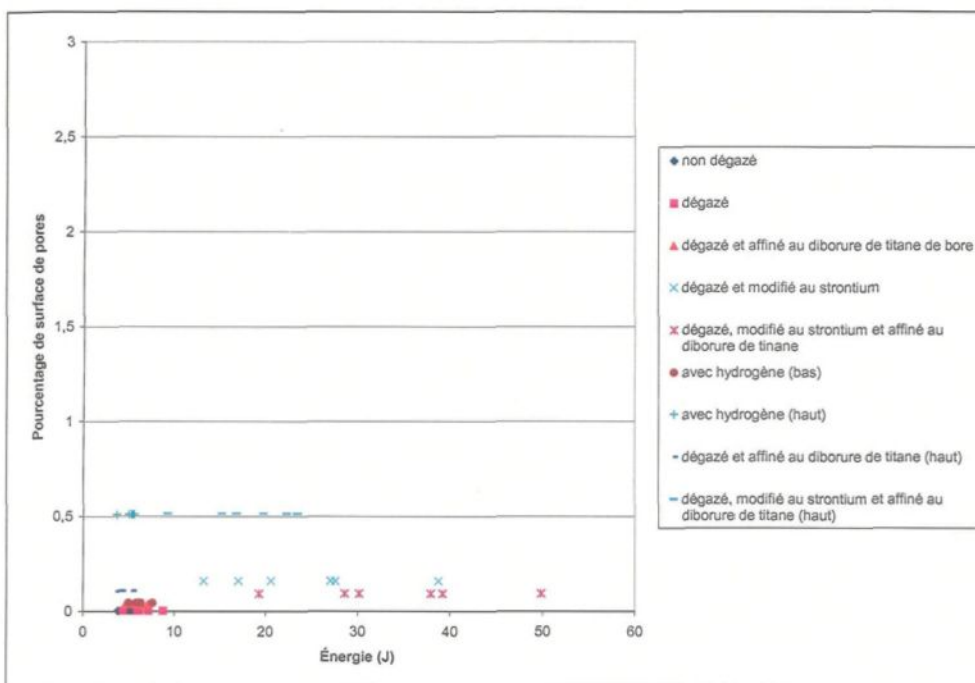


Figure 5.33 Pourcentage de surface des pores en fonction de l'énergie absorbée lors de l'impact de l'alliage 413.

CHAPITRE 6

CONCLUSIONS

CHAPITRE 6

CONCLUSIONS

Le présent travail a été effectué afin de mesurer l'effet des différents paramètres métallurgiques (dégazage, modification au strontium, affinage au diborure de titane, ajout d'hydrogène) sur les propriétés mécaniques et microstructurale des alliages Al-Si de type 319, 356 et 413. Des mesures quantitatives ont été effectuées sur la macrostructure (taille des grains) et sur la microstructure (caractérisation des particules de silicium et des pores) en utilisant un microscope optique couplé avec un analyseur d'image. Des essais de dureté et de résistance à l'impact ont permis de mesurer les propriétés mécaniques. De tous ces résultats, les conclusions suivantes peuvent être tirées :

6.1 MACROSTRUCTURE ET MICROSTRUCTURE

1. L'augmentation de la quantité de titane, qui passent d'une concentration de 0,0075% à 0,25% dans les alliages Al-Si, permet de diminuer la taille des grains par la présence des particules de TiB_2 .
2. Le titane, apporté par l'alliage mère Al-5% Ti-1% B dans les alliages Al-Si, est présent sous forme de TiB_2 dans la microstructure mais également sous la forme de l'intermétallique $(AlSi)_3Ti$. La création de ce dernier est possible grâce au surplus de titane contenu dans l'alliage mère.

3. La vitesse de refroidissement est la seule variable qui influence l'espace interdendritique des échantillons. L'ajout de diborure de titane, de strontium ou la présence de pores n'ont pas d'effet sur l'espace interdendritique.
4. Les particules de CuAl_2 , présentes dans l'alliage 319, se fractionnent lors la mise en solution. Une partie du cuivre des particules se dissout, lors du fractionnement, dans la matrice d' α -aluminium. On peut aussi remarquer que des petites particules de silicium sont présentes à l'intérieur des particules de cuivre fractionnées. Les particules de silicium ont précipité lors du refroidissement de l'alliage à la fin de la solidification.
5. L'intermétallique $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Mn,Fe})_3\text{Si}_2$, présent dans l'alliage 413, est situé dans l'eutectique, pour les alliages non modifiés et dans les dendrites α -aluminium, pour les alliages modifiés.
6. La mise en solution a un effet sur les particules de silicium. Pour les échantillons non modifiés, nous avons identifié deux mécanismes différents qui peuvent agir sur les particules :
 - i) Le premier mécanisme comporte une combinaison de phénomènes. D'abord, les plus petites particules se dissolvent et par la suite diffusent vers les grosses particules pour les élargir et/ou les allonger. Il s'agit donc d'un mécanisme de dilution d'Ostwald. Il y a également fractionnement de particules de silicium aciculaires. Comme la cinétique de la croissance des particules est supérieure à celle de fragmentation, on observe donc une augmentation de la taille moyenne et/ou de la longueur

moyenne. Ce mécanisme agit sur la majeure partie des échantillons des trois alliages (14 sur 18).

- ii) le deuxième mécanisme a comme effet de fractionner les particules aciculaires de silicium. Par la suite, les nouvelles particules créées s'arrondissent et croissent ce qui diminue la surface moyenne et/ou la longueur moyenne.

Pour les échantillons modifiés, les particules de silicium après coulée s'arrondissent et croissent par la suite.

- 7. Les oxydes contenus dans les alliages peuvent contribuer à la formation de pores de même que la présence de fines particules de TiB_2 peuvent créer des micropores. Les particules de $\beta-Al_5FeSi$, qui ont une forme d'aiguille, participent à la germination des pores mais agissent également comme barrière à la croissance de ces dernières.

6.2 PERFORMANCES MÉCANIQUES

- 8. Le changement des paramètres métallurgiques (dégazage, strontium, diborure de titane, hydrogène) n'ont pas d'effet significatif sur la dureté des échantillons des trois alliages. C'est la température de vieillissement qui permet d'augmenter jusqu'à un maximum la dureté des échantillons, particulièrement pour les alliages 319 et 356.
- 9. Le vieillissement des alliages avec les particules de $CuAl_2$ permet d'avoir une meilleure résistance à l'adoucissement de la dureté (entre 180 à 240°C) lorsque comparé à ceux utilisant les particules de Mg_2Si qui présentent une diminution notable de la dureté après avoir atteint le maximum (180°C). La dureté atteinte avec

les alliages contenant 0,3% magnésium est 1,2 fois supérieure à celle des alliages contenant 3,5% de cuivre.

10. Le durcissement des alliages est causé par la précipitation de particules de CuAl_2 pour le 319 par la précipitation de particules Mg_2Si pour le 356. Pour l'alliage 413, il y a une très faible augmentation de la dureté. Celle-ci s'explique par la concentration de cuivre présente dans l'alliage (0,5%) qui est faible.
11. La rupture par impact de l'échantillon de l'alliage 319 est contrôlée par les précipités CuAl_2 . Ainsi, la majorité des échantillons ne présente pas d'augmentation d'énergie de rupture même après la modification des alliages par le strontium.
12. Le strontium permet de modifier le silicium afin d'obtenir une forme fibreuse qui permet d'améliorer la tenue à l'impact (vrai pour 44% des échantillons de 356 et pour 94% des échantillons de 413).
13. Lors du test d'impact, le silicium eutectique non modifié peut être clivé dans le sens de la longueur. Ce mécanisme est propre à une rupture fragile ce qui nuit à la tenue à l'impact.
14. Lors du test d'impact, le silicium eutectique modifié permet de bloquer la propagation de la fissure à travers la structure. La fissure doit en effet se propager à travers l' α -aluminium de l'eutectique en contournant toutes les petites particules de silicium. Ce mécanisme de rupture est propre à une rupture ductile ce qui augmente la tenue à l'impact pour certains alliages.

15. Les pores, jusqu'à un pourcentage de surface de 2,59%, n'ont pas d'influence sur l'énergie absorbée par les échantillons lors des tests d'impacts et ce pour les trois alliages.

RECOMMENDATIONS

RECOMMANDATIONS

Les recommandations qui suivent ont été rédigées par rapport à l'étude des résultats obtenus dans ce projet :

- 1- Effectuer des essais de traction pour compléter l'analyse mécanique effectuée sur les échantillons des trois alliages.
- 2- Faire des essais d'usinabilité afin d'établir les relations de cette dernière avec les paramètres métallurgiques et les propriétés mécaniques.
- 3- Mesurer l'effet de la concentration de titane sur la structure des particules de silicium modifié au strontium.

BIBLIOGRAPHIE

BIBLIOGRAPHIE

-
- ¹ M. Pinkham, « Aluminum Makes Inroads in Automotive Market », *American Metal Market*, Mars 23, 1999.
- ² A. Wringley, « Automakers Seek Favorable Material Balance », *American Metal Market*, 23 Mars, 1999.
- ³ S.R. Johnston, « Aluminium », *Mining Journal*, 22 Janvier, 1999.
- ⁴ A. Wringley, « Lighter Materials Reving Up », *American Metal Market*, Avril 5, 1999.
- ⁵ *Aluminum and Aluminum Alloys*, ASM Speciality Handbook, J.R. Davis (ed.) ASM International, Materials Park, OH, 1993, pp. 88-90.
- ⁶ *Registration Record of Aluminum Association Alloy Designation and Chemical Composition Limits Aluminum Alloys in the Form of Casting and Ingots*, The Aluminum Association, Washington, DC, Août 1982.
- ⁷ J.E. Gruzleski et B.M. Closset, *The Treatment of Liquid Aluminum-Silicon Alloys*, American Foundrymen's Society, Inc., Des Plaines, IL, 1990, 256 p.
- ⁸ D. Argo et J.E. Gruzleski, « Porosity in Modified Aluminum Alloy Castings », *AFS Transactions*, vol. 94, 1986, pp. 65-74.
- ⁹ B. Closset et J. Gruzleski, « Mechanical Properties of A356.0 Alloys Modified with Pure Strontium », *AFS Transactions*, vol. 90, 1982, pp. 453-464.

-
- ¹⁰ F. Paray et J. Gruzleski, « Microstructure-Mechanical Property Relationships in a 356 Alloy. Part 1: Microstructure », *Cast Metals*, vol. 7, pp. 29-40.
- ¹¹ T.J. Hurley et R.G. Atkinson « Effects of Modification Practice on Aluminum A-356 Alloys », *AFS Transactions*, vol. 93, 1985, pp. 291-296.
- ¹² P.D. Hess et E.V. Blackmun, « Strontium as a modifying agent for hypoeutectic aluminum-silicon alloys », *AFS Transactions*, vol. 84, 1975, pp. 87-90.
- ¹³ M.M. Haque, « Effect of strontium on the structure and properties of aluminum-silicon alloys », *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 55, 1995, pp. 193-198.
- ¹⁴ G.K. Sigworth, S. Shivkumar et D. Apelian, « The Influence of Molten Metal Processing on Mechanical Properties of Cast Al-Si-Mg Alloys », *AFS Transactions*, vol. 97, 1989, pp. 811-824.
- ¹⁵ B. Closset et J.E. Gruzleski, « Structure and Properties of Hypoeutectic Al-Si-Mg Alloys Modified with Pure Strontium », *Metallurgical Transactions A*, vol. 13A, 1982, pp. 945-951.
- ¹⁶ J. Campbell, *Castings*, Butterworth-Heinemann, Oxford, 1991, pp. 162-165.
- ¹⁷ X.G. Chen et S. Engler, « Formation of gas porosity in aluminum alloys », *AFS Transactions*, vol. 102, 1994, pp. 673-682.
- ¹⁸ H. Shahani, « Effect of Hydrogen on the Shrinkage Porosity of Aluminum-Copper and Aluminum-Silicon Alloys », *Scandinavian Journal of Metallurgy*, vol. 14, 1985, pp. 306-312.

-
- ¹⁹ P.D. Lee et J.D. Hunt, « Measuring the nucleation of hydrogen porosity during the solidification of aluminum-copper alloys », *Scripta Materialia*, vol 36(4), 1997, pp. 399-404.
- ²⁰ J.P. Anson, J.E. Gruzleski, R.A.L. Drew, M. Stucky et M. Richard, « Mesure de la Germination et de la Croissance de la Microporosité lors de la Solidification d'un Alliage d'Aluminium de Fonderie Contenant 7% de Silicium », *Fonderie, Fondateur d'Aujourd'hui*, no. 191, 2000, pp. 8-21.
- ²¹ D.L. McLellan, « Tensile Properties of A357-T6 Aluminum Castings », *Journal of Testing and Evaluation*, vol. 8(4), 1980, pp. 170-176.
- ²² J.M. Boileau, S.J. Weber, R.H. Salzman et J.E. Allison, « The Effect of Porosity Size on the Tensile Properties of a Cast 319-T7 Aluminum Alloy », *AFS Transactions*, vol. 109, 2001, pp. 419-432.
- ²³ J.P. Anson, M. Stucky et J.E. Gruzleski, « Effect of Sr Modification on Nucleation and Growth of Microporosity during the Solidification of Al-7%Si Foundry Alloy » , *AFS Transactions*, vol. 108, 2000, pp. 419-426.
- ²⁴ J.P. Anson et J.E. Gruzleski, « Effect of Hydrogen Content on Relative Shrinkage and Gas Microporosity in Al-7% Si Castings », *AFS Transactions*, vol. 107, 1999, pp.135-142.
- ²⁵ A.M. Samuel, N. Roy et F.H. Samuel, « Porosity Formation in Al-Si-Cu Alloys: Role of Intermetallics », Proc. Intl Symposium on Light Metals, 35th Annual Conference of Metallurgists of CIM, Montreal, Québec, August 25-29, 1996, pp. 497-509.

-
- ²⁶ N. Roy, A.M. Samuel et F.H. Samuel, «Porosity Formation in Al-9 Wt Pct Si-3 Wt Pct Cu Alloy Systems: Metallographic Observations », *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 27A, 1996, pp. 415-429.
- ²⁷ A.M. Samuel et F.H. Samuel, « A Metallographic Study of Porosity and Fracture Behaviour in Relation to the Tensile Properties in 319.2 End Chill Castings », *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 26A, 1995, pp. 2359-2372.
- ²⁸ G. Boudreault, A.M. Samuel, F.H. Samuel et H.W. Doty, «Microstructural Observations of Porosity in A319.2 Alloy: Effect of Mold Type/Cooling Rate », *AFS Transactions*, vol. 107, 1999, pp.207-216.
- ²⁹ L. Liu, A.M. Samuel, F.H. Samuel, H.W. Doty et S. Valtierra, « Role of Strontium Oxide on Porosity Formation in Al-Si Casting Alloys », *AFS Transactions*, vol. 110, 2002, pp. 449-462.
- ³⁰ P.S. Mohanty, F.H. Samuel et J.E. Gruzleski, « Experimental Study on Pore Nucleation by Inclusions in Aluminum Castings », *AFS Transactions*, vol. 103, 1995, pp. 555-564.
- ³¹ G.W. Boone, R.F. Carver et R. Seese, « Optimizing Grain Refiners and Modifiers in Al-Si Alloys », *Modern Casting*, vol. 88(1), 1998, pp. 52-54.
- ³² S.Shivkumar, L. Wang et D. Apelian, « Molten Metal Processing of Advanced Cast Aluminum Alloys », *JOM*, Janvier 1991, pp. 26-32.
- ³³ M. Volmer et A. Weber, « Nuclei Formation in Supersaturated States », *Z. Krift. Phys. Chem.*, 119, 277, 1925.

-
- ³⁴ K.T. Kashyap et T. Chandrashekar, « Effects and Mechanisms of Grain Refinement in Aluminum Alloys », *Bull. Mater. Sci.*, vol. 24(4), 2001, pp. 345-353.
- ³⁵ P.B. Crosley et L.F. Mondolfo, « Mechanism of Grain Refinement in Aluminum Alloys », *Transactions AIME, Journal of Metals*, vol. 3, 1951, pp. 1143-1148.
- ³⁶ M.M. Guzowski, G.K. Sigworth et D.A. Sentner, « The Role of Boron in the Grain Refinement of Aluminum with Titanium », *Metallurgical Transactions*, vol. 18A(4), 1987, pp. 603-619.
- ³⁷ A. Cibula, «The Mechanism of Grain Refinement of Sand Castings in Aluminum Alloys », *Journal of Institute of Metals*, vol. 76, 1949, pp. 321-360.
- ³⁸ L. Arnberg, L. Bäckerud et H. Klang, « Grain-Refinement of Aluminum 2. Intermetallic Particles in Al-Ti-B Type Master Alloys for Grain-Refinement of Aluminum », *Metals Technology*, vol. 9, 1982, pp. 7-13.
- ³⁹ W.Q. Jie et W. Reif, « Effect of Cu Content on Grain-Refinement of an Al-Cu Alloy with AlTi6 and AlTi5B1 Refiners », *Zeitschrift für Metallkunde*, vol. 84(7), 1993, pp. 445-450.
- ⁴⁰ L.G. Davies, J.M. Dennis et A. Hellawell, « The Nucleation of Aluminum Grains in Alloys of Aluminum with Titanium and Boron », *Metallurgical Transactions*, vol. 1(1), 1970, pp. 275-280.
- ⁴¹ M. Johnsson, « On the Mechanism of Grain Refinement of Aluminum after Additions of Ti and B », *Light Metals 1993*, S.K. Das (ed.), TMS, Warrendale, PA, 1993, pp. 769-777.

-
- ⁴² P.S. Mohanty et J.E. Gruzleski, « Mechanism of Grain Refinement in Aluminum », *Acta Metallurgica Materialia*, vol. 43, 1995, pp. 2001-2012.
- ⁴³ I. Maxwell et A. Hellawell, « The Constitution of the System Al-Ti-B with Reference to Aluminum-Base Alloys », *Metallurgical Transactions*, vol. 3, 1972, pp. 1487-1493.
- ⁴⁴ L. Bäckerud, P. Gustafson et M. Johnsson, « Grain refining mechanisms in aluminum as a result of additions of titanium and boron », *Aluminium*, vol. 67, 1991, pp. 910-915.
- ⁴⁵ P.S. Mohanty, R.I.L. Guthrie et J.E. Gruzleski, « Studies on the Fading Behavior of Al-Ti-B Master Alloys and Grain Refinement Mechanism Using LiMgCa », *Light Metals 1995*, J. Evans (ed.), TMS, Warrendale, PA, 1995, pp. 859-868.
- ⁴⁶ P.S. Mohanty, F.H. Samuel et J.E. Gruzleski, « Studies on Addition of Inclusions to Molten Aluminum Using a Novel Technique », *Metallurgical and Materials Transactions B*, vol. 26B, 1995, pp. 103-109.
- ⁴⁷ H.T. Wu, C. Wang et S.K. Kung, « The Influence of Grain Refiner Master Alloy Addition on A-356 Aluminum Alloy », *Journal of Chinese Foundryman's Association*, vol. 29, 1981, pp. 10-18.
- ⁴⁸ G.K. Sigworth et M.M. Guzowski, « Grain Refining of Hypoeutectic Al-Si Alloys », *AFS Transactions*, vol. 93, 1985, pp. 907-912.
- ⁴⁹ M. Hansen (Ed.), *Constitution of Binary Alloys*, Metallurgy and Metallurgical Engineering Series, McGraw-Hill Book Company Inc., New York, 1958, 1305 p.
- ⁵⁰ Metals Handbook, 8th Edition, vol. 5, *Forging and Casting*, American Society for Metals, Metals Park, OH, 1970, pp. 285-291.

-
- ⁵¹ C.W. Meyers, « Solution Heat Treatment Effects in 357 Alloys », *AFS Transactions*, vol. 93, 1985, pp. 741-750.
- ⁵² B.M. Closset, R.A.L. Drew et J.E. Gruzleski., « Eutectic Silicon Shape Control by In Situ Measurement of Resistivity », *AFS Transactions*, vol. 94, 1986, pp. 9-16.
- ⁵³ J.C. Weiss et C.R. Lopez, Jr., « Primary silicon in hypereutectic aluminum-silicon casting alloys », *AFS Transactions*, vol. 95, 1987, pp. 51-62.
- ⁵⁴ L.E. Marsh et G. Reinemann, « Premium Quality Aluminum Castings Theory, Practice and Assurance », *AFS Transactions*, vol. 87, 1979, pp. 413-422.
- ⁵⁵ M. Tsukuda, S. Koike et M. Harada, «The Heat Treatment of Al-7%Si-0,3% Mg Alloy », *Journal of Japan Institute of Light Metals*, vol.28(1), 1978, pp. 8-14.
- ⁵⁶ J. Bénard, A. Michel, J. Phillibert et J. Talbot, « Métallurgie Générale », Masson et Cie, éditeurs, Paris, 1969, p. 181.
- ⁵⁷ J.M. Dorlot, J.P. Baïlon et J. Masounave, « Des Matériaux », Éditions de l'École Polytechnique de Montréal, Montréal, 1986, pp. 72; 109; 150-151.
- ⁵⁸ N. Komatsu, M. Nakamura et Y. Yamamotu, « Relationship Between Si Crystallized Form and Impact Strength of Al-Si Alloys », *Journal of Japan Institute of Light Metals*, vol. 19(9), 1969, pp. 398-408.
- ⁵⁹ M.Tsukuda, H. Masoyuki, T. Suzuki et S. Koike, « The Effects of Si, Mg, Fe on the Mechanical Properties of Al-Si-Mg Alloys for Castings », *Journal of the Japan Institute of Light Metals*, vol. 28(3), 1978, pp. 109-115.

-
- ⁶⁰ O.Vorren, J.E. Evensen et T.B. Pedersen, « Microstructure and Mechanical Properties of AlSi(Mg) Casting Alloys », *AFS Transactions*, vol. 92, 1984, pp. 459-466.
- ⁶¹ S. Murali, K.S. Raman et K.S.S. Murthy, « Effect of Magnesium, Iron (impurity) and Solification Rates on the Fractures Toughness of Al-7Si-0,3Mg Casting Alloy », *Materials Science and Engineering*, vol. A151, 1992, pp. 1-10.
- ⁶² F.Paray, B Kulunk et J.E. Gruzleski, « Impact Properties of Al-Si Foundry Alloys », *International Journal of Cast Metals Research*, vol. 13, 2000, pp. 17-37.
- ⁶³ B.M. Closset, « Modification and quality of low pressure Al-Si Castings », *AFS Transactions*, vol. 96, 1988, pp. 249-260.
- ⁶⁴ S. Skivkumar, L. Wang et C. Keller, « Properties of Al-Si-Cu Alloys », *Zeitschrift fur Metallkunde*, vol. 85, n. 6, 1994, pp. 394-399.
- ⁶⁵ S. Shivkumar, L. Wang et C. Keller, « Impact properties of A356-T6 Alloys », *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 3, n. 1, 1994, pp.83-90.
- ⁶⁶ M. Hafiz et T. Kobayashi, « Mechanical Properties of Modified and Nonmodified Eutectic Al-Si Alloys », *Journal of the Japan Institute of Light Metals*, vol. 44.(1), 1994, pp. 28-34.
- ⁶⁷ M. Drouzy, M. Richard et S. Jacob, « Globulisation par traitement thermique du silicium de A-S13 », *Fonderie-Fondeur d'aujourd'hui*, vol 30, Décembre 1983, pp. 25-29.
- ⁶⁸ M.Tsukuda, S. Koike et M. Hurada, « The Heat Treatment of Al-7%Si-0,3%Mg Alloy », *Journal of the Japan Institute of Light Metals*, vol 28(1), 1978, pp. 8-14.

-
- ⁶⁹ Z.Li, A.M. Samuel, F.H. Samuel, C. Ravindran, H.W. Doty et S. Valtierra, « Parameters Controlling the Performance of AA319-Type Alloys Part II. Impact Properties and Fractography » *Materials Science and Engineering*, vol. A367, 2004, pp. 111-122.
- ⁷⁰ J.P. Anson et J.E. Gruzleski, « Effect of Hydrogen Content on Relative Shrinkage and Gas Microporosity in Al-7% Si Casting », *AFS Transactions*, vol. 107, 1999, pp. 135-142.
- ⁷¹ F.C. Dimayuga, N. Handiak et J.E. Gruzleski, « The Degassing and Regassing Behavior of Strontium-Modified A356 Melts » *AFS Transactions*, vol. 96, 1988, pp. 135-142.
- ⁷² A. Tronche, D. Gloria et J.E. Gruzleski, « A general grain size determination technique for Al-Si casting alloy », *International Journal of Cast Metals Research*, vol. 11, 1999, pp. 211-218.
- ⁷³ A.M. Samuel, J. Gauthier et F.H. Samuel, « Microstructural aspects of the dissolution and melting of Al₂Cu phase in Al-Si alloys during solution heat treatment », *Metallurgical and Materials Transactions*, vol. 27A, 1996, pp. 1785-1798.
- ⁷⁴ A. Couture, « Iron in Aluminum Casting Alloys- A Literature Review », *AFS International Cast Metals Journal*, vol. 6(4), Dec. 1984, pp. 9-17.
- ⁷⁵ S. Murali, K.S. Raman et K.S.S. Murthy, « Morphology Studies on the β -FeSiAl₅ Phase in Al-7Si-0,3Mg Alloys with Trace Additions of Be, Mn, Cr and Co », *Materials Characterization*, vol. 33, 1994, pp. 99-112.
- ⁷⁶ J. Igléssis et C. Frantz, « Conditions de Formation des Phases de Fer dans les Alliages Al-Si de Pureté Commerciale », *Memoires Scientifiques Revue Métallurgie*, vol. 73(4), 1977, pp. 237-242.

-
- ⁷⁷ G. Pucella, A. M. Samuel, F.H. Samuel, H.W. Doty et S. Valtierra, « Sludge Formation in Sr-Modified Al-11,5 wt% Si Diecasting Alloys », *AFS Transactions*, vol. 107, 1999, pp. 117-125.
- ⁷⁸ F. Paray et J.E. Gruzleski, « Microstructure-mechanical property relationships in a 356 alloy, Part 1 : Microstructure » *Cast Metals*, Vol. 7(1), February 1994, pp. 29-40.
- ⁷⁹ Q.T. Fang et D.A. Granger, « Porosity Formation in Modified and Unmodified A356 Alloy Castings », *AFS Transactions*, vol. 97, 1989, pp. 989-1000.
- ⁸⁰ N. Roy., L. Zhang, P.R. Louchez et F.H. Samuel, « Porosity Formation on Al-9wt%Si-3wt%Cu-X Alloy Systems : Measurements of Porosity », *Journal of Materials Science*, vol. 31, 1996, pp. 1243-1254.
- ⁸¹ K.E. Tynelius, « A Parametric Study of the Evolution of Microporosity in Al-Si Foundry Alloy », Ph.D. Thesis, Drexel University, Philadelphia, PA, March 1992.
- ⁸² J. Charbonnier, J.J. Perrier et R. Portalier, « Recent Developments in Aluminum-Silicon Alloys Having Guaranteed Structures or Properties », *AFS International Casting Metal Journal*, vol. 3(4), 1978, pp. 17-26.
- ⁸³ S. Morin, « Effet du magnésium, des traitements thermiques et de la porosité sur les propriétés mécaniques de traction et de fatigue de l'alliage sous pression A380.1 » Mémoire de maîtrise, Université du Québec à Chicoutimi, Québec, Canada, Juillet 2002.
- ⁸⁴ B.L. Gabriel, « *SEM : A User's Manual for Materials Science* », American Society for Metals, Metals Park, OH, 1985, p. 97.

⁸⁵ J.L. McCall, « Failure Analysis by Scanning Electron Microscopy », *MIMC Report*, Metals and Ceramics Information Center, Dec. 1972.