

UNIVERSITÉ DU QUÉBEC

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

PAR

JEAN GAUTHIER

**EFFET DU TRAITEMENT THERMIQUE SUR LES PROPRIÉTÉS
MÉCANIQUES, LA MICROSTRUCTURE ET LA FRACTOGRAPHIE POUR
L'ALLIAGE Al-Si-Cu-Mg.**

AVRIL 1994



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.

On ne bâtit pas une réputation sur ce que l'on va faire.
- Henry Ford

RÉSUMÉ

L'objet de ce travail est l'étude des propriétés mécaniques, de la microstructure et du mode rupture de l'alliage d'aluminium 319.2. Afin de réaliser une étude complète, nous avons utilisé 600 kg d'alliage afin de concevoir un peu plus de 800 échantillons. Ces échantillons ont subi différents traitements thermiques et ils ont été testés sur une machine d'essais de traction pour l'analyse des propriétés mécaniques. Certains échantillons ont été polis pour l'analyse de la microstructure et du mode de rupture. La surface de rupture a été analysée avec un microscope électronique à balayage.

Nous commençons ce travail par une étude bibliographique complète sur les techniques de nettoyages du métal, les traitements thermiques et les caractéristiques mécaniques des alliages de base Al-Si.

Par la suite, nous décrivons les techniques utilisées pour réaliser cette étude. Pour concevoir les échantillons nous avons utilisé deux procédures différentes. Avec la première, nous coulons le métal ($735\pm 5^{\circ}\text{C}$) directement dans un moule Stahl ($450\pm 5^{\circ}\text{C}$). Pour la seconde procédure, nous coulons le métal ($735\pm 5^{\circ}\text{C}$) dans un filtre d'alumine de 1,5 pouce d'épaisseur et avec une distribution de 15 pores par pouce. Le filtre est à la température de 700°C et le moule stahl est à la température de $400\pm 5^{\circ}\text{C}$.

Les traitements de mise en solution sont réalisés dans un four conventionnel où nous retrouvons un gradient thermique de 20°C , le second four est à air forcé et la variation de la température est seulement de 2°C . Les échantillons traités dans le four conventionnel sont ceux qui n'ont pas subi de filtration. Les températures choisies sont: $465\pm 10^{\circ}\text{C}$, $490\pm 10^{\circ}\text{C}$, $505\pm 10^{\circ}\text{C}$ et $525\pm 10^{\circ}\text{C}$ pour un temps de maintien variant de 0 à 24 heures. Dans le four à air forcé, nous avons traité seulement les échantillons filtrés, les températures sont: $480\pm 1^{\circ}\text{C}$, $505\pm 1^{\circ}\text{C}$, $515\pm 1^{\circ}\text{C}$ et $540\pm 1^{\circ}\text{C}$ et le temps de maintien varie de 0 à 24 heures.

Suite aux essais de traction réalisés sur ces échantillons, nous constatons que le four conventionnel nous donne une ductilité plus élevée mais une résistance aux contraintes plus faible que celles des échantillons traités dans le four à air forcé. Les inclusions présentes dans les échantillons affectent très peu la limite élastique. Mais la limite ultime et la déformation sont devenues presque semblables aux échantillons après coulée. Nous avons calculé la constante de l'indice de qualité pour chacun des traitements réalisés dans le four à air forcé. Afin d'obtenir une constante commune pour tous les traitements de mise en solution, nous avons calculé la moyenne pondérée. Le résultat nous donne une valeur de 124 MPa pour la constante k. Le traitement de mise en solution optimum est réalisé à la température de 515°C pour un temps de

maintien de 8 heures. Les traitements de mise en solution réalisés à la température de 540°C provoquent une fragilisation de l'alliage. Mais on peut éviter cette fragilisation en contrôlant le refroidissement jusqu'à 515°C et par la suite on peut tremper l'échantillon sans obtenir une fragilisation. La fragilité de l'alliage provient de la fonte de la phase CuAl_2 et de sa précipitation durant la trempe en deux phases, une phase eutectique et une sans structure interne.

Après avoir déterminé le traitement de mise en solution optimal, nous avons fait subir aux échantillon un traitement de vieillissement. Les températures sont les suivantes: $155\pm 1^\circ\text{C}$, $180\pm 1^\circ\text{C}$, $200\pm 1^\circ\text{C}$ et $220\pm 1^\circ\text{C}$ et nous avons un intervalle de temps qui varie de 0 à 24 heures. Nous avons calculé les constantes de l'équation de la qualité pour chacun des traitements. Ensuite nous avons calculé la moyenne pondérée des valeurs obtenues. Suite à ces résultats, nous avons utilisé la valeur de 108 MPa pour la constante k. En calculant l'indice de qualité des différents traitements de vieillissement, nous constatons que la température de 180°C dans l'intervalle de 2 à 8 heures donne les meilleurs résultats.

REMERCIEMENTS

Je tiens à exprimer mes remerciements à M. F. H. Samuel, Professeur à l'Université du Québec à Chicoutimi, qui a bien voulu diriger ce travail et qui m'a toujours soutenu en me prodiguant ses conseils et M. P. R. Louchez pour ces conseils lors de la rédaction du mémoire.

Je remercie également M. H. Liu pour ses concours précieux dans l'utilisation du microscope à balayage électronique.

J'adresse mes remerciements à M. G. Lemire pour l'aide lors du travail de fonderie ainsi pour la réalisation du polissage des échantillons et M. R. Boucher pour ces conseils techniques qui ont été très utiles.

Je tiens à remercier aussi le Conseil de Recherches en Sciences Naturelles et en Génie du Canada, la Société d'Électrolyse et de Chimie Alcan Limitée et la Fondation de l'Université du Québec à Chicoutimi qui ont rendu possible ces travaux de recherche.

TABLE DES MATIÈRES

CHAPITRE 1		
	DÉFINITION DU PROBLÈME	26
1.	INTRODUCTION	27
2.	THÉORIE DES ALLIAGES D'ALUMINIUM DE FONDERIE	29
	2.1.1 ALLIAGES ALUMINIUM-SILICIUM	29
	2.1.2 ALUMINIUM-CUIVRE	30
	2.1.3 ALUMINIUM-CUIVRE-SILICIUM	31
	2.1.4 ALUMINIUM-CUIVRE-MAGNÉSIUM-SILICIUM	32
	2.2 INFLUENCE DES ÉLÉMENTS D'ALLIAGE (Si, Cu, Mg, Mn, Fe)	33
	2.2.1 SILICIUM	33
	2.2.2 CUIVRE ET MAGNÉSIUM	34
	2.2.3 MANGANÈSE ET FER	34
3.	TRAITEMENT DU MÉTAL LIQUIDE	35
	3.1 RÔLES DES INCLUSIONS DANS LES ALLIAGES D'ALUMINIUM	35
	3.2 ENLÈVEMENT DES OXYDES ET INCLUSIONS	38
	3.2.1 DESCRIPTION GÉNÉRALE	38
	3.2.2 FILTRATION	39
	3.2.3 FLOTTATION	42

4.	TRAITEMENTS THERMIQUES	47
4.1	PRINCIPES DE DURCISSEMENT PAR PRÉCIPITATION	48
4.2	LES MÉCANISMES DE PRÉCIPITATION	50
4.2.1	LA GERMINATION	50
4.2.2	CROISSANCE DES PRÉCIPITÉS	51
4.2.3	COALESCENCE	53
4.3	INFLUENCE DE LA PRÉCIPITATION SUR LES PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES	54
4.4	TRAITEMENT THERMIQUE DES ALLIAGES ALUMINIUM-SILICIUM-MAGNÉSIUM	56
4.4.1	TRAITEMENT THERMIQUE SIMPLE (T5)	56
4.4.2	TRAITEMENT THERMIQUE T6	57
4.4.2.1	MISE EN SOLUTION	58
4.4.2.2	TREMPE	61
4.4.2.3	PRÉ-VIEILLISSEMENT	63
4.4.2.4	VIEILLISSEMENT	64
CHAPITRE 2		
	PROCÉDURE EXPÉRIMENTALE	66
1.	PRÉPARATION DES ÉCHANTILLONS	67
1.1	MATÉRIAUX	67
1.2	FONTE ET MOULAGE	67
2.	TRAITEMENT THERMIQUE	75
2.1	TRAITEMENT DE MISE EN SOLUTION	76

2.2	TREMPE	81
2.3	TRAITEMENT DE VIEILLISSEMENT	82
3.	ESSAIS DE TRACTION	84
4.	MÉTALLOGRAPHIE	86
CHAPITRE 3		
	PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES	89
1.	ESSAIS DE TRACTION	90
1.1	TRAITEMENT DE MISE EN SOLUTION	90
1.1.1	FOUR CONVENTIONNEL	90
1.1.2	FOUR À AIR FORCÉ	95
1.1.3	CONCLUSIONS AU SUJET DU TRAITEMENT DE MISE EN SOLUTION	101
1.3	VIEILLISSEMENT	102
1.3.1	EFFET DU PRÉ-VIEILLISSEMENT	102
1.3.2	TRAITEMENT DE VIEILLISSEMENT ARTIFICIEL	104
1.3.3	CONCLUSIONS DU TRAITEMENT DE VIEILLISSEMENT	109
2.	INDICE DE QUALITÉ	109
2.1	PROCÉDURE DE CALCUL	109
2.2	QUALITÉ DU TRAITEMENT DE MISE EN SOLUTION .	111
2.3	QUALITÉ DU TRAITEMENT DE VIEILLISSEMENT ...	117
CHAPITRE 4		
	MICROSTRUCTURE	123
1.	INTRODUCTION	124

2.	COURBE DE REFROIDISSEMENT	124
3.	ANALYSE DE LA PHASE DE SILICIUM	125
3.1	ANALYSE D'IMAGES	125
3.2	ANALYSE PAR MICROSCOPE OPTIQUE	131
4.	ANALYSE DES ÉCHANTILLONS MIS EN SOLUTION À 540°C	140
4.1	ANALYSE DE LA PHASE CuAl_2	140
4.2	ANALYSE DE LA VITESSE DE TREMPÉ	148
CHAPITRE 5		
	FRAC TOGRAPHIE	156
1.	INTRODUCTION	157
2.	ÉTUDE DU MODE DE RUPTURE	157
2.1	RUPTURE DES ÉCHANTILLONS UTILISÉS APRÈS COULÉE	157
2.2	RUPTURE DES ÉCHANTILLONS MIS EN SOLUTION ..	158
2.3	RUPTURE DES ÉCHANTILLONS APRÈS LE VIEILLISSEMENT	159
CONCLUSIONS		170
1.	RÉSUMÉ DU TRAVAIL	171
2.	SYNTHÈSE DES RÉSULTATS	171
3.	RECOMMANDATIONS	174
BIBLIOGRAPHIE		175
ANNEXE A		
	RÉSULTATS DES ESSAIS DE TRACTION POUR LES TRAITEMENTS DE MISE EN SOLUTION (FOUR CONVENTIONNEL)	182

ANNEXE B	
RÉSULTATS DES ESSAIS DE TRACTION POUR LES TRAITEMENTS DE MISE EN SOLUTION (FOUR À AIR FORCÉ) . .	200

ANNEXE C	
RÉSULTATS DES ESSAIS DE TRACTION POUR LES TRAITEMENTS DE VIEILLISSEMENT	218

LISTE DE FIGURES

Figure 1	Diagramme de phases Al-Si ²³	29
Figure 2	Diagramme de phases Al-Cu ²⁴	30
Figure 3	Solubilité de l'hydrogène dans l'aluminium ²³	44
Figure 4	Effet de la température et du temps sur la vitesse de dégazage ²³ . . .	45
Figure 5	L'enlèvement de l'oxyde et des inclusions non-métalliques par flottaison.	47
Figure 6	Variation de coefficient de diffusion avec la température ³⁹	52
Figure 7	Propriétés mécaniques de l'alliage A356 en fonction de la température (a) et du temps de vieillissement 154°C (b) ⁷	57
Figure 8	Schéma de caractérisation du changement de morphologie du silicium ⁸	58
Figure 9	Variation de la morphologie du silicium pour l'alliage 356 ⁶	59
Figure 10	Variation de la vitesse de grossissement de la phase de silicium en fonction de la température de mise en solution pour l'alliage 356 ⁴ . .	60
Figure 11	Courbes de refroidissement de l'alliage A356 trempés dans différents milieux ⁷	61
Figure 12	Effet de la température de l'eau de trempe sur les propriétés mécaniques de l'alliage A356 ⁷	62
Figure 13	Effet du délai avant la trempe sur les propriétés mécaniques de l'alliage A356 (520°C, 5 h → 155°C, 4 h) ⁷	63

Figure 14	Effet du temps de pré-vieillessement sur les propriétés mécaniques des alliages traités thermiquement⁷.	64
Figure 15	Effet de la température de vieillissement et du temps sur les propriétés mécaniques de l'alliage A356 (540°C, 9 h → eau 15°C)⁷.	65
Figure 16	Schéma de montage pour l'opération de dégazage.	69
Figure 17	Photographie de la fonderie.	70
Figure 18	Procédures utilisées pour la fabrication des échantillons.	71
Figure 19	Photographie du filtre.	73
Figure 20	Photographie du montage.	74
Figure 21	Schéma de pièces obtenues avec le moule Stahl.	75
Figure 22	Schéma du four.	77
Figure 23	Distribution de température dans le four pour un réglage de 480°C et 505°C au contrôleur.	78
Figure 24	Distribution de température dans le four pour un réglage de 520°C et 540°C au contrôleur.	79
Figure 25	Procédures utilisées pour les traitements de mise en solution.	80
Figure 26	Procédures utilisées pour les traitements de vieillissements.	83
Figure 27	Schéma de correction numérique de la courbe de traction.	85
Figure 28	Schéma de préparation d'une pastille de polissage.	88
Figure 29	Limite élastique en fonction du temps de mise en solution.	92
Figure 30	Limite ultime en fonction du temps de mise en solution.	93

Figure 31	Déformation en fonction du temps de mise en solution.	93
Figure 32	Limite élastique en fonction du temps de mise en solution (inclusions).	94
Figure 33	Limite ultime en fonction du temps de mise en solution (inclusions).	94
Figure 34	Déformation en fonction du temps de mise en solution (inclusions).	95
Figure 35	Limite élastique en fonction du temps de mise en solution (filtré). ..	97
Figure 36	Limite ultime en fonction du temps de mise en solution (filtré). ...	98
Figure 37	Déformation en fonction du temps de mise en solution (filtré).	98
Figure 38	Limite élastique en fonction du temps de mise en solution (filtré et contenant des inclusions).	99
Figure 39	Limite ultime en fonction du temps de mise en solution (filtré et contenant des inclusions).	100
Figure 40	Déformation en fonction du temps de mise en solution (filtré et contenant des inclusions).	100
Figure 41	Effet du pré-vieillissement (p. v.) sur les propriétés mécaniques de traction.	103
Figure 42	Limite élastique en fonction du temps de vieillissement.	105
Figure 43	Limite ultime en fonction du temps de vieillissement.	106
Figure 44	Déformation en fonction du temps de vieillissement.	106

Figure 45	Limite élastique en fonction du temps de vieillissement (inclusions).	107
Figure 46	Limite ultime en fonction du temps de vieillissement (inclusions). . .	108
Figure 47	Déformation en fonction du temps de vieillissement (inclusions). . . .	108
Figure 48	Limite ultime en fonction de la déformation pour la température de mise en solution de 480°C.	114
Figure 49	Limite ultime en fonction de la déformation pour la température de mise en solution de 505°C.	114
Figure 50	Limite ultime en fonction de la déformation pour la température de mise en solution de 515°C.	115
Figure 51	Limite ultime en fonction de la déformation pour la température de mise en solution de 540°C.	115
Figure 52	Indice de qualité pour les échantillons de mise en solution selon l'équation 5 ($k = 124$).	116
Figure 53	Limite ultime en fonction de la déformation pour la température de vieillissement de 155°C.	119
Figure 54	Limite ultime en fonction de la déformation pour la température de vieillissement de 180°C.	119
Figure 55	Limite ultime en fonction de la déformation pour la température de vieillissement de 200°C.	120
Figure 56	Limite ultime en fonction de la déformation pour la température de vieillissement de 220°C.	120

Figure 57	Indice de qualité des échantillons après le traitement de vieillissement selon l'équation 6 ($k = 108$).	121
Figure 58	Solidification de l'alliage d'aluminium 319.2 dans un creuset de graphite préchauffé à 700°C.	125
Figure 59	Calcul du facteur de forme.	126
Figure 60	Aire des plages de silicium en fonction du temps de mise en solution (four conventionnel).	127
Figure 61	Rondeur des plages de silicium en fonction du temps de mise en solution (four conventionnel).	128
Figure 62	Facteur de forme des plages de silicium en fonction du temps de mise en solution (four conventionnel).	128
Figure 63	Aire des plages de silicium en fonction du temps de mise en solution (four à air forcé).	130
Figure 64	Rondeur des plages de silicium en fonction du temps de mise en solution (four à air forcé).	130
Figure 65	Facteur de forme des plages de silicium en fonction du temps de mise en solution (four à air forcé).	131
Figure 66	Micrographie après coulée.	133
Figure 67	Micrographie après 2 heures de mise en solution à 480°C.	134
Figure 68	Micrographie après 2 heures de mise en solution à 505°C.	134
Figure 69	Micrographie après 2 heures de mise en solution à 515°C.	134
Figure 70	Micrographie après 2 heures de mise en solution à 540°C.	134

Figure 71	Micrographie après 2 heures de mise en solution à 480°C.	135
Figure 72	Micrographie après 2 heures de mise en solution à 505°C.	135
Figure 73	Micrographie après 2 heures de mise en solution à 515°C.	135
Figure 74	Micrographie après 2 heures de mise en solution à 540°C.	135
Figure 75	Micrographie après 8 heures de mise en solution à 480°C.	136
Figure 76	Micrographie après 8 heures de mise en solution à 505°C.	136
Figure 77	Micrographie après 8 heures de mise en solution à 515°C.	136
Figure 78	Micrographie après 8 heures de mise en solution à 540°C.	136
Figure 79	Micrographie après 8 heures de mise en solution à 480°C.	137
Figure 80	Micrographie après 8 heures de mise en solution à 505°C.	137
Figure 81	Micrographie après 8 heures de mise en solution à 515°C.	137
Figure 82	Micrographie après 8 heures de mise en solution à 540°C.	137
Figure 83	Micrographie après 24 heures de mise en solution à 480°C.	138
Figure 84	Micrographie après 24 heures de mise en solution à 505°C.	138
Figure 85	Micrographie après 24 heures de mise en solution à 515°C.	138
Figure 86	Micrographie après 24 heures de mise en solution à 540°C.	138
Figure 87	Micrographie après 24 heures de mise en solution à 480°C.	139
Figure 88	Micrographie après 24 heures de mise en solution à 505°C.	139
Figure 89	Micrographie après 24 heures de mise en solution à 515°C.	139
Figure 90	Micrographie après 24 heures de mise en solution à 540°C.	139
Figure 91	Micrographie après 24 heures de mise en solution à 540°C.	142
Figure 92	Micrographie après 24 heures de mise en solution à 540°C.	142

Figure 93	Micrographie après 2 heures de mise en solution à 540°C.	143
Figure 94	Micrographie après 8 heures de mise en solution à 540°C.	143
Figure 95	Micrographie après 8 heures de mise en solution à 540°C.	144
Figure 96	Carte 1.	144
Figure 97	Carte 1, Aluminium.	145
Figure 98	Carte 1, Silicium.	145
Figure 99	Carte 1, Cuivre.	146
Figure 100	Carte 2.	146
Figure 101	Carte 2, Aluminium.	147
Figure 102	Carte 2, Silicium.	147
Figure 103	Carte 2, Cuivre.	148
Figure 104	Comparaisons des propriétés mécaniques de traction des traitements de mise en solution à 515°C et 540°C.	149
Figure 105	Comparaisons des propriétés mécaniques de traction des traitements de mise en solution (procédure A, B et C).	150
Figure 106	Micrographie obtenue par la procédure A (540°C → 515°C → trempe à l'eau).	151
Figure 107	Micrographie obtenue par la procédure B (540°C → refroidissement à l'air).	151
Figure 108	Interpolation du temps de mise en solution à la température de 540°C pour la rondeur.	153

Figure 109 Interpolation du temps de mise en solution à la température de 540°C pour le facteur de forme.	153
Figure 110 Courbe de chauffage de l'échantillon.	154
Figure 111 Comparaison des propriétés mécaniques.	155
Figure 112 Fractographie après coulée.	160
Figure 113 Micrographie après coulée.	161
Figure 114 Fractographie après 8 heures de mise en solution à 515°C.	162
Figure 115 Micrographie après 8 heures de mise en solution à 515°C.	163
Figure 116 Micrographie après 2 heures de mise en solution à 515°C.	164
Figure 117 Fractographie après 8 heures de mise en solution à 540°C.	164
Figure 118 Fractographie après 2 heures de mise en solution à 540°C.	165
Figure 119 Analyse aux rayons X de la phase présente à la figure 118.	166
Figure 120 Micrographie après 24 heures de mise en solution à 540°C.	167
Figure 121 Fractographie après 24 heures de vieillissement à 155°C.	167
Figure 122 Micrographie après 24 heures de vieillissement à 155°C.	168
Figure 123 Fractographie après 24 heures de vieillissement à 220°C.	168
Figure 124 Micrographie après 24 heures de vieillissement à 220°C.	169

LISTE DES TABLEAUX

Tableau 1	Type d'inclusions retrouvées dans les alliages d'aluminium³¹.	36
Tableau 2	Propriétés mécaniques de l'alliage d'aluminium 319¹.	68
Tableau 3	Composition chimique de l'alliage.	68
Tableau 4	Analyse du taux d'hydrogène selon les différentes techniques.	72
Tableau 5	Traitement thermique de l'alliage d'aluminium 319.2.	76
Tableau 6	Temps de maintien des traitements de mise en solution.	81
Tableau 7	Temps de maintien des traitements de vieillissement.	83
Tableau 8	Procédure de polissage des échantillons.	87
Tableau 9	Nombre d'échantillons traités dans le four conventionnel (procédure 1).	91
Tableau 10	Nombre d'échantillons traités dans le four à air forcé (procédure 2).	96
Tableau 11	Nombre d'échantillons traités pour le traitement de vieillissement.	104
Tableau 12	Calcul de l'indice de qualité pour les échantillons de mise en solution.	112
Tableau 13	Calcul de l'indice de qualité pour les échantillons de vieillissement.	118

Tableau A1	Résultats des essais de traction pour les échantillons utilisés après coulée (sans filtration).	183
Tableau A2	Moyenne et écart-type des résultats des essais de traction pour les échantillons utilisés après coulée (sans filtration). . .	184
Tableau A3	Résultats des essais de traction pour la mise en solution à 465°C.	184
Tableau A4	Moyenne et écart-type des résultats des essais de traction pour le traitement de mise en solution à 465°C.	185
Tableau A5	Résultats des essais de traction pour la mise en solution à 490°C.	186
Tableau A6	Moyenne et écart-type des résultats des essais de traction pour le traitement de mise en solution à 490°C.	187
Tableau A7	Résultats des essais de traction pour la mise en solution à 505°C.	188
Tableau A8	Moyenne et écart-type des résultats des essais de traction pour le traitement de mise en solution à 505°C.	190
Tableau A9	Résultats des essais de traction pour la mise en solution à 525°C.	190
Tableau A10	Moyenne et écart-type des résultats des essais de traction pour le traitement de mise en solution à 525°C.	192
Tableau A11	Résultats des essais de traction pour la mise en solution à 465°C (inclusions).	192

Tableau A12	Moyenne et écart-type des résultats des essais de traction pour le traitement de mise en solution à 465°C (inclusions).	194
Tableau A13	Résultats des essais de traction pour la mise en solution à 490°C (inclusions).	195
Tableau A14	Moyenne et écart-type des résultats des essais de traction pour le traitement de mise en solution à 490°C (inclusions).	196
Tableau A15	Résultats des essais de traction pour la mise en solution à 505°C (inclusions).	196
Tableau A16	Moyenne et écart-type des résultats des essais de traction pour le traitement de mise en solution à 505°C (inclusions).	197
Tableau A17	Résultats des essais de traction pour la mise en solution à 525°C (inclusions).	198
Tableau A18	Moyenne et écart-type des résultats des essais de traction pour le traitement de mise en solution à 525°C (inclusions).	199
Tableau B1	Résultats des essais de traction pour les échantillons utilisés après coulée (filtration).	201
Tableau B2	Moyenne et écart-type des résultats des essais de traction pour les échantillons utilisés après coulée (filtration).	201

Tableau B3	Résultats des essais de traction pour la mise en solution à 480°C.	202
Tableau B4	Moyenne et écart-type des résultats des essais de traction pour le traitement de mise en solution à 480°C.	203
Tableau B5	Résultats des essais de traction pour la mise en solution à 505°C.	204
Tableau B6	Moyenne et écart-type des résultats des essais de traction pour le traitement de mise en solution à 505°C.	205
Tableau B7	Résultats des essais de traction pour la mise en solution à 515°C.	205
Tableau B8	Moyenne et écart-type des résultats des essais de traction pour le traitement de mise en solution à 515°C.	207
Tableau B9	Résultats des essais de traction pour la mise en solution à 540°C.	208
Tableau B10	Moyenne et écart-type des résultats des essais de traction pour le traitement de mise en solution à 540°C.	209
Tableau B11	Résultats des essais de traction pour la mise en solution à 480°C (inclusions).	210
Tableau B12	Moyenne et écart-type des résultats des essais de traction pour le traitement de mise en solution à 480°C (inclusions).	212

Tableau B13	Résultats des essais de traction pour la mise en solution à 505°C (inclusions).	213
Tableau B14	Moyenne et écart-type des résultats des essais de traction pour le traitement de mise en solution à 505°C (inclusions).	214
Tableau B15	Résultats des essais de traction pour la mise en solution à 515°C (inclusions).	214
Tableau B16	Moyenne et écart-type des résultats des essais de traction pour le traitement de mise en solution à 515°C (inclusions).	216
Tableau B17	Résultats des essais de traction pour la mise en solution à 540°C (inclusions).	216
Tableau B18	Moyenne et écart-type des résultats des essais de traction pour le traitement de mise en solution à 540°C (inclusions).	217
Tableau C1	Résultats des essais de traction pour le traitement de vieillissement à 155°C.	219
Tableau C2	Moyenne et écart-type des résultats des essais de traction pour le traitement de vieillissement à 155°C.	221
Tableau C3	Résultats des essais de traction pour le traitement de vieillissement à 180°C.	222

Tableau C4	Moyenne et écart-type des résultats des essais de traction pour le traitement de vieillissement à 180°C.	223
Tableau C5	Résultats des essais de traction pour le traitement de vieillissement à 200°C.	224
Tableau C6	Moyenne et écart-type des résultats des essais de traction pour le traitement de vieillissement à 200°C.	225
Tableau C7	Résultats des essais de traction pour le traitement de vieillissement à 220°C.	226
Tableau C8	Moyenne et écart-type des résultats des essais de traction pour le traitement de vieillissement à 220°C.	227
Tableau C9	Résultats des essais de traction pour le traitement de vieillissement à 155°C (inclusions).	228
Tableau C10	Résultats des essais de traction pour le traitement de vieillissement à 180°C (inclusions).	228
Tableau C11	Moyenne et écart-type des résultats des essais de traction pour le traitement de vieillissement à 180°C (inclusions). ...	229
Tableau C12	Résultats des essais de traction pour le traitement de vieillissement à 200°C (inclusions).	230
Tableau C13	Moyenne et écart-type des résultats des essais de traction pour le traitement de vieillissement à 200°C (inclusions). ...	231
Tableau C14	Résultats des essais de traction pour le traitement de vieillissement à 220°C (inclusions).	232

Tableau C15	Moyenne et écart-type des résultats des essais de traction pour le traitement de vieillissement à 220°C (inclusions). . . .	233
Tableau C16	Résultats, moyenne et écart-type des essais de traction pour le traitement de vieillissement à 155°C avec pré-vieillissement de 24 heures.	234

CHAPITRE 1

DÉFINITION DU PROBLÈME

1. INTRODUCTION

Les matériaux nécessaires à la conception dans le secteur de l'aérospatiale et de l'automobile se doivent de répondre à certaines caractéristiques qui dérivent des conditions extrêmes d'utilisation bien précises. Ces principales caractéristiques sont les suivantes:

- 1) une grande résistance mécanique, même aux températures élevées;**
- 2) une bonne tenue à la fissuration sous l'effet des chocs thermiques;**
- 3) une faible dilatation thermique;**
- 4) une grande résistance à l'usure;**
- 5) une faible masse volumique;**
- 6) une grande facilité d'usinage;**
- 7) un prix de revient le plus faible possible.**

La plupart de ces caractéristiques peuvent être généralement obtenues par les alliages Al-Si. Afin d'augmenter les propriétés mécaniques des alliages Al-Si certaines techniques peuvent être utilisées:

- 1) le traitement du métal liquide et modification de la structure;**

- 2) la vitesse de solidification;
- 3) le traitement thermique;
- 4) la composition chimique.

L'objet de cette étude sera l'alliage Al-Si-Cu-Mg (319). L'utilisation de l'alliage se retrouve dans la fabrication des têtes de cylindres de moteurs. Son utilisation est justifiée par sa facilité de mise en forme par moulage, une bonne usinabilité et de bonnes propriétés mécaniques à températures élevées¹.

Pour les alliages d'aluminium Al-Si-Mg, il existe une large documentation disponible, et les propriétés mécaniques résultant des divers traitements thermiques sont bien connues, ainsi que le développement de leur microstructure²⁻¹⁸. Dans le cas des alliages de fonderie Al-Si-Cu-Mg, la documentation est plus restreinte, et elle examine l'effet de la modification de la phase de silicium ou l'ajout de différents éléments dans l'alliage¹⁹⁻²². Plusieurs auteurs ont traité de cet alliage, mais les principaux buts de leurs études n'étaient pas d'analyser l'effet des différents traitements thermiques sur les propriétés mécaniques de traction de l'alliage.

Dans cet ouvrage nous tenterons de déterminer le traitement optimum pour cet alliage, en se limitant à l'étude du traitement thermique de mise en solution et de vieillissement artificiel, qui permettent d'améliorer les propriétés mécaniques de traction de l'alliage. Nous calculerons l'indice de qualité afin de nous donner un outil de comparaison entre les différentes températures, et le temps de maintien des différents traitements thermiques. Ensuite, nous analyserons la microstructure de

l'alliage à l'aide d'un analyseur d'image et d'un microscope optique. La zone de rupture sera examinée à l'aide d'un microscope électronique à balayage. La composition chimique de différentes phases sera analysée par une micro-sonde à rayons X.

2. THÉORIE DES ALLIAGES D'ALUMINIUM DE FONDERIE

2.1.1 ALLIAGES ALUMINIUM-SILICIUM

Dans le diagramme d'équilibre Al-Si, présenté à la figure 1, on peut remarquer une solubilité presque nulle à l'état solide de l'un des métaux dans l'autre; il y a constitution d'un alliage eutectique à la concentration de 11.7% de Si. Au-dessous de cette concentration, l'aluminium se solidifie en premier et l'eutectique Al-Si se forme aux joints de grains. Au-delà de cette concentration il y a formation de

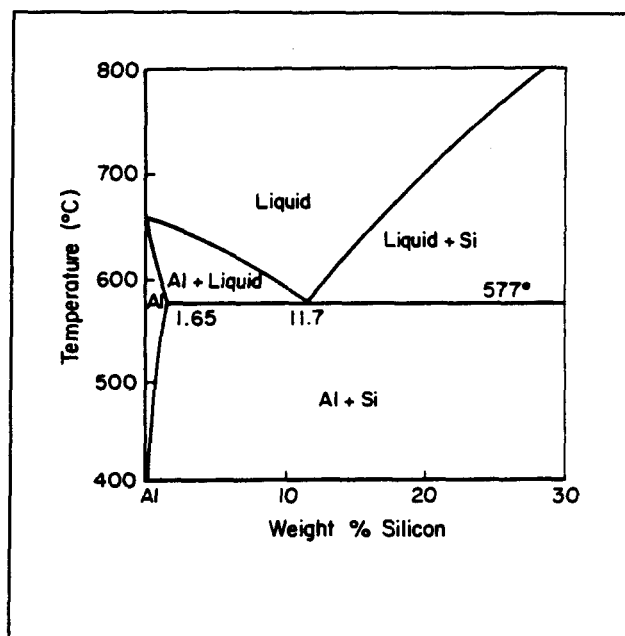


Figure 1 Diagramme de phases Al-Si²³.

silicium primaire et solidification finale de l'eutectique. Il n'a pas formation de phases intermétalliques.

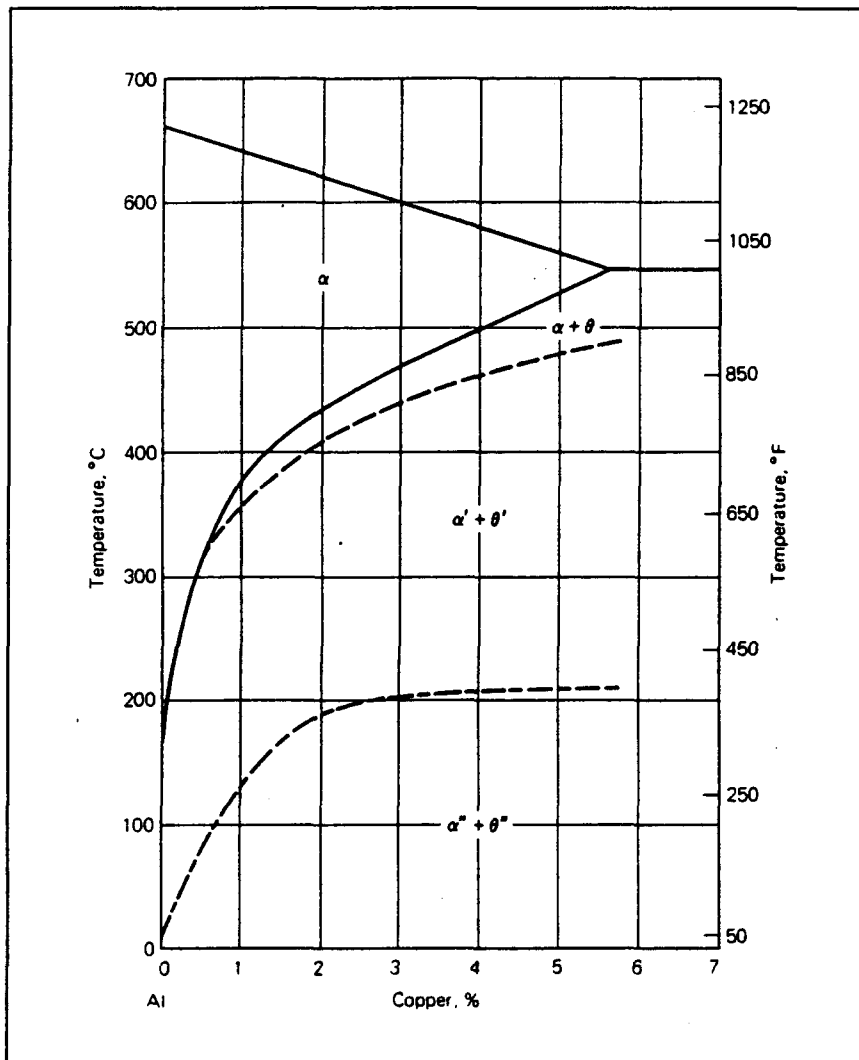


Figure 2 Diagramme de phases Al-Cu²⁴.

2.1.2 ALUMINIUM-CUIVRE

Le cuivre est l'un des éléments d'alliages les plus importants dans l'aluminium, notamment à cause de sa solubilité et de sa contribution au durcissement

du métal. Plusieurs alliages commerciaux contiennent du cuivre, soit comme élément majeur d'addition ou comme élément complémentaire dans les alliages ternaires ou quaternaires; il est souvent utilisé avec le magnésium et le silicium dans les alliages d'aluminium. Le diagramme d'équilibre Al-Cu est présenté à la figure 2. La partie riche en aluminium est caractérisée par un point eutectique Al-CuAl₂ dont les coordonnées sont: 548°C, 33,2% en masse de cuivre. Au point eutectique, le liquide est en équilibre avec une solution solide contenant 5,7% en masse de cuivre et le composé CuAl₂ (phase θ qui ne contient pas la composition correspondant à ce composé). La phase θ (CuAl₂) possède un domaine de composition compris entre 52,5 et 53,7% en masse de cuivre à la température de l'eutectique.

Les réactions de précipitation sont les suivantes:

solution sursaturée en cuivre \rightarrow plaquettes cohérentes "Guinier-Preston", zone parallèle à $\{011\}_{Al} \rightarrow$ plaquettes cohérentes θ'' parallèle à $\{001\}_{Al} \rightarrow$ plaquettes semi-cohérentes θ' parallèle à $\{001\}_{Al} \rightarrow$ précipité non cohérent θ ;

2.1.3 ALUMINIUM-CUIVRE-SILICIUM

Plusieurs alliages commerciaux de fonderie contiennent à la fois du cuivre et du silicium comme éléments principaux d'alliage. Les défauts et les criques dans les pièces coulées ou soudées à base d'alliages Al-Cu-Si sont fortement dépendants de la composition. Ce type de défaut apparaît en grand nombre près de la limite de solubilité, lorsque la quantité d'eutectique présente est minimale. Aucun composé ternaire (Al-Cu-Si) est formé; les phases en équilibres avec l'aluminium sont CuAl₂ et

Si. Un alliage de composition eutectique contient de 26 à 31% de Cu et de 5 à 6,5% de Si; il se solidifie entre 520 et 525°C. La solubilité du Si dans le CuAl_2 , ou du cuivre et l'aluminium ensemble, dans le silicium, est fort probablement faible.

2.1.4 ALUMINIUM-CUIVRE-MAGNÉSIUM-SILICIUM

Les alliages d'aluminium commerciaux contenant à la fois du Cu et du Mg comme éléments principaux d'alliage possèdent aussi suffisamment de silicium pour leur donner les caractéristiques d'alliages quaternaires. Les principales réactions de durcissement par précipitation sont cependant définies par le diagramme ternaire Al-Cu-Mg.

Les alliages d'importance commerciale contiennent du cuivre comme élément majeur d'addition et les réactions de phase qui se produisent sont celles entre une solution solide d'aluminium et les phases intermétalliques CuAl_2 et CuMgAl_2 . A 515°C une réaction eutectique ternaire se produit entre le liquide contenant 33,1% de Cu et 6,25% de Mg et de CuAl_2 et de CuMgAl_2 , et la solution solide d'aluminium contenant 4,28% de Cu et 1,35% de Mg. Un domaine quasi-binaire existe également avec un eutectique à 520°C; à ce point une phase liquide contenant 24,5% de Cu et 10,5% de Mg réagit pour former les phases solides CuMgAl_2 et une solution solide d'aluminium contenant 2,9% de Cu et 2,9% de Mg. Un durcissement par précipitation, à haut rapport Cu/Mg, est obtenu dans la séquence des zones GP (Guinier-Preston) par une phase cohérente (θ') \rightarrow CuAl_2 (θ). Le durcissement à plus faible rapport de Cu/Mg est obtenu dans la séquence des zones GP par une phase cohérente \rightarrow CuMgAl_2 .

L'addition de silicium dans ce système d'alliage fait apparaître trois réactions quaternaires invariables pour les compositions des alliages commerciaux²⁴:



Comme des constituants eutectiques ne sont pas à l'équilibre après solidification, ces réactions limitent le domaine de températures d'homogénéisation. Dans les alliages à haute résistance, ces réactions peuvent être à l'équilibre et définissent une limite supérieure pour la température de mise en solution solide de l'alliage. Des réactions de précipitation impliquant le Si, Mg_2Si ou la phase $\text{Al}_4\text{CuMg}_5\text{Si}_4$ peuvent se produire à certaines compositions, mais elles ne sont pas les principales responsables du durcissement dans les alliages où le cuivre est l'élément majeur d'addition.

2.2 INFLUENCE DES ÉLÉMENTS D'ALLIAGE (Si, Cu, Mg, Mn, Fe)

2.2.1 SILICIUM

L'influence du silicium dans les alliages d'aluminium dépend de ses configurations. Le silicium est en grande partie sous forme d'eutectique avec l'aluminium remplissant l'espace interdendritique. Ainsi, le silicium eutectique non modifié, bien qu'assez fin, n'est pas globulaire. Afin d'obtenir un silicium eutectique globulaire, on procède souvent à un traitement de modification (sodium ou strontium) pendant l'élaboration de l'alliage.

2.2.2 CUIVRE ET MAGNÉSIUM

Smart et Reynolds²⁵ ont étudié l'influence de différents éléments dans les alliages Al-Si contenant 10.5% Si coulés dans des coquilles d'acier en comparaison avec l'alliage 336. Les résultats obtenus montrent que le magnésium joue un rôle important en augmentant la dureté et la charge de rupture R_{ut} à chaud. L'influence du cuivre à froid est claire mais à chaud elle n'est pas nette.

2.2.3 MANGANÈSE ET FER

Les résultats donnés par Iglessis et al²⁶ montrent que le manganèse, en présence du magnésium, ne semble pas avoir une grande influence à chaud et la variation de la teneur en manganèse n'a pas non plus d'effet sensible. Le fer n'a pas d'influence sur les caractéristiques à 250°C jusqu'à la teneur 1.6%. Cependant on observe une baisse considérable de la résistance à la rupture en traction à froid, à partir de 1,4% de fer.

Pacz²⁷ et Scheuer²⁸ ont montré que l'addition de manganèse et de béryllium formant une phase quaternaire avec le fer, de morphologie granuleuse, joue un rôle en augmentant les caractéristiques de traction.

Dowling et Martin²⁹ ont étudié le comportement à la déformation des alliages Al-Si-Mg vieillis pour de faibles déformations plastiques. L'alliage sans manganèse se déforme plastiquement en donnant naissance à des fines bandes de glissement dont l'espacement décroît légèrement lorsqu'on augmente la déformation. La rupture de cet alliage a lieu pour une faible déformation intergranulaire, car les fortes concentrations

de contrainte en tête des bandes de glissement produisent des cavités sur les précipités intergranulaires. Ces cavités se propagent ensuite par coalescence à l'intérieur de la zone sous précipités. Les alliages avec du manganèse contiennent des particules incohérentes d'alpha $\text{Al}_{12}\text{Mn}_3\text{Si}$ de $0.1\ \mu\text{m}$ de diamètre, ainsi que la phase à durcissement structural. Ces alliages présentent aux faibles déformations des bandes de glissement d'espacement plus faible que dans le cas de l'alliage sans manganèse, mais cet espacement diminue lorsque la déformation augmente. La phase contenant du manganèse produit donc une dispersion latérale des bandes de glissement, produisant des concentrations de contraintes en tête des bandes de glissement notamment plus faibles. Ces concentrations sont encore diminuées par le fait que la taille des grains est plus petite dans ces alliages. On a estimé semi-quantitativement les contributions de ces deux phénomènes aux contraintes intergranulaires locales. On en a conclu que la rupture intergranulaire dans les alliages au manganèse est supprimée aux faibles déformations, car les concentrations de contraintes associées sont insuffisantes pour produire la distorsion sur les précipités intergranulaires.

3. TRAITEMENT DU MÉTAL LIQUIDE

3.1 RÔLES DES INCLUSIONS DANS LES ALLIAGES D'ALUMINIUM

Il est bien établi qu'une très grande variété d'inclusions est présente dans l'aluminium commercial. Ces inclusions causent de nombreux défauts de surface et affectent les propriétés mécaniques de traction³⁰. C'est la principale raison pour

laquelle l'industrie de l'aluminium intensifie les recherches en ce domaine. Au tableau 1, nous avons une énumération des différentes inclusions que nous retrouvons dans les alliages d'aluminium. La géométrie des inclusions est définie par la longueur, l , l'épaisseur, e , et le diamètre de la particule, d .

Une des principales sources d'inclusions dans les alliages sont les oxydes d'aluminium causés par le contact du métal liquide avec l'oxygène de l'air. Les oxydes se retrouvent sous la forme de films minces dans la matrice d'aluminium.

Tableau 1 Type d'inclusions retrouvées dans les alliages d'aluminium³¹.

Phases	Formes	Dimensions (μm)
Al_2O_3	Films ou groupes de films	$e = 0,1$ à 5 $d = 10$ à 1000
	Polygones	$d = 0,2$ à 30
MgO	Polygones	$d = 0,2$ à 1
	Films constitués de particules	$e = 1$ à 8 $d = 10$ à 1000
Al_2MgO_4	Particules de forme pyramidale tronquées	$d = 0,1$ à 5
	Films minces ou morceaux de particules	$d = 1$ à 6 $e = 10$ à 1000
FeO ou Fe_3O_4	Films ou groupe de films	$d = 0,1$ à 1 $e = 50$ à 1000
SiO_2	Morceaux	$d = 0,5$ à 5
Silicates de calcium (Ca, Si, O)	Morceaux ou particules sphériques	$d = 10$ à 100

Silicates de potassium (K, Si, O)	Morceaux ou particules sphériques	d = 10 à 1000
Briques réfractaires (Al, Si, O)	Morceaux ou particules	d = 10 à 300
Oxydes complexes (Na, K, Ca, Al, O)	Films minces	e ≈ 10 d = 50 à 500
CaSO ₄	Bâtonnets	l = 1 à 5
Al ₄ C ₃ et Al ₄ O ₄ C	Disques rectangulaires ou hexagonaux	d = 0,5 à 25 e < 1
Graphites	Particules allongées	d = 1 à 20
Carbone	Particules allongées	d = 10 à 50 e = 1 à 5
AlN	Films	d = 10 à 50 e = 0,1 à 3
Na ₃ AlFe	Sphères	d = 2 à 60
AlB ₁₂	Polygones ou morceaux irréguliers poreux	d = 1 à 20
AlB ₂	Disques rectangulaires ou hexagonaux	t < 1 d = 20 à 50
TiB ₂	Groupes d'hexagones ou disques rectangulaires	d = 1 à 50
VB ₂	Groupes d'hexagones ou disques rectangulaires	d = 1 à 20
ZrB ₂	Hexagones ou disques rectangulaires	d = 1 à 10
Al ₃ Ti	Bâtonnets	d = 1 à 30
Al ₃ Zr	Particules polyédriques, bâtonnets, groupe de bâtonnets	d = 1 à 150

Dans les alliages contenant du magnésium, nous retrouvons les oxydes Al₂MgO₄ et MgO. Le MgO se forme aussi avec le contact de l'air à la température de 700°C.

Le Al_2MgO_4 provient de la réaction entre les silicates, ou les matériaux réfractaires, et le métal liquide, selon la réaction suivante:



3.2 ENLÈVEMENT DES OXYDES ET INCLUSIONS

3.2.1 DESCRIPTION GÉNÉRALE

Pour accroître la productivité et la qualité des produits, l'industrie de l'aluminium s'est donnée comme but au cours de la dernière décennie, l'amélioration de la qualité du métal liquide et l'amélioration des conditions de sécurité³². Comme décrit à la section précédente, il existe plusieurs types d'inclusions qui nuisent à la qualité des alliages d'aluminium. En conséquence différentes méthodes de coût et d'efficacité diverses ont été mises au point, afin de permettre l'enlèvement des oxydes, des inclusions et des impuretés. Ces techniques sont les suivantes:

- 1) **Filtration:** les inclusions peuvent être enlevées en forçant le métal à passer à travers des filtres de céramique dont les pores sont plus petits que les inclusions que nous désirons retirer;
- 2) **Sédimentation:** les inclusions sédimentent au fond grâce au champ gravitationnel dû à la différence de densité entre les inclusions et le métal;
- 3) **Interception:** en positionnant correctement le collecteur nous pouvons intercepter les inclusions qui se dirigent selon les lignes de courants;
- 4) **Flottabilité:** en injectant des bulles de gaz inertes (argon, azote) dans le métal liquide, les inclusions sont captées pour être entraînées à la surface

et être interceptées en combinaison avec le mode d'interception;

- 5) **Forces électromagnétiques (FEM):** une inclusion n'a pas la même conductibilité électrique que le métal, elle peut donc être amenée à n'importe quel endroit par les FEM. C'est le dernier mécanisme à être utilisé, habituellement pendant le pompage du métal en créant un gradient de pression;
- 6) **Déposition turbulente:** cette technique se base sur la relation entre la probabilité d'une collision entre une inclusion et une surface placée dans le métal. La surface utilisée peut être lisse ou rugueuse, mais l'inclusion demeure plus facilement accrochée à la surface si elle est rugueuse;
- 7) **Agglomération:** les inclusions à l'intérieur du métal s'unissent ensemble lorsqu'elles se trouvent à un peu moins de la distance d'un diamètre de particule. Ce phénomène est plus efficace avec des inclusions de petites tailles et permet d'amplifier les autres procédures;

Nous allons donner ci-après la description des deux méthodes les plus importantes, la filtration et la flottation.

3.2.2 FILTRATION

Une méthode efficace pour enlever les impuretés du métal en fusion est d'utiliser des filtres de céramique poreux (FCP). Leurs pores interconnectés en réseau donnent une grande surface de contact, ce qui permet aux inclusions d'être captées par

le filtre.

Les impuretés non-métalliques que l'on retrouve dans le métal sont communes dans les fonderies. Celles-ci affectent l'apparence, la qualité et les propriétés mécaniques des pièces brutes. Dans les fonderies modernes de petite et de grande taille, les normes de qualité élevées sont atteintes seulement en utilisant la filtration. L'utilisation de réfractaires et de filtres céramiques pour produire des pièces de fonderie filtrées signifient une production de meilleure qualité ainsi que des propriétés mécaniques plus élevées. Afin de réussir une filtration adéquate, les filtres doivent répondre à certaines conditions essentielles³³:

- 1) enlever des particules non-métalliques;
- 2) ne pas réduire la vitesse de coulée à un point où le métal solidifie à l'intérieur du filtre;
- 3) résister aux manipulations normales dans une fonderie et aux chocs thermiques produits par le métal chaud pour ne pas ajouter des fragments dans la pièce moulée;
- 4) utiliser à un coût réaliste en terme d'amélioration de la qualité des pièces, comparées au prix des réparations par soudage.

Une vitesse de coulée rapide nous assure un bon remplissage du moule, mais du même coup diminue l'efficacité de la filtration.

Les céramiques servants pour la filtration sont une nouvelle classe de filtres à pores ouverts (Al_2O_3 , ZrO_3). Elles offrent la légèreté de structure, choix dans la grosseur de pores, de volume et de surface. Elles peuvent être fabriquées dans une très

grande variété de grandeurs et de formes. Ces céramiques permettent de réaliser des filtres qui ont un degré de complexité élevé afin qu'ils s'ajustent aux équipements actuels.

Tous les pores sont entourés par un réseau à 3 dimensions d'éléments solides, déterminant les directions et la résistance du flux de métal à travers le filtre. Quand les inclusions non métalliques viennent en contact avec les réseaux de pores, elles se fixent aux parois pour être enlevées du métal³⁴.

La taille des pores des filtres de céramiques est mesurée par le nombre moyen de pores que nous retrouvons sur une distance d'un pouce (ppi). Il faut remarquer que ceci peut être trompeur puisque les "ppi" réfèrent à un filtre mesuré à la température de la pièce. Une fois chauffée, ces filtres subissent une dilatation thermique.

La plupart des pores ont une forme sphérique. Il est à prendre note que tous les pores n'ont pas la même taille et chaque filtre de céramique a une distribution de pores différente.

La grande proportion de porosités, soit 90 pour cent, et le rapport élevé entre la surface et le volume signifie que la surface de contact avec le métal est élevée³⁵. La structure des pores force le métal à prendre un chemin très tortueux ce qui améliore l'efficacité de la capture des inclusions par le FCP. En passant à travers des canaux de sections différentes, il se produit des accélérations et décélérations du métal (effets d'inertie) qui permettent de séparer les inclusions du métal.

Enfin l'utilisation d'un filtre de céramique poreux (FCP) dans le système de coulée permet aussi un remplissage du moule de façon non turbulente.

Les bénéfices du filtrage des alliages non-ferreux sont:

- 1) la réduction du nombre de pièces à rejeter;**
- 2) l'amélioration de l'apparence de la pièce;**
- 3) l'amélioration des propriétés mécaniques;**
- 4) la facilité d'usinage;**

3.2.3 FLOTTATION

Le problème à résoudre dans le raffinement de l'aluminium est l'élimination des oxydes et impuretés mais aussi l'élimination de l'hydrogène. En effet l'hydrogène présent dans l'alliage liquide tend à créer des porosités dans le métal solidifié, ce qui diminuent les qualités mécaniques du métal.

Il existe plusieurs sources d'hydrogène durant la fonte et la préparation de l'aluminium: l'humidité atmosphérique, les affineurs de grains, les outils, le recyclage et la combustion des gaz. La principale source d'hydrogène est l'humidité atmosphérique. La quantité d'hydrogène captée est contrôlée par trois facteurs: la quantité d'aluminium exposée à l'air, la température de l'aluminium, la quantité d'humidité contenue dans les pores du creuset.

L'agent le plus efficace pour nettoyer l'aluminium liquide est le chlore. Cependant ce procédé produit un environnement de travail dangereux. A travers les années plusieurs alternatives au chlore ont été développées, mais aucune n'était en mesure de compétitionner avec l'efficacité du chlore pour enlever l'hydrogène, l'oxyde, les inclusions et les métaux alcalins. Quelques agents de dégazage sont bons pour

l'hydrogène, mais sont dans l'impossibilité d'enlever toutes les impuretés.

Les premiers procédés d'enlèvement des contaminants utilisent aussi des bulles de gaz qui réagissent chimiquement avec les impuretés. Les deux mécanismes utilisés pour l'enlèvement de l'hydrogène, de l'oxyde, des inclusions et des impuretés par dégazage sont la diffusion de l'hydrogène du métal aux bulles de gaz et de l'adhérence des inclusions et des particules aux bulles de gaz qui sont ensuite amenées à la surface du bain.

La figure 3 présente la solubilité de l'hydrogène en fonction de la température du métal. Les trois facteurs qui influencent la diffusion de l'hydrogène dans les bulles de gaz sont: la différence de pression partielle, la surface de contact et le temps de contact entre le gaz et le métal.

Pour être efficaces, les bulles introduites dans le métal, doivent avoir un taux d'hydrogène bas et posséder peu d'humidité, car les atomes d'hydrogène contenus dans le métal liquide diffusent dans une région où ils ne sont pas présents. L'hydrogène contenu dans l'aluminium est sous la forme atomique H^+ . Pour le retirer du métal liquide, il est requis que les atomes d'hydrogène se combinent sous la forme de molécules H_2 . L'hydrogène diffuse dans ces bulles et puisque la phase gazeuse est toujours présente la réaction suivante peut se produire:



Cette réaction peut procéder facilement dans la bulle de gaz et l'hydrogène est expulsé du métal liquide quand les bulles touchent la surface. L'efficacité du système

dépend du nombre et de la taille des bulles.

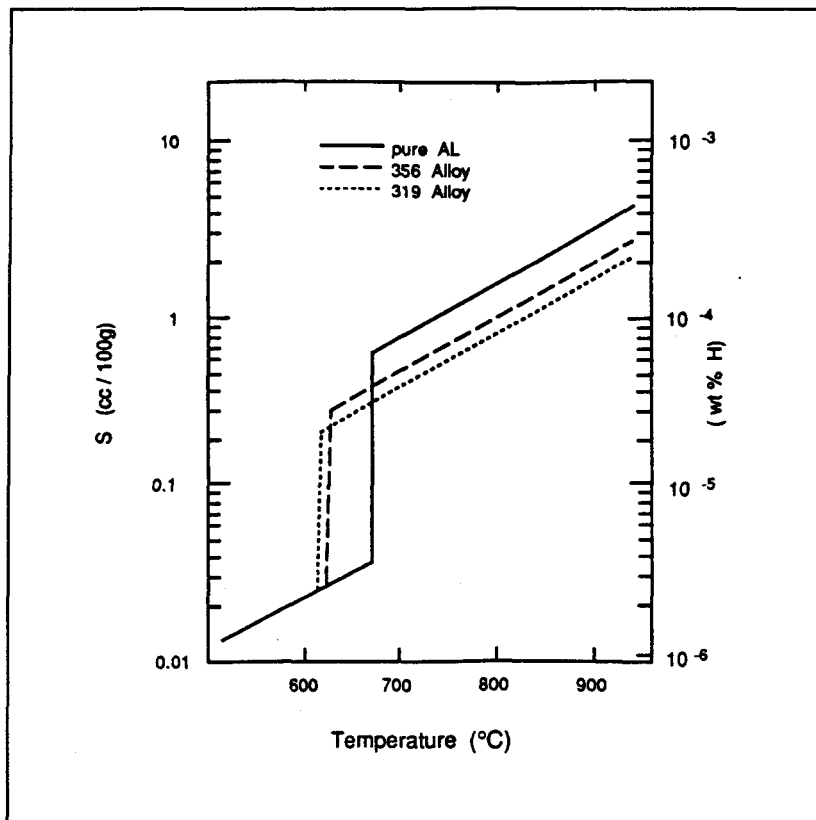


Figure 3 Solubilité de l'hydrogène dans l'aluminium²³.

La pression partielle d'hydrogène dans le métal décroît avec l'augmentation du temps de dégazage, ce qui produit une diminution de la vitesse d'enlèvement de l'hydrogène (figure 4).

La surface des bulles représente la surface de contact servant à la diffusion de l'hydrogène dans le gaz inerte, une grande surface de contact améliore la technique et accroît sa vitesse.

Il existe deux techniques employées pour obtenir une grande surface de contact: l'augmentation de la quantité de gaz et une diminution de la taille des bulles.

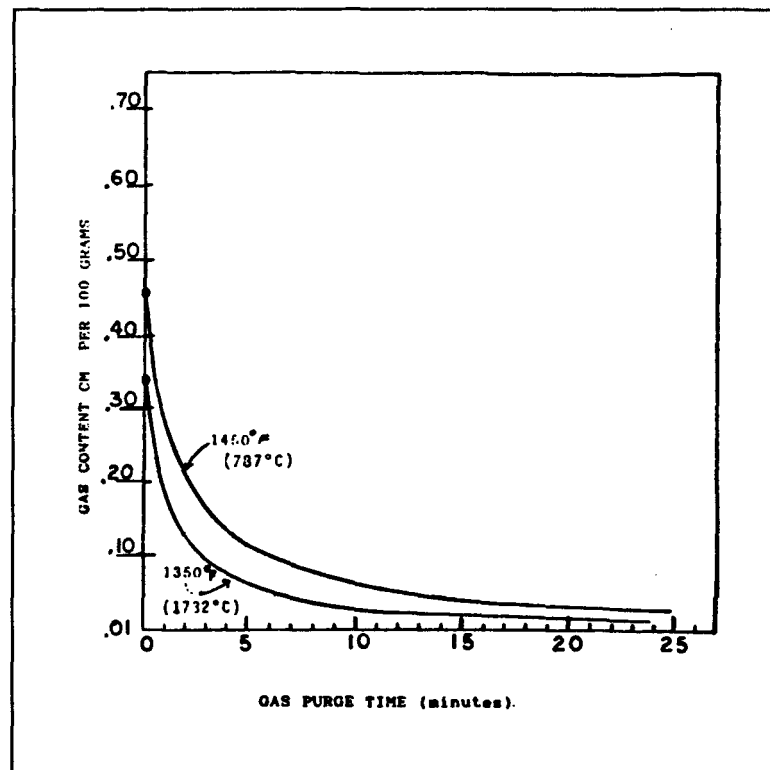


Figure 4 Effet de la température et du temps sur la vitesse de dégazage²³.

L'augmentation de la quantité de gaz introduite dans le métal est obtenue en prolongeant le temps de dégazage ou en utilisant un débit de gaz plus élevé. Le désavantage de l'augmentation du débit de gaz est la possibilité de provoquer une chute de la température du métal plus grande que prévue et les risques de projection de l'oxyde à l'extérieur de la fournaise par la sortie violente des gaz sont plus élevés.

La deuxième solution est de réduire la taille des bulles de gaz, soit en diminuant la tension de surface ou en utilisant un agitateur rotatif qui produira des bulles plus petites.

L'utilisation d'un agitateur rotatif pour dégazer les alliages d'aluminium a été de plus en plus utilisée ces dernières années. Le but premier de l'utilisation de cette

technologie est l'amélioration de la technique de dégazage, l'aspect scientifique et pratique tel qu'élaboré dans plusieurs publications³⁶⁻³⁷.

A part la différence de pression partielle entre l'hydrogène et les bulles de gaz, la diffusion est dépendante du temps de contact. Ceci signifie que la petite taille des bulles a deux fonctions. En produisant une bulle plus petite celle-ci monte plus lentement à la surface, ce qui augmente le temps de contact avec le métal.

Le temps de contact est aussi dépendant de la géométrie de la fournaise. Une fournaise plus profonde et une faible surface de métal exposé à l'air permet un temps de contact plus long. Les particules suspendues dans le métal s'accrochent aux bulles de gaz pour se retrouver à la surface. Il existe trois facteurs qui influencent ce phénomène: la taille, le chemin emprunté et la composition chimique de la surface des bulles.

Les deux premiers facteurs sont contrôlés et régis par les explications précédentes. Pour ce qui est du dernier, ce phénomène dépend de l'agent utilisé pour le dégazage. Un agent dont la surface est plus mouillante augmente la capacité des bulles de gaz à retirer l'oxyde et les inclusions.

Les trois alternatives les plus populaires sont:

- 1) les gaz inertes comme l'argon et l'azote, quand ils sont utilisés en conjonction avec un équipement convenable, peuvent dégazer efficacement, mais ont de la difficulté à enlever les métaux alcalins et les impuretés solides³⁸;
- 2) les dégazeurs solides, comme le hexachloroéthane, dégazent et enlèvent les

impuretés mais ne répondent pas aux critères de qualités de certains utilisateurs. Ces dégazeurs tendent aussi à produire des fumées toxiques;

- 3) le fréon a été utilisé comme dégazeur et comme agent nettoyant de l'aluminium. Le fréon est un agent efficace pour le dégazage de l'aluminium, mais a dû être éliminé en raison de son rôle dans la dégradation de la couche d'ozone.

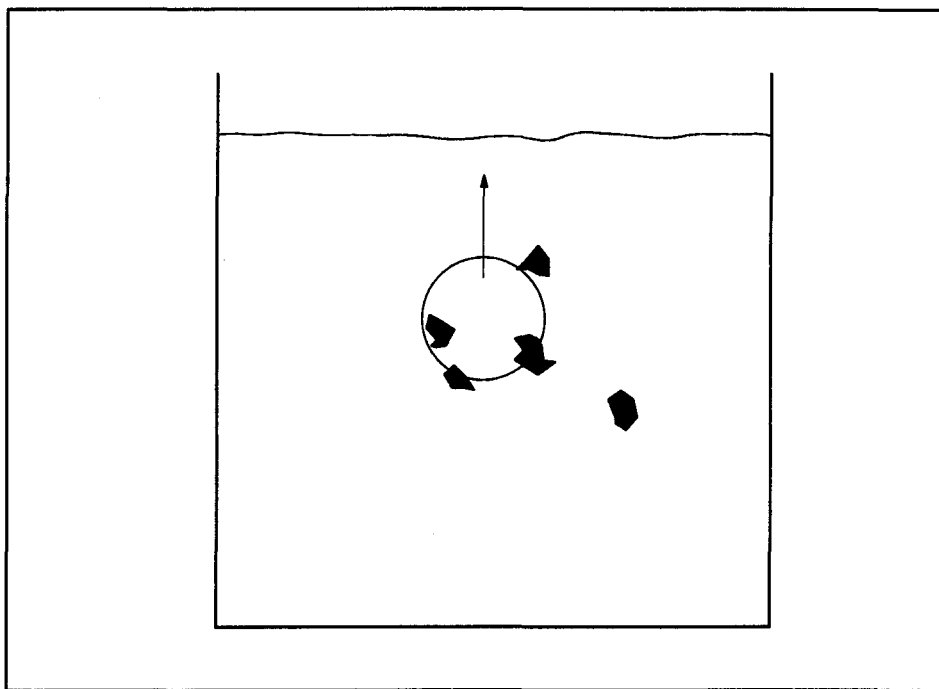


Figure 5 L'enlèvement de l'oxyde et des inclusions non-métalliques par flottaison.

4. TRAITEMENTS THERMIQUES

Les traitements thermiques sont des techniques utilisées pour l'amélioration des propriétés mécaniques d'un alliage sans affecter sa composition chimique. Certains éléments (Mg, Cu, Ni, etc) forment des précipités de dureté différente qui augmentent

la résistance mécanique de l'alliage. Les traitements thermiques peuvent également avoir comme effet d'améliorer: le comportement à la fatigue et au fluage, les caractéristiques de traction, la susceptibilité à la corrosion, la stabilité dimensionnelle, l'usinabilité etc. Du point de vue de l'utilisation, il y a deux buts majeurs lors de l'exécution d'un traitement thermique:

- 1) le durcissement, obtention des caractéristiques mécaniques finales par durcissement structural: traitement complexe comportant la mise en solution et la maturation ou le vieillissement;
- 2) l'adoucissement, rétablissement de la malléabilité, de l'aptitude à la déformation plastique: les recuits.

4.1 PRINCIPES DE DURCISSEMENT PAR PRÉCIPITATION

Le principe de durcissement spontané à la température ordinaire d'un alliage aluminium cuivre a été découvert en 1906 par Alfred Wilm. Le durcissement par une phase secondaire a été découvert par Marcia et al en 1919³⁹. Pour que le processus décrit atteigne le but visé, il se doit de répondre à trois critères bien définis soit:

- 1) le diagramme d'équilibre binaire entre l'aluminium et un des éléments d'addition, comporte une solubilité à l'état solide qui augmente avec la température;
- 2) la possibilité de précipitation fine et homogène, à partir de la solution solide saturée après la trempe;

- 3) l'existence d'une forme transitoire des précipitations présentant une cohérence, par épitaxie: relation d'orientation cristalline par rapport à la matrice d'aluminium environnante.

Le processus comprend trois stades: la mise en solution, le refroidissement et le durcissement structural.

La mise en solution, 400-600°C suivant les alliages, a pour but essentiel la dissolution dans l'aluminium solide du ou des éléments d'alliage qui peuvent se trouver sous forme de phases précipitées résultant des traitements antérieurs ou de la solidification.

Le refroidissement, lorsqu'il est assez lent pour que l'équilibre ait le temps de s'établir à chaque température, produit la précipitation suivant la courbe de solidification et on retrouve alors un métal recuit. Lorsque le refroidissement est rapide la précipitation n'a pas en générale le temps de se produire et l'on obtient, à la température ambiante, la solution solide homogène qui est stable à la température de mise en solution, et qui devient sursaturée, donc instable; c'est l'état de trempe fraîche ou hypertrempe.

Le durcissement structural est obtenu lorsque l'état métastable d'hypertrempe tend à revenir à l'équilibre par rejet sous la forme de précipités de l'élément d'alliage en saturation. Si le phénomène est obtenu à la température ambiante, c'est la maturation naturelle. Si cette évolution est trop lente, on peut l'accélérer par des maintiens à des températures plus élevées. Ce sont des traitements de durcissement,

qui en général conduisent à un durcissement plus important. Les caractéristiques optimales sont obtenues au début de la précipitation.

4.2 LES MÉCANISMES DE PRÉCIPITATION

4.2.1 LA GERMINATION

Il existe quatre températures particulières pour tous les alliages susceptibles de présenter un phénomène de précipitation: la température d'équilibre, la température de germination des précipités dans les sites les plus favorables comme les joints de grains, les températures de germinations dans d'autres sites privilégiés comme les noeuds de dislocations et la température de germination dans un cristal parfait. Ces températures décroissent dans l'ordre d'énumération. Il s'ensuit que la température de précipitation permet de déterminer dans quels sites la germination s'effectue de préférence. La germination est en réalité un phénomène beaucoup plus complexe.

L'énergie interfaciale dépend de l'orientation du germe de précipité par rapport à la matrice. Lorsque l'interface entre deux cristaux est cohérente, ou bien les deux réseaux cristallins se raccordent parfaitement ou bien une déformation élastique des deux réseaux rattrapent les défauts de raccordement quand ils ne sont pas trop importants. Comme la structure du précipité est différente de celle de la matrice, le volume et la forme de ce précipité peuvent être différents de ceux de la phase initiale. La variation de volume ou de forme crée des contraintes dans la matrice et dans le germe. Dans l'équation qui permet de calculer le rayon critique du germe, il faut donc

ajouter à l'énergie interfaciale, l'énergie associée à ces contraintes. Les imperfections de la matrice peuvent servir de sites préférentiels de germination. Dans ce cas, la germination nécessite une sursaturation plus faible que celle nécessaire à une germination véritablement homogène. En effet, lorsque la formation d'un germe de précipité réduit l'énergie d'une imperfection, cette réduction d'énergie vient en diminution de l'énergie interfaciale, dans l'équation de la germination.

4.2.2 CROISSANCE DES PRÉCIPITÉS

Lorsque la germination du précipité est achevée, la vitesse de croissance dépend de la vitesse à laquelle la composition peut changer. La croissance nécessite le remplacement de quelques atomes de solvant par des atomes de soluté et la réorganisation du réseau cristallin. C'est la diffusion du soluté qui gouverne la vitesse de croissance. Le flux de diffusion, f_D , dépend du coefficient de diffusion D et du gradient de concentration, $f_D = D \, dc/dx$. On représente à la figure 6 la variation de D avec la température.

Le gradient de concentration dépend de la géométrie de la particule et de la différence entre la composition initiale de la matrice et la composition au niveau de l'interface qui sépare la matrice de la particule de précipité. Cette composition est voisine de la composition d'équilibre.

La vitesse de croissance globale de la phase précipitée dépend aussi du nombre de particules qui grossissent. Ce nombre augmente avec l'écart à la température d'équilibre.

Le flux de diffusion varie avec le temps pour plusieurs raisons. Au moment de la germination d'une particule, le gradient de concentration est très grand. Ce gradient diminue pendant la croissance alors que les atomes de soluté proviennent d'un volume de la matrice de plus en plus important. La vitesse de précipitation diminue encore plus lorsque les différentes particules de précipité ont grossi et commencent à se disputer les atomes solutés.

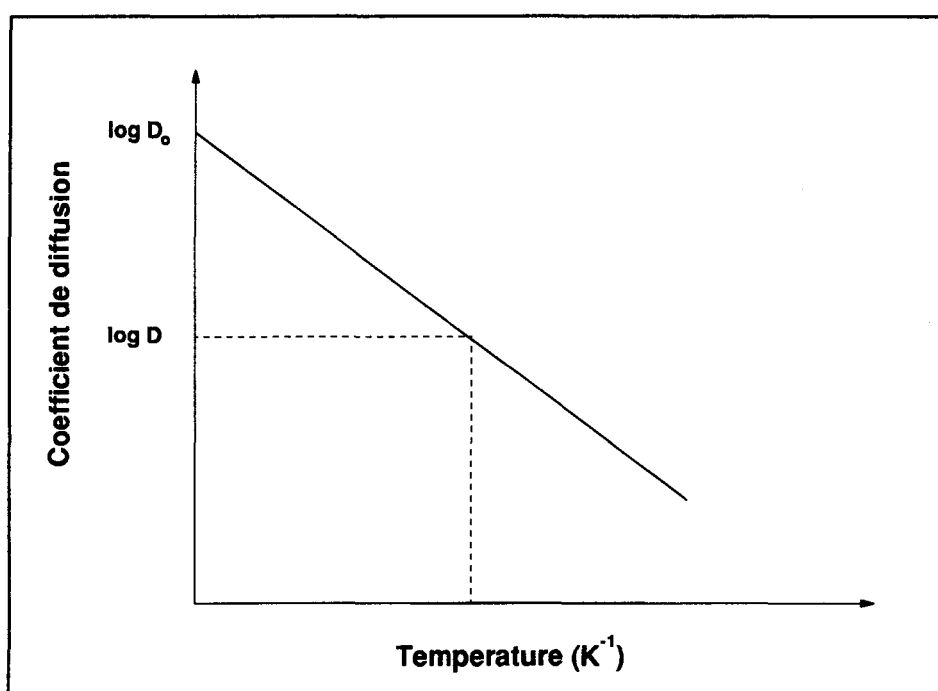


Figure 6 Variation de coefficient de diffusion avec la température³⁹.

L'évolution de la germination dans le temps est également une cause de modification de la vitesse. Des essais d'application des données quantitatives de la diffusion aux phénomènes de précipitation ont conduit à des résultats anormaux et on en conclut que la diffusion le long des dislocations doit jouer un rôle très important dans ce phénomène.

En pratique, il faut reconnaître que les résultats techniques intéressants de la précipitation sont presque toujours obtenus lorsqu'un grand nombre de particules de précipités ou de zones de pré-précipitation sont formées. Pour atteindre ce but, il faut donc tremper rapidement l'alliage, pour sauter l'intervalle de température où une précipitation grossière prendrait rapidement naissance. Le refroidissement rapide de l'alliage provoqué par la trempe nous permettra de nous trouver dans la région de précipitation lente et fine.

4.2.3 COALESCENCE

La coalescence des plaquettes θ' a été étudiée dans les alliages à différentes concentrations en cuivre (3 à 5% en masse) par Merle et Fouquet⁴⁰ et à l'aide de divers procédés de vieillissement (trempe interrompue, vieillissement avant ou après réversion suivi d'une déformation plastique). L'épaisseur moyenne des précipités croît indépendamment des conditions initiales de traitement, alors que le diamètre moyen des plaquettes peut présenter des évolutions diverses (décroissance, croissance ou stabilisation) selon les procédés de vieillissement utilisés. La comparaison entre les différents résultats expérimentaux permet de mettre en évidence deux mécanismes de coalescence:

- 1) une évolution de forme quand le rapport d'aspect des précipités est élevé;
- 2) une évolution de taille quand le rapport d'aspect est faible, due à l'effet de taille qui est considéré dans les théories classiques de la coalescence.

Cependant, les lois de croissance observées pour les dimensions moyennes des

précipités sont différentes de celles prédites par ces théories⁴⁰.

4.3 INFLUENCE DE LA PRÉCIPITATION SUR LES PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES

Dans un alliage aluminium-cuivre⁴¹ trempé depuis 500°C et revenu à température plus basse (180-200°C), la précipitation comporte quatre étapes différentes. Au cours de la première étape, il se forme des zones Guinier-Preston, GP[1] où la concentration en cuivre est la plus forte dans certains plans (001) de la matrice d'aluminium. Les zones sont très petites (épaisseur de 50 atomes environ), et il faut faire appel à de très fines techniques de rayons X pour les observer. Au cours de la seconde étape, de nouvelles zones appelées θ'' ou GP[2] apparaissent. Elles diffèrent des précédentes et leur structure semble ordonnée. La troisième étape correspond à la formation de la phase θ' avec la composition CuAl_2 et en semi-cohérence avec la matrice. L'étape finale consiste en la formation de CuAl_2 massif (phase d'équilibre θ), qui n'est plus en cohérence avec la matrice. Il semble que les formations de chacun des trois derniers précipités soient indépendantes de celle des précipités antérieurs. Il semble par exemple, que θ' soit le premier précipité à apparaître dans un alliage à 2% de cuivre revenu à 220°C. De même, le premier précipité est GP[2] dans un alliage à 4.5% de cuivre revenu à 110°C. On pense également que θ germe directement ou provient de la transformation de θ' . L'apparition successive des différentes phases a une cause cinétique, elle n'est pas due à la germination de chacune des phases à partir de la phase précédente.

La précipitation modifie radicalement les propriétés mécaniques. La dureté est la mesure la plus simple des propriétés mécaniques. On remarque que la dureté augmente en deux étapes jusqu'à un maximum pour ensuite diminuer. La dureté maximum est atteinte lorsque la quantité de GP[2] est à son niveau maximum. La dureté diminue quand θ' remplace GP[2] (forte teneur en cuivre associée à une température de revenu élevée). La formation de phase θ diminue aussi la dureté.

On peut expliquer l'augmentation de la dureté et les modifications correspondantes des propriétés mécaniques. Un précipité a des constantes d'élasticité différentes de celles de la matrice. Cette différence entraîne l'apparition d'un champ de contraintes lorsqu'une dislocation s'approche du précipité, ce qui peut avoir plusieurs conséquences. Premièrement, le déplacement d'une dislocation est plus difficile dans un cristal qui contient beaucoup de précipités. Les contraintes nécessaires pour déformer un tel cristal sont donc beaucoup plus grandes que pour une solution solide homogène.

La limite d'élasticité augmente alors que le taux de consolidation reste inchangé. Deuxièmement, lorsque les précipités offrent une trop grande résistance au passage des dislocations, celles-ci passent entre les particules, autour desquelles, elles laissent des boucles. Chaque fois qu'une dislocation issue d'une source traverse le cristal, une boucle supplémentaire reste accrochée à chaque obstacle.

4.4 TRAITEMENT THERMIQUE DES ALLIAGES ALUMINIUM-SILICIUM-MAGNÉSIUM

Les alliages Al-Si-Mg peuvent subir deux traitements thermiques:

- 1) un simple revenu (T5);
- 2) un traitement thermique de mise en solution suivit d'une trempe et d'un revenu (T6).

4.4.1 TRAITEMENT THERMIQUE SIMPLE (T5)

Le comportement du matériau, lors du revenu, varie d'une famille d'alliages à une autre et est influencé par les variations de température. A chaque température, au dessus d'un certain seuil, il existe un maximum de la limite élastique et de la contrainte de rupture qui est atteinte d'autant plus vite que la température de revenu est élevée, et ce maximum est d'autant plus élevé que la température est plus basse. L'allongement à la rupture, par contre diminue lorsque la température du revenu augmente, et ceci d'autant plus rapidement que la température est élevée. Ce n'est que pour des durées relativement longues, et en fonction de la température que l'allongement augmente à nouveau, mais il intervient alors un adoucissement important de l'alliage (figure 7).

Pour un alliage Al-Si-Mg, le résultat de ce traitement est dépendant de la vitesse de solidification de l'alliage après la coulée. Avec une solidification rapide (petit moule permanent) une certaine quantité de Mg est retenue en solution solide et précipite durant le vieillissement en Mg_2Si . Ce traitement est aussi utilisé pour obtenir la

stabilité dimensionnelle des échantillons utilisés à température élevée.

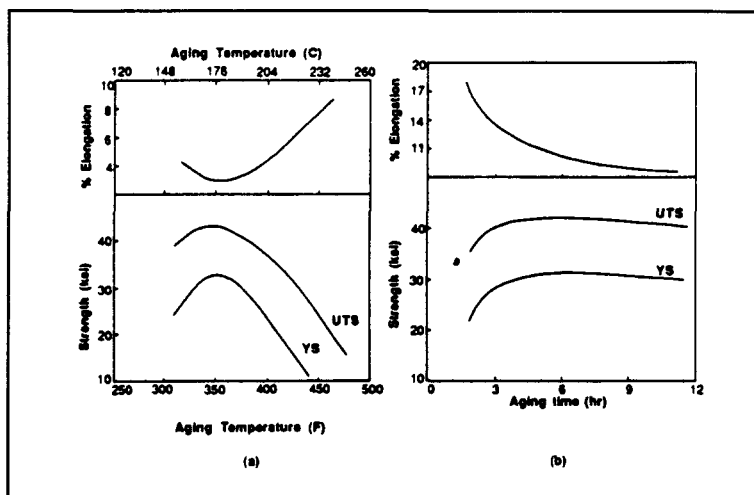


Figure 7 Propriétés mécaniques de l'alliage A356 en fonction de la température (a) et du temps de vieillissement 154°C (b)⁷.

4.4.2 TRAITEMENT THERMIQUE T6

Le but principal est d'homogénéiser l'alliage et d'obtenir une morphologie du précipité qui entraîne des caractéristiques mécaniques plus élevées sans détruire d'autres propriétés. L'alliage est saturé en magnésium en solution solide à une température voisine de 500°C. L'alliage est trempé pour obtenir la saturation et vieillit vers 200°C pour obtenir les précipités complexes de type Mg_2Si . Le traitement de mise en solution favorise la sphéroïdisation du silicium, la dissolution des phases inter-métalliques et l'homogénéisation de l'échantillon.

4.4.2.1 MISE EN SOLUTION

Les principaux buts de ce traitement sont la dissolution du Mg_2Si , l'homogénéisation et le changement de morphologie du silicium eutectique. La température dépend surtout de la composition de l'alliage. Quand la température de mise en solution est inférieure à la température optimale, la mise en solution est incomplète et les caractéristiques mécaniques finales sont inférieures aux normes. Il sera nécessaire de limiter au maximum la température de la mise en solution si la présence de ségrégations est à craindre. Au dessus d'un maximum, il y a surchauffe, risque de brûlures, fusion locale principalement aux joints des grains, décohésions fragilisantes et éventuellement criques lors de la trempe, parfois formation de cloques et oxydation.

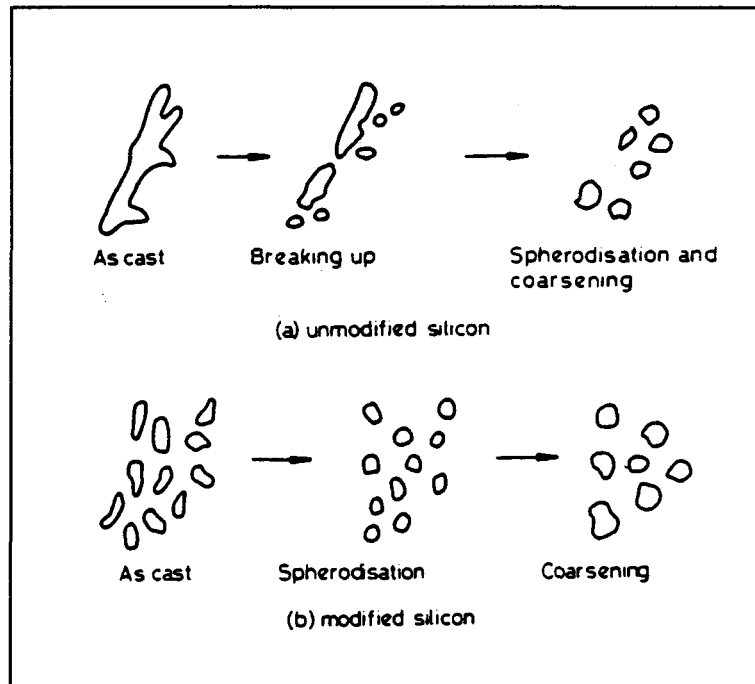


Figure 8 Schéma de caractérisation du changement de morphologie du silicium⁸.

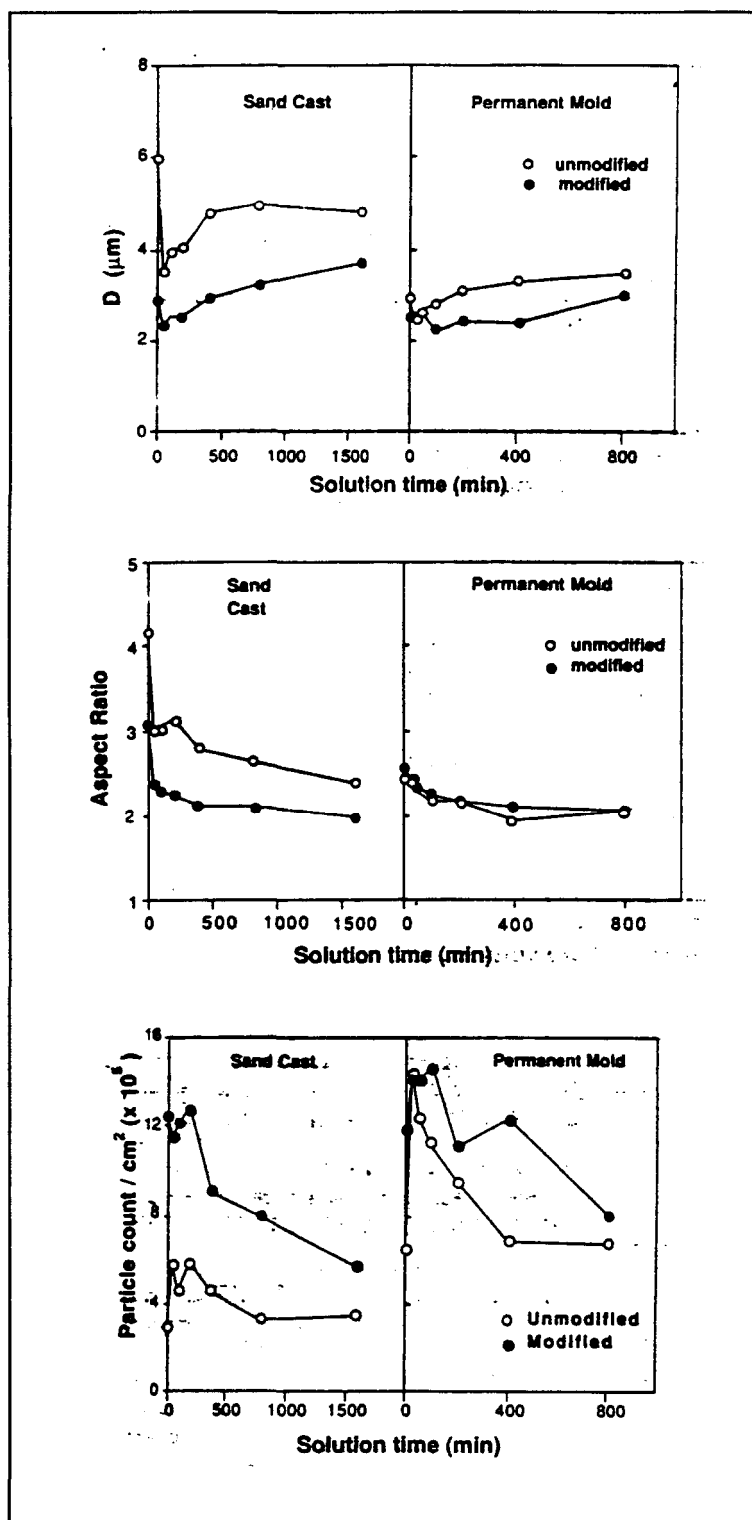


Figure 9 Variation de la morphologie du silicium pour l'alliage 356⁶.

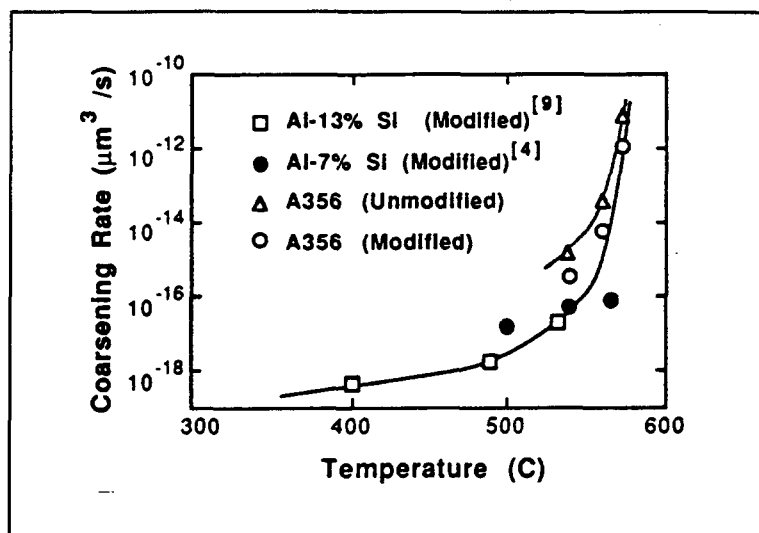


Figure 10 Variation de la vitesse de grossissement de la phase de silicium en fonction de la température de mise en solution pour l'alliage 356⁴.

La morphologie du silicium eutectique joue un rôle vital dans la détermination des propriétés mécaniques. La taille des particules, leur forme et l'espace entre elles sont toutes des caractéristiques de la morphologie du silicium. Sous des conditions normales de refroidissement, les particules de silicium sont présentes sous la forme de fines aiguilles. Ces aiguilles agissent comme des concentrateurs de contraintes et diminuent les propriétés mécaniques. Avec une faible quantité de sodium ou de strontium, nous pouvons modifier la morphologie du silicium. Mais en maintenant l'échantillon à température élevée (500°C) durant une longue période de temps nous pouvons aussi changer cette morphologie (figure 8). Initialement les particules se brisent en petits fragments et sont graduellement sphéroïdisées. En prolongeant le traitement de mise en solution nous avons un grossissement des particules. Aux figures 9 et 10 nous avons certaines caractéristiques de la morphologie du silicium pour

l'alliage 356.

4.4.2.2 TREMPE

C'est le traitement consécutif à la mise en solution qui assure par un refroidissement approprié le maintien à la température ambiante en état de sursaturation de la solution solide établie à chaud et qui devient l'état de trempe fraîche. Si le refroidissement est très lent, il y a précipitation grossière et non homogène des phases qui ne pourraient plus participer au durcissement structural. Il existe pour chaque alliage une vitesse critique de trempe, vitesse de refroidissement minimale qui conduit la solution stable à chaud à la même solution sursaturée métastable à la température ambiante.

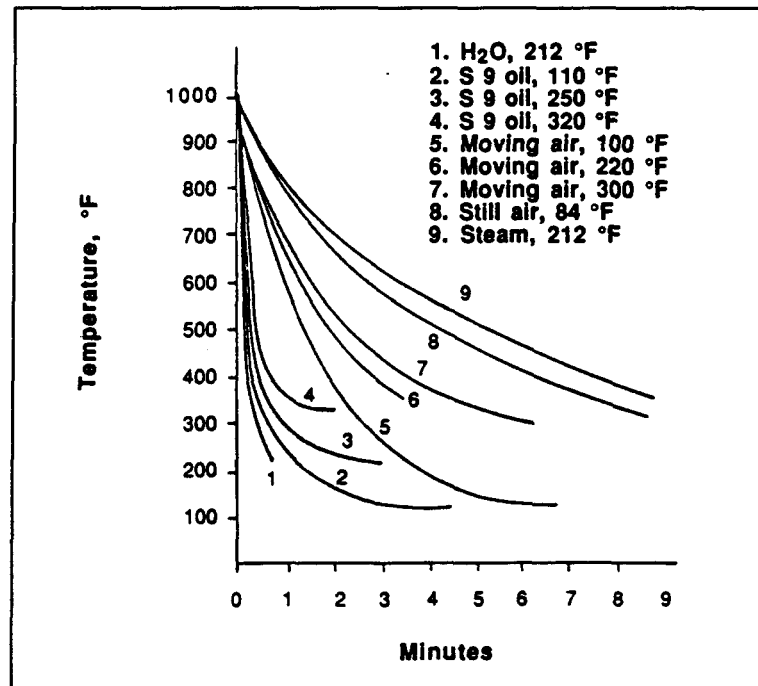


Figure 11 Courbes de refroidissement de l'alliage A356 trempés dans différents milieux⁷.

Dans les alliages contenant du magnésium, la trempe permet de supprimer la formation de la phase Mg_2Si durant le refroidissement et retient le maximum de ces éléments en solution solide sursaturée à basse température. Cependant la vitesse de trempe ne peut être augmentée indéfiniment sans créer des distorsions et des contraintes résiduelles dans l'échantillon. A la figure 11 nous avons la représentation des vitesses de refroidissement pour des trempes réalisées dans des milieux différents.

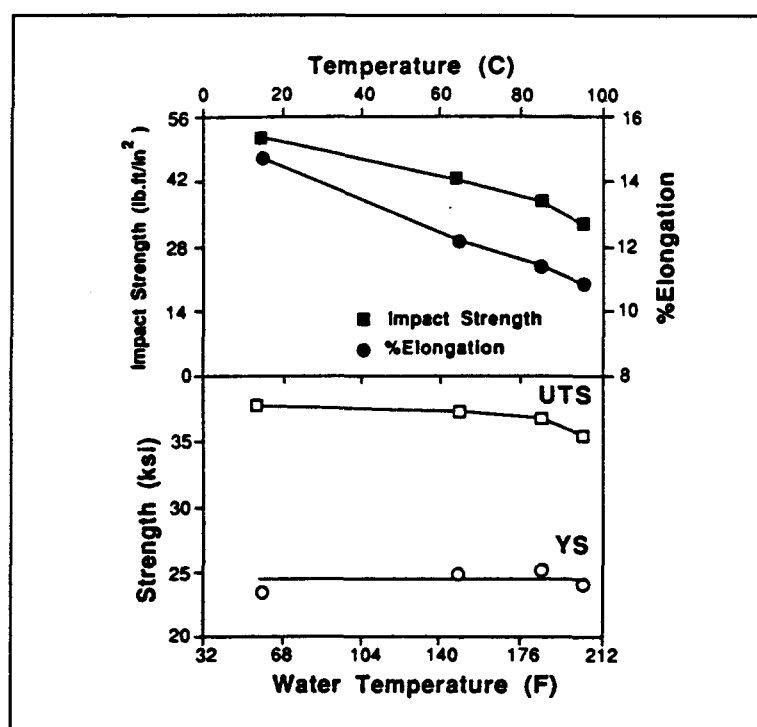


Figure 12 Effet de la température de l'eau de trempe sur les propriétés mécaniques de l'alliage A356⁷.

L'effet des conditions de trempe sur les propriétés mécaniques de l'alliage 356 est tracé aux figures 12 et 13. Nous remarquons que la résistance à l'impact, la déformation et la limite ultime varient inversement avec la température de l'eau et le délai avant la trempe. Dans le cas de la limite élastique, celle-ci n'est pas influencée

par la température de l'eau. Une forte elongation et une plus grande résistance à l'impact sont obtenues avec une trempe rapide (eau froide).

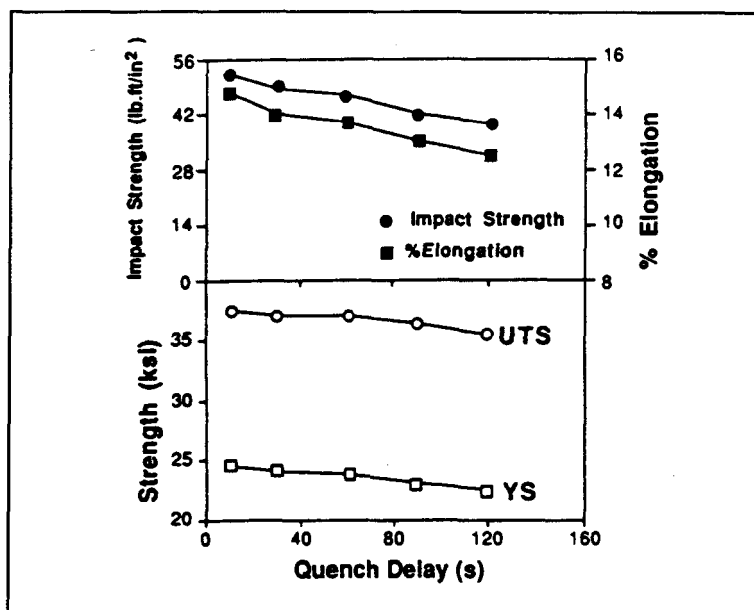


Figure 13 Effet du délai avant la trempe sur les propriétés mécaniques de l'alliage A356 (520°C, 5 h → 155°C, 4 h)⁷.

4.4.2.3 PRÉ-VIEILLISSEMENT

Le maintien des échantillons à une température inférieure à celle du vieillissement artificiel durant une période de temps est appelé pré-vieillissement. Cette température peut être égale, inférieure ou supérieure à la température de la pièce. Dans la plupart des cas, les échantillons sont gardés à la température de la pièce pour une période variant de 4 à 48 heures. Selon Apelian et al⁷, le pré-vieillissement conduit à une diminution de la limite élastique et limite ultime et une augmentation du pourcentage de la déformation (figure 14). La composition chimique de l'alliage a une

certain influence sur le processus de pré-vieillissement; il est plus prononcé pour les alliages contenant une concentration élevée de Mg. L'effet du pré-vieillissement est considérablement réduit quand les éléments In, Sn, Cd ou Cu sont présents dans l'alliage⁷.

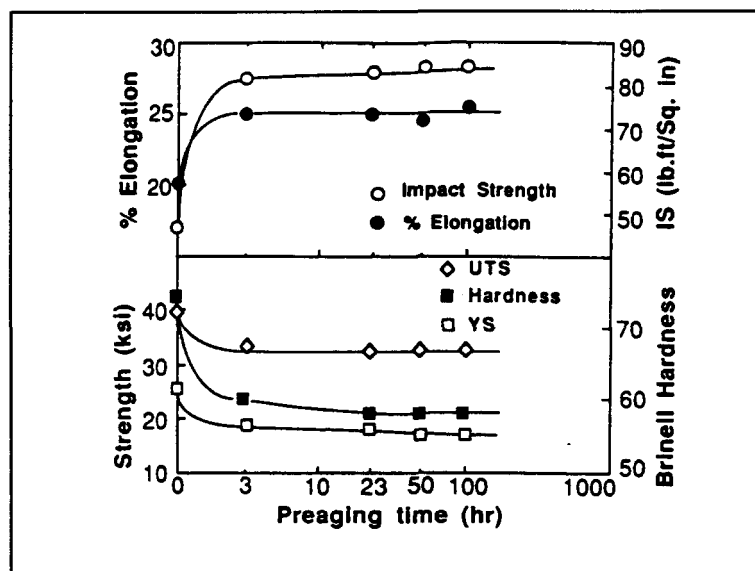


Figure 14 Effet du temps de pré-vieillissement sur les propriétés mécaniques des alliages traités thermiquement⁷.

4.4.2.4 VIEILLISSEMENT

Le traitement de vieillissement après la trempe à pour but de faire précipiter le Mg_2Si afin de durcir l'alliage. Comme pour le traitement T5 nous avons une augmentation de la limite élastique et de la limite ultime et une diminution du pourcentage de déformation. Mais puisque nous avons réalisé d'abord une solution solide sursaturée, nous pouvons obtenir des propriétés mécaniques de 20 à 25% supérieures à celles des alliages qui ont subi un traitement thermique simple (T5)³⁹.

A la figure 15, nous avons la représentation de l'effet du traitement de vieillissement sur les propriétés mécaniques de l'alliage A356. Une température élevée permet d'accélérer le processus de durcissement jusqu'à un maximum. Par la suite nous remarquons un adoucissement des propriétés mécaniques.

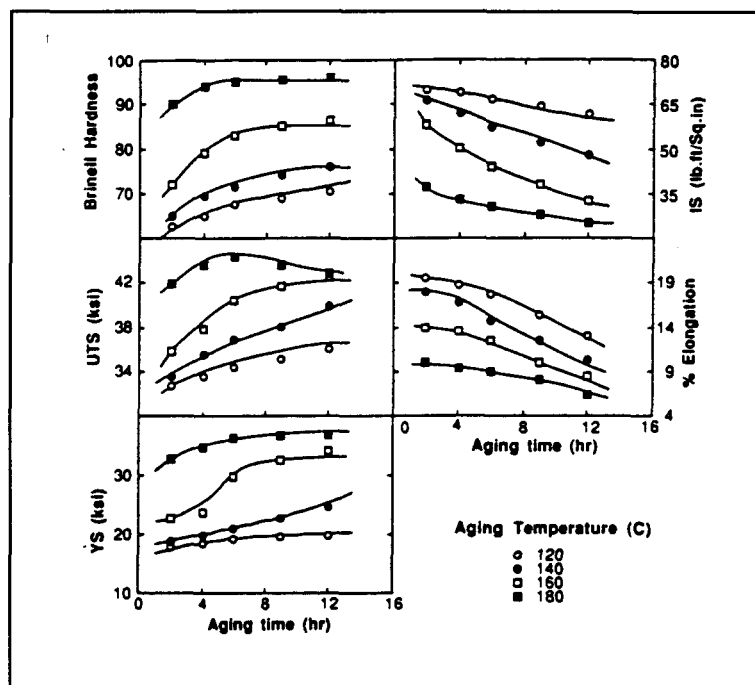


Figure 15 Effet de la température de vieillissement et du temps sur les propriétés mécaniques de l'alliage A356 (540°C, 9 h → eau 15°C)⁷.

CHAPITRE 2

PROCÉDURE EXPÉRIMENTALE

1. PRÉPARATION DES ÉCHANTILLONS

1.1 MATÉRIAUX

L'alliage d'aluminium 319.2 utilisé dans ce travail est de type industriel. Il est fabriqué par Alcan International Limited, Guelph Foundry Works, Guelph, Ontario Canada, en lingots de 12,5 kg. On retrouve cet alliage principalement dans la fabrication des têtes de cylindres dans les moteurs à essence, les boîtiers de machine à écrire et dans d'autres applications où l'on demande une bonne coulabilité et soudabilité¹. Il possède une bonne résistance à la pression et une résistance mécanique modérée. Au tableau 2, nous avons ses propriétés mécaniques selon les divers modes de fabrication et les traitements thermiques réalisés.

Dans cette étude, nous avons utilisé deux lots d'alliage de composition chimique légèrement différentes. La composition chimique des lots est donnée au tableau 3.

1.2 FONTE ET MOULAGE

Le métal est fondu dans un creuset en carbure de silicium d'une capacité de 28 kg est chauffé par une fournaise électrique. Le métal est amené à la température de $735 \pm 5^\circ\text{C}$. Par la suite, on exécute la procédure de dégazage à cette température et

Tableau 2 Propriétés mécaniques de l'alliage d'aluminium 319¹.

Conditions	R _e ^a (MPa)	R _{ut} ^a (MPa)	Élonga- tion ^{a&b} (%)	Dureté ^c (HB)	Cisaille- ment (MPa)	Fatigue ^d (MPa)	R _e ^a de compr. (MPa)
Moule en Sable							
Après Moulage	125	185	2.0	70	150	70	130
T6	165	250	2.0	80	200	75	170
Moule permanent							
Après Moulage	130	235	2.5	85	162	70	130
T6	185	280	3.0	95	185	n.d.	n.d

^a La résistance et l'allongement sont inchangés ou améliorés à basse température;

^b 50mm ou 2pouces;

^c 500 kg de charge et une bille de 10mm;

^d 5 x 10⁸ cycles; test de type R.R Moore.

Tableau 3 Composition chimique de l'alliage.

Éléments	Si	Cu	Fe	Mn	Mg	Ni	Zn	Ti
Composition Théorique (Poids %)¹	5,5 à 6,5	3,0 à 4,0	1,0 Max	0,50 Max	0,10 Max	0,35 Max	1,0 Max	0,25 Max
Composition du lot 1 (Poids %)	5,81	3,25	0,47	0,08	0,01	0,015	0,07	0,07
Composition du lot 2 (Poids %)	6,23	3,77	0,46	0,14	0,06	0,008	0,08	0,13

nous utilisons un agitateur rotatif en graphite qui nous donne une dispersion plus fine des bulles de gaz. Cette technique est plus efficace et diminue le temps de dégazage

comme décrit dans la section précédente. Dans notre cas nous utilisons de l'argon comme gaz inerte. A la figure 16 nous avons un schéma du montage de dégazage. A la figure 17, nous avons une photographie de l'environnement de travail à la fonderie. Sur cette photographie nous remarquons le montage de dégazage au-dessus de la fournaise. A gauche de la photo, nous avons l'appareil servant à mesurer le taux d'hydrogène dans les alliages d'aluminium.

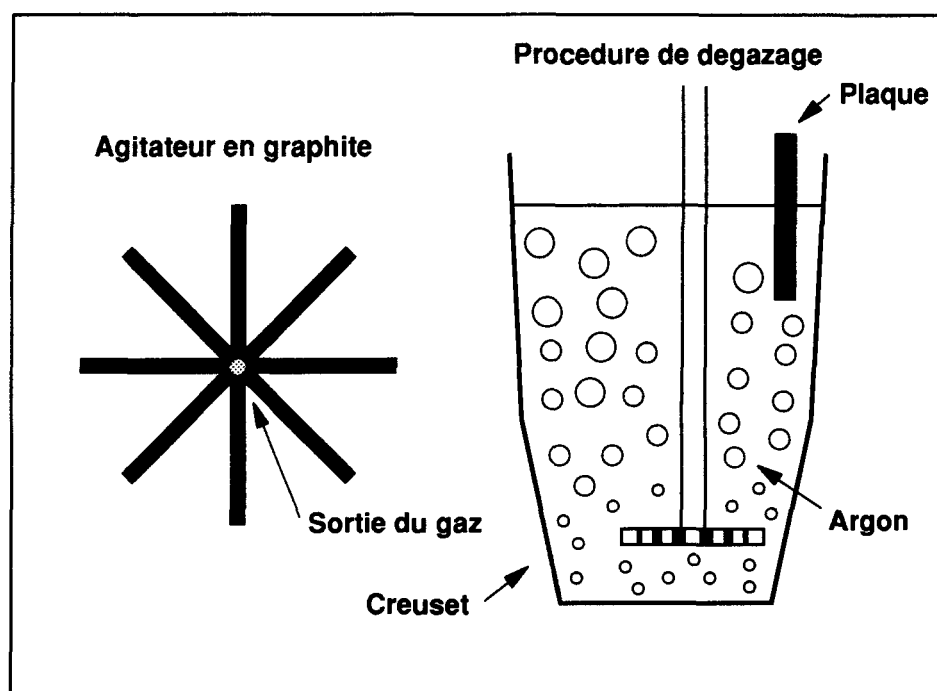


Figure 16 Schéma de montage pour l'opération de dégazage.

Pour chacun des lots nous avons utilisé une procédure de dégazage différente. Dans le cas du lot 1, nous procédons à la vitesse de rotation de 55 ± 5 rpm durant 45 minutes et le métal est maintenu à la température de $735 \pm 5^\circ\text{C}$. Avec le lot 2, nous avons augmenté la vitesse de rotation à 155 ± 5 rpm durant 30 minutes. Avec une vitesse de rotation plus élevée, nous augmentons le nombre de bulles de gaz et

diminuons leur taille. Donc le traitement de dégazage et de nettoyage de l'alliage est plus efficace. Mais en augmentant la vitesse de rotation, on crée un vortex qui entraîne l'oxyde de la surface dans le métal liquide. Ceci annule les effets de nettoyage et peut provoquer dans les échantillons moulés des films d'oxyde qui abaisseront les propriétés mécaniques de l'échantillon. Alors pour résoudre ce problème, nous fixons sur le bord du creuset une plaque de céramique de 4 cm de largeur et qui pénètre à une profondeur de 6 cm dans le métal liquide. Elle empêche la formation du vortex et nous permet de réaliser l'opération de dégazage à la vitesse désirée sans problème.

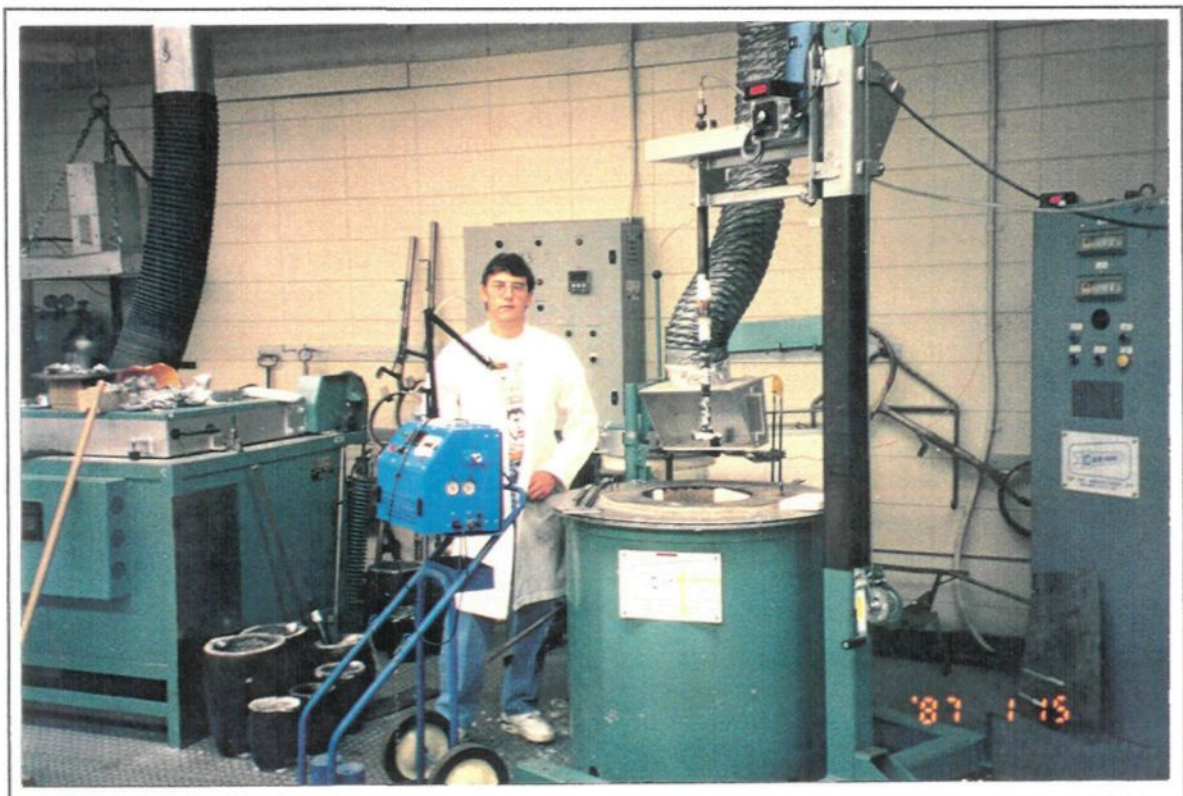


Figure 17 Photographie de la fonderie.

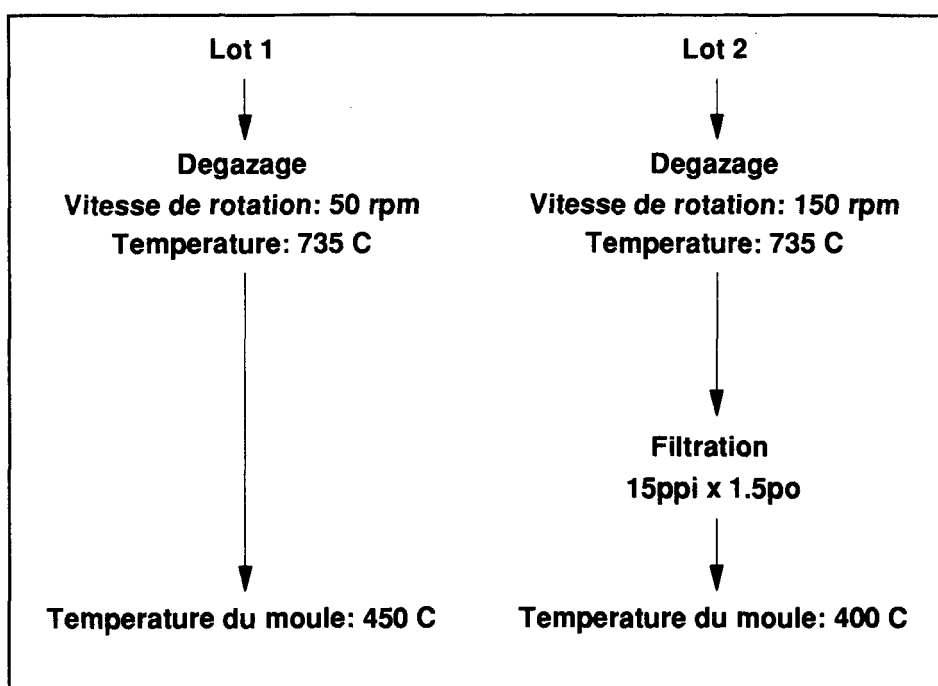


Figure 18 Procédures utilisées pour la fabrication des échantillons.

Nous avons mesuré le taux d'hydrogène dans certain creuset après la procédure de dégazage. Dans notre laboratoire nous pouvons mesurer le taux d'hydrogène avec la méthode de recirculation de gaz. L'appareil que nous utilisons est le Alscan[™], il nous permet d'obtenir immédiatement le taux d'hydrogène. Mais avec cet appareil, il faut avoir le facteur de correction correspondant à cet alliage. Le facteur de correction que nous avons utilisé est celui fourni par le fabricant, soit 0,69. Afin d'avoir une comparaison entre les méthodes de mesure du taux d'hydrogène, nous avons pris des échantillons de l'alliage qui ont été coulés dans un moule en cuivre (Ransley). Ce moule permet une solidification suffisamment rapide pour retenir l'hydrogène atomique dans le solide sans la formation de porosités. Ensuite ces échantillons ont été envoyés au Centre de recherche et développement Arvida (CRDA) d'Alcan pour fin

d'analyse par la méthode de sub-fusion (Leco sub-fusion). Nous n'avons pas mesuré les taux d'hydrogène pour tous les creusets. Puisque la fonte du métal a été réalisée durant la même période de temps et que l'atmosphère est la plus importante source d'humidité, les taux d'hydrogène dans les creusets devraient être sensiblement les mêmes. Les résultats sont donnés au tableau 4.

Tableau 4 **Analyse du taux d'hydrogène selon les différentes techniques.**

Mode	Avant le dégazage (ml/100 g de Al)	Après le dégazage (ml/100 g de Al)		
		Début	Milieu	Fin
Alscan Tm	0.213	0.12	n.d.	n.d.
Leco (Sub-fusion)	n.d.	0.08	0.11	0.08

Par la suite, nous avons coulé le métal selon les deux procédures suivantes dans un moule Stahl (figure 20). Dans le cas du lot 1, nous gardons le métal à la température de $735\pm 5^{\circ}\text{C}$ et il est moulé dans un moule Stahl qui est à la température de $450\pm 5^{\circ}\text{C}$. Une analyse chimique est prise au début de la coulée, lorsque le creuset est à moitié de sa charge et à la fin de la procédure de coulée. Pour ce qui est du lot 2, nous suivons sensiblement la même procédure soit le métal gardé à la température de $735\pm 5^{\circ}\text{C}$ et moulé dans un moule Stahl qui est, cette fois-ci, à la température de $400\pm 5^{\circ}\text{C}$. Nous filtrons le métal avec un filtre en alumine (figure 19 et 20). Une analyse chimique est aussi prise au début de la coulée, lorsque le creuset est à moitié de sa

charge et à la fin de la procédure de coulée.

Nous avons appliqué un revêtement de graphite sur la surface du moule où l'échantillon doit avoir un diamètre de 12,5 mm, afin d'obtenir à cette endroit un refroidissement plus rapide. Les autres parties du moule sont recouvertes de vermiculite. Ce revêtement est plus isolant et permet un refroidissement plus lent (figure 21).

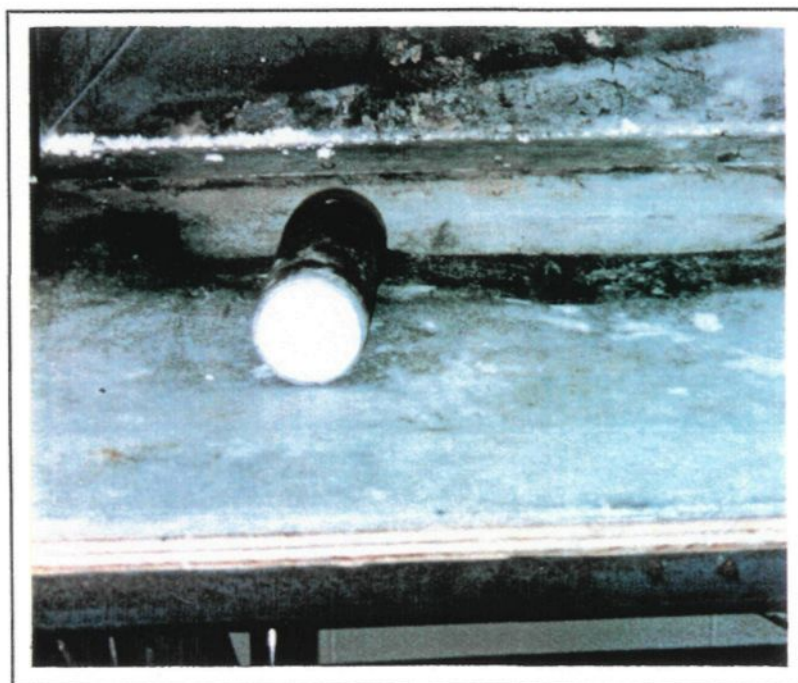


Figure 19 Photographie du filtre.

Les filtres utilisés sont conçus spécialement pour les alliages de métaux non-ferreux et sont excellents pour la filtration à basse température des alliages d'aluminium. Les filtres sont constitués à 92 % de Al_2O_3 et sont de fabrication poreuses à 15 ppi et d'épaisseur de 1,5 po. Chaque filtre arrive en plaque de 12 x 12 po. Afin d'obtenir la dimension requise pour notre montage, ils sont taillés en cylindre de 2 po

de diamètre. Par la suite, ils sont nettoyés au jet d'air pour en retirer les résidus de la coupe et s'assurer de leur propreté. Les filtres sont insérés dans un tube d'acier inoxydable de 2 po de diamètre. Ils sont fixés au tube à l'aide d'un ciment et résistant aux températures élevées. De cette façon, on s'assure de l'étanchéité du montage. Ensuite on place le filtre dans un four à 700°C durant 1/2 heure pour le séchage. Puis, ils sont maintenus à cette température afin d'éviter une chute de température de l'alliage lorsque celui-ci entre en contact avec les filtres durant la coulée et permettre aussi d'éviter un choc thermique trop violent.

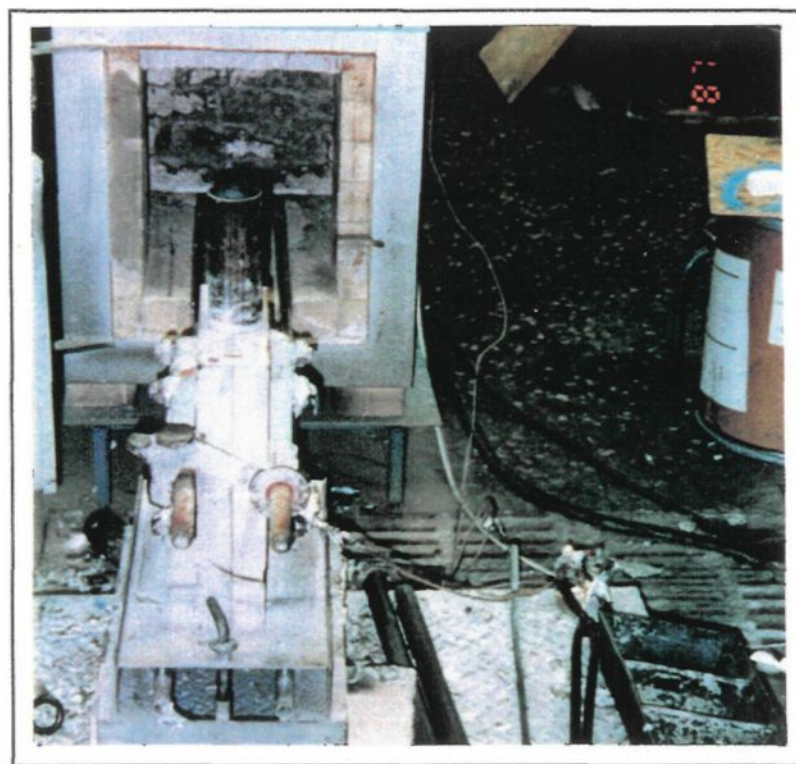


Figure 20 Photographie du montage.

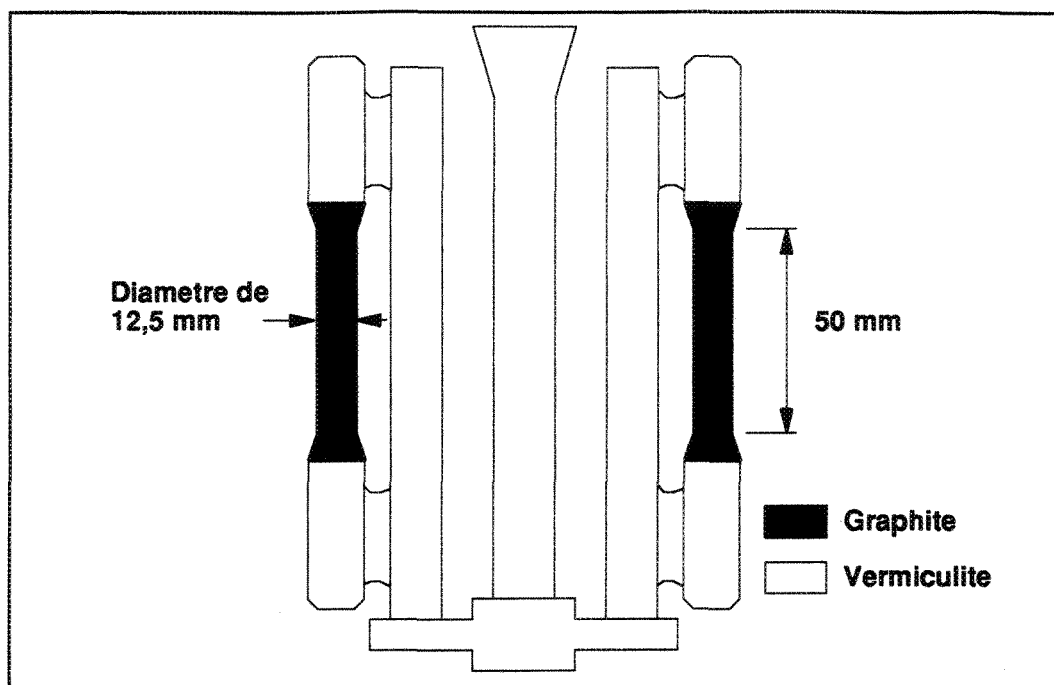


Figure 21 Schéma de pièces obtenues avec le moule Stahl.

2. TRAITEMENT THERMIQUE

Dans notre cas, pour l'alliage 319.2, si nous suivons les recommandations de Metal Handbook¹ la température de mise en solution prescrite est de 500 à 505°C durant 12 heures pour les échantillons produits dans un moule en sable et de 8 heures pour ceux produits dans un moule permanent. Pour ce qui est de la température de vieillissement, elle est de 150 à 155°C pour un temps de maintien de 2 à 5 heures.

Des températures plus élevées sont parfois utilisées pour réaliser la mise en solution de cet alliage. C'est le cas de Purvis et Pehlke¹⁹ qui ont réalisé la mise en solution à la température de 535°C pendant 12 heures. Dans le cas de Beumler et al²¹, la température choisie est de 537°C maintenue pendant 12 heures, ce qui est très élevé

pour cet alliage puisque la température de solidus est de 515°C (le solidus est la température de fin de solidification). Le résumé de ces procédures est présenté aux tableau 5.

Tableau 5 **Traitement thermique de l'alliage d'aluminium 319.2.**

Méthode	Mise en solution		Trempe	Vieillissement		Refroidissement
	Temp. (°C)	Temps (h)		Temp. (°C)	Temps (h)	
Metal Handbook ¹	500 à 505	12 (s.) 8 (p.)	eau chaude (60°C)	150 à 155	2 à 5	air
Purvis et Pehlke ¹⁹	535	12	eau chaude (60°C)	210	4	air
Beumler et al ²¹	537	12	eau chaude (60°C)	155	4	air

s.: moule en sable;
p.: moule permanent.

2.1 TRAITEMENT DE MISE EN SOLUTION

Afin d'étudier l'effet du traitement de mise en solution sur les propriétés mécaniques et la microstructure. Nous avons choisi une gamme de température variant de 480 à 540°C. Pour ce qui est du temps de chauffage, la période de temps est de 0 à 24 heures. Au début de la période (0 à 8 h), nous avons réalisé des traitements à toutes les 4 heures, par la suite nous avons exécuté une traitement à toutes les 8 heures (8 à 24 h) jusqu'à la fin de l'intervalle (tableau 6).

Le four exerce aussi une influence sur les propriétés mécaniques de l'échantillon, puisque dans le four conventionnel on retrouve souvent un gradient thermique. Aussi la position de l'échantillon dans le four, devient une variable pour sa température de mise en solution, ce qui produit des propriétés mécaniques différentes entre des échantillons subissant le même traitement. Le problème peut être négligeable, lorsque nous sommes sous la température de solidus. Mais dans notre cas, nous faisons des traitements à cette température et même au-dessus.

Le premier four utilisé est schématisé à la figure 22, et son contrôle est de type PID, de sorte qu'il permet de ne pas avoir de dépassement de la température.

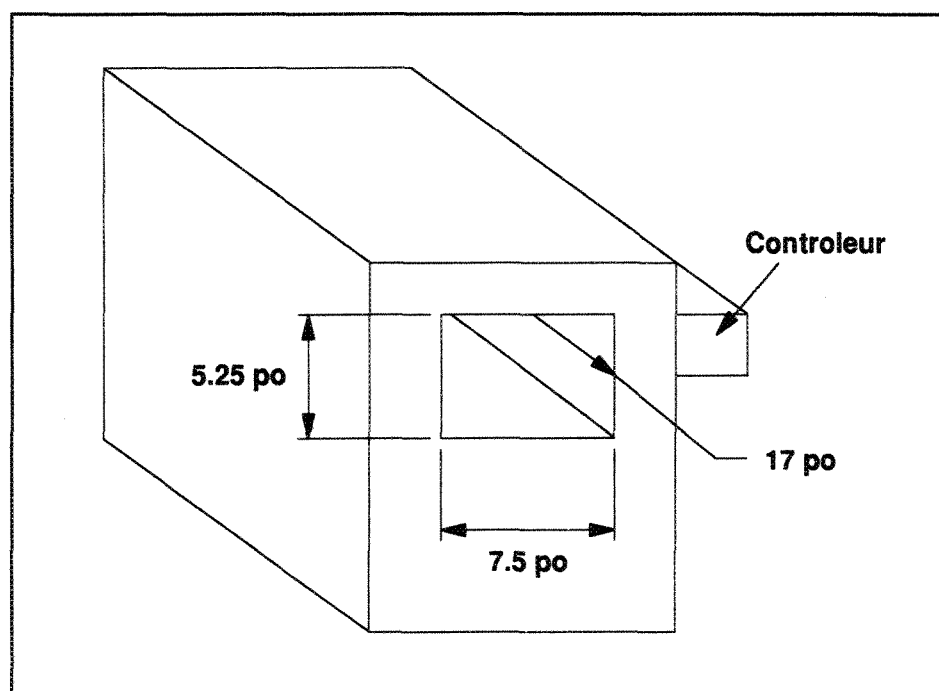


Figure 22 Schéma du four.

Afin de connaître les variations de température dues au gradient thermique, nous avons pris des températures à 24 endroits dans le four. La position des

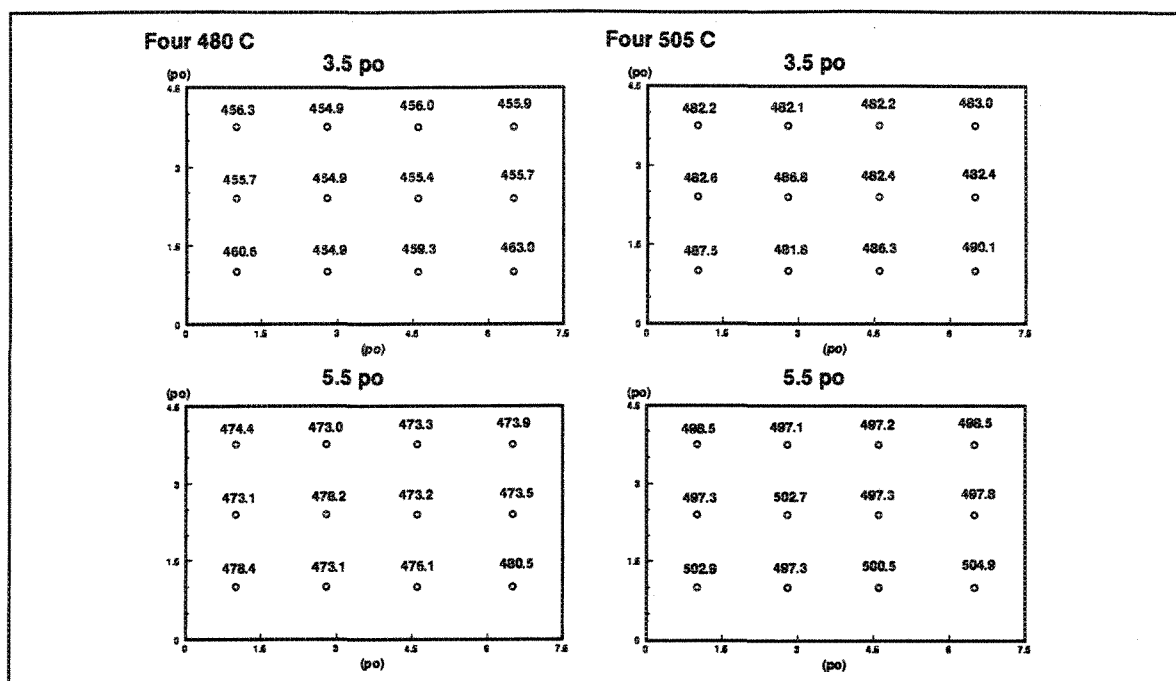


Figure 23 Distribution de température dans le four pour un réglage de 480°C et 505°C au contrôleur.

thermocouples fut choisie de façon à mesurer la température au début et à la fin de la zone de déformation des éprouvettes, soit à 3.5 pouces et de 5.5 pouces à partir du fond du four. Nous avons répété cette expérience pour les quatre températures (480, 505, 520 et 540°C). Dans le cas de la température de 480°C (figure 23), on remarque qu'une extrémité de l'éprouvette est à une température $\approx 455^\circ\text{C}$ et l'autre $\approx 475^\circ\text{C}$. Ce qui provoque une variation de 20°C et une mise en solution inégale. Mais dans ce cas-ci le phénomène n'est pas significatif puisque que cela reste loin de la température de solidus (515°C selon Metal Handbook¹). Pour ce qui est de la température de 505°C (figure 23), nous avons une extrémité à la température de $\approx 480^\circ\text{C}$ et l'autre à $\approx 500^\circ\text{C}$, donc une variation de 15°C ce qui est mieux que dans le dernier cas. Pour la température de 520°C (figure 24), le gradient thermique à un effet plus critique parce

nous devrions nous retrouver au-dessus de la température de solidus. Mais ce n'est pas le cas: nous avons une extrémité à $\approx 498^\circ\text{C}$ et l'autre à $\approx 515^\circ\text{C}$. Pour un réglage de 540°C (figure 24), nous avons une extrémité à $\approx 515^\circ\text{C}$ et l'autre à $\approx 535^\circ\text{C}$. Donc une variation de 20°C sur les deux pouces, mais nous avons encore une extrémité qui est à la température de solidus, et nous n'aurons pas des propriétés mécaniques uniformes le long de l'échantillon, ce qui est critique pour les résultats à cette température. Il est aussi possible que le dépassement, plus faible que prévu, de la température de solidus, provoque des propriétés mécaniques différentes de celles projetées.

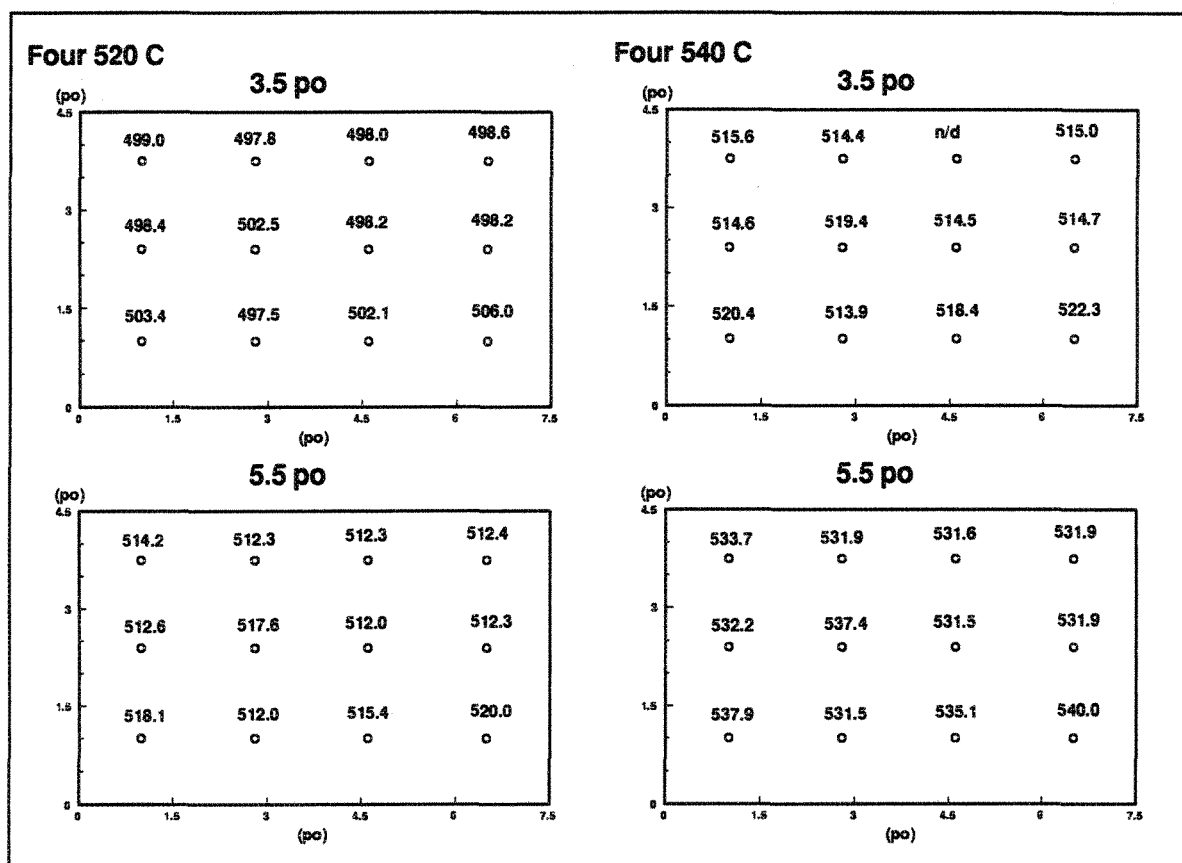


Figure 24 Distribution de température dans le four pour un réglage de 520°C et 540°C au contrôleur.

Pour conclure, avec les températures recueillies nous pouvons avancer que les

températures de mise en solution utilisées avec ce four sont en réalité 465 ± 10 (480°C), 490 ± 10 (505°C), 505 ± 10 (520°C), $525 \pm 10^\circ\text{C}$ (540°C).

Pour réaliser le traitement, nous avons inséré les échantillons dans le four froid et nous avons amené le four à la température voulue en 2,5 heures. C'est après ce temps que nous avons commencé à calculer le temps de mise en solution. Après le traitement nous avons réalisé une trempe à l'eau chaude (60°C).

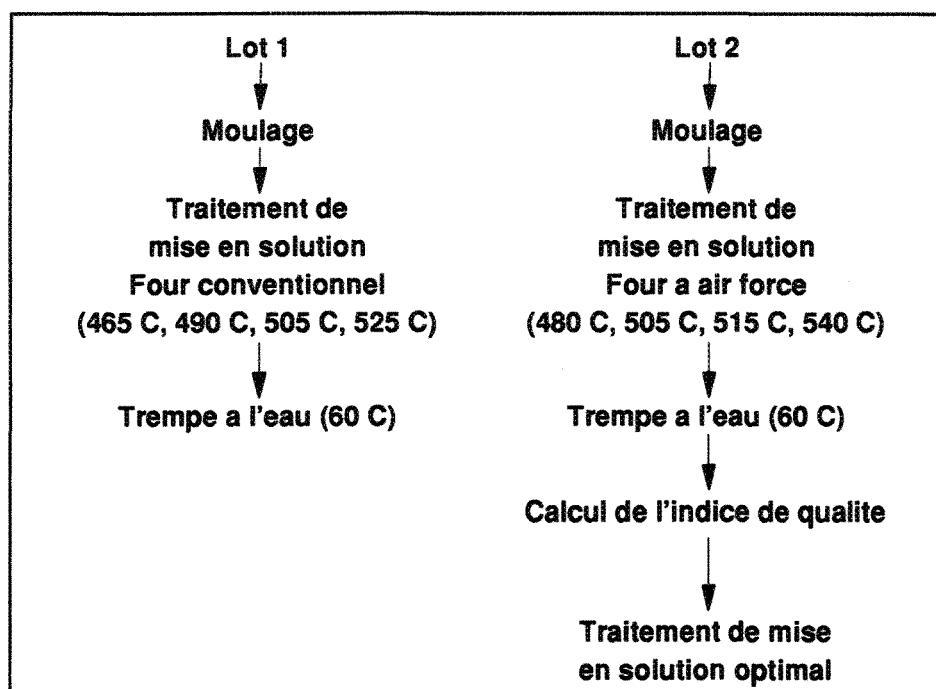


Figure 25 Procédures utilisées pour les traitements de mise en solution.

La deuxième partie des traitements de mise en solution est exécutée dans un four à air forcé. Ce four possède un ventilateur qui assure une distribution uniforme de la température à l'intérieur du four. Selon les spécifications du fabricant, et les essais de prises de température à l'intérieur, nous obtenons une variation maximale de $\pm 1^\circ\text{C}$, ce qui permet d'avoir une mise en solution uniforme sur toute la longueur de

l'échantillon, ce qui était impossible avec l'autre four. Cette fois, les températures retenues sont 480, 505, 515 et 540°C. Nous avons utilisé la même période de temps (0 à 24 h), mais nous avons réalisé un plus grand nombre de traitements thermiques à l'intérieur de l'intervalle choisi. Au début de la période (0 à 4 h) nous avons un traitement thermique à toutes les 2 heures, par la suite nous avons un traitement à toutes les 4 heures (4 à 16 h) et un à toutes les 8 heures pour la dernière partie (16 à 24 h). Comme pour le four conventionnel, nous avons amené le four à la température voulue avec les échantillons en 2,5 heures et après cette opération nous avons calculé le temps de mise en solution. Le tableau 6 nous donne un résumé de tous les temps pour les traitements de mise en solution réalisés dans le four conventionnel et à air forcé.

Tableau 6 Temps de maintien des traitements de mise en solution.

Type de lot	Temps de maintien pour toutes les températures de mise en solution (h)					
	2	4	8	12	16	24
Lot 1 (four conventionnel)		x	x		x	x
Lot 2 (four à air forcé)	x	x	x	x	x	x

2.2 TREMPE

Après chaque traitement de mise en solution nous avons trempé les

échantillons dans l'eau chaude ($\approx 60^{\circ}\text{C}$). Chaque lot contenait 6 échantillons qui étaient attachés ensemble. Le délai entre la sortie du four et la trempe est inférieur à 5 secondes. Nous agitons les échantillons durant la trempe afin d'obtenir un refroidissement uniforme. Nous utilisons un récipient d'une capacité de ≈ 20 litres ce qui empêche une augmentation trop importante de la température de l'eau durant la trempe.

2.3 TRAITEMENT DE VIEILLISSEMENT

Pour ce qui est du traitement de vieillissement artificiel nous avons tout d'abord déterminé la température et le temps de mise en solution optimum. Par la suite nous avons deux choix pour faire le traitement de vieillissement: soit d'attendre 24 heures de pré-vieillissement à la température ambiante avant de faire le traitement ou le faire immédiatement après la trempe. Afin d'examiner si le pré-vieillissement était préférable pour notre alliage, nous avons fait la comparaison entre un lot pré-vieilli et un sans pré-vieillissement vieilli à la température de 155°C pendant 5 heures. Suite aux résultats obtenus, nous n'avons pas poursuivi avec le pré-vieillissement pour les traitements de vieillissement. Pour le choix des températures nous avons opté pour 155, 180, 200, 220°C et une période de temps de 0 à 24 heures. Les temps de maintien des traitements de vieillissement sont les mêmes que ceux des traitements de mise en solution avec le four à air forcé. Le tableau 7 nous présente les temps choisis pour les traitements de vieillissement.

Tableau 7 — Temps de maintien des traitements de vieillissement.

Température (°C)	Temps de maintien du traitement de vieillissement (h)						
	2	4	5	8	12	16	24
155	x		x	x	x	x	x
155 (avec pré- vieillissement)			x				
180	x	x		x	x	x	x
200	x	x		x	x	x	x
220	x	x		x	x	x	x

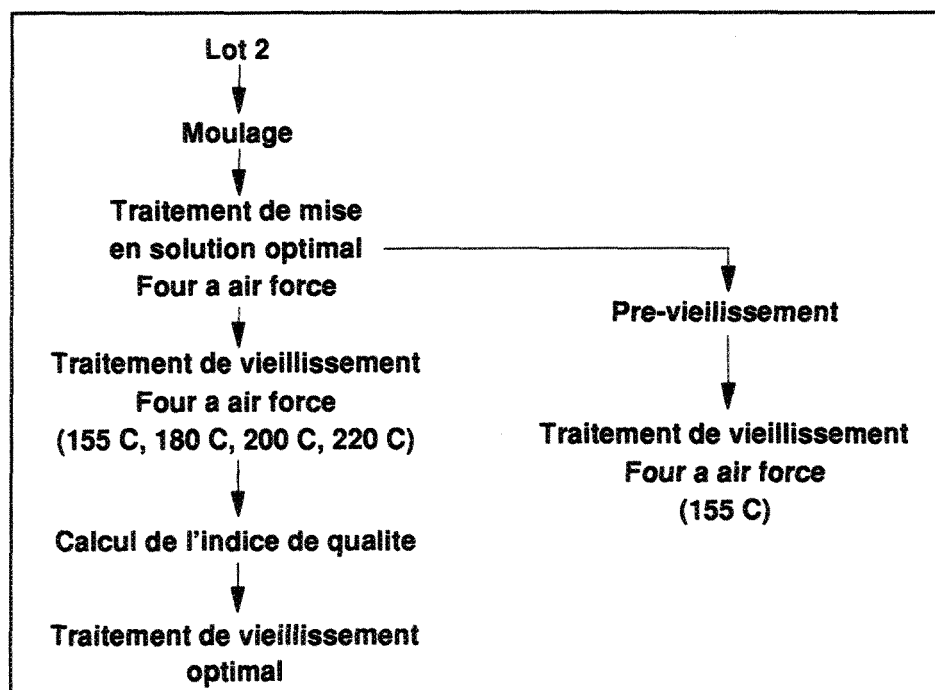


Figure 26 Procédures utilisées pour les traitements de vieillissements.

Les traitements de vieillissement sont réalisés dans le four à air forcé. Nous avons amené le four à la température de vieillissement en 1,5 heure avec les

échantillons à l'intérieur. Une fois la température atteinte, nous avons commencé le décompte du temps.

3. ESSAIS DE TRACTION

Pour les essais de traction nous utilisons des échantillons sans usinage de 50 mm de longueur et de diamètre de 12,5 mm. Ils sont testés à l'aide d'un appareil Instron utilisant une vitesse constante de 0,50 mm/min (0,020 po/min). Les éléments de mesure sont connectés sur un système d'acquisition de données externe à la presse. Les données sont recueillies par un logiciel qui fait 100 acquisitions par minute et crée un fichier texte contenant l'allongement et la force. Par la suite, les données sont traitées par un logiciel qui transforme l'allongement en déformation et la force en contrainte. Pour le calcul des modules de Young, le logiciel fonctionne de la façon suivante. Selon l'expérience acquise dans le laboratoire et le nombre élevé d'échantillons testés par cette machine, on a remarqué que le domaine élastique de l'échantillon se situe toujours entre 25 et 40% de la limite ultime (figure 27). Donc le calcul du module de Young (E) se fait entre ces deux valeurs avec l'équation 1. Le domaine enregistré entre 0 et 25% de la limite ultime, n'est pas utilisé pour le traçage de la courbe, car nous avons des éprouvettes de fonderie qui ne sont pas usinées.

Nous avons utilisé pour la désignation des variables pour les deux équations les symboles suivant: la déformation (d_j), la contrainte (c_j), le nombre de données (x), les valeurs correspondant à 25% de la limite ultime (i) et les valeurs correspondant à 40% de la limite ultime (n).

$$E = \frac{\sum_{j=1}^n (d_j * c_j) - \sum_{j=1}^n d_j * \sum_{j=1}^n c_j}{\sum_{j=1}^n d_j^2 - \sum_{j=1}^n d_j * \sum_{j=1}^n d_j} \quad \text{Équation (1)}$$

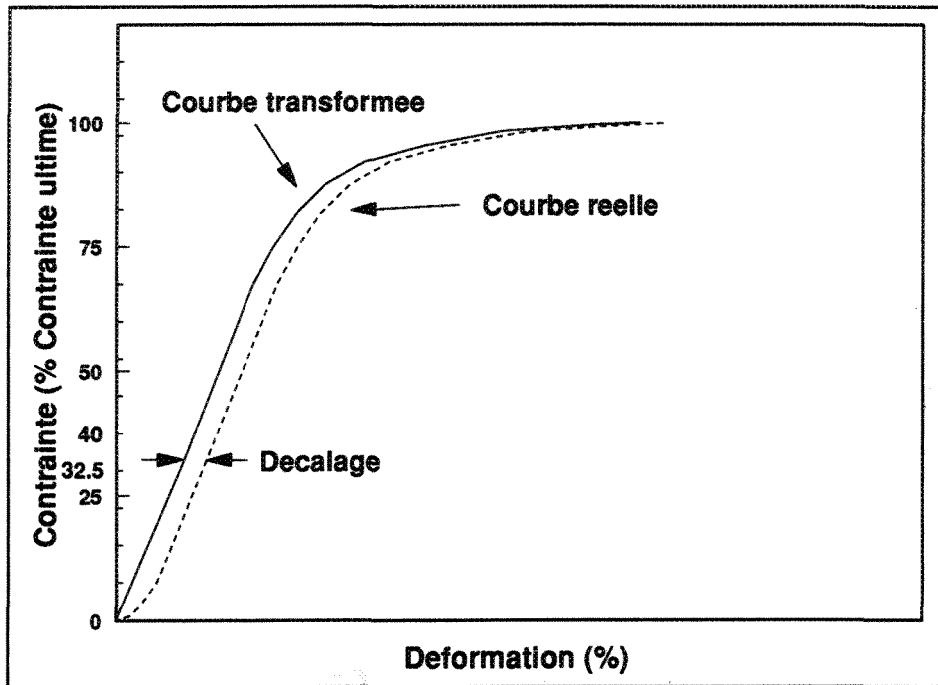


Figure 27 Schéma de correction numérique de la courbe de traction.

$$\text{Décalage} = \frac{\sum_{j=1}^n d_j^2 - \sum_{j=1}^n d_j * \sum_{j=1}^n c_j}{\sum_{j=1}^n d_j^2 - \sum_{j=1}^n d_j * \sum_{j=1}^n c_j} \quad \text{Équation (2)}$$

Afin d'éliminer ce domaine qui n'est pas valable pour les résultats, nous traçons, pour la partie de 0 à 32.5% de la limite ultime, une droite de pente égale au module de Young.

Avec l'équation 2, nous calculons le décalage de la déformation par rapport à la courbe enregistrée. Nous soustrayons ce décalage à la déformation afin que la deuxième partie de la courbe se fixe à la première.

Avec cette nouvelle courbe, le logiciel peut calculer la limite élastique et l'allongement à la rupture.

4. MÉTALLOGRAPHIE

Dans le cas de l'analyse métallographique, nous réalisons le polissage des échantillons afin d'observer la microstructure. Tout d'abord, nous coupons l'éprouvette de traction à 1 et 1,5 cm à partir de la zone de rupture (figure 28). La première partie (coupe à 1 cm) est recoupée de façon perpendiculairement au plan de la rupture. La coupe s'exécute au centre de ce plan. Cet échantillon est utilisé pour l'étude de la rupture. Le second échantillon (coupe à 1,5 cm) est utilisé pour l'étude de la microstructure. Les échantillons sont, par la suite, enrobés dans le plastique (Diallylphtalate de Buehler). L'opération d'enrobage est réalisé à la température de 150°C sous une pression de 650 kPa. Le cycle de chauffage a une durée de 9 minutes et celui de refroidissement 3 minutes. Ensuite, le polissage des pastilles se fait sur une polisseuse automatique (Buehler) selon la procédure décrite au tableau 8.

Tableau 8 Procédure de polissage des échantillons.

Disque	Lubrifiant	Abrasif	Temps (min)	Pres- sion (lbf/6 éch.)	Vitesse (rpm)	Sens de rotation
Meulage						
SiC	Eau	120 grit	2	18	80	Contraire
SiC	Eau	240 grit	2,5	15	67	Contraire
SiC	Eau	320 grit	3	12	53	Contraire
SiC	Eau	400 grit	3,5	9	40	Contraire
Polissage						
Pan W (Leco)	Huile soluble à l'eau	6 µm (pâte de diamant)	7	32	120	3,5 min contraire
						3,5 min complé- mentaire
Pan W (Leco)	Huile soluble à l'eau	1 µm (pâte de diamant)	7	32	120	3,5 min contraire
						3,5 min complé- mentaire
Polissage Final						
Velours synthétique (Mastertex de Buehler)	Eau	SiO ₂ en suspen- sion (0,05µm)	1,15	32	60	Complé- mentaire
Nettoyage						
Velours synthétique (Mastertex de Buehler)	Eau	nil	5	1	60	Complé- mentaire

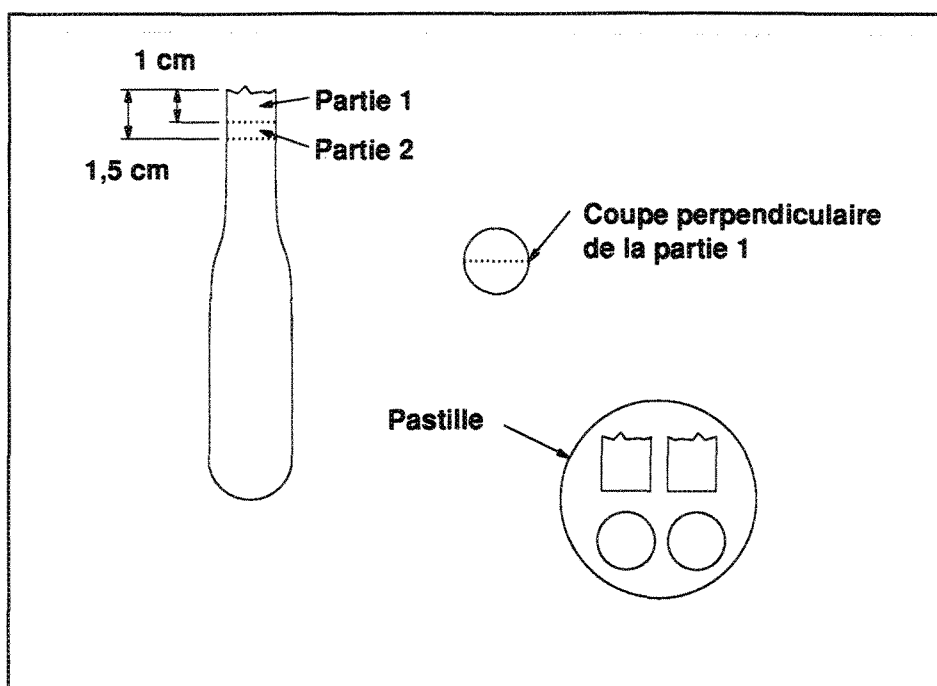


Figure 28 Schéma de préparation d'une pastille de polissage.

CHAPITRE 3

PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES

1. ESSAIS DE TRACTION

Dans cette partie nous allons analyser et comparer les différents résultats obtenus au cours des essais de traction. Ces résultats seront mis sous la forme des valeurs moyennes de la limite élastique, de la limite ultime et de la déformation à la rupture. Les valeurs moyennes sont calculés pour les cas de conditions identiques. Le nombre de cas est en moyenne de 6 mais il peut varier de 2 à 15. La comparaison se fera entre les échantillons filtrés et non filtrés, selon les différentes températures et temps de mise en solution. On présentera également les résultats avec les échantillons qui contenaient des inclusions afin de déterminer leurs influences sur les propriétés mécaniques de traction. Tous les résultats numériques ainsi que les écarts-types sont présentés dans les annexes.

1.1 TRAITEMENT DE MISE EN SOLUTION

1.1.1 FOUR CONVENTIONNEL

Les échantillons mis en solution dans un four conventionnel sont ceux obtenus selon la procédure 1. On peut considérer que c'est la nature du four qui est l'élément principal dans la différence entre les deux procédures. Aux tableau 9, nous

avons la présentation du nombre d'échantillons pour chacun des paramètres.

Tableau 9 **Nombre d'échantillons traités dans le four conventionnel (procédure 1).**

Après coulée	15			
Température de mise en solution (°C)	2 h	8 h	16 h	24 h
465	8	6	2	11
490	8	9	6	11
505	6	13	9	13
525	7	12	9	8
Échantillons contenant des inclusions				
465	7	7	12	2
490	6	5	9	2
505	9	1	6	2
525	8	x	1	4

Les résultats sont présentés aux figures 29 à 34. Dans le cas de la limite élastique nous constatons une légère diminution à la température de 465°C. Pour les trois autres températures l'augmentation est faible et proportionnelle à la température. Pour ce qui est du temps, son influence est minime (figure 29). Avec la limite ultime, on remarque une augmentation avec la température et après 8 heures de mise en solution on constate que les courbes deviennent constantes. A 465°C l'effet est moindre et le temps nécessaire est de 16 heures pour obtenir le maximum (figure 30). Les courbes de

déformation (figure 31) suivent le même phénomène, soit une déformation maximum dans l'intervalle de 4 à 8 pour les températures de 490, 505 et 525°C, mais à 465°C le maximum est atteint seulement après 16 heures.

Les échantillons contenant des inclusions ont dans l'ensemble des propriétés mécaniques inférieures. Pour la limite élastique (figure 32), celle-ci n'est pas influencée par la présence d'inclusions, mais pour la limite ultime (figure 33) et la déformation (figure 34), leurs valeurs sont nettement moindres que celles des échantillons ne contenant pas d'inclusions.

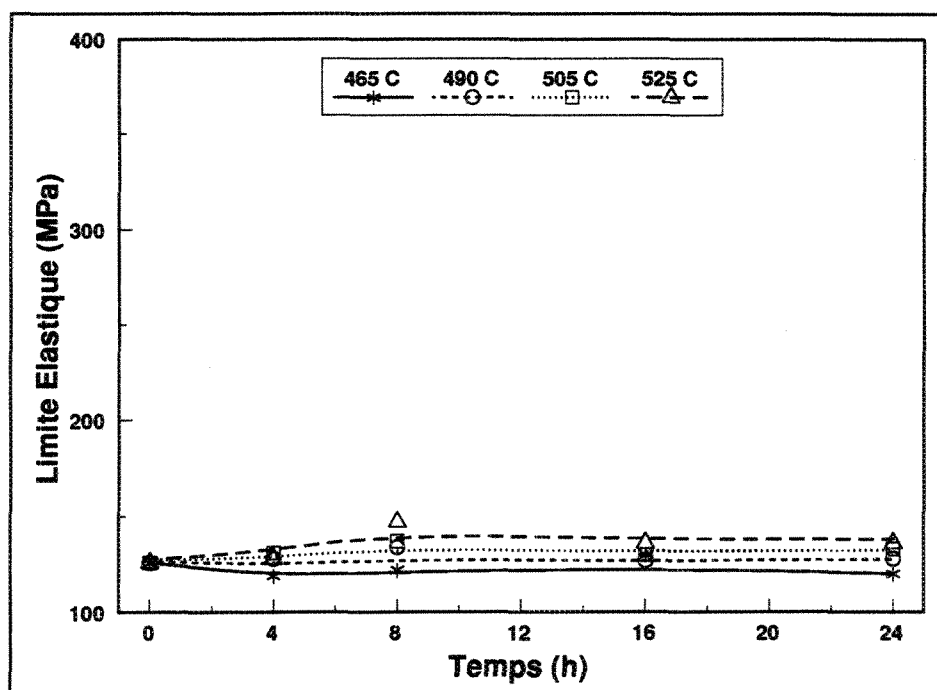


Figure 29 Limite élastique en fonction du temps de mise en solution.

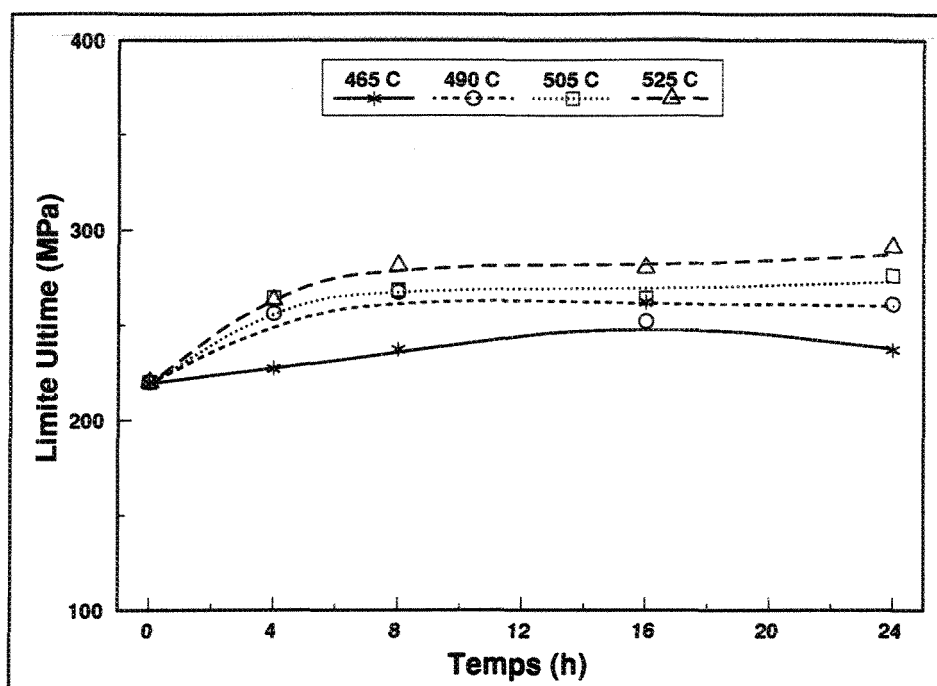


Figure 30 Limite ultime en fonction du temps de mise en solution.

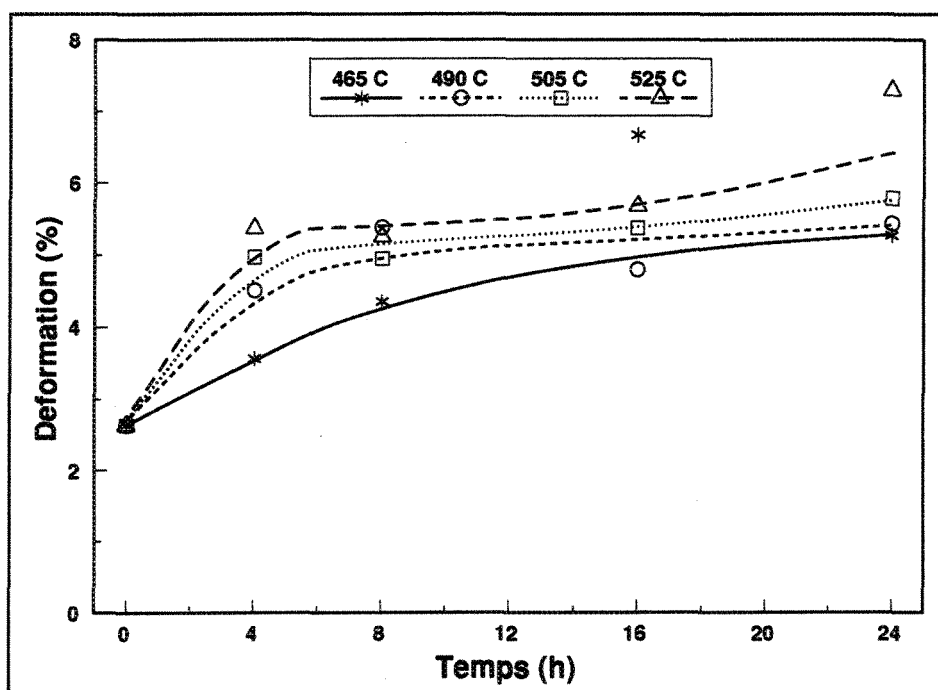


Figure 31 Déformation en fonction du temps de mise en solution.

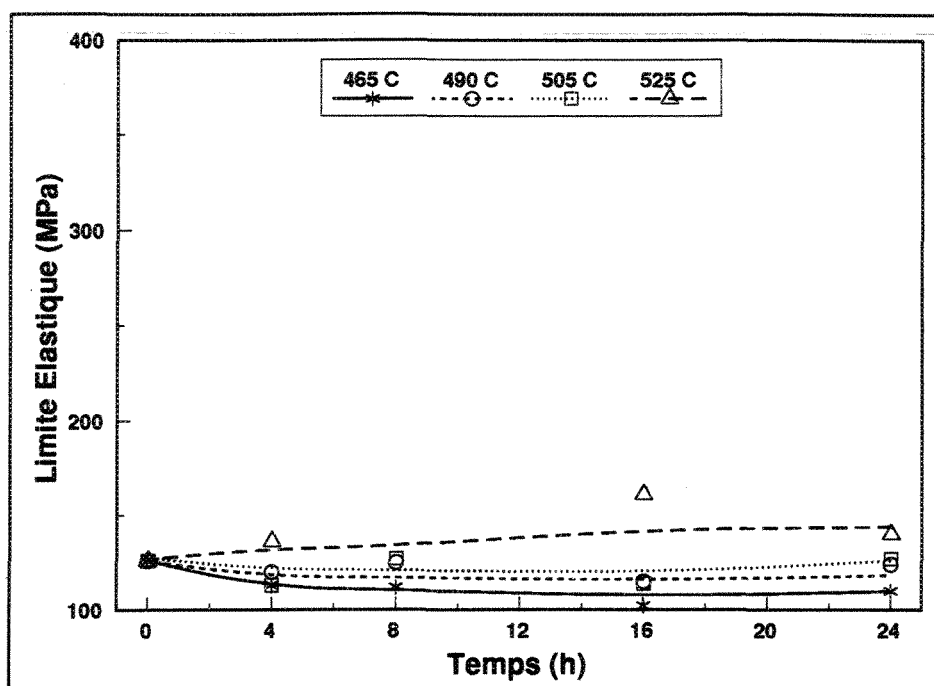


Figure 32 Limite élastique en fonction du temps de mise en solution (inclusions).

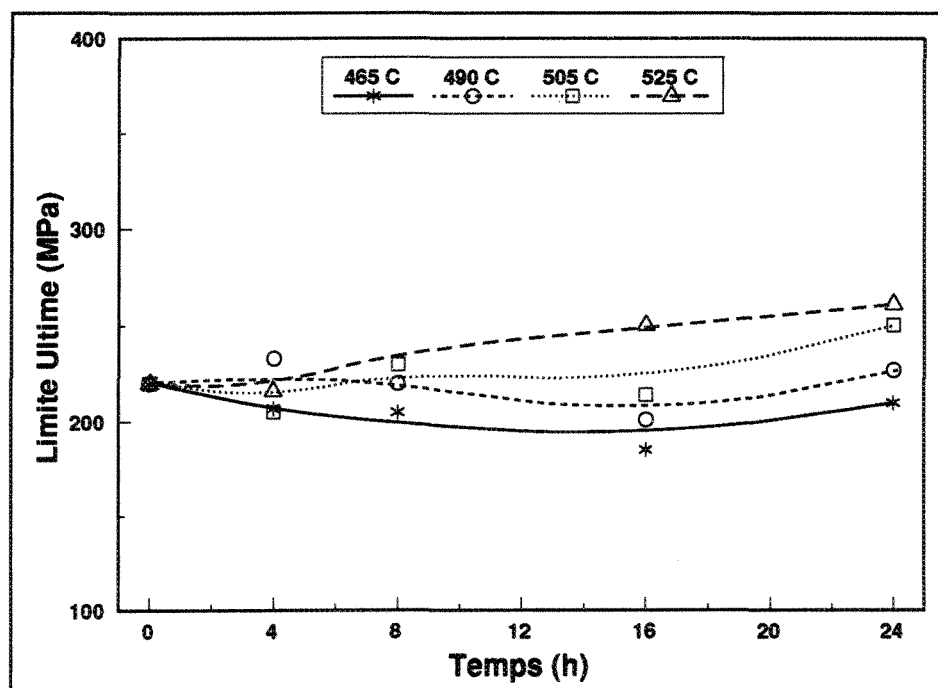


Figure 33 Limite ultime en fonction du temps de mise en solution (inclusions).

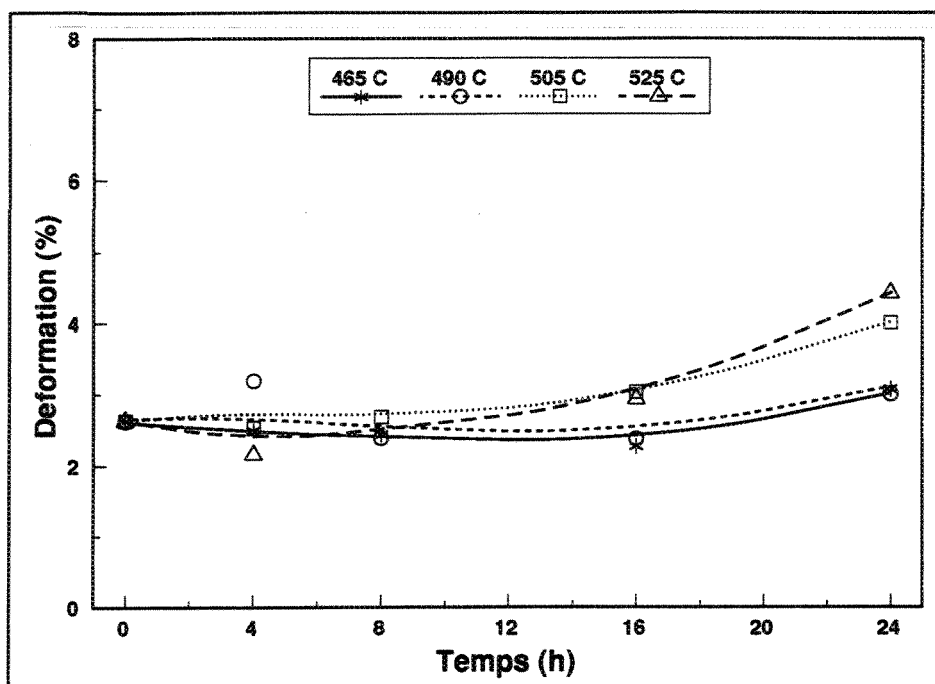


Figure 34 Déformation en fonction du temps de mise en solution (inclusions).

1.1.2 FOUR À AIR FORCÉ

Dans le cas des échantillons (procédure 2) traités thermiquement dans un four à air forcé, nous remarquons que nous avons des propriétés mécaniques presque identiques pour les échantillons utilisés après coulée qu'ils soient filtrés ou non. Nous avons seulement une augmentation de 21 MPa pour la limite élastique et de 19 MPa pour la limite ultime, mais nous avons une faible réduction de la déformation de 0,64%. Le tableau 10, nous donne le nombre d'échantillons traités dans ce four selon les différentes températures et temps de mise en solution.

Tableau 10 Nombre d'échantillons traités dans le four à air forcé (procédure 2).

Après coulée	4					
Température de mise en solution (°C)	2 h	4 h	8 h	12 h	16 h	24 h
480	3	4	5	6	3	3
505	2	3	2	4	8	3
515	6	4	5	6	3	5
540	4	3	2	3	3	6
Échantillons contenant des inclusions						
480	5	4	3	6	9	5
505	4	3	4	6	2	3
515	x	2	1	10	13	1
540	2	3	1	3	2	3

Les courbes des résultats correspondants aux cas sans inclusions sont présentées aux figures 35 à 37. Dans le cas de la limite élastique (figure 35), on remarque encore que la température de 480°C ne permet pas une croissance aussi rapide des propriétés mécaniques, comparée aux autres températures retenues. Pour la température de 505°C nous obtenons un maximum après 16 heures de mise en solution. Dans le cas de 515°C, le maximum est obtenu après 2 heures et demeure constant jusqu'à 16 heures. Par la suite on remarque une tendance à la diminution. A la température de 540°C, nous avons une fusion locale, et ce processus est irréversible. En examinant la courbe, nous constatons une croissance jusqu'à 8 heures, par la suite il y a une

réduction jusqu'à la valeur des échantillons utilisés après coulée. Sur la courbe de la limite ultime (figure 36), on observe le même phénomène excepté pour la température de 540°C à laquelle nous avons une diminution de 40 MPa comparé aux échantillons après coulée. Dans le cas de la déformation (figure 37) nous observons des courbes de formes identiques pour les trois premières températures. A la température de 540°C nous avons une chute sous les 1%, ce qui nous prouve que nous avons détruit l'alliage et que cette température de mise en solution est beaucoup trop élevée.

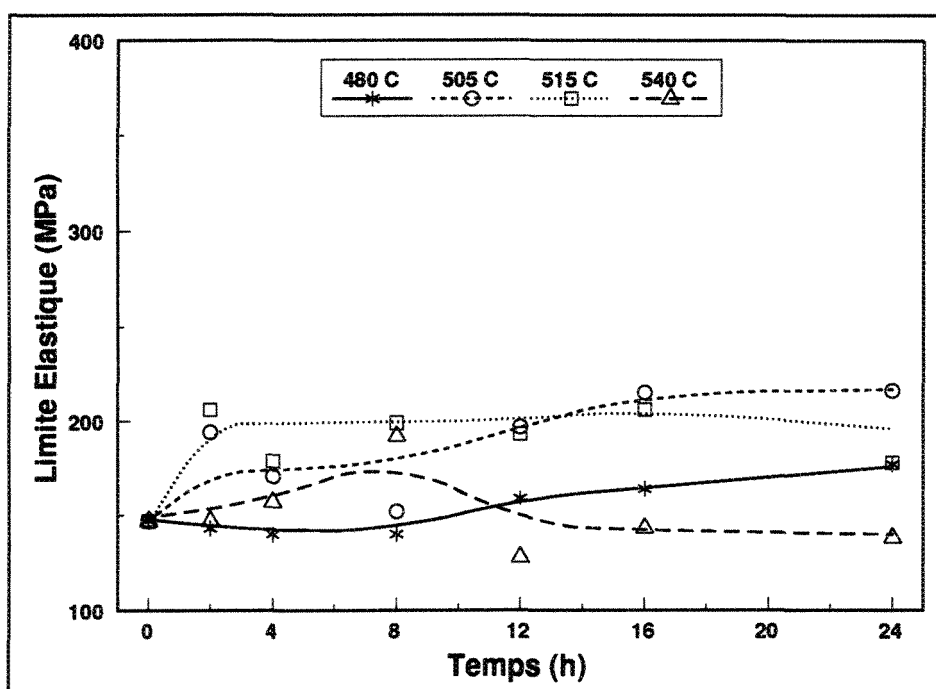


Figure 35 Limite élastique en fonction du temps de mise en solution (filtré).

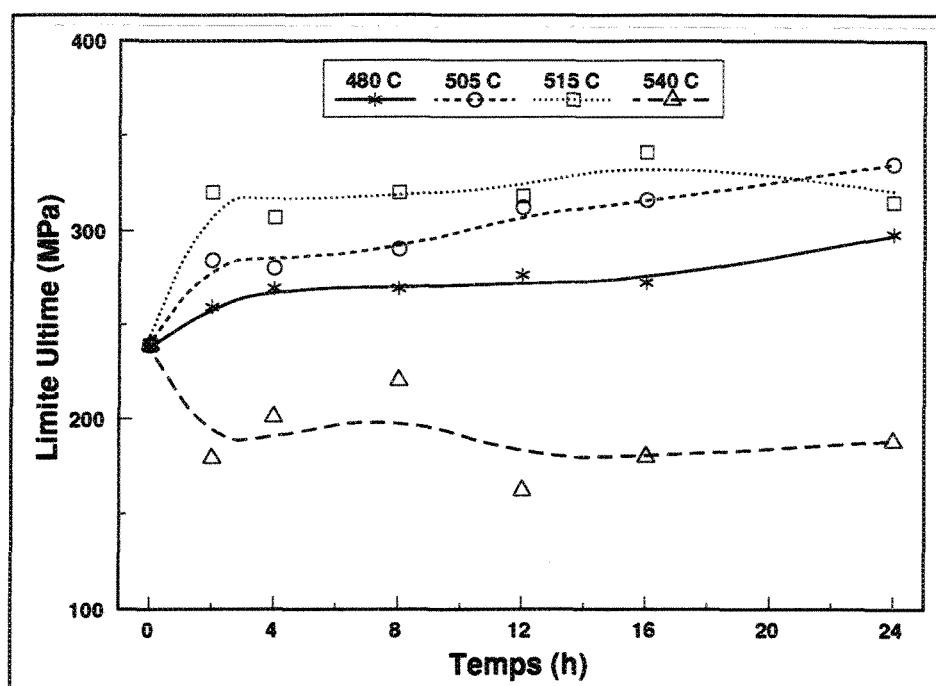


Figure 36 Limite ultime en fonction du temps de mise en solution (filtré).

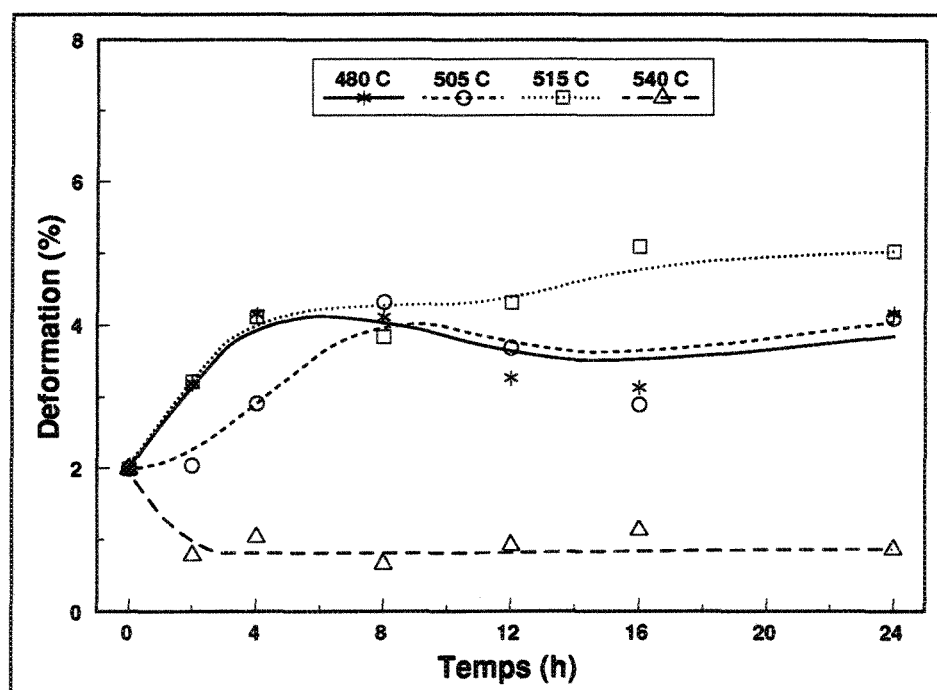


Figure 37 Déformation en fonction du temps de mise en solution (filtré).

Dans le cas des échantillons contenant des inclusions (figure 38 à 40) on constate que leurs propriétés mécaniques sont affectées par les inclusions. La limite élastique est très peu influencée par les inclusions si on compare les courbes. Mais la limite ultime des échantillons traités à 505 et 515°C est légèrement supérieure aux échantillons utilisés après coulée. A la température de 480°C et 540°C elle est inférieure. Les inclusions affectent énormément la déformation, à 515°C où nous avons en moyenne 2% de déformation. Pour les trois autres températures la déformation est inférieure à 2%.

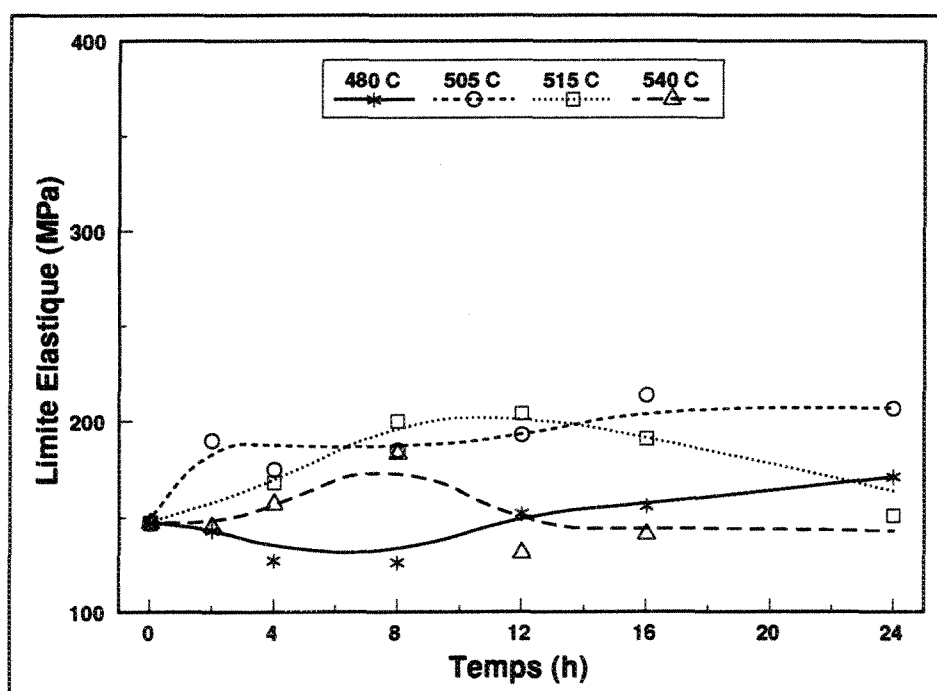


Figure 38 Limite élastique en fonction du temps de mise en solution (filtré et contenant des inclusions).

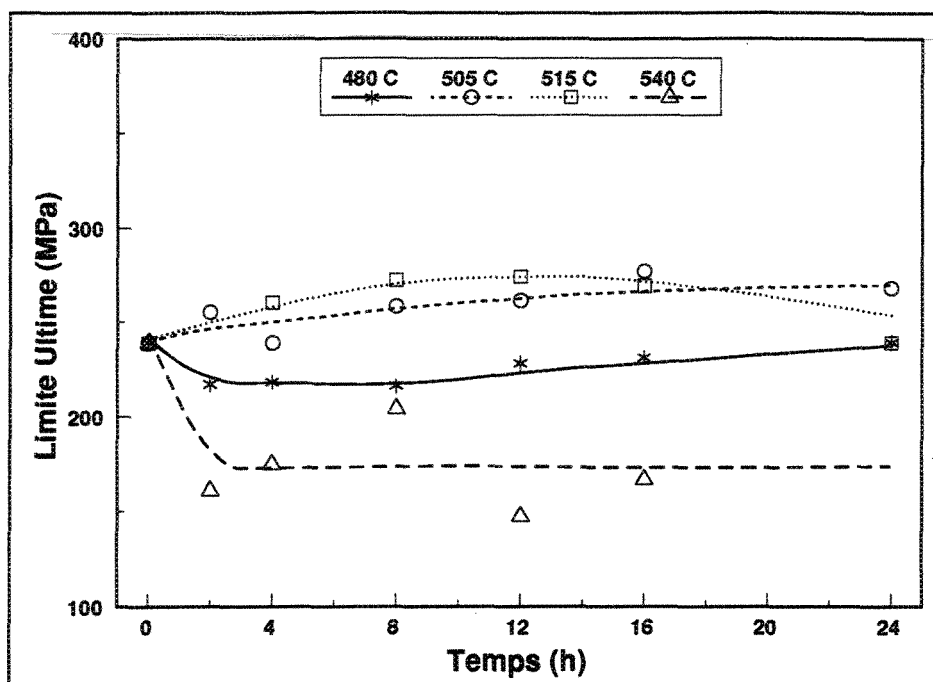


Figure 39 Limite ultime en fonction du temps de mise en solution (filtré et contenant des inclusions).

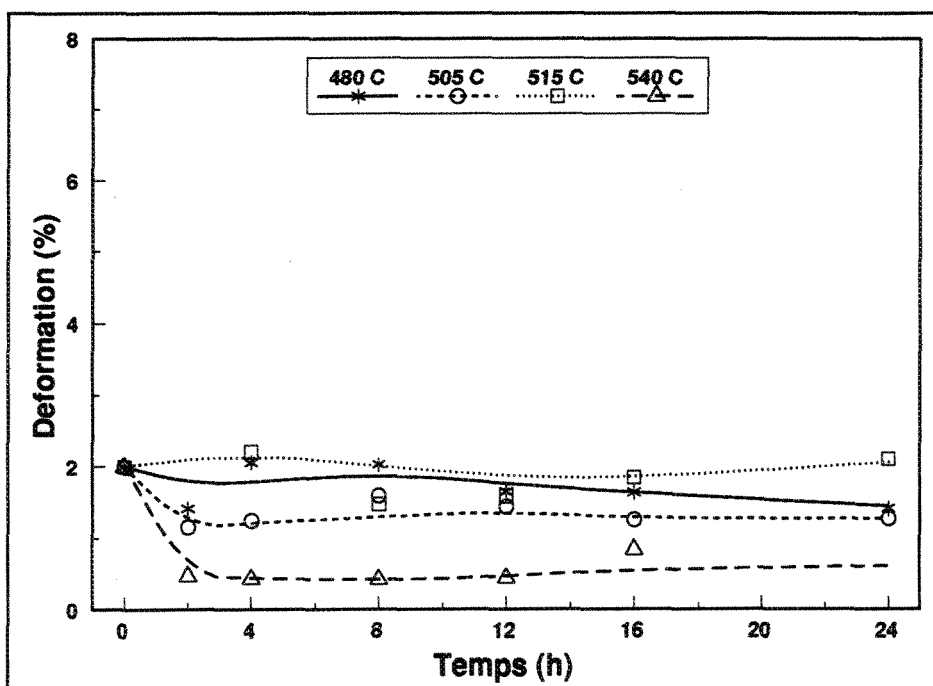


Figure 40 Déformation en fonction du temps de mise en solution (filtré et contenant des inclusions).

En résumé lorsque nous avons des échantillons qui contiennent des inclusions, on peut s'attendre à obtenir un alliage fragile et une déformation semblable ou légèrement inférieure à celles des échantillons utilisés après coulée.

1.1.3 CONCLUSIONS AU SUJET DU TRAITEMENT DE MISE EN SOLUTION

Selon nos résultats, la filtration n'a pas permis d'augmenter considérablement les propriétés mécaniques de traction. Elle n'a pas amélioré l'écart-type entre les résultats (les différents écarts-types sont présentés à l'annexe A et B). La limite élastique n'est pas influencée par la présence d'inclusions. Mais ce n'est pas le cas de la limite ultime et de la déformation à la rupture puisque les échantillons contenant des inclusions ont des valeurs semblables aux échantillons utilisés après coulée. Les échantillons possédant des inclusions ont un écart-type plus grand. Le gradient thermique existant dans le four conventionnel exerce une grande influence sur les propriétés mécaniques, beaucoup plus que les inclusions.

Le traitement de mise en solution optimal est déterminé à l'aide des échantillons qui ont été filtrés et traités dans le four à air forcé. Avec cette méthode, nous sommes assurés de toujours réaliser les traitements à la même température et ceci nous permettra obtenir une étude du traitement de vieillissement de qualité supérieure et des résultats plus exhaustifs. Selon les données obtenues, la température de 515°C s'avère optimale puisque nous avons obtenu les propriétés mécaniques de traction les plus élevées. Pour le temps, si on se fie à la limite élastique et la limite ultime, nous

obtenons un intervalle de temps compris entre 2 et 16 heures. Mais dans le cas de la déformation nous observons le début de la stabilité seulement après 4 heures et une légère augmentation jusqu'à 24 heures. Puisque la limite élastique et la limite ultime ont une diminution après 16 heures de traitement et que la déformation commence à croître seulement à partir de 4 heures. Nous choisirons comme intervalle de temps optimum, pour ce traitement de mise en solution, les temps compris entre 4 et 16 heures. Donc comme traitement de mise en solution que nous exécutons avant le traitement de vieillissement artificiel, nous utiliserons la température de 515°C pendant 8 heures, suivi d'une trempe à l'eau chaude. Si on possède un four où le contrôle de la température est inadéquat et où les risques de dépassement sont possibles, il est préférable de diminuer la température à 510° et d'augmenter le temps de mise en solution. La température de 540°C est trop élevée pour exécuter la mise en solution, car elle occasionne la fragilisation de l'alliage.

1.3 VIEILLISSEMENT

1.3.1 EFFET DU PRÉ-VIEILLISSEMENT

Après avoir déterminé le traitement de mise en solution optimum, nous faisons subir aux échantillons un traitement de vieillissement artificiel. Mais suite à la mise en solution nous avons le choix d'exécuter le traitement de vieillissement artificiel immédiatement ou d'attendre 24 heures de pré-vieillissement. Donc pour comparer les deux options, nous avons pris deux séries d'échantillons auxquels nous avons fait subir une mise en solution durant 8 heures à 515°C suivi d'une trempe. Un premier lot a

subi un pré-vieillissement durant 24 heures à la température ambiante et l'autre a été traité immédiatement. Le vieillissement s'est fait à la température de 155°C durant 5 heures suivi d'un refroidissement à l'air. Les moyennes des résultats obtenus sont présentées à la figure 41. Les résultats numériques sont présentés à l'annexe B et C.

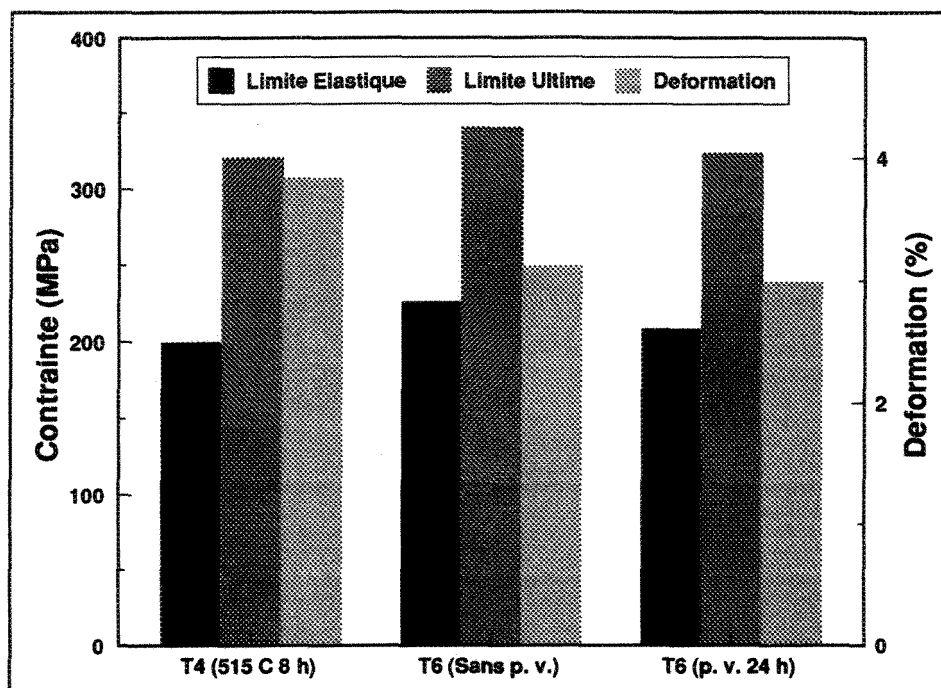


Figure 41 Effet du pré-vieillissement (p. v.) sur les propriétés mécaniques de traction.

Nous remarquons que la série d'échantillons sans pré-vieillissement ont une limite élastique et une limite ultime ainsi qu'un allongement à la rupture légèrement supérieurs à celle pré-vieillie. On pouvait s'attendre à ces faibles différences dans les résultats puisque notre alliage contient du cuivre. Donc il est préférable pour le traitement de vieillissement de ne pas faire de pré-vieillissement et de le réaliser immédiatement après la trempe de mise en solution.

1.3.2 TRAITEMENT DE VIEILLISSEMENT ARTIFICIEL

Le traitement de vieillissement a été réalisé aux températures de 155, 180, 200 et 220°C pour des temps variant de 0 à 24 heures. Pour l'analyse des résultats nous avons utilisé la même procédure que pour le traitement de mise en solution. Les échantillons contenant des inclusions ont été aussi comptabilisés afin d'en analyser l'effet sur les propriétés mécaniques. Le tableau 11, nous présente le nombre d'échantillons testés pour chaque paramètre.

Tableau 11 Nombre d'échantillons traités pour le traitement de vieillissement.

Température de vieillissement (°C)	2 h	4 h	5 h	8 h	12 h	16 h	24 h
155	6	x	5	6	5	5	5
180	3	3	x	1	4	2	3
200	3	3	x	3	2	4	5
220	3	4	x	3	3	5	2
Échantillons contenant des inclusions							
155	x	x	1	x	1	1	1
180	2	3	x	4	2	4	3
200	3	3	x	3	4	2	1
220	3	2	x	3	3	1	4

Les figures 42 à 47 illustrent les résultats pour les traitements de vieillissement. Pour ceux traités à la température de 155°C, on remarque que l'augmentation de la

limite élastique (figure 42) et ultime (figure 43) est continue, nous obtenons notre maximum après 24 heures. Pour la température de 180°C, nous obtenons le maximum de la limite élastique et la limite ultime entre l'intervalle de 4 à 8 heures. Par la suite nous observons une diminution de la résistance. Dans le cas de la déformation (figure 44) nous observons le phénomène contraire, soit un minimum dans l'intervalle de 4 à 8 heures et par la suite une augmentation. Dans le cas des températures de 200 et 220°C, on ne distingue pas le maximum réel des propriétés mécaniques que nous pouvons atteindre avec ces traitements de vieillissement, puisqu'avec ces températures le maximum de résistance est obtenu dans l'intervalle de temps compris entre 0 et 2 heures.

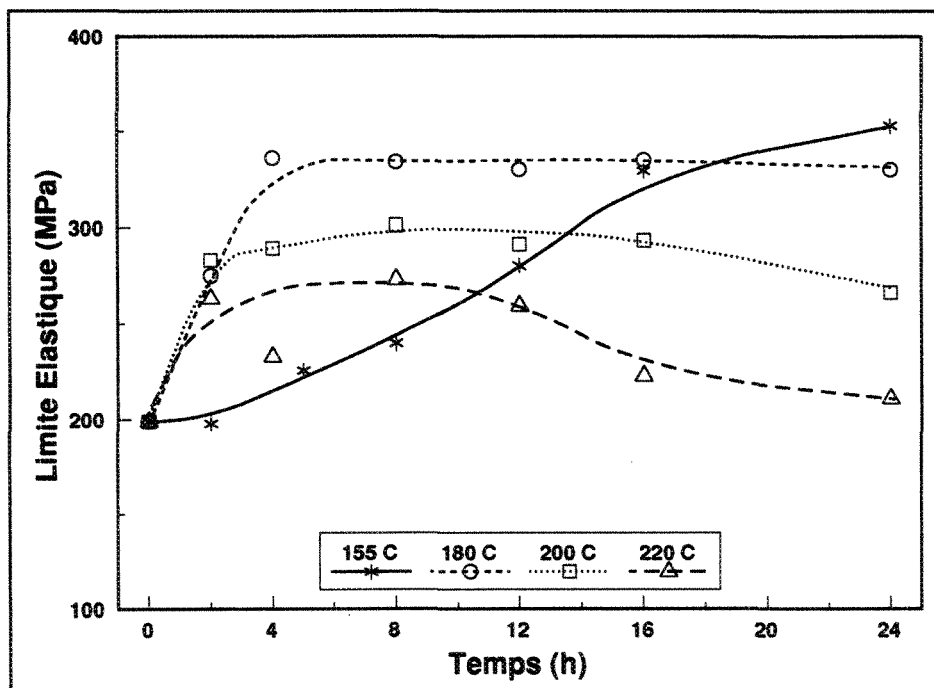


Figure 42 Limite élastique en fonction du temps de vieillissement.

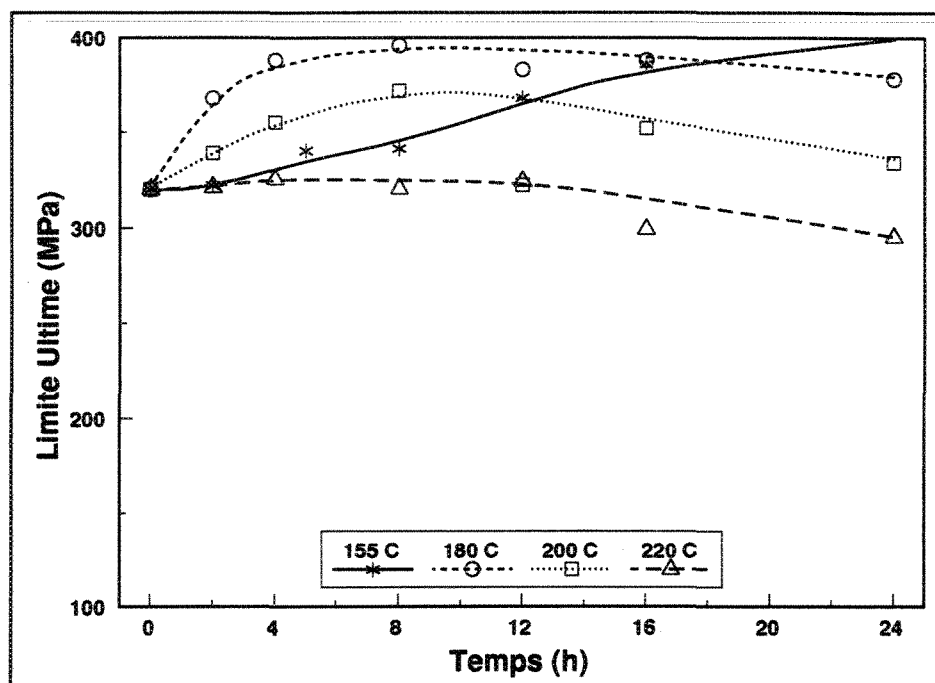


Figure 43 Limite ultime en fonction du temps de vieillissement.

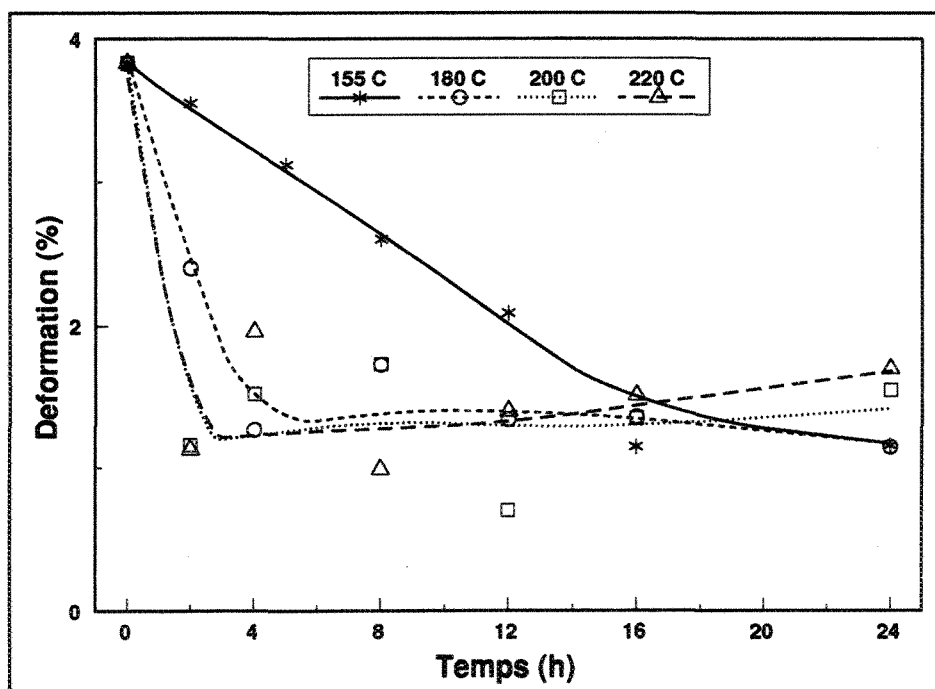


Figure 44 Déformation en fonction du temps de vieillissement.

Pour les échantillons contenant des inclusions nous avons regroupé les résultats aux figures 45 à 47. En examinant la courbe de la limite élastique (figure 45), nous remarquons que la forme des courbes est en général sensiblement identique à celles des échantillons sans inclusions. A la température de 180°C durant 24 heures, on remarque une diminution de la limite élastique. On peut expliquer ces résultats par une déformation inférieure à 0,2% de certains échantillons. Dans le cas de la limite ultime (figure 46), on observe des courbes similaires à celles des échantillons sans inclusions mais les résultats sont inférieurs. Pour la déformation (figure 47), nous avons les mêmes conclusions que pour la limite ultime, mais nous remarquons une déformation inférieure à 0,5% ce qui nous donne un alliage fragile.

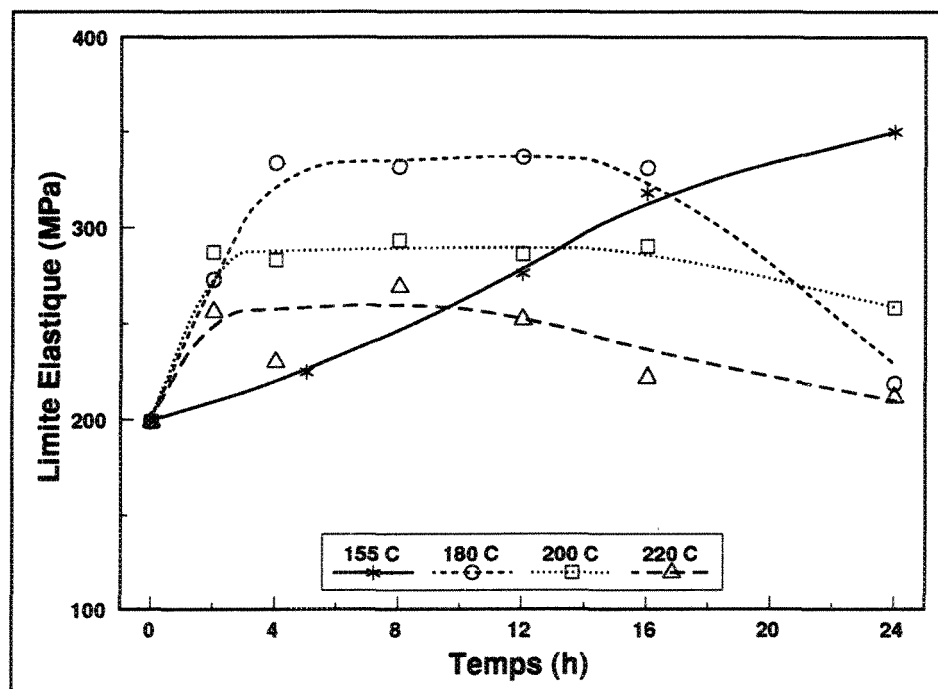


Figure 45 Limite élastique en fonction du temps de vieillissement (inclusions).

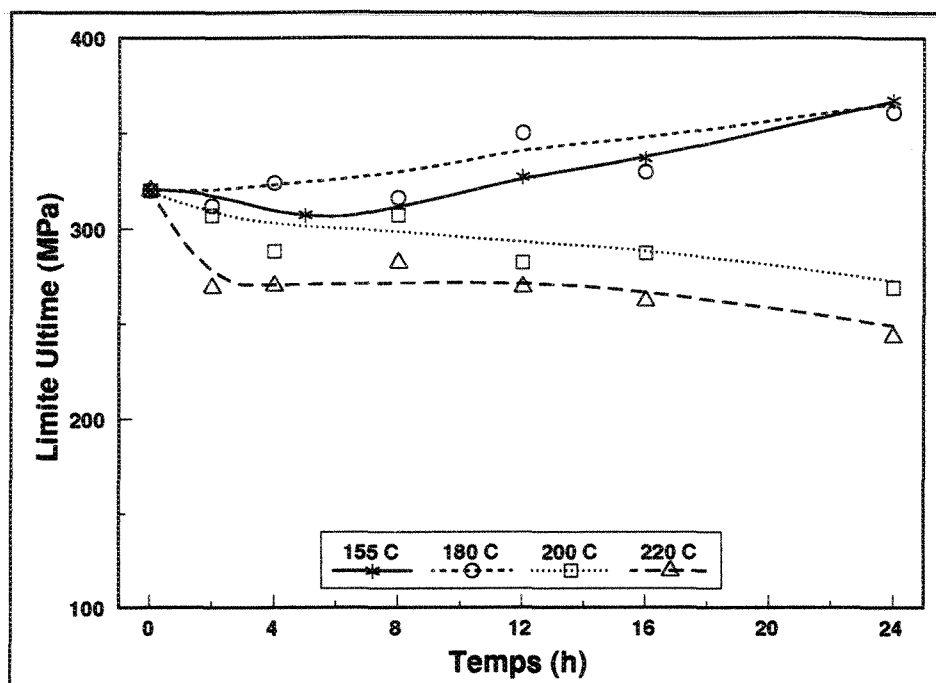


Figure 46 Limite ultime en fonction du temps de vieillissement (inclusions).

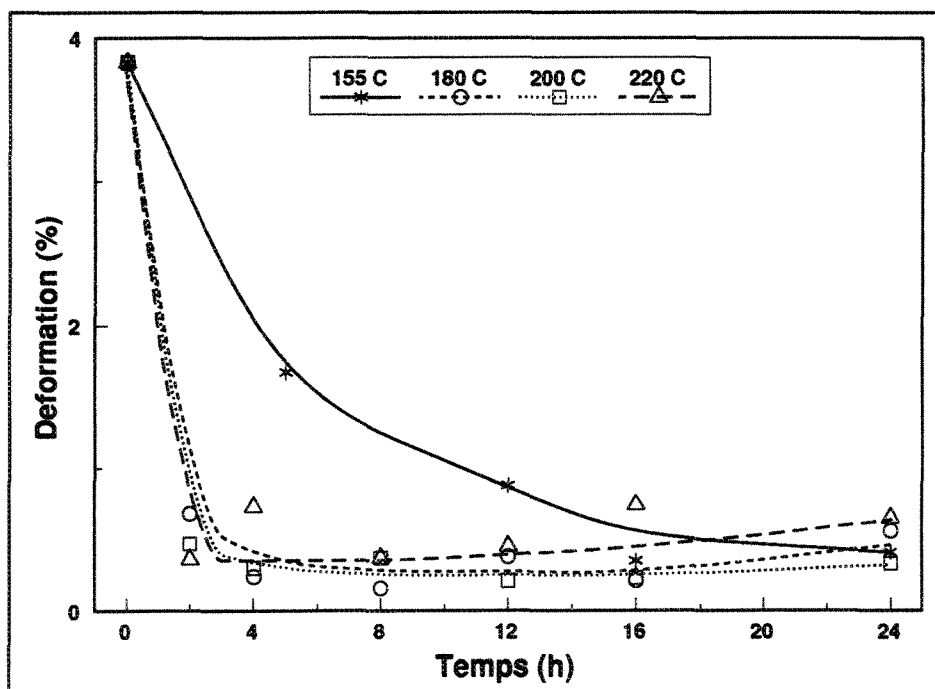


Figure 47 Déformation en fonction du temps de vieillissement (inclusions).

1.3.3 CONCLUSIONS DU TRAITEMENT DE VIEILLISSEMENT

En résumé le traitement de vieillissement optimum que nous conseillons devrait être réalisé à la température de 180°C. Avec une température supérieure, le processus est beaucoup trop rapide et à température inférieure il est plus lent et demande un temps de maintien plus long. Le temps de maintien dépend des propriétés requises mais selon les résultats nous conseillons un intervalle variant entre 4 et 8 heures. C'est à l'intérieur de cet intervalle que nous rencontrons le maximum de résistance nécessaire (R_e de 335 MPa et R_{ut} de 392 MPa) et une déformation moyenne de l'ordre de 1,5%.

Les inclusions n'ont pas une influence critique sur la limite élastique mais ce n'est pas le cas pour la limite ultime et la déformation puisque l'alliage est devenu très fragile. Pour vérifier la variation des résultats, nous avons calculé les écarts-types. L'écart-type de la limite élastique est semblable pour les deux cas. Mais pour la limite ultime, les échantillons contenant des inclusions ont une plus grande dispersion ce qui est normal puisqu'ils sont plus fragiles. Dans le cas de la déformation, nous avons obtenu un écart-type plus faible avec les inclusions. Mais on peut expliquer ce fait par la faible déformation des échantillons contenant des inclusions, soit seulement 0,5 %.

2. INDICE DE QUALITÉ

2.1 PROCÉDURE DE CALCUL

Les propriétés mécaniques de traction d'un alliage sont généralement considérées séparément, lorsque nous voulons mettre en évidence un paramètre donné.

Pour comparer les propriétés mécaniques d'un alliage pour un traitement thermique donné, l'indice qualité a été développé afin de définir une variable qui fait la synthèse des propriétés de contrainte ultime, R_{ut} , et de déformation à la rupture, ϵ_r ⁴²⁻⁴³, avec R_{ut} et k en MPa et ϵ_r en %.

$$Q = R_{ut} + k \log \epsilon_r \quad \text{Équation (3)}$$

Pour déterminer la constante k de cette équation nous traçons le graphique de la limite ultime en fonction du logarithme de la déformation pour un type de traitement donné. Puisque l'indice de qualité caractérise un traitement, on doit donc avoir R_{ut} proportionnel à $\log \epsilon_r$ pour un traitement donné. La précision du lissage (régression linéaire) est quantifiée par le paramètre R^2 , coefficient d'écart, qui correspond à une normalisation de la somme des carrés des résidus (différence entre valeur mesurée et valeur théorique). Un lissage parfait correspond à $R^2 = 1$. Un bon lissage correspond à un coefficient entre 0.9 et 1. Un coefficient d'écart inférieur à 0,7 indique une régression insatisfaisante.

On cherche à déterminer la valeur de k pour le traitement de mise en solution suivant la procédure 2 (four à air forcé et filtration) et pour le traitement de vieillissement.

Pour obtenir la valeur k pour un traitement donné, on va calculer la valeur de k pour chaque temps et prendre la moyenne de ces valeurs pondérées par le coefficient R^2 afin de donner le plus d'importance aux calculs de k les plus précis.

2.2 QUALITÉ DU TRAITEMENT DE MISE EN SOLUTION

Nous avons déterminé la valeur de la constante k de l'équation de la qualité de différentes façons. Tout d'abord, nous avons calculé une constante pour chaque température et chaque temps de mise en solution. Il est à prendre note que les lissages sur 2 points sont exclus.

Avec la température de mise en solution de 480°C , nous avons calculé la constante k pour chaque temps (figure 48). Elle varie entre 19 et 147 MPa et la précision est bonne pour tous, sauf les temps de 2, 12 et 16 heures où la précision est insatisfaisante. La température de 505°C a permis de calculer un k pour les temps de 4, 12, 16 et 24 heures (figure 49). Les constantes ont une variation entre 72 et 121 MPa. La précision est faible pour le temps de 12 heures puisque le résidu est de 0,44.

Nous avons réalisé une procédure similaire pour la température de 515°C (figure 50). Les valeurs de la constante ont une variation comprise entre 68 et 229. Les résidus obtenus pour les temps de traitement de 12 et 24 heures sont insatisfaisants puisqu'ils sont inférieurs à 0,7. A 540°C nous calculons encore la pente et celle-ci varie entre les valeurs de 50 et 235 MPa (figure 51). Les résidus sont près de 1, donc une très bonne précision, mais dans le cas de 2 heures le résidu est seulement de 0,2.

Le tableau 12 présente les résultats numériques des différentes pentes calculées pour chacun des traitements de mise en solution.

Après avoir calculé toutes ces constantes, nous avons le choix pour le calcul de l'indice qualité. Mais dans notre cas nous désirons comparer les différents traitements de mise en solution. Alors il est préférable de calculer la moyenne pondérée des

Tableau 12 **Calcul de l'indice de qualité pour les échantillons de mise en solution.**

Température de mise en solution (°C)	Numéro de la figure	Temps de mise en solution (h)	Pente (MPa)	R²
480	48	2	19	0,02
		4	105	0,92
		8	147	0,96
		12	89	0,56
		16	19	0,16
		24	82	0,76
505	49	4	116	0,99
		12	72	0,44
		16	121	0,97
		24	101	0,98
515	50	2	122	0,99
		4	229	0,99
		8	136	0,88
		12	15	0,02
		24	68	0,43
540	51	2	54	0,20
		4	93	1
		12	235	0,85
		16	50	0,92
		24	67	0,72

constantes calculées. Nous pourrions comparer l'indice de qualité de tous les échantillons et ceci nous donnera un outil de plus pour déterminer le traitement de mise en solution optimal.

$$k = \frac{\sum_{j=i}^n R_j^2 K_j}{\sum_{j=i}^n R_j^2} \quad \text{Équation (4)}$$

En exécutant le calcul de la moyenne pondérée (équation 4), nous obtenons une valeur de 124 MPa pour la valeur. Donc, l'équation de l'indice de qualité de cet alliage pour ces traitements de mise en solution est la suivante:

$$Q = R_{ur} + 124 \log \epsilon_r \quad \text{Équation (5)}$$

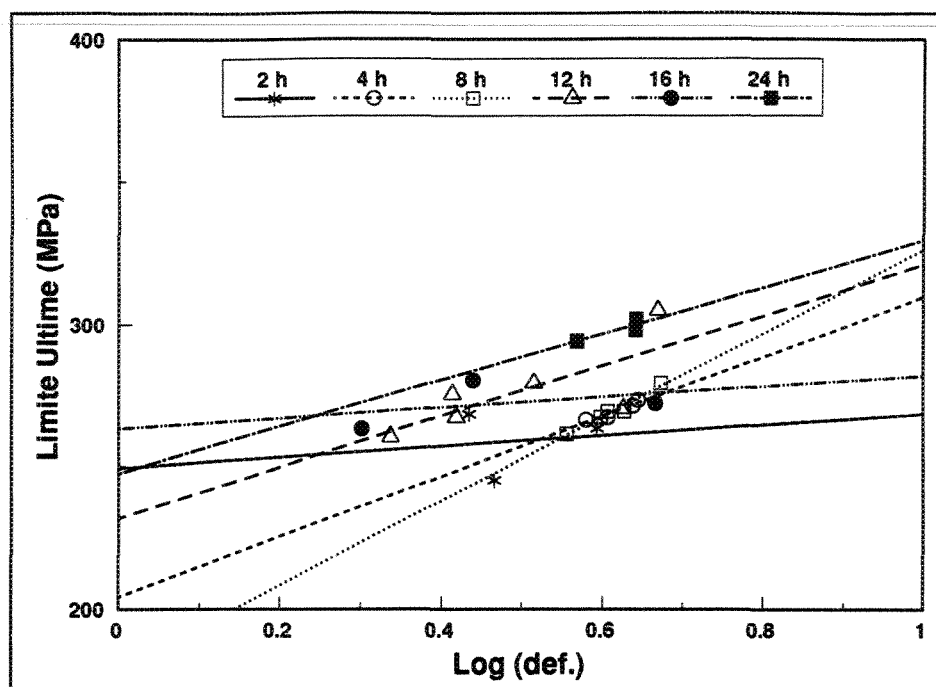


Figure 48 Limite ultime en fonction de la déformation pour la température de mise en solution de 480°C.

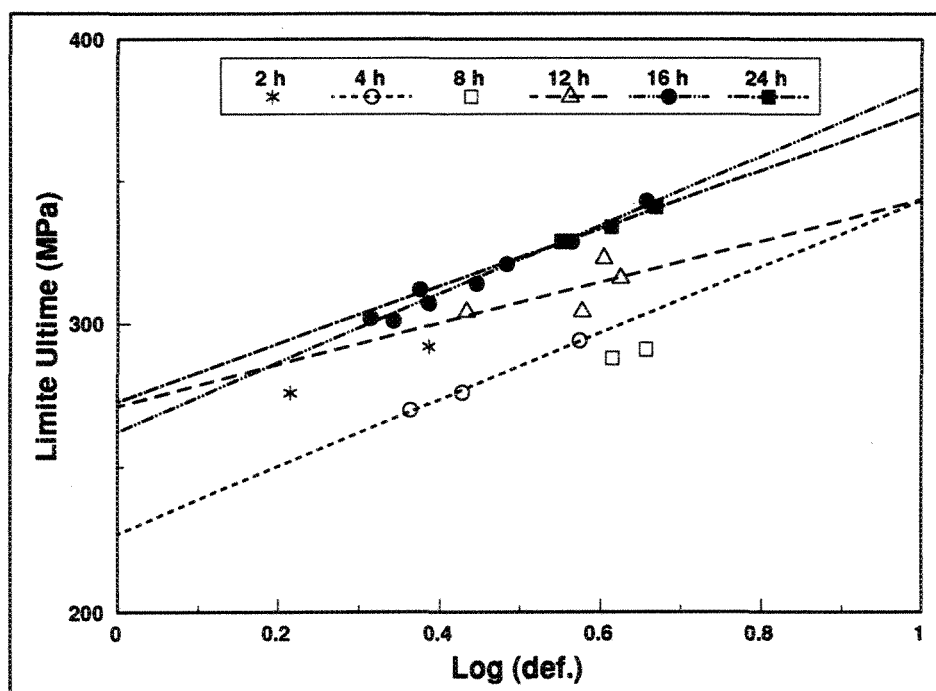


Figure 49 Limite ultime en fonction de la déformation pour la température de mise en solution de 505°C.

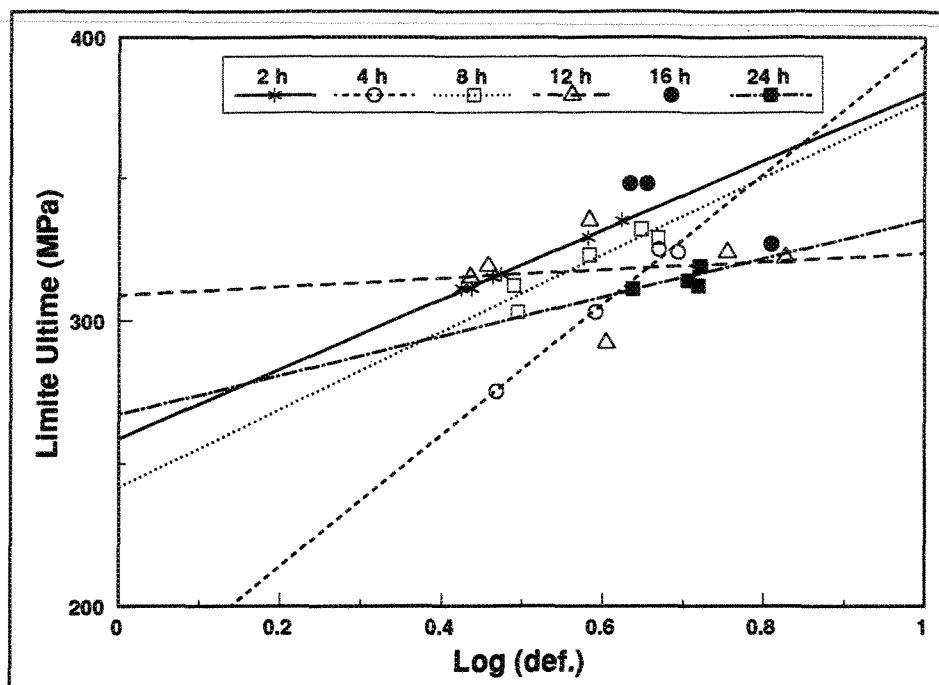


Figure 50 Limite ultime en fonction de la déformation pour la température de mise en solution de 515°C.

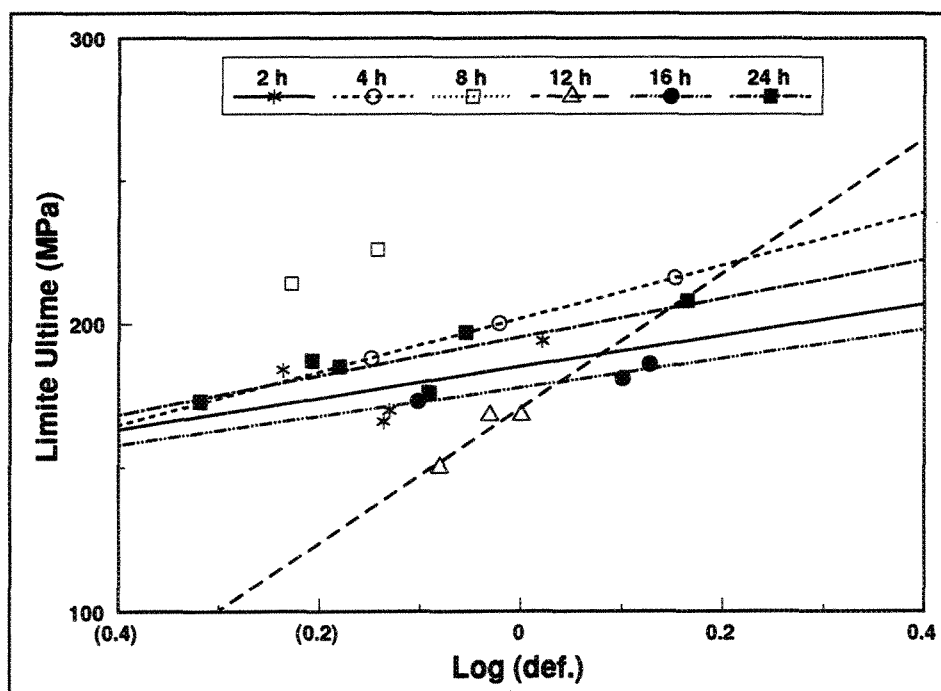


Figure 51 Limite ultime en fonction de la déformation pour la température de mise en solution de 540°C.

L'indice de qualité est calculé pour chaque temps de mise en solution et il est présenté à la figure 52. Nous constatons que la température de mise en solution de 515°C est celle qui donne l'indice de qualité le plus élevé. Mais elle est suivie de près par les températures de 505 et 480°C. Avec la température de 540°C, nous obtenons un indice de qualité plus faible que pour les échantillons bruts. Donc le choix de 515°C et un temps de 8 heures dans la section précédente était très justifié et représente un excellent choix. La recommandation de baisser de 5 à 10°C la température de mise en solution, si le four utilisé n'a pas un bon contrôle sur sa température et de prolonger le temps de quelques heures est justifiées. En effet, si on consulte la courbe d'indice de qualité, on remarque qu'à 505°C pendant 12 heures de mise en solution, nous obtenons un indice de qualité presque équivalent à celui du traitement optimal.

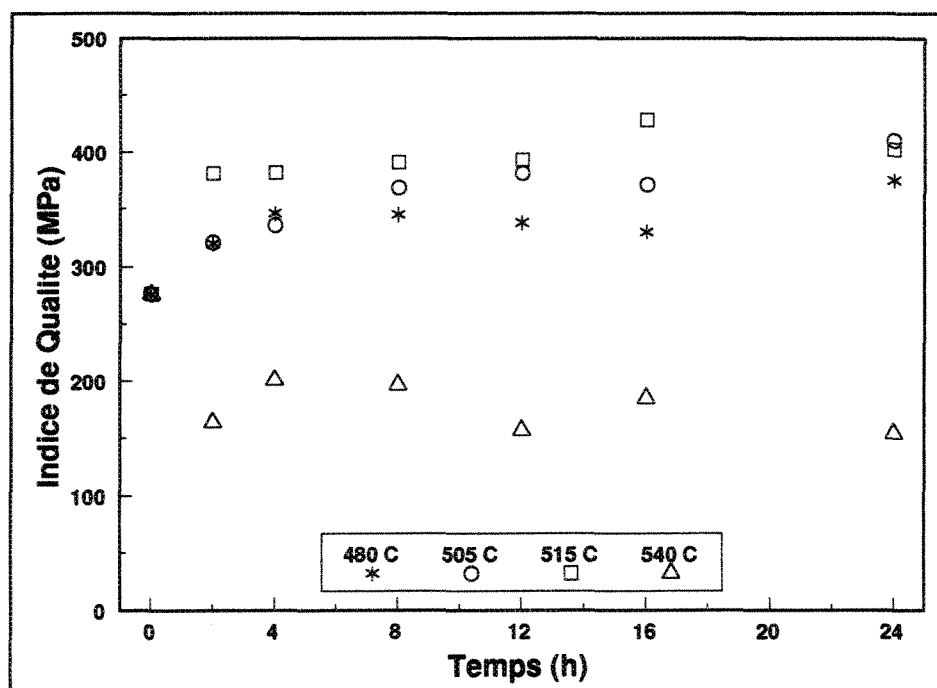


Figure 52 Indice de qualité pour les échantillons de mise en solution selon l'équation 5 ($k = 124$).

On remarque que l'indice de qualité pour la température de 505°C et un temps de 16 heures s'avère la valeur maximale. Mais nous n'avons pas choisi ce traitement de mise en solution puisqu'il demande une trop grande consommation d'énergie et un temps de réalisation plus long, sans pour autant nous donner une très grande augmentation des propriétés mécaniques.

2.3 QUALITÉ DU TRAITEMENT DE VIEILLISSEMENT

Dans le cas du traitement de vieillissement, nous avons déterminé la valeur de la constante k de l'équation de qualité pour chaque température et chaque temps de vieillissement (tableau 13). Ensuite nous avons calculé la moyenne pondérée des résultats pour obtenir un k utilisable pour tous nos traitements de vieillissement.

A la température de 155°C (figure 53), nous avons calculé l'indice de qualité pour tous les temps. Nous obtenons une constante qui varie entre 68 et 122 MPa et la précision est bonne pour toutes les droites, sauf aux temps de 2 et 12 heures où nous avons un résidu inférieur à 0,7. Pour la température de 180°C, nous avons réalisé la même procédure, mais nous avons été incapable de calculer la constante pour les temps de 2, 8 et 16 heures puisque nous avons moins de 3 résultats. Avec les autres, nous avons une variation de la pente entre 86 et 137 MPa et des résidus supérieurs à 0,9 (figure 54). Avec la température de 200°C, nous avons une variation de la pente entre 115 et 156 MPa (figure 55). La précision est excellente puisque tous les résidus sont supérieurs à 0,9. La dernière température de vieillissement est 220°C, nous avons calculé la pente de la meilleure droite pour tous les temps, excepté dans le cas de 24

heures (moins de 3 données). Les pentes varient entre 75 et 142 MPa et les résidus de 0,79 à 0,99 (figure 56).

Tableau 13 **Calcul de l'indice de qualité pour les échantillons de vieillissement.**

Température de vieillissement (°C)	Numéro de la figure	Temps de vieillissement (h)	Pente (MPa)	R ²
155	53	2	96	0,65
		4	122	0,99
		8	96	0,97
		12	68	0,49
		16	69	0,88
		24	71	0,93
180	54	4	86	0,99
		12	98	0,99
		24	137	0,91
200	55	4	131	0,98
		8	156	1
		16	115	0,97
		24	126	0,93
220	56	2	128	0,99
		4	142	0,97
		8	96	0,81
		12	99	0,98
		16	75	0,79

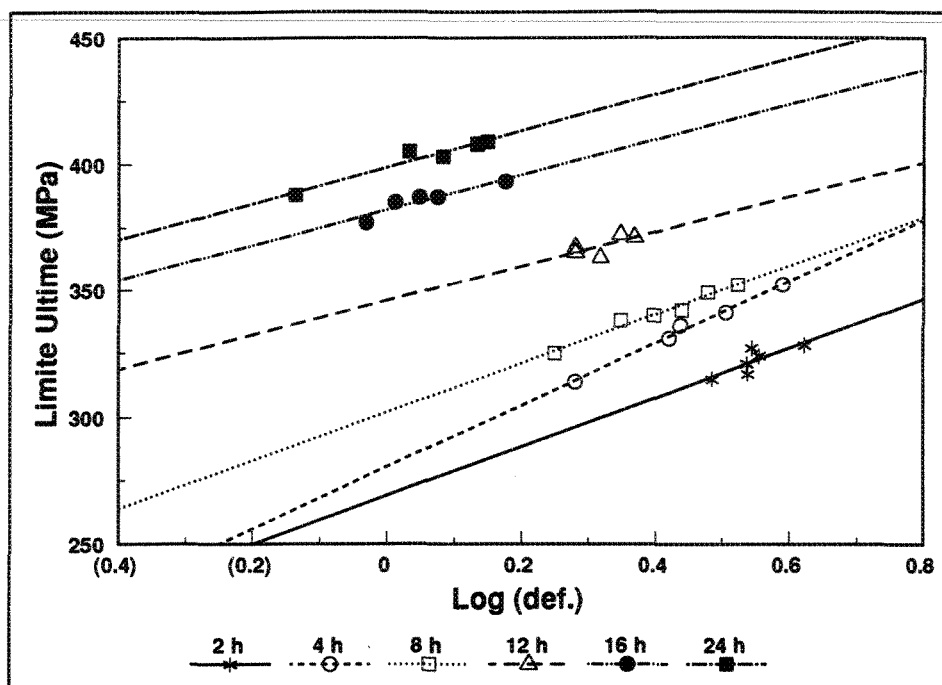


Figure 53 Limite ultime en fonction de la déformation pour la température de vieillissement de 155°C.

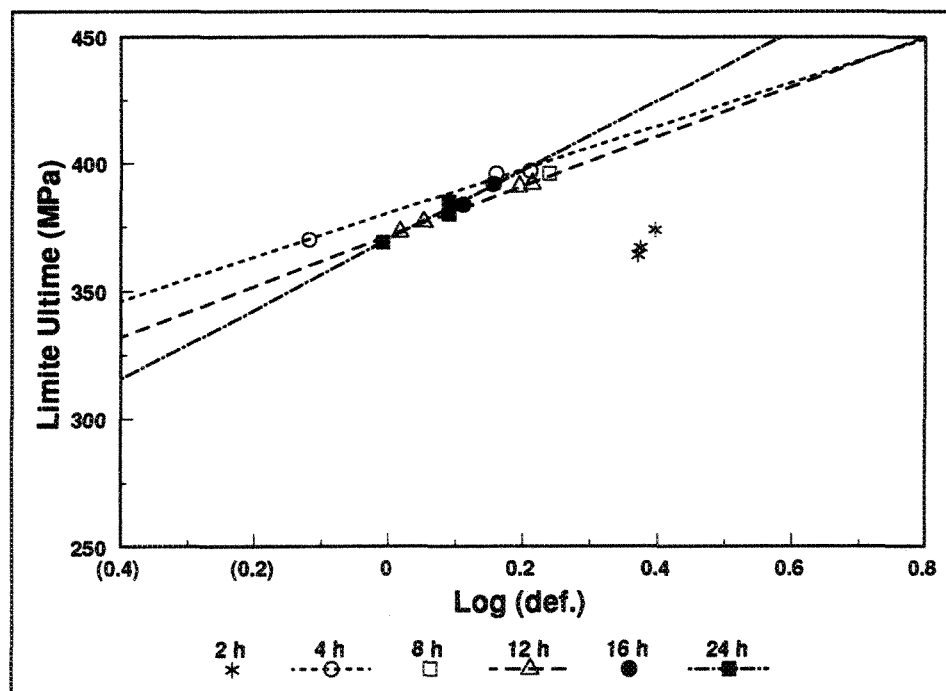


Figure 54 Limite ultime en fonction de la déformation pour la température de vieillissement de 180°C.

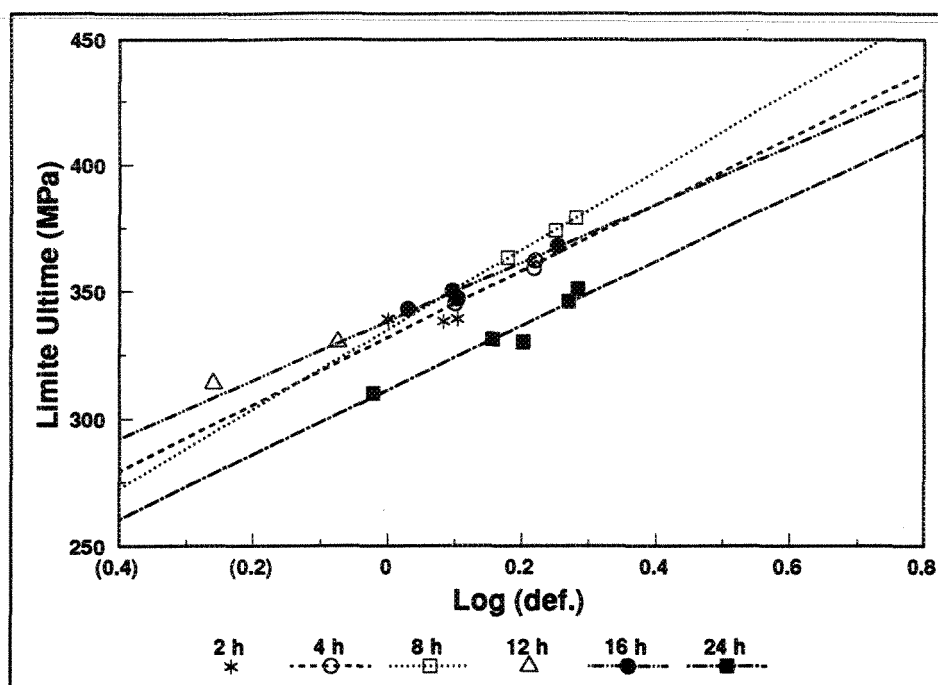


Figure 55 Limite ultime en fonction de la déformation pour la température de vieillissement de 200°C.

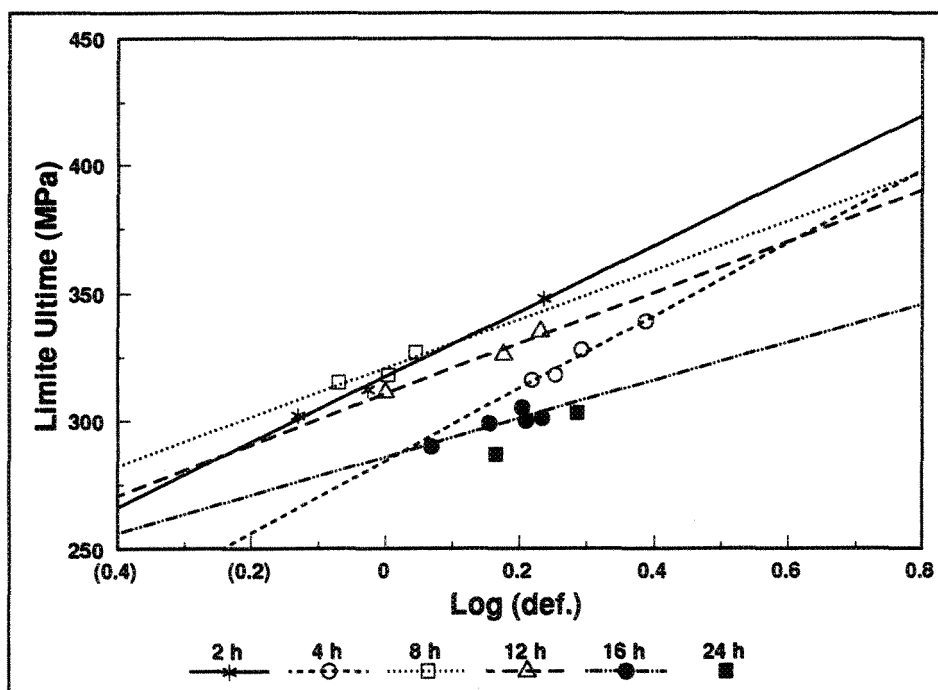


Figure 56 Limite ultime en fonction de la déformation pour la température de vieillissement de 220°C.

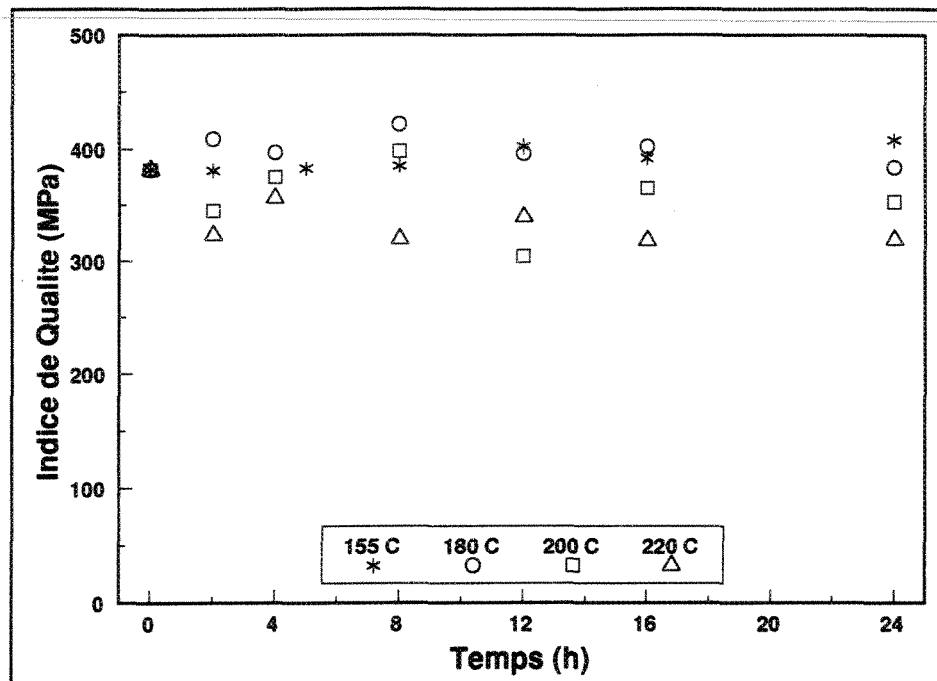


Figure 57 Indice de qualité des échantillons après le traitement de vieillissement selon l'équation 6 ($k = 108$).

En calculant la moyenne pondérée (équation 4), nous déterminons une valeur de k de 108 MPa. Cette valeur, nous permet de comparer l'indice des différents traitements de vieillissement réalisés sur les échantillons.

$$Q = R_w + 108 \log \epsilon, \quad \text{Équation (6)}$$

Avec l'équation 6, nous avons tracé le graphique de l'indice de qualité (figure 57) et nous constatons que la température de vieillissement de 180°C s'avère la meilleure pour l'intervalle de 2 à 8 heures. Mais pour l'intervalle de 12 à 24 heures la température de 155°C est égale à la température de 180°C pour le temps de 12 et 16 heures et elle devient supérieure pour le temps de 24 heures.

L'indice de qualité a été développé afin de comparer les propriétés mécaniques des échantillons qui ont subi un traitement thermique identique. La constante de 150 a été déterminée pour l'alliage Al-Si-Mg (356) pour un traitement thermique T6 dont la mise en solution est réalisée à 540°C durant 8 heures suivie d'une trempe à l'eau et d'un vieillissement à 155°C durant 5 heures.

Mais dans notre cas nous avons une panoplie de traitements thermiques différents. Pour obtenir une constante valable de l'indice de qualité, nous devons prendre la moyenne pondérée des valeurs calculées pour chaque temps et température, soit pour la mise en solution ou le vieillissement. Avec cette technique, nous pouvons poursuivre notre but, soit de comparer la qualité des échantillons traités différemment.

CHAPITRE 4

MICROSTRUCTURE

1. INTRODUCTION

Dans ce chapitre, nous analysons de façon détaillée la microstructure de l'alliage. Tout d'abord, nous examinons la surface des échantillons à l'aide d'un microscope optique. Ensuite, nous utilisons une micro-sonde à rayon X pour réaliser la carte des principaux éléments contenus dans l'alliage. Notre étude sera plus exhaustive à la température de mise en solution de 540°C, afin d'en expliquer la fragilisation.

2. COURBE DE REFROIDISSEMENT

Pour commencer, nous examinons la solidification de l'alliage. Nous avons chauffé un creuset de graphite à la température de 700°C. Au fond du creuset, nous avons inséré un thermocouple relié à un système d'acquisition de données. Par la suite, nous avons coulé l'alliage (température 740°C) dans le creuset afin d'enregistrer la courbe de refroidissement. Sur cette courbe (figure 58) on peut remarquer que le début de la solidification commence à la température de 608°C. La solidification de l'eutectique binaire Al-Si se fait à partir de la température de 562°C et le processus se termine par la solidification de la phase CuAl_2 aux environs de 506°C, ce qui est inférieur à la température de solidus donnée par le Metal Handbook¹. Mais cette

différence est expliquée par la composition chimique de l'alliage et la méthode utilisées.

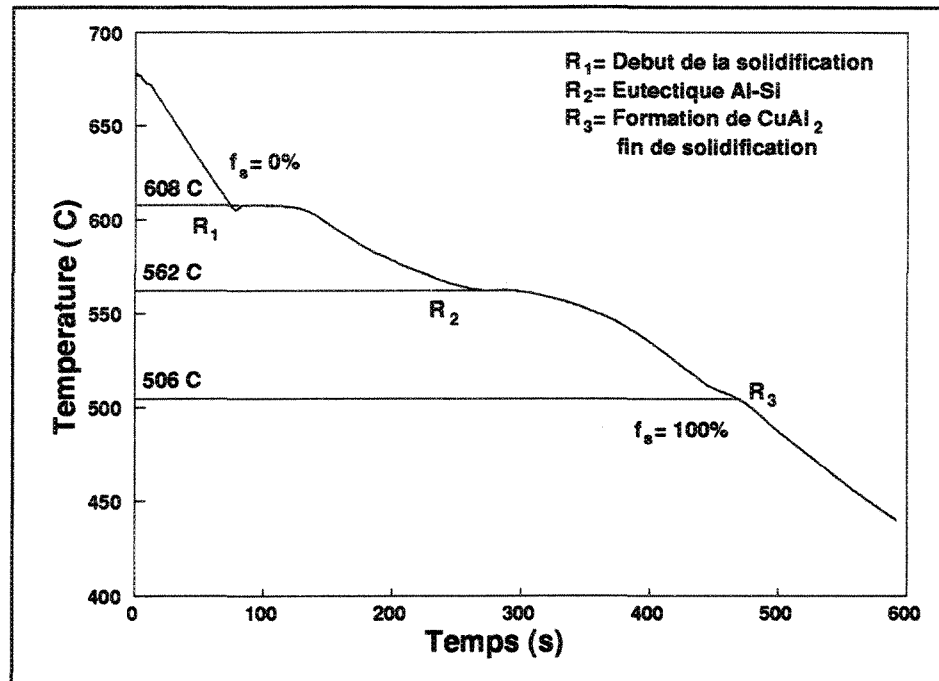


Figure 58 Solidification de l'alliage d'aluminium 319.2 dans un creuset de graphite préchauffé à 700°C.

3. ANALYSE DE LA PHASE DE SILICIUM

3.1 ANALYSE D'IMAGES

Dans cette section, nous analyserons la structure du silicium pour le traitement de mise en solution. Dans les échantillons utilisés après coulée et non modifiés, on retrouve le silicium sous la forme de longues et fines aiguilles. Par la suite, avec le traitement de mise en solution, débute la brisure et la sphéroïdisation des aiguilles. A la fin de la sphéroïdisation, nous avons un processus de croissance des plages de silicium. On peut mesurer les dimensions de ces plages avec un analyseur d'images. Celui que nous utilisons est de marque LECO. Les valeurs mesurées sont la

surface, la rondeur et le facteur de forme. La rondeur est calculée avec l'équation 7.

Une valeur de 100 représente un cercle parfait et une de 78,5 un carré. Mais avec cet analyseur d'image, nous sommes incapable d'obtenir une valeur de 100, due à la taille des pixels. Un cercle parfait aura donc une valeur de 95. Pour le facteur de forme, nous faisons le rapport de la longueur sur la largeur. La longueur est la plus grande distance mesurée soit horizontalement, soit verticalement. La largeur est déterminée comme étant la plus grande distance perpendiculaire à l'axe de la longueur (figure 59).

$$\text{Rondeur} = \frac{4\pi * (\text{Aire})}{(\text{Périmètre})^2} * 100 \quad \text{Équation (7)}$$

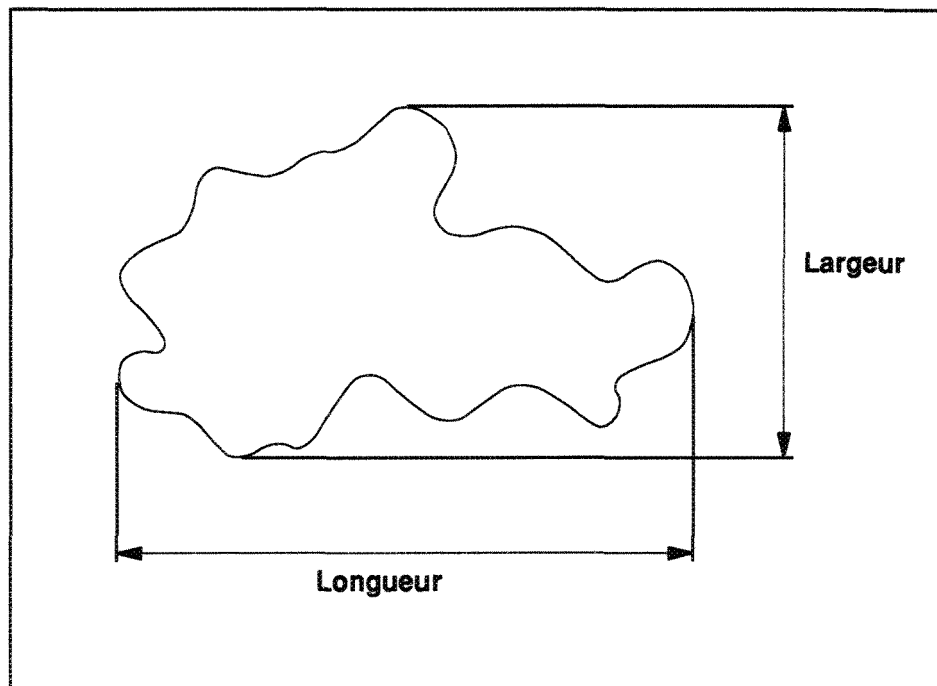


Figure 59 Calcul du facteur de forme.

Le calcul de tous ces paramètres a été réalisé pour les échantillons traités dans le four conventionnel (figures 60 à 62) et ceux dans le four à air forcé (figure 63 à 65).

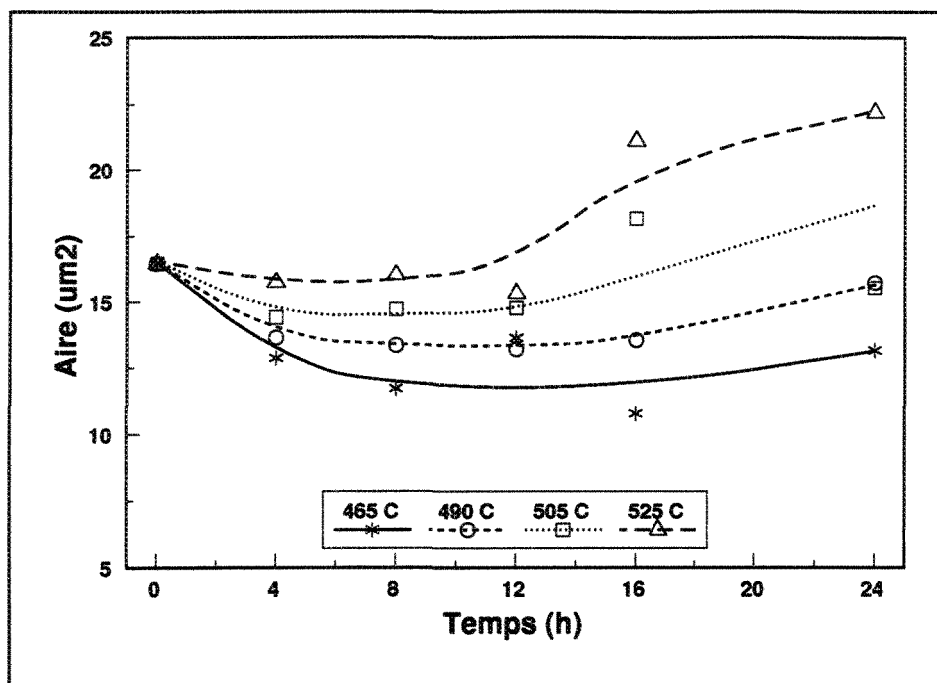


Figure 60 Aire des plages de silicium en fonction du temps de mise en solution (four conventionnel).

A la figure 60, nous avons la courbe de la surface des plages de silicium en fonction du temps de mise en solution. Nous obtenons des courbes en accord avec le processus de changement de forme décrit dans la section théorique. Mais nos processus sont plus rapides puisque nous avons pris un temps de chauffage des échantillons de 2,5 heures et durant le chauffage la morphologie des plages de silicium se transforme. Notre temps zéro, pour le calcul du temps de maintien des différents traitements thermique débute après la période de chauffage. Cette procédure explique la différence entre nos résultats et ceux de Shivkumar et al⁶.

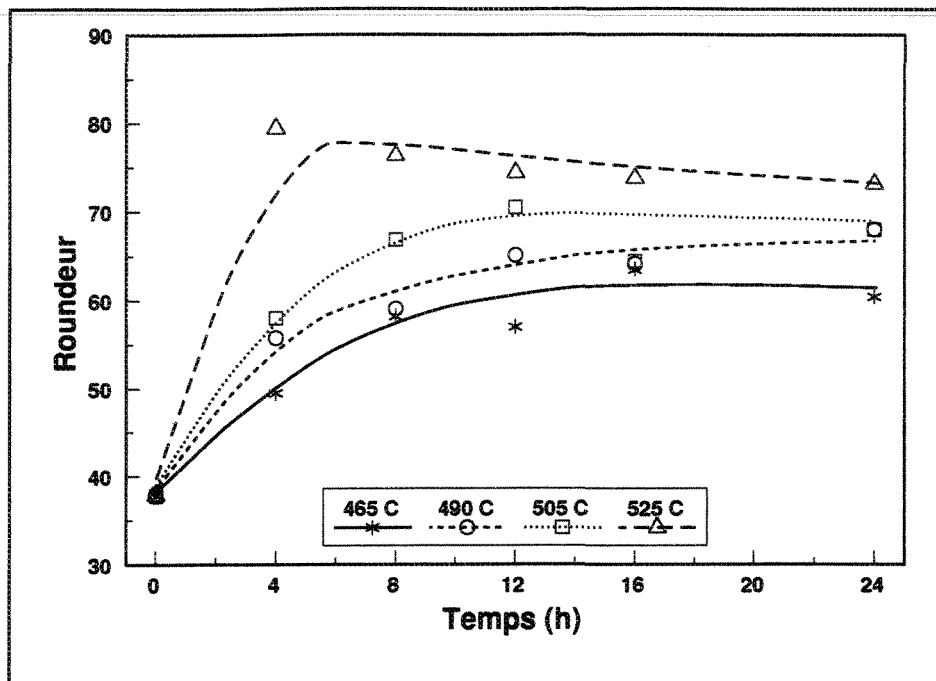


Figure 61 Rondeur des plaques de silicium en fonction du temps de mise en solution (four conventionnel).

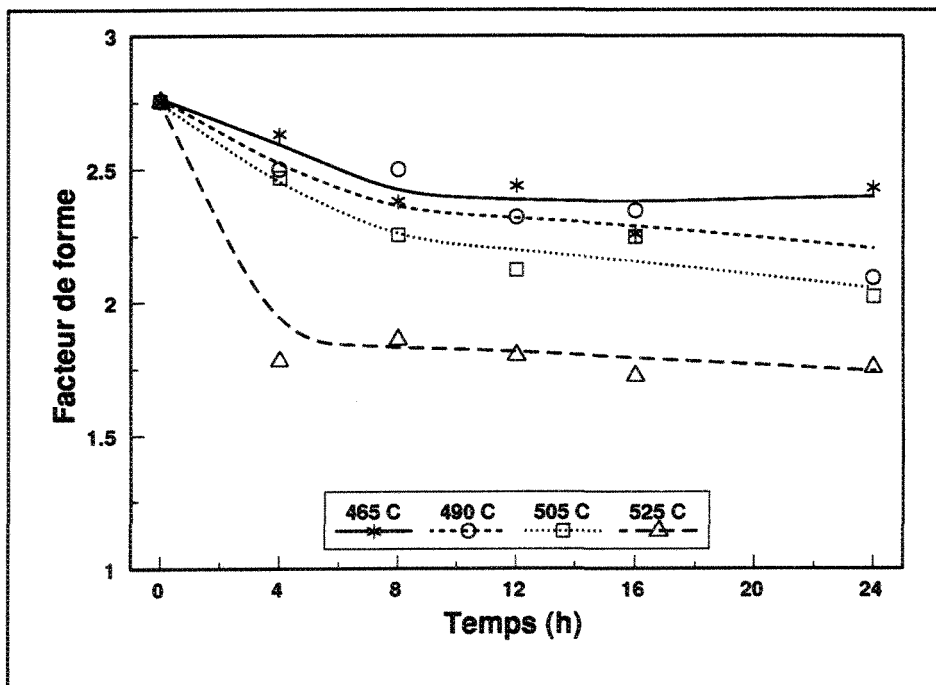


Figure 62 Facteur de forme des plaques de silicium en fonction du temps de mise en solution (four conventionnel).

Le paramètre suivant est la rondeur (figure 61) des plages de silicium. Nous observons le même phénomène que pour la surface. On constate que les valeurs à 525°C ont une variation comprise entre 70 et 80, donc la forme des particules de silicium est assez irrégulière. Dans le cas du facteur de forme, il suit lui aussi la même tendance, soit une diminution plus grande si la température est élevée (figure 62). Il est à prendre note que le four conventionnel ne donne pas une température uniforme. On ne peut être certain de la température de mise solution puisqu'elle est dépendante de la position de l'échantillon.

Avec les échantillons traités dans le four à air forcé, nous n'avons pas ce problème. Nous n'obtenons pas des résultats identiques aux précédents. A la figure 63, nous avons la surface du silicium en fonction du temps de mise en solution. On peut encore conclure que les températures du four conventionnel sont inférieures à celles indiquées par le contrôleur, car nous avons un processus de changement de morphologie du silicium plus rapide avec le four à air forcé. On constate aussi que la température de 540°C est trop élevée puisque nous ne distinguons pas de diminution de la surface. Elle s'est produite entre 0 et 2 heures et durant le chauffage du four. A la figure 64 nous avons la rondeur du silicium. On distingue des valeurs plus faibles que les précédentes. Alors nous avons des particules irrégulières. Mais dans le cas du facteurs de forme (figure 65) nous obtenons des courbes sensiblement identiques.

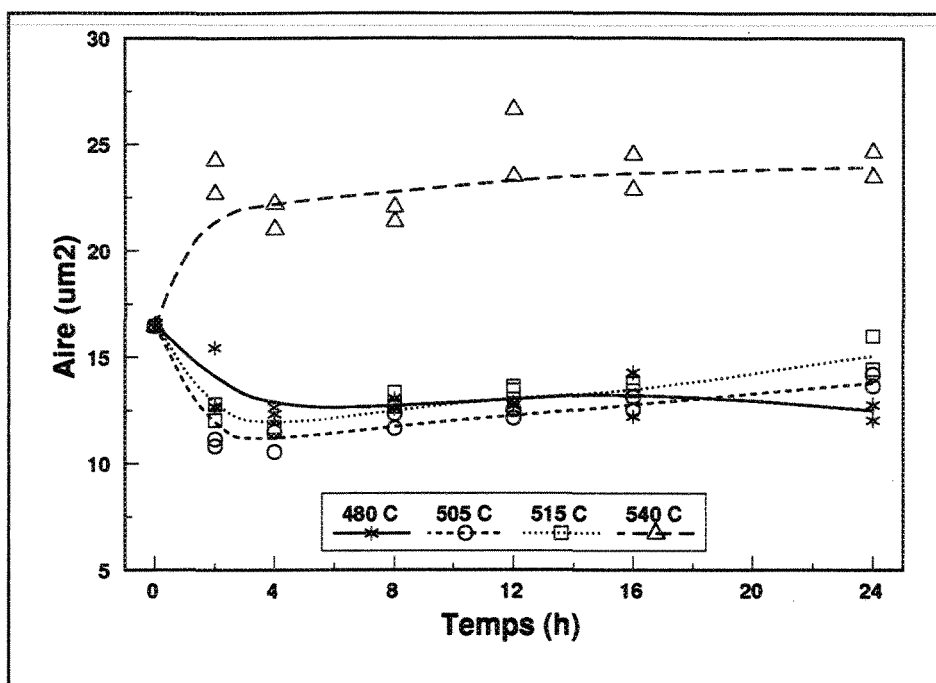


Figure 63 Aire des plages de silicium en fonction du temps de mise en solution (four à air forcé).

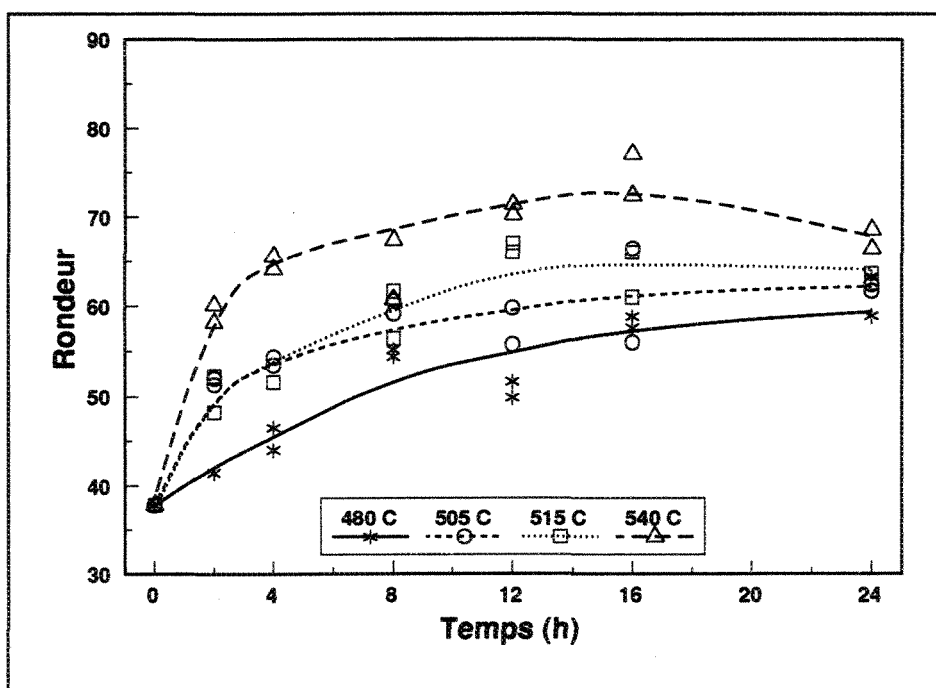


Figure 64 Rondeur des plages de silicium en fonction du temps de mise en solution (four à air forcé).

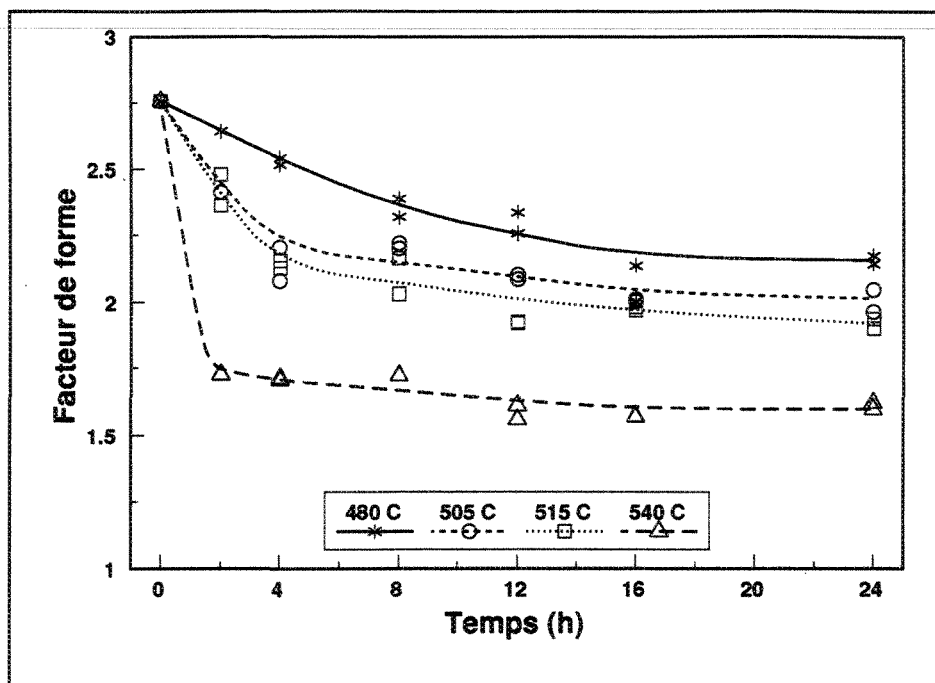


Figure 65 Facteur de forme des plages de silicium en fonction du temps de mise en solution (four à air forcé).

Il est à constater que la rondeur et le facteur de forme sont des paramètres calculés de façon mathématique. Il faut utiliser ces résultats avec une certaine réserve. Pour la surface, cette valeur est plus fiable puisqu'elle vient d'une mesure et non d'une équation.

3.2 ANALYSE PAR MICROSCOPE OPTIQUE

L'analyse de la microstructure a été réalisée à l'aide d'un microscope optique. Nous avons utilisé les échantillons qui ont subi le traitement de mise en solution puisque ce traitement est le plus critique. Nous utilisons des températures élevées et nous avons des changements de morphologie. Nous étudierons les microstructures des échantillons traités dans le four à air forcé.

Aux figures 66 à 90, nous avons des micrographies des différentes conditions de mise en solution. Comme remarqué sur les derniers graphiques, la température influence la vitesse de changement de morphologie du silicium. Dans cet alliage, nous avons un rapport entre le Fe/Mn de 3,3 de sorte que nous avons une faible chance d'obtenir une grande quantité de la phase pré-eutectique de Al_5FeSi . Cette phase se retrouve sous forme d'aiguilles fragiles qui agissent comme concentrateurs de contraintes.

A la figure 66, nous avons la représentation de la microstructure des échantillons après coulée. On remarque que le silicium est sous la forme de longues et fines aiguilles. Aux figures 67 à 74, nous avons les différentes microstructures après un temps de mise en solution de 2 heures. Comme nous avons constaté avec les mesures prises avec l'analyseur d'images, nous avons le début de la sphéroïdisation pour les températures de 480, 505 et 515°C. Avec la température de 540°C (figure 70 et 74) la sphéroïdisation est terminée et nous avons déjà un grossissement du silicium.

A la température de 540°C, nous sommes de beaucoup supérieurs à la température de solidus. Alors nous pouvons être assuré que nous aurons une fusion locale.

Aux figures 75 à 82, nous avons des micrographies après 8 heures de mise en solution. En comparant aux micrographie obtenues après deux heures, on constate l'avancement du processus de sphéroïdisation pour les trois premières températures et le grossissement des plages de silicium pour la température de 540°C. Après 24 heures nous tirons les mêmes conclusions que précédemment, à savoir la fin de la

sphéroïdisation pour les deux premières températures et un début de grossissement des plages de silicium pour 515°C et la poursuite du grossissement dans le cas de 540°C.

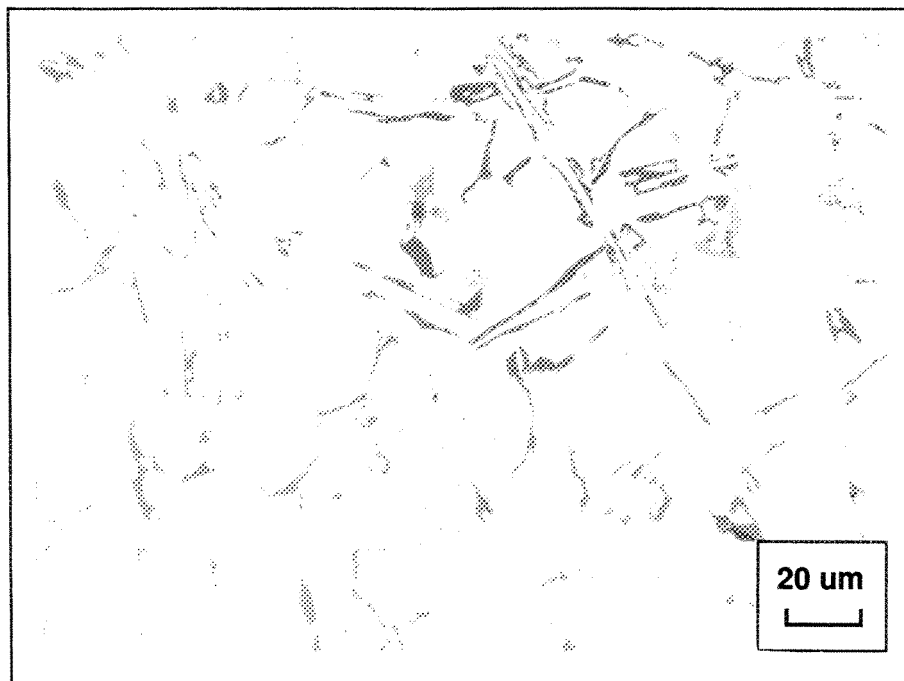


Figure 66 Micrographie après coulée.

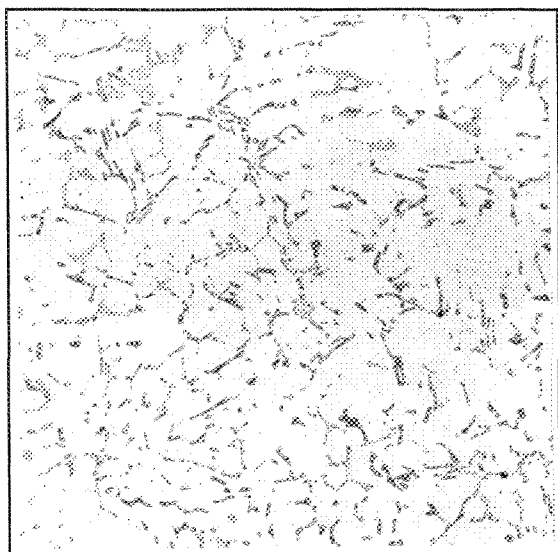


Figure 67 Micrographie après 2 heures de mise en solution à 480°C.

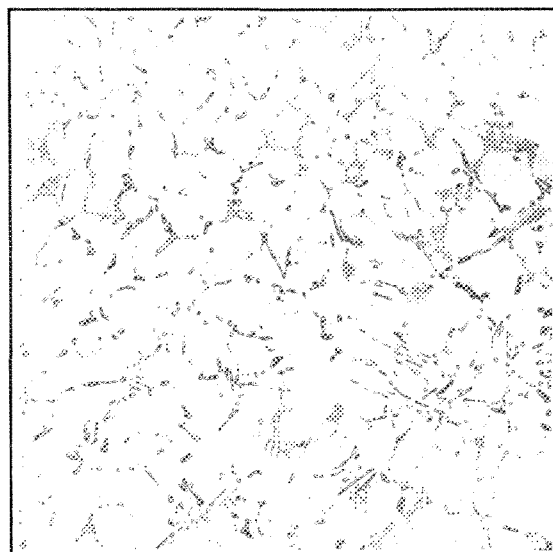


Figure 68 Micrographie après 2 heures de mise en solution à 505°C.

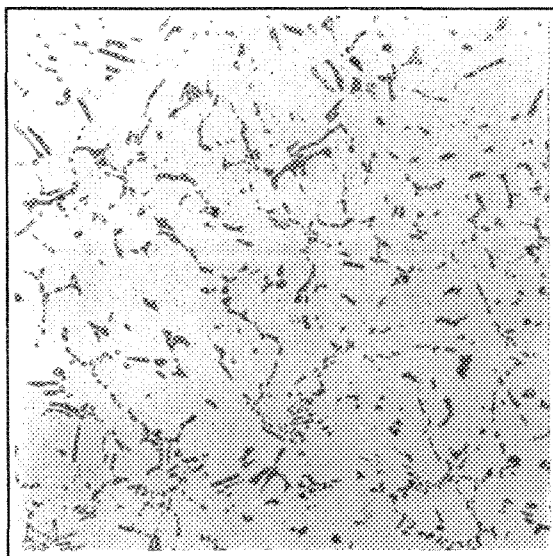


Figure 69 Micrographie après 2 heures de mise en solution à 515°C.

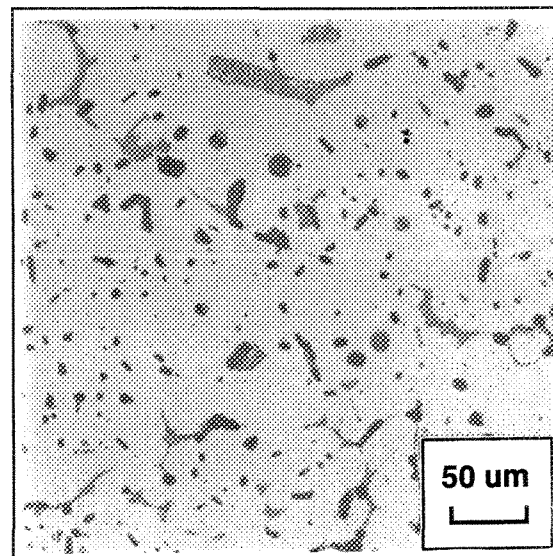


Figure 70 Micrographie après 2 heures de mise en solution à 540°C.

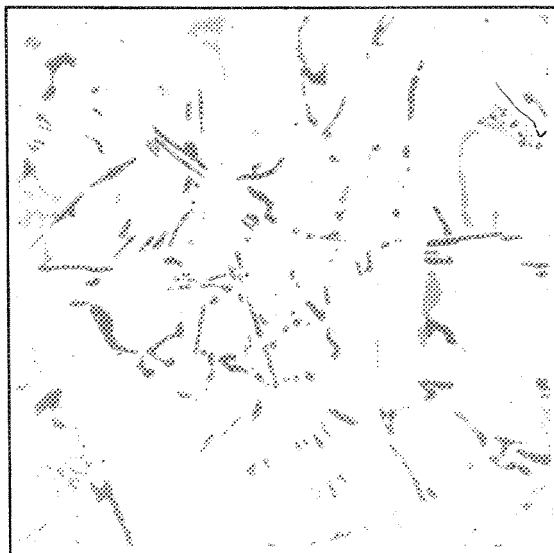


Figure 71 Micrographie après 2 heures de mise en solution à 480°C.

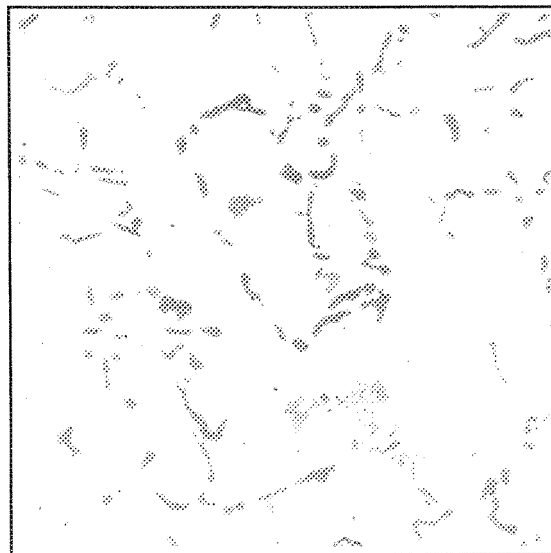


Figure 72 Micrographie après 2 heures de mise en solution à 505°C.

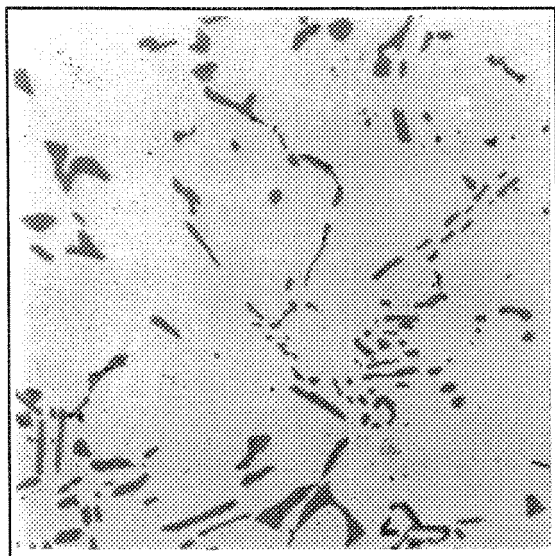


Figure 73 Micrographie après 2 heures de mise en solution à 515°C.

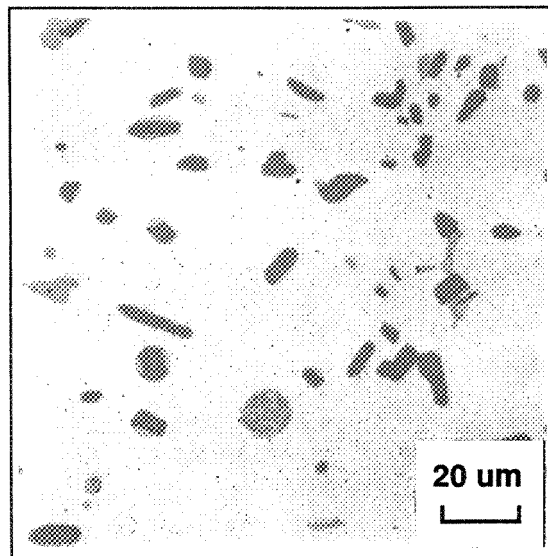


Figure 74 Micrographie après 2 heures de mise en solution à 540°C.

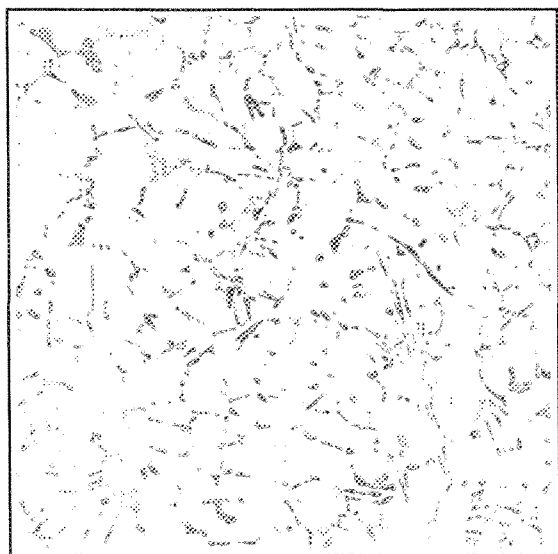


Figure 75 Micrographie après 8 heures de mise en solution à 480°C.

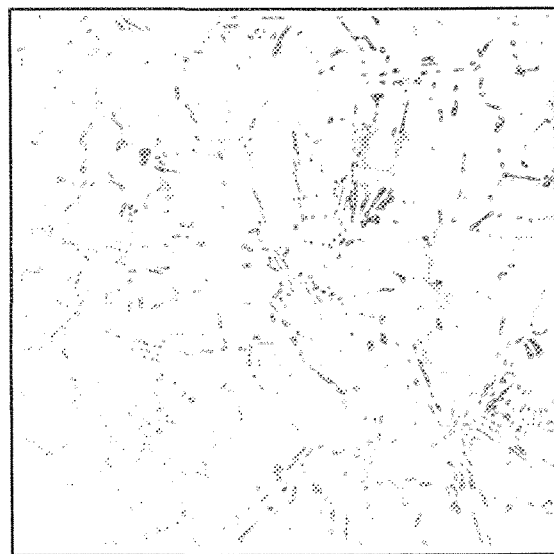


Figure 76 Micrographie après 8 heures de mise en solution à 505°C.

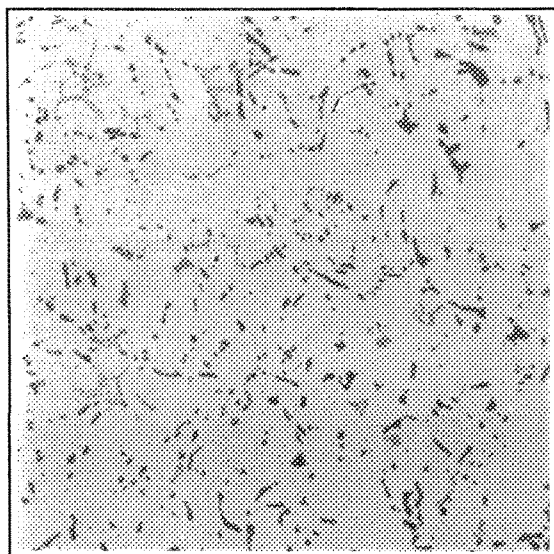


Figure 77 Micrographie après 8 heures de mise en solution à 515°C.

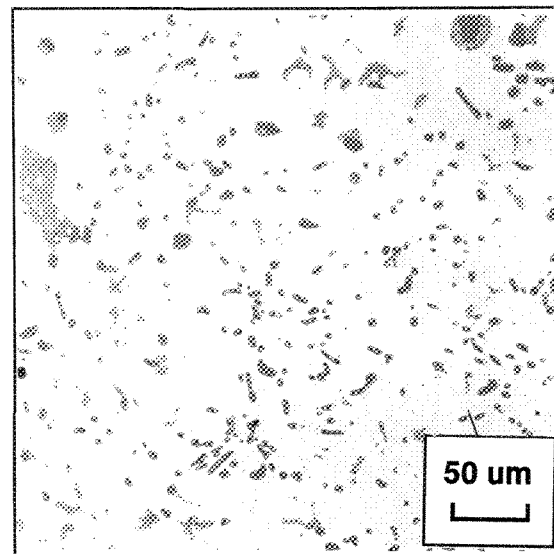


Figure 78 Micrographie après 8 heures de mise en solution à 540°C.

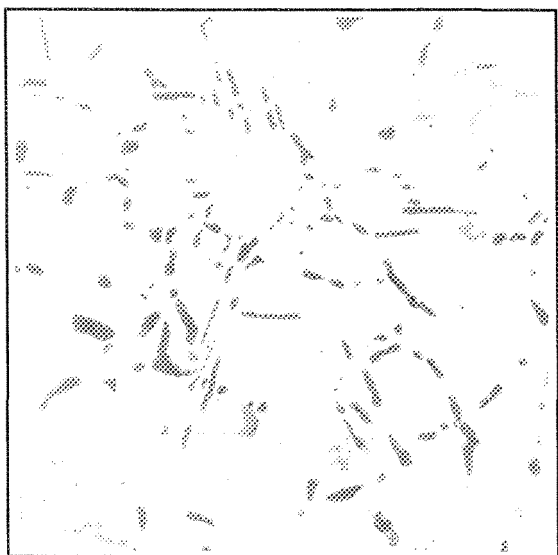


Figure 79 Micrographie après 8 heures de mise en solution à 480°C.

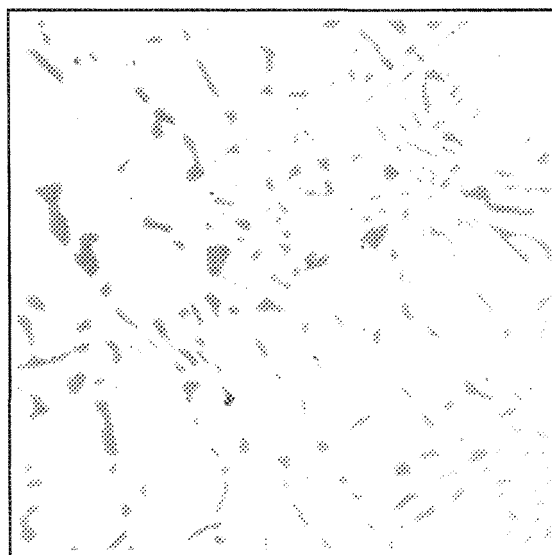


Figure 80 Micrographie après 8 heures de mise en solution à 505°C.

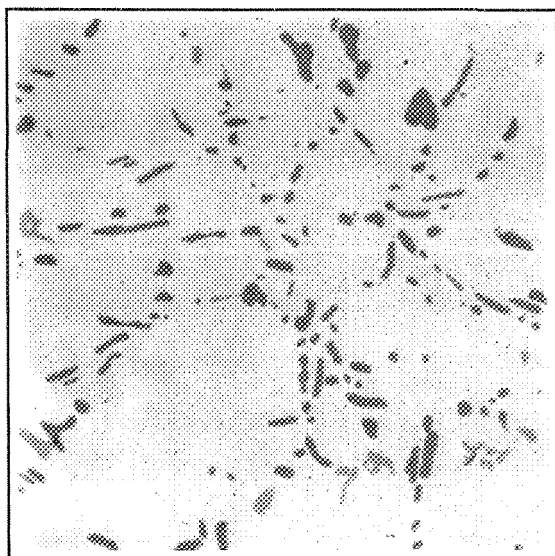


Figure 81 Micrographie après 8 heures de mise en solution à 515°C.

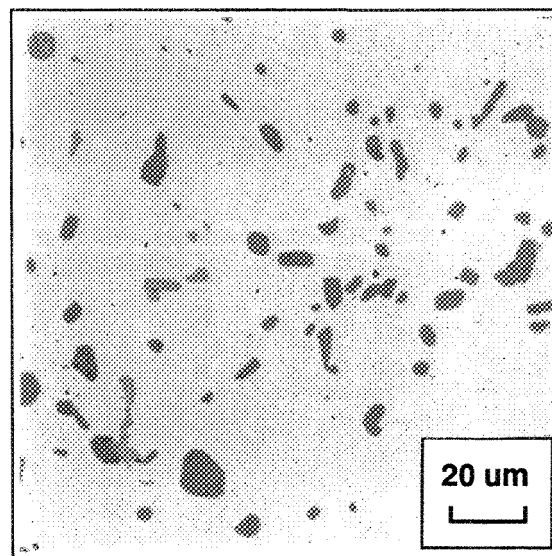


Figure 82 Micrographie après 8 heures de mise en solution à 540°C.

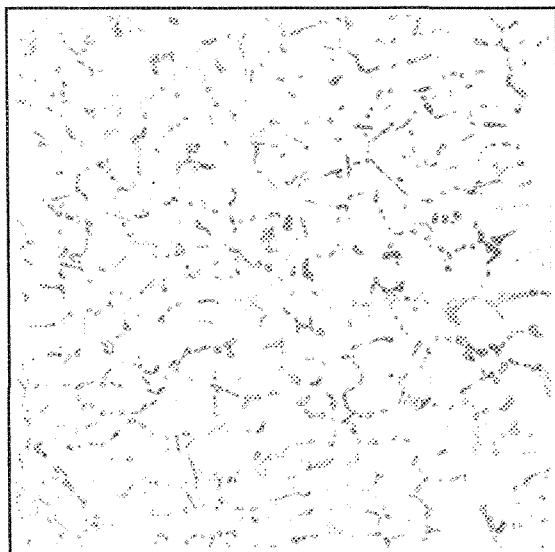


Figure 83 Micrographie après 24 heures de mise en solution à 480°C.

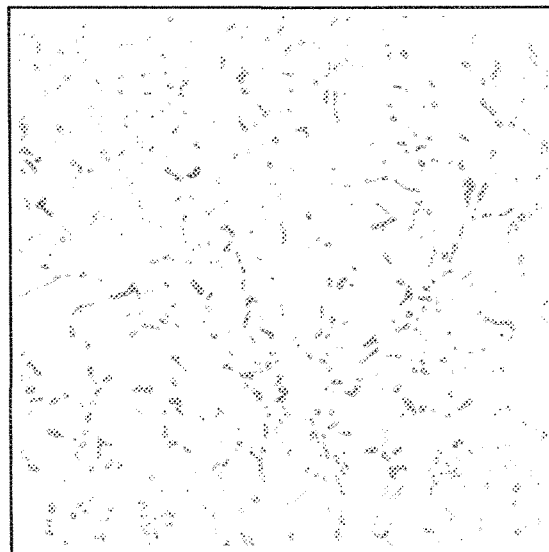


Figure 84 Micrographie après 24 heures de mise en solution à 505°C.

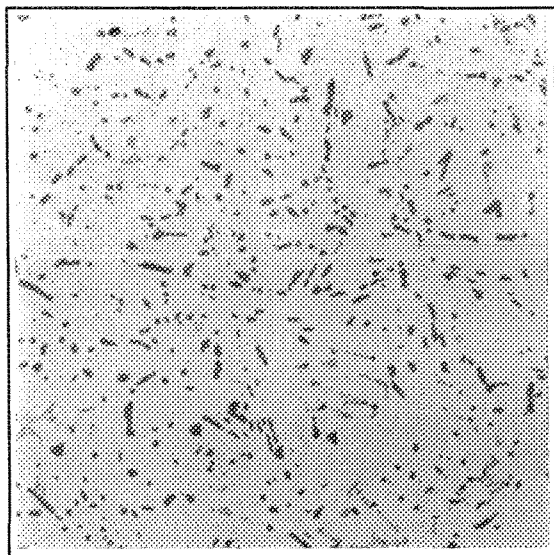


Figure 85 Micrographie après 24 heures de mise en solution à 515°C.

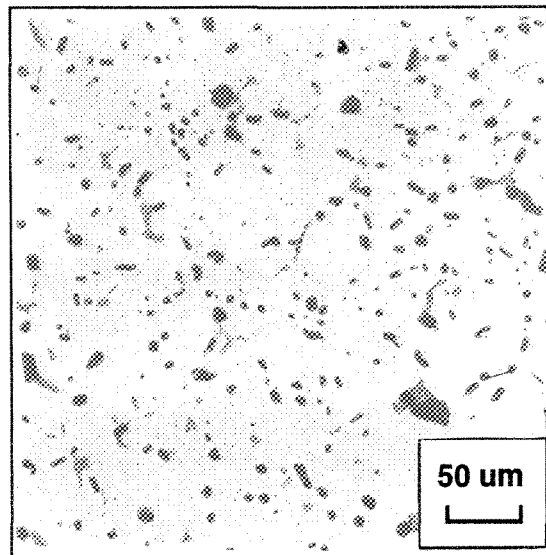


Figure 86 Micrographie après 24 heures de mise en solution à 540°C.

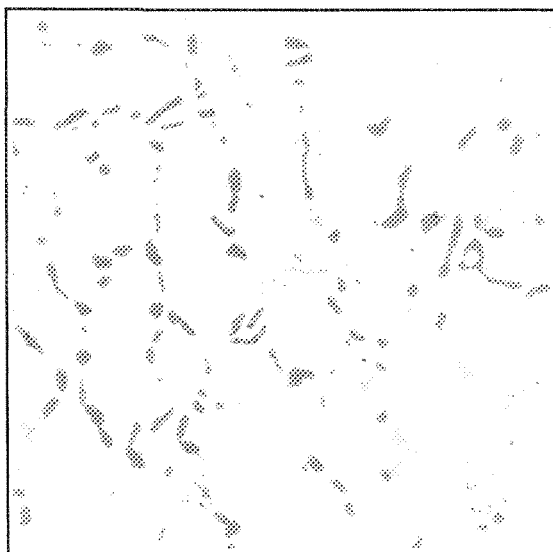


Figure 87 Micrographie après 24 heures de mise en solution à 480°C.

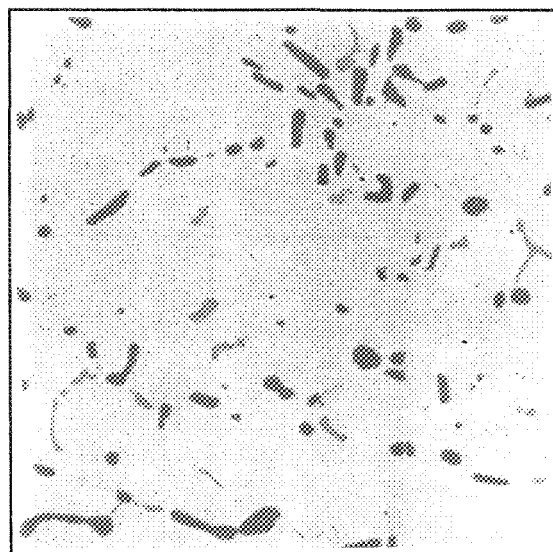


Figure 88 Micrographie après 24 heures de mise en solution à 505°C.

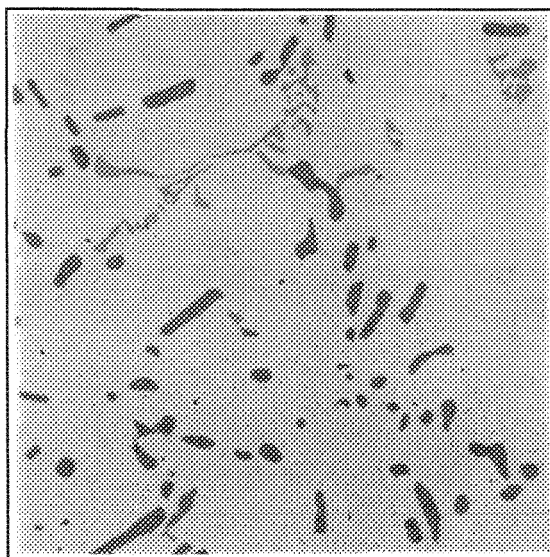


Figure 89 Micrographie après 24 heures de mise en solution à 515°C.

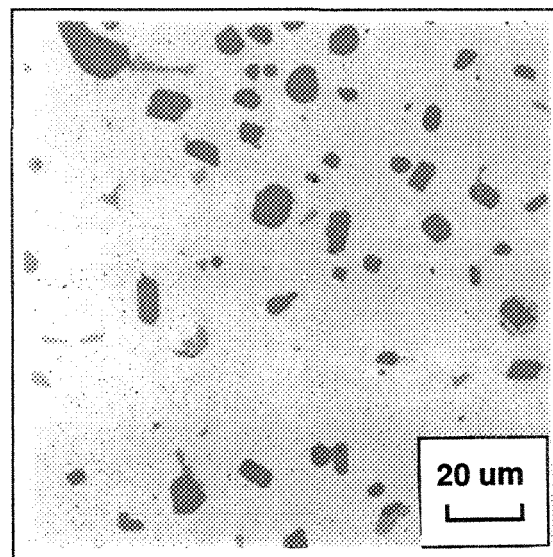


Figure 90 Micrographie après 24 heures de mise en solution à 540°C.

4. ANALYSE DES ÉCHANTILLONS MIS EN SOLUTION À 540°C

4.1 ANALYSE DE LA PHASE CuAl_2

Aux figures 91 à 95, nous nous sommes attardés à la température de 540°C afin d'expliquer la raison de la fragilisation à cette température. Lorsque nous réalisons le traitement de mise en solution à cette température, on remarque un taux de porosité plus élevé que dans les échantillons utilisés après coulée et ceux traités à température inférieure à 540°C (figure 92). Après deux heures de mise en solution, on distingue dans la microstructure une phase riche en cuivre que nous n'avions pas précédemment. Selon les travaux de Reiso et al⁴⁴, cette phase provient de la fonte de la phase de CuAl_2 . En précipitant, ils ont observé la formation de l'eutectique dans la matrice. Ils ont aussi remarqué la formation d'une phase sans structure interne autour des limites des grains de l'eutectique.

Avec une micro-sonde à rayon X, nous avons analysé la dispersion des éléments. La première analyse (figure 96) examine l'eutectique reprécipité dans la matrice durant la trempe (structure semblable à la figure 93). En examinant les cartes, on remarque que la phase contient de l'aluminium (figure 97) et du cuivre (figure 99) et très peu de silicium (figure 98). Avec ces résultats, nous sommes certains que nous avons affaire à la fonte d'une phase de cuivre et avec les conclusions de Reiso et al⁴⁴ on peut s'attendre que c'est la phase eutectique.

La deuxième analyse (figure 100) examine une structure semblable à la figure 91. Elle est identique à la précédente sauf qu'elle se regroupe autour d'une particule de silicium. Sur les cartes on distingue bien le silicium au centre (figure 102), et dans

la phase on trouve du cuivre (figure 103) et de l'aluminium (figure 101).

Comme hypothèse, nous pouvons émettre que la phase de CuAl_2 fond durant la mise en solution à 540°C . Durant la trempe, cette phase fondue précipite en eutectique dont la composition chimique est de 35 à 45% en poids de cuivre⁴⁴. Les particules sans structure interne ont une composition de 54% en poids de cuivre⁴⁴, laquelle est exactement la composition de la phase θ .

Selon les conclusions de Lakshmanan⁴⁵, qui sont moins exhaustives, la fragilisation de l'alliage viendrait de la génération d'une grande quantité de liquide aux joints de grains et dans les régions interdendritiques, lequel après la trempe reprécipite en composés intermétalliques fragiles. Mais il n'existe aucune explication sur la structure ou la composition des composés. En utilisant les conclusions de Reiso et al⁴⁵, on peut avancer que l'eutectique et la phase sans structure, sont les composés responsables de la fragilisation de l'alliage. Mais afin de confirmer cette hypothèse, il serait nécessaire de poursuivre l'étude de la fonte et de la précipitation de la phase de CuAl_2 et de s'assurer qu'aucune autre phase n'agit sur la fragilisation de l'alliage.

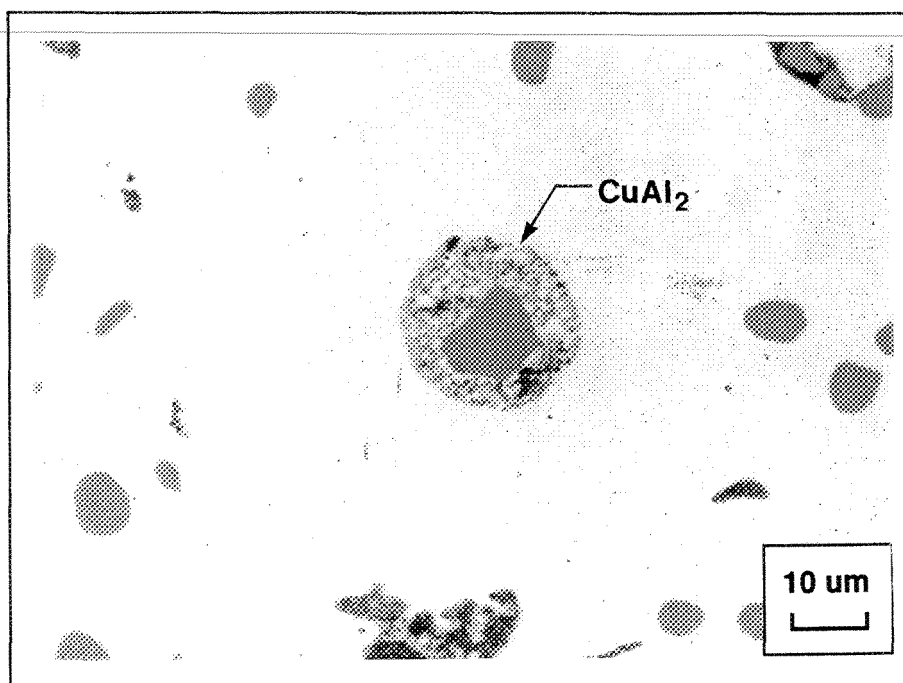


Figure 91 Micrographie après 24 heures de mise en solution à 540°C .

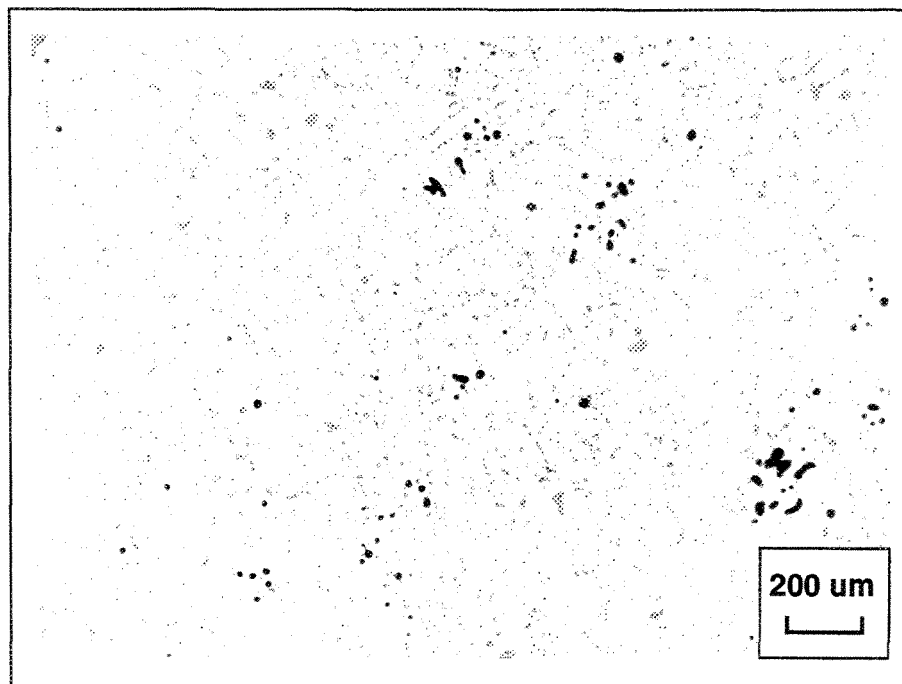


Figure 92 Micrographie après 24 heures de mise en solution à 540°C .

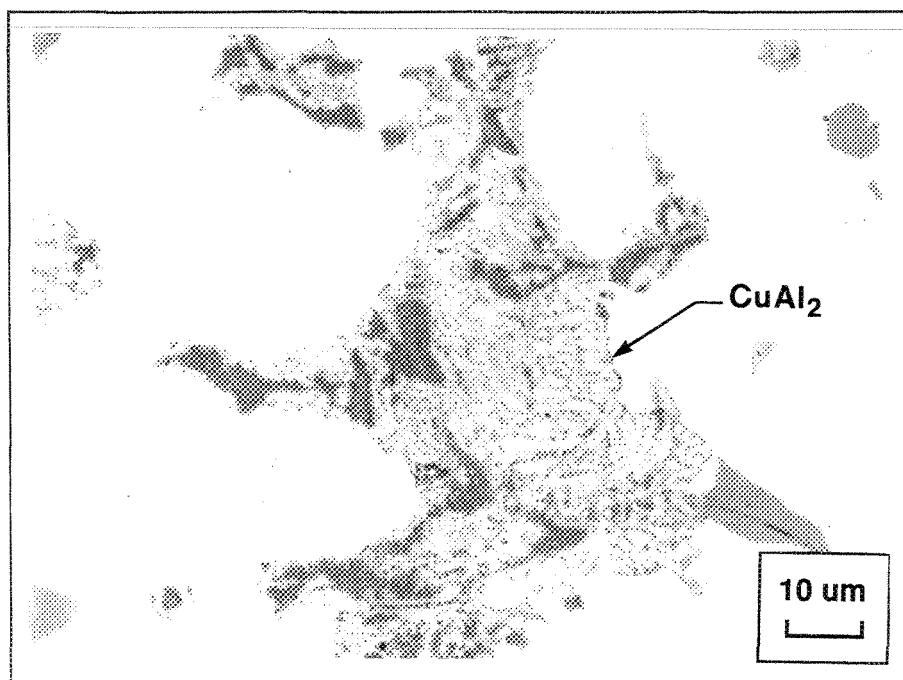


Figure 93 Micrographie après 2 heures de mise en solution à 540°C .

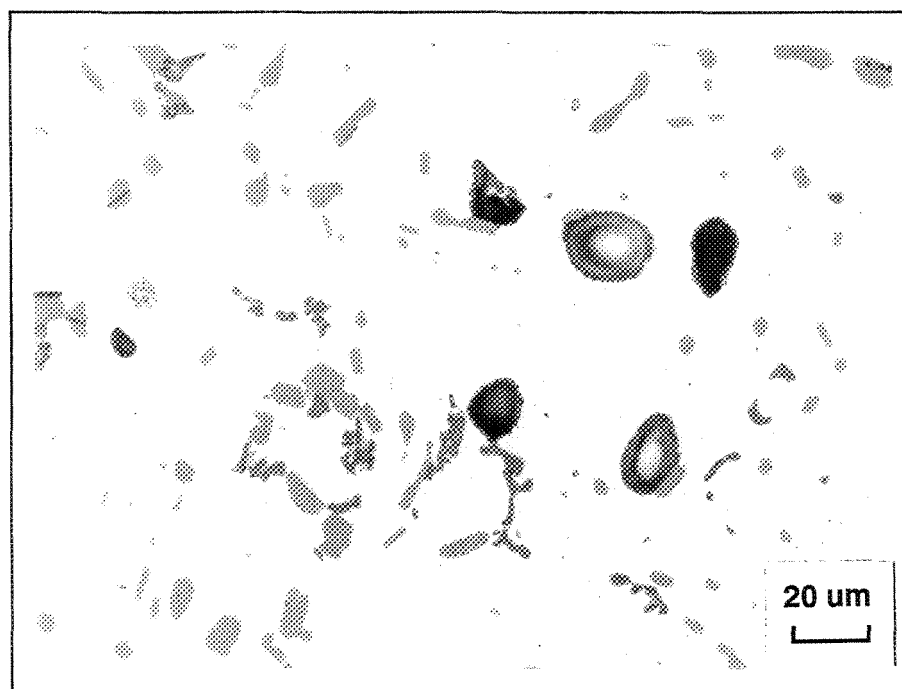


Figure 94 Micrographie après 8 heures de mise en solution à 540°C .

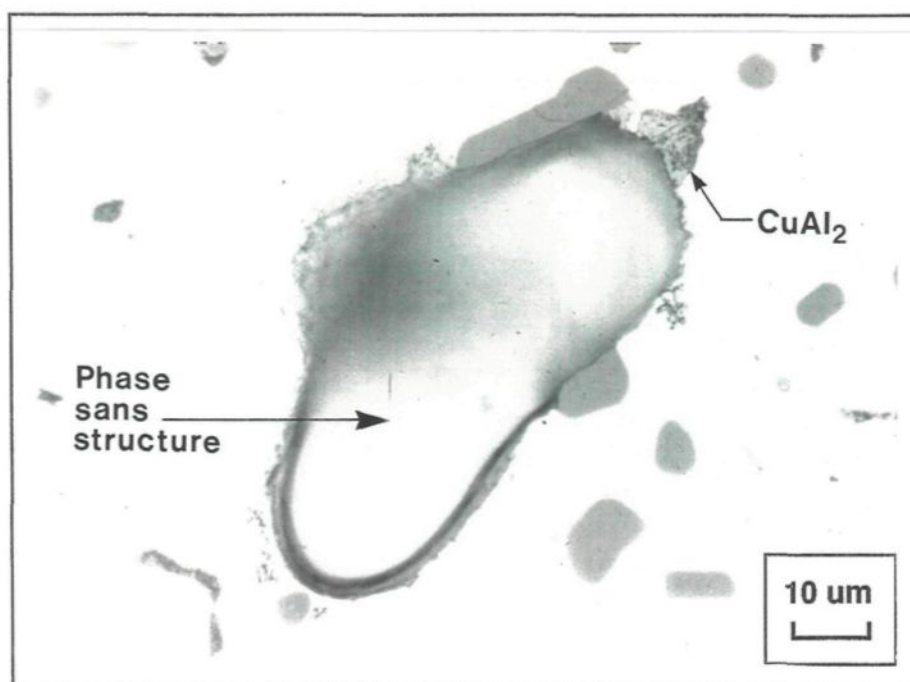


Figure 95 Micrographie après 8 heures de mise en solution à 540°C .

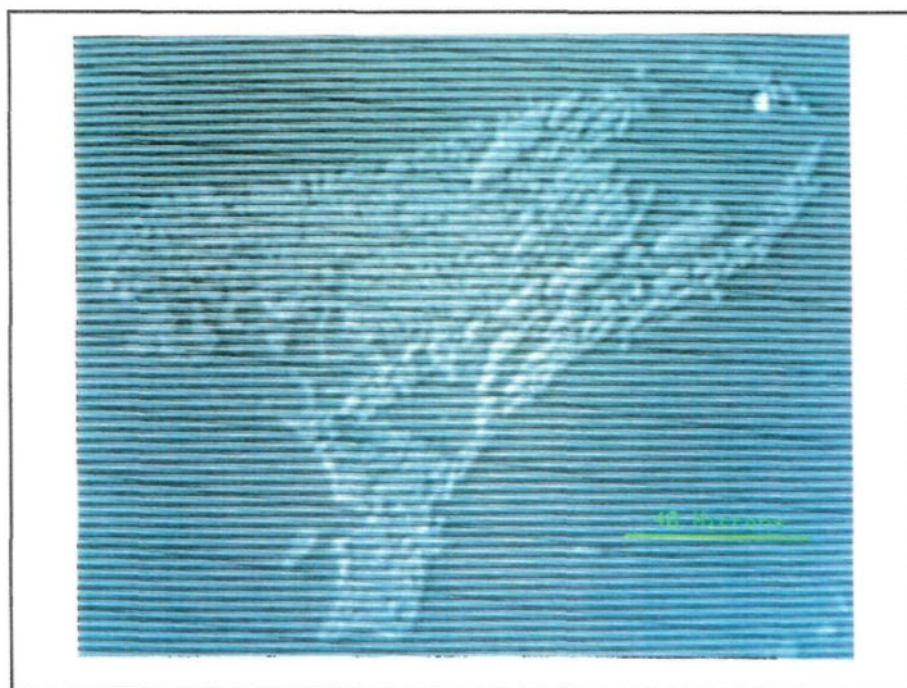


Figure 96 Carte 1.

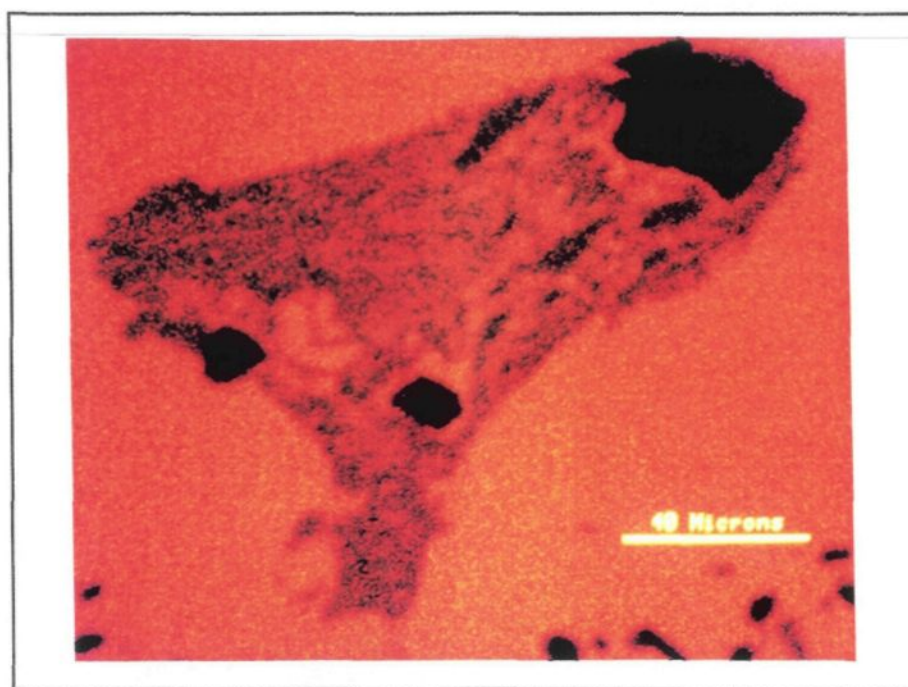


Figure 97 Carte 1, Aluminium.

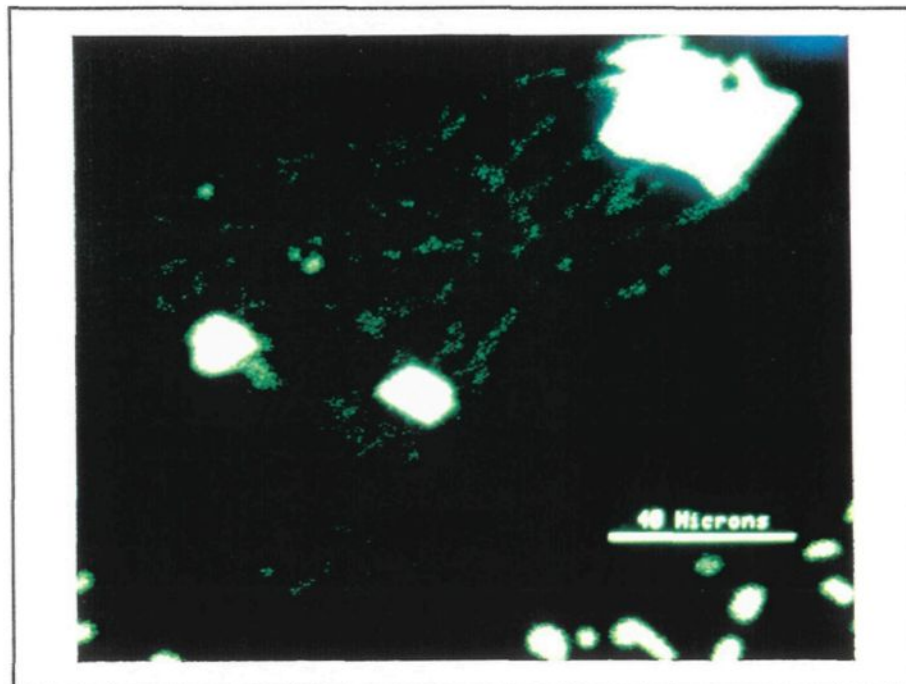


Figure 98 Carte 1, Silicium.

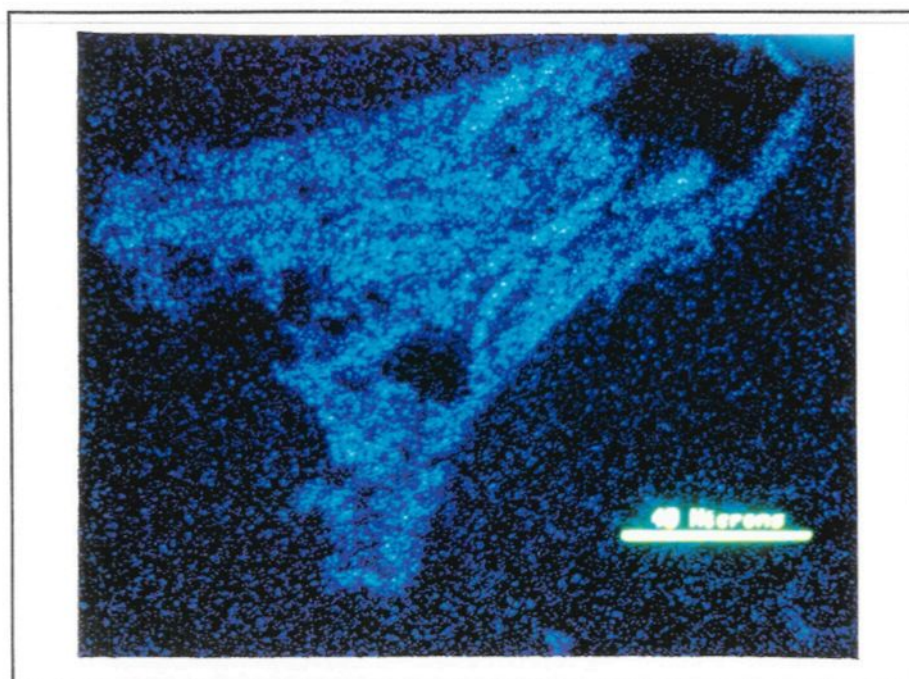


Figure 99 Carte 1, Cuivre.

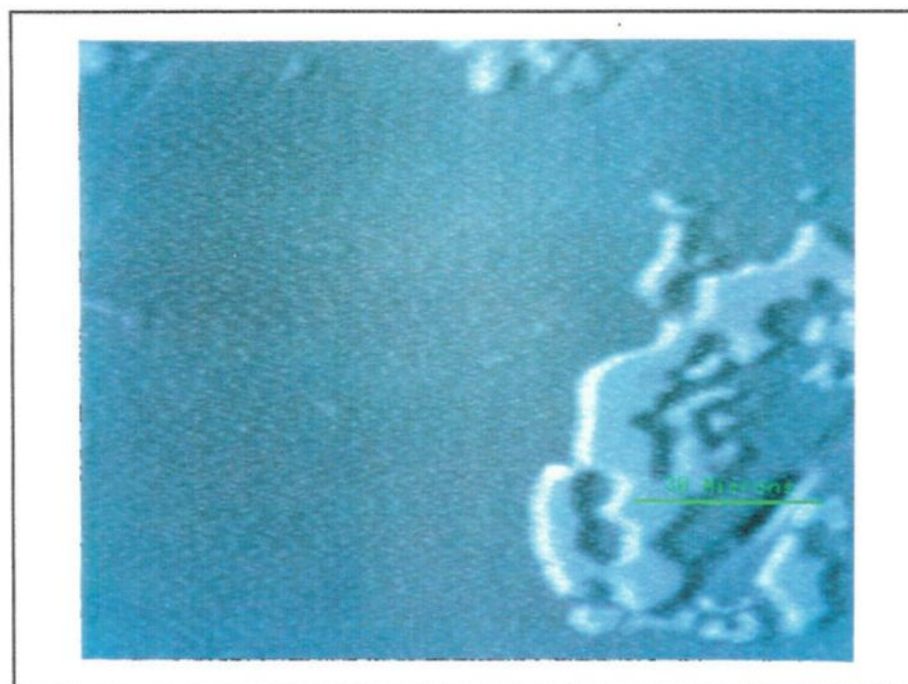


Figure 100 Carte 2.

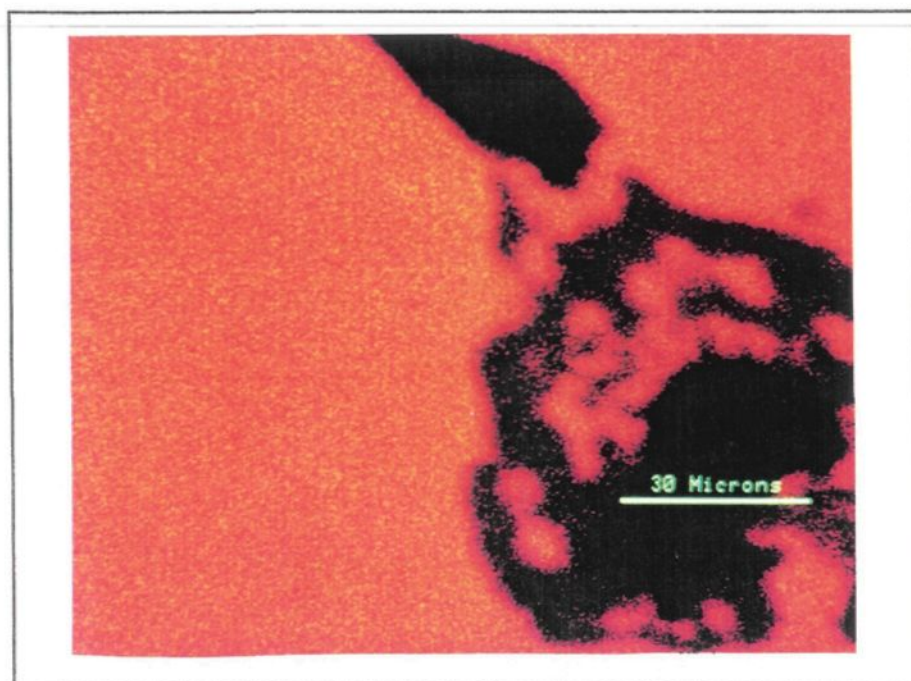


Figure 101 Carte 2, Aluminium.

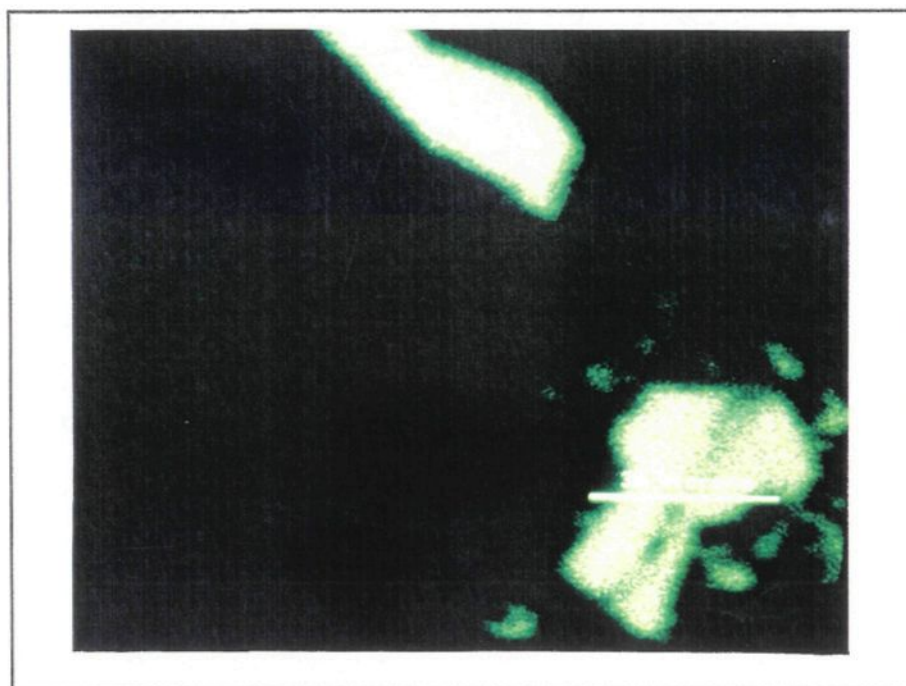


Figure 102 Carte 2, Silicium.

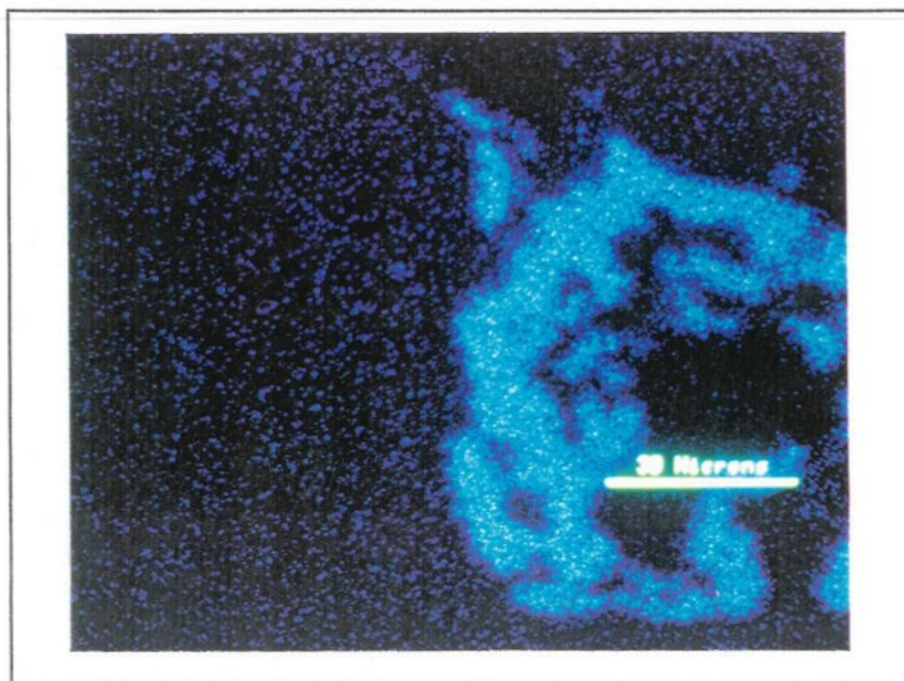


Figure 103 Carte 2, Cuivre.

4.2 ANALYSE DE LA VITESSE DE TREMPE

Comme décrit à la section précédente nous avons constaté que les échantillons dont la mise en solution a été réalisée à la température de 540°C, deviennent fragiles. Afin de déterminer si la trempe a une influence sur ces faibles propriétés mécaniques nous avons utilisé trois procédures différentes de mise en solution. Pour la procédure A nous avons chauffé l'échantillon à la température de 540°C pendant 16 heures, suivi d'un refroidissement à 515°C (1,25°C/min) et d'une trempe à l'eau. Pour la procédure B nous avons chauffé l'échantillon à la température de 540°C pendant 12 heures et nous avons réalisé un refroidissement contrôlé jusqu'à 210°C (2,2°C/min). Par la suite nous laissons refroidir les échantillons à l'air. La

procédure C est identique à la procédure B mais le temps de maintien à 540°C est seulement de 8 heures.

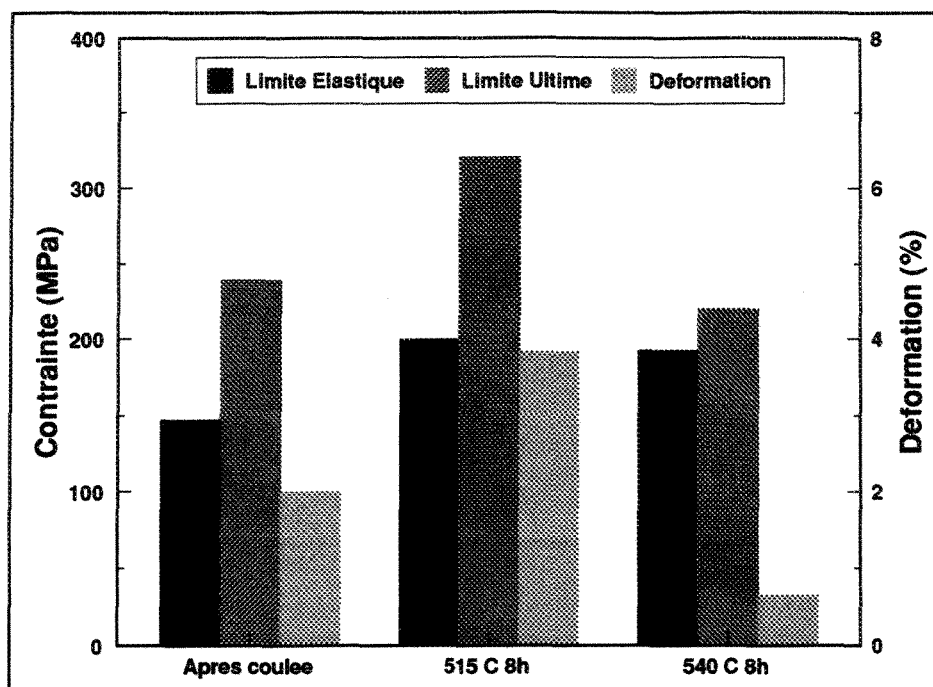


Figure 104 Comparaisons des propriétés mécaniques de traction des traitements de mise en solution à 515°C et 540°C.

A la figure 104 et 105, nous avons deux graphiques représentant les résultats obtenus selon les différentes techniques. Dans le premier graphique, nous avons les propriétés mécaniques de traction pour les échantillons utilisés après coulée, ceux traités à 515 et ceux traités à 540°C durant 8 heures suivi d'une trempe à l'eau (figure 104). Nous remarquons que pour le traitement de mise en solution à 515°C (8 h), nous avons une augmentation de toutes les propriétés mécaniques de traction. Mais comme expliqué dans les sections précédentes, à 540°C nous avons seulement une augmentation de la limite élastique et une diminution de la limite ultime et de la déformation (par rapport aux échantillons utilisés après coulée). Dans le second

graphique (figure 105), nous avons les résultats des trois procédures spéciales que nous avons utilisé. La procédure A permet d'obtenir une limite élastique et une limite ultime de 155 et 280 MPa avec une déformation de 5,42%, ce qui se compare avec les autres températures de traitements de mise en solution. Avec les procédures B et C nous avons augmenté la ductilité de l'alliage mais nous avons diminué sa limite élastique et sa limite ultime. Nous n'avons pas rempli les buts du traitement de mise en solution qui se doit d'augmenter toutes les propriétés. Mais ces résultats nous confirment qu'en contrôlant le refroidissement nous pouvons éliminer la fragilisation de l'alliage.

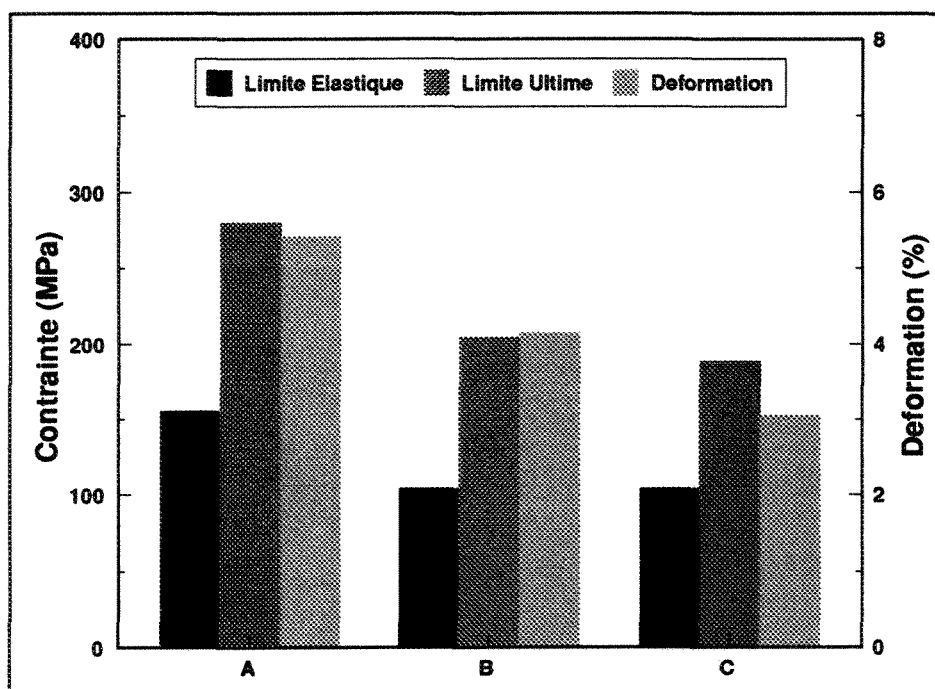


Figure 105 Comparaisons des propriétés mécaniques de traction des traitements de mise en solution (procédure A, B et C).

En examinant la microstructure des échantillons traités selon la procédure A (figure 106), on retrouve l'eutectique. Mais elle est en moins grande quantité et nous

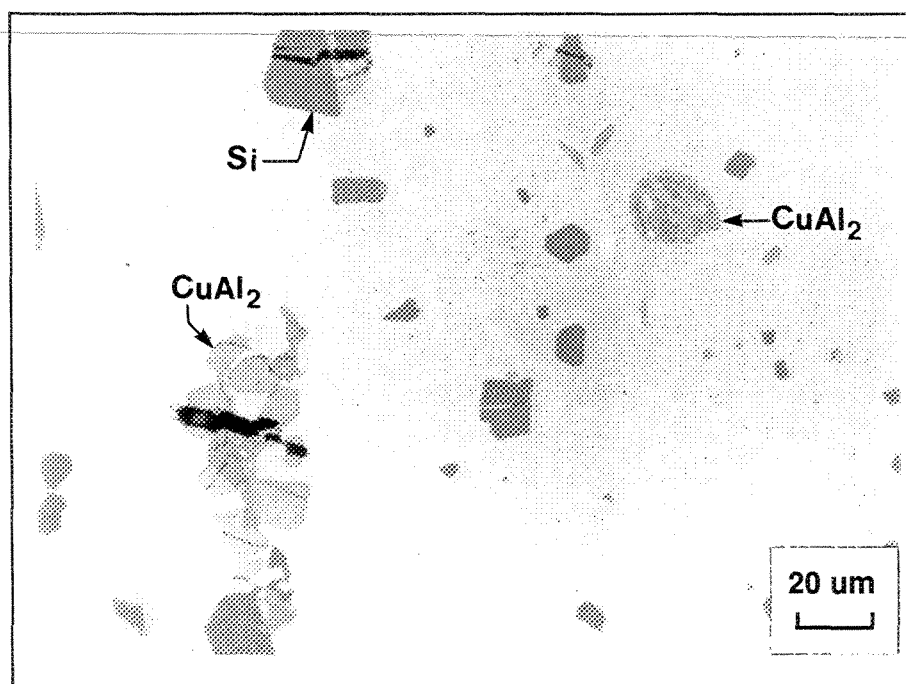


Figure 106 Micrographie obtenue par la procédure A (540°C → 515°C → trempe à l'eau).

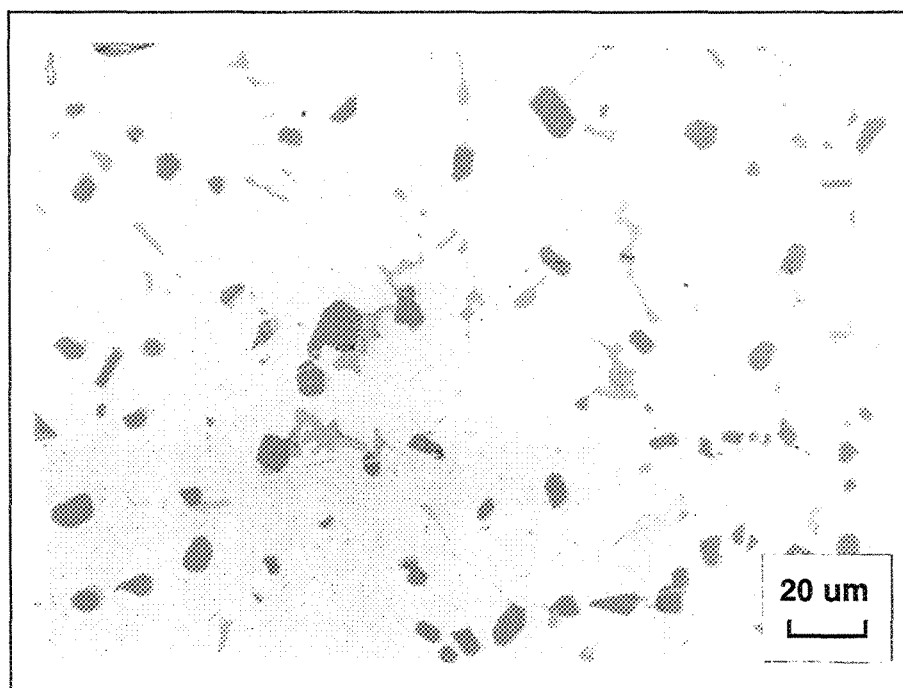


Figure 107 Micrographie obtenue par la procédure B (540°C → refroidissement à l'air).

retrouvons la phase de CuAl_2 comme dans les échantillons utilisés après coulée, et nous ne retrouvons aucune phase sans structure. Pour les échantillons traités selon la procédure B nous retrouvons une microstructure identique à celle des échantillons non fragiles (figure 107). Donc la vitesse de refroidissement est directement responsable de la fragilisation de l'alliage.

En reprenant les courbes obtenues avec l'analyseur d'image, nous pouvons interpoler le temps de mise en solution nécessaire à 540°C pour obtenir une morphologie similaire du silicium à 515°C . En examinant la courbe de l'aire du silicium, on ne peut l'utiliser puisque la sphéroïdisation du silicium s'est produite entre les temps de 0 à 2 heures et aussi durant le chauffage du four. Mais avec la rondeur et le facteur de forme, nous pouvons réaliser l'interpolation. Selon les résultats obtenus, soit 1 et 2,2 heure (figure 108 et 109), nous constatons que la mise en solution à 540°C durant $\approx 1,5$ heure donnerait une morphologie similaire du silicium à celle d'un traitement réalisé à 515°C durant 8 heures.

Afin de vérifier cette hypothèse, nous avons traité un échantillon à 540°C durant 1,5 heure avec un refroidissement de $1,25^\circ\text{C}/\text{min}$ jusqu'à 515°C suivi d'une trempe à l'eau chaude (figure 110). Les résultats des propriétés mécaniques (figure 111) confirment en partie l'hypothèse émise. Nous avons obtenu une limite élastique de 171 MPa, une limite ultime de 298 MPa et un allongement à la rupture de 5,23%. En les comparant avec ceux de 515°C et 8 heures, nous avons une diminution de la limite élastique et ultime de 13%, mais la déformation est augmentée de 36%. En exécutant la comparaison avec les résultats obtenus avec la procédure A, nous avons une

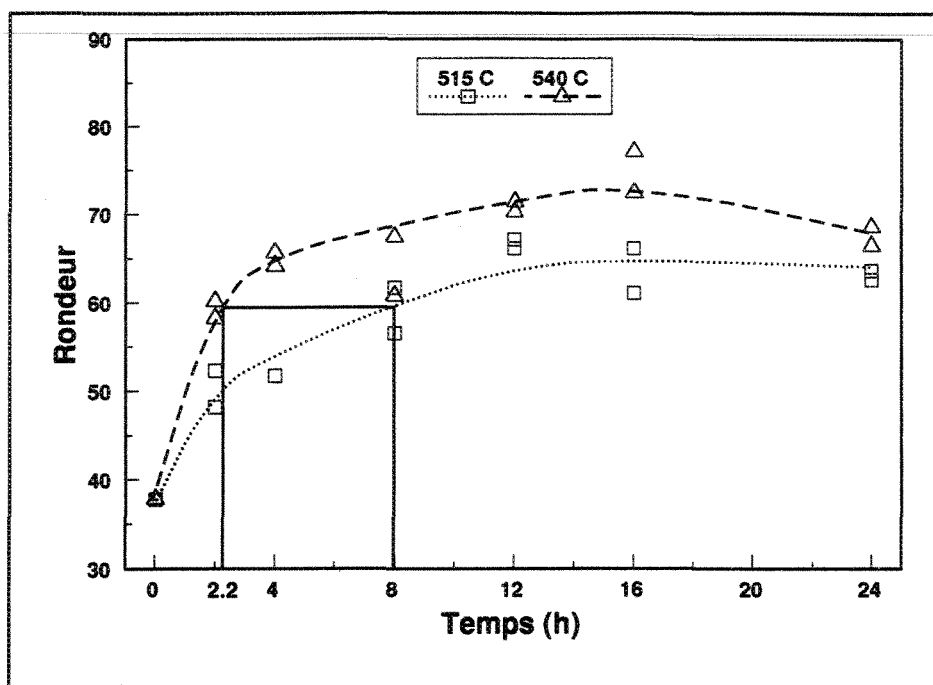


Figure 108 Interpolation du temps de mise en solution à la température de 540°C pour la rondeur.

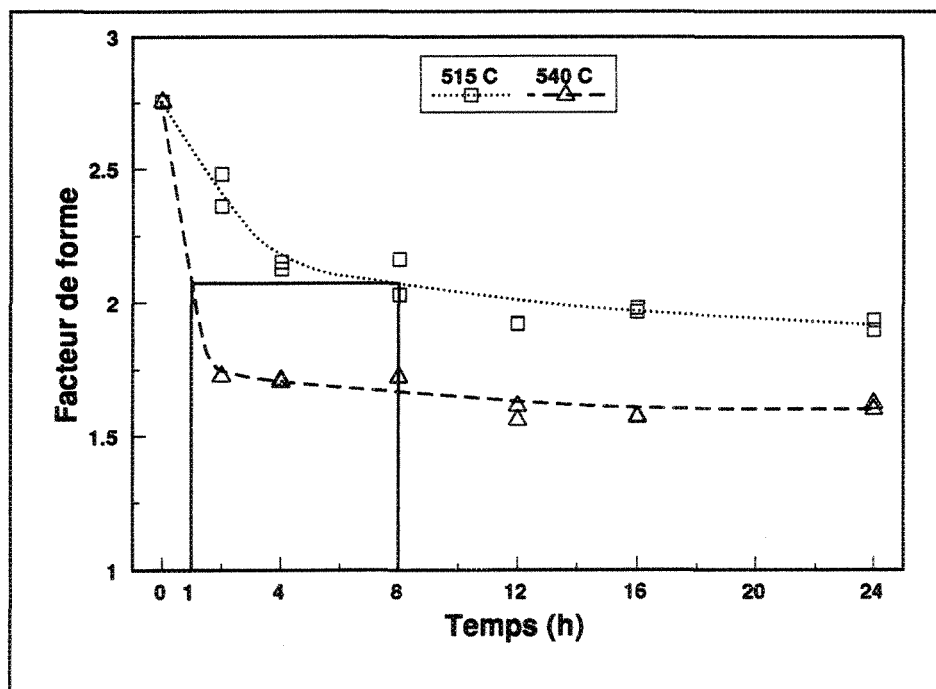


Figure 109 Interpolation du temps de mise en solution à la température de 540°C pour le facteur de forme.

augmentation de la limite élastique de 16 MPa et une diminution de la limite ultime de 42 MPa. La déformation est presque semblable.

Afin de mieux comprendre le changement des propriétés mécaniques, il faudrait continuer l'étude de ce traitement pour différents temps de mise en solution et vitesses de refroidissement. Mais l'optique de l'utilisation de ce traitement permettrait d'économiser l'énergie et une production plus élevée sans pour autant détruire l'alliage. Avec cette technique nous pouvons obtenir des propriétés mécaniques relativement similaires avec une économie de 6 heures, ce qui n'est pas négligeable pour les coûts de revient, du traitement de mise en solution d'un échantillon.

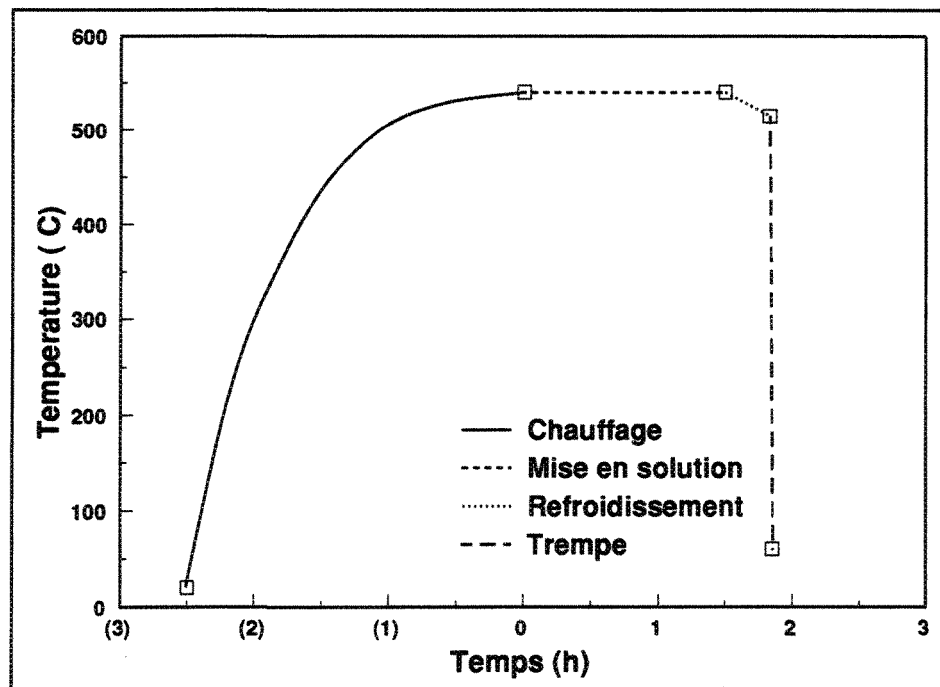


Figure 110 Courbe de chauffage de l'échantillon.

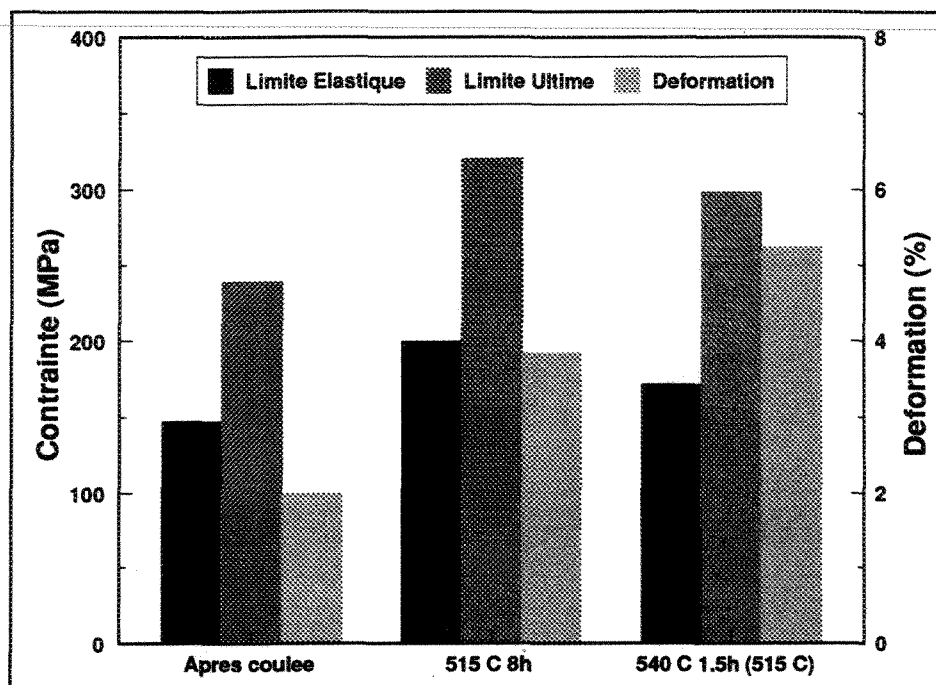


Figure 111 Comparaison des propriétés mécaniques.

CHAPITRE 5

FRACTOGRAPHIE

1. INTRODUCTION

Dans ce chapitre, nous analyserons la rupture des échantillons. En premier, nous examinerons le mode de rupture des échantillons utilisés après coulée. Ensuite nous étudierons, les échantillons mis en solution à 515 et 540°C durant 8 heures. Pour le traitement de vieillissement, nous analyserons les températures de 155°C et 220°C durant 24 heures. Les appareils utilisés sont un microscope électronique à balayage (SEM) pour l'examen de la surface de rupture et un microscope optique pour l'étude de la surface perpendiculaire aux plan de rupture.

2. ÉTUDE DU MODE DE RUPTURE

2.1 RUPTURE DES ÉCHANTILLONS UTILISÉS APRÈS COULÉE

En consultant les résultats des essais de traction, on constate que ces échantillons ont une faible ductilité. Donc nous devons retrouver un mode de rupture fragile. Sur la fractographie à la figure 112, on remarque que la majeure partie de la surface de rupture consiste en un déploiement de facettes montrant le clivage des particules de silicium le long de certains plans cristallographiques. On distingue que l'ensemble de la rupture est fragile.

A la figure 113, nous avons une micrographie de la section perpendiculaire au plan de la fracture. La propagation des fissures passe entre les régions dendritiques. Plusieurs particules de silicium, lesquelles sont cisailées, sont détectées près de la région de la fracture. Ces observations sont conformes avec les études théoriques de Gurland et Gangulee⁴⁶ sur la fracture des alliages Al-Si. La fracture de ces alliages se produit en trois stades:

- 1) initiation des fissures à partir des particules de silicium;
- 2) propagation de la fissure entre les régions dendritiques;
- 3) rupture de la matrice.

Selon Shivkumar et al⁶, si on mesure la microdureté de la section perpendiculaire à la surface de rupture, nous retrouverons une augmentation de la déformation de la matrice durant la propagation de la fissure. La dureté de la matrice augmente de plus de 20% de la valeur initiale, ce qui indique que nous avons un cisaillement substantiel de la matrice avant la rupture.

2.2 RUPTURE DES ÉCHANTILLONS MIS EN SOLUTION

En examinant la rupture des échantillons mis en solution à 515°C durant 8 heures. On distingue une rupture plus ductile, on remarque une structure fibreuse qui consiste en un regroupement de fossettes (dimples) (figure 114). Les fossettes proviennent de la germination du silicium. Avec un silicium plus globulaire, nous obtenons une plus grande quantité de fossettes.

Avec une rupture plus ductile, nous devons obtenir une zone de déformation plus longue, voir figure 115, que pour celles des échantillons utilisés après coulée. A la figure 116, nous constatons les conclusions de Pan et al⁴⁷ sur le mode de rupture des alliages Al-Si, soit que les fissures débutent dans les particules de silicium de grandes dimensions. Puisque notre alliage contient du cuivre, il existe aussi des fissures dans les autres phases, dont celle de CuAl_2 .

La surface de rupture des échantillons traités à 540°C durant 8 heures possède aussi des copules créées par les particules de silicium (figure 117). Mais on remarque une autre phase plus fibreuse qui a une rupture fragile (figure 118). En exécutant l'analyse aux rayons X, nous remarquons que nous avons affaire à la phase de CuAl_2 qui a fondu (figure 119). On distingue un taux de porosité plus élevé. Donc la rupture fragile des échantillons est provoquée par cette phase.

La microstructure de la surface perpendiculaire au plan de rupture, représentée à la figure 120, présente des porosités de fortes tailles qui n'existent pas dans les autres échantillons. On remarque très peu de fissures dans les particules de silicium. Elles se retrouvent plus particulièrement dans la phase de CuAl_2 . On retrouve une grande quantité de cette phase sur la surface de rupture. Donc, on peut conclure que la fragilité de l'alliage est causée par les porosités et la fonte de la phase CuAl_2 .

2.3 RUPTURE DES ÉCHANTILLONS APRÈS LE VIEILLISSEMENT

Pour les échantillons dont le traitement de vieillissement est réalisé à la température de 155°C, nous avons une augmentation de la résistance. Après 24 heures

de traitement, nous avons atteint le maximum de résistance. A 220°C, nous avons une température élevée pour le traitement de vieillissement. Nous remarquons une diminution de la résistance et une augmentation de la ductilité jusqu'à 24 heures. L'allongement des échantillons est presque similaires pour les deux températures après un temps de 24 heures de traitement.

En examinant la surface de rupture des échantillons, nous retrouvons une rupture plus ou moins ductile pour les deux températures (figure 121 et 123). La surface perpendiculaire au plan de fracture nous montre une microstructure qui suit les observations de Gurland et Gangulee⁴⁶ (figure 122 et 124).

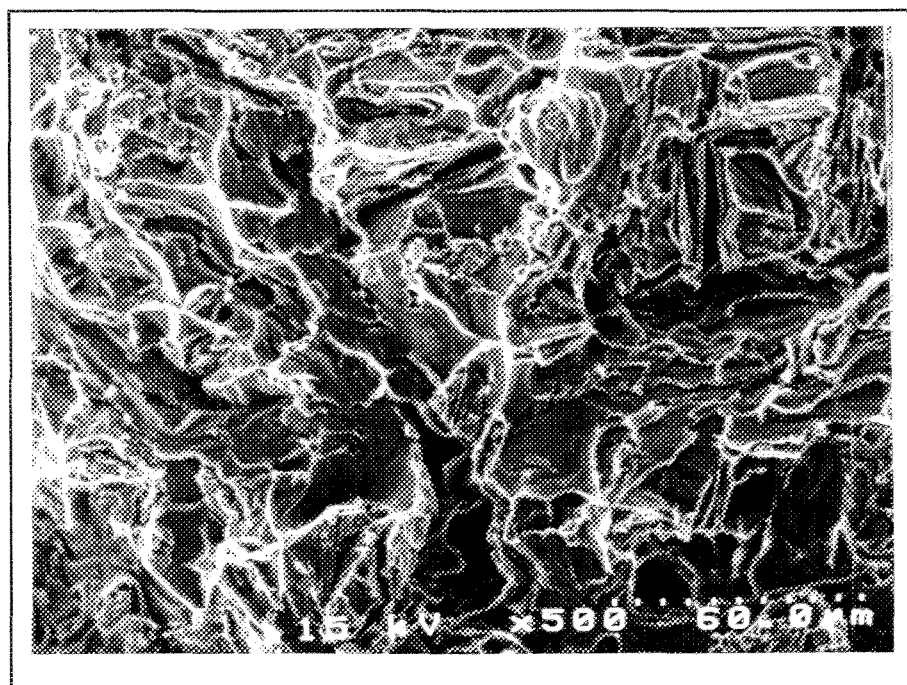


Figure 112 Fractographie après coulée.

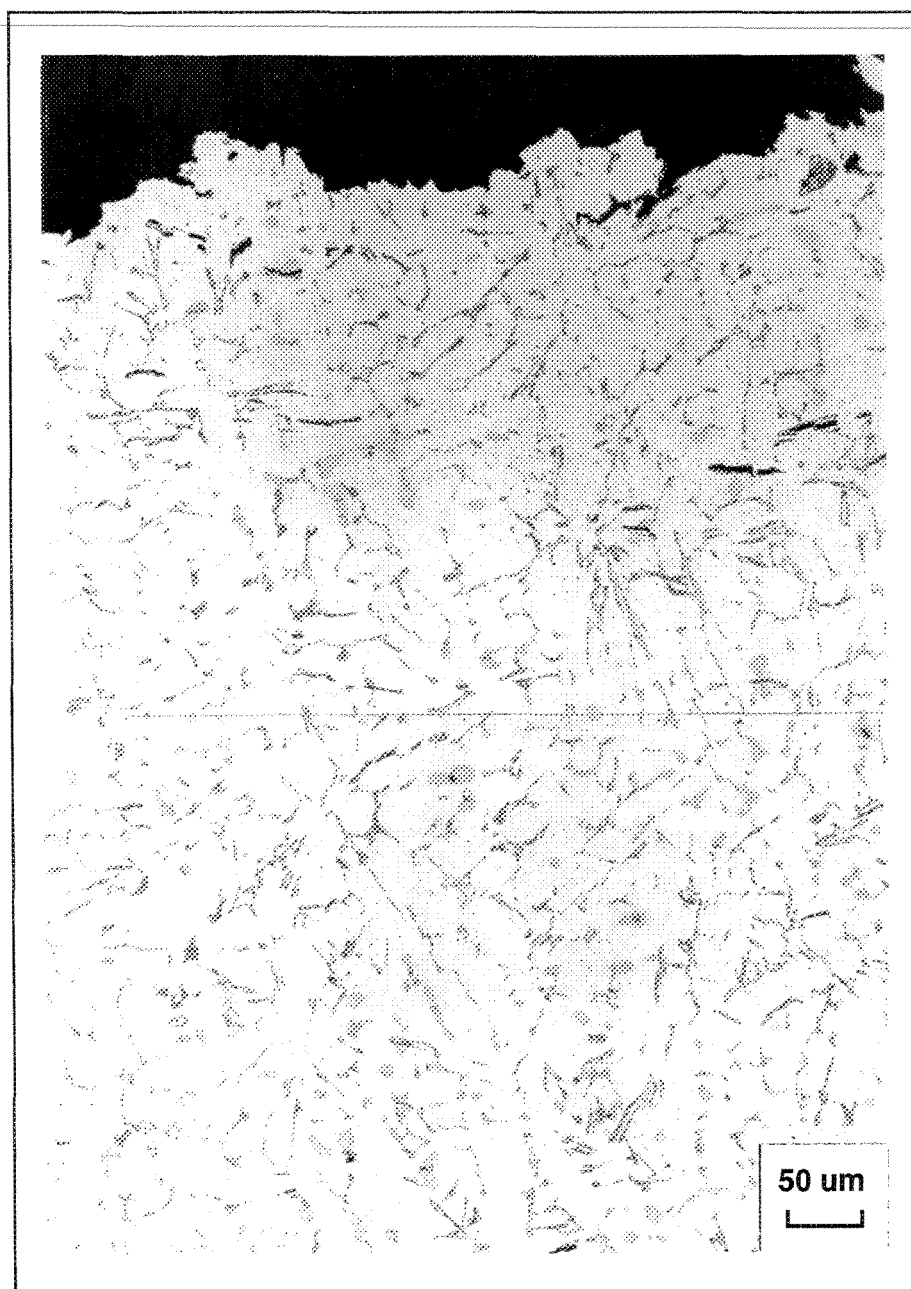


Figure 113 Micrographie après coulée.

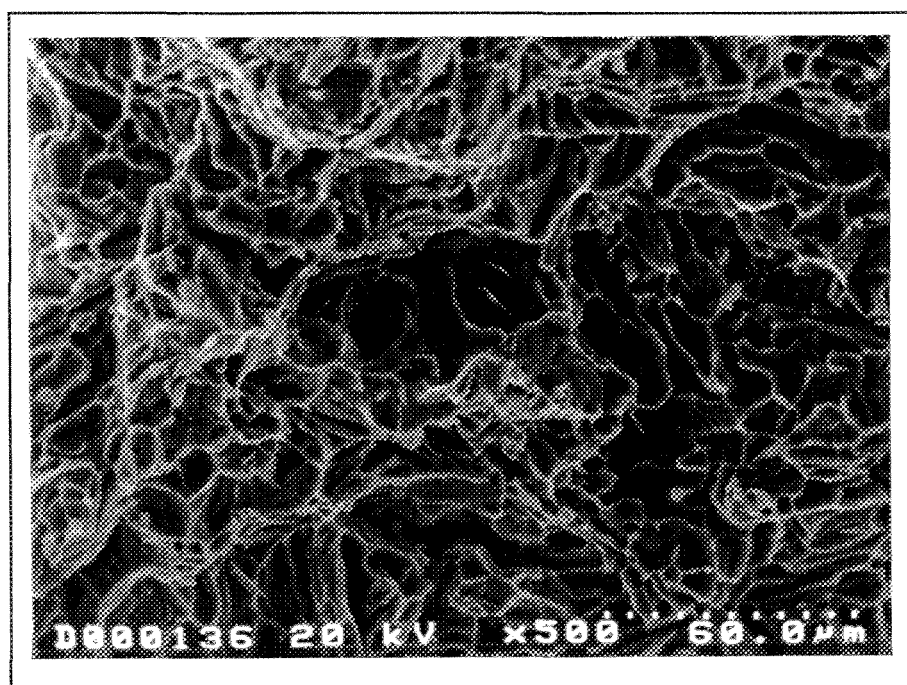


Figure 114 Fractographie après 8 heures de mise en solution à 515°C.

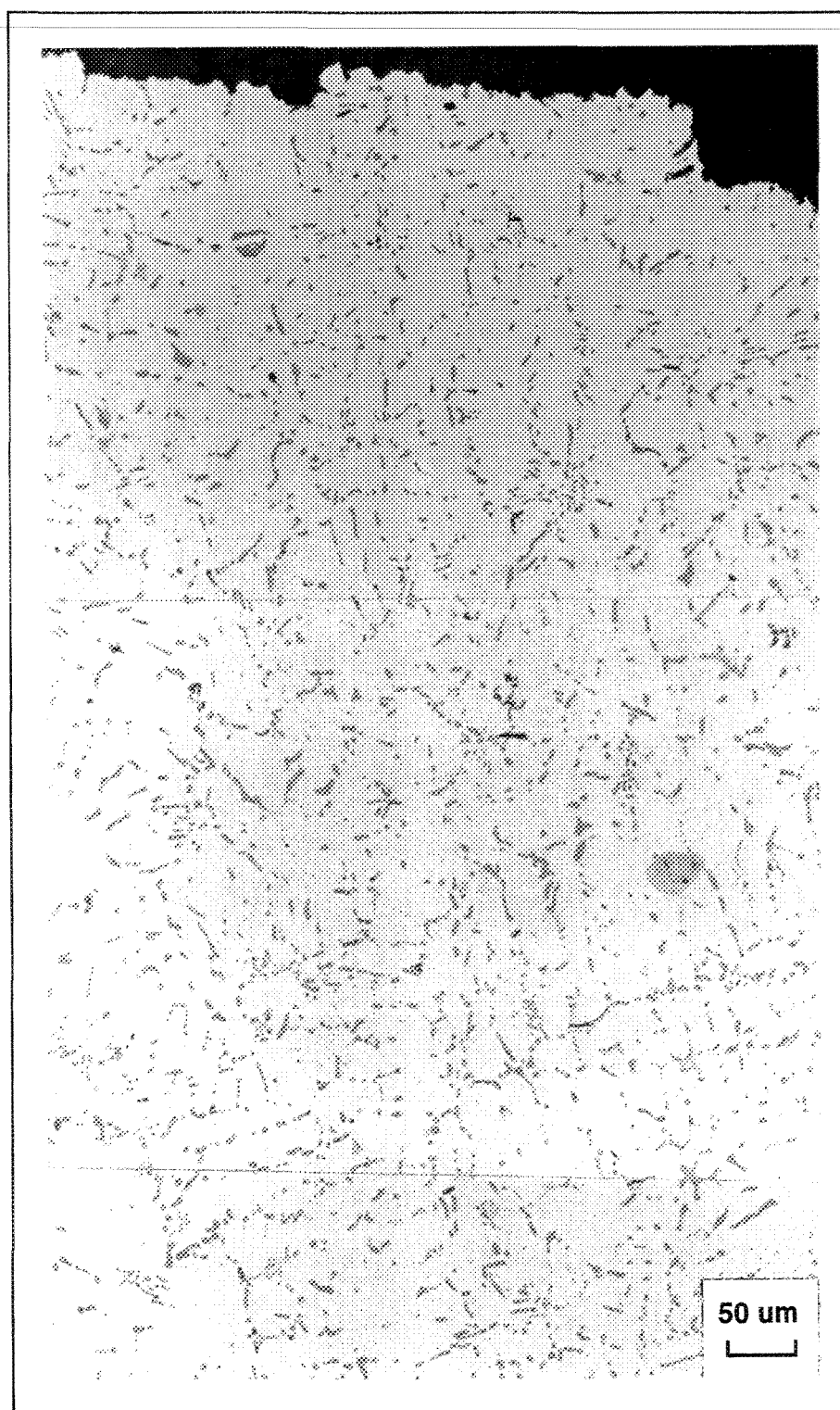


Figure 115 Micrographie après 8 heures de mise en solution à 515°C.

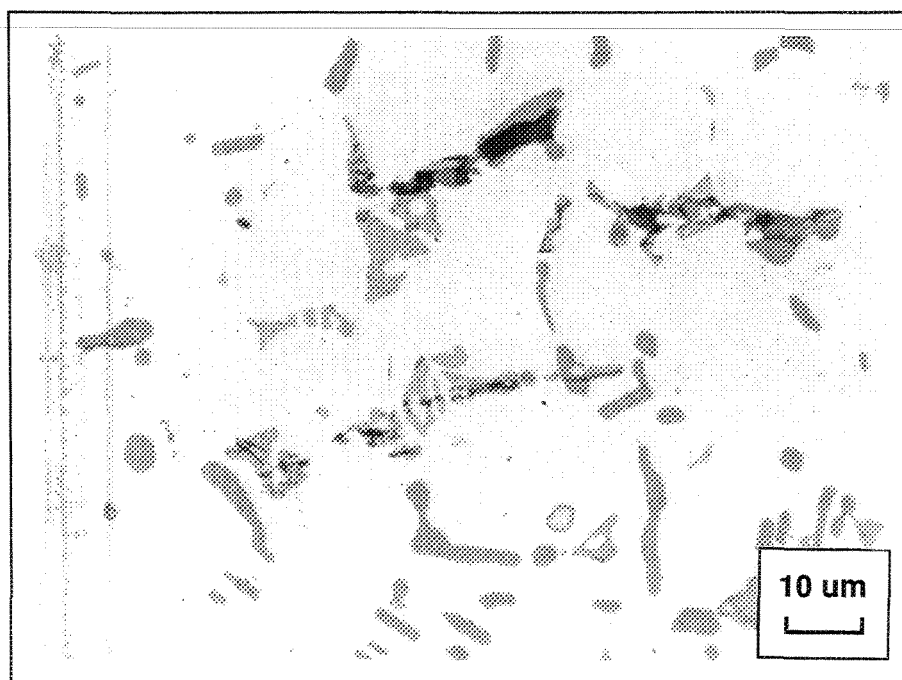


Figure 116 Micrographie après 2 heures de mise en solution à 515°C.

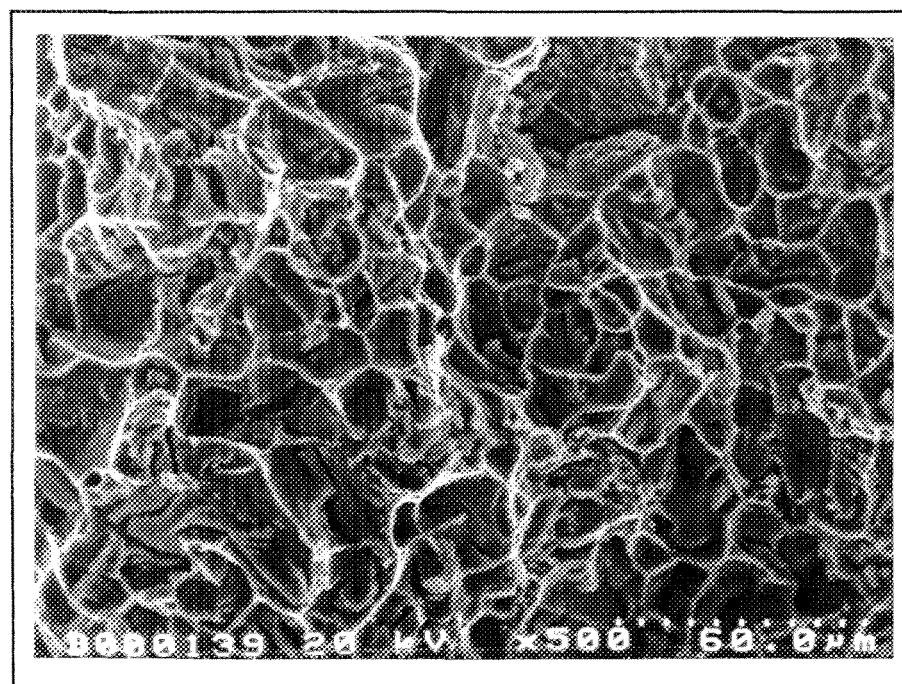


Figure 117 Fractographie après 8 heures de mise en solution à 540°C.

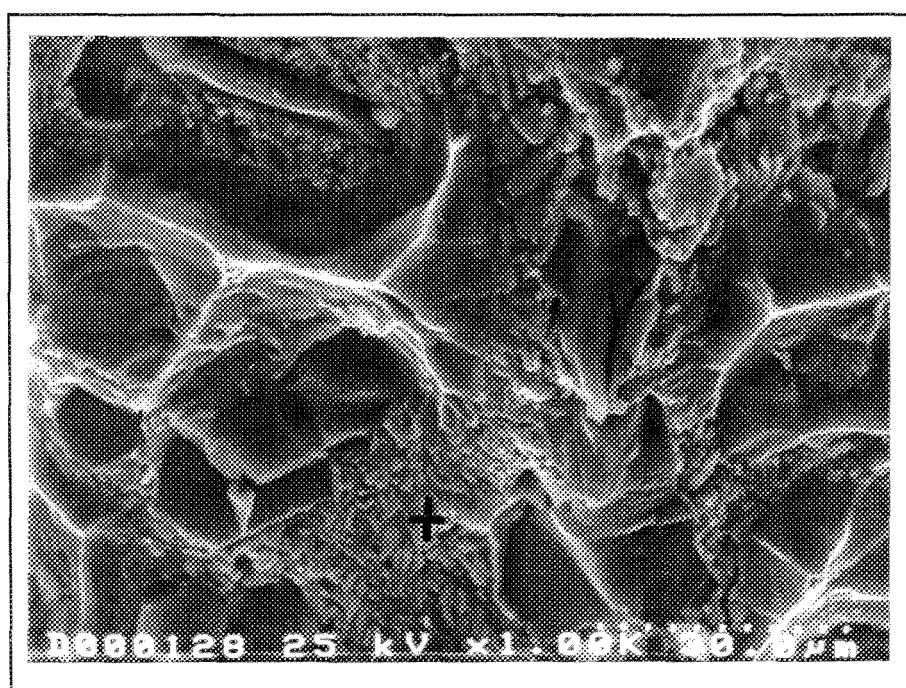


Figure 118 Fractographie après 2 heures de mise en solution à 540°C.

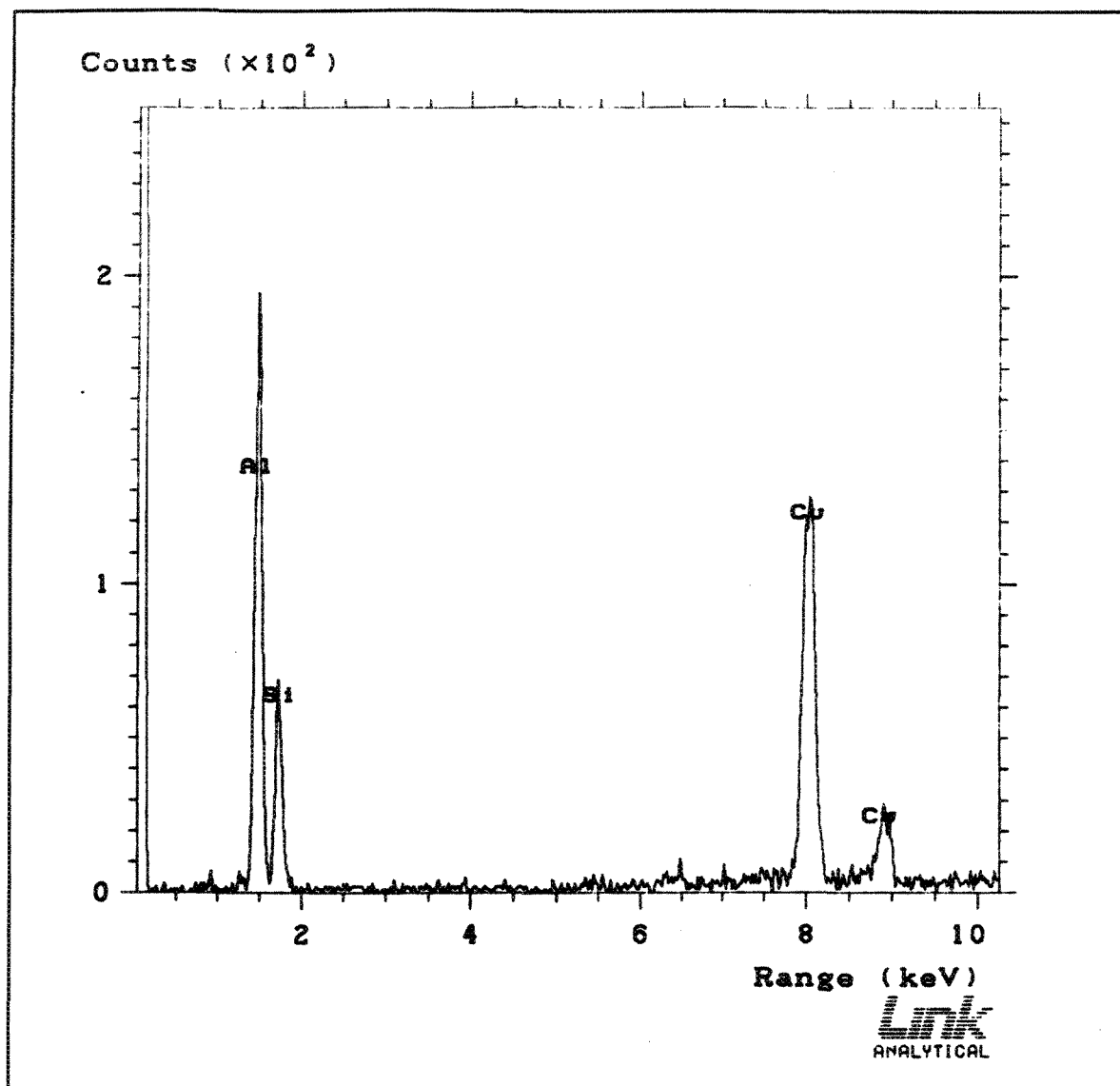


Figure 119 Analyse aux rayons X de la phase présente à la figure 118.

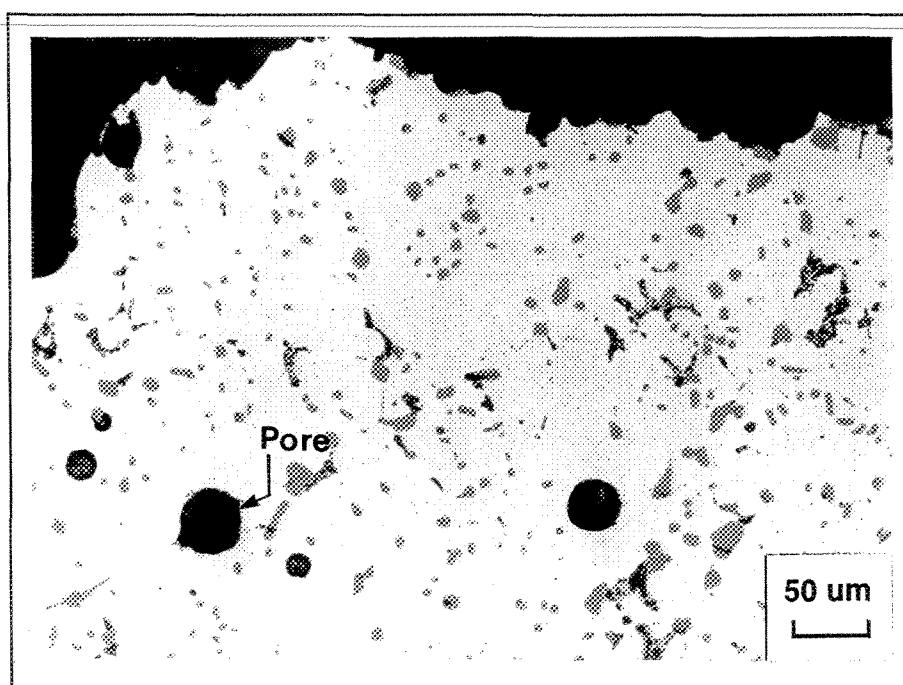


Figure 120 Micrographie après 24 heures de mise en solution à 540°C.

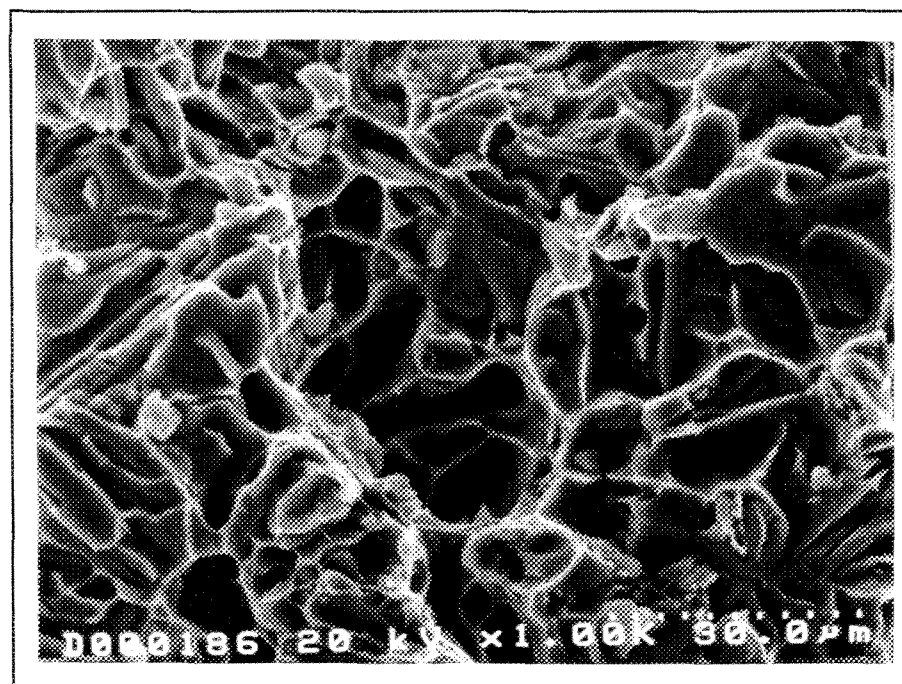


Figure 121 Fractographie après 24 heures de vieillissement à 155°C.

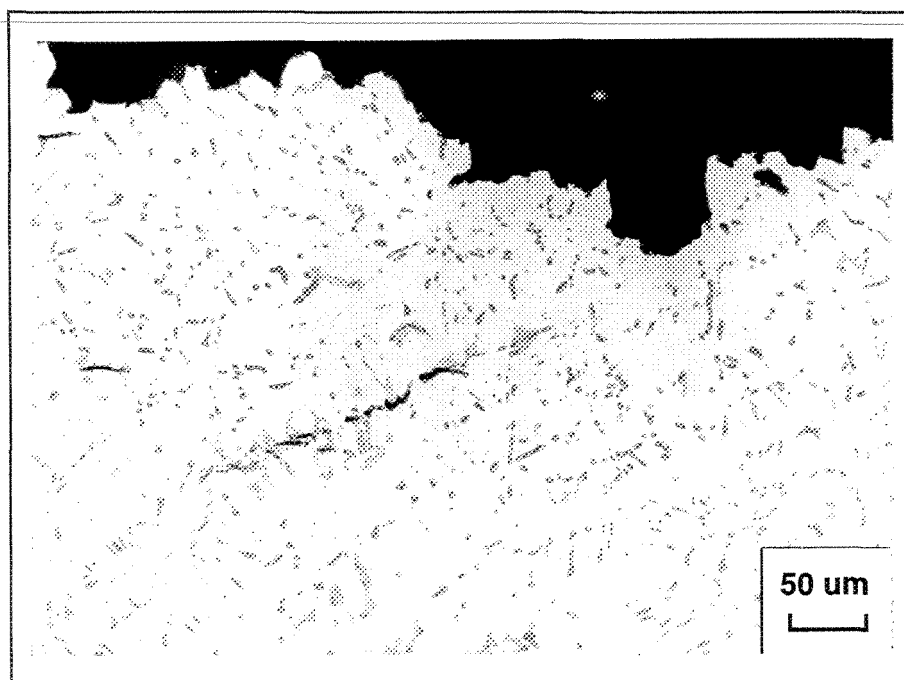


Figure 122 Micrographie après 24 heures de vieillissement à 155°C.

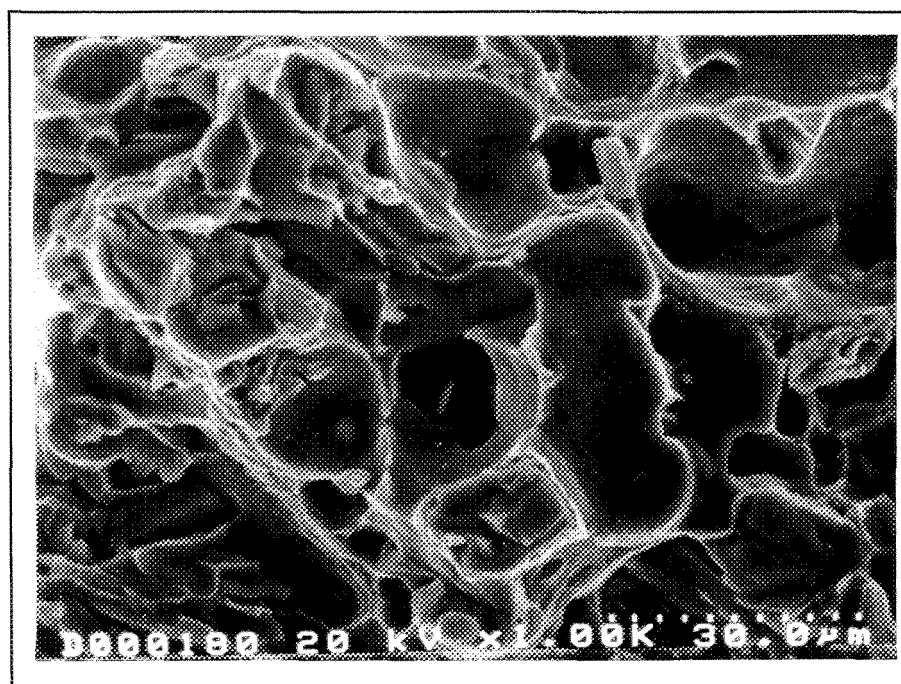


Figure 123 Fractographie après 24 heures de vieillissement à 220°C.

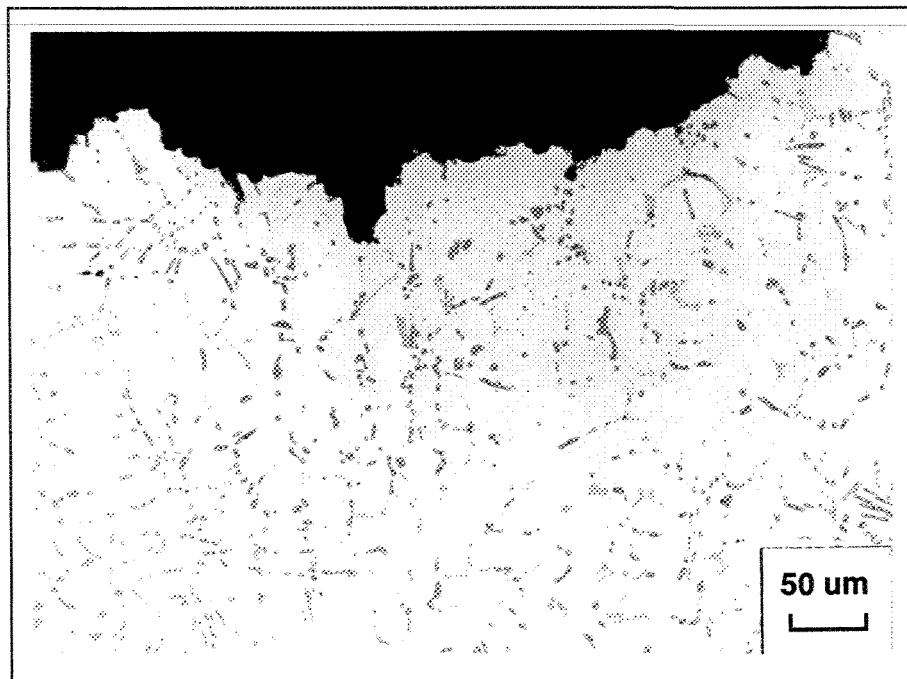


Figure 124 Micrographie après 24 heures de vieillissement à 220°C.

CONCLUSIONS

1. RÉSUMÉ DU TRAVAIL

Le travail présenté s'est attaché à l'étude des traitements thermiques de l'alliage d'aluminium 319.2 (Al-Si-Cu-Mg). Les traitements étudiés ont été la mise en solution (465°C à 540°C) et le vieillissement (155°C à 220°C). Les propriétés mécaniques de base (limite élastique, limite ultime, déformation) ont été mesurées pour comparer l'effet des divers traitements thermiques ainsi que des techniques de chauffage, de filtration et la présence des inclusions. Enfin les résultats ont été illustrés par des études de micrographie et de fractographie.

2. SYNTHÈSE DES RÉSULTATS

L'ensemble de ces études permet de dégager les informations suivantes:

- 1) La distribution de la température présente dans un four exerce une influence considérable sur les propriétés mécaniques de traction. Un gradient de température de 20°C diminue les contraintes élastiques et ultimes mais augmente la ductilité des échantillons.
- 2) Les inclusions présentes dans les échantillons affectent très peu la limite élastique. La limite ultime et la déformation obtenues sont presque

semblables à celles des échantillons utilisés après coulée. La filtration nous a permis de diminuer le nombre d'échantillons contenant des inclusions.

- 3) La mise en solution provoque une augmentation de toutes les propriétés mécaniques de traction. Nous avons calculé la valeur de la constante de l'équation de qualité pour chaque traitement de mise en solution (échantillons produit selon la procédure 2, filtration et traitements dans le four à air forcé). Afin d'obtenir une constante commune pour tous nos traitements de mise en solution, nous avons calculé la moyenne pondérée des valeurs obtenues. L'équation de l'indice de la qualité pour les traitements de mise en solution est la suivante:

$$Q = R_{ur} + 124 \log \epsilon_r$$

A l'aide de cette équation et d'une analyse judicieuse des résultats des essais de traction, nous pouvons conclure que le traitement de mise en solution optimal est réalisé à la température de 515°C durant 8 heures.

- 4) La mise en solution à la température de 540°C, suivie d'une trempe à l'eau, provoque une fragilisation de l'alliage. Cette fragilisation provient de la fonte de la phase CuAl_2 . Durant la trempe nous avons précipitation de l'eutectique de cuivre et d'une phase de cuivre sans structure. Ces phases sont principalement responsables de la fragilité de l'alliage. Puisque la présence de ces phases est produite par la trempe. Nous pouvons, en

contrôlant la vitesse de refroidissement (1,25°C/min) entre 540 et 515°C, obtenir un alliage ductile et des propriétés mécaniques très satisfaisantes.

- 5) Le traitement de vieillissement provoque un durcissement de l'alliage jusqu'à un maximum et par la suite nous avons un adoucissement. La dureté maximum est obtenue plus rapidement si nous réalisons le vieillissement à température élevée. Pour chacun des traitements de vieillissement nous avons calculé la valeur de la constante de l'équation de qualité. Afin d'obtenir une constante commune pour tous nos traitements de vieillissement, nous avons calculé la moyenne pondérée des valeurs obtenues. L'équation de l'indice de la qualité pour les traitements de vieillissement est la suivante:

$$Q = R_{ut} + 108 \log \epsilon_r$$

À l'aide de cette équation, nous concluons que le traitement de vieillissement optimal est réalisé à la température de 180°C dans un l'intervalle de 2 à 12 heures. Mais pour l'intervalle de 12 à 24 heures la température de 155°C est équivalente à la température de 180°C pour les temps de 12 et 16 heures et elle est supérieure au temps de 24 heures.

3. RECOMMANDATIONS

La poursuite de l'étude de cet alliage serait nécessaire afin d'analyser plus en profondeur le mécanisme de précipitation de la phase CuAl_2 durant la trempe à la température de mise en solution de 540°C . Ainsi que l'effet de la vitesse de refroidissement sur le mécanisme de précipitation, afin de réaliser une mise en solution plus rapide et une économie d'énergie.

L'étude mathématique des résultats mécaniques pourrait être poursuivie afin de déterminer les constantes de l'équation servant à prédire la limite élastique de cet alliage pour un traitement thermique donné⁴³.

L'étude de l'effet de l'augmentation de la teneur de magnésium pour les traitements thermiques T5 et T6 serait une option intéressante à envisager.

BIBLIOGRAPHIE

- 1 **Metals Handbook, 9th Edition, American Society for Metals, Metals Park, OH, (1985), vol 2.**
- 2 **S. Shivkumar, S. Ricci, Jr., and D. Apelian, "Influence of Solution Treatment on Tensile Properties of Sr-Modified Al-Si-Mg Alloys," *Proceedings of the International Symposium on Production and Electrolysis of Light Metals*, Halifax, Nova Scotia, B. Closset (ed.), Pergamon Press, New York (1989), 173-182.**
- 3 **D. L. McLellan, "Modeling Microstructural Characteristics of Al-Si-Mg Castings to Develop Product Assurance," *AFS Transactions*, vol. 90 (1982), 173-191.**
- 4 **S. Shivkumar, S. Ricci, Jr., and D. Apelian, "Influence of Solution and Simplified Supersaturation Treatment on Tensile Properties of A356 Alloy," *AFS Transactions*, vol. 98 (1990), 913-922.**
- 5 **B. Closset et J. E. Gruzleski, "Utilisation du strontium métallique dans la modification des alliages Al-Si-Mg," *Fonderie - Fondeur d'aujourd'hui*, vol.16 (1982), 41-47.**
- 6 **S. Shivkumar, S. Ricci, Jr., B. Steenhoff, D. Apelian, and G. Sigworth, "An Experimental Study to Optimize the Heat Treatment of A356 Alloy," *AFS Transactions*, vol. 97 (1989), 791-810.**

- 7 D. Apelian, S. Shivkumar, and G. Sigworth, "Fundamental Aspects of Heat Treatment of Cast Al-Si-Mg Alloys," *AFS Transactions*, vol. 97 (1989), 727-742.
- 8 F. Paray and J. E. Gruzleski, "Modification - a Parameter to Consider in the Heat Treatment of Al-Si Alloys," *Cast Metals*, vol. 5 (1993), 187-198.
- 9 S. Shivkumar, C. Keller, and D. Apelian, "Aging Behavior in Cast Al-Si-Mg Alloy," *AFS Transactions*, vol. 98 (1990), 905-911.
- 10 R. C. Voigt and D. R. Bye, "Microstructural Aspects of Fracture in A356," *AFS Transactions*, vol. 99 (1991), 33-50.
- 11 O. Vorren, J. E. Evensen, and T. B. Pederson, "Microstructure and Mechanical Properties of AlSi(Mg) Casting Alloys," *AFS Transactions*, vol. 92 (1984), 459-467.
- 12 K. J. Oswalt and M. S. Misra, "Dendrite Arm Spacing (DAS): A Nondestructive Test to Evaluate Tensile Properties of Premium Quality Aluminium Alloy (Al-Si-Mg) Castings," *AFS Transactions*, vol. 88 (1980), 845-862.
- 13 M. S. Misra and K. j. Oswalt, "Aging Characteristics of Titanium-Refined A356 and A357 Aluminium Castings," *AFS Transactions*, vol. 90 (1982), 1-10.
- 14 G. Sigworth, D. Apelian, and S. Shivkumar, "The Influence of Molten Metal Processing on Mechanical Properties of Cast Al-Si-Mg Alloys," *AFS Transactions*, vol. 97 (1989), 811-824.
- 15 J. R. Williamson and D. L. McLellan, "Application of Aluminium Castings to Air Force Systems," *AFS Transactions*, vol. 90 (1982), 557-564.

-
- 16 G. Gustafsson, T. Thorvaldsson, and G. L. Dunlop, "The Influence of Fe and Cr on The Microstructure of Cast Al-Si-Mg Alloys," *Metallurgical Transactions*, vol. 17A, (1986), 45-52.
- 17 S. Shivkumar and D. Apelian, "Processing-microstructure relationships in advanced cast aluminium alloys," *Proceedings of the F. Weinberg International Symposium on Solidification Processing*, Hamilton, ON, J. E. Lait and I. V. Samarasekera (eds.), Pevgamon Press, New York (1990), 63-64.
- 18 M. M. Tuttle and D. L. McLellan, "Silicon Particle Characteristics in Al-Si-Mg Castings," *AFS Transactions*, vol. 90 (1982), 13-23.
- 19 A. L. Purvis and R. D. Pehlke, "Processing, Structure, and Properties of Cast Al-Si Alloy 319 Using the Lost Foam Evaporative Pattern Casting Process," *AFS Transactions*, vol. 96 (1988), 539-550.
- 20 S. Shivkumar, L. Wang, and B. Steenhoff, "Metallurgical Quality of Aluminium Castings Produced by the Lost Foam Process," *AFS Transactions*, vol. 97 (1989), 825-836.
- 21 H. Beumler, A. Hammerstad, B. Wieting, and R. DasGupta, "Analysis of Modified 319 Aluminium Alloy," *AFS Transactions*, vol. 96 (1988), 1-12.
- 22 D. Apelian and G. K. Sigworth, "Assessment of Grain Refinement and Modification of Al-Si Alloys by Thermal Analysis," *AFS Transactions*, vol. 92 (1984), 297-307.
- 23 J. E. Gruzleski and B. M. Closset, *The Treatment of Liquid Aluminium-Silicon Alloys*, American Foundrymen's Society Inc, Des Plaines, IL (1990).

-
- 24 **Aluminium Properties and Physical Metallurgy**, American Society for Metals, Metals Park, OH (1984).
- 25 R. F. Smart and J. A. Reynolds, "Aluminium in automotive piston materials," *Metals and Materials*, vol. 6, No 5 (1972), 211-216.
- 26 J. Iglessis, C. Frantz, et M. Gantois, "Structures et propriétés mécaniques des alliages de fonderie A10UG pour pistons automobile, *Fonderie*, vol. 377, Avril (1978), 113-122.
- 27 A. Pacz, *Foundry Trade Journal*, vol. 90 (1951), 574.
- 28 E. Scheuer, *Foundry*, vol. 91 (1963), 170.
- 29 J. M. Dowling and J. W. Martin, "The Influence of Mn Addition on Deformation Behaviour of an Al-Si-Mg Alloy," *Actuality Metallurgical*, vol. 24, (1976), 1147-1153.
- 30 W. Simmons, "The Filtering of Molten Metal to Improve Productivity, Yield, Quality and Properties," *Indian Foundry Journal*, August (1986), 21-28.
- 31 C. J. Simensen and G. Berg, "A survey inclusions in aluminium," *Aluminium*, vol. 56 (1980), 335-340.
- 32 F. Frisvold, T. A. Engh, S. T. Johansen, and T. Pedersen, "Removal of Inclusions - A Survey and Comparison of Principles," *Light Metals*, (1992), 1125-1132.
- 33 W. H. Sutton, J. C. Palmer, and J. R. Morris, "Development of Ceramic Foam Materials for Filtering High Temperature Alloys," *AFS Transactions*, vol. 93 (1985).

-
- 34 N. J. Keegan and J. M. McCollum, "Depth of Ceramic Foam Filter vs. Filtration Efficiency," *Light Metals*, (1992), 1085-1091.
- 35 W. Simmons and A. J. Broome, "Influence of Metal Filtration on the Production of High Integrity Cast Products," *SEAISI Conference*, Thailand, (1987), 47-53.
- 36 G. K. Sigworth, "A Scientific Basis for Degassing of Aluminium," *AFS Transactions*, vol. 95 (1987), 73-78.
- 37 G. K. Sigworth, "Practical Degassing of Aluminium," *Modern Casting*, vol. 78, No 3, (1988), 42-44.
- 38 R. R. Corns and T. P. Rack, "Practical Implementation of Aluminium Degassing Using a New-Toxic Gas Mixture," *AFS Transactions*, vol. 97 (1989), 983-988.
- 39 M. E. Dawood Hasan, Thèse de docteur ingénieur, L'institut supérieur des matériaux et de la construction mécanique, France (1983).
- 40 P. Merle and F. Fouguet, "Coarsening of θ' plates in Al-Cu alloys," *Actuality Metallurgical*, vol 29 (1981), 1919-1938.
- 41 M. E. Fine, "Precipitation hardening of alloys," *Metallurgical Transactions*, vol. 6A, April (1975), 625-630.
- 42 M. Drouzy, S. Jacob, et M. Richard, "Estimation de l'indice de qualité et de la limite d'élasticité des alliages A-S7 G," *Fonderie*, vol. 31 (1976), 345-349.
- 43 M. Drouzy, S. Jacob, et M. Richard, "Le diagramme charge de rupture - allongement des alliages d'aluminium," *Fonderie*, vol. 31 (1976), 139-147.

-
- 44 O. Reiso, H. G. Overlie, and N. Ryum, "Dissolution and Melting of Secondary Al_2Cu Phase Particles in AlCu Alloy, " *Metallurgical Transactions A*, vol. 21A (1990), 1689-1695.
- 45 A. N. Lakshmanan, Thèse de doctorat, Department of Mining and Metallurgical Engineering McGill University, Montréal, Canada (1994).
- 46 A Gangulee and J. Gurland, *Transaction of Metallurgical Society of AIME*, vol. 239 (1967), 239-249.
- 47 E. N. Pan, H. S. Chiou, and G. J. Liao, "Effects of Modification and Solidification Conditions on the Feeding Behavior of A356 Al Alloy," *AFS Transactions*, vol. 99 (1991), 605-621.

ANNEXE A

RÉSULTATS DES ESSAIS DE TRACTION POUR LES TRAITEMENTS DE MISE EN SOLUTION (FOUR CONVENTIONNEL)

Tableau A1 **Résultats des essais de traction pour les échantillons utilisés après coulée (sans filtration).**

Limite élastique (MPa)	Limite ultime (MPa)	Déformation (%)
116	221	2.87
131	237	3.33
125	223	3.29
130	230	3.05
148	224	1.92
126	231	3.2
127	224	2.82
117	204	2.05
124	234	3.78
133	216	2.19
127	223	2.51
132	231	2.87
107	192	1.98
125	206	2.04
125	204	1.6

Tableau A2 Moyenne et écart-type des résultats des essais de traction pour les échantillons utilisés après coulée (sans filtration).

Limite élastique (MPa)	Limite ultime (MPa)	Déformation (%)
126	220	2.63
Écart-type		
9	13	0.62

Tableau A3 Résultats des essais de traction pour la mise en solution à 465°C.

Temps de mise en solution (h)	Limite élastique (MPa)	Limite ultime (MPa)	Déformation (%)
4	122	230	3.6
4	125	235	3.71
4	119	220	2.93
4	117	222	3.3
4	115	226	3.38
4	120	234	4.09
4	121	231	4.16
4	114	220	3.35
8	126	256	6.07
8	123	240	4.79
8	121	233	4.34
8	117	231	4.17
8	124	233	3.49
8	121	226	3.21
16	127	264	6.48

16	133	259	6.86
24	123	237	5.37
24	124	241	5.6
24	102	237	4.89
24	117	224	4.53
24	119	240	5.84
24	118	230	4.6
24	119	235	5.95
24	117	223	4.2
24	118	226	4.52
24	130	261	6.81
24	131	257	5.61

Tableau A4 Moyenne et écart-type des résultats des essais de traction pour le traitement de mise en solution à 465°C.

Temps de mise en solution (h)	Limite élastique (MPa)	Limite ultime (MPa)	Déformation (%)
4	119	227	3.57
8	122	237	4.35
16	130	262	6.67
24	120	237	5.27
Écart-type			
4	3	6	0.39
8	3	10	0.93
16	3	3	0.19
24	7	12	0.75

Tableau A5 **Résultats des essais de traction pour la mise en solution à 490°C.**

Temps de mise en solution (h)	Limite élastique (MPa)	Limite ultime (MPa)	Déformation (%)
4	132	255	4.15
4	132	261	4.86
4	131	263	4.44
4	131	258	5.08
4	122	251	4.24
4	126	249	4.06
4	128	258	4.74
4	123	250	4.47
8	137	280	6.3
8	133	268	4.9
8	136	270	4.93
8	136	275	6.17
8	129	244	3.54
8	128	254	4.55
8	137	276	6.14
8	134	270	6.07
8	135	270	5.84
16	135	276	6.54
16	118	230	3.8
16	118	232	3.68
16	129	252	4.29
16	125	248	4.24
16	136	275	6.26

24	132	269	5.55
24	131	270	6.43
24	125	253	4.6
24	126	256	5.25
24	131	267	6.02
24	121	248	4.63
24	123	246	4.24
24	132	272	6.41
24	129	262	4.77
24	125	259	5.47
24	129	267	6.31

Tableau A6 Moyenne et écart-type des résultats des essais de traction pour le traitement de mise en solution à 490°C.

Temps de mise en solution (h)	Limite élastique (MPa)	Limite ultime (MPa)	Déformation (%)
4	128	256	4.51
8	134	267	5.38
16	127	252	4.8
24	128	261	5.43
Écart-type			
4	4	5	0.34
8	3	11	0.9
16	7	18	1.15
24	4	9	0.76

Tableau A7 Résultats des essais de traction pour la mise en solution à 505°C.

Temps de mise en solution (h)	Limite élastique (MPa)	Limite ultime (MPa)	Déformation (%)
4	138	279	5.16
4	141	284	5.9
4	136	266	4.3
4	128	256	4.81
4	121	243	4.21
4	122	255	5.41
8	138	279	5.6
8	139	282	5.49
8	143	291	6.95
8	137	270	4.48
8	143	284	6.04
8	137	255	3.56
8	132	260	4.9
8	134	262	4.56
8	139	262	5.26
8	134	258	4.22
8	138	263	4.14
8	135	259	4.44
8	131	254	4.73
16	136	275	5.17
16	135	275	5.55
16	139	285	6.23
16	123	256	5.27

16	124	247	4.37
16	134	255	4.15
16	120	240	4.01
16	130	276	7.38
16	125	267	6.22
24	135	266	4.6
24	137	274	5.06
24	137	282	6.12
24	131	275	6.06
24	130	269	5.35
24	132	270	5.4
24	136	285	6.58
24	131	270	5.43
24	134	281	6.23
24	136	288	6.99
24	133	270	5.02
24	130	277	6.5
24	131	275	5.77

Tableau A8 Moyenne et écart-type des résultats des essais de traction pour le traitement de mise en solution à 505°C.

Temps de mise en solution (h)	Limite élastique (MPa)	Limite ultime (MPa)	Déformation (%)
4	131	264	4.97
8	137	268	4.95
16	130	264	5.37
24	133	276	5.78
Écart-type			
4	8	14	0.6
8	4	12	0.87
16	6	14	1.05
24	3	6	0.68

Tableau A9 Résultats des essais de traction pour la mise en solution à 525°C.

Temps de mise en solution (h)	Limite élastique (MPa)	Limite ultime (MPa)	Déformation (%)
4	127	266	5.83
4	126	263	5.32
4	130	269	5.65
4	133	278	6.61
4	131	270	6.13
4	124	244	3.87
4	124	249	4.17
8	144	287	5.85
8	145	270	4.29

8	141	267	4.25
8	151	299	7.01
8	143	280	5.5
8	143	274	4.58
8	150	298	7.03
8	147	285	5.6
8	145	282	5.46
8	156	280	4.44
8	149	270	4
8	148	280	4.94
16	137	278	4.95
16	136	275	4.84
16	133	272	5.08
16	137	275	4.63
16	135	276	5.47
16	135	284	6.26
16	132	266	4.55
16	137	295	7.54
16	138	299	7.75
24	138	296	7.98
24	131	278	5.99
24	133	279	5.72
24	134	287	6.69
24	138	302	8.82
24	138	300	8.28
24	138	292	7.02
24	137	295	7.81

Tableau A10 Moyenne et écart-type des résultats des essais de traction pour le traitement de mise en solution à 525°C.

Temps de mise en solution (h)	Limite élastique (MPa)	Limite ultime (MPa)	Déformation (%)
4	128	263	5.37
8	147	281	5.25
16	136	280	5.67
24	136	291	7.29
Écart-type			
4	3	11	0.93
8	4	10	0.98
16	2	10	1.16
24	3	8	1.04

Tableau A11 Résultats des essais de traction pour la mise en solution à 465°C (inclusions).

Temps de mise en solution (h)	Limite élastique (MPa)	Limite ultime (MPa)	Déformation (%)
4	118	201	1.85
4	110	202	2.2
4	119	220	2.93
4	108	217	3.22
4	119	219	2.97
4	114	200	2.12
4	105	191	2.13
8	103	211	2.28

8	110	207	2.83
8	113	203	2.21
8	110	196	2.01
8	115	201	2.16
8	115	196	2.36
8	119	223	3.13
16	104	181	1.93
16	103	195	2.63
16	99	174	2.21
16	105	181	1.98
16	100	176	1.8
16	98	178	2.16
16	105	204	2.75
16	91	154	1.53
16	103	198	2.83
16	97	170	1.96
16	106	201	2.68
16	112	211	2.81
24	104	217	3.91
24	116	202	2.22

Tableau A12 Moyenne et écart-type des résultats des essais de traction pour le traitement de mise en solution à 465°C (inclusions).

Temps de mise en solution (h)	Limite élastique (MPa)	Limite ultime (MPa)	Déformation (%)
4	113	207	2.49
8	112	205	2.43
16	102	185	2.27
24	110	210	3.07
Écart-type			
4	5	11	0.5
8	5	9	0.37
16	5	16	0.43
24	6	8	0.85

Tableau A13 **Résultats des essais de traction pour la mise en solution à 490°C**
(inclusions).

Temps de mise en solution (h)	Limite élastique (MPa)	Limite ultime (MPa)	Déformation (%)
4	125	244	3.81
4	111	220	2.91
4	120	227	2.77
4	121	245	3.82
4	122	235	2.95
4	120	228	2.86
8	124	211	2.15
8	126	226	2.57
8	128	229	2.63
8	121	207	2.01
8	128	227	2.56
16	124	214	2.33
16	121	208	2.33
16	114	214	3.01
16	102	170	1.84
16	114	175	1.45
16	119	229	3.43
16	122	202	2.07
16	112	195	2.09
16	110	202	2.81
24	134	233	2.84
24	113	220	3.16

Tableau A14 Moyenne et écart-type des résultats des essais de traction pour le traitement de mise en solution à 490°C (inclusions).

Temps de mise en solution (h)	Limite élastique (MPa)	Limite ultime (MPa)	Déformation (%)
4	120	233	3.19
8	125	220	2.38
16	115	201	2.37
24	124	227	3
Écart-type			
4	4	9	0.45
8	3	9	0.25
16	7	18	0.58
24	11	7	0.16

Tableau A15 Résultats des essais de traction pour la mise en solution à 505°C (inclusions).

Temps de mise en solution (h)	Limite élastique (MPa)	Limite ultime (MPa)	Déformation (%)
4	109	192	2.12
4	114	210	2.72
4	114	190	1.93
4	112	195	2.19
4	117	219	2.88
4	110	212	2.91
4	115	209	2.64
4	112	208	2.63

4	115	214	2.74
8	127	230	2.68
16	106	186	2.19
16	119	222	3.11
16	114	214	2.92
16	111	203	2.72
16	118	229	3.53
16	118	230	3.69
24	131	263	4.68
24	123	237	3.32

Tableau A16 Moyenne et écart-type des résultats des essais de traction pour le traitement de mise en solution à 505°C (inclusions).

Temps de mise en solution (h)	Limite élastique (MPa)	Limite ultime (MPa)	Déformation (%)
4	113	205	2.53
8	127	230	2.68
16	114	214	3.03
24	127	250	4
Écart-type			
4	2	10	0.34
8	0	0	0
16	5	16	0.5
24	4	13	0.68

Tableau A17 **Résultats des essais de traction pour la mise en solution à 525°C**
(inclusions).

Temps de mise en solution (h)	Limite élastique (MPa)	Limite ultime (MPa)	Déformation (%)
4	169	225	1.37
4	176	249	1.99
4	169	229	1.47
4	112	206	2.62
4	121	206	2.06
4	117	214	2.77
4	108	185	2.18
4	114	212	2.72
16	161	250	2.93
24	167	244	2.18
24	128	260	4.76
24	134	278	5.73
24	130	263	4.96

Tableau A18 Moyenne et écart-type des résultats des essais de traction pour le traitement de mise en solution à 525°C (inclusions).

Temps de mise en solution (h)	Limite élastique (MPa)	Limite ultime (MPa)	Déformation (%)
4	136	216	2.15
8	161	250	2.93
16	140	261	4.41
Écart-type			
4	28	18	0.5
8	0	0	0
16	0	0	0
24	16	12	1.34

ANNEXE B

RÉSULTATS DES ESSAIS DE TRACTION POUR LES TRAITEMENTS DE MISE EN SOLUTION (FOUR À AIR FORCÉ)

Tableau B1 **Résultats des essais de traction pour les échantillons utilisés après coulée (filtration).**

Limite élastique (MPa)	Limite ultime (MPa)	Déformation (%)
151	246	2.1
141	235	1.98
151	236	1.75
143	240	2.11

Tableau B2 **Moyenne et écart-type des résultats des essais de traction pour les échantillons utilisés après coulée (filtration).**

Limite élastique (MPa)	Limite ultime (MPa)	Déformation (%)
147	239	1.99
Écart-type		
5	4	0.14

Tableau B3 Résultats des essais de traction pour la mise en solution à 480°C.

Temps de mise en solution (h)	Limite élastique (MPa)	Limite ultime (MPa)	Déformation (%)
2	132	245	2.92
2	137	263	3.92
2	160	268	2.72
4	139	271	4.35
4	139	267	4.04
4	141	273	4.41
4	141	266	3.8
8	138	269	4.24
8	143	279	4.71
8	141	267	3.96
8	137	261	3.59
8	141	269	4.04
12	164	267	2.62
12	168	260	2.17
12	176	305	4.67
12	169	279	3.27
12	138	270	4.23
12	141	275	2.59
16	178	280	2.75
16	177	263	2
16	138	272	4.64
24	176	298	4.38
24	178	302	4.39

24	177	294	3.7
----	-----	-----	-----

Tableau B4 Moyenne et écart-type des résultats des essais de traction pour le traitement de mise en solution à 480°C.

Temps de mise en solution (h)	Limite élastique (MPa)	Limite ultime (MPa)	Déformation (%)
2	143	259	3.19
4	140	269	4.15
8	140	269	4.11
12	159	276	3.26
16	164	272	3.13
24	177	298	4.16
Écart-type			
2	12	10	0.52
4	1	3	0.25
8	2	6	0.37
12	14	14	0.91
16	19	7	1.11
24	1	3	0.32

Tableau B5 **Résultats des essais de traction pour la mise en solution à 505°C.**

Temps de mise en solution (h)	Limite élastique (MPa)	Limite ultime (MPa)	Déformation (%)
2	194	276	1.64
2	193	292	2.43
4	169	276	2.68
4	170	294	3.74
4	173	270	2.31
8	150	291	4.53
8	154	288	4.11
12	203	304	2.71
12	203	323	4.01
12	191	304	3.77
12	192	316	4.21
16	217	302	2.06
16	222	312	2.37
16	219	343	4.54
16	216	329	3.66
16	213	307	2.43
16	209	301	2.2
16	212	321	3.04
16	211	314	2.79
24	216	334	4.1
24	217	329	3.55
24	214	341	4.66

Tableau B6 Moyenne et écart-type des résultats des essais de traction pour le traitement de mise en solution à 505°C.

Temps de mise en solution (h)	Limite élastique (MPa)	Limite ultime (MPa)	Déformation (%)
2	194	284	2.04
4	171	280	2.91
8	152	290	4.32
12	197	312	3.68
16	215	316	2.89
24	216	335	4.1
Écart-type			
2	1	8	0.4
4	2	10	0.61
8	2	2	0.21
12	6	8	0.58
16	4	13	0.79
24	1	5	0.45

Tableau B7 Résultats des essais de traction pour la mise en solution à 515°C.

Temps de mise en solution (h)	Limite élastique (MPa)	Limite ultime (MPa)	Déformation (%)
2	207	335	4.2
2	202	311	2.73
2	206	316	2.97
2	207	315	2.9
2	207	329	3.82

2	205	311	2.65
4	165	275	2.93
4	177	303	3.9
4	186	324	4.93
4	189	325	4.67
8	198	303	3.12
8	198	323	3.83
8	202	332	4.44
8	197	329	4.66
8	202	312	3.08
12	159	322	6.71
12	163	292	4.02
12	178	324	5.69
12	217	315	2.72
12	217	335	3.83
12	221	319	2.86
16	169	327	6.45
16	226	348	4.3
16	224	348	4.52
24	169	312	5.23
24	177	319	5.27
24	181	319	5.25
24	178	314	5.07
24	183	311	4.33

Tableau B8 Moyenne et écart-type des résultats des essais de traction pour le traitement de mise en solution à 515°C.

Temps de mise en solution (h)	Limite élastique (MPa)	Limite ultime (MPa)	Déformation (%)
2	206	320	3.21
4	179	307	4.11
8	199	320	3.83
12	193	318	4.31
16	206	341	5.09
24	178	315	5.03
Écart-type			
2	2	9	0.58
4	9	20	0.78
8	2	11	0.65
12	27	13	1.45
16	26	10	0.97
24	5	3	0.36

Tableau B9 Résultats des essais de traction pour la mise en solution à 540°C.

Temps de mise en solution (h)	Limite élastique (MPa)	Limite ultime (MPa)	Déformation (%)
2	138	166	0.73
2	140	170	0.74
2	153	194	1.05
2	155	184	0.58
4	159	216	1.42
4	156	200	0.95
4	155	188	0.71
8	193	214	0.59
8	191	226	0.72
12	120	150	0.83
12	128	168	0.93
12	137	168	1
16	138	181	1.26
16	142	186	1.34
16	148	173	0.79
24	145	176	0.81
24	154	173	0.48
24	157	208	1.46
24	159	185	0.66
24	163	197	0.88
24	163	187	0.62

Tableau B10 Moyenne et écart-type des résultats des essais de traction pour le traitement de mise en solution à 540°C.

Temps de mise en solution (h)	Limite élastique (MPa)	Limite ultime (MPa)	Déformation (%)
2	147	179	0.78
4	157	201	1.03
8	192	220	0.66
12	128	162	0.92
16	143	180	1.13
24	138	188	0.86
Écart-type			
2	8	11	0.17
4	2	11	0.29
8	1	6	0.07
12	7	8	0.07
16	4	5	0.24
24	6	12	0.31

Tableau B11 Résultats des essais de traction pour la mise en solution à 480°C (inclusions).

Temps de mise en solution (h)	Limite élastique (MPa)	Limite ultime (MPa)	Déformation (%)
2	118	194	1.43
2	124	216	1.9
2	156	207	0.94
2	160	234	1.38
2	159	233	1.42
4	118	189	1.51
4	127	222	2.11
4	132	231	2.3
4	131	229	2.26
8	131	243	2.88
8	125	213	1.88
8	123	191	1.3
12	167	250	1.82
12	168	242	1.55
12	166	224	1.13
12	163	220	1.04
12	121	207	1.89
12	127	227	2.39
16	174	245	1.4
16	168	213	0.82
16	175	251	1.65
16	175	247	1.44
16	175	248	1.55

16	173	239	1.27
16	121	210	2.14
16	121	206	1.94
16	126	224	2.42
24	169	244	1.63
24	174	255	1.83
24	170	240	1.44
24	171	227	1.04
24	173	229	1.09

Tableau B12 Moyenne et écart-type des résultats des essais de traction pour le traitement de mise en solution à 480°C (inclusions).

Temps de mise en solution (h)	Limite élastique (MPa)	Limite ultime (MPa)	Déformation (%)
2	143	217	1.41
4	127	218	2.05
8	126	216	2.02
12	152	228	1.64
16	156	231	1.63
24	171	239	1.41
Écart-type			
2	18	15	0.3
4	6	17	0.32
8	3	21	0.65
12	20	14	0.46
16	24	17	0.45
24	2	10	0.3

Tableau B13 Résultats des essais de traction pour la mise en solution à 505°C (inclusions).

Temps de mise en solution (h)	Limite élastique (MPa)	Limite ultime (MPa)	Déformation (%)
2	190	265	1.46
2	193	248	0.93
2	188	252	1.09
2	189	254	1.11
4	169	221	0.91
4	179	250	1.46
4	176	247	1.34
8	150	258	2.79
8	197	256	1.11
8	200	270	1.47
8	194	247	0.98
12	197	274	1.7
12	200	282	1.86
12	196	268	1.49
12	200	271	1.57
12	183	231	0.91
12	181	237	1.06
16	215	276	1.23
16	213	278	1.27
24	208	275	1.47
24	205	260	1.02
24	207	270	1.33

Tableau B14 Moyenne et écart-type des résultats des essais de traction pour le traitement de mise en solution à 505°C (inclusions).

Temps de mise en solution (h)	Limite élastique (MPa)	Limite ultime (MPa)	Déformation (%)
2	190	255	1.15
4	175	239	1.24
8	185	258	1.59
12	193	261	1.43
16	214	277	1.25
24	207	268	1.27
Écart-type			
2	2	6	0.19
4	4	13	0.24
8	20	8	0.72
12	8	19	0.34
16	1	1	0.02
24	1	6	0.19

Tableau B15 Résultats des essais de traction pour la mise en solution à 515°C (inclusions).

Temps de mise en solution (h)	Limite élastique (MPa)	Limite ultime (MPa)	Déformation (%)
4	164	259	2.26
4	172	260	2.14
8	200	272	1.47
12	140	242	2.43

12	170	283	3.22
12	169	244	1.67
12	220	276	1.03
12	228	313	1.99
12	228	310	1.92
12	224	287	1.23
12	224	269	0.76
12	223	260	0.69
12	211	258	0.84
16	133	219	2.07
16	142	243	2.57
16	145	243	2.43
16	165	262	2.44
16	161	264	2.74
16	219	277	1.17
16	215	276	1.13
16	224	294	1.61
16	220	279	1.14
16	211	260	0.87
16	208	278	1.46
16	223	306	2.21
16	217	299	2.1
24	151	239	2.1

Tableau B16 Moyenne et écart-type des résultats des essais de traction pour le traitement de mise en solution à 515°C (inclusions).

Temps de mise en solution (h)	Limite élastique (MPa)	Limite ultime (MPa)	Déformation (%)
4	168	260	2.2
8	200	272	1.47
12	204	274	1.58
16	191	269	1.84
24	151	239	2.1
Écart-type			
4	4	1	0.06
8	0	0	0
12	30	23	0.78
16	34	24	0.61
24	0	0	0

Tableau B17 Résultats des essais de traction pour la mise en solution à 540°C (inclusions).

Temps de mise en solution (h)	Limite élastique (MPa)	Limite ultime (MPa)	Déformation (%)
2	149	173	0.57
2	140	149	0.36
4	151	175	0.51
4	157	175	0.39
4	162	176	0.38
8	186	213	0.52

8	179	200	0.4
8	185	199	0.35
12	123	136	0.35
12	138	158	0.53
16	126	165	1.35
16	150	169	0.65
16	148	167	0.53

Tableau B18 Moyenne et écart-type des résultats des essais de traction pour le traitement de mise en solution à 540°C (inclusions).

Temps de mise en solution (h)	Limite élastique (MPa)	Limite ultime (MPa)	Déformation (%)
2	145	161	0.47
4	157	175	0.43
8	183	204	0.42
12	131	147	0.44
16	141	167	0.84
Écart-type			
2	4	0	0.06
4	3	6	0.07
8	8	11	0.09
12	11	2	0.36

ANNEXE C

RÉSULTATS DES ESSAIS DE TRACTION POUR LES TRAITEMENTS DE VIEILLISSEMENT

Tableau C1 Résultats des essais de traction pour le traitement de vieillissement à 155°C.

Temps de vieillissement (h)	Limite élastique (MPa)	Limite ultime (MPa)	Déformation (%)
2	197	324	3.6
2	194	317	3.46
2	199	328	4.2
2	198	315	3.06
2	202	327	3.51
2	196	321	3.45
5	226	314	1.91
5	226	352	3.9
5	226	341	3.2
5	229	336	2.74
5	223	331	2.64
8	237	342	2.75
8	241	338	2.23
8	241	325	1.78
8	240	352	3.34
8	240	340	2.5
8	239	349	3.01

12	282	367	1.91
12	286	372	2.23
12	275	363	2.08
12	279	365	1.91
12	277	371	2.34
16	332	385	1.03
16	330	387	1.19
16	328	387	1.12
16	327	377	0.93
16	328	393	1.5
24	351	403	1.21
24	355	388	0.73
24	358	405	1.08
24	351	408	1.36
24	351	409	1.41

Tableau C2 Moyenne et écart-type des résultats des essais de traction pour le traitement de vieillissement à 155°C.

Temps de vieillissement (h)	Limite élastique (MPa)	Limite ultime (MPa)	Déformation (%)
2	198	322	3.55
5	226	340	3.12
8	240	341	2.6
12	280	368	2.09
16	329	386	1.15
24	353	403	1.16
Écart-type			
2	2	5	0.34
4	2	8	0.5
8	1	9	0.51
12	4	3	0.17
16	2	5	0.19
24	3	8	0.24

Tableau C3 **Résultats des essais de traction pour le traitement de vieillissement à 180°C.**

Temps de vieillissement (h)	Limite élastique (MPa)	Limite ultime (MPa)	Déformation (%)
2	276	374	2.49
2	273	364	2.35
2	276	367	2.37
4	339	396	1.44
4	335	370	0.76
4	335	397	1.62
8	334	396	1.73
12	330	377	1.13
12	330	392	1.63
12	333	391	1.56
12	328	373	1.04
16	337	392	1.43
16	332	384	1.29
24	333	385	1.23
24	330	380	1.23
24	328	369	0.98

Tableau C4 Moyenne et écart-type des résultats des essais de traction pour le traitement de vieillissement à 180°C.

Temps de vieillissement (h)	Limite élastique (MPa)	Limite ultime (MPa)	Déformation (%)
2	275	368	2.4
4	336	388	1.27
8	334	396	1.73
12	330	383	1.34
16	335	388	1.36
24	330	378	1.15
Écart-type			
2	1	4	0.06
4	2	12	0.37
8	0	0	0
12	2	8	0.26
16	3	4	0.07
24	2	7	0.12

Tableau C5 Résultats des essais de traction pour le traitement de vieillissement à 200°C.

Temps de vieillissement (h)	Limite élastique (MPa)	Limite ultime (MPa)	Déformation (%)
2	279	339	1.27
2	278	338	1.21
2	293	339	1
4	289	359	1.65
4	292	362	1.66
4	287	345	1.26
8	301	374	1.78
8	300	363	1.51
8	303	379	1.91
12	291	314	0.55
12	290	330	0.84
16	294	368	1.79
16	293	343	1.07
16	295	350	1.25
16	289	347	1.27
24	269	346	1.86
24	266	310	0.95
24	259	330	1.59
24	266	331	1.43
24	272	351	1.92

Tableau C6 Moyenne et écart-type des résultats des essais de traction pour le traitement de vieillissement à 200°C.

Temps de vieillissement (h)	Limite élastique (MPa)	Limite ultime (MPa)	Déformation (%)
2	283	339	1.16
4	289	355	1.52
8	301	372	1.73
12	291	322	0.7
16	293	352	1.35
24	266	334	1.55
Écart-type			
2	7	0	0.12
4	2	7	0.19
8	1	7	0.17
12	1	8	0.14
16	2	10	0.27
24	4	14	0.35

Tableau C7 **Résultats des essais de traction pour le traitement de vieillissement à 220°C.**

Temps de vieillissement (h)	Limite élastique (MPa)	Limite ultime (MPa)	Déformation (%)
2	266	348	1.72
2	260	312	0.94
2	263	302	0.74
4	236	328	1.96
4	231	318	1.79
4	237	339	2.44
4	229	316	1.65
8	273	315	0.85
8	275	327	1.11
8	270	318	1.01
12	259	335	1.7
12	258	326	1.5
12	261	311	1
16	226	305	1.6
16	221	300	1.62
16	227	299	1.43
16	218	301	1.71
16	225	290	1.17
24	213	303	1.93
24	209	287	1.46

Tableau C8 Moyenne et écart-type des résultats des essais de traction pour le traitement de vieillissement à 220°C.

Temps de vieillissement (h)	Limite élastique (MPa)	Limite ultime (MPa)	Déformation (%)
2	263	321	1.13
4	233	325	1.96
8	273	320	0.99
12	259	324	1.4
16	223	299	1.51
24	211	295	1.7
Écart-type			
2	2	20	0.42
4	3	9	0.3
8	2	5	0.11
12	1	10	0.29
16	3	5	0.19
24	2	8	0.23

Tableau C9 **Résultats des essais de traction pour le traitement de vieillissement à 155°C (inclusions).**

Temps de vieillissement (h)	Limite élastique (MPa)	Limite ultime (MPa)	Déformation (%)
5	224	299	1.42
12	276	327	0.88
16	318	337	0.35
24	350	367	0.41

Tableau C10 **Résultats des essais de traction pour le traitement de vieillissement à 180°C (inclusions).**

Temps de vieillissement (h)	Limite élastique (MPa)	Limite ultime (MPa)	Déformation (%)
2	266	298	0.53
2	280	325	0.82
4	0	284	0.07
4	329	340	0.32
4	339	349	0.32
8	332	336	0.25
8	0	295	0.05
8	0	307	0.16
8	0	325	0.16
12	338	353	0.41
12	336	346	0.34
16	0	322	0.13
16	331	342	0.35

16	0	322	0.16
16	0	335	0.19
24	0	302	0.16
24	330	352	0.53
24	328	369	0.98

Tableau C11 Moyenne et écart-type des résultats des essais de traction pour le traitement de vieillissement à 180°C (inclusions).

Temps de vieillissement (h)	Limite élastique (MPa)	Limite ultime (MPa)	Déformation (%)
2	273	312	0.68
4	334	324	0.24
8	332	316	0.16
12	337	350	0.38
16	331	330	0.21
24	219	361	0.56
Écart-type			
2	7	14	0.15
4	5	29	0.12
8	0	16	0.07
12	1	4	0.03
16	0	9	0.08
24	1	28	0.34

Tableau C12 **Résultats des essais de traction pour le traitement de vieillissement à 200°C (inclusions).**

Temps de vieillissement (h)	Limite élastique (MPa)	Limite ultime (MPa)	Déformation (%)
2	294	312	0.48
2	281	305	0.49
2	286	304	0.43
4	0	275	0.15
4	279	281	0.23
4	286	307	0.52
8	299	317	0.44
8	290	302	0.34
8	289	301	0.34
12	0	265	0.17
12	285	286	0.23
12	0	283	0.19
12	286	292	0.25
16	290	296	0.29
16	0	277	0.17
24	258	269	0.33

Tableau C13 Moyenne et écart-type des résultats des essais de traction pour le traitement de vieillissement à 200°C (inclusions).

Temps de vieillissement (h)	Limite élastique (MPa)	Limite ultime (MPa)	Déformation (%)
2	287	307	0.47
4	283	288	0.3
8	293	307	0.37
12	286	282	0.21
16	290	287	0.23
24	258	269	0.33
Écart-type			
2	5	4	0.03
4	4	14	0.16
8	4	7	0.05
12	1	10	0.03
16	0	10	0.06
24	0	0	0

Tableau C14 **Résultats des essais de traction pour le traitement de vieillissement à 220°C (inclusions).**

Temps de vieillissement (h)	Limite élastique (MPa)	Limite ultime (MPa)	Déformation (%)
2	260	285	0.51
2	259	266	0.29
2	248	255	0.28
4	230	278	0.86
4	229	261	0.6
8	263	285	0.46
8	270	273	0.26
8	273	288	0.39
12	256	278	0.49
12	249	276	0.58
12	250	254	0.29
16	222	262	0.74
24	216	254	0.74
24	208	231	0.52
24	211	224	0.38
24	213	263	0.95

Tableau C15 Moyenne et écart-type des résultats des essais de traction pour le traitement de vieillissement à 220°C (inclusions).

Temps de vieillissement (h)	Limite élastique (MPa)	Limite ultime (MPa)	Déformation (%)
2	256	269	0.36
4	230	270	0.73
8	269	282	0.37
12	252	269	0.45
16	222	262	0.74
24	212	243	0.65
Écart-type			
2	5	12	0.11
4	1	9	0.13
8	4	6	0.08
12	3	11	0.12
16	0	0	0
24	3	16	0.22

Tableau C16 Résultats, moyenne et écart-type des essais de traction pour le traitement de vieillissement à 155°C avec pré-vieillissement de 24 heures.

Temps de vieillissement (h)	Limite élastique (MPa)	Limite ultime (MPa)	Déformation (%)
5	206	332	3.75
5	208	313	2.43
5	210	324	2.92
5	209	321	2.83
Moyenne			
5	208	323	2.98
Écart-type			
5	1.48	6.8	0.48