

UNIVERSITÉ DU QUÉBEC À CHICOUTIMI

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

par

SÉBASTIEN MORIN ing. stag.

EFFET DU MAGNÉSIUM, DES TRAITEMENTS THERMIQUES ET DE LA
POROSITÉ SUR LES PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES DE TRACTION ET DE FATIGUE
DE L'ALLIAGE SOUS PRESSION A380.1

JUILLET 2002



Mise en garde/Advice

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

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

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

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

RÉSUMÉ

L'alliage A380.1, un alliage d'aluminium-silicium-cuivre-magnésium (série 300), est produit à partir de rebuts d'aluminium et mis en forme sous pression. Cet alliage qui est particulièrement utilisé dans le domaine automobile peut subir des traitements thermiques pour obtenir une combinaison optimale de résistance et de ductilité. La composition chimique, la procédure observée lors de la fusion du métal, la technique de mise en forme, les défauts et le type de traitement thermique déterminent les propriétés mécaniques de cet alliage.

Comme l'alliage A380.1 est obtenu à partir de métal recyclé, il contient une quantité variable de plusieurs éléments. Afin d'obtenir la composition souhaitable pour chacun de ces éléments, différents procédés coûteux et souvent dommageables pour l'environnement, tel le nettoyage au chlore, sont utilisés. Pour contrer ce problème de pollution, un moyen efficace pour éviter tous ces procédés serait certainement le bienvenu. Le magnésium est un des éléments dont la proportion moyenne doit être inférieure ou égale à 0,10 % pour répondre aux normes de l'industrie nord-américaine. Toutefois certaines études ont démontré qu'une quantité supérieure de magnésium influençait peu les caractéristiques mécaniques de l'alliage sauf peut-être celle de la ductilité. Donc, en justifiant l'augmentation du titre en magnésium dans cet alliage, on pourrait éviter l'application de traitements malsains tant sur le plan économique qu'environnemental.

L'objectif de ce travail est de déterminer l'impact sur les propriétés mécaniques de posséder une proportion en magnésium supérieure au taux standard nord-américain de 0,10 % pour l'alliage A380.1. Des taux respectifs de 0,10 %, 0,30 % et de 0,50 % en magnésium sont utilisés pour constater l'effet sur les principales propriétés mécaniques à savoir: la limite élastique, la limite ultime et le pourcentage d'allongement à la rupture. Une grande partie de la recherche est également axée sur l'effet de cet élément (magnésium) sur la résistance en fatigue dudit alliage. Cette section comprend aussi l'analyse du rôle des défauts de surface (joint du moule) et des défauts internes (porosité) sur la résistance.

Les propriétés mécaniques de traction sont analysées dans le but d'optimiser les traitements thermiques T6 (mise en solution, trempe et vieillissement artificiel) et T7 (mise en solution, trempe et survieillissement). Par la suite, l'influence de plusieurs paramètres est évaluée au moyen d'essais de traction et de la micrographie optique. La résistance en fatigue est observée en faisant des essais en flexion rotative. Une fois de plus, cette étude est réalisée dans le but d'optimiser les traitements T6 et T7 de même que pour vérifier

l'effet des défauts de surface et des défauts internes. Pour examiner la contribution de ces défauts de même que pour les quantifier, des fractographies prises à l'aide d'un microscope électronique à balayage sont utilisées. Autant pour la traction que pour la fatigue, les paramètres qui nous intéressent plus spécialement sont: l'addition de magnésium, la température et le temps de vieillissement. De plus, pour la fatigue uniquement, la porosité est ciblée.

En ce qui concerne les résultats, on peut affirmer notamment qu'un taux de 0,3 % de magnésium ne les altère pas, ni en traction ni en fatigue, et qu'un taux de 0,5 % de magnésium entraîne la formation de phases complexes sujettes à la fusion instantanée. De plus, on note que les propriétés de traction fluctuent selon les zones de Guinier-Preston apparues lors des traitements thermiques tandis que celles de fatigue diminuent au fur et à mesure que le taux de magnésium augmente.

REMERCIEMENTS

Je tiens à remercier messieurs Régis Boucher, André Bouchard et Alain Bérubé, techniciens de laboratoire à l'université. De plus, je tiens à souligner le soutien de madame Agnès Samuel pour la recherche bibliographique. Je veux remercier aussi le Cégep de Jonquière et particulièrement le département de physique pour m'avoir donné accès à leur laboratoire et me permettre de compléter mes tests.

Je ne peux passer sous silence le support remarquable reçu de la part de monsieur Fawzy Hosny Samuel, professeur émérite titulaire de la chaire de recherche CRSNG-GM-UQAC et directeur de maîtrise. Le support du Conseil de recherches en sciences naturelles et génie du Canada, de General Motors Powertrain Group (É.U), de Corporativo Nemark (Mexique) et du Centre québécois de recherche et de développement de l'aluminium (CQRDA) est aussi remercié.

Finalement, je m'en voudrais de ne pas mentionner également l'encouragement prodigué par ma famille et particulièrement ma sœur Nathalie ainsi que ma copine Josée. De plus, je tiens à ajouter en terminant que pour compléter un tel projet, il faut une volonté de fer, une discipline en béton et avoir la flexibilité de l'aluminium...

TABLE DES MATIÈRES

RÉSUMÉ	ii
REMERCIEMENTS	iv
TABLE DES MATIÈRES.....	v
LISTE DES FIGURES	x
TRADUCTION DES FIGURES ANGLAISES	xviii
LISTE DES TABLEAUX.....	xxii
CHAPITRE 1	
INTRODUCTION	1
1.1 PROBLÉMATIQUE	2
1.2 OBJECTIF	5
CHAPITRE 2	
REVUE BIBLIOGRAPHIQUE.....	7
2.1 LES ALLIAGES D'ALUMINIUM DE FONDERIE	8
2.1.1 Les nuances d'alliage 380.....	9
2.1.2 Les équivalences de l'alliage 380	11
2.2 EFFET DES ÉLÉMENTS ALLIÉS.....	13
2.3 ALLIAGES APPARENTÉS AU SYSTÈME Al-Si-Cu-Mg.....	21
2.3.1 Système binaire Al-Si	21

2.3.2	Système binaire Al-Mg.....	23
2.3.3	Système binaire Al-Cu.....	24
2.3.4	Système ternaire Al-Si-Mg.....	25
2.3.5	Système ternaire Al-Cu-Si.....	27
2.3.6	Système ternaire Al-Cu-Mg (-Si).....	28
2.4	MOULAGE SOUS PRESSION.....	30
2.4.1	Moulage sous pression à chambre chaude.....	31
2.4.2	Moulage sous pression à chambre froide.....	32
2.4.3	Moulage sous pression par gravité.....	33
2.5	TRAITEMENT THERMIQUE.....	33
2.5.1	Mise en solution (MES).....	34
2.5.2	Trempe.....	37
2.5.3	Durcissement.....	40
2.5.3.1	<i>Durcissement en solution ou par soluté.....</i>	<i>40</i>
2.5.3.2	<i>Principe de durcissement par précipitation.....</i>	<i>41</i>
2.5.4	Vieillessement.....	44
2.6	PROPRIÉTÉS DE TRACTION.....	47
2.6.1	Limite élastique.....	47
2.6.2	Limite ultime.....	48
2.6.3	Déformation.....	48
2.7	FATIGUE.....	49
2.7.1	Définition.....	49
2.7.2	Appareil et échantillons.....	51
2.7.3	Influence de certains éléments d'alliage sur les propriétés en fatigue des aluminiums.....	52
2.7.3.1	<i>Effet du béryllium sur la propagation de la fissure dans l'alliage A357 avec fer.....</i>	<i>53</i>
2.7.3.2	<i>Effet du strontium sur la croissance de la fissure en fatigue dans un alliage Al-Si-Cu sous pression.....</i>	<i>57</i>

2.7.3.3	<i>Comportement en fatigue d'un alliage Al-12 %Si-0,35 %Mg -0,02 %Sr</i>	59
2.7.3.4	<i>Effet du béryllium et du manganèse sur la fatigue des alliages Al-Si-Mg</i>	61
2.7.3.5	<i>Comparaison en fatigue d'un nouvel alliage avec le A356 et le A390</i>	63
2.7.4	<i>Influence du procédé de mise en forme sur la fatigue des aluminiums</i>	65
2.7.4.1	<i>Analyse du procédé de transformation semi-solide sur la fatigue de l'alliage 319</i>	65
2.7.4.2	<i>Réponse en fatigue de l'alliage A390 obtenu par atomisation</i>	67
2.7.5	<i>Influence des défauts de surface et internes sur la fatigue des aluminiums</i>	70
2.7.5.1	<i>Contrôle de la porosité et comportement en fatigue de l'alliage d'aluminium de fonderie A356</i>	70
2.7.5.2	<i>Résistance en fatigue des alliages d'aluminium selon le degré de porosité</i>	72
2.7.5.3	<i>Évaluation de la vie en fatigue des alliages avec des défauts de coulée</i>	75
2.7.5.4	<i>Effet des défauts de surface sur la fatigue des alliages d'aluminium Al-7Si-Mg</i>	77
2.7.6	<i>Autre facteur d'influence sur la fatigue des aluminiums</i>	81
2.7.6.1	<i>Effet du vieillissement sur la croissance de la fissuration en fatigue</i>	82

CHAPITRE 3

EFFET DES TRAITEMENTS THERMIQUES T6 ET T7 SUR LES PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES EN TRACTION ET EN FATIGUE85

3.1 MATÉRIAU ET PRÉPARATION DES ÉCHANTILLONS.....86

3.1.1	Barreaux de traction	86
3.1.2	Moule des échantillons de traction	87
3.1.3	Aluminium A380.1 après coulée - série DCM0	88

3.1.4 Aluminium A380.1 allié au magnésium (0,30 % et 0,50 %) - séries DCM3 et DCM5	90
3.1.5 Éprouvette de fatigue	92
3.2 TRAITEMENT THERMIQUE (TRACTION ET FATIGUE)	93
3.3 RÉSULTATS ET DISCUSSIONS	94
3.3.1 Essais de traction	94
3.3.1.1 Barreau type utilisé et traitement des données	94
3.3.1.2 Résultats typiques	96
3.3.2 Résultats des essais de traction	97
3.3.2.1 Après coulée	97
3.3.2.2 Vieillessement naturel	101
3.3.2.3 Après vieillissement artificiel (T6)	105
3.3.3 Essais de fatigue	117
3.3.3.1 Machine utilisée	118
3.3.3.2 Barreau type utilisé	119
3.3.4 Résultats des essais de fatigue	120
3.3.4.1 Après coulée	120
3.3.4.2 Série DCM0	121
3.3.4.3 Série DCM3	124
3.3.4.4 Série DCM5	127
3.3.5 Analyse et discussions	130
3.3.5.1 Traction	130
3.3.5.2 Traitements thermiques	131
3.3.5.3 Précipitation des Zones G.P. et des phases	139
3.3.5.4 Effet du magnésium et du cuivre sur la structure	143

CHAPITRE 4

MICROGRAPHIE ET FRACTOGRAPHIE DES ÉCHANTILLONS DE FATIGUE	145
--	------------

4.1 INTRODUCTION: MÉCANISME DE SOLIDIFICATION	146
4.2 EXPÉRIMENTATION	147
4.2.1 Analyse thermique	147
4.2.2 Analyse de microstructure (micrographie)	152
4.2.3 Analyse d'image	153
4.2.4 Analyse de fracture (fractographie)	154
4.3 RÉSULTATS ET DISCUSSIONS.....	155
4.3.1 Courbes de solidification de l'alliage A380.1 à l'équilibre	155
4.3.2 Micrographies à l'équilibre.....	160
4.3.3 Micrographies d'alliages moulés sous pression.....	164
4.3.4 Fractographies.....	181
4.3.4.1 Mécanisme général	181
4.3.4.2 Effet des traitements thermiques.....	182
 CHAPITRE 5	
CONCLUSION	191
RECOMMANDATIONS	196
BIBLIOGRAPHIE.....	199
SYMBOLES UTILISÉS.....	207
 ANNEXES	
Essais de traction	A-1
Essais de fatigue	A-7
Certificat d'analyse	A-10
Analyses chimiques.....	A-11
Normes ASTM	A-13

LISTE DES FIGURES

Figure 1	Principaux alliages d'aluminium ¹⁵	14
Figure 2	Partie du diagramme d'équilibre Aluminium-Silicium ¹⁶	22
Figure 3	Partie du diagramme d'équilibre Aluminium-Magnésium ¹⁶	23
Figure 4	Partie du diagramme d'équilibre Aluminium-Cuivre ¹⁶	24
Figure 5	Diagramme d'équilibre ternaire Aluminium-Magnésium-Silicium, « liquidus » ¹⁶	25
Figure 6	Partie du diagramme d'équilibre Aluminium-Mg ₂ Si, coupe pseudobinaire ¹⁶	26
Figure 7	Diagramme d'équilibre ternaire Aluminium-Cuivre-Silicium, « liquidus » ¹⁶	28
Figure 8	Partie du diagramme d'équilibre ternaire Aluminium-Cuivre-Magnésium, « liquidus » ¹⁶	29
Figure 9	Moulage sous pression à chambre chaude ²⁰	32
Figure 10	Moulage sous pression à chambre froide ²⁰	33
Figure 11	Exemple d'une mise en solution pour un alliage d'aluminium à 5,25 % de cuivre ¹⁶	36
Figure 12	Cycle thermique de la mise en solution.	37
Figure 13	Courbe de refroidissement de différents milieux de trempe ²⁵	39
Figure 14	Différents intervalles utilisés pour les traitements thermiques des alliages aluminium-cuivre ¹⁶	41

Figure 15	Représentations schématiques de précipités dans les solides cristallins: a) Zone GP, effet de taille négatif; b) Zone GP, effet de taille positif; c) Précipité cohérent avec distorsion du réseau due à une variation de volume; d) Précipité semi-cohérent; e) Précipité incohérent ²⁷	43
Figure 16	Variation de la limite élastique ou de la dureté avec le temps de précipitation ou la taille des précipités ²⁶	45
Figure 17	a) Précipité θ'' dans un alliage Al-4,5% Cu trempé et vieilli. b) Précipité d'équilibre θ^{27}	46
Figure 18	Effet du temps et de la température de vieillissement sur les propriétés mécaniques de l'alliage A356 ²⁸	46
Figure 19	Courbe de traction typique.	47
Figure 20	Représentation typique d'une pièce rompue en fatigue ²⁷	50
Figure 21	Échantillon de fatigue plat standard: a) Centre fendu b) Compact en U ³³	51
Figure 22	Échantillon de fatigue circulaire standard ³³	51
Figure 23	Machine à flexion rotative pour l'étude de la fatigue ³⁴	52
Figure 24	Comparaison de la croissance de la fissure en fatigue pour l'alliage A et B ³⁵	55
Figure 25	Comparaison de la croissance de la fissure en fatigue: a) Alliage C et D b) Alliage E, F et G ³⁵	56
Figure 26	Comportement de la propagation de la fissure en fatigue au fond d'une entaille pour un alliage d'aluminium sous pression: a) R = 0,1 et b) R = 0,5 ³⁹	58
Figure 27	Variation du taux de propagation d'une fissure en fatigue, da/dN, facteur d'intensité de contrainte ΔK_{eff} à R = 0,8 pour des structures contenant des particules de silicium fines, intermédiaires et grossières ⁴⁴	60
Figure 28	Surface d'une fracture en fatigue d'un alliage Al-Si-Mg modifiée au Sr testée à: a) Particules fines, R = 0,8, $\Delta K = 4,0 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ b) Particules grossières, R = 0,8, $\Delta K = 4,0 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ⁴⁴	60

Figure 29	Courbe Courbe S-N d'un alliage Al-Si-Mg moulé au sable à différentes conditions: a) 0,29 % de fer, b) 0,76 % de fer et c) 0,76 % de fer et des traces de Be et Mn ⁴⁷	62
Figure 30	Comparaison des alliages 356, 390 et 3HA ⁴⁸	64
Figure 31	Affaiblissement d'un échappement en acier et d'une valve d'entrée en 3HA durant un test de 100 heures, dans un moteur 4 cylindres utilisant de l'essence au plomb et fonctionnant à 4000 RPM avec le papillon d'entrée ouvert ⁴⁸	65
Figure 32	Comportement d'un alliage modifié 319 DF53-T6 formé (SSTT) semi-solide comparé avec un alliage 319 conventionnel (F) ⁴⁹	66
Figure 33	Micrographies optiques montrant une microstructure d'un alliage: a) moulée au sable; b) obtenue par atomisation ⁵⁰	68
Figure 34	Comparaison de la variation de la contrainte maximale (σ max) avec la vie en fatigue (Nf) d'un alliage, pour un procédé de dépôt par atomisation (AS17) et un procédé de moulage au sable (A390) ⁵⁰	69
Figure 35	Modèle de prédiction pour la vie en fatigue de deux amplitudes de contrainte en fonction de la taille maximale des pores et pour un espace interdendritique constant. Intervalle de confiance de 95 % ⁵²	71
Figure 36	Modèle de prédiction pour la vie en fatigue en fonction de l'amplitude de contrainte pour quatre combinaisons d'espace interdendritique et de taille des pores. Intervalle de confiance de 95 % ⁵²	71
Figure 37	Distribution des pores (G-Al-Si-0.6Mg wa): (a) porosité $P = 0$, masse volumique $\rho = 2,67 \text{ g/cm}^3$; (b) $P = 4$, $\rho = 2,57 \text{ g/cm}^3$; (c) $P = 8$, $\rho = 2,44 \text{ g/cm}^3$ ⁵³	72
Figure 38	Distribution des pores (G-Al-11Si-Mg-Sr): (a) $P = 0$, $\rho = 2,67 \text{ g/cm}^3$; (b) $P = 8$, $\rho = 2,59 \text{ g/cm}^3$ ⁵³	73
Figure 39	Comparaison des courbes S-N pour: a) G-Al-7Si-0,6 wa, $s = 20 \text{ mm}$; b) G-Al-11Si-Mg-Sr, $s = 20 \text{ mm}$. Mode de chargement : axial, $f = 50 \text{ hz}$. Échantillon plat: $d = 5 \text{ mm}$ et $K = 1,0$ ⁵³	74
Figure 40	Exemples typiques de retrait (a) et de pores gazeux (b) ⁵⁴	75
Figure 41	Courbe S-N pour l'alliage AlMg7Si(0,4) T4 (a) et T6 (b) ⁵⁴	76

Figure 42	Mesure de rugosité de surface selon différents procédés ⁵⁵	77
Figure 43	Mesure de la porosité selon différents procédés ⁵⁵	78
Figure 44	Durée de vie en fatigue selon différents procédés ⁵⁵	79
Figure 45	Surface d'une fracture en fatigue d'un spécimen moulé au sable montrant l'initiation d'un creux à la surface ⁵⁵	79
Figure 46	Surface d'une fracture en fatigue d'un spécimen poli montrant l'initiation à partir d'un pore ⁵⁵	80
Figure 47	Exemple typique d'un film d'oxyde observé dans la région de l'initiation de la fissure d'un échantillon moulé sous pression ⁵⁵	81
Figure 48	Effet de la condition du vieillissement sur le taux de croissance de la fissure en fatigue dans la direction offrant une forte résistance (a) et dans la direction offrant une faible résistance (b) ⁵⁷	83
Figure 49	Moule permanent « STAHL »	88
Figure 50	Schéma de dégazage de l'aluminium en fusion dans le creuset.	89
Figure 51	Technique d'insertion du magnésium dans le bain d'aluminium.	90
Figure 52	Échantillon de traction dans la pièce moulée.	92
Figure 53	Barreau type utilisé pour les essais de traction.	95
Figure 54	Graphique type obtenu par le logiciel relié à la presse mécanique.	96
Figure 55	Courbes de la limite élastique et de la limite ultime après coulée.	99
Figure 56	Courbe de la déformation après coulée.	100
Figure 57	Courbes de la limite élastique et de la limite ultime à l'état vieilli pendant sept (7) ans.	103
Figure 58	Courbe de la déformation à l'état vieilli pendant sept (7) ans.	104
Figure 59	Courbes de la limite élastique à 155 °C.	107
Figure 60	Courbes de la limite élastique à 220 °C.	108

Figure 61	Courbes de la limite ultime à 155 °C.	111
Figure 62	Courbes de la limite ultime à 220 °C.	112
Figure 63	Courbes de la déformation à 155 °C.	113
Figure 64	Courbes de la déformation à 220 °C.	116
Figure 65	Diagramme S-N pour métaux ferreux et non ferreux ⁶³	117
Figure 66	Barreau type utilisé pour les essais en fatigue.	119
Figure 67	Courbe de la fatigue après coulée pour les trois séries.	122
Figure 68	Courbes de la fatigue (S-N) et de la déformation, série DCM0.	123
Figure 69	Courbes de la fatigue pour série DCM3 (Nombre de cycles vs Taux de la limite élastique).	125
Figure 70	Courbes de la fatigue pour série DCM3 (Nombre de cycles vs Contrainte).	126
Figure 71	Courbe de la fatigue pour série DCM5 (Nombre de cycles vs Taux de la limite élastique).	128
Figure 72	Courbes de la fatigue pour série DCM5 (Nombre de cycles vs Contrainte).	129
Figure 73	Effet du délai de trempe sur les propriétés mécaniques de l'alliage A356 mis en solution à 520 °C / 5 hrs et vieilli à 155 °C / 4,5 hrs ⁶⁶	133
Figure 74	Effet de la température de trempe sur les propriétés mécaniques de l'alliage A356 ⁶⁶	134
Figure 75	Image de pores issus de la fusion instantanée d'un microscope à balayage électronique. Barreau de traction contenant 0,45 % Mg et 3,5 % Cu ⁷⁰	138
Figure 76	a) cisaillement d'un précipité cohérent; b) contournement de précipités (mécanisme d'Orowan) ²⁶	138
Figure 77	Corrélation de la structure et de la dureté d'un alliage d'aluminium à 4 % de cuivre et vieilli à deux températures différentes ¹⁵	140

Figure 78	Schématisation de la structure observable au pic de vieillissement (zone G.P., particules incohérentes et fines) et vallée entre deux pics, (particules cohérentes et larges).	142
Figure 79	Courbes de refroidissement idéalisées ⁷⁴	149
Figure 80	Représentation des différents paramètres de la courbe de refroidissement ⁷⁵	150
Figure 81	Schéma du montage utilisé pour l'analyse thermique. Moule chauffé à 600 °C et section prise pour l'analyse métallographique.	151
Figure 82	Schéma d'extraction et de préparation d'une pastille de polissage.	153
Figure 83	Courbe de solidification pour 0,1 % de magnésium.	156
Figure 84	Courbe de solidification pour 0,3 % de magnésium.	157
Figure 85	Courbe de solidification pour 0,5 % de magnésium.	158
Figure 86	Microstructure de l'alliage à 0,1 % poids Mg.	160
Figure 87	Microstructure de l'alliage à 0,5 % poids Mg.	161
Figure 88	Microstructure de l'alliage à 0,5 % poids Mg.	161
Figure 89	Microstructure de l'alliage à 0,5 % poids Mg.	162
Figure 90	Microstructure de l'alliage à 0,5 % poids Mg après coulée sous pression.	164
Figure 91	Alliage à 0,1 % de magnésium après coulée.	165
Figure 92	Alliage à 0,1 % de magnésium après mise en solution.	165
Figure 93	Alliage à 0,5 % de magnésium après mise en solution.	167
Figure 94	Courbes de la fraction volumique de la porosité.	170
Figure 95	Courbes de l'analyse calorimétrique différentielle obtenues d'un alliage 319 à 10 °C/s ⁷⁷	171
Figure 96	Alliage à 0,1 % de magnésium après coulée.	172

Figure 97	Alliage à 0,5 % de magnésium après coulée.	173
Figure 98	Carte des rayons x (diffraction) de l'alliage à 0,5 % magnésium après coulée.	174
Figure 99	Carte des rayons x (diffraction) de l'alliage à 0,5 % magnésium après coulée, zone ségréguée.	175
Figure 100	Alliage à 0,5 % de magnésium après mise en solution.	176
Figure 101	Alliage à 0,5 % de magnésium après mise en solution.	177
Figure 102	Carte des rayons x (diffraction) de l'alliage à 0,5 % magnésium après mise en solution.	178
Figure 103	Carte des rayons x (diffraction) de l'alliage à 0,5 % magnésium après mise en solution au bord d'une porosité.	179
Figure 104	Carte des rayons x (diffraction) de l'alliage à 0,1 % magnésium après mise en solution.	180
Figure 105	Schéma d'initiation d'une fissure a) à plusieurs entrées; b) à propagation concentrique.	182
Figure 106	Initiation d'une fissure pour un alliage à 0,1 % de magnésium après coulée, zone fragile (surface).	183
Figure 107	Propagation d'une fissure pour un alliage à 0,1 % de magnésium après coulée, zone ductile (centre).	184
Figure 108	Faciès de rupture pour un alliage à 0,1 % de magnésium après coulée. ...	185
Figure 109	Faciès de rupture pour un alliage à 0,1 % de magnésium après mise en solution.	185
Figure 110	Faciès de rupture pour un alliage à 0,1 % de magnésium après mise en solution et vieillissement à 155 °C – 20h.	186
Figure 111	Faciès de rupture pour un alliage à 0,1 % de magnésium après mise en solution et vieillissement à 220 °C – 25h.	187
Figure 112	Initiation pour un alliage à 0,1 % de magnésium après coulée.	188

Figure 113 Porosités pour un alliage à 0,5 % de magnésium après mise en solution et vieillissement à 220 °C – 25h.	189
Figure 114 Défaut de fermeture du moule.	190

TRADUCTION DES FIGURES ANGLAISES

No de figure	Terme anglais	Terme français
Figure 1	Age-hardening alloys	Alliages de durcissement par vieillissement
	Casting alloys	Alliages de fonderie
	Work-hardening alloys	Alliages de durcissement par travail à froid
Figure 9	Gas/oil accumulator	Réservoir de gaz / huile
	Piston	Cylindre de pression
	Platen	Plateau
	Toggle clamp	Serres des mâchoires
	Nozzle	Buse
	Gooseneck	Goulot d'étranglement
	Die	Matrice
Figure 10	Gas/oil accumulator	Réservoir de gaz / huile
	Piston	Cylindre de pression
	Platen	Plateau
	Toggle clamp	Serres des mâchoires
	Shot sleeve	Canal d'injection
	Die	Matrice
Figure 11	Weight percentage copper	Poids en pourcentage de cuivre
Figure 21 a)	Two holes W*3 diam	Deux trous de diamètre égal à W*3
Figure 21 b)	Two holes 0,25*W diam	Deux trous de diamètre égal à 0,25*W
	Allowable thickness: $W*20 \leq B \leq W/4$	Épaisseur acceptable: $W*20 \leq B \leq W/4$

	Minimum dimensions: W = 25 mm (1,0 in.) ; $a_n = 0,20 W$	Dimensions minimales: W = 25 mm (1,0 in.) ; $a_n = 0,20 W$
Figure 22	6d ± 2d Radius	Rayon de 6d ± 2d.
Figure 24	alloy A	alliage A
	alloy B	alliage B
Figure 25 a)	alloy C	alliage C
	alloy D	alliage D
Figure 25 b)	alloy E	alliage E
	alloy F	alliage F
	alloy G	alliage G
Figure 26	fatigue crack growth rate	taux de croissance de la fissure
	stress intensity range	intervalle d'intensité de contrainte
	alloy	alliage
Figure 27	fine Si	particules de silicium fines
	intermediate Si	particules de silicium intermédiaires
	coarse Si	particules de silicium grossières
Figure 29	alternating stress amplitude	amplitude de contrainte alternée
	number of cycles to failure	nombre de cycles à la rupture
	not failed	sans rupture
Figure 30	as cast	après coulée
	cycle to initiate recession	nombre de cycles pour initier l'affaissement
Figure 31	recession	affaissement
	hours of running	durée sous charge (heures)
	steel exhaust seat	échappement en acier
	inlet seat (permanent mould)	valve d'entrée (moule permanent)
Figure 32	cyclic stress	contrainte cyclique
	cycles to failure	cycles à la rupture
	modified 319	319 modifié

Figure 34	maximum stress	contrainte maximale
Figure 35	cycles to failure	cycles à la rupture
	largest pore size	taille de la plus grosse porosité
Figure 36	cycles to failure	cycles à la rupture
	stress amplitude	amplitude de contrainte
	small pores	petites porosités
	large pores	grosses porosités
	small DAS	petite DAS
	large DAS	grande DAS
Figure 39	nominal stress amplitude	amplitude nominale de contrainte
	cycles to rupture	cycles à la rupture
Figure 41	stress amplitude	amplitude de contrainte
	cycles to failure	cycles à la rupture
	ref. mater.	matériau de référence
	wheel mater.	matériau de la roue
Figure 42	roughness	rugosité
	sand cast	moulé au sable
	die cast	moulé sous pression
	polished	poli
Figure 43	pore area fraction	fraction surfacique de porosité
	sample location along the specimen	endroit échantillonné sur la pièce
	sand cast	moulé au sable
	die cast	moulé sous pression
Figure 44	stress range	intervalle de contrainte
	number of cycle	nombre de cycles
	sand cast	moulé au sable
	die cast	moulé sous pression
	polished	poli

Figure 48	fatigue crack growth rate	taux de croissance de la fissure par fatigue
	stress intensity range	intervalle d'intensité de contrainte
Figure 77	Vickers hardness number	dureté Vickers
	aging time, days	temps de vieillissement, jours
Figure 95	Heat Flow (W/g)	Flux de chaleur (W/g)
	Cool	Refroidissement
	Heat	Chauffage

LISTE DES TABLEAUX

Tableau 1	Composition chimique de l'alliage A380.1 de base ¹³	9
Tableau 2	Quelques types d'alliage international 380 ¹²	12
Tableau 3	Réactions durant la solidification de l'alliage A380.1 ¹⁴	13
Tableau 4	Solubilité maximale du magnésium et du silicium dans la phase α riche en aluminium, en équilibre avec Si et Mg ₂ Si ¹⁶	27
Tableau 5	Solubilité maximale du cuivre et du magnésium dans la phase α en équilibre avec les phases CuAl ₂ et Al ₂ CuMg aluminium, en équilibre avec Si et Mg ₂ Si ¹⁶	30
Tableau 6	Composition chimique de l'alliage d'aluminium A357 (en % poids) ³⁵	54
Tableau 7	Croissance de la fissure dans l'alliage d'aluminium A357 après traitement thermique T6 ³⁵	56
Tableau 8	Intervalle de composition chimique des lingots utilisés dans cette étude (en pourcentage poids) ⁴⁹	67
Tableau 9	Traitements thermiques appliqués à des échantillons pour la croissance de la fissure en fatigue ⁵⁷	82
Tableau 10	Composition chimique standard de l'alliage A380.1 ¹³	86
Tableau 11	Propriétés mécaniques normales de l'alliage A380.1 ⁸	86
Tableau 12	Propriétés mécaniques de l'alliage 319 sur la presse « Instron »	95
Tableau 13	Comparaison de la limite élastique, de la limite ultime et de la déformation.	130
Tableau 14	Phases observées par microscopie MEB / R-X après solidification ¹⁴	146
Tableau 15	Données de solidification des trois alliages.	159
Tableau 16	Fraction volumique de la porosité (%) selon l'alliage et la condition.	167

CHAPITRE 1

INTRODUCTION

CHAPITRE 1

INTRODUCTION

1.1 PROBLÉMATIQUE

Comme il est possible de le constater, il est primordial de réduire au minimum la consommation d'énergie. Ceci est particulièrement vrai en ce qui concerne le domaine automobile. Dans ce but, une des principales solutions envisagées par les différents fabricants¹ de cette industrie est la réduction du poids des véhicules. Afin de réaliser cet objectif, ils devront donc remplacer l'acier qui constitue la majeure partie de la masse d'un véhicule par de nouveaux matériaux.

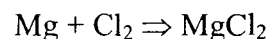
Un de ces matériaux sera sans aucun doute l'aluminium. Pour répondre aux normes très strictes du gouvernement américain par rapport à l'environnement, les fabricants visent à réduire de 50 % le poids de la structure du châssis en faisant passer le taux d'aluminium de 5 % à 40 % d'ici l'an 2020. Ces normes proviennent principalement du *Clean air act* (CAA) et du *Clean air act amendment* (CAAA), tous deux² établis en 1990.

Déjà, dans un article³ publié en 1977, on faisait état du fait que l'aluminium serait de plus en plus présent dans les véhicules. Même à cette époque⁴, des manufacturiers de prestige tels Porsche et Alfa Romeo utilisaient l'aluminium pour certaines parties de leurs automobiles comme par exemple les portes ou le châssis. Selon Kneipp⁵, entre 1974 et

1980, la demande d'aluminium pour les nouvelles voitures a augmenté de 69,4 %. Outre son poids un des avantages indéniables de l'aluminium, considéré comme un matériau jeune, est sans contredit le fait qu'il soit recyclable indéfiniment. Actuellement, 60 à 70 % de l'aluminium contenu dans les véhicules provient du recyclage. Toutefois cela n'est pas sans apporter de complications, car plusieurs produits qui font partie de notre vie de tous les jours tels que cannettes, emballages ou conserves, renferment différents constituants souvent indésirables dans certains alliages issus du recyclage.

Un de ces constituants est le magnésium (Mg). En petite quantité cet élément a un effet bénéfique sur le durcissement d'un alliage d'aluminium, mais lorsque cette quantité devient considérable une propriété mécanique très importante qu'est l'allongement diminue, ce qui enlève un peu de lustre à un tel matériel. On sait pertinemment qu'une diminution du taux d'allongement d'un matériau se traduit généralement par une fragilisation ou encore une réduction de la ductilité de ce matériau.

Or, pour contrôler la proportion d'un tel élément d'addition dans l'alliage, on a souvent recours à des procédés chimiques qui sont coûteux en plus d'être habituellement polluants. Un de ces procédés qui est bien connu c'est la technique de chloration, laquelle est utilisée par la plupart des manufacturiers d'aluminium. Elle consiste en fait à ajouter du chlore à l'alliage. De cette addition découle la réaction chimique suivante:



Par la suite, ce composant qu'est le chlorure de magnésium (MgCl_2) est écumé. Il y a donc enlèvement en partie du constituant Mg. Il existe également de façon similaire la méthode par ajout de sels fluorés.

Un bon moyen pour éliminer ce genre de traitements risqués, tant sur le plan économique qu'environnemental, sans diminuer la qualité de l'alliage désiré de même que ses propriétés mécaniques, c'est la modification de la microstructure de l'alliage d'aluminium. Cette modification peut se faire soit par l'ajout de nouveaux constituants (e.g. strontium, zinc...) soit par traitements thermiques (mise en solution, vieillissement...) ou bien par la combinaison des deux méthodes.

Ces modifications peuvent même parfois améliorer certaines propriétés mécaniques. Par exemple, l'alliage A380.1 qui fait partie de la catégorie des métaux recyclés doit contenir selon la norme américaine de l'ASM (American Society of Metal) au maximum 0,10 % de magnésium. En conséquence, afin d'obtenir ce taux les producteurs d'aluminium doivent utiliser des méthodes comme celle mentionnée précédemment (nettoyage au chlore), ce qui occasionne des coûts supplémentaires et complexifie le procédé de transformation, en plus d'être néfaste pour l'environnement. Néanmoins l'Association Américaine de Recyclage (A.R.A), avec études⁶⁻⁷ à l'appui, a demandé à l'industrie du moulage sous pression d'accroître le contenu limite de magnésium jusqu'à 0,3 % mais sans succès.

On peut rappeler que les alliages ternaires de type Al-Si-Cu représentent le plus gros volume des alliages d'aluminium utilisés par l'industrie de moulage sous pression. Et parmi cette classe, c'est la famille d'alliage 380 qui en est la plus populaire⁸⁻⁹⁻¹⁰⁻¹¹. Cet alliage ternaire représente le meilleur compromis entre les alliages aluminium-silicium et aluminium-cuivre pour les caractéristiques optimales de fonderie.

Jonsson⁷ a démontré qu'un taux de magnésium de 0,3 % dans un alliage équivalent (SC84A) augmentait considérablement les principales propriétés mécaniques tout en affectant peu l'allongement. Dépassé ce taux, l'allongement diminue considérablement. D'autres recherches effectuées par Dunn et Dickert⁶ de même que Makhlouf *et al.*¹² abondent dans le même sens.

1.2 OBJECTIF

Dans un premier temps, le but de cette étude est d'évaluer l'augmentation du titre en magnésium sur certaines propriétés mécaniques et structurales de l'alliage d'aluminium A380.1. Les propriétés mécaniques étudiées seront la traction et la fatigue. Puis il y aura l'observation de l'influence de différents traitements thermiques sur ces mêmes propriétés, avec un accent particulier sur le vieillissement, afin de déterminer les paramètres optimaux. Nous verrons entre autres l'influence de tous ces éléments combinés et séparés sur les propriétés en traction et en fatigue. Concernant la fatigue, il sera question de l'incidence de la porosité sur l'initiation et la propagation de la fissure.

Cet alliage d'aluminium-silicium-cuivre qui fait partie, comme son nom l'indique, de la série 300 est obtenu sous pression (die-casting). Grâce à son taux élevé de silicium (7,5 – 9,5 %) qui augmente la fluidité de l'alliage le moulage s'effectue sans aucun problème.

D'entrée de jeu, un chapitre complet portera sur la revue bibliographique traitant de sujets semblables abordés par différents chercheurs dans le domaine, en accord avec les

objectifs précédemment fixés. Par la suite, viendra la description de la préparation des échantillons et des tests mécaniques réalisés pour l'exécution du projet de recherche de même que l'atteinte des objectifs. Ce chapitre comprend également les principaux résultats obtenus. Suivront les micrographies et les fractographies des échantillons permettant l'analyse et la compréhension des phénomènes engendrés par la structure microscopique des différents alliages. Finalement, une analyse détaillée de ces résultats sera réalisée et certaines recommandations seront effectivement faites.

Pour mener à bien cette recherche, trois (3) compositions différentes de l'alliage ont été utilisées: un premier à 0,10 % de magnésium (alliage de base), un deuxième à 0,35 % et un dernier à 0,50 %. Pour chaque composition, plusieurs conditions ont été examinées comme par exemple « après coulée » ou encore avec un traitement thermique « T6 » ou « T7 » dont les températures de vieillissement se situent à 155 °C ou 220 °C et les temps de traitement qui varient entre 5 et 25 heures.

CHAPITRE 2

REVUE BIBLIOGRAPHIQUE

CHAPITRE 2

REVUE BIBLIOGRAPHIQUE

2.1 LES ALLIAGES D'ALUMINIUM DE FONDERIE

Les alliages d'aluminium de fonderie (série à trois chiffres) sont les plus versatiles de tous les alliages de fonderie et ils offrent de façon générale une facilité de mise en forme, contrairement aux alliages de corroyage (série à quatre chiffres). Les alliages d'aluminium, comme tous les autres matériaux de fonderie, ont les caractéristiques suivantes¹³ :

- Une bonne fluidité pour bien remplir toutes les parties du moule.
- Un point de fusion relativement bas.
- Un transfert de chaleur rapide de l'aluminium liquide vers le moule, ce qui assure un cycle de mise en forme rapide.
- L'hydrogène qui est le seul gaz avec lequel l'aluminium et ses alliages sont solubles peut être contrôlé efficacement.
- Plusieurs alliages d'aluminium n'ont relativement pas de tendance au craquage à chaud.
- Une bonne stabilité chimique.
- Un bon fini de surface avec des surfaces lustrées et peu ou pas de défauts.

La mise en forme des alliages d'aluminium de fonderie se fait généralement sous pression, dans des moules permanents faits de sable humide ou sec et de plâtre. Ces alliages sont aussi facilement mis en forme sous vide pour éviter la contamination, sous basse pression pour les moules fragiles de même que sous l'effet d'une force centrifuge ou moulage par projection.

Pour mener cette recherche, c'est l'alliage d'aluminium A380.1 qui a été utilisé. La composition chimique complète de cet alliage, lequel est le plus utilisé dans les alliages à base d'aluminium pour le moulage sous pression, est présentée dans le tableau ci-dessous.

Tableau 1 Composition chimique de l'alliage A380.1 de base¹³.

A380.1	Éléments (% poids)							
	Si	Cu	Fe	Mg	Mn	Zn	Ti	Al
	7,5-9,5	3,00-4,00	1,0	0,10	0,50	2,9	0,35	Bal.

2.1.1 Les nuances d'alliage 380

Dans le cas du présent alliage on dit famille de 380, car il existe plusieurs dérivés⁸ de l'alliage de base obtenus avec l'aide de nouveaux constituants.

On retrouve entre autres les suivants:

380.0 : Cet alliage diffère de l'alliage de base seulement par sa variation de zinc. Il contient 3 % de zinc au lieu de 1 %. Le « .0 » signifie moulage sous pression tandis que les « .1 » et « .2 » signifient coulée en lingots. La différence en eux se situe au niveau de la teneur en fer, magnésium et zinc.

A380 : Diffère d'avec le 380 (base) seulement par sa quantité de fer. Au lieu d'en contenir 2 %, il en contient 1,3 %.

A380.0 : Comme le A380, il renferme 1,3 % de fer mais il contient en plus 3 % de zinc (au lieu de 1 %).

B380.0 : Presque identique au A380, on lui a seulement ajouté 0,35 % d'étain.

C380.0 : Diffère du A380.0 par sa quantité de magnésium. Il en contient entre 0,1 et 0,3 % contre 0,1 % maximum pour le A380.0.

D380.0 : Diffère du B380.0 par sa quantité de magnésium. Il en contient entre 0,1 et 0,3 % contre 0,1 % maximum pour le B380.0.

A380.1 : Semblable au A380.0, il en diffère par rapport à son niveau de fer (1 % vs 1,3 %) et par la présence de titane au lieu de l'étain.

B380.1 : Semblable au B380.0, il en diffère par rapport à son niveau de fer (1 % vs 1,3 %) et par la présence de titane au lieu de l'étain.

Eu380 : Identique au A380.1 mais ne contient ni titane ni étain.

Alcoa 380 : À la différence du 380 de base, il contient 1,3 % de fer et 0,1 à 0,5 % de magnésium, mais il ne contient pas de manganèse, de zinc, de nickel, de titane ni d'étain.

Alcoa A380 : Ce dernier ne contient que du silicium (7,5-9,5 %), du cuivre (3-4 %), du magnésium (0,07 %) et du nickel (0,3 %). Il ne contient donc pas de fer, de manganèse, de zinc, de silicium ou de titane.

2.1.2 Les équivalences de l'alliage 380

Outre le fait qu'il y ait de nombreux membres dans la famille des 380, on retrouve aussi des équivalences au niveau international selon la norme utilisée. Comme par exemple pour les Allemands, on parle de G- AlSi8Cu3(226) et de GD- AlSi8Cu3(226D) tandis que chez les Japonais, il est question de ADC10 et ADC12.

Comme il serait long et pénible de tous les énumérer, le tableau de la page 12 intitulé « Quelques types d'alliage international 380.0 » résume bien la situation.

Tableau 2 Quelques types d'alliage international 380¹².

Country	Specification	Designation	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Ni	Pb	Sn	Each	Total
International	ISO DIS 3522	AlSi8Cu3Fe	7.5-9.5	1.3	2.5-4.0	0.6			1.2						
Australia		CA 313	7.5-9.5	1.3	3.0-4.0	0.5	0.3	0.1	3.0	0.2	0.5	0.4	0.25	0.1	0.20
Belgium	NBN 436	IXG AlSi8Cu3Fe	7.5-9.5	1.3	2.5-4.5	0.6			1.0						
Canada	HA3	SC 84N	7.5-9.5	0.6	3.0-4.0	0.1	0.05		0.1					0.1	0.15
		SC 84R	7.5-9.5	0.7-1.2	3.0-4.0	0.5	0.45-0.75		0.7-1.2	0.1				0.1	0.15
China	Y112*		7.5-9.5	1.0	3.0-4.0	0.2-0.5	0.1-0.3		1.2				0.1		
Denmark	DS 3200	4254	7.5-10.0	1.3	2.0-4.0	0.5	0.3		3.0	0.2	0.3	0.3	0.2		
Finland	SFS 568	G-AlSi9Cu3Fe	7.5-10.0	1.25	2.0-4.0	0.5	0.3		1.2	0.2	0.3	0.3	0.2	0.1	0.15
France	NF A 57-703	A-S9U3A-Y4	7.5-10.0	1.3	2.5-4.0	0.5	0.3		1.2	0.2	0.5	0.2	0.2		
Germany	DIN 1725/2	G-AlSi8Cu3(226)	7.5-9.5	0.8	2.0-3.5	0.2-0.5	0.0-0.3		1.2	0.2	0.3	0.2	0.1	0.1	0.15
		GD-AlSi8Cu3(226D)	7.5-9.5	1.3	2.0-3.5	0.2-0.5	0.0-0.3		1.2	0.2	0.3	0.2	0.1	0.1	0.15
Italy	UNI 3601	G-AlSi8.5Cu3.5	7.5-9.5	0.8	3.0-4.0	0.5	0.05		0.1	0.1	0.1				
	UNI 5075	GD-AlSi8.5Cu3.5Fe	7.5-9.5	1.1	3.0-4.0	0.4	0.3		1.0	0.2	0.3	0.2	0.1	0.1	1.6
Japan	JIS H 5302	ADC 10	7.5-9.5	1.3	2.0-4.0	0.5	0.3		1.0		0.5		0.3		
	JIS H 5302	ADC 12	10.5-12.0	1.3	1.5-3.5	0.5	0.3		1.0		0.5		0.3		
Netherlands	NEN 6022	AlSi8Cu3	7.5-9.5	0.7	2.5-4.5	0.6	0.15		1.0	0.2	0.3	0.3	0.2		
Norway	NS 17530	AlSi9Cu3	7.5-10.0	1.3	2.0-4.0	0.5	0.3		1.2	0.2	0.3	0.3	0.2		
Spain	UNE 38-203-76	L2630	7.5-10.0	1.0	2.5-4.0	0.5	0.3		3.0	0.2	0.5	0.3	0.2		
Sweden	SIS 144251	4251	6.0-8.0	0.7	2.0-3.0	0.5	0.3		2.0	0.2	0.3	0.2	0.1		
	SIS 144252	4252	7.5-10.0	1.3	2.0-4.0	0.5	0.3		1.2	0.2	0.3	0.3	0.2		
Switzerland	VSM 10895	G-AlSi8Cu3	7.5-9.5	1.3	2.0-3.5	0.2-0.5	0.3		2.0	0.2	0.3	0.2	0.2	0.1	0.3
UK	BS 1490	LM 24	7.5-9.5	1.3	3.0-4.0	0.5	0.1		3.0	0.2	0.5	0.3	0.2		

Balance: Aluminum. * From Chinese Metals Handbook, Fe+Zn+Sn ≤2%

Finalement, comme pour tous les métaux il existe un procédé de solidification propre au A380.1. Le tableau ci-dessous présente celui développé lors de la solidification de l'alliage de base A380.1¹⁴.

Tableau 3 Réactions durant la solidification de l'alliage A380.1¹⁴.

No de réaction	Détails
1	Développement du réseau dendritique
2	Précipitation des phases contenant du AlMnFe
3	Réaction eutectique principale impliquant la précipitation des phases contenant du MnFe et du Si
4	Précipitation du Mg ₂ Si
5	Précipitation du Al ₂ Cu
6	Formation des eutectiques complexes contenant du Al ₂ Cu et du Al ₅ Mg ₈ Si ₂ Cu ₂

2.2 EFFET DES ÉLÉMENTS ALLIÉS

Il est possible de modifier les différentes propriétés d'un métal en lui ajoutant des éléments d'alliage. Les nouveaux alliages ainsi formés sont soit plus résistants, plus ductiles, plus durs, *etc.* selon le choix. Toutefois, pour obtenir précisément ce que l'on veut, il faut savoir quel élément fait quel effet. Dans ce but, certaines sociétés comme l'ASM (American Society of Metal) ou le CTIF (Centre Technique des Industries de la Fonderie) publient des volumes à cet effet.

Le volume « Aluminium : properties and physical metallurgy¹⁵ » publié par la société ASM a été utilisé ici pour faire le point sur ces « mélanges » métalliques et les notes de cours de « Métallurgie de l'aluminium¹⁶ ». De plus, il faut savoir quel matériel est compatible avec quel autre matériel ou matériaux. La figure ci-dessous, intitulée « Principaux alliages d'aluminium », résume bien les mélanges possibles de même que le type d'alliage obtenu.

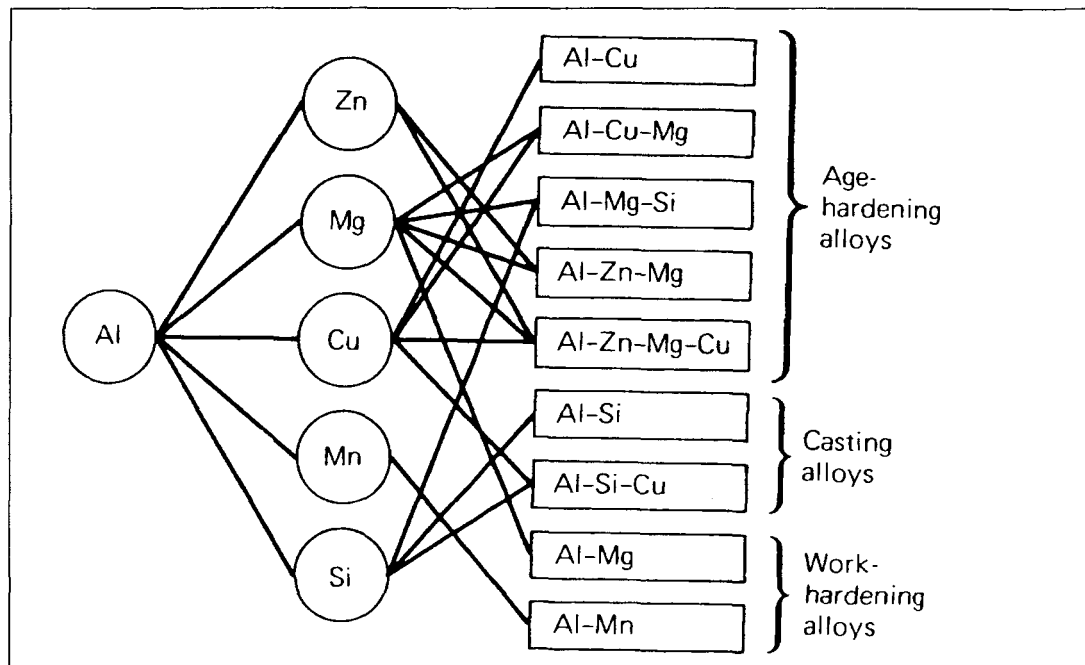


Figure 1 Principaux alliages d'aluminium¹⁵.

À droite, dans la partie supérieure on voit les alliages propices au durcissement par vieillissement; puis au centre, on observe les alliages de fonderie et finalement en bas, les alliages pouvant être durcis par moyens mécaniques. Dans la partie centrale, les cinq (5) principaux éléments d'alliages de base avec l'aluminium sont montrés. Dans les

prochaines pages, le détail de la majorité des éléments pouvant servir dans les alliages d'aluminium est présenté.

Béryllium

À haute température, cet élément améliore la fluidité des alliages, raffine les grains et augmente les propriétés mécaniques. De même, il contribue à réduire l'oxydation et la décoloration. Dans les alliages eutectiques modifiés de fonderie aluminium-silicium, il retient le sodium, un agent modifiant. Comme l'arsenic, il est absent des alliages en contact avec la nourriture, car c'est un poison et il provoque des allergies.

Bore

Le bore lorsqu'il est combiné à d'autres métaux forme des borures comme par exemple le borure de titane (TiB_2). Ce composé forme des sites stables de germination qui interagissent avec les phases de l'affineur de grain ($TiAl_3$) dans l'aluminium en fusion. Il contribue également à l'accroissement de la conductivité électrique par précipitation de d'autres éléments (*e.g.* Va, Ti, Cr, *etc.*).

Chrome

Cet élément réduit la susceptibilité des alliages Al-Zn-Mg à la corrosion sous tension. Plutôt vu comme une impureté, son effet est surtout au niveau de la résistivité électrique. Dans certains cas, il sert à contrôler la structure des grains.

Cuivre

Cet élément forme avec l'aluminium le CuAl_2 servant au durcissement des alliages. De plus, il contribue de plus à l'augmentation de la résistance mécanique, à la réduction du retrait lors de la coulée et à l'amélioration de l'usinabilité. Toutefois, il diminue généralement la résistance à la corrosion. Les alliages contenant de 4 à 6 % de cuivre sont ceux qui répondent le plus fortement aux traitements thermiques.

Étain

L'étain, en petite quantité (< 1 %), améliore l'usinabilité des alliages d'aluminium et facilite le vieillissement artificiel, d'où émane l'augmentation à la résistance mécanique et à la corrosion. Cependant, en quantité plus importante il favorise la fissuration à chaud.

Fer

Le fer accroît la résistance au craquage à chaud et réduit la tendance de l'alliage à se coller ou à se souder aux parois du moule. Or, l'augmentation de la proportion de fer est normalement accompagnée d'une réduction de la ductilité. Le fer réagit pour former plusieurs phases insolubles dans les alliages d'aluminium, les plus communes étant le FeAl_3 , FeMnAl_6 et αAlFeSi . Ces phases insolubles ou intermétalliques sont responsables de l'amélioration de la résistance, spécialement à température élevée, même si elles donnent des structures grossières et fragiles. Comme le pourcentage de phases insolubles croît avec l'augmentation de la proportion de fer, les caractéristiques de l'écoulement du métal liquide sont affectées. On doit alors tenir compte de ce facteur lors de la procédure

de mise en forme. Le fer participe également à la formation de plaquettes ségréguées avec le manganèse, le chrome et d'autres éléments.

Hydrogène

Dû à sa grande solubilité à l'état liquide, l'hydrogène a tendance à former des pores au cours de la solidification, ce qui résulte en une baisse des propriétés mécaniques.

Magnésium

Le magnésium est la base du développement de la résistance et de la dureté lors des traitements thermiques des alliages Al-Si. Il est en général utilisé dans les alliages Al-Si plus complexes qui contiennent du cuivre, du nickel et d'autres éléments dont le but est également de durcir l'alliage. La phase de Mg_2Si qui durcit l'alliage montre une solubilité limite de 0,70 % de magnésium. Au-delà de cette limite, il n'y a pas davantage de durcissement et il peut même survenir un adoucissement de l'alliage. La composition de magnésium habituellement employée pour les alliages de la famille Al-Si varie de 0,070 à 0,40 %.

Les alliages binaires Al-Mg sont largement utilisés dans des applications qui requièrent un bon fini de surface, une bonne résistance à la corrosion et une combinaison intéressante de résistance, de ductilité et d'usinabilité. La composition de magnésium de ces alliages varie généralement de 4 à 10 % et les compositions contenant plus de 7 % de magnésium peuvent subir un traitement thermique. L'instabilité ainsi que les

caractéristiques de vieillissement de ces alliages à la température de la pièce obligent à leur faire subir un traitement thermique.

D'un côté plus négatif, le magnésium contribue à accélérer l'oxydation de l'aluminium liquide et les précipités aux frontières des grains rendent l'alliage susceptible à la fissuration intergranulaire. Finalement, selon Morgan¹⁷ l'ajout de magnésium peut augmenter la microdureté de la matrice d'aluminium de 100 à 115 KHN (dureté Knoop).

Manganèse

Il sert à augmenter la résistance mécanique à haute température des alliages de fonderie (suite à la formation d'une structure fibreuse) et à réduire le retrait lors de la solidification. Mais, comme ces alliages ne possèdent pas d'opération de durcissement mécanique, le manganèse n'offre pas d'effets bénéfiques pour ces derniers. Certains le considèrent comme une impureté à cause de sa faible solubilité. Cependant, un pourcentage élevé en volume de $MnAl_6$ dans les alliages contenant plus de 0,5 % de manganèse peut influencer favorablement l'équilibre interne de la pièce après la mise en forme.

Molybdène

Même s'il est considéré par plusieurs comme une impureté, le molybdène peut servir de raffineur de grains, car la limite de la zone d'aluminium sur le diagramme d'équilibre est péritectique.

Nickel

Ce dernier augmente la résistance mécanique des aluminiums de haute pureté mais réduit la ductilité. De plus, dans les alliages Al-Si, il accroît la dureté et diminue le coefficient d'expansion thermique. Il est souvent employé avec le cuivre à température élevée pour améliorer les propriétés.

Silicium

L'effet le plus remarquable du silicium dans les alliages d'aluminium, c'est l'amélioration des caractéristiques de mise en forme (moulage). L'addition du silicium à l'aluminium pur augmente de beaucoup la fluidité, la résistance au craquage à chaud et les caractéristiques de l'écoulement du métal liquide. La composition la plus utilisée dans les alliages d'aluminium de fonderie est d'ailleurs celle de la famille Al-Si. Les alliages commerciaux hypoeutectiques et hypereutectiques ont une proportion de silicium qui peut varier jusqu'à environ 25 % en poids.

En général, la proportion optimale de silicium est déterminée par la procédure de mise en forme. Pour une procédure nécessitant un taux de refroidissement lent (moule de sable ou de plâtre – réfractaire), une proportion de 5 à 7 % est recommandée; 7 à 9 % pour un moule permanent et 8 à 12 % pour un moulage sous pression. Ces recommandations sont basées sur la relation entre le taux de refroidissement, la fluidité et les effets du pourcentage de la phase de silicium eutectique sur le front de l'écoulement du métal liquide. L'addition de silicium réduit également la densité de l'alliage ainsi que le

coefficient d'expansion thermique. Sa présence associée à celle du magnésium forme le Mg_2Si rendant ainsi l'alliage propice aux traitements thermiques.

Strontium

Le strontium est utilisé pour la modification de la phase de silicium eutectique des alliages de Al-Si. Une modification efficace peut être réalisée par une addition très faible de strontium de l'ordre de 0,008 à 0,04 %. Cette modification consiste principalement en la sphéroïdisation fine des constituants aluminium-silicium. Toutefois, une addition plus élevée entraîne la formation de porosités, spécialement dans les procédures de mise en forme où la solidification survient rapidement (*e.g.* moule avec sections minces). Le strontium sert également à la stabilité dimensionnelle et à neutraliser les effets négatifs du magnésium.

Titane

Le titane est ajouté pour raffiner la structure des alliages d'aluminium, notamment pour les pièces moulées en sable ou en coquille (alliages de fonderie). Surtout employé en compagnie du bore, il est nécessaire que le titane soit en excès dans la stœchiométrie du composé TiB_2 pour obtenir un affinage de grain efficace. En moulage sous pression, le taux élevé de refroidissement joue ce rôle. Il contribue aussi à la diminution de la conductivité thermique et de la fluidité, mais il améliore la ductilité, la résistance mécanique et la résistance au craquage à chaud lorsque la quantité utilisée est plus grande que celle qui est requise.

Zinc

Seul, le zinc n'a aucun effet bénéfique sur un alliage particulier. Cet élément combiné avec le magnésium sert plutôt à produire des alliages ductiles à haute résistance mécanique. Additionné au cuivre, il donne une microstructure intéressante après traitement thermique. En petite quantité, il améliore l'usinabilité mais également le retrait et la criquabilité lors du moulage.

2.3 ALLIAGES APPARENTÉS AU SYSTÈME Al-Si-Cu-Mg

L'analyse exhaustive des différents systèmes qui s'apparentent au système Al-Si-Cu-Mg permet d'identifier les phases susceptibles de réagir aux traitements thermiques. Beaucoup d'informations recueillies par différents chercheurs depuis plusieurs années donnent la possibilité de caractériser le comportement de ces différentes phases lorsqu'elles sont soumises à des traitements thermiques de mise en solution ou de vieillissement par exemple. Donc, avec l'aide de systèmes binaires et ternaires, il est plus facile de comprendre ce qui se passe exactement dans le système Al-Si-Cu-Mg.

2.3.1 Système binaire Al-Si

Le silicium est l'élément d'alliage le plus important dans les alliages d'aluminium. C'est d'ailleurs cet élément qui permet de différencier les aluminiums de fonderie de ceux de corroyage. La présence du silicium réduit le retrait des pièces en plus d'améliorer la

fluidité des alliages, facilitant ainsi le moulage. Toutefois, il rend les alliages plus difficiles à usiner. Un autre avantage indéniable du silicium c'est que pour les alliages hypoeutectiques on peut modifier la répartition (homogénéisation) des particules de ce dernier en le combinant au sodium ou au strontium.

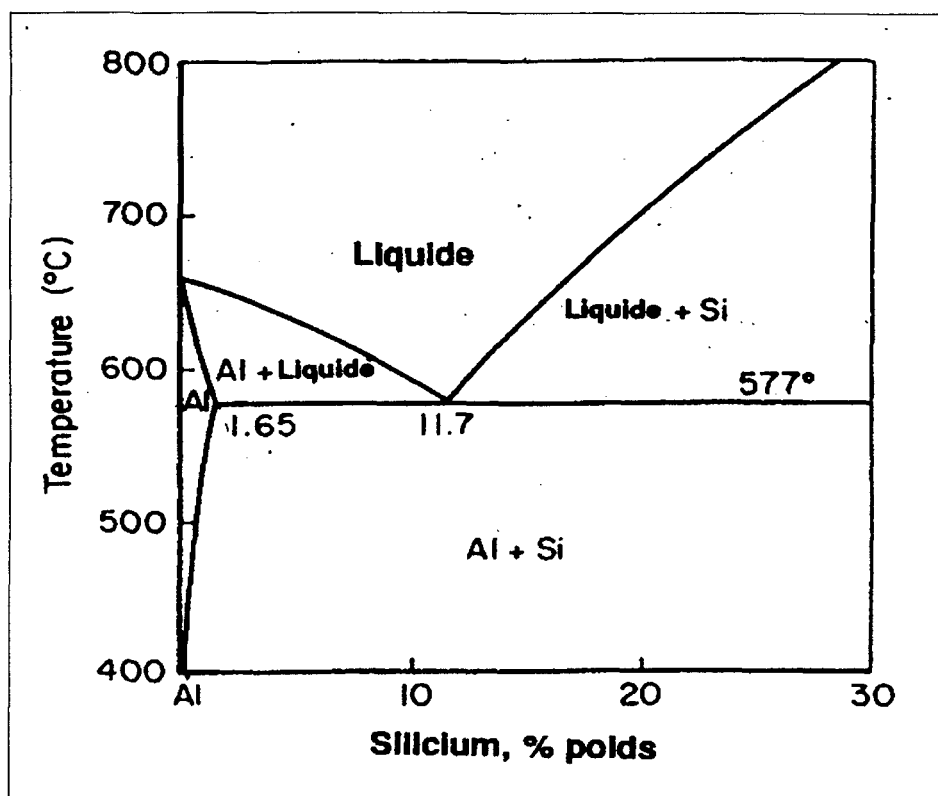


Figure 2 Partie du diagramme d'équilibre Aluminium-Silicium¹⁶.

Le système Al-Si forme un alliage eutectique simple avec une solubilité limitée des deux éléments à l'état solide. Le point eutectique se situe à une concentration en poids de 11,7 % de silicium et à une température de 577 °C. Il n'y a aucune formation de phase secondaire (figure 2).

2.3.2 Système binaire Al-Mg

Le magnésium possède une solubilité élevée de 17,4 % en poids à 450 °C dans l'aluminium solide. Pour qu'il ait un effet bénéfique au niveau du durcissement structural, il doit être présent à une concentration supérieure à 7 % en poids. La présence du magnésium augmente la résistance à la corrosion, donne un bon fini de surface, facilite le travail à froid à cause de la ductilité qu'il confère aux alliages et accroît les propriétés des soudures d'alliages d'aluminium. La figure 3 représente le système binaire Al-Mg.

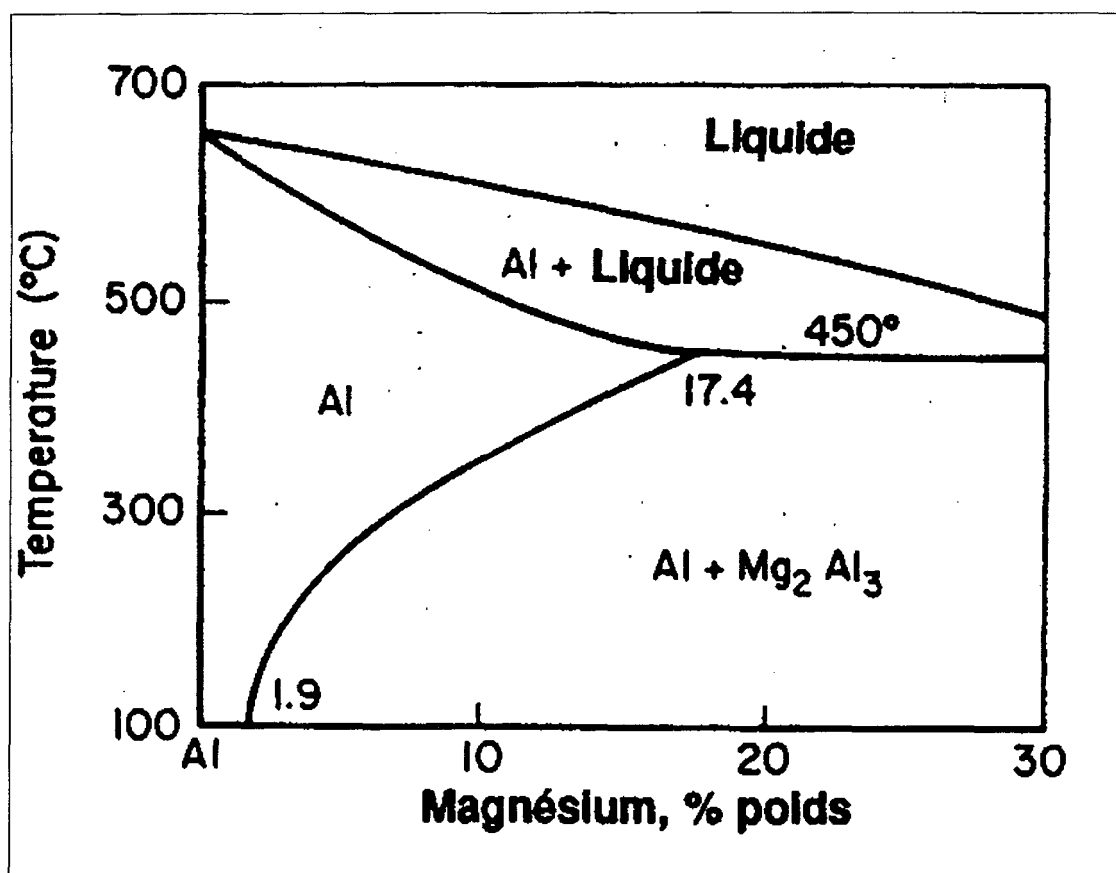


Figure 3 Partie du diagramme d'équilibre Aluminium-Magnésium¹⁶.

2.3.3 Système binaire Al-Cu

Le fait que le cuivre contribue au durcissement structural des alliages lui vaut une place de choix parmi les éléments d'addition complémentaires. Le constituant responsable de cette propriété est l'eutectique Al-CuAl₂. On le retrouve sur le diagramme d'équilibre de la figure 4 à une température de 548 °C, en compagnie du liquide eutectique qui est constitué d'aluminium et de 32,3 % en poids Cu, en équilibre avec une solution solide d'aluminium contenant 5,7 % poids Cu.

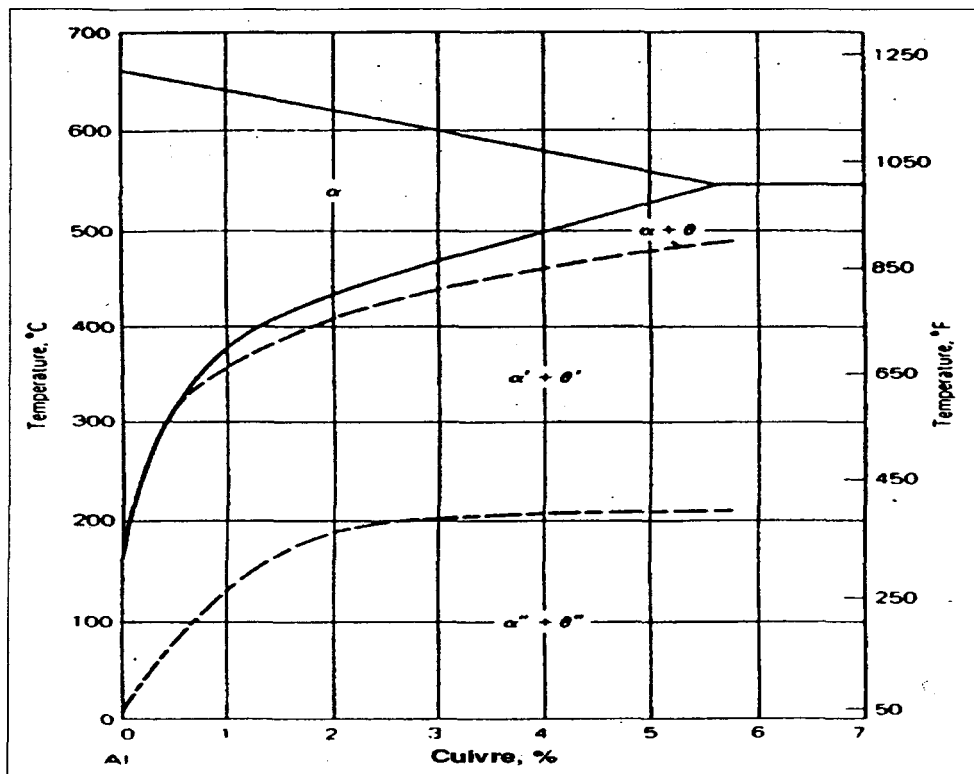


Figure 4 Partie du diagramme d'équilibre Aluminium-Cuivre¹⁶.

Quant à elle, la composition de la phase intermétallique CuAl₂ varie de 52,5 % à 53,7 % poids Cu à 548 °C et de 53,2 % à 53,9 % poids Cu à une température de 400 °C.

Les réactions de précipitation sont les suivantes : Solution solide saturée \Rightarrow zones de plaquettes cohérentes « Guinier – Preston » (GP) parallèles à $\{001\}_{Al}$ \Rightarrow zones de plaquettes semi-cohérentes θ' parallèles à $\{001\}_{Al}$ \Rightarrow précipités non cohérents θ .

2.3.4 Système ternaire Al-Si-Mg

Le système ternaire Aluminium-Silicium-Magnésium est à la base de plusieurs alliages sensibles aux traitements thermiques (figure 5). Le diagramme de phase obtenu à l'équilibre peut être relativement simplifié si on le considère comme étant binaire c'est-à-dire: aluminium et Mg_2Si pour une proportion de magnésium – silicium qui voisine 1,73 pour 1 (toujours en pourcentage poids).

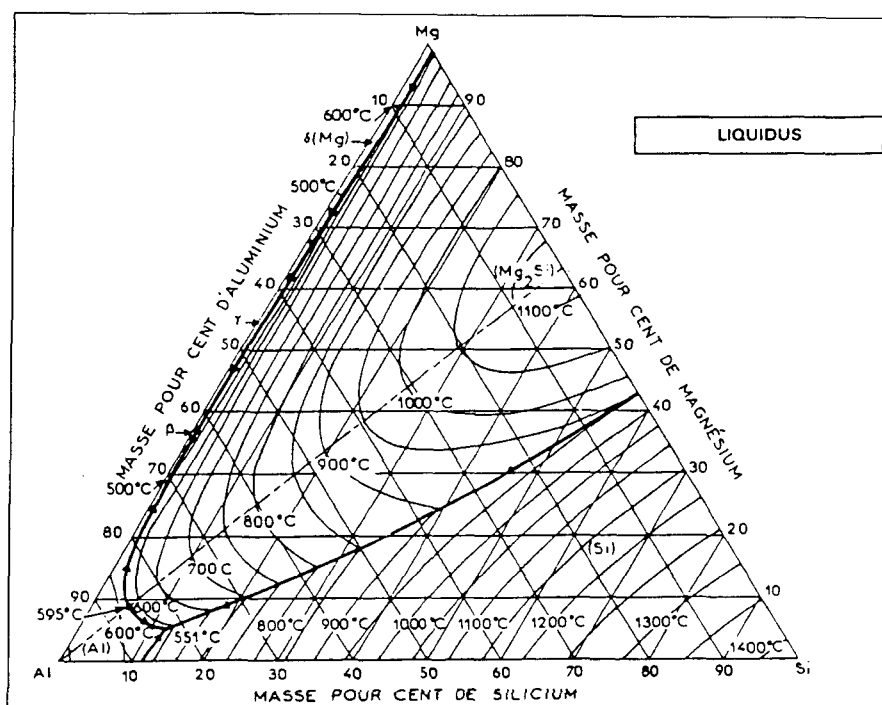


Figure 5 Diagramme d'équilibre ternaire Aluminium-Magnésium-Silicium, « liquidus »¹⁶.

La température de cet eutectique appelé pseudobinaire est de 595 °C. La composition du liquide eutectique est de 8,15 % poids Mg et de 4,75 % poids Si en équilibre, avec une solution solide d'aluminium contenant 1,13 % poids Mg et 0,67 % poids Si (pour un total d'environ 1,85 % poids Mg_2Si). La figure 6 représente le système binaire aluminium et Mg_2Si .

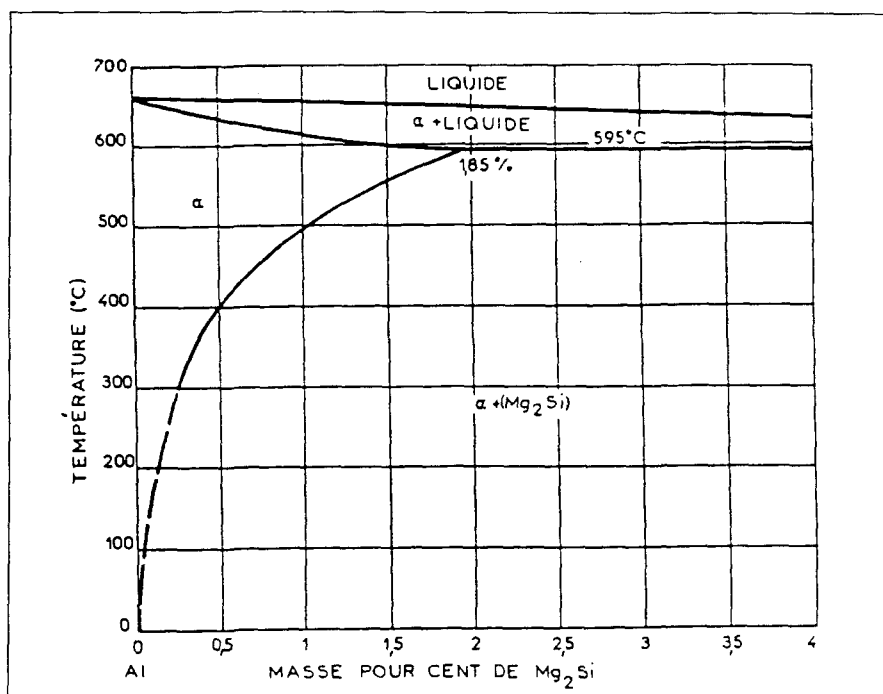


Figure 6 Partie du diagramme d'équilibre Aluminium- Mg_2Si , coupe pseudobinaire¹⁶.

La division du système selon cette ligne permet de constater que l'extrémité riche en aluminium du diagramme de phase peut être considérée comme deux systèmes eutectiques tertiaires: Al- Mg_2Al_3 - Mg_2Si à une température de 450 °C et Al-Si- Mg_2Si à 555 °C. La solubilité à l'état solide de la phase Mg_2Si dans l'aluminium diminue avec l'excès de silicium et encore plus avec l'excès de magnésium. Les réactions de précipitation que l'on

retrouve dans ce système se traduisent comme suit dans des conditions de solidification normales :

solution solide sursaturée \Rightarrow bâtonnets semi-cohérents β'' parallèles à $\{001\}_{Al}$
 \Rightarrow aiguilles semi-cohérentes β' parallèles à $\{001\}_{Al} \Rightarrow$ plaquettes semi-cohérentes β parallèles à $\{001\}_{Al} \Rightarrow \beta Mg_2Si$ non cohérent.

Tableau 4 Solubilité maximale du magnésium et du silicium dans la phase α riche en aluminium, en équilibre avec Si et Mg_2Si ¹⁶.

Température Élément	559 °C	500 °C	400 °C	200 °C
Mg	0,68 %	0,54 %	0,28 %	0,05 %
Si	1,16 %	0,60 %	0,24 %	0,04 %

2.3.5 Système ternaire Al-Cu-Si

Les alliages d'aluminium-cuivre-silicium sont relativement populaires dans les alliages commerciaux. La composition chimique de ces alliages fait en sorte qu'ils sont sensibles aux défauts et aux criques que l'on peut retrouver dans des pièces soudées ou moulées. La présence d'une phase eutectique minimum contribue au développement maximal de ces défauts. Les phases en équilibre avec l'aluminium sont le Si et le $CuAl_2$, bien connu et illustré à la figure 7. Il est à noter qu'il n'y a aucun composé ternaire pour cette famille d'alliages. L'alliage eutectique (liquidus) contient 26 % à 31 % poids de cuivre et 5 % à 6 % poids de silicium à 524 °C.

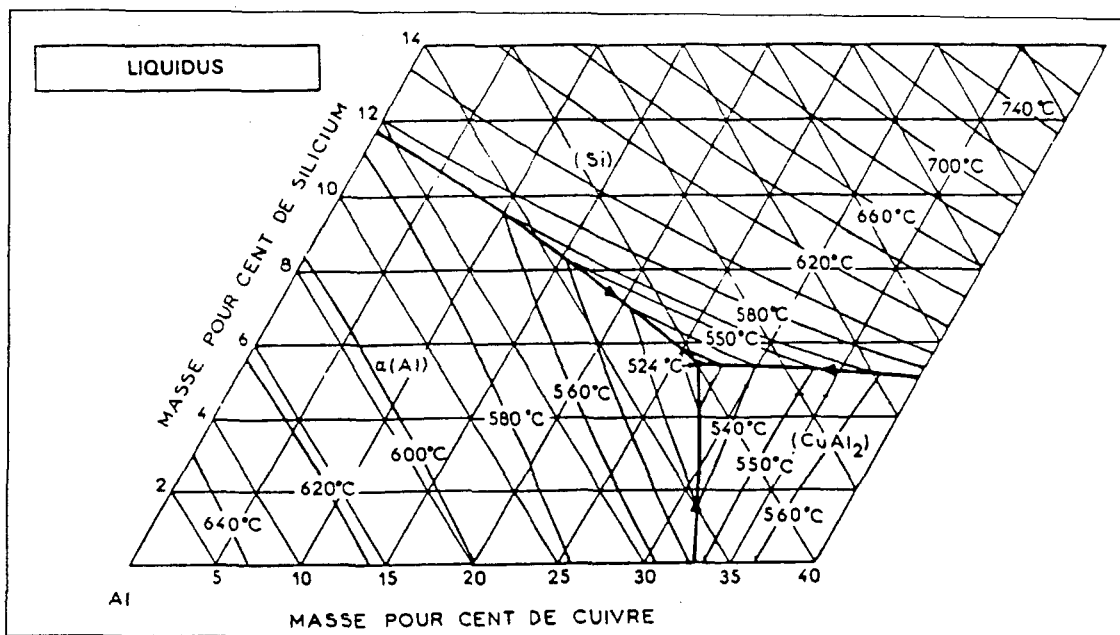


Figure 7 Diagramme d'équilibre ternaire Aluminium-Cuivre-Silicium « liquidus »¹⁶.

Ce système ternaire comporte également un diagramme pseudobinaire Si-CuAl₂ simple comportant seulement un eutectique à 571 °C (4,5 % Si, 44,5 % Al, 51 % Cu). La solubilité à l'état solide du silicium dans le composé binaire CuAl₂ ou du cuivre et de l'aluminium dans le silicium est indubitablement très faible. Le refroidissement hors-équilibre a normalement peu d'effets sur la structure des alliages.

2.3.6 Système ternaire Al-Cu-Mg (-Si)

Même si les alliages d'aluminium-cuivre-magnésium représentent un système ternaire, ces alliages commerciaux contiennent habituellement suffisamment de silicium pour les considérer comme un système quaternaire. Néanmoins, les principales réactions de précipitation qui peuvent être utilisées afin d'obtenir un durcissement structural proviennent du système ternaire Al-Cu-Mg. La proportion appréciable de cuivre que l'on

retrouve dans cette famille d'alliages explique le fait que les réactions de phases qui se produisent sont celles entre une solution solide d'aluminium et les phases intermétalliques CuAl_2 et CuMgAl_2 . Sur le liquidus, on trouve deux points eutectiques ternaires. Un premier à 451°C avec 2,7 % poids Cu, 32 % poids Mg et 65,3 % poids Al. Puis un deuxième à 507°C avec 6 % poids Mg, 33,1 % poids Cu, CuAl_2 , CuMgAl_2 et une solution solide d'aluminium qui contient 4,28 % poids Cu et 1,35 % poids Mg, se produit à une température de 510°C .

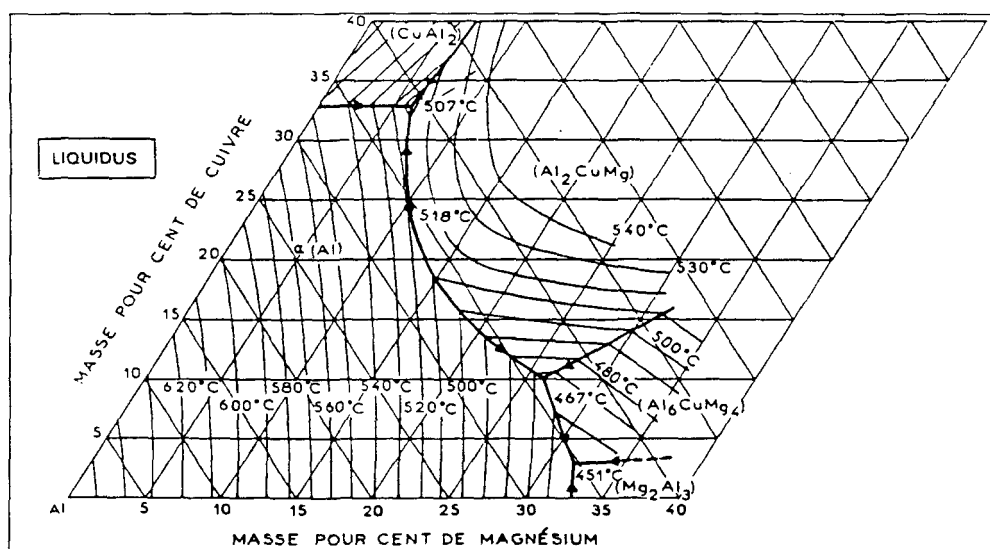


Figure 8 Partie du diagramme d'équilibre ternaire Aluminium-Cuivre-Magnésium, « liquidus »¹⁶.

Il existe aussi un point péritectique ternaire à 467°C , mais surtout un eutectique situé dans le diagramme pseudobinaire $\text{Al}-\text{Al}_2\text{CuMg}$ à une température de 518°C avec une phase liquide renfermant 24,5 % poids Cu et 10,5 % poids Mg et qui réagit pour former la phase solide CuMgAl_2 et une solution solide qui contient 2,9 % poids Cu et 2,9 % poids Mg également. La figure 8 illustre l'ensemble de ces phases.

Tableau 5 Solubilité maximale du cuivre et du magnésium dans la phase α en équilibre avec les phases CuAl_2 et Al_2CuMg aluminium, en équilibre avec Si et Mg_2Si ¹⁶.

Température Élément	508 °C	500 °C	450 °C	400 °C	300 °C
Cu	4,05 %	3,8 %	2,4 %	1,9 %	0,4 %
Mg	1,75 %	1,65 %	1,1 %	0,7 %	0,3 %

Le tableau 5 montre la solubilité maximale du cuivre et du magnésium dans la phase α en équilibre selon certaines températures. Les réactions de précipitation qui apparaissent avec l'augmentation du silicium MgSi_2 , ou la phase $\text{Al}_4\text{CuMg}_5\text{Si}_4$ contribuent minoritairement au durcissement structural. L'addition de fer et de manganèse provoque la formation de phases insolubles contenant du cuivre et du silicium, réduisant ainsi la proportion de ces deux éléments pour les réactions de phases du système Al-Cu-Si-Mg.

2.4 MOULAGE SOUS PRESSION

Le moulage sous pression (Die casting) est caractérisé par une source hydraulique qui induit une grande vitesse et une pression suffisante à un métal en fusion. Il peut ainsi remplir rapidement les cavités d'un moule métallique. Le moule absorbe les contraintes de l'injection, dissipe la chaleur contenue dans le métal et facilite l'enlèvement de la forme (pièce) pour préparer le prochain cycle. L'énergie hydraulique provient d'un système qui permet de contrôler la position du cylindre, sa vitesse et son accélération pour optimiser l'écoulement et la force du métal.

D'un autre côté, Heine¹⁸ indique que le moulage sous pression est un procédé impliquant l'injection d'un métal fondu à très haute pression dans un moule d'acier « permanent » et de dimensions précises. Il souligne également que la diminution de la porosité demeure un des buts les plus recherchés pour ce type de moulage.

Selon Cope¹⁹, le moulage sous pression représente 65 % du marché du moulage d'aluminium. Il indique aussi que la solidification rapide du métal permet d'augmenter la limite élastique de près du double, la limite ultime et la déformation de 50 %.

Il y a quatre principales familles d'alliages qui se prêtent au moulage sous pression : l'aluminium, le zinc, le magnésium et le cuivre. Le plomb, l'étain et à moindre échelle les alliages ferreux peuvent également être moulés sous pression.

Les deux (2) principaux types de moulage sous pression sont : le procédé à chambre chaude et le procédé à chambre froide.

2.4.1 Moulage sous pression à chambre chaude

Le moulage sous pression à chambre chaude est le procédé original inventé par H.H. Doehler²⁰. Il continue d'être utilisé pour les matériaux à bas point de fusion. Ce procédé met directement en contact le cylindre hydraulique et le métal fondu. Il permet aussi de minimiser l'exposition de l'alliage fondu aux turbulences, à l'air oxydant et aux pertes de chaleur durant le transfert de l'énergie hydraulique. Le contact prolongé entre le métal fondu et les composantes du système occasionne toutefois des problèmes avec les matériaux. (Voir figure 9)

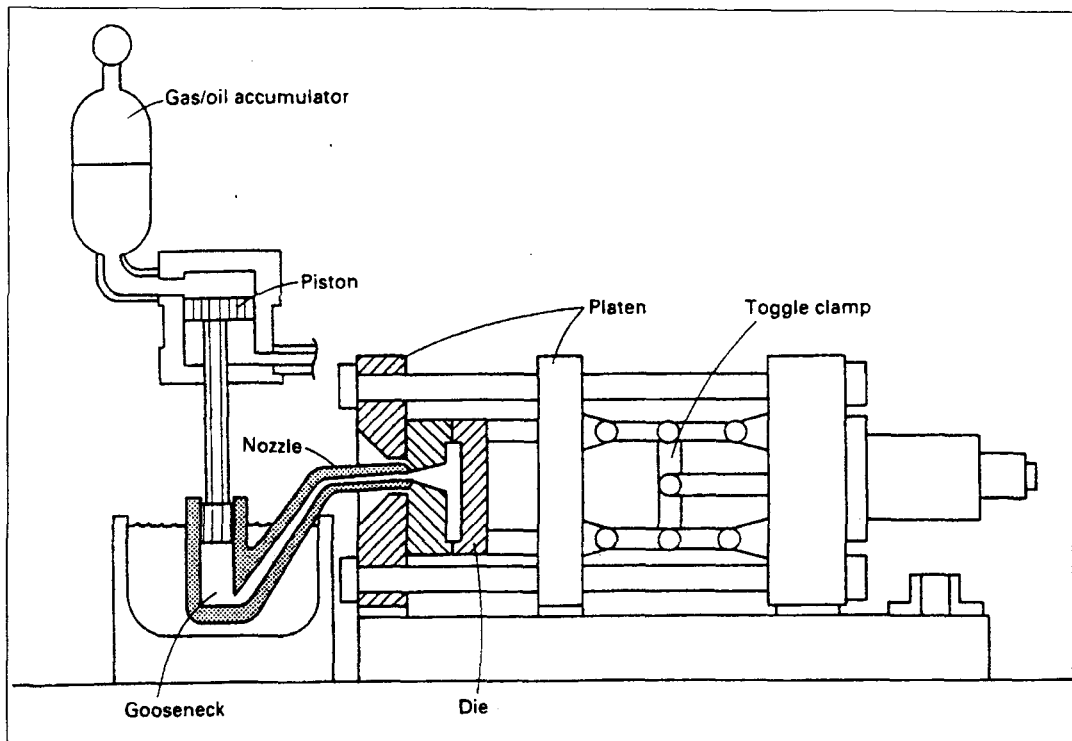


Figure 9 Moulage sous pression à chambre chaude²⁰.

2.4.2 Moulage sous pression à chambre froide

Le moulage sous pression à chambre froide résout le problème des matériaux retrouvés dans la chambre chaude en séparant le métal fondu du piston d'injection durant presque tout le procédé. Ce procédé requiert un système indépendant du métal fondu pour être injecté immédiatement dans le moule, exposant ainsi le cylindre pendant seulement quelques secondes. Cette exposition minimale permet de mouler des métaux à plus haut point de fusion tels que: l'aluminium, le cuivre et même certains alliages ferreux. (Voir figure 10)

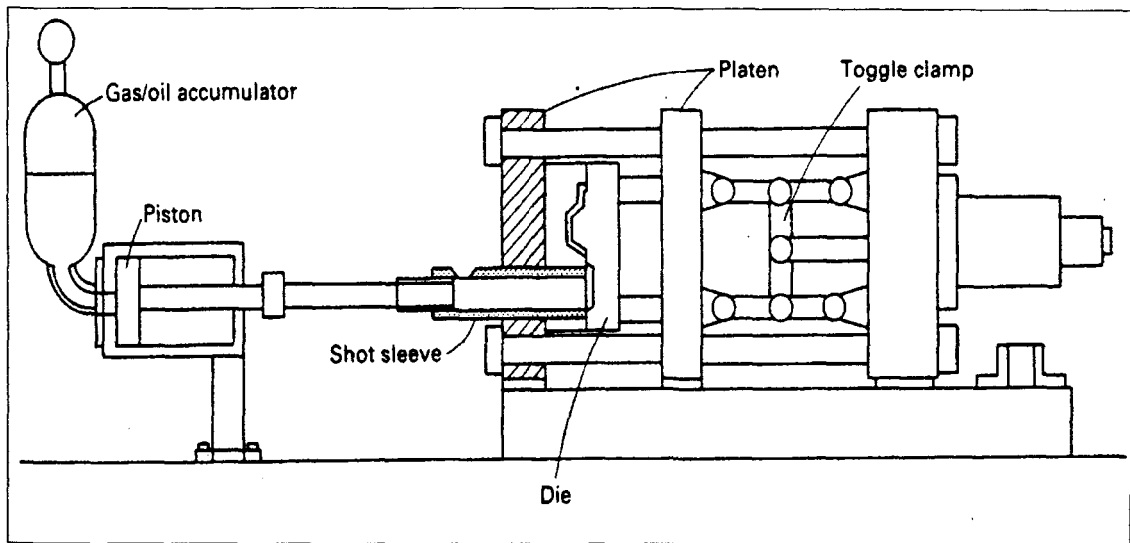


Figure 10 Moulage sous pression à chambre froide²⁰.

2.4.3 Moulage sous pression par gravité

Une autre variante du moulage sous pression est le moulage par gravité. Cette méthode, aussi appelée moulage au moule permanent, tire profit de la pression gravitationnelle et de la fluidité du métal. En fait, les cavités du moule qui est placé à la verticale sont remplies uniquement sous la force créée par la gravité. Cette technique exige une conception simple et soignée du moule.

2.5 TRAITEMENT THERMIQUE

Les traitements thermiques, utilisés depuis longtemps en métallurgie, permettent d'améliorer les propriétés mécaniques d'un matériau en modifiant de façon contrôlée sa microstructure. On contrôle un traitement thermique soit en faisant varier la température de traitement, soit en variant la durée du traitement, ou encore par une combinaison des deux.

Dans notre cas, les traitements thermiques appliqués ont pour but d'optimiser les caractéristiques de la résistance mécanique (σ_y , σ_u et %Él) de l'alliage d'aluminium de type A380.1. Ce type de traitement se déroule en trois (3) principales étapes qui sont respectivement :

Mise en solution : Dissolution à l'état solide des phases solubles dans la matrice.

Trempe : Supersaturation des phases par un refroidissement rapide.

Vieillessement : Précipitation des atomes de soluté dans le solvant soit à la température de la pièce (vieillessement naturel), soit à température élevée (vieillessement artificiel).

2.5.1 Mise en solution (MES)

La mise en solution tire avantage de la réaction du durcissement par précipitation tout en s'assurant d'avoir une solution solide soluble. L'objectif de ce traitement est d'amener dans la solution solide la quantité maximale de l'élément de durcissement soluble ou élément d'alliage (*e.g.* Cu, Mg, Si, Zn) dans la matrice. La procédure consiste à maintenir l'alliage à une température suffisamment élevée et pour une période de temps assez longue dans le but d'obtenir une solution solide homogène. Le tout permettant de bénéficier de la réaction du durcissement par précipitation.

La mise en solution a également comme objectif dans les alliages Al-Si de modifier la structure de la phase de silicium. Quelques études²¹⁻²²⁻²³ ont été faites sur le sujet et

montrent l'influence des paramètres du traitement de mise en solution sur la morphologie de la phase de silicium comme par exemple, la sphéroïdisation de la phase de silicium eutectique.

La température de traitement est déterminée par la composition chimique de l'alliage tout en tolérant une certaine variation ($\pm 6^{\circ}\text{C}$). Lors de la procédure de mise en solution, il faut faire attention de ne pas « surchauffer » l'alliage. Ceci se produit lorsque la température excède celle du point eutectique; il en résulte alors une détérioration des propriétés mécaniques, soit la ductilité et la résistance à la rupture. Un matériau qui montre une microstructure « surchauffée » est généralement inacceptable pour une application donnée, car il y a fusion aux joints de grains et par conséquent il est rendu fragile et non récupérable. Pour détecter la « surchauffe », on doit procéder à des tests destructifs.

Il ne faut pas non plus être sous la température à laquelle la mise en solution *complète* se produit. Cela se traduit alors par une quantité insuffisante de l'élément de durcissement.

Le temps nominal de mise en solution requis pour amener un degré satisfaisant de précipités solubles dans la solution solide, ou pour changer la morphologie de la phase, est fonction de la microstructure avant le traitement thermique et de la taille de la pièce.

Exemple du cuivre :

Dans l'alliage 5,25 % Cu (figure de la page suivante) ces températures seraient respectivement 1018 °F (548 °C) et 996 °F (536 °C). Cependant, sous des conditions de production un intervalle de 999 °F (538 °C) à 1014 °F (546 °C) serait probablement utilisé

pour garder la marge de 4 °F (6 °C) de l'eutectique et 3 °F (2 °C) de réserve du côté inférieur pour accroître la solution et le taux de diffusion.

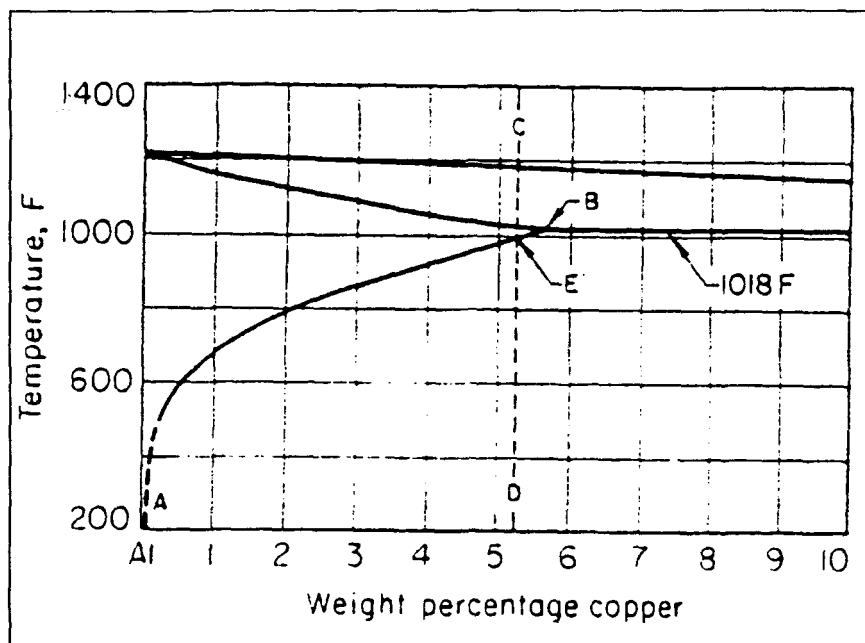


Figure 11 Exemple d'une mise en solution pour un alliage d'aluminium à 5,25 % de cuivre¹⁶.

Cette figure représente la partie soluble du cuivre dans l'aluminium, dans le diagramme de phase d'aluminium-cuivre. La ligne AB représente l'accroissement de la solubilité du cuivre dans l'aluminium solide avec l'augmentation de la température d'équilibre.

Le graphique de la page suivante illustre ce premier traitement thermique effectué pour les trois (3) séries d'échantillons.

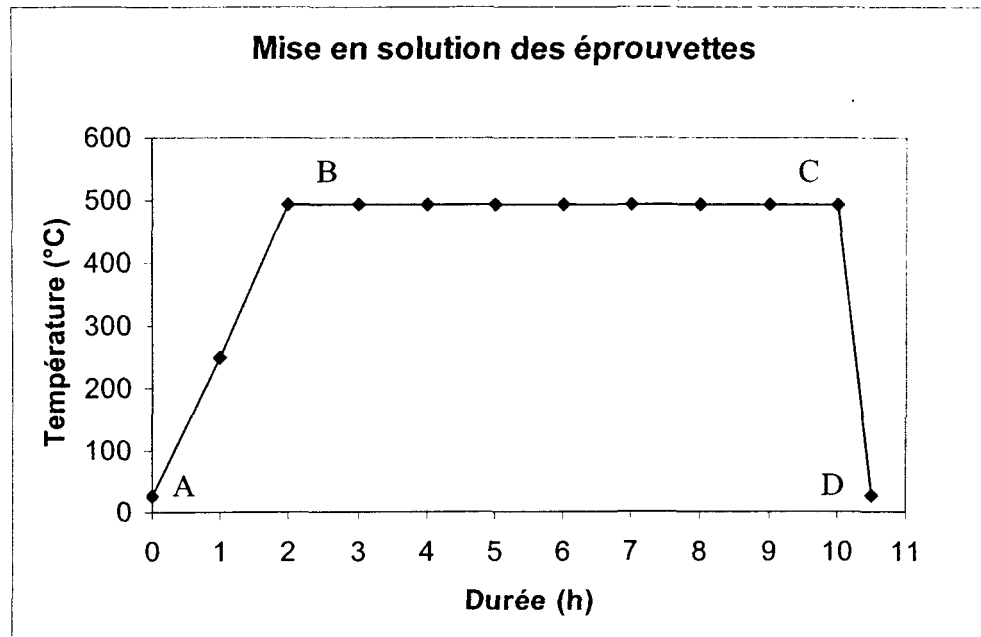


Figure 12 Cycle thermique de la mise en solution.

Description du cycle thermique de mise en solution:

A-B: Chauffage lent (au four)

B-C: Maintien pendant 8 heures à la température de mise en solution (495 °C)

C-D: Refroidissement rapide à l'eau à 65 °C

2.5.2 Trempe

Malgré sa très courte durée, la trempe est l'une des opérations les plus cruciales effectuées lors d'un traitement thermique. Elle peut être faite à l'eau, à l'air, à l'huile ou dans des métaux en fusion à différents intervalles. Son but est tout d'abord de supprimer la formation de la phase à l'équilibre Mg_2Si pendant le refroidissement et de préserver la

solution soluble solide formée lors de la mise en solution, par un refroidissement rapide (~ 260 °C/s) à basse température, habituellement près de la température de la pièce.

Pour éviter la dépréciation de la microstructure de mise en solution, on doit respecter deux (2) choses lors de la trempe. Premièrement, le transfert du four vers le milieu de trempe doit se faire très rapidement, car la précipitation est très rapide à ce moment précis. Selon une étude²⁴, elle doit avoir lieu dans les sept à quinze secondes suivant la mise en solution.

Deuxièmement, le volume du milieu refroidissant doit être suffisamment grand pour éviter qu'il ne s'échauffe lors de la trempe des pièces. Donc, il doit bien absorber la chaleur de la pièce sinon on doit assurer une circulation du liquide de refroidissement.

En plus de retenir les atomes de soluté en solution, la trempe permet de minimiser les interstices ou sites vacants dans le treillis (lattice) métallique. Ce dernier phénomène favorise la formation de zones de précipités ou zones G.P. (Guinier-Preston) à des températures de basse diffusion.

Les atomes de soluté qui précipitent aux joints des grains et les autres particules telles que les lacunes (vides) qui migrent extrêmement rapidement dans les régions de désordre, sont perdus inutilement et ne contribuent pas au durcissement. Pour éviter d'obtenir ces types de précipités qui sont nuisibles aux propriétés mécaniques ou à la résistance à la corrosion, la solution solide formée lors de la mise en solution doit être refroidie assez rapidement et sans interruption, pour produire une solution solide supersaturée à la température de la pièce. Ceci est la condition optimale pour le durcissement par précipitation.

Toutefois, une trempe avec un refroidissement plus lent améliore la résistance de certains alliages sans cuivre à la rupture par corrosion, comme le système Al-Zn-Mg. Le plus fréquemment les pièces sont trempées par immersion dans l'eau froide, ou elles sont progressivement arrosées par un jet d'eau froide.

Cependant, les pièces de forme complexe ayant des parties minces et des parties épaisses sont habituellement trempées dans un milieu qui donne un taux de refroidissement lent. Ce milieu peut être de l'eau dont la température se situe entre 65 et 80 °C, de l'eau bouillante, une solution aqueuse de glycol polyalkylène, ou tout autre milieu fluide soit un jet d'air ou de vapeur.

La figure ci-dessous montre les courbes de refroidissement obtenues avec différents milieux de trempe.

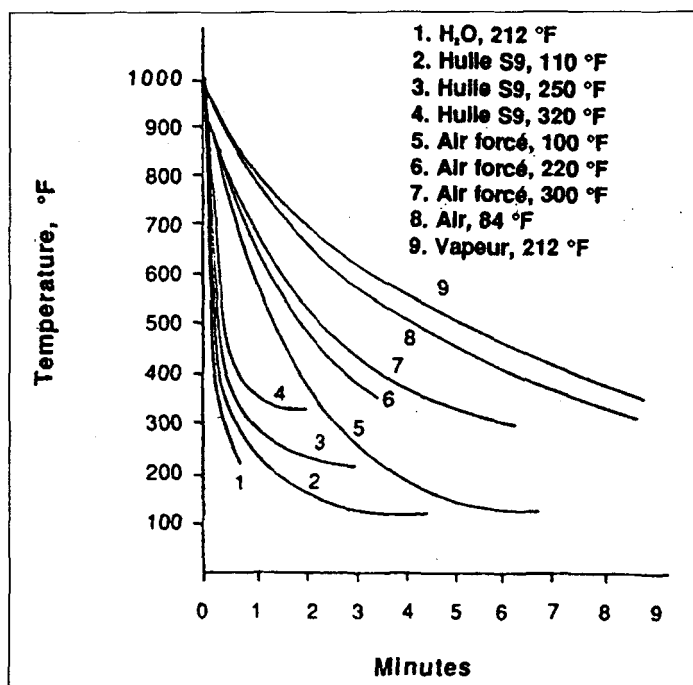


Figure 13 Courbe de refroidissement de différents milieux de trempe²⁵.

Il est facilement observable que l'eau à 100 °C (212 °F) est le meilleur milieu de refroidissement tandis que la vapeur d'eau est le pire. Entre ces deux milieux, l'huile et l'air agité suivent respectivement l'eau bouillante.

2.5.3 Durcissement

Dans ce cas-ci lorsque l'on parle de durcissement, on fait référence à l'accroissement de la limite élastique qui malheureusement est souvent accompagné d'une perte de ductilité.

On retrouve deux (2) principaux facteurs de durcissement par traitement thermique. Le premier est le durcissement en solution ou par soluté. Le second facteur de durcissement généralement le plus employé, est celui par précipitation (formation de précipités).

2.5.3.1 *Durcissement en solution ou par soluté*

Le principe de durcissement en solution ou par soluté est simplement l'addition d'éléments d'alliage en solution de substitution qui accroît la CR (cission résolue) critique des monocristaux et la limite élastique des polycristaux. Très souvent, cette variation est linéaire. Le principe se définit par la présence d'une force de freinage provenant d'une interaction entre les dislocations et les atomes étrangers en solution dans le matériel de base. C'est principalement l'effet de taille des atomes d'éléments étrangers qui en est à l'origine.

2.5.3.2 Principe de durcissement par précipitation

Après le traitement de mise en solution et la trempe, survient le durcissement par précipitation. Il est achevé soit par un vieillissement naturel (température de la pièce) ou par un vieillissement artificiel (température élevée). La précipitation est à la base de la majorité des traitements thermiques industriels.

Une condition *sine qua non* du durcissement par précipitation ou durcissement structural des systèmes d'alliages d'aluminium, c'est que la solubilité à l'état solide entre l'aluminium (matrice) et le principal élément d'alliage doit augmenter avec la température (figure 14).

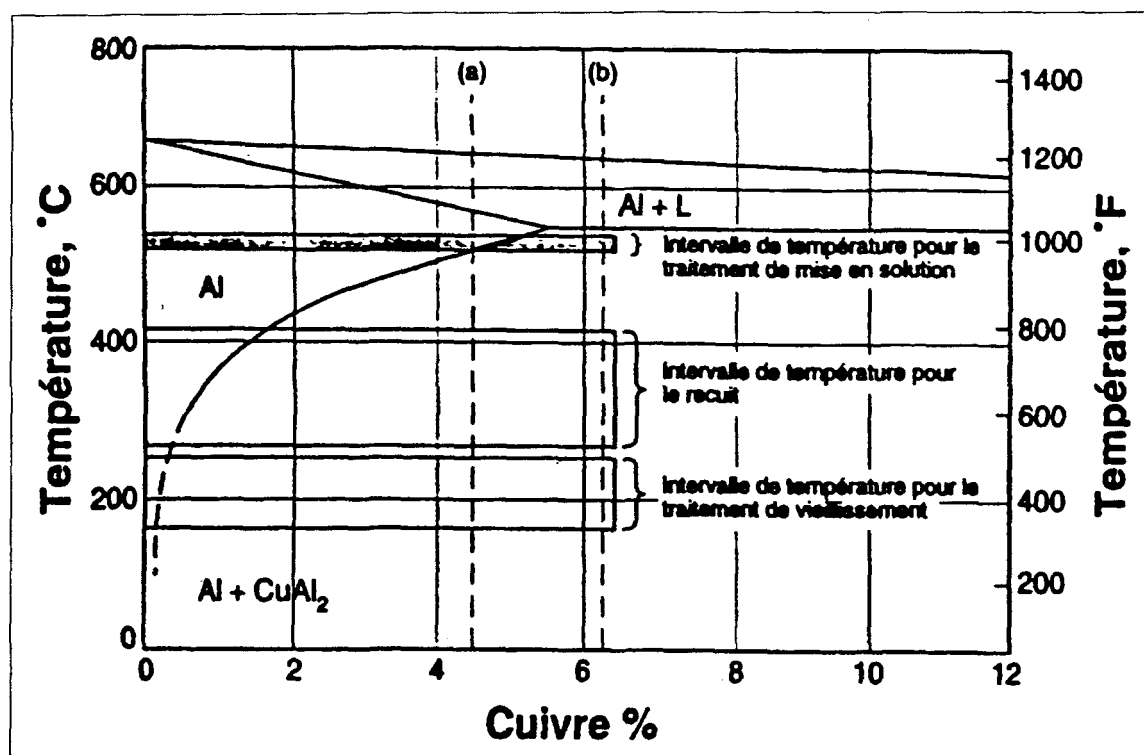


Figure 14 Différents intervalles utilisés pour les traitements thermiques des alliages aluminium-cuivre¹⁶.

Cette caractéristique est rencontrée dans plusieurs systèmes d'alliages d'aluminium binaires. Plusieurs de ces systèmes montrent un très faible durcissement par précipitation et sont considérés la plupart du temps comme des alliages non traitables thermiquement. Par exemple, les alliages binaires Al-Si et Al-Mg montrent des changements relativement mineurs dans leurs propriétés mécaniques après traitement thermique qui pourtant produit une précipitation considérable.

En général, le durcissement par précipitation requiert une solution solide supersaturée qui produit ensuite un précipité finement dispersé dans la matrice durant le traitement thermique de vieillissement lequel est soit un vieillissement naturel, soit un vieillissement artificiel. Le vieillissement ne doit pas être fait uniquement sous la température d'équilibre du solvus, mais aussi sous la zone de la ligne du solvus (figure 14) ou zone de miscibilité métastable appelée zone Guinier-Preston (zone G.P.). Les lacunes présentes dans la matrice du métal supersaturé permettent la diffusion et accélèrent la formation des zones G.P. Dans le processus de précipitation, la solution solide saturée développe des amas d'atomes de soluté, lesquels deviennent impliqués dans la formation des précipités de transition.

Le mécanisme de durcissement de l'alliage par précipitation entraîne la formation d'amas cohérents d'atomes de soluté, c'est-à-dire que les atomes de soluté rassemblés dans un amas doivent toujours avoir la même structure cristalline que la phase du solvant. Ceci crée alors beaucoup de distorsions, car les paramètres cristallins des précipités peuvent être légèrement différents de ceux de la matrice du métal. Conséquemment, la présence de ces particules de précipités procure une plus grande résistance en obstruant et

en retardant le mouvement des dislocations. Selon Busby *et al.*²⁶, dans les alliages d'aluminium pouvant subir un traitement thermique, on retrouve trois (3) classes de particules de précipités soit: des précipités cohérents, des précipités semi-cohérents lesquels sont la source du durcissement par précipitation, et deux types de particules incohérentes, c'est-à-dire les particules grossières ($> 1 \mu\text{m}$) souvent associées aux impuretés contenant du fer et de fines particules intermétalliques ($\approx 0,1 \mu\text{m}$) résultant de l'addition d'éléments de transition. La taille des précipités et la distance entre eux ont une très grande influence sur les propriétés mécaniques de l'alliage. La figure 15 montre les représentations schématiques des trois types de précipités qui peuvent survenir dans la matrice cristalline.

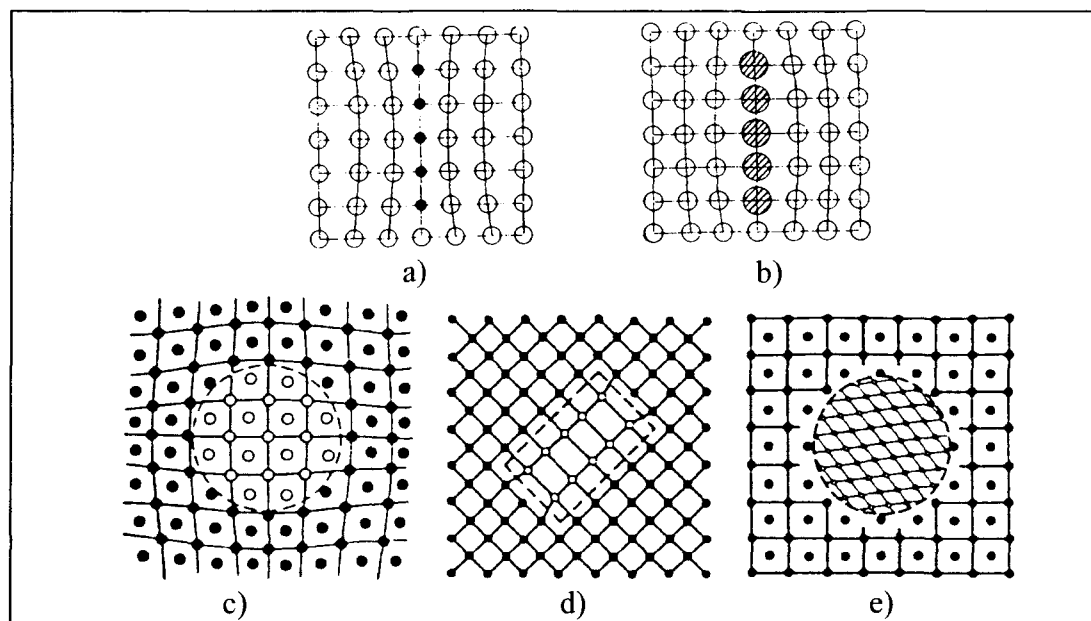


Figure 15 Représentations schématiques de précipités dans les solides cristallins: a) Zone GP, effet de taille négatif; b) Zone GP, effet de taille positif; c) Précipité cohérent avec distorsion du réseau due à une variation de volume; d) Précipité semi-cohérent; e) Précipité incohérent²⁷.

2.5.4 Vieillissement

Dans plusieurs alliages, une précipitation suffisante survient à la température de la pièce quelques jours après la trempe et les propriétés mécaniques de ces derniers sont convenables pour plusieurs applications. Quelquefois, ces alliages sont vieillis artificiellement pour augmenter la résistance ainsi que la dureté tant chez les alliages corroyés que chez les alliages de fonderie. Les autres alliages qui ont une réaction de précipitation très lente à la température de la pièce doivent toujours être vieillis artificiellement pour qu'on puisse les utiliser.

Le vieillissement a pour principal but de modifier les propriétés mécaniques de l'alliage après la trempe. La solution saturée obtenue après la trempe n'étant pas en équilibre, elle a toujours tendance à retourner vers cet état, très lentement à température ambiante et beaucoup plus rapidement à température élevée.

Au cours du vieillissement, on remarque dans un premier temps que les propriétés mécaniques augmentent, atteignent un maximum appelé pic de vieillissement (Zone G.P. ou précipités cohérents), puis diminuent jusqu'à l'atteinte de l'équilibre (précipités incohérents). Cela est dû à l'évolution de la taille des précipités et à leur nature. (Voir figure 16)

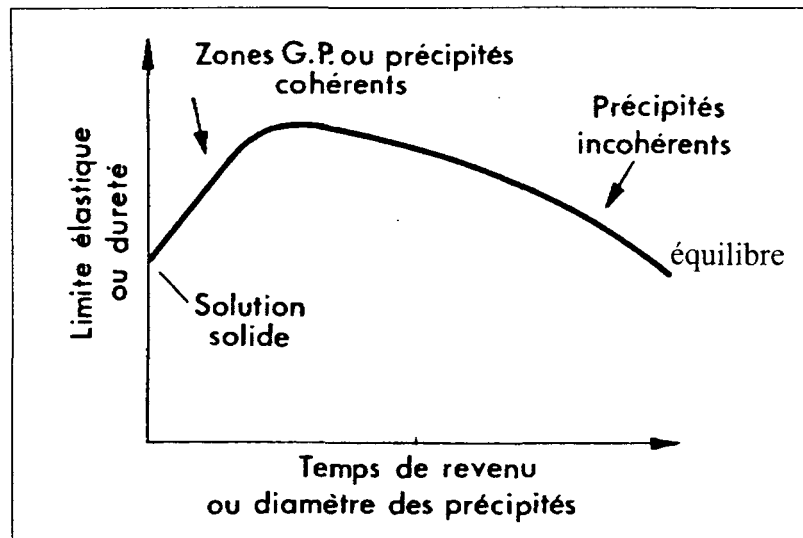


Figure 16 Variation de la limite élastique ou de la dureté avec le temps de précipitation ou la taille des précipités²⁶.

À la température de vieillissement, les précipités d'équilibre ne se forment pas en premier; il y a d'abord la formation de petits amas d'atomes (zones G.P.), puis évolution de ces premiers précipités vers la forme stable après passage par des formes intermédiaires métastables (figure 17a). C'est aux zones de G.P. et aux précipités intermédiaires que correspondent les propriétés mécaniques les plus élevées; la formation de précipités plus gros puis de précipités d'équilibre (figure 17b), entraîne une diminution de la dureté de l'alliage.

La durée de vieillissement requise pour que les propriétés mécaniques soient maximales est directement fonction de la température de vieillissement. Ainsi, à des températures trop élevées, on obtient uniquement des propriétés médiocres à cause de la formation, dès le début, de la phase d'équilibre. Par ailleurs, à la température ambiante, la durée requise pour le vieillissement est très longue. La figure 18 nous montre les effets de

la température et du temps de vieillissement sur les propriétés mécaniques de l'alliage A356.

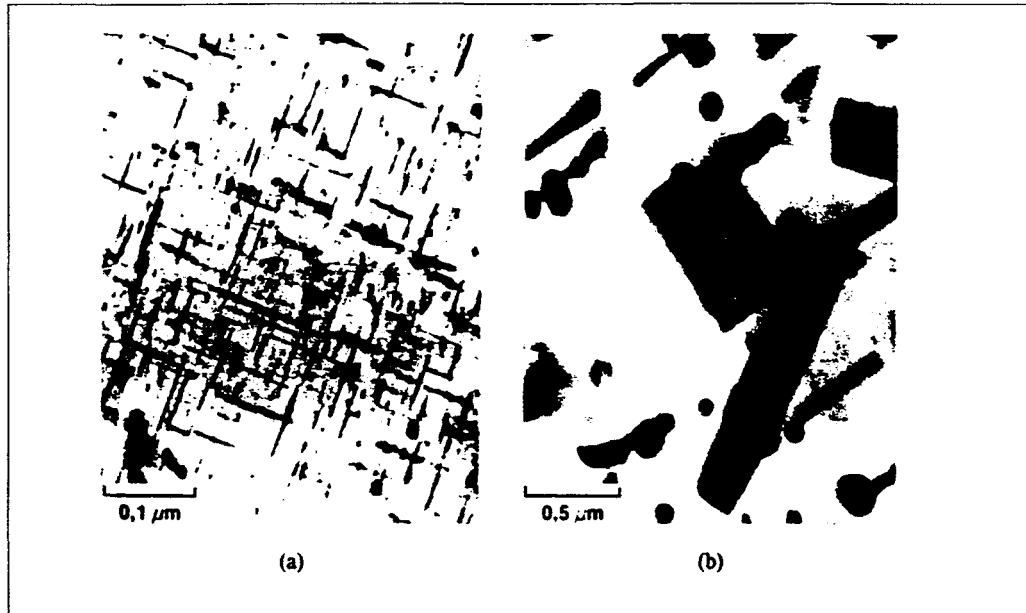


Figure 17 a) Précipité θ'' dans un alliage Al-4,5 % Cu trempé et vieilli.
b) Précipité d'équilibre θ .

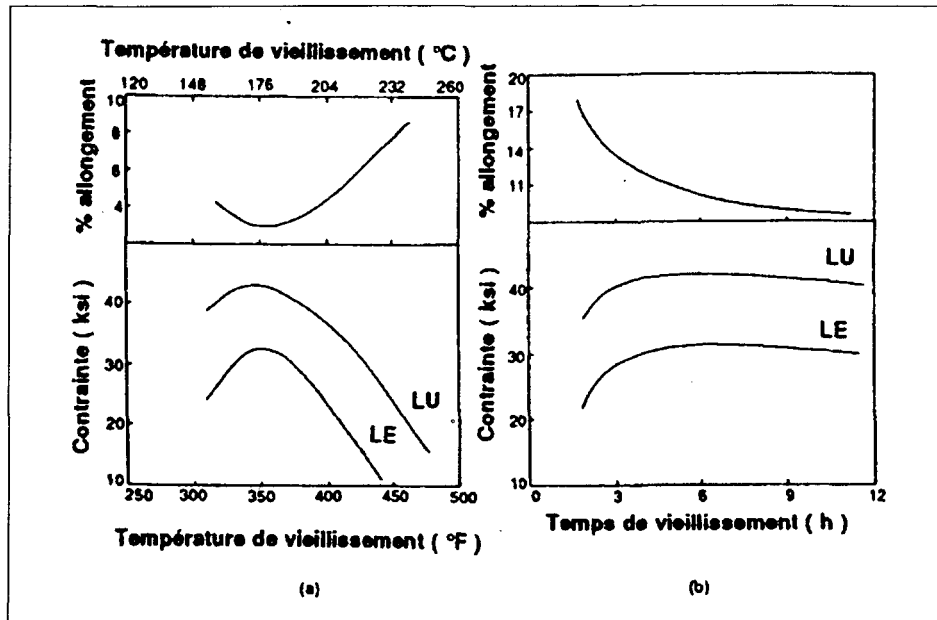


Figure 18 Effet du temps et de la température de vieillissement sur les propriétés mécaniques de l'alliage A356.

2.6 PROPRIÉTÉS DE TRACTION

Les tests de traction sont certes les plus connus au niveau de la résistance des matériaux. Durant les essais de traction, on retrouve principalement trois (3) données particulières qui caractérisent le matériau. Ces données sont la limite élastique, la limite ultime et la déformation (élongation).

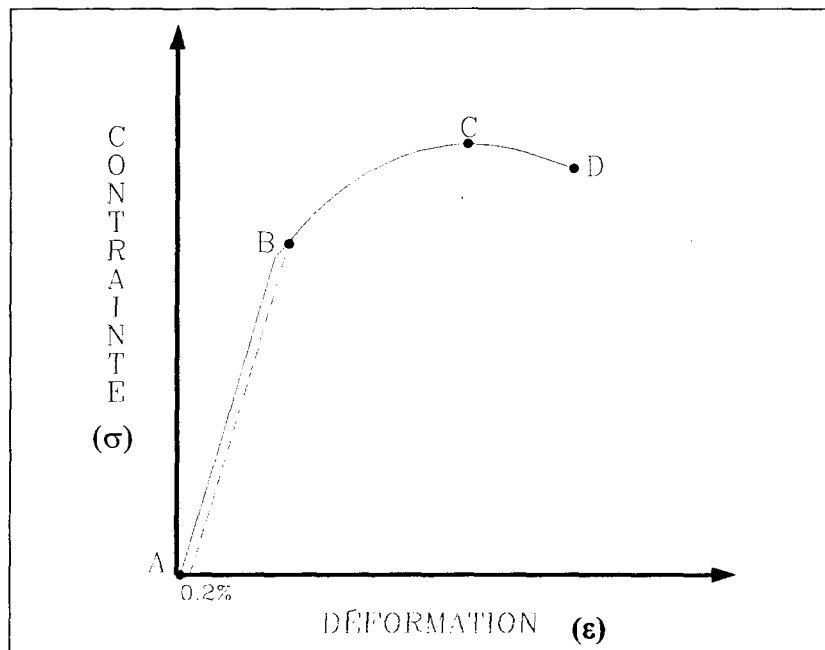


Figure 19 Courbe de traction typique.

2.6.1 Limite élastique

La limite élastique (σ_y) d'un matériau est en quelque sorte la capacité qu'il possède de se déformer de façon temporaire (déformation élastique), c'est-à-dire que ce dernier reprendra exactement sa forme initiale après avoir relâché la contrainte qu'on lui a

appliquée. La zone de déformation élastique est représentée par les points AB de la figure 19. Mathématiquement, c'est le rapport de la force à la fin de la déformation plastique sur la section de l'échantillon. Graphiquement, on peut la définir en traçant une ligne parallèle à AB avec comme origine un point situé à 0,2 % sur l'abscisse (déformation).

2.6.2 Limite ultime

La limite ultime (σ_u) d'un matériau est en quelque sorte la capacité qu'il possède de se déformer de façon permanente (déformation plastique), c'est-à-dire que ce dernier gardera sa forme altérée après avoir relâché la contrainte qu'on lui a appliquée. La zone plastique sur un diagramme contrainte/déformation est définie par les points BC sur la figure 19. Toutefois, à l'atteinte de la déformation plastique maximale il y a bris de la pièce (point D). Mathématiquement, c'est le rapport de la force à la fin de la déformation plastique sur la section de l'échantillon. Graphiquement, c'est le point le plus élevé sur la courbe de déformation plastique.

2.6.3 Déformation

La déformation est la propriété qu'a un matériau de se déformer plastiquement, de s'étirer. La ductilité d'un matériau est sa capacité de s'étirer avant de se rompre totalement. Dans l'étude ici présente, la déformation donnée en pourcentage, est tout simplement le rapport de l'allongement (ΔL) sur la longueur initiale (L). On rappelle qu'ici le

pourcentage de déformation est utilisé comme mesure de la ductilité des échantillons. Il s'agit presque d'un standard non écrit que plusieurs chercheurs²⁹⁻³⁰ utilisent.

2.7 FATIGUE

La capacité d'un métal à résister à une charge de façon alternative est une propriété essentielle pour plusieurs pièces. Il est donc impératif d'avoir des pièces coulées de bonne qualité, car des défauts particulièrement en surface pourraient être à l'origine de fissures causant le bris de la pièce. On peut penser à une suspension automobile qui est soumise à des chocs répétitifs et d'intensité variable. Ce sont les ressorts de la suspension qui travaillent en fatigue; ces derniers ont une résistance presque infinie. Cet exemple, quoiqu'un peu extrémiste, donne une bonne idée de ce que peut être la fatigue dans un matériau.

2.7.1 Définition

D'un point de vue plus scientifique, l'ASM³¹ définit la fatigue comme étant le résultat d'un changement progressif, permanent et localisé de la structure et se produit dans les matériaux qui sont sujets à une fluctuation de contraintes. Les fractures en fatigue sont causées par l'action simultanée de contraintes cycliques et élastiques et de déformations plastiques. S'il manque un des ces trois éléments, il n'y aura pas d'initiation ni de propagation de la fissure.

Habituellement, la rupture en fatigue d'un matériau se fait en trois (3) étapes. Premièrement, il doit y avoir initiation de la fissure. Cette initiation débute normalement à

partir d'un défaut de surface. Il est donc primordial que lors des essais en laboratoire, le fini de surface soit quasi parfait. Dans un article, Caceres *et al.*³² affirment que la performance en fatigue d'un alliage Al-7Si-Mg est déterminée par les défauts de moulage tels les films d'oxyde ou la porosité, plutôt que par les effets de la microstructure auxquels sont associées la taille et la forme des particules eutectiques de silicium. La deuxième étape est la propagation de la fissure. C'est à ce niveau que se fait la différence entre un matériau ayant une bonne résistance en fatigue et un autre non résistant. On évalue la propagation par le taux de croissance de la fissure dans le matériau jusqu'à l'atteinte de la section critique.

Finalement, la troisième et dernière étape est celle de la rupture. À ce point, la section restante attachée à la pièce a atteint une section critique, c'est-à-dire la section minimale pour résister à la force appliquée et dès lors, la rupture se produit instantanément. Nous pouvons voir ces trois étapes sur une pièce rompue en fatigue, dans la figure ci-dessous.

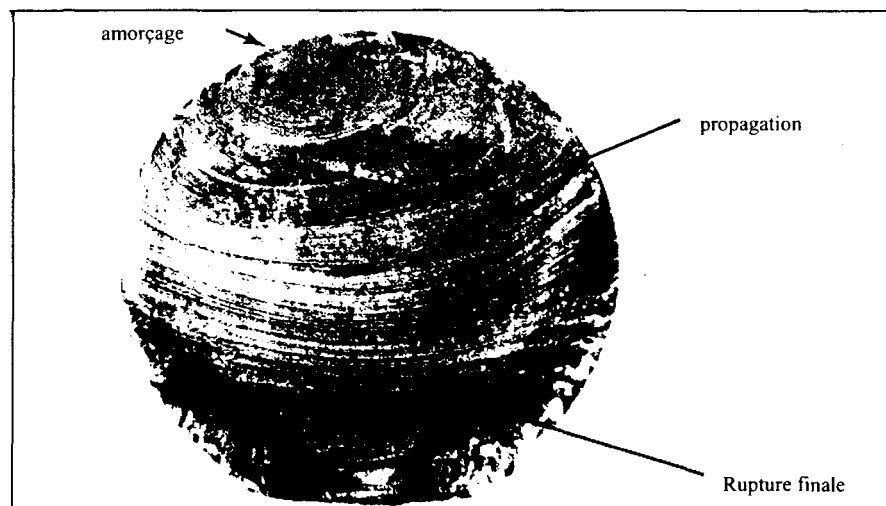


Figure 20 Représentation typique d'une pièce rompue en fatigue²⁷.

2.7.2 Appareil et échantillons

Pour faire des tests en fatigue, nous pouvons utiliser des échantillons plats normalisés tel l'échantillon de tension fendu au centre ou le type compact en « U » (figure 21), ou encore des échantillons circulaires (figure 22). D'ailleurs, il existe différents appareils de laboratoire pour effectuer des tests en fatigue.

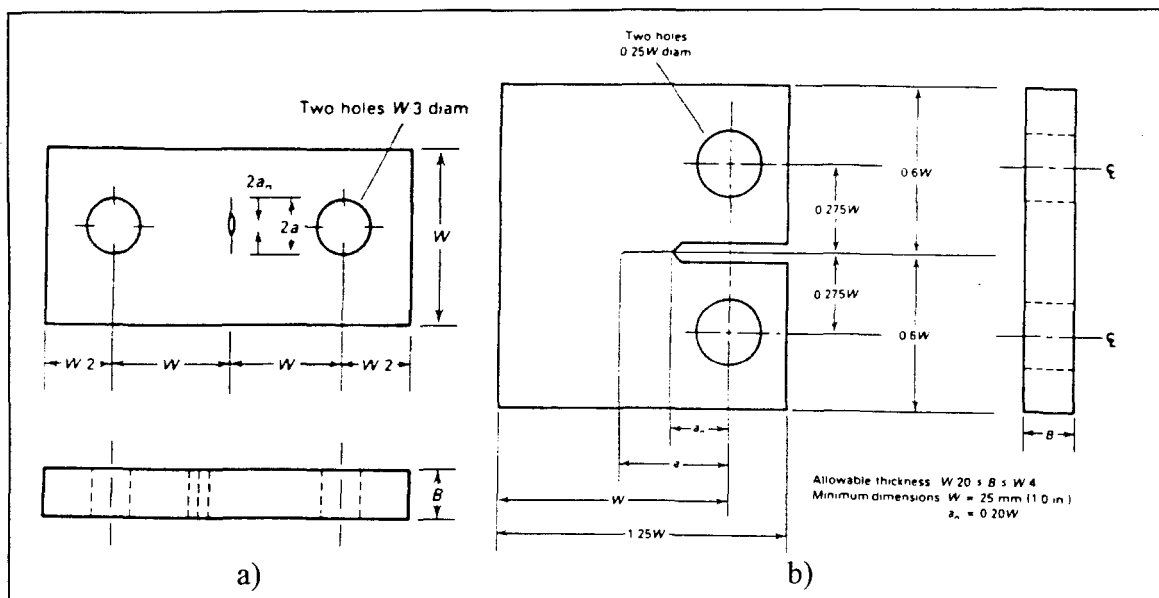


Figure 21 Échantillon de fatigue plat standard: a) Centre fendu b) Compact en U³³.

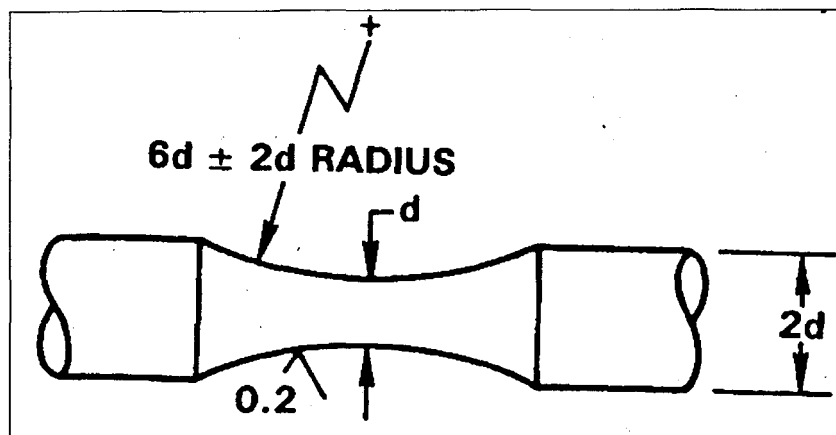


Figure 22 Échantillon de fatigue circulaire standard³³.

Une des plus utilisée est la machine à flexion rotative présentée dans la figure ci-dessous et utilisée pour les tests de cette étude. Elle est constituée principalement d'un moteur électrique, d'un compte-tours, d'un rhéostat pour ajuster la vitesse de rotation, d'un poids mobile pour appliquer la charge désirée et de mandrins, l'un fixe et l'autre mobile, permettant à l'échantillon d'être sollicité en flexion.

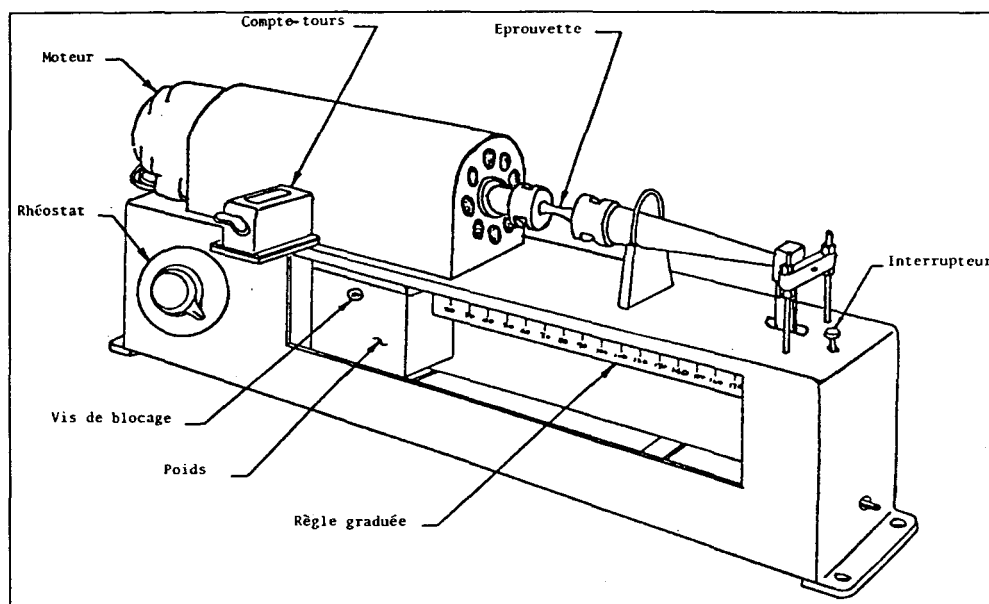


Figure 23 Machine à flexion rotative pour l'étude de la fatigue³⁴.

2.7.3 Influence de certains éléments d'alliage sur les propriétés en fatigue des aluminiums

Nous savons déjà que les propriétés mécaniques d'un alliage d'aluminium peuvent être modifiées par des traitements thermiques. Voyons maintenant une autre façon de modifier les alliages, en l'occurrence par l'ajout de différents éléments d'alliage.

2.7.3.1 Effet du béryllium sur la propagation de la fissure dans l'alliage A357 avec fer

L'alliage A357 est largement utilisé dans l'industrie aérospatiale. Dans l'étude³⁵ qui suit, l'alliage formé de Al-Si-Mg contient également du fer en petite quantité. La présence de fer est reconnue pour donner des structures grossières et fragiles. Pour cette raison, la plupart des fissures proviennent des régions (ou alliages) à forte teneur en fer. Nous devons ajouter que la croissance de la fissure a lieu également (à l'échelle microstructurale) dans les composés intermétalliques. Il est donc logique de croire que l'accroissement de la pureté augmente la résistance en fatigue d'un matériau.

L'alliage A357 est renforcé par la précipitation du Mg_2Si durant le vieillissement. La séquence de précipitation du Mg_2Si est la suivante :

solution solide \rightarrow Zone GP (Guinier-Preston) \rightarrow phase β' (Mg_2Si) \rightarrow phase β (Mg_2Si)

De plus, la formation de zones composées de fer a une bonne influence sur la force et la ductilité du A357. Le béryllium (Be) est très utile pour améliorer les alliages d'aluminium. Son impact sur la croissance de la fissure en fatigue se situe au niveau de la microstructure.

Dans la présente étude, il est question de quantité variant de 0,00 % à 0,05 % pour le béryllium et de 0,01 % à 0,15 % pour le fer avec un traitement thermique T6. Au cours des prochaines lignes, quand nous parlerons d'alliage A357 A-B-C-D-E-F-G, nous ferons référence au tableau de la page suivante.

Tableau 6 Composition chimique de l'alliage d'aluminium A357 (en % poids)³⁵.

Alliage	Be	Fe	Si	Mg	Ti	Cu	Sr	Ni	Mn	Zn	Al
A	0,00	0,07	7,26	0,68	0,14	0,02	0,038	0,01	0,003	0,006	Rem
B	0,05	0,07	7,21	0,67	0,14	0,02	0,037	0,01	0,002	0,007	Rem
C	0,00	0,15	7,10	0,67	0,14	0,02	0,037	0,01	0,003	0,008	Rem
D	0,03	0,15	7,11	0,67	0,13	0,02	0,037	0,01	0,003	0,005	Rem
E	0,00	0,01	7,20	0,68	0,13	0,02	0,038	0,01	0,002	0,005	Rem
F	0,05	0,01	7,10	0,67	0,14	0,02	0,037	0,01	0,002	0,005	Rem
G	0,05	0,01	7,24	0,45	0,13	0,02	0,037	0,01	0,002	0,004	Rem

Sachant que le taux de croissance de la fissure est évalué selon « da/dN » où « da » représente la variation de la longueur de la fissure et « dN » la variation du nombre de cycles en fatigue, nous pouvons évaluer l'effet de différentes compositions sur la résistance en fatigue du A357. Dans les trois (3) figures suivantes, le taux de croissance de la fissure en fonction du facteur d'intensité de stress ΔK pour tous les types d'alliages de A357 énumérés ci-dessus est tracé.

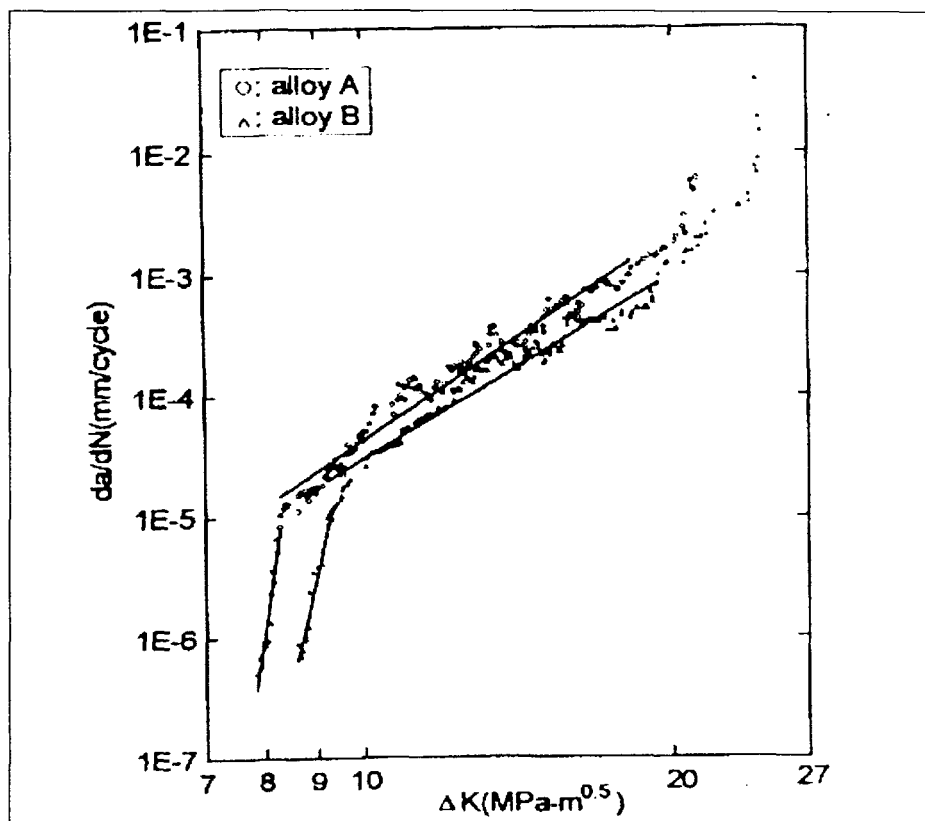


Figure 24 Comparaison de la croissance de la fissure en fatigue pour l'alliage A et B³⁵.

Dans la figure 24, alliage à 0,07 % Fe, on voit que la présence de béryllium (alliage B) augmente la résistance à la croissance de la fissure. On peut attribuer cette amélioration à une plus grande résistance mécanique. Selon Holz³⁶, l'augmentation de la concentration en fer sur l'alliage 380 contribue à l'accroissement des constituants $\text{Fe}_3\text{SiAl}_{12}$ et $\text{Fe}_2\text{Si}_2\text{Al}_9$. Bien que ces éléments aient peu d'influence sur la limite élastique et la limite ultime, ils sont à l'inverse néfastes pour la déformation. À une concentration en fer de 0,8 % correspond une déformation de 4,3 %. Lorsque cette concentration atteint 2 %, la déformation est réduite à 2,6 % soit une diminution de 40 %. Par le fait même, la résistance en fatigue diminue aussi.

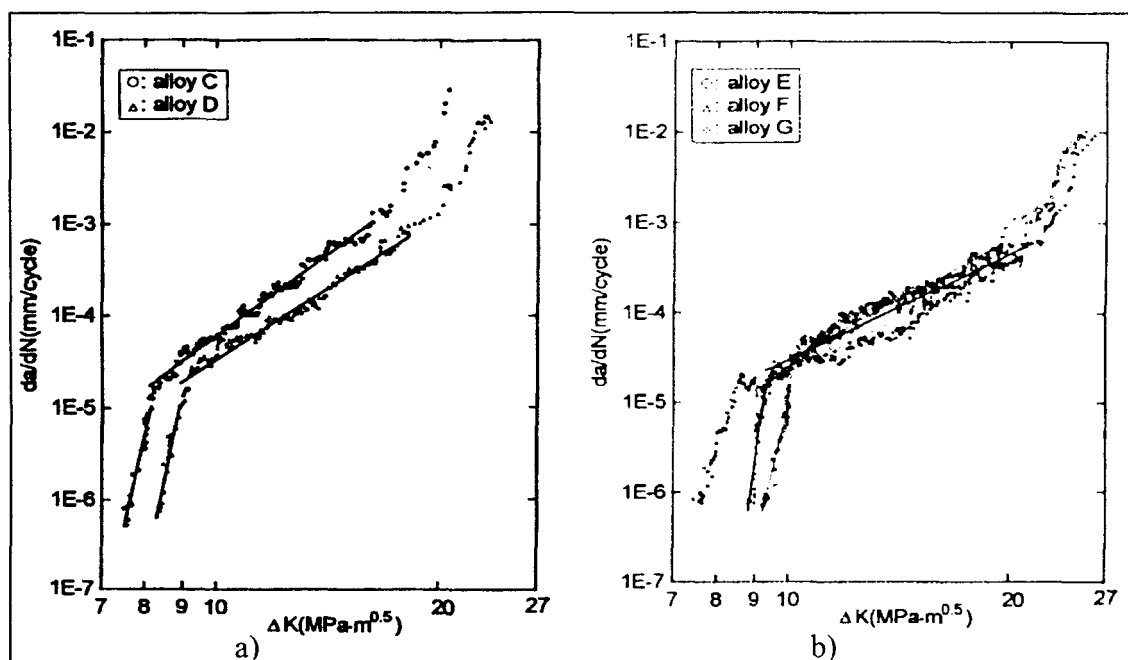


Figure 25 Comparaison de la croissance de la fissure en fatigue: a) Alliage C et D
b) Alliage E, F et G³⁵.

La même observation peut être faite dans la figure 25 a) et b) ci-dessus contenant respectivement 0,15 % et 0,01 % de fer. D'un côté, on observe que la diminution de la quantité de fer aide à réduire la propagation de la fissure. D'un autre côté, la présence du béryllium joue le rôle contraire. En effet, la résistance à la fissure augmente avec l'ajout de ce dernier. Le tableau suivant résume bien la situation.

Tableau 7 Croissance de la fissure dans l'alliage A357 après traitement thermique T6³⁵.

Alliage	ΔK_{th} (MPa·m ^{1/2})	C_2	m_2	ΔK_f (MPa·m ^{1/2})	Degré de rugosité
A	7,50-7,65	$1,0 \times 10^{-10}$ à $3,6 \times 10^{-12}$	5,63-6,55	21,2-23,6	1,11-1,13
B	7,82-8,17	$2,8 \times 10^{-10}$ à $2,0 \times 10^{-10}$	5,05-5,29	24,4-26,2	1,19-1,21
C	6,93-7,20	$6,8 \times 10^{-11}$ à $1,2 \times 10^{-12}$	5,94-7,14	20,5-22,7	1,07-1,10
D	7,79-7,92	$2,1 \times 10^{-10}$ à $1,7 \times 10^{-11}$	5,19-5,89	23,3-25,7	1,16-1,17
E	8,47-8,74	$1,1 \times 10^{-9}$ à $6,3 \times 10^{-10}$	4,43-4,59	24,8-26,5	1,25-1,27
F	8,34-8,49	$3,8 \times 10^{-9}$ à $4,8 \times 10^{-10}$	3,89-4,32	25,3-26,8	1,26-1,27
G	6,59-6,94	$2,2 \times 10^{-9}$ à $3,1 \times 10^{-10}$	4,00-4,24	26,0-27,6	1,18-1,22

2.7.3.2 Effet du strontium sur la croissance de la fissure en fatigue dans un alliage Al-Si- Cu sous pression

Sachant que les propriétés dendritiques des alliages influencent la microstructure et du même coup les effets en fatigue, voyons les effets directs du strontium sur cette propriété. Le strontium est utilisé notamment comme modificateur eutectique dans les alliages Al-Si. Des études antérieures³⁷⁻³⁸ ont été faites pour vérifier l'influence de ce dernier sur les alliages obtenus par moulage au sable ou au moule permanent, mais pas pour le moulage sous pression. L'étude réalisée par Schaefer *et al.*³⁹ a pour but d'expliquer l'influence de cette dernière méthode.

L'alliage est composé de silicium (~ 10 %), cuivre (~ 3 %), fer (~ 1 %) et strontium (~ 0,003, 0,01, 0,018 %). Le strontium est ajouté à une température de ~ 660 °C trente minutes avant la coulée pour permettre une dissolution complète. Puis, le mélange est dégazé (97 % N, 3 % SF₆). Les échantillons utilisés sont conformes à la norme ASTM E 647-8a. Les résultats sont tracés sur dans la figure 26 a) et b) de la page suivante.

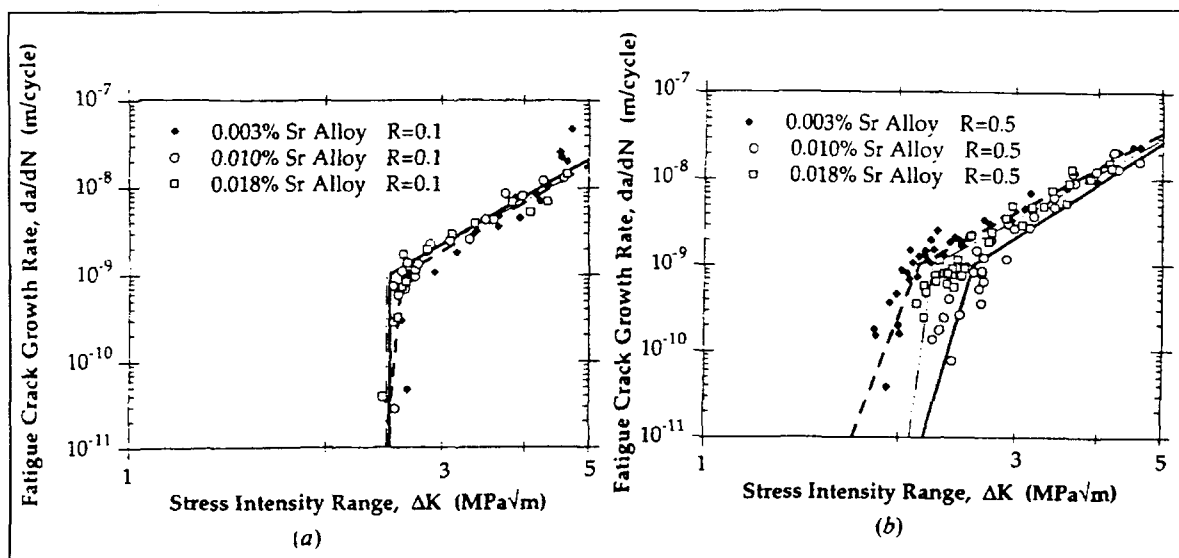


Figure 26 Comportement de la propagation de la fissure en fatigue au fond d'une entaille pour un alliage d'aluminium sous pression: a) $R = 0,1$ et b) $R = 0,5$ ³⁹.

La variable « R » représente le ratio de la force appliquée. Nous pouvons donc remarquer deux régions linéaires; une première représentant la partie supérieure que l'on peut associer à la loi de Paris et une deuxième représentant la zone près du seuil critique (near-threshold).

Pour un ratio de 0,1 il paraît évident qu'il y a peu de changement (moins de 3 %) pour les trois alliages. Pourtant, pour un ratio de 0,5 il y a une différence significative (~ 20 %). La croissance de la fissure est de moins en moins rapide au fur et à mesure que le taux de strontium augmente dans la composition de l'alliage. Des observations similaires ont été rapportées par Wigant et Stephens⁴⁰.

Pour d'autres⁴¹⁻⁴², l'addition de 0,015 % de strontium semble l'optimum pour obtenir de bonnes performances en fatigue, en elongation et à la résistance ultime. Dépassé cette quantité, il y a une chute graduelle et à pic des propriétés. Ce comportement est

attribuable à deux phénomènes. Dans un premier temps, la microstructure eutectique la plus fine est atteinte lorsqu'un minimum de strontium est présent pour faire passer la morphologie de flocon à fibre. En second lieu, comme le strontium est reconnu pour former des inclusions intermétalliques et de la porosité gazeuse⁴³, tout excédent contribuera à la chute des propriétés.

2.7.3.3 Comportement en fatigue d'un alliage Al-12 %Si-0,35 %Mg -0,02 %Sr

Les alliages de fonderie A356 et A357 sont commercialement utilisés dans le domaine automobile et en avionique. Dans cette section, il sera question de la fatigue dans ces matériaux, étude réalisée par Lee *et al.*⁴⁴. Deux (2) types d'alliage ont été utilisés. Premièrement l'alliage non modifié – Al-12 %Si-0,35 %Mg. Deuxièmement, l'alliage modifié au strontium à ~ 0,025 %. Tous les échantillons ont subi un traitement thermique T61, c'est-à-dire mise en solution 3 heures à 540 °C, trempe à l'eau chaude (65 °C) et vieillissement 6 heures à 155 °C. Les tests sont conformes à la norme ASTM E 647.

Comme nous l'avons vu précédemment, l'ajout du strontium donne une structure fine et des particules de silicium sphériques. Nous pouvons constater dans la figure de la page 60 que plus les particules de silicium sont grossières, plus la propagation de la fissure augmente, donc la résistance en fatigue diminue.

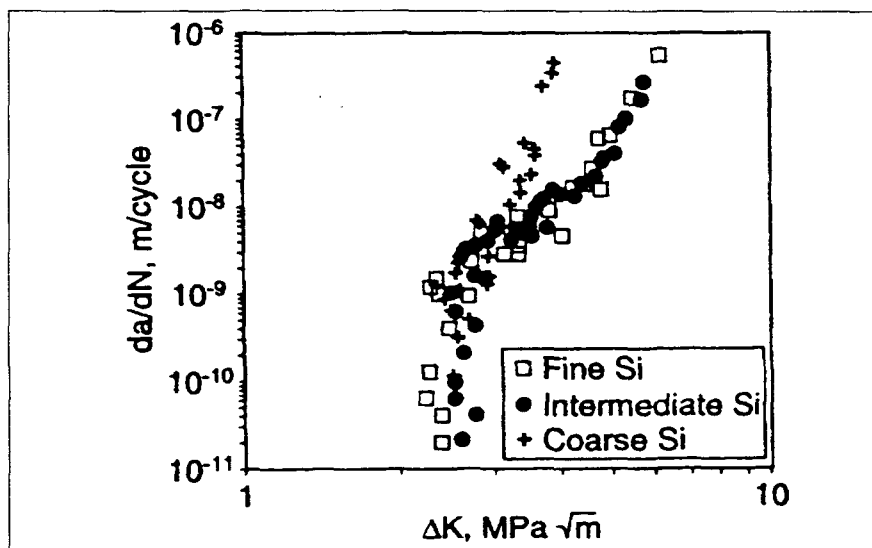


Figure 27 Variation du taux de propagation d'une fissure en fatigue, da/dN , facteur d'intensité de contrainte ΔK_{eff} à $R = 0,8$ pour des structures contenant des particules de silicium fines, intermédiaires et grossières⁴⁴.

Comme à l'habitude, on retrouve le taux de propagation en ordonnée (da/dN), le facteur d'intensité de stress (ΔK) effectif en abscisse, le tout tracé pour un ratio de charge (R) de 0,8. Pour montrer la différence au niveau microstructural entre l'alliage modifié (particules fines) et celui non modifié (particules grossières), voyons les images ci-dessous.

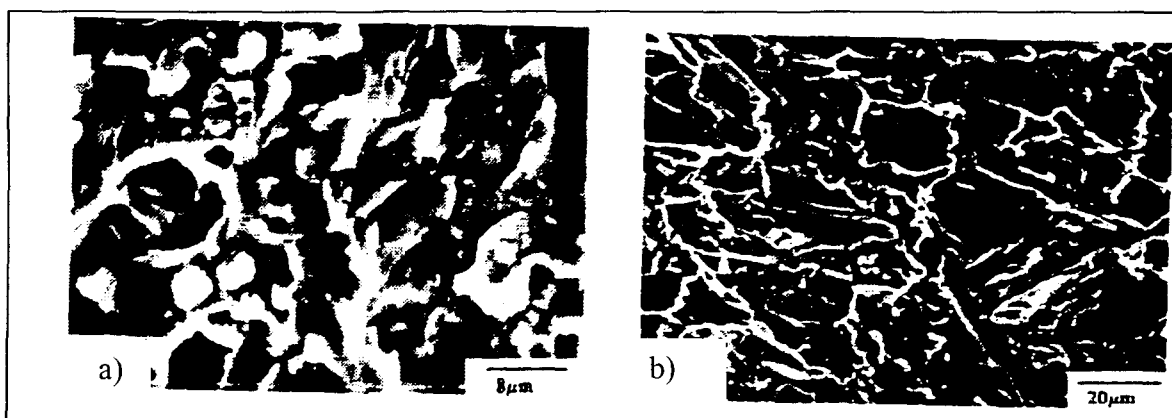


Figure 28 Surface d'une fracture en fatigue d'un alliage Al-Si-Mg modifiée au Sr testée à: a) Particules fines, $R = 0,8$, $\Delta K = 4,0 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ b) Particules grossières, $R = 0,8$, $\Delta K = 4,0 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ⁴⁴.

On distingue bien la finesse de la structure dans la première figure (à gauche) comparée avec la deuxième (celle de droite). Selon Plumtree et Schafer⁴⁵ de même que Hoskin *et al.*⁴⁶, la fissure dans l'alliage contenant des particules de moins de 1,5 μ m (*i.e.* fines) se propage à l'interface entre les particules eutectiques de silicium et la matrice d'aluminium. Ceci a pour effet de ralentir la croissance de la fissure puisque les interfaces sont plus « nombreux » ou plus denses. De plus, la loi d'Ostwald montre que les particules sphériques (sphéroïdization) retardent la propagation de la fissure.

En dernier lieu, cette étude montre aussi que le taux de croissance de la fissure varie avec le ratio de stress (R). Plus ce dernier est élevé, moins la résistance en fatigue est bonne ou encore plus le taux de propagation (da/dN) est considérable. Donc, en résumé l'ajout d'une certaine quantité de strontium, a un effet bénéfique sur les propriétés en fatigue d'un tel alliage.

2.7.3.4 Effet du béryllium et du manganèse sur la fatigue des alliages Al-Si-Mg

Voici maintenant, pour un alliage semblable – Al-7Si-0,3Mg –, l'effet d'addition de béryllium (Be) et de manganèse (Mn) sur la fatigue. Une étude⁴⁷ a démontré qu'un tel alliage avec un taux élevé de fer (0,76 %) possédait une courte vie en fatigue. Mais l'addition de béryllium et de manganèse formant ainsi une phase (Be-Mn)Fe à l'intérieur des dendrites d'aluminium α contribue considérablement à pallier ce problème.

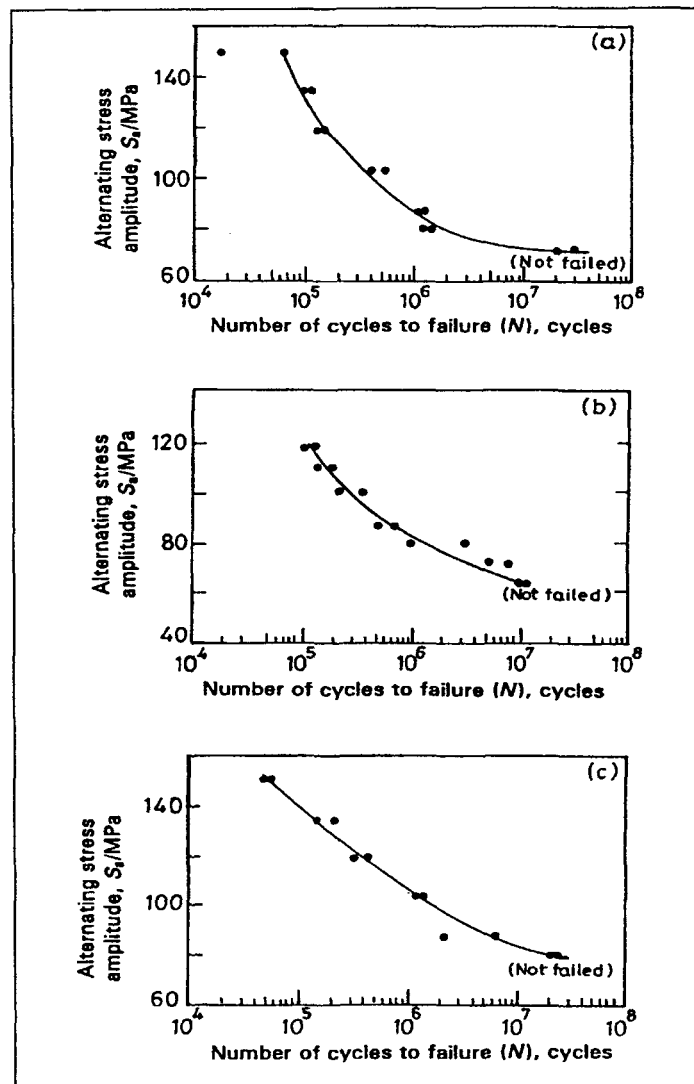


Figure 29 Courbe S-N d'un alliage Al-Si-Mg moulé au sable à différentes conditions: a) 0,29 % fer, b) 0,76 % fer et c) 0,76 % fer et des traces de Be et Mn⁴⁷.

Pour la présente section, c'est un procédé de formage semi-solide (SSF) qui est utilisé, suivi d'un traitement thermique T6. Le procédé SSF exige d'amener l'alliage fondu à la température eutectique et de le tremper dans l'eau; ensuite de le faire revenir à 400 °C pendant 3 heures, puis de l'extruder à l'aide d'une presse (e.g. 250 tonnes) à travers une filière elle-même chauffée à ~ 220 °C. Dans la figure ci-dessus, premièrement soit en

a), on voit le résultat obtenu de l'alliage contenant uniquement du fer à 0,29 %. Deuxièmement en (b), des résultats inférieurs sont observables en raison de la présence plus élevée de fer (0,76 %).

Finalement soit en (c), fer plus béryllium plus manganèse, des résultats très similaires au premier alliage sont notables. Il est donc permis de croire que l'ajout d'une faible quantité de béryllium et de manganèse respectivement de l'ordre de 0,14 % et de 0,19 % vient anéantir l'effet négatif du fer en fatigue pourtant présent à 0,76 %.

2.7.3.5 Comparaison en fatigue d'un nouvel alliage avec le A356 et le A390

Il est impossible d'avoir toutes les propriétés optimales, autant mécaniques que physiques, pour un alliage au même titre qu'il n'existe aucune loi parfaite. Nous devons choisir ces propriétés selon nos besoins et malheureusement au détriment de d'autres. C'est une question de compromis.

Pour Eady et Smith⁴⁸, le meilleur compromis d'un alliage pour la fabrication d'un piston se situe entre le A356 et le A390. On l'appelle le « 3HA ». Sa composition exacte est: 14 % Si, 2 % Cu, 0,5 % Mg, 0,5 % Mn et le reste d'aluminium. Son taux élevé de silicium lui confère une bonne moulabilité et sa machinabilité est supérieure à ses acolytes, deux (2) caractéristiques importantes concernant les pistons.

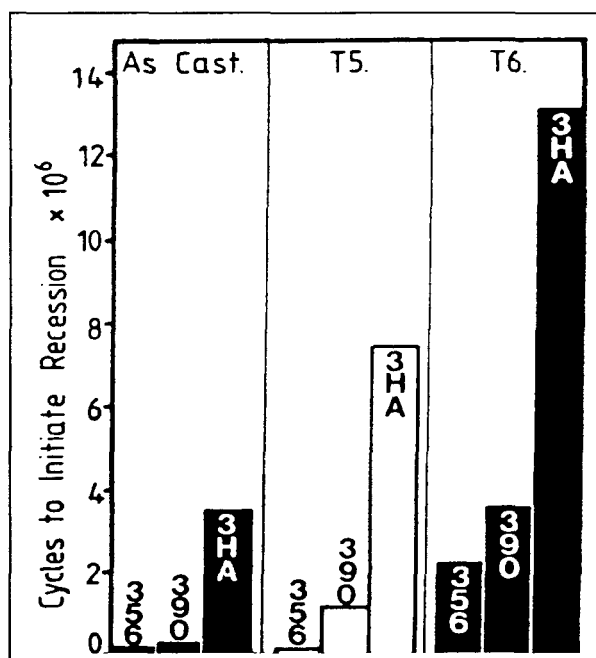


Figure 30 Comparaison des alliages 356, 390 et 3HA⁴⁸.

Nous pouvons observer dans la figure ci-dessus la supériorité du nouvel alliage 3HA quant au nombre de cycles pour initier une faille en fatigue dans des conditions possibles d'utilisation (piston). Ces conditions sont 185 °C sans lubrification et une charge de 250 MPa. Il est donc très apparent que sans traitement ou avec traitement thermique (T5-T6), le 3HA est de loin supérieur (de trois à huit fois).

Des tests on également été effectués en comparaison avec l'acier. Dans la figure de la page suivante, on a tracé les résultats d'une étude portant sur une pièce de siège d'entrée d'air en 3HA et une autre de siège d'échappement en acier. On voit clairement qu'en plus d'avoir un fort gain du côté du poids, les propriétés en fatigue sont améliorées.

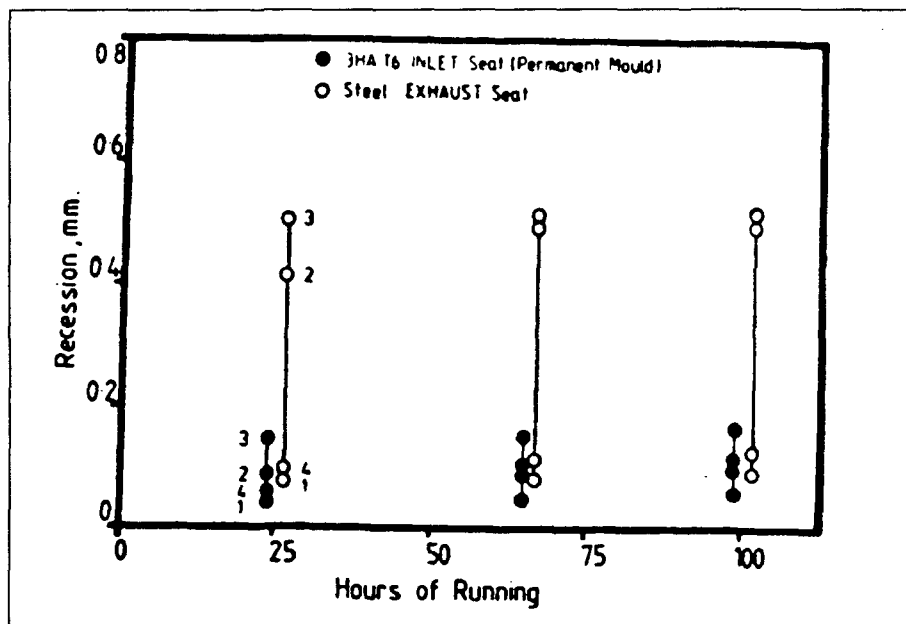


Figure 31 Affaiblissement d'un échappement en acier et d'une valve d'entrée en 3HA durant un test de 100 heures, dans un moteur 4 cylindres utilisant de l'essence au plomb et fonctionnant à 4000 RPM avec le papillon d'entrée ouvert⁴⁸.

2.7.4 Influence du procédé de mise en forme sur la fatigue des aluminiums

Comme l'ajout d'éléments d'alliage, le procédé de mise en forme d'où origine implicitement la structure, les défauts de surface et l'homogénéité des constituants peut influencer le comportement en fatigue de certains alliages. Voici quelques exemples.

2.7.4.1 Analyse du procédé de transformation semi-solide sur la fatigue de l'alliage 319

D'après Bergsma et Kassner⁴⁹, l'alliage DF53, obtenu de la modification du 319 et produit par la transformation thermique semi-solide donne des résultats intéressants en fatigue. (Voir le tableau à la page 67)

Nous pouvons voir dans la figure qui suit que le fait de modifier un peu la composition chimique, mais surtout le procédé de transformation, augmente d'approximativement 50 % la résistance en fatigue. C'est principalement l'addition de magnésium et particulièrement la réduction de la porosité qui sont responsables de cette amélioration.

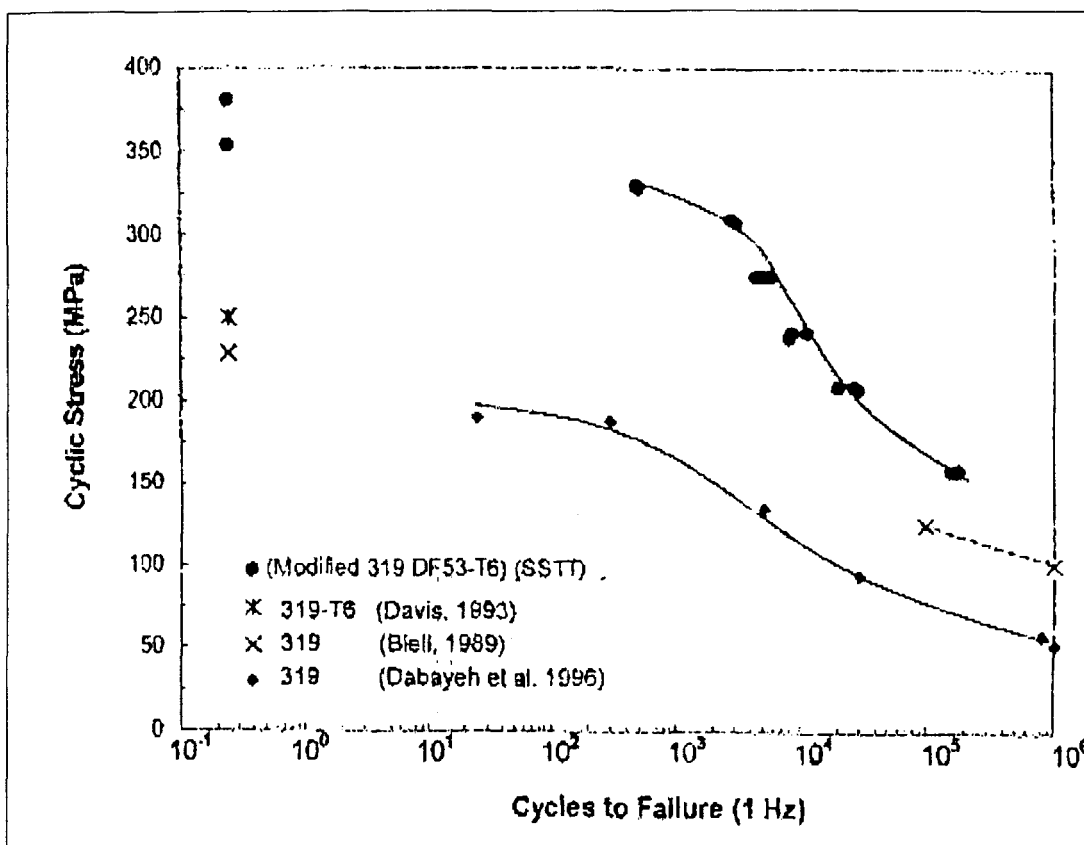


Figure 32 Comportement d'un alliage modifié 319 DF53-T6 formé (SSTT) semi-solide comparé avec un alliage 319 conventionnel (F)⁴⁹.

Tableau 8 Intervalle de composition chimique des lingots utilisés dans cette étude (en pourcentage poids)⁴⁹.

Élément	Si	Fe	Cu	Mg	Ti	Ga	Sr
Composition du lingot							
DF53	5,61	0,12	2,72	0,30	0,112	0,02	0,009
(319 modifié)	à	à	à	à	à	à	à
(SSTT)	5,86	0,15	2,79	0,34	0,127	0,03	0,025
319 (Davis, 1993)	6,0	< 1,00	3,5	< 0,10	-	-	-
Composition de la pièce							
DF53 (319 modifié)	6,65	0,17	3,19	0,36	0,12	0,02	0,025

2.7.4.2 Réponse en fatigue de l'alliage A390 obtenu par atomisation

D'après Srivatsan *et al.*⁵⁰, la réponse en fatigue d'un alliage Al-Si déposé par atomisation est meilleure qu'un alliage produit traditionnellement. Afin de prouver ses dires, il a utilisé un alliage d'aluminium A390. Cet alliage diffère du A380.1 principalement par son taux de silicium élevé (17 %). Ce taux élevé de silicium confère à l'alliage (hypereutectique) un haut degré de fluidité et diminue le retrait thermique, mais en contrepartie il rend son usinage plus difficile.

La technique utilisée pour réaliser un tel alliage se divise en deux (2) étapes simples. Premièrement, il y a déposition de fines gouttelettes à l'aide d'un courant atomisé de métal fondu mélangé avec un gaz inerte. Puis déposition à nouveau à l'aide de gouttelettes d'un

mélange solide et semi-solide sur le substrat. Les gouttelettes ne contiennent pas de ségrégation, contiennent peu d'oxygène et démontrent une bonne qualité de travail à haute température. En ce qui concerne le A390 « normal » il a été obtenu par un procédé simple de moulage au sable. Les tests en fatigue ont été réalisés selon les spécifications de ASTM E 8-93. Les échantillons ont été polis à la toile d'émeri après l'usinage afin d'avoir une surface exempte de tous défauts pouvant influencer les résultats. Dans les figures suivantes, on voit facilement les différences au niveau des microstructures.

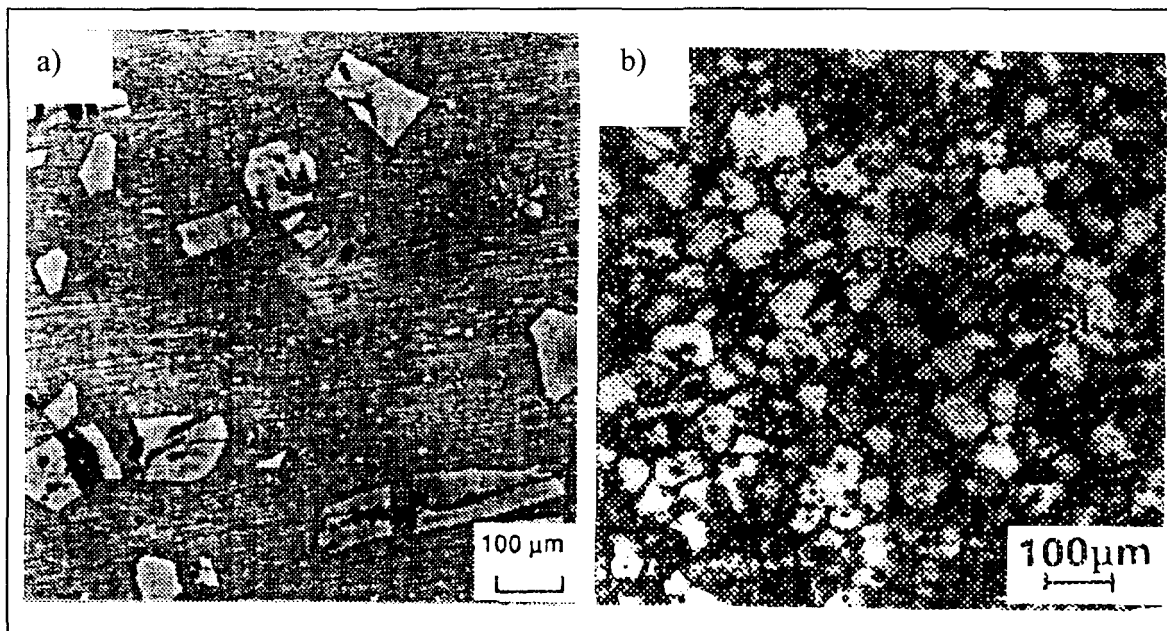


Figure 33 Micrographies optiques montrant une microstructure d'un alliage: a) moulée au sable; b) obtenue par atomisation⁵⁰.

Dans la figure de gauche, celle du A390 traditionnel, on remarque des particules de silicium de tailles différentes et distribuées aléatoirement. Par contre, dans la figure de droite correspondant à l'alliage obtenu par atomisation, on observe une distribution uniforme des grains en plus de posséder une taille semblable. Ces observations ont

également été faites par d'autres chercheurs⁵¹. On attribue ce comportement à deux (2) principaux mécanismes: fragmentation des bras dendritiques et croissance progressive des grains (coalescence éventuelle des fragments de dendrites durant le refroidissement).

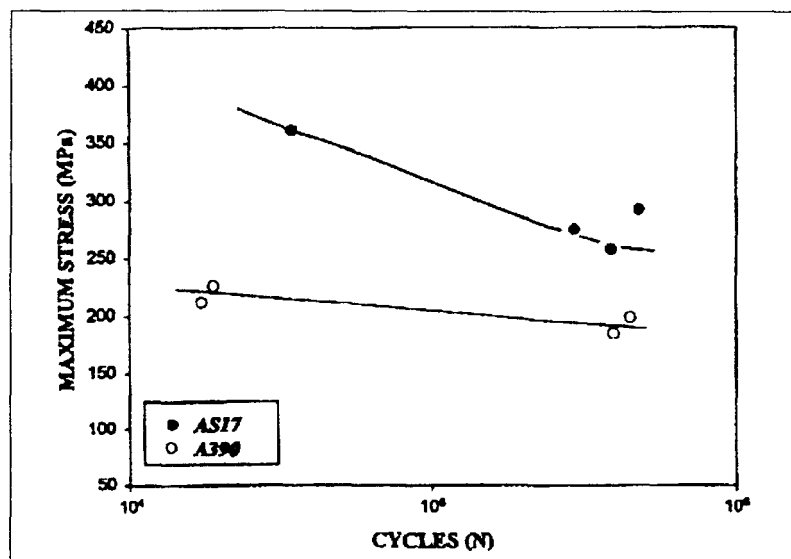


Figure 34 Comparaison de la variation de la contrainte maximale (σ_{max}) avec la vie en fatigue (N_f) d'un alliage, pour un procédé de dépôt par atomisation (AS17) et un procédé de moulage au sable (A390)⁵⁰.

Dans la figure ci-dessus, nous distinguons facilement la nette domination pour l'alliage atomisé (AS17). Le stress maximum est presque le double (210 vs 380 MPa) pour un petit nombre de cycles et une amélioration d'environ 50 % (185 vs 260 MPa) pour un nombre de cycles plus élevé.

En résumé, le procédé par atomisation donne des caractéristiques beaucoup plus intéressantes au niveau de la microstructure que le procédé traditionnel de coulée, ce qui se traduit entre autres par une amélioration importante de la résistance en fatigue du matériau.

2.7.5 Influence des défauts de surface et internes sur la fatigue des aluminiums

Les défauts de surface et internes comme par exemple la porosité ont une influence directe sur la résistance en fatigue des alliages d'aluminium. Dans la section qui suit, quelques articles relatifs à ce sujet sont résumés de même qu'il sera question de l'origine de ces défauts et de leur propre impact en fatigue.

2.7.5.1 Contrôle de la porosité et comportement en fatigue de l'alliage d'aluminium de fonderie A356

La porosité est le défaut le plus commun dans le moulage des métaux; il faut donc essayer de réduire son importance pour toujours obtenir des propriétés mécaniques optimales. Selon l'application, la taille et/ou la quantité permise peut varier considérablement. La porosité peut être issue de la présence de gaz, particulièrement l'hydrogène, ou encore du retrait microscopique (microshrinkage) suite à un refroidissement inadéquat affectant l'espace interdendritique (DAS).

Selon Major⁵² les trois (3) principaux facteurs qui influencent directement la vie en fatigue sont: la taille des pores, l'espace interdendritique et évidemment l'ampleur de la contrainte appliquée, la taille des pores étant la cause la plus importante. Il mentionne entre autres (figure 35) qu'avec une contrainte de 85 MPa lorsque la taille des pores passe de 30 μm à 100 μm la vie en fatigue diminue de 7 %. Puis si la taille passe à 250, 500 et 1000 μm cette diminution atteint respectivement 20 %, 38 % et 63 %. À 180 MPa de contrainte, l'effet est encore plus évident. Il démontre également (figure 36) l'effet

combiné de la taille des pores et de l'espace interdendritique sur la durée de vie. La présence de gros pores et un grand espace (DAS) mènent sans surprise à la pire condition.

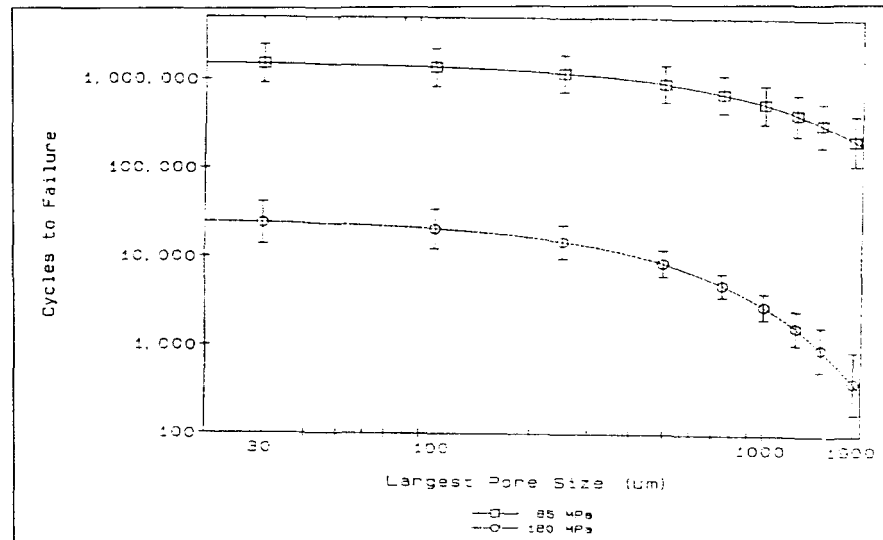


Figure 35 Modèle de prédiction pour la vie en fatigue de deux amplitudes de contrainte en fonction de la taille maximale des pores et pour un espace interdendritique constant. Intervalle de confiance de 95 %⁵².

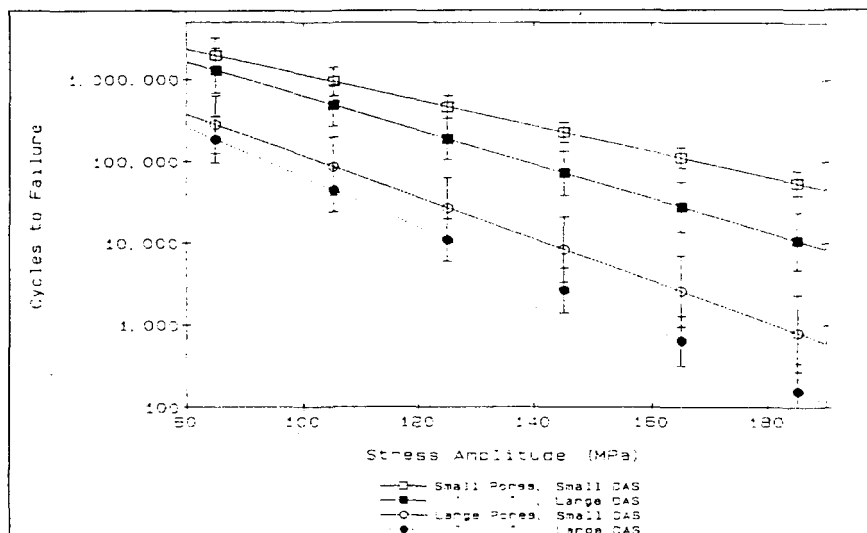


Figure 36 Modèle de prédiction pour la vie en fatigue en fonction de l'amplitude de contrainte pour quatre combinaisons d'espace interdendritique et de taille des pores. Intervalle de confiance de 95 %⁵².

2.7.5.2 Résistance en fatigue des alliages d'aluminium selon le degré de porosité

Pour cette présente section, il sera question d'une étude réalisée par Sonsino et Ziese⁵³ portant sur l'influence de la porosité en fatigue. Les alliages utilisés sont le Al-7Si-0,6Mg vieilli et le Al-11Si-Mg-Sr non vieilli. Les échantillons utilisés contiennent 0,4 % et 8 % de porosité en accord avec la norme E 155 et ils ont été soumis à une charge alternée ($R = -1$) et impulsive ($R = 0$). Ce taux de porosité est obtenu avec le gaz NH_4Cl injecté directement dans le mélange fondu. Les images ci-après nous montrent ce phénomène.

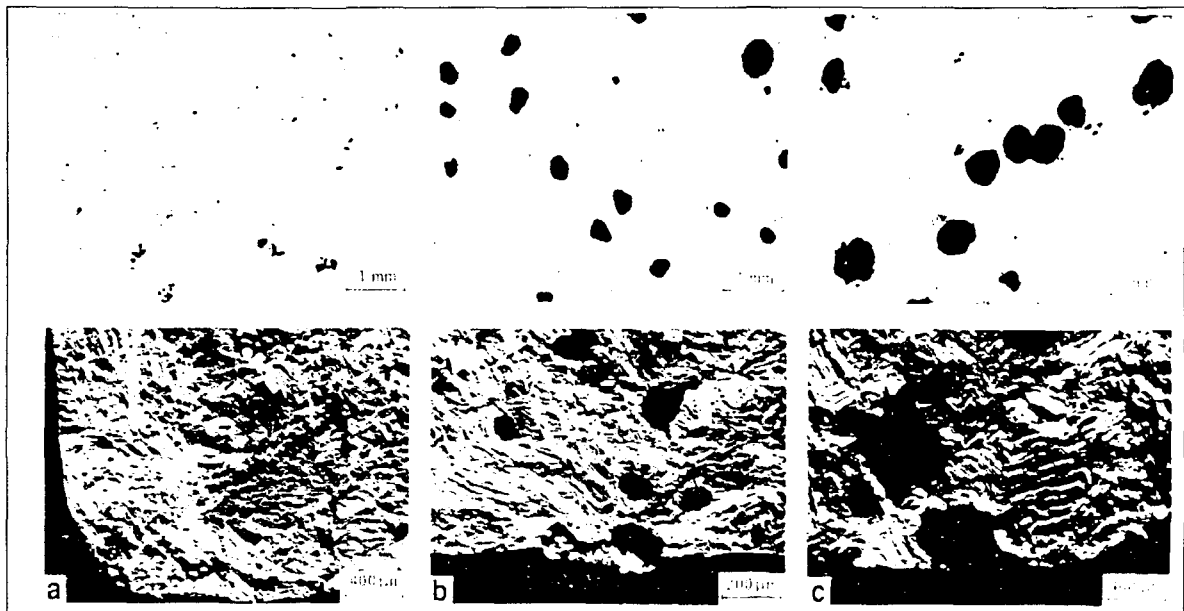


Figure 37 Distribution des pores (G-Al-Si-0.6Mg wa): (a) porosité $P = 0$, masse volumique $\rho = 2,67 \text{ g/cm}^3$; (b) $P = 4$, $\rho = 2,57 \text{ g/cm}^3$; (c) $P = 8$, $\rho = 2,44 \text{ g/cm}^3$ ⁵³.

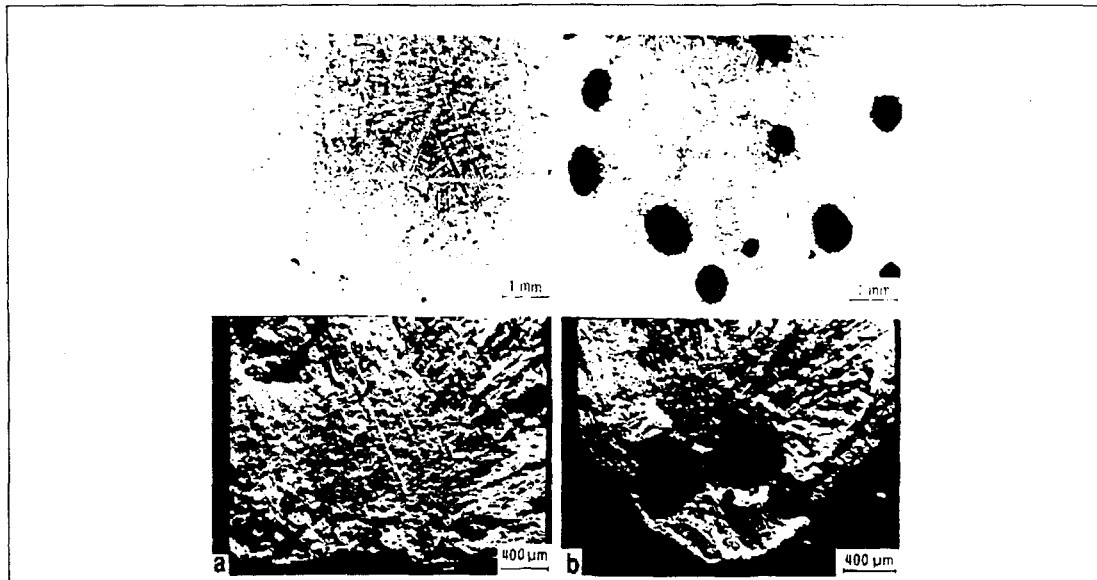


Figure 38 Distribution des pores (G-Al-11Si-Mg-Sr): (a) $P = 0$, $\rho = 2,67 \text{ g/cm}^3$; (b) $P = 8$, $\rho = 2,59 \text{ g/cm}^3$.

Il est important de constater qu'en augmentant le taux de porosité, ce n'est pas la densité des pores qui augmente mais bien la taille. On indique 0,6 mm pour 4 % et 1 mm pour 8 %. Du côté des résultats obtenus, on note une diminution de la résistance en fatigue de 11 % lorsque le taux de porosité passe de 0 % à 4 % et une diminution de 17 % lorsque ce taux atteint 8 %. Ces résultats ont été reproduits sur la figure de la page suivante pour les deux (2) rapports de charge (R). Le « R_m » représente la limite ultime alors que le « $R_{0,2}$ » représente la limite élastique à 0,2 % de déformation.

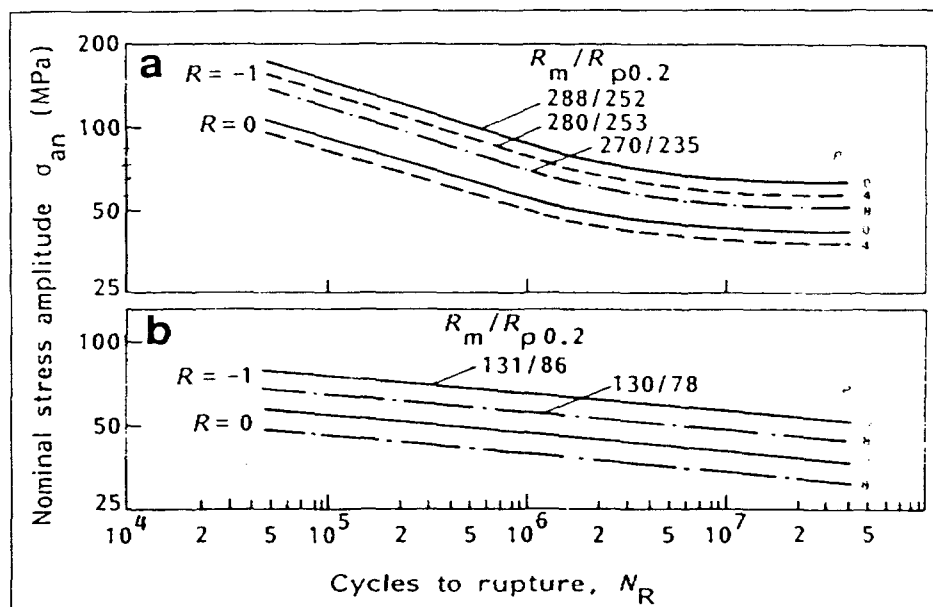


Figure 39 Comparaison des courbes S-N pour: a) G-Al-7Si-0,6 wa, $s = 20$ mm ; b) G-Al-11Si-Mg-Sr, $s = 20$ mm. Mode de chargement : axial, $f = 50$ hz. Échantillon plat: $d = 5$ mm et $K = 1,0^{53}$.

En « a » on note que la résistance est meilleure pour une charge alternée qu'impulsive et que comme précisé ci-dessus, la résistance diminue avec l'accroissement de la porosité. Pour « b » même si seulement deux courbes sont représentées (0 % et 8 %), des observations semblables peuvent être faites.

Toutefois, en regardant l'apparence des courbes on se rend compte que dans le premier cas nous obtenons une forme standard (forme $\approx -\log(x)$), tandis qu'en « b » ce sont des droites. Ce phénomène (b) est attribuable à la très petite différence entre la limite élastique et la limite d'endurance découlant de l'ajout du strontium (conclusion semblable à la section 2.7.3.3). Pour cette raison, cet alliage est souhaitable pour des pièces soumises à une charge près de la limite d'endurance.

2.7.5.3 Évaluation de la vie en fatigue des alliages avec des défauts de coulée

Pour Iveland et Härkegard⁵⁴, les défauts de coulée représentent un gros problème pour les alliages. Ces défauts sont particulièrement nuisibles quand on parle de fatigue des matériaux. Ils peuvent être causés entre autres par la présence de soufflures ou pores (figure 40b), fruit d'une diffusion incomplète de l'hydrogène dans le mélange, ou encore par la présence de retassures.

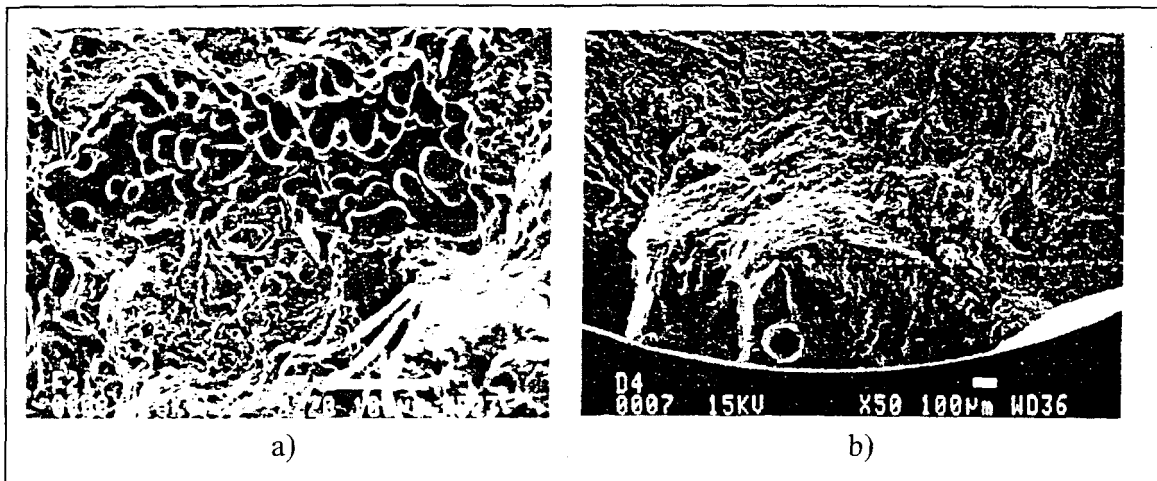


Figure 40 Exemples typiques de retrait (a) et de pores gazeux (b)⁵⁴.

La composition chimique de l'alliage étudié outre l'aluminium est: 7 %Si, 0,33 %Mg, 0,12 %Fe, 0,12 %Ti, 0,023 %Sr. Deux traitements thermiques différents ont été appliqués soit T4 et T6, donnant chacun des grains d'environ 0,2 mm de grosseur (mesurée selon le diamètre moyen).

Pour leur étude, ils ont utilisé des échantillons circulaires standard et de vraies pièces en l'occurrence des jantes de roues à l'aide d'un montage spécial. Dans les figures ci-dessous, on montre dans un premier temps les résultats obtenus pour le traitement T4.

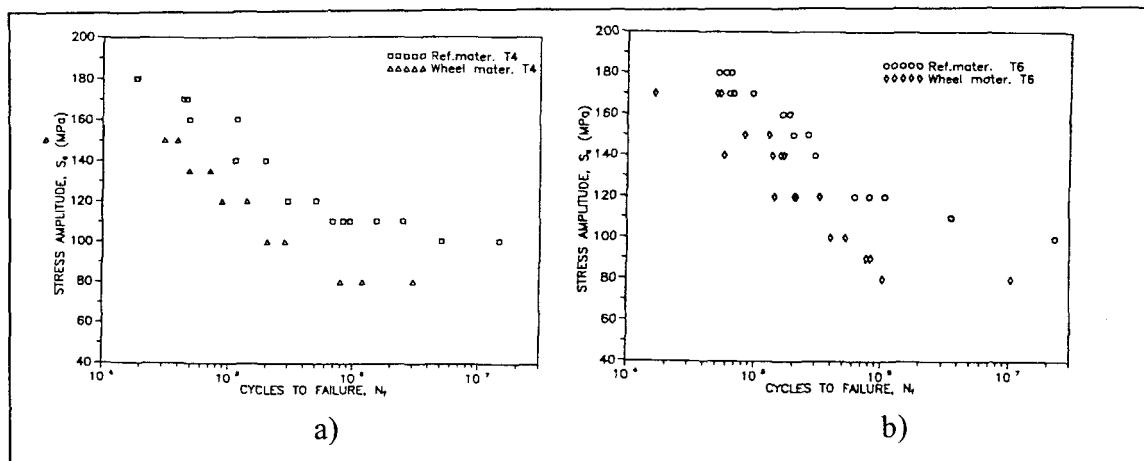


Figure 41 Courbe S-N pour l'alliage AlMg7Si(0,4) T4 (a) et T6 (b)⁵⁴.

Logiquement on voit dans les deux (2) cas que le matériau de référence, obtenu en laboratoire dans des conditions idéales, est supérieur à celui de la roue (coulée de production). Malheureusement, aucune mesure quantitative concernant la porosité n'était disponible pour cet article.

Cette différence est certainement attribuable à un plus grand nombre de pores dans l'alliage de la roue. De plus, en comparant les deux (2) figures, on note de façon générale que le traitement T4 est supérieur au traitement T6. Déplorablement, encore une fois l'absence de données ne nous permet pas de conclure avec certitude si c'est le traitement thermique qui est à l'origine de la différence ou si c'est le taux de porosité ou encore les deux.

2.7.5.4 Effet des défauts de surface sur la fatigue des alliages d'aluminium Al-7Si-Mg

Le besoin de matériaux plus légers, dans le domaine de l'automobile par exemple, nous amène à remplacer l'acier par l'aluminium. L'alliage Al-7Si-Mg est un bon candidat compte tenu de ses propriétés autant physiques que mécaniques. Cependant, le problème avec les aluminiums coulés c'est la présence de nombreux défauts de surface (pores, rugosité, film oxydé, ...). Évidemment, ces défauts peuvent se traduire par un problème de résistance en fatigue.

L'alliage étudié par Jiang *et al.*⁵⁵ est modifié avec du sodium (Na); les grains sont raffinés par le procédé Tibor et l'alliage est dégazé cinq minutes. Les pièces ont été coulées dans des moules en sable (certaines polies mécaniquement – Ra = 1µm) ainsi que dans des moules en coquille sous pression. Pour avoir une idée de la rugosité (Ra) et de la hauteur maximale, sommet – vallée (Rt), de chaque procédé, voir la figure ci-dessous.

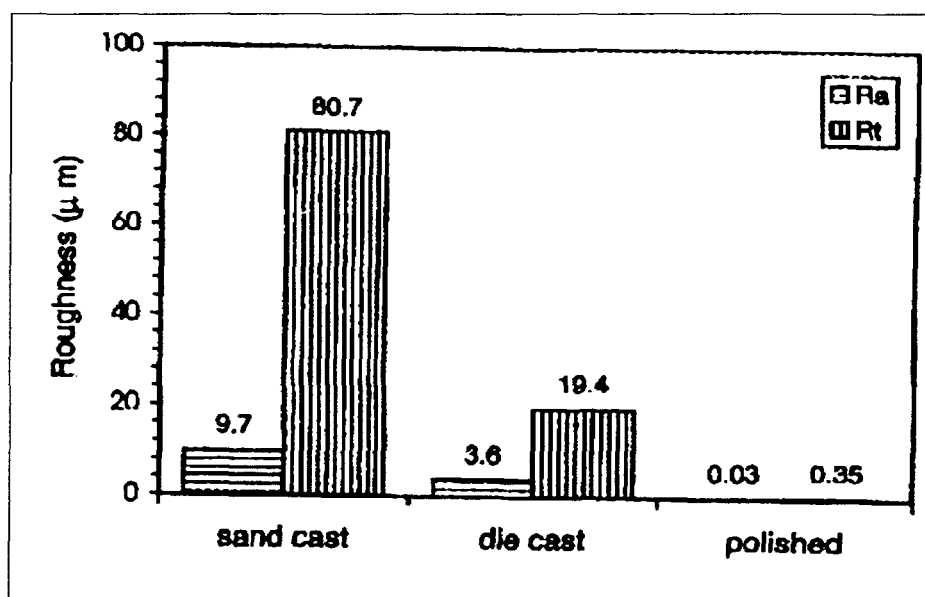


Figure 42 Mesure de rugosité de surface selon différents procédés⁵⁵.

De plus, l'évaluation de la porosité est fournie dans la figure suivante pour trois (3) endroits différents : A) bout du remplissage, B) milieu, C) bout éloigné et ce pour le moulage au sable et le moulage en coquille sous pression.

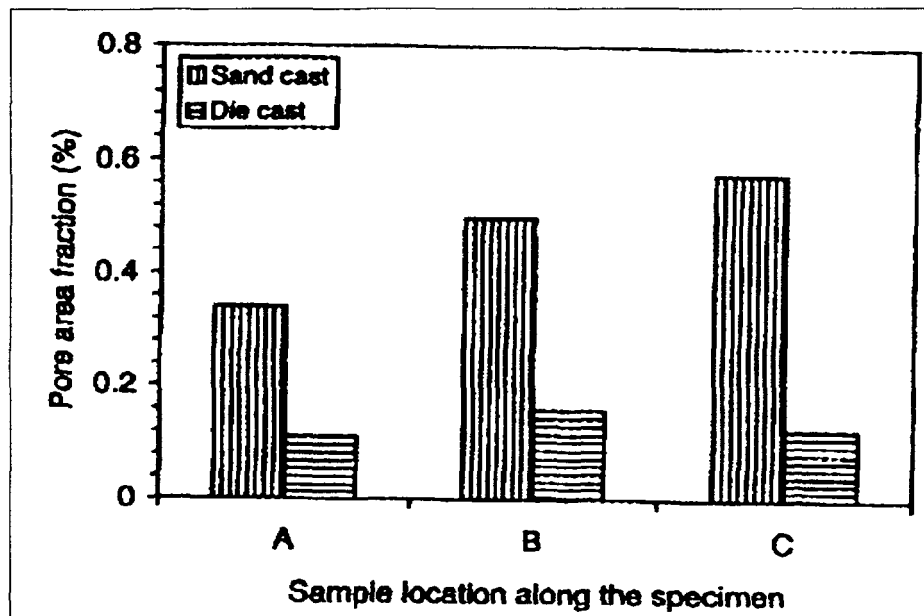


Figure 43 Mesure de la porosité selon différents procédés⁵⁵.

Finalement un traitement thermique à 520 °C pendant 8 heures, suivi d'une trempe à l'eau chaude et d'un vieillissement à 170 °C pendant 8 heures ont aussi été effectués. De prime abord, même si le moulage au sable et en coquille sous pression donne des états de surface dissemblables, les résultats expérimentaux montrent qu'il y a peu de différence entre les deux au niveau de la fatigue. Toutefois, les échantillons polis mécaniquement possèdent une meilleure résistance en fatigue tel que l'on peut le constater dans la figure de la page suivante.

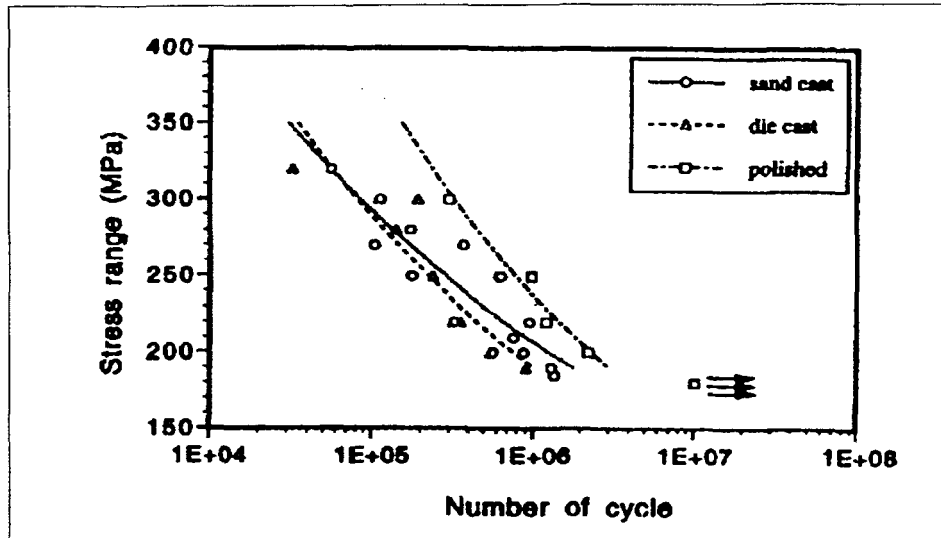


Figure 44 Durée de vie en fatigue selon différents procédés⁵⁵.

Il existe différents types d'initiateur de fissures. L'examen de fractures sur plusieurs pièces obtenues par moulage au sable démontre que dans tous les cas, l'initiation se faisait à partir de creux à la surface comme on peut le voir dans la figure de la page suivante.

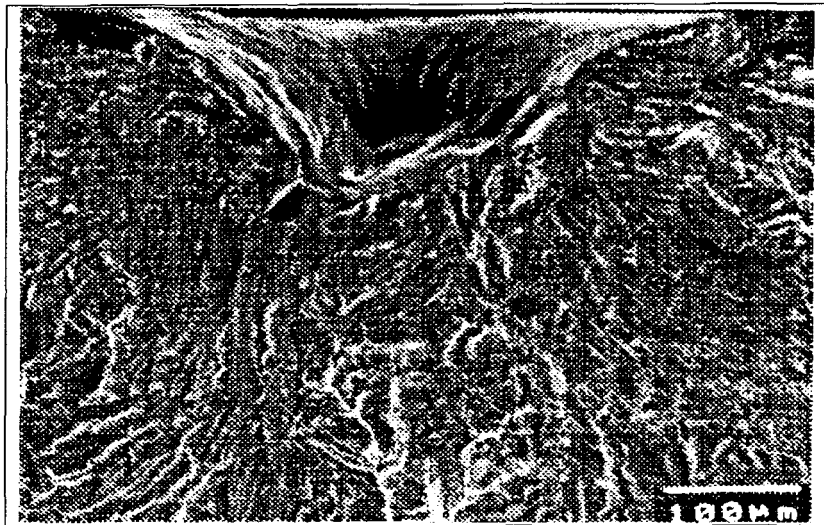


Figure 45 Surface d'une fracture de fatigue d'un spécimen moulé au sable montrant l'initiation d'un creux à la surface⁵⁵.

La largeur et la profondeur de ces creux sont respectivement 200 – 300 μm et 70 - 100 μm . Même si les micropores et les inclusions peuvent être à l'origine de microfissures, celles-ci ne deviendront jamais des fissures principales conduisant à une rupture comme c'est le cas de celles qui originent des creux. Pour les pièces polies, le phénomène est différent. Ce sont des pores qui sont à l'origine de l'initiation de la fissure. Ces pores situés sous la surface mesurent de 100 à 200 μm . Un exemple typique d'un pore initiateur est montré dans la figure ci-dessous.

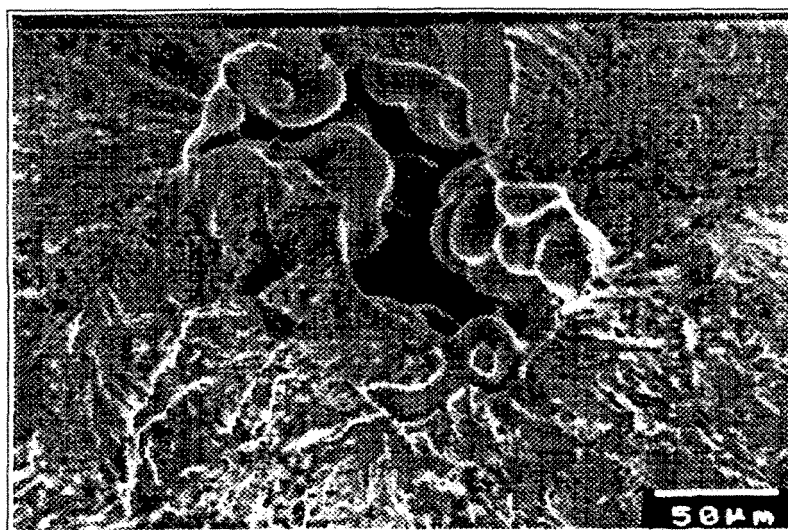


Figure 46 Surface d'une fracture de fatigue d'un spécimen poli montrant l'initiation à partir d'un pore⁵⁵.

Du côté des pièces obtenues par moulage en coquille sous pression, c'est un nouveau phénomène complètement différent des deux premiers qui est à l'origine de la fissuration. C'est un film ou une inclusion d'oxyde, habituellement plié ou enchevêtré, situé à la surface (ou près de) qui est responsable de l'initiation. La figure de la page 81 montre un exemple de ce phénomène; l'oxyde est du $\text{MgO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3$ (spinel).



Figure 47 Exemple typique d'un film d'oxyde observé dans la région de l'initiation de la fissure d'un échantillon moulé sous pression⁵⁵.

Le composé MgO est à la surface, car le magnésium est plus léger que l'aluminium et cherche à monter à la surface à l'état liquide. Donc, en se solidifiant l'oxyde ainsi formé devient propice à l'initiation d'une fissure.

2.7.6 Autre facteur d'influence sur la fatigue des aluminiums

Il reste quelques autres moyens d'influencer le comportement en fatigue de certains alliages. Comme dernier article de ce chapitre, il sera question du rôle en fatigue d'un traitement thermique de vieillissement.

2.7.6.1 Effet du vieillissement sur la croissance de la fissuration en fatigue

Le temps est maintenant venu d'aborder le secteur des alliages de corroyage. Plus spécifiquement ceux de la série 7000 (Al, Zn, Mg, Cu) connus particulièrement pour leur utilisation dans l'industrie aérospatiale et étudiés par Alpay *et al.*⁵⁶. Dans cette section, il sera principalement question de l'alliage 7050. La différence au niveau de sa composition chimique par rapport au 7075 (le plus populaire de cette série) c'est seulement l'ajout de zirconium au lieu du chrome pour affiner les grains et ainsi améliorer la sensibilité à la trempe. Il est à noter également que la quantité de fer et de silicium a été réduite pour augmenter la résistance de la croissance de la fissure en fatigue.

Il a été établi par Lindigkeit *et al.*⁵⁷ que la résistance à la propagation de la fissure pour une microstructure « sous-vieillie » contenant des précipités cisillables était plus élevée que pour une microstructure « survieillie » avec des particules non cisillables. Dans notre cas, il sera question de quatre (4) traitements thermiques différents: traitement de mise en solution (solution treated – ST), sous-vieillissement (underaged – UA), survieillissement (overaged – OA) et vieillissement double (double aged – T73651). Le tableau suivant résume bien la situation.

Tableau 9 Traitements thermiques appliqués à des échantillons pour la croissance de la fissure en fatigue⁵⁷.

Désignation	Condition	Traitement thermique
ST	Mise en solution	480 °C, 20 min
UA	Sous-vieillissement	ST + 121 °C, 30 h
OA	Survieillissement	ST + 160 °C, 16 h
T73651	Vieillissement double	ST* + 121 °C, 24 h + 163 °C, 24 h
ST* = 480 °C, 20 min, trempé et étiré 1,5% (W51)		

De plus, les échantillons sont conformes à la norme ASTM E 647 et les tests ont été effectués dans deux directions soit: la direction offrant une forte résistance (L-S) à la croissance de la fissure et la direction offrant une faible résistance (S-L) à la croissance de la fissure. Les résultats de l'expérimentation ont été tracés dans les figures ci-dessous.

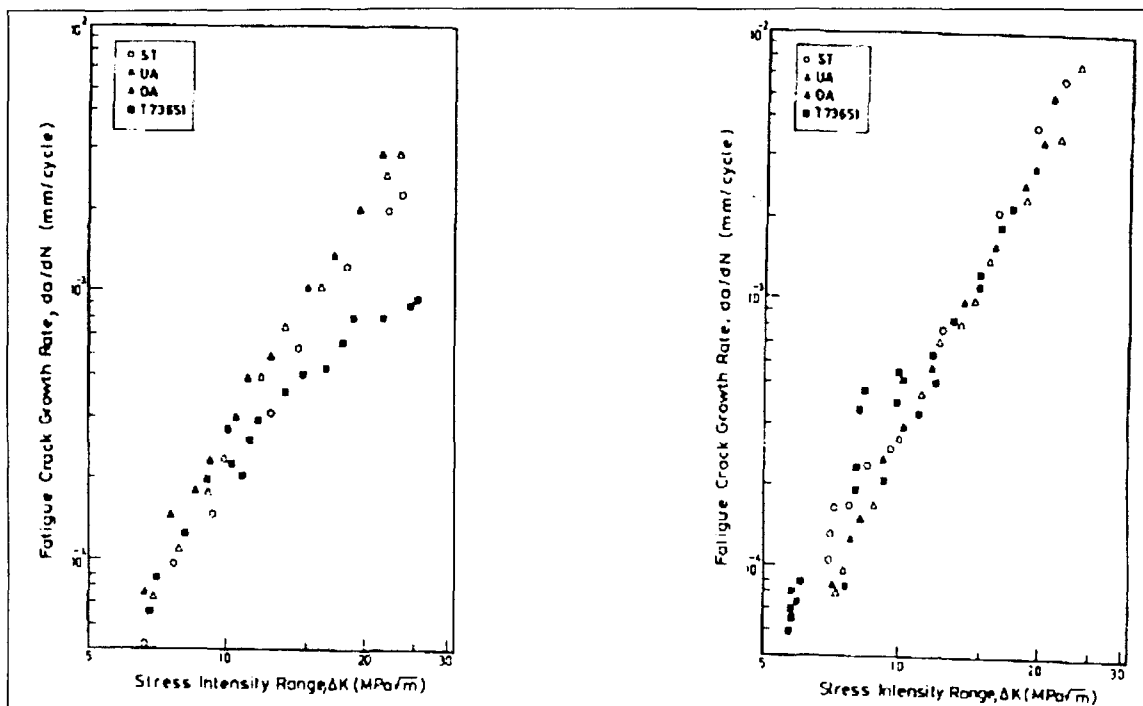


Figure 48 Effet de la condition du vieillissement sur le taux de croissance de la fissure en fatigue dans la direction offrant une forte résistance (a) et dans la direction offrant une faible résistance (b)⁵⁷.

De toute évidence tel qu'illustré sur la première figure, le meilleur traitement à appliquer est celui du double vieillissement. La différence entre le T73651 et les trois (3) autres traitements est d'environ $1,4 \mu\text{m}/\text{cycle}$ c'est-à-dire un écart approximatif de 50 %. Pour ces trois autres traitements, on parle d'une différence de $10^{-3} \mu\text{m}/\text{cycle}$ entre eux, ce qui est minime.

Également en comparant les pentes des droites moyennes, on voit clairement que plus on augmente les conditions de chargement, plus le taux de croissance diminue (~ 60 %) pour le T73651 contrairement aux trois (3) autres traitements. Toutefois, les mêmes conclusions ne peuvent être tirées de la figure de droite.

Donc, en général le traitement thermique T73651 (vieillessement double) donne de meilleurs résultats que les autres. Mais lesdits traitements appliqués n'ont pas d'effet différent notable, que ce soit dans une direction comme dans une autre.

CHAPITRE 3

EFFET DES TRAITEMENTS THERMIQUES T6 ET T7 SUR LES PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES EN TRACTION ET EN FATIGUE

CHAPITRE 3

EFFET DES TRAITEMENTS THERMIQUES T6 ET T7 SUR LES PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES EN TRACTION ET EN FATIGUE

3.1 MATÉRIAU ET PRÉPARATION DES ÉCHANTILLONS

3.1.1 Barreaux de traction

L'alliage d'aluminium utilisé pour cette étude est le A380.1 dont la composition chimique standard est présentée au tableau 10 ci-dessous et les propriétés mécaniques au tableau 11 plus bas. Cet alliage est fourni en lingots de 12,5 kg par Alcan International Limited Guelph Foundry Works, Guelph, Ontario, Canada.

Tableau 10 Composition chimique standard de l'alliage A380.1¹³.

A380.1	Éléments (% poids)							
	Si	Cu	Fe	Mg	Mn	Zn	Ti	Al
	7,5-9,5	3,00-4,00	1,0	0,10	0,50	2,9	0,35	Bal.

Tableau 11 Propriétés mécaniques normales de l'alliage A380.1⁸.

Température (°C)	Limite élastique - σ_y (MPa)	Limite ultime - σ_u (MPa)	Allongement (%)
24	165	330	3

Procédé à la base de toute opération mettant en jeu l'aluminium, la coulée est faite sous certaines conditions. Même si le point de fusion de l'alliage A380.1 est de ± 610 °C, afin d'obtenir une excellente coulabilité, on le chauffe jusqu'à une température de ± 720 °C. Ces températures sont vérifiées en insérant un thermocouple enduit d'une protection directement dans le mélange fondu contenu dans le creuset en carbure de silicium.

Pour la première coulée, 27 kilogrammes d'alliage A380.1 ont été utilisés. La signification des séries DCM0, DCM3, DCM5 est respectivement « Die Casting Magnésium » à 0 %, 0,30 % et 0,50 % de magnésium rajouté à l'alliage d'aluminium de base A380.1. Conséquemment, les échantillons finals auront environ 0,1 %, 0,4 % et 0,6 % à cause du 0,1 % de magnésium contenu dans l'alliage de base.

3.1.2 Moule des échantillons de traction

Le moule utilisé est un moule permanent en fonte (voir la figure de la page suivante) ou moule sous pression gravitationnelle. Son intérieur est poli et recouvert d'un enduit spécial de type « Stahl coat » de façon à protéger le moule pour les futures utilisations de même que pour faciliter le démoulage. Sur ce moule, on peut apercevoir le bassin de coulée au centre, les chemins et le biscuit au bas complètement. Puisqu'il est symétrique, deux (2) pièces sont moulées à la fois.

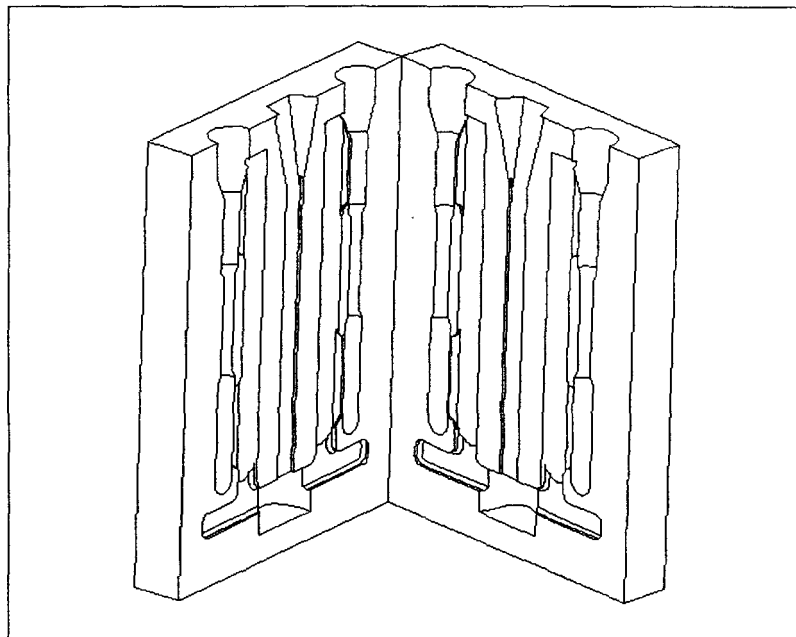
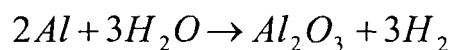


Figure 49 Moule permanent « STAHL ».

3.1.3 Aluminium A380.1 après coulée - série DCM0

Le procédé de la coulée se fait après que le métal ait atteint 720 °C; il est alors nécessaire d'éliminer l'hydrogène présent dans la solution et pouvant causer de la porosité une fois la solidification terminée. Cet hydrogène vient principalement de la présence de l'humidité dans l'air et réagit avec la solution selon la réaction suivante :



Fait à remarquer, pour diminuer la contamination de la solution par l'humidité, tous les instruments et les lingots sont placés près du four, c'est-à-dire dans un environnement chaud et sec. On dégaze donc le mélange en y injectant de l'argon à 5 psi pendant environ vingt (20) minutes à l'aide d'un diffuseur en rotation à environ 120 RPM directement

introduit dans le métal en fusion. (Voir figure 50) L'argon est utilisé puisque c'est un gaz inerte (sans réaction). De par ses propriétés physiques et chimiques, il « déplace » l'hydrogène contenu dans la solution et il est également moins soluble dans l'aluminium. Selon Neff⁵⁸ il s'agit de la méthode optimale pour enlever les gaz dans un métal liquide.

Outre l'enlèvement de l'hydrogène, cette procédure permet d'enlever d'autres impuretés qui remontent à la surface et forment ainsi l'écume. Cette écume est retirée à l'aide d'une louche trouée. Par la suite, on verse l'aluminium fondu dans le moule « STAHL » préchauffé à 450 °C. Puis, une attente d'environ trois (3) minutes est nécessaire afin de laisser au moule le temps de solidifier.

Ce qui nous permet de savoir que la solidification est complètement terminée c'est que la température du moule donnée par un thermocouple inséré dans ce moule, a atteint un plafond et recommencée à descendre.

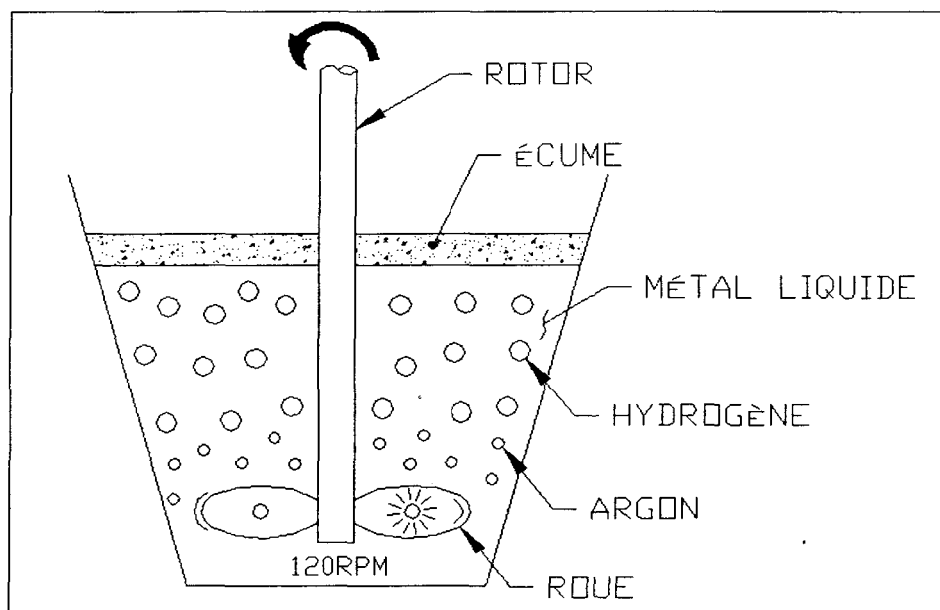


Figure 50 Schéma de dégazage de l'aluminium en fusion dans le creuset.

Comme il s'agit d'un moule permanent en métal et recouvert d'une protection, nous avons seulement besoin d'ouvrir le moule en deux pour délivrer la pièce. La pièce obtenue pèse environ 1,5 kilogramme.

3.1.4 Aluminium A380.1 allié au magnésium (0,30 % et 0,50 %) - séries DCM3 et DCM5

Avant de procéder à la coulée, lorsque l'aluminium pur en fusion a atteint 720 °C, nous devons ajouter le magnésium. Le magnésium, dont le point de fusion est de 649 °C, est introduit dans l'alliage fondu avec une cloche de graphite au fond du mélange. (Voir figure ci-dessous)

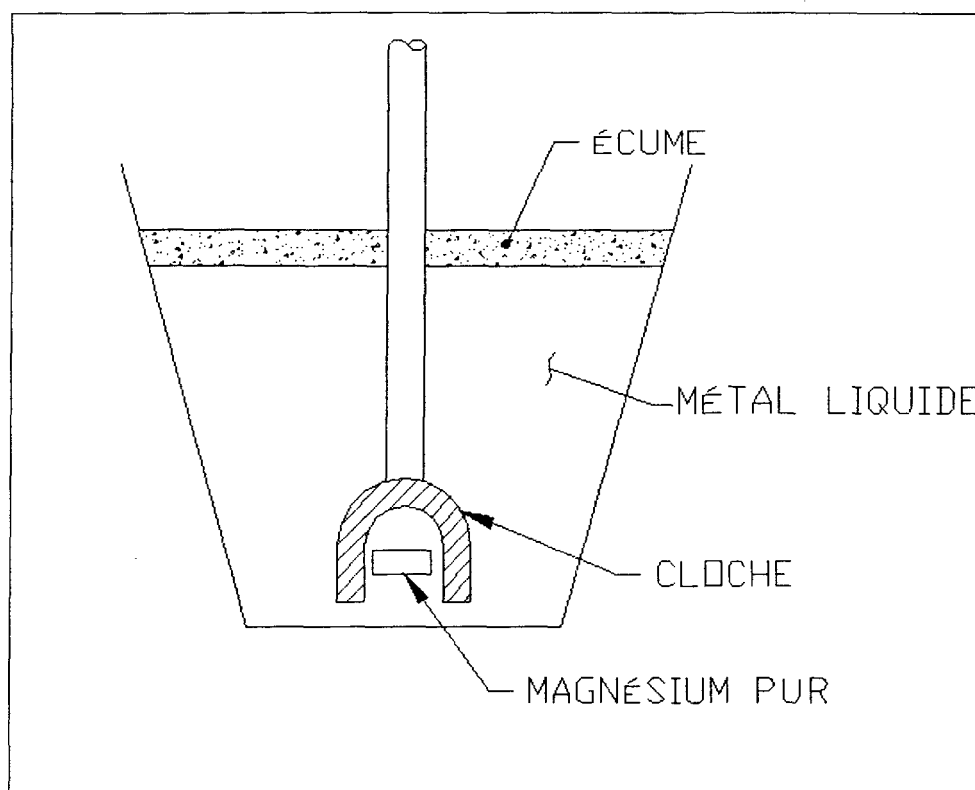


Figure 51 Technique d'insertion du magnésium dans le bain d'aluminium.

Cette technique est essentielle pour permettre un mélange homogène, car la densité du magnésium ($1,74 \text{ g/cm}^3$) est inférieure à celle de l'aluminium ($2,70 \text{ g/cm}^3$). Sinon le magnésium flotterait à la surface. Le magnésium ainsi ajouté permet la formation entre autres des phases simples comme le Mg_2Si ou le CuAl_2 et plus complexes comme le $\text{Al}_5\text{Mg}_8\text{Cu}_2\text{Si}_6$. Ensuite, la procédure de dégazage est effectuée à nouveau pour finalement terminer par la coulée dans le moule. Même s'il y a maintenant plus de magnésium dans l'alliage, le démoulage s'effectue de la même façon, c'est-à-dire en ouvrant le moule en deux. Le magnésium n'affecte donc en rien l'adhésion de l'alliage aux parois du moule.

Par la suite, deux (2) échantillons de chaque série ont été envoyés au laboratoire du centre de recherche « General Motors (GM) Powertrain Group » au Michigan pour l'analyse chimique de chacun des alliages. Ils procèdent par une analyse spectroscopique. Leur rapport final confirme que l'échantillon DCM0 contient 0,07 %, le DCM3 0,4 % et le DCM5 0,55 % de magnésium.

Pour obtenir nos échantillons réels, il faut les séparer minutieusement des parties complémentaires (cheminées, chemin de coulée, *etc...*) laissées par le moule. Pour ce faire, une scie à ruban est utilisée. La figure 52 illustre schématiquement la pièce obtenue à partir du moule. Cette même figure montre aussi les dimensions critiques de la pièce à respecter lors des essais.

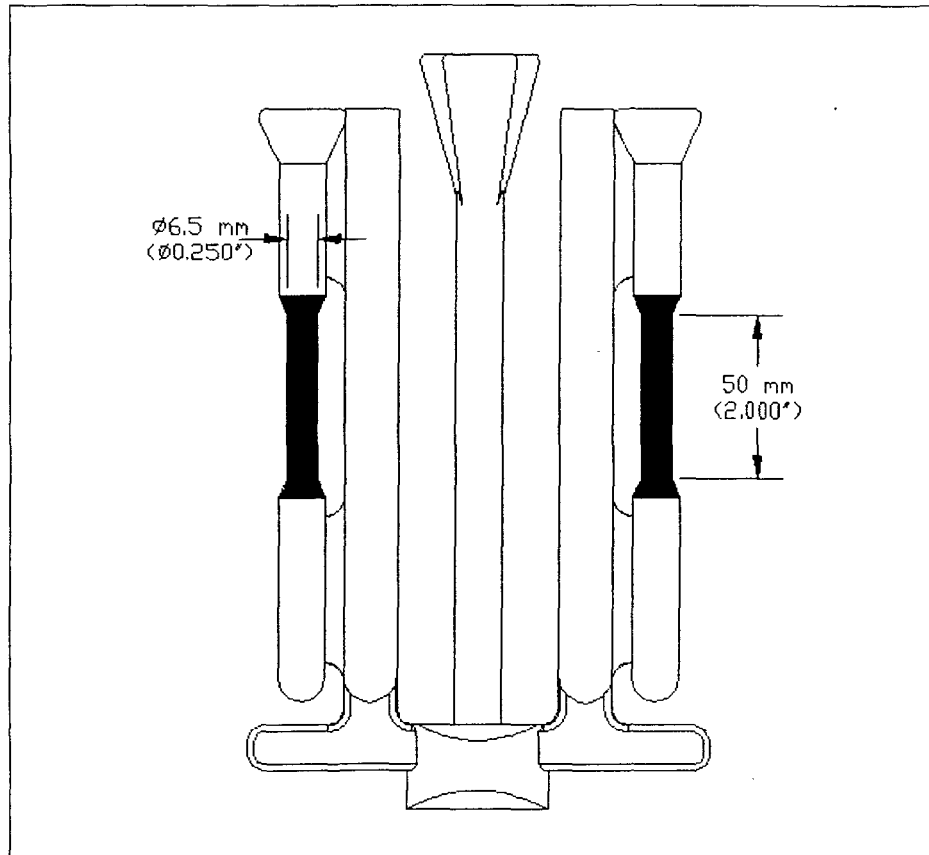


Figure 52 Échantillon de traction dans la pièce moulée.

3.1.5 Éprouvette de fatigue

Les quelques cent cinquante échantillons de fatigue utilisés pour la cueillette d'informations expérimentales proviennent du laboratoire « Gibb low die casting laboratory » du Kentucky, Illinois, États-Unis. Ils ont été obtenus par un procédé de moulage sous pression conventionnel. Ils ont été fabriqués en 1992 et conservés à la température ambiante pour leur permettre de vieillir naturellement.

3.2 TRAITEMENT THERMIQUE (TRACTION ET FATIGUE)

Comme on le sait, pour améliorer certaines propriétés des pièces coulées, il est très courant de leur faire subir des traitements thermiques qui se veulent un moyen relativement simple. L'optimisation des paramètres, en l'occurrence la température, la durée et le milieu de trempage est donc impérative pour la réussite d'un tel traitement pour un alliage particulier. Les trois (3) séries d'échantillons (DCM0, DCM3 et DCM5) de traction de même que ceux de fatigue seront soumises à un traitement de type T6 et T7. Le traitement thermique T6 qui est de loin le plus utilisé pour les alliages de fonderie en aluminium, est un compromis idéal entre la résistance mécanique et la ductilité du matériau. Par définition⁸⁻⁵⁹ un traitement T6 consiste à:

Traitement thermique de mise en solution et vieillissement artificiel :
Appliquer aux produits non travaillés à froid ou non écrouis après mise en solution pour lesquels les propriétés mécaniques, la stabilité dimensionnelle, ou les deux, ont été substantiellement améliorés par un traitement thermique de précipitation.

En contrepartie, un traitement thermique T7⁸⁻⁵⁹ consiste à:

T7 Traitement de mise en solution et stabilisation : Cette désignation s'emploie pour les produits qui sont stabilisés après le traitement thermique de mise en solution, afin de dépasser l'optimum de résistance pour contrôler une caractéristique particulière.

Dans le cas ici présent, ce traitement consiste dans un premier temps à faire la mise en solution à 495 °C. Le choix de cette température est basé sur celle utilisée pour un

alliage de 319 selon le Alloy Digest⁶⁰. Le 319 se distingue du 380 seulement par son taux de silicium; il en contient environ 6 % au lieu de 9 %. Les traitements thermiques de mise en solution et de vieillissement sur les échantillons de cette étude ont été effectués dans un four à air forcé CFD-147 fabriqué par BLUE M ELECTRIQUE dont la circulation de l'air est assurée par un ventilateur. Selon le fabricant, la variation maximale de température enregistrée à l'intérieur du four est de ± 2 °C. La trempe quant à elle a été faite dans un bassin d'eau à 65 °C pour atténuer l'effet de choc thermique et l'apparition de distorsions.

3.3 RÉSULTATS ET DISCUSSIONS

3.3.1 Essais de traction

3.3.1.1 Barreau type utilisé et traitement des données

Les éprouvettes de traction obtenues du moule ont été testées à l'aide de la presse mécanique « INSTRON » à une vitesse constante de 5 mm/min (0,20 po/min). Ces essais de traction ont été réalisés aux conditions de la pièce sur des échantillons de 50 millimètres (2") de long par 12,5 millimètres (½") de diamètre, tel que représenté dans la figure ci-dessous. Le tout est conforme à la norme ASTM B 557³³.

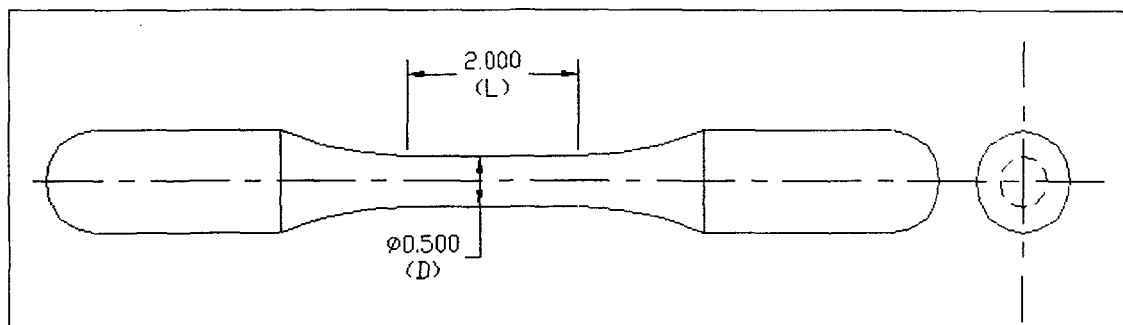


Figure 53 Barreau type utilisé pour les essais de traction.

Les données force/allongement de l'échantillon ont été recueillies par un système d'acquisition de données relié à la presse de même qu'à un extensomètre situé directement sur l'échantillon sollicité. Les données ont été traitées par un logiciel éprouvé qui transforme au fur et à mesure l'allongement en déformation et la force en contrainte (limite élastique et limite ultime). Pour chaque éprouvette, une mesure précise du diamètre à la section critique a été prise et entrée dans le logiciel.

Afin de s'assurer de l'exactitude des résultats fournis par la presse et recueillis par le logiciel, quinze (15) échantillons d'un même alliage d'aluminium B319 (Al-Si-Cu-Mg) après coulée ont été brisés. De cette façon, il a été possible de déterminer la valeur moyenne de la limite élastique et de la limite ultime de même que d'évaluer l'écart type et le coefficient de variation statistique de ces échantillons.

Tableau 12 Propriétés mécaniques de l'alliage 319 sur la presse « Instron ».

Propriétés Statistiques	Limite élastique - σ_y	Limite ultime - σ_u
Moyenne	34164	45157
Écart type	1644	3322
Coefficient de variation (%)	4,8	7,4

Effectivement, ces résultats nous permettent d'affirmer que les données traitées sont fiables puisque les coefficients de variation sont respectivement de 4,8 % et 7,4 % pour la limite élastique et la limite ultime.

3.3.1.2 Résultats typiques

De façon numérique le logiciel détermine la limite élastique, la limite ultime et l'allongement à la rupture, puis il fournit le graphique contrainte/déformation. Il est à noter que le pourcentage de déformation est utilisé ici comme mesure de la ductilité des échantillons. (Voir exemple ci-dessous)

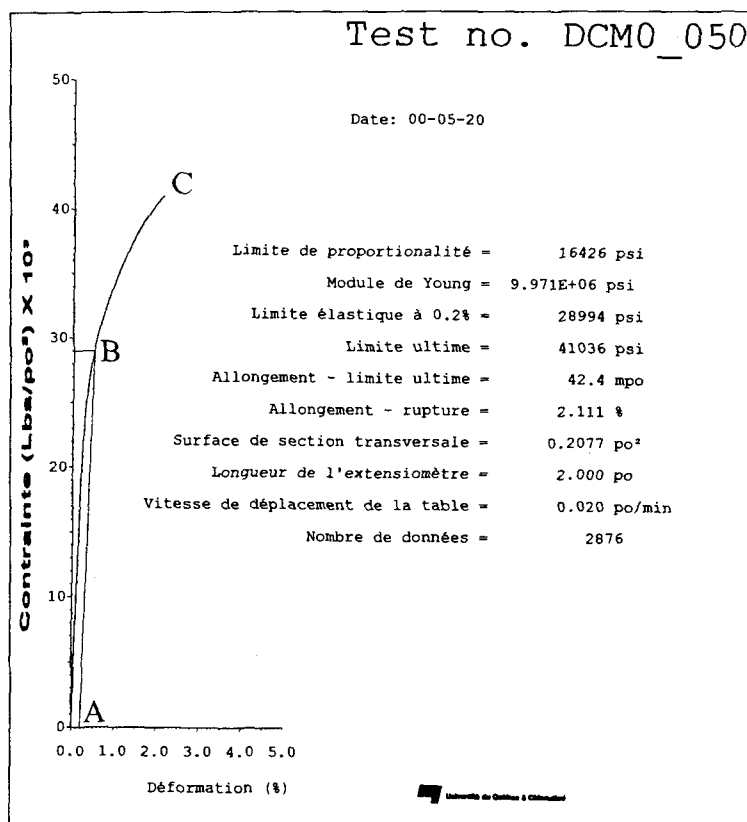


Figure 54 Graphique type obtenu par le logiciel relié à la presse mécanique.

Sur ce graphique, nous retrouvons la contrainte (Lbs/po^2) en l'ordonnée et la déformation (ϵ en %) en abscisse. On voit aussi que dans la partie supérieure droite du graphique, le logiciel nous donne une pléiade de renseignements utiles dont le module de Young (E), la limite élastique (σ_y) et la limite ultime (σ_u). Comme ces données sont exprimées dans le système impérial (livres/pouces), une conversion a été effectuée selon les équivalences suivantes :

$$1 \text{ pouce} = 25,400 \text{ mm}$$

$$1 \text{ lbf} = 4,448 \text{ N}$$

$$1 \text{ lb} = 0,454 \text{ kg}$$

$$1 \text{ psi} = 6894,76 \text{ Pa} = 6,895 \text{ kPa}$$

Il faut souligner que la charge ultime (σ_u) sera nécessaire à l'équation de fatigue présentée dans la section suivante afin de déterminer la charge à appliquer.

3.3.2 Résultats des essais de traction

3.3.2.1 *Après coulée*

Voici maintenant les résultats des échantillons « après coulée » (as cast) pour les trois concentrations de magnésium. En annexe, se trouve le tableau des résultats utilisés pour tracer les graphiques. Les contraintes sont exprimées en MPa, le taux de magnésium en pourcentage de poids et le taux de déformation (élongation) en pourcentage de la longueur initiale (2 pouces ou 50,8 mm).

Il est très apparent sur les courbes après coulée que les deux limites ont à toutes fins pratiques le même comportement. (Voir figure 55) Par conséquent, les alliages ne contenant pas d'ajout de magnésium ont les limites (élastique et ultime) les plus basses, soit 178 MPa et 202 MPa respectivement. D'emblée, les alliages qui contiennent 0,3% de magnésium, pour cet état, fournissent les meilleures caractéristiques mécaniques (205 et 219 MPa). Lorsque ce taux atteint 0,5 %, il y a une légère diminution d'environ 10 % de ces deux propriétés mécaniques. Dès lors, il y a probablement une sursaturation ou une dissolution incomplète de l'élément de magnésium ce qui a pour effet de fragiliser la structure.

Des résultats similaires ont été obtenus par Dunn et Dickert⁶ lors d'une étude portant sur les effets de l'ajout de magnésium et des traitements thermiques sur des alliages de type 380. Selon eux, l'augmentation des résistances est directement reliée à la quantité de magnésium ajoutée, l'élément durcissant. Toutefois lorsque cet ajout dépasse une certaine quantité c'est-à-dire 0,35 %, c'est le phénomène inverse qui se produit. Cela est attribuable à la présence d'intermétalliques provenant de la sursaturation de la matrice en magnésium.

Comme on pouvait s'y attendre, l'ajout de magnésium qui est reconnu pour affecter négativement la ductilité des alliages, diminue le taux de déformation. On constate en examinant la figure 56 que le pourcentage de déformation diminue continuellement passant de 0,951 % à 0,856 % et à 0,664 % tandis que le taux de magnésium lui passe de 0,1 à 0,30 et à 0,50 %.

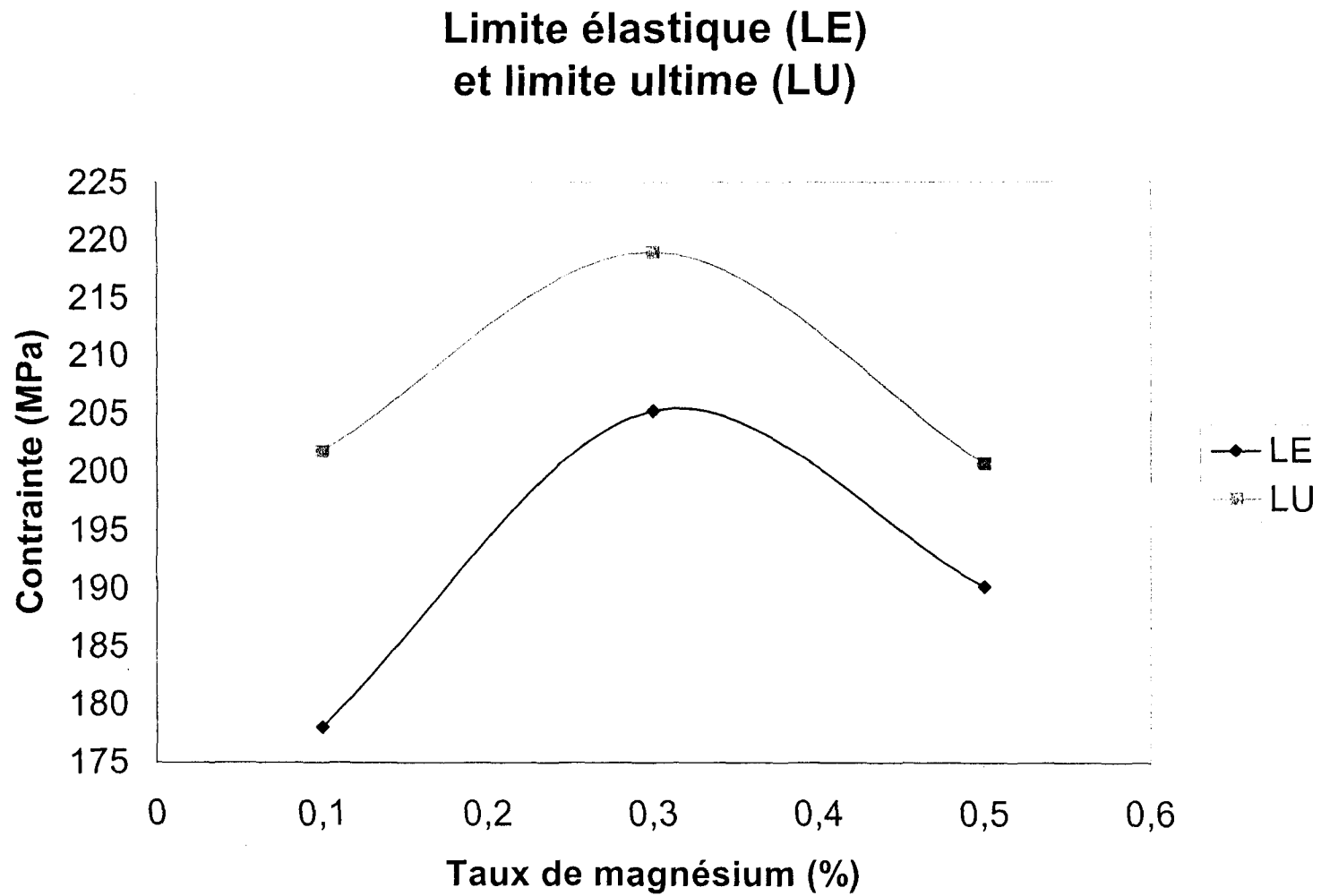


Figure 55 Courbes de la limite élastique et de la limite ultime après coulée.

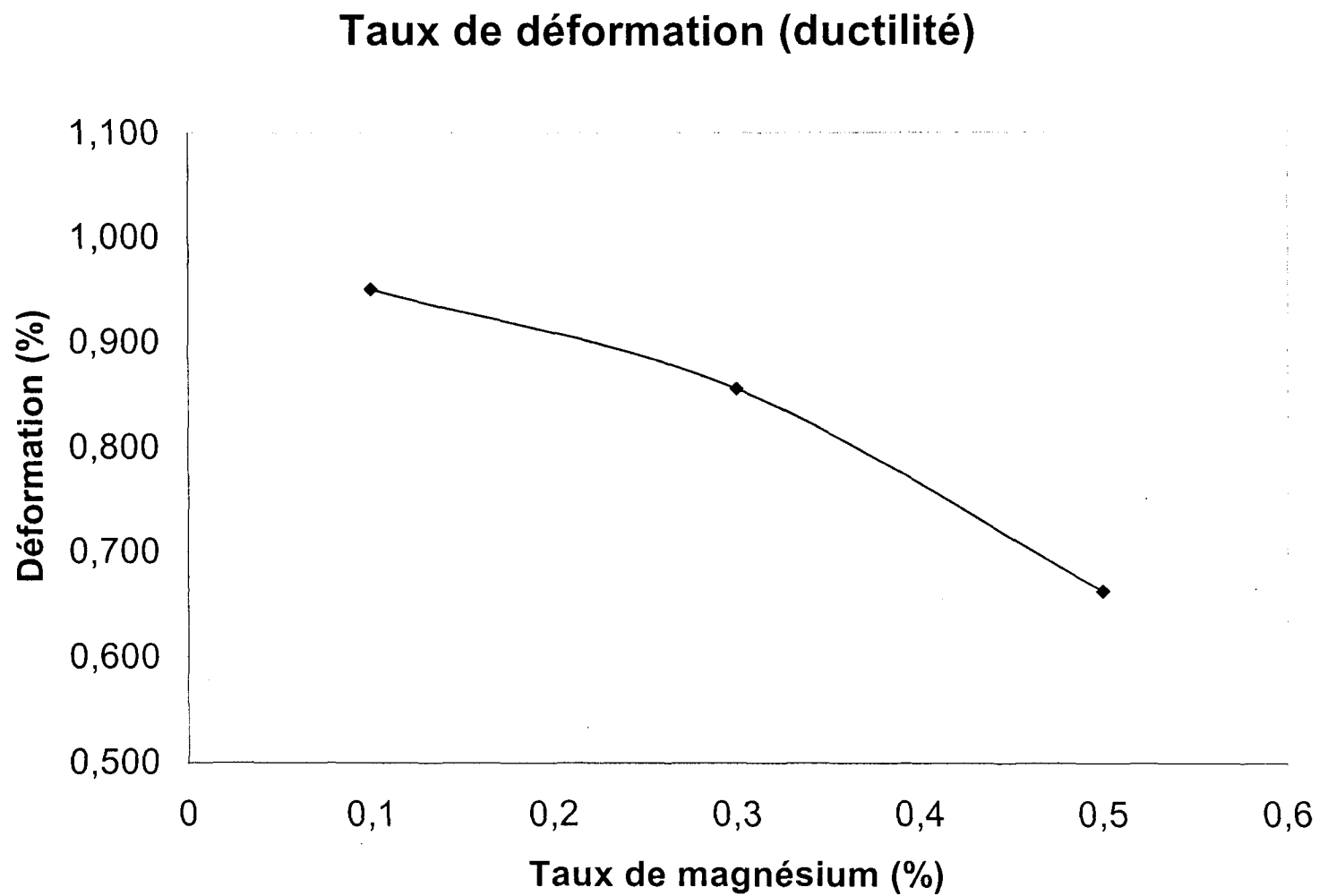


Figure 56 Courbe de la déformation après coulée.

Cette conséquence s'explique par le fait que le magnésium combiné au silicium forme le composé Mg_2Si , un constituant qui augmente la résistance mécanique des alliages. Toutefois, quand il y a augmentation de la résistance mécanique il y a habituellement une diminution de la déformation ou ductilité. C'est donc dire que plus il y a de magnésium, moindre est la déformation. Une fois de plus, messieurs Dunn et Dickert⁶ lors de leurs recherches ont obtenu un résultat semblable. Selon eux, la déformation moyenne diminue de 5 % à 4 % et à 3 % quand le taux de magnésium passe de 0,02 % à 0,36 % et à 0,54 % respectivement.

3.3.2.2 *Vieillessement naturel*

Pour vérifier l'effet du vieillissement artificiel, les résultats obtenus ont été comparés avec les résultats des échantillons vieillis naturellement pendant sept (7) ans. Voici donc en premier lieu les résultats de ces derniers échantillons. Il est évident de constater sur les courbes présentées dans la figure 57, que les deux limites ont un comportement très semblable. Donc, les alliages qui contiennent 0,30 % de magnésium semblent fournir de meilleures caractéristiques mécaniques pour cet état. Dès que ce taux atteint 0,50 %, il y a une légère diminution des propriétés mécaniques. Ce déclin est attribuable au taux de magnésium trop élevé dans l'alliage ce qui entraîne une insuffisance de la solubilité de cet élément. Par contre, dans la majorité des cas on constate que les propriétés se sont quelque peu améliorées si l'on compare à la condition « après coulée » tel que démontré dans la figure 55. C'est particulièrement au niveau de la limite ultime que

cette amélioration est la plus remarquable. L'amélioration a été de 35 MPa, 22 MPa et 25 MPa pour des taux respectifs de 0,1 %, 0,30 % et 0,50 % de magnésium.

C'est le phénomène du vieillissement naturel qui s'est produit et ce dernier a entraîné une précipitation lente de l'élément durcissant. Il sera question un peu plus loin de cette précipitation qui peut être accélérée à l'aide d'un vieillissement artificiel donnant, des résultats tout aussi satisfaisants sinon meilleurs.

Comme il est possible de l'observer dans la figure 58, comparativement à la condition « après coulée » tel qu'établi dans la figure 56, il est apparent que la déformation est meilleure pour le vieillissement naturel. Pour 0,10 % de magnésium elle était de 0,951 % et elle a passé à 1,164 %. Pour 0,30 % elle était de 0,856 % et elle a atteint 0,960 % une fois les échantillons vieillis naturellement. Pour finir, dans le cas de l'alliage contenant 0,50 % de magnésium elle a augmenté, passant de 0,664 % à 0,749 %. À la lumière de cette courbe on voit clairement que pour cet état, l'augmentation du taux de magnésium influence négativement la déformation de l'alliage comme il se doit théoriquement et ce, que ce soit après un vieillissement naturel ou artificiel.

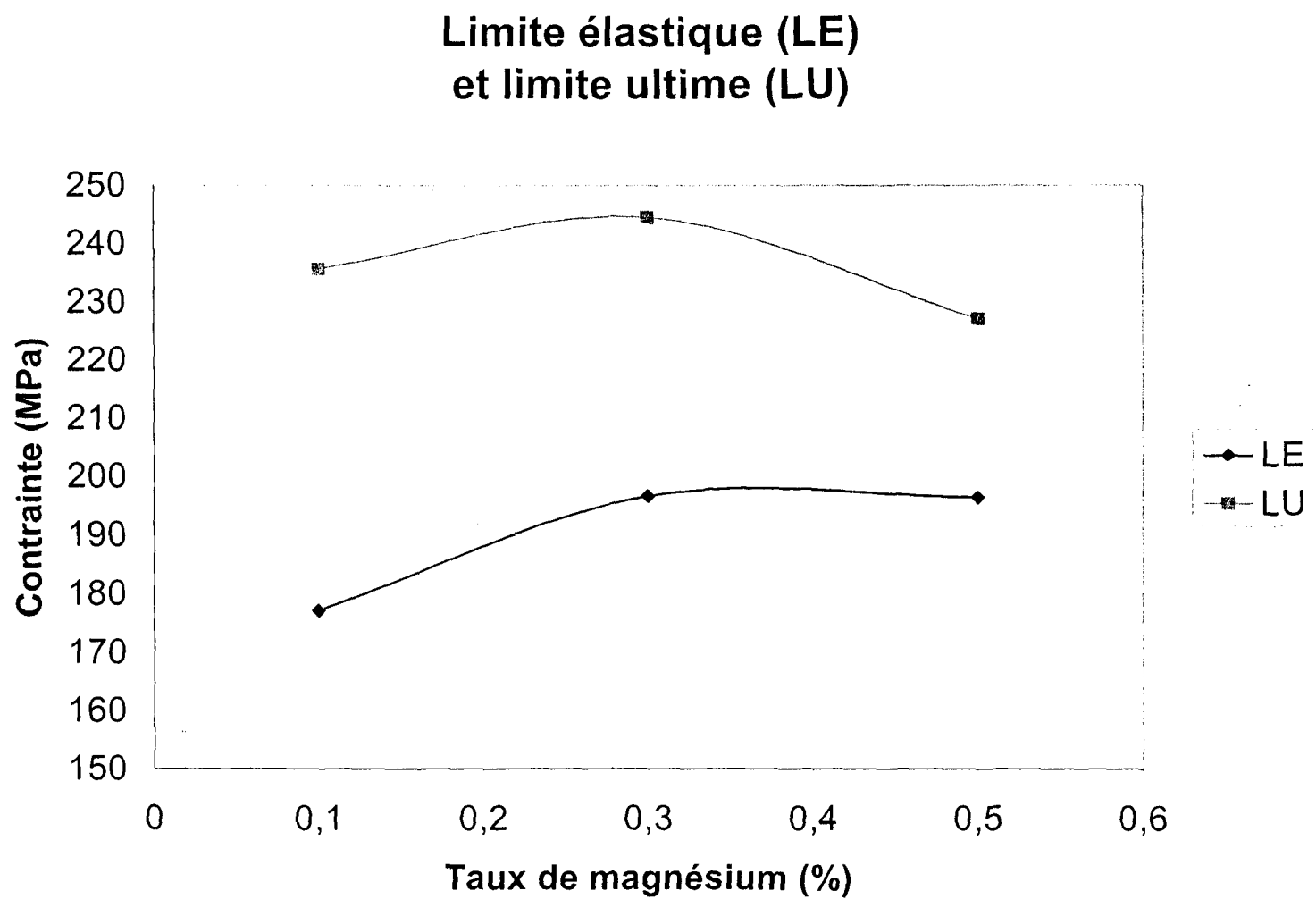


Figure 57 Courbes de la limite élastique et de la limite ultime à l'état vieilli pendant sept (7) ans.

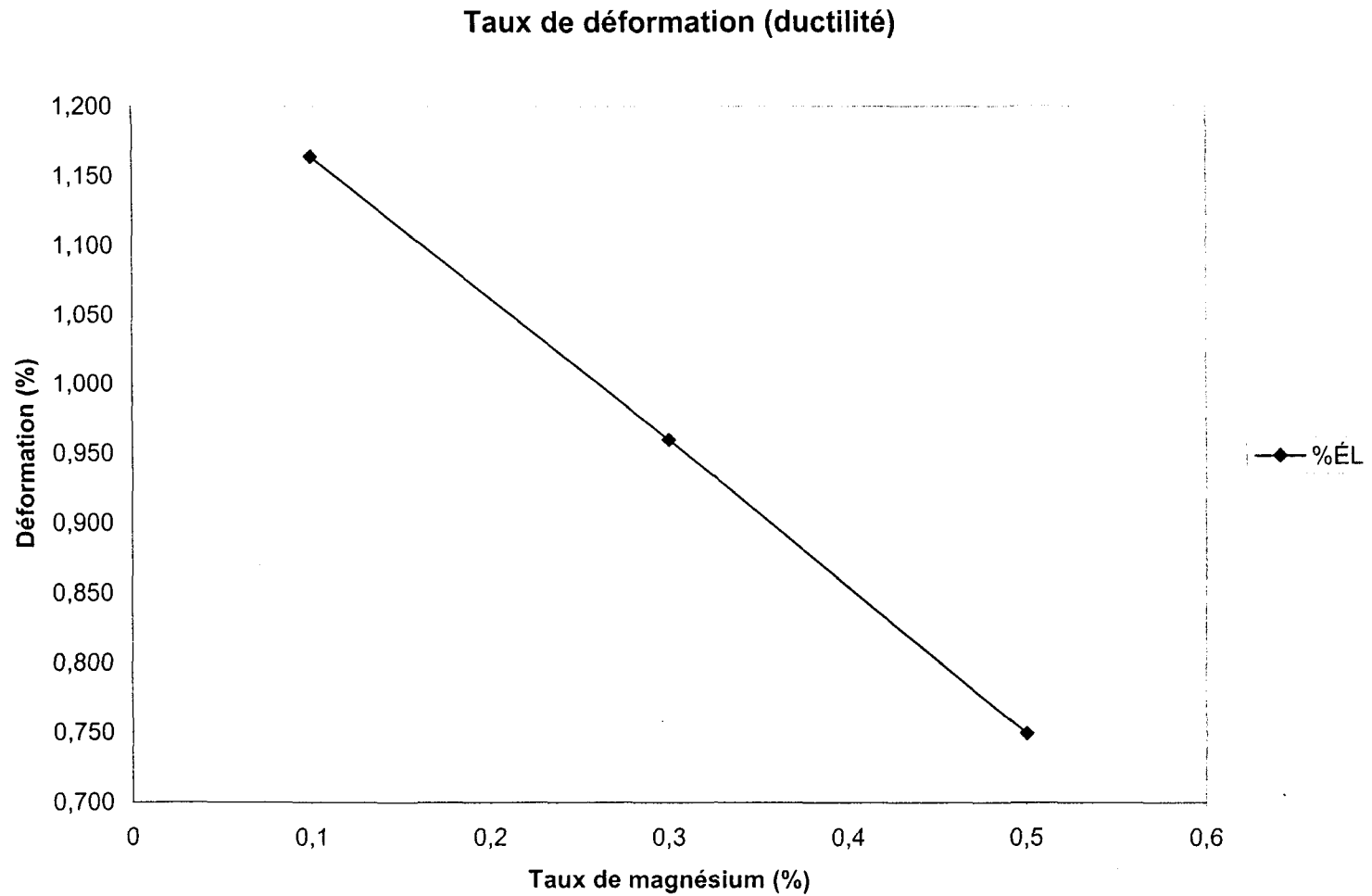


Figure 58 Courbe de la déformation à l'état vieilli pendant sept (7) ans.

3.3.2.3 Après vieillissement artificiel (T6)

Voici maintenant les résultats obtenus suite à l'expérimentation des différents traitements thermiques. Il est à noter que le temps zéro sur les graphiques, correspond au moment où le traitement de mise en solution (MES) a été effectué. Les températures de vieillissement utilisées sont de 155 °C et 220 °C pendant des périodes qui elles varient de 5 à 25 heures. Encore une fois, en annexe se trouvent les tableaux des résultats utilisés pour tracer les graphiques de la section qui suit.

Les travaux d'Apelian *et al.*²⁸ sur les aspects fondamentaux des traitements thermiques sur les alliages Al-Si-Mg, montrent que pour obtenir une concentration maximale de Mg et de Si en solution solide, la température de mise en solution doit être le plus près possible de la température de l'eutectique. Quelques constituants de l'alliage peuvent former des phases eutectiques complexes dont le point de fusion est plus bas que la température de l'eutectique à l'équilibre comme par exemple la phase Al₂Cu. Le diagramme de solubilité à l'équilibre du magnésium dans l'aluminium solide indique qu'il est possible de placer 0,4 % poids Mg en solution à 480 °C et que cette quantité augmente à 0,53 % poids Mg lorsque la température atteint 515 °C.

À la lumière du graphique présenté dans la figure 59, on remarque essentiellement deux (2) choses. Premièrement, que la limite élastique (σ_y) augmente de façon quasi linéaire avec la durée de traitement pour atteindre respectivement des valeurs de 355 MPa (DCM0), 379 MPa (DCM3) et 335 MPa (DCM5). Deuxièmement que le DCM0 possède généralement la plus petite limite. C'est un comportement différent de celui auquel on

pouvait s'attendre, mais cela s'explique par la température et le temps de vieillissement artificiel inadéquats. On rappelle que le vieillissement affecte la précipitation survenue après la mise en solution et la trempe. À cause de cette basse température ou de cette durée trop courte, la précipitation du Mg_2Si n'a pas été complétée.

En ce qui concerne les courbes de la limite élastique à 220 °C présentées à la page 108, on relève plus de changements que sur le graphique précédent. Tout d'abord, il est indéniable que l'alliage de type « DCM0 » est peu influencé par la durée du traitement thermique les résultats variant de 184 à 218 MPa. Ces résultats sont en moyenne 35 % inférieurs aux autres alliages. On note également que le type « DCM3 » offre généralement la meilleure élasticité du groupe avec un sommet de 303 MPa obtenu après seulement cinq (5) heures de traitement. Finalement, après ce sommet une décroissance constante remarquable se fait sentir jusqu'à la fin du traitement.

Le type « DCM5 » a le même comportement, mais avec une diminution d'environ 10 %. On peut expliquer ce phénomène par le fait qu'à cette température le vieillissement se produit et que pour la série à 0,30 % de magnésium il y a une saturation complète à l'état solide de Mg_2Si , tandis qu'à 0,50 % il y a une sursaturation de magnésium donc création de composés intermétalliques, ce qui fragilise le matériau.

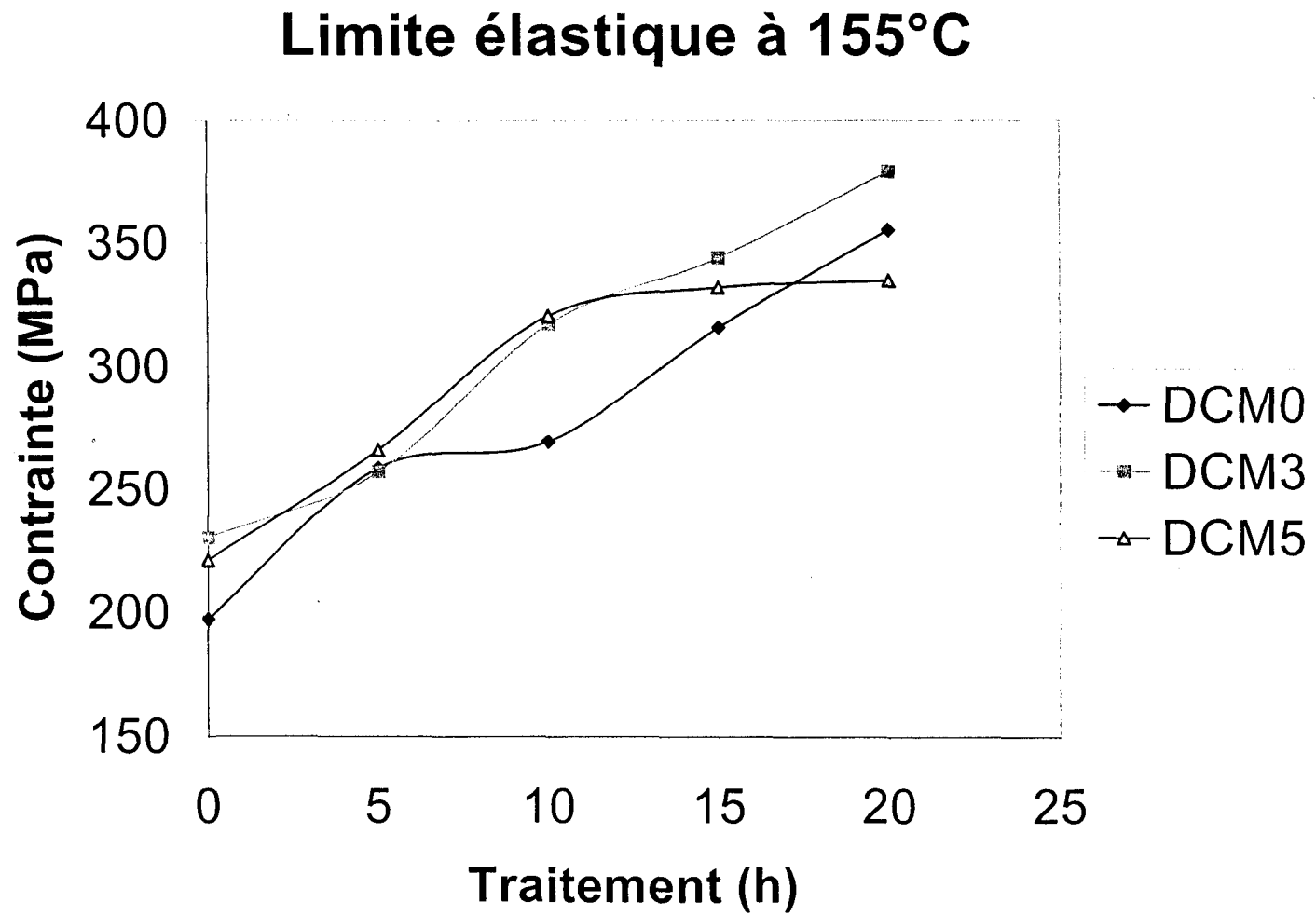


Figure 59 Courbes de la limite élastique à 155 °C.

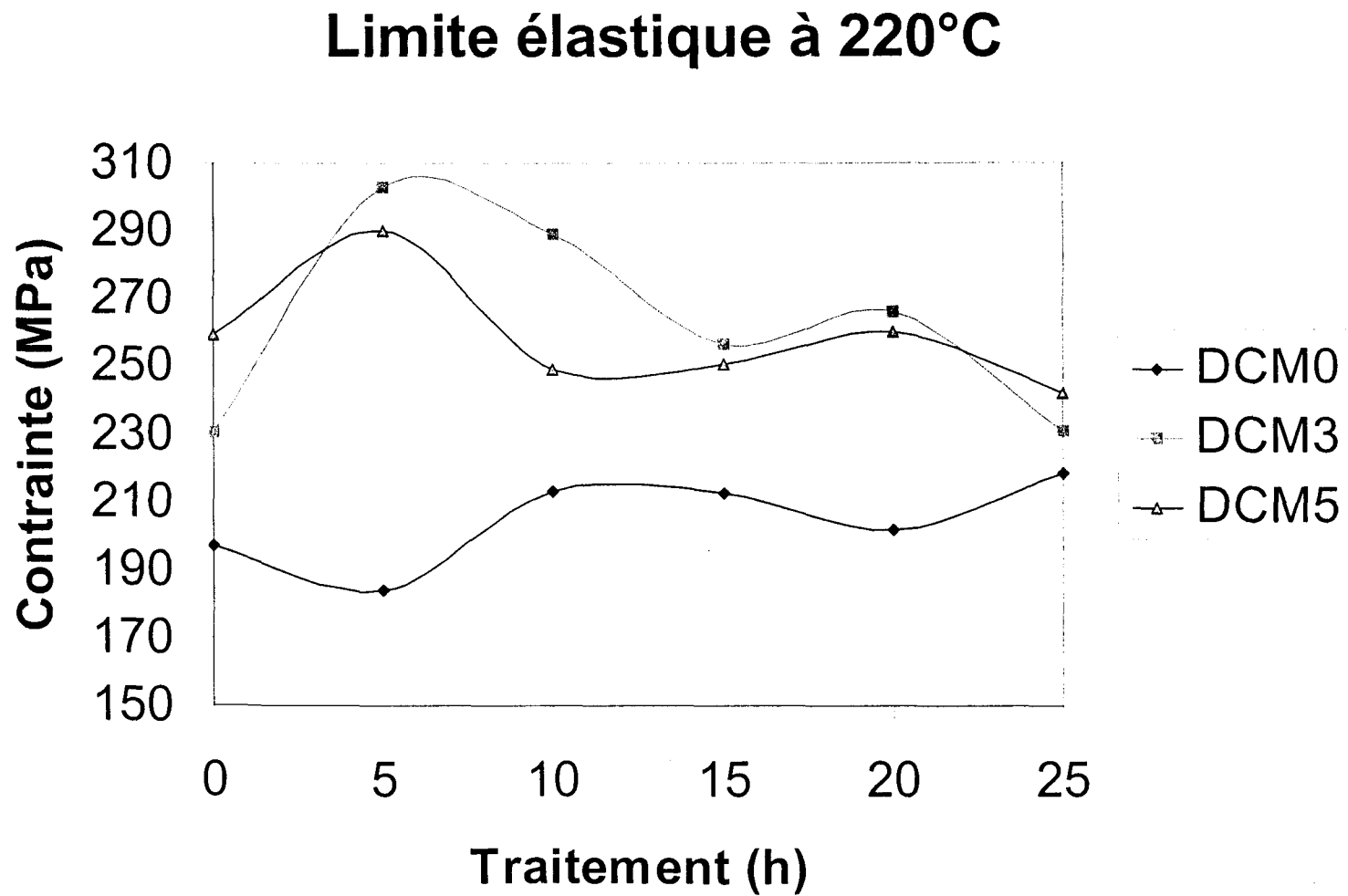
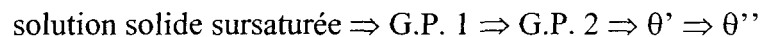


Figure 60 Courbes de la limite élastique à 220 °C.

Le pic retrouvé après cinq heures de traitement vient du fait qu'à cette température de vieillissement, on a accéléré l'atteinte des zones G.P. et même favorisé la transformation de la phase θ' en une phase non cohérente à l'équilibre θ (CuAl_2). La séquence structurale dans les alliages d'aluminium-cuivre peut être représentée de la façon suivante :



La décroissance subséquente au traitement de cinq (5) heures pour la limite élastique est attribuable au phénomène de survieillissement (overaging).

Pour continuer, en regardant le graphique présenté dans la figure 61 on remarque principalement deux (2) choses. Premièrement, que la limite ultime (σ_u) augmente de façon quasi linéaire avec la durée de traitement pour atteindre respectivement des valeurs de 379 MPa (DCM0), 396 MPa (DCM3) et 361 MPa (DCM5). Deuxièmement, que le DCM0 possède généralement la plus petite limite ultime. C'est de nouveau un comportement différent de celui auquel on pouvait s'attendre, mais cela s'explique encore une fois par la température de vieillissement artificiel trop basse. En augmentant la durée de traitement, la contrainte aurait dû décroître.

À ce moment-là comme pour la limite élastique, à cause de cette basse température la précipitation du Mg_2Si n'a pas été complétée. On rappelle que le vieillissement, à une température et à une durée adéquate, affecte la précipitation survenue après la mise en solution et la trempe (durcissement structural).

Lorsque la température de vieillissement est insuffisante ou que la durée est trop brève, la solution solide n'atteint pas les zones de Guinier-Preston (G.P. 1 et G.P. 2) et il

n'y a pas de précipités cohérents formés. Alors, on peut en conclure qu'après dix (10) heures de traitement nous avons atteint la première zone de Guinier-Preston (G.P. 1), mais qu'en prolongeant le traitement nous avons dépassé cette zone sans pour autant rencontrer le deuxième pic de vieillissement (G.P. 2). Pour ce faire, il aurait fallu augmenter la température de vieillissement et/ou augmenter la durée du traitement. En se situant entre les sommets associés aux zones G.P., nous sommes en présence de précipités incohérents, c'est-à-dire dans une zone transitoire vers l'autre (G.P.2).

Suite à une observation minutieuse de la figure 62, on constate une fois de plus que l'alliage de type « DCM3 » offre les meilleurs résultats. En plus de représenter la courbe supérieure pour toutes les durées du traitement, il y a aussi un pic de 322 MPa visible après cinq (5) heures de vieillissement, et la même observation est également retrouvée pour la limite élastique à 220 °C. De plus, de façon semblable aux courbes de la limite élastique tracées pour 155 °C, la limite ultime à 220 °C a tendance à décroître après le sommet touché pour un traitement dépassant cinq (5) heures. Ce sommet représente l'atteinte des zones G.P. ainsi que la transformation des phases θ . Le ramollissement ultérieur est imputable au phénomène de survieillissement en raison d'un traitement de trop longue durée. Des observations semblables ont été faites par Purtee⁶¹ sur l'alliage 319 pour lequel un pic de la limite ultime à 355 MPa apparaissait après 90 minutes de vieillissement à une température de 435 °F (224 °C).

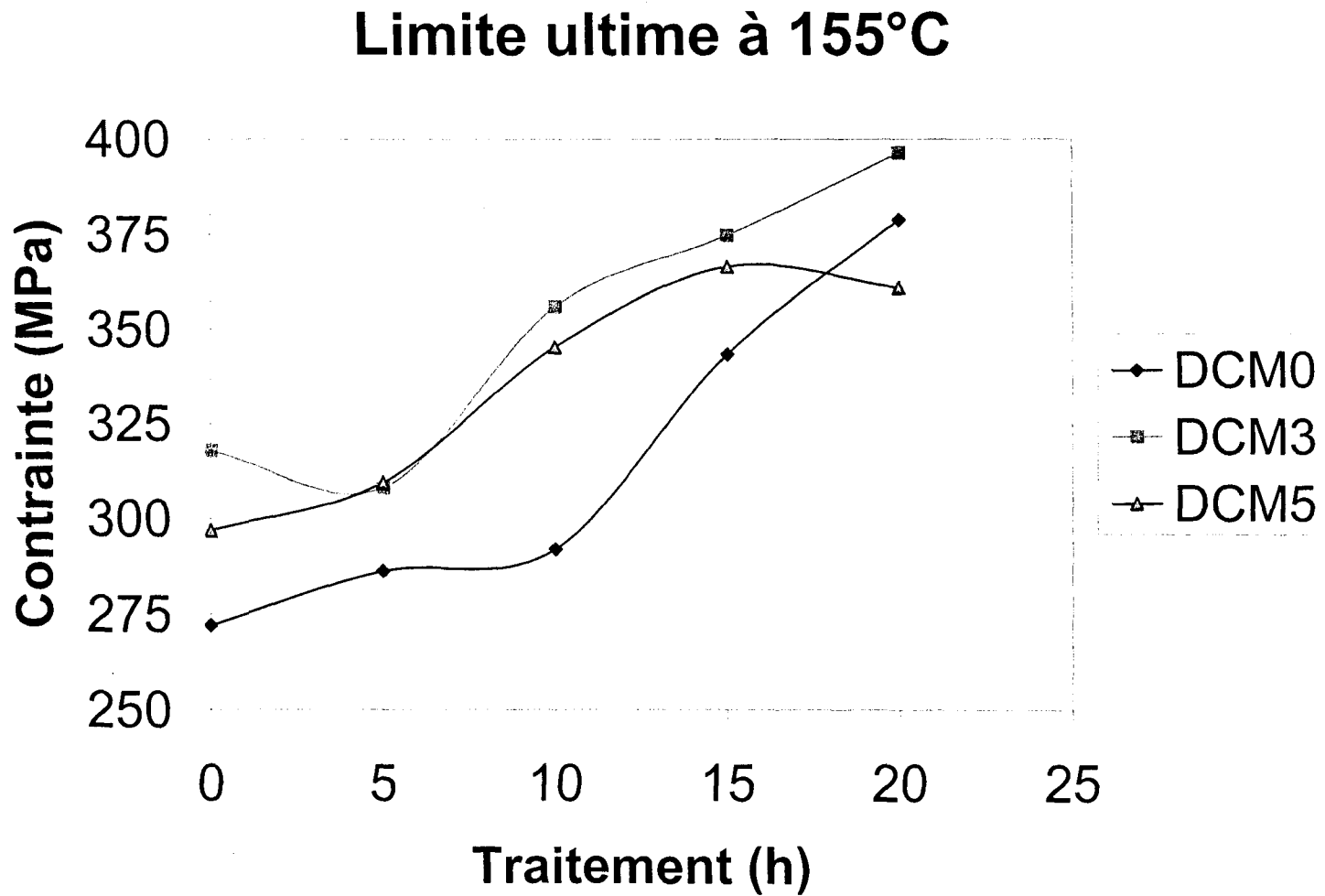


Figure 61 Courbes de la limite ultime à 155 °C.

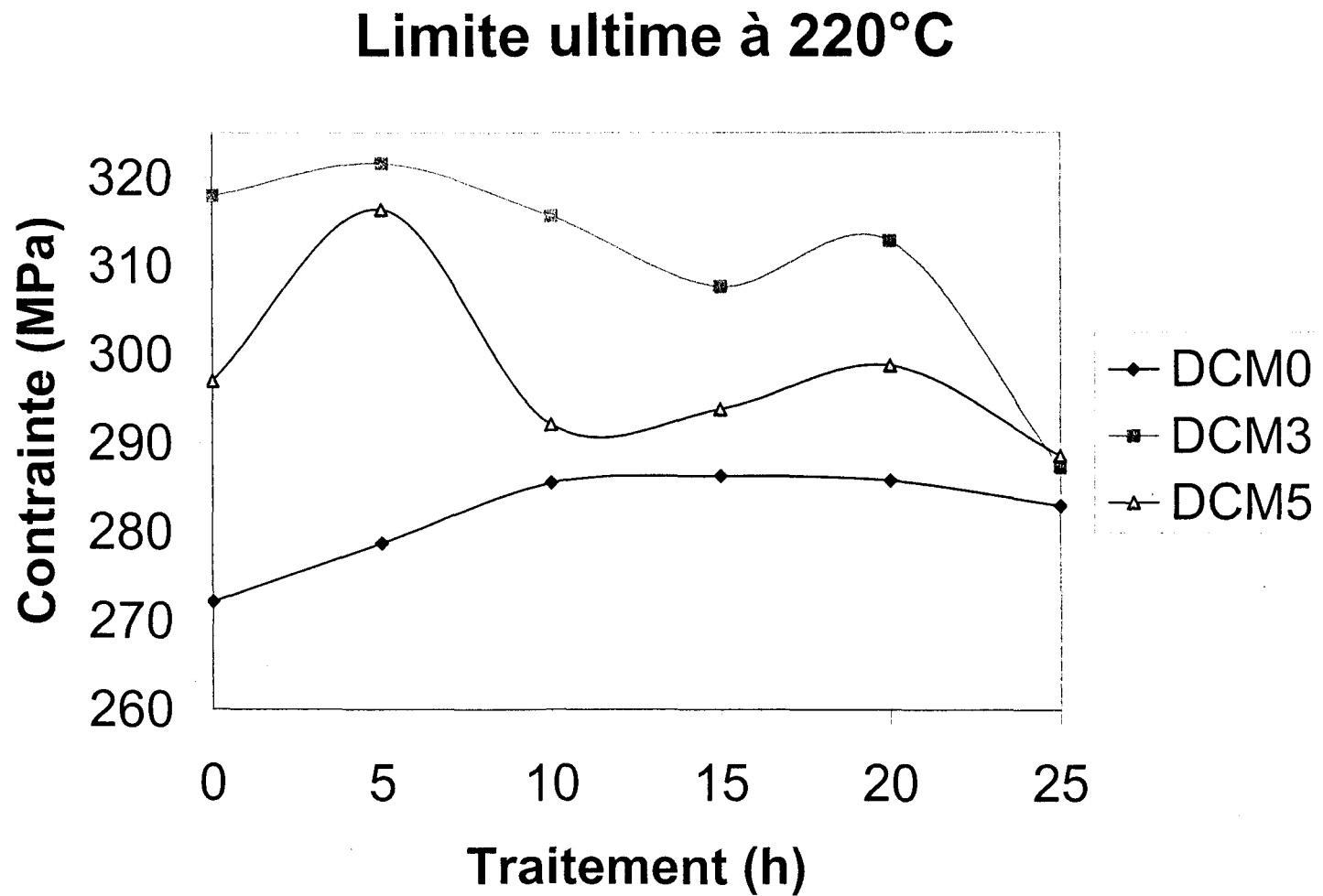


Figure 62 Courbes de la limite ultime à 220 °C.

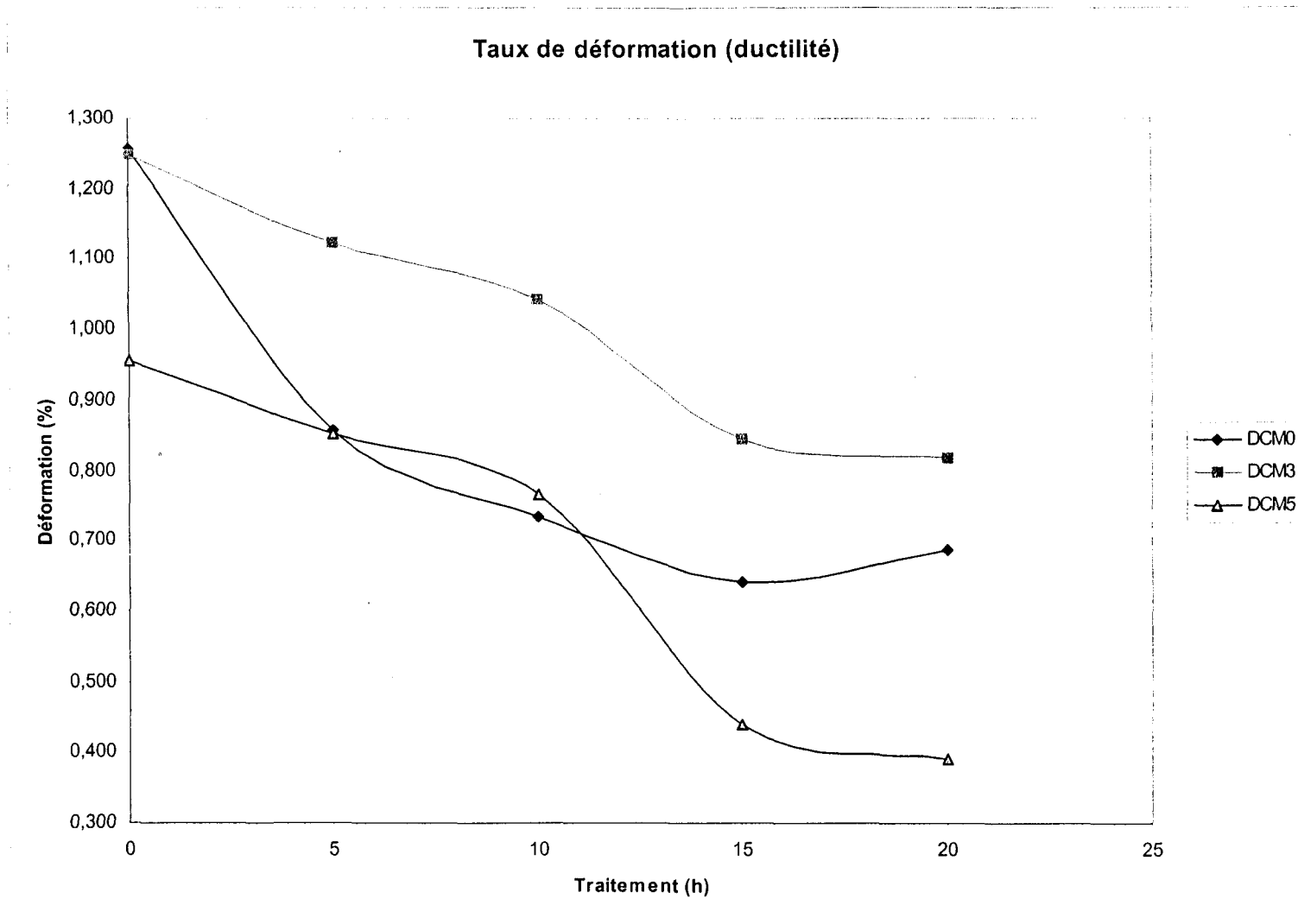


Figure 63 Courbes de la déformation à 155 °C.

Également, comme on s'y attendait un peu, la figure 63 indique que les échantillons de type « DCM5 » présentent la plus faible ductilité du lot. C'est logique quand on sait que le magnésium, présent à 0,50 %, est en sursaturation et par conséquent fragilise la microstructure. La déformation diminue sans cesse, passant de 0,95 % à 0,85 %, à 0,77 % et à 0,44 % pour atteindre 0,39 % après vingt (20) heures. Cependant, les échantillons de la série « DCM3 » possèdent la meilleure ductilité pour la totalité du temps, mais comportent aussi une dépréciation à mesure que le traitement se prolonge.

C'est très étrange, car on aurait plutôt pensé que ce serait l'alliage à 0,1 % de magnésium qui aurait dû présenter la meilleure déformation. On peut expliquer ce paradoxe par la température de vieillissement artificiel trop basse ou un durcissement structural inadéquat pour le traitement T6. Purtee⁶¹ quant à lui conclut qu'à une température de vieillissement de 435 °F (224 °C), la déformation ne cesse de décroître pour l'alliage 319. Le maximum de déformation apparaît après le traitement de mise en solution avec 3,2 % pour atteindre un minimum de 1,9 % après plus de deux (2) heures de vieillissement.

Le dernier graphique de cette série montré dans la figure 64, au sujet de la déformation à 220 °C (condition T7), est presque un graphique idéal. Tout d'abord, ce sont des courbes sans équivoque qui ne se croisent pas. Ensuite on peut remarquer que la logique est respectée, car comme on s'y attendait exactement plus il y a de magnésium présent dans l'alliage moins ce dernier s'étire donc moins il a une bonne déformation. Nous obtenons ainsi un maximum de déformation pour la série « DCM0 » à vingt (20) heures de vieillissement avec 2,2 % après une croissance continue depuis la mise en

solution (instant zéro sur la courbe). Par la suite survient une diminution marquée de la déformation jusqu'à 1,7 % après vingt-cinq (25) heures de vieillissement considéré plutôt comme un survieillissement.

On peut expliquer ce phénomène par la précipitation complète, lors du vieillissement, de la phase Mg_2Si sous forme de particules cohérentes pour une durée de vingt (20) heures. On remarque aisément aussi que la série DCM3 alterne entre 0,75 % et 1 % et qu'elle est également affectée par une légère diminution à la fin. La série DCM5 quant à elle, stagne à 0,5 % tout de suite après un premier vieillissement (5 heures). Donc, pour un vieillissement prolongé jusqu'à un survieillissement la composition optimale de l'alliage modifié est de 0,3 % de magnésium et non de 0,5 %. Des observations presque identiques ont été effectuées par Shivkumar *et al.*⁶² à propos du comportement des alliages de fonderie Al-Si-Mg lorsqu'ils sont vieillis.

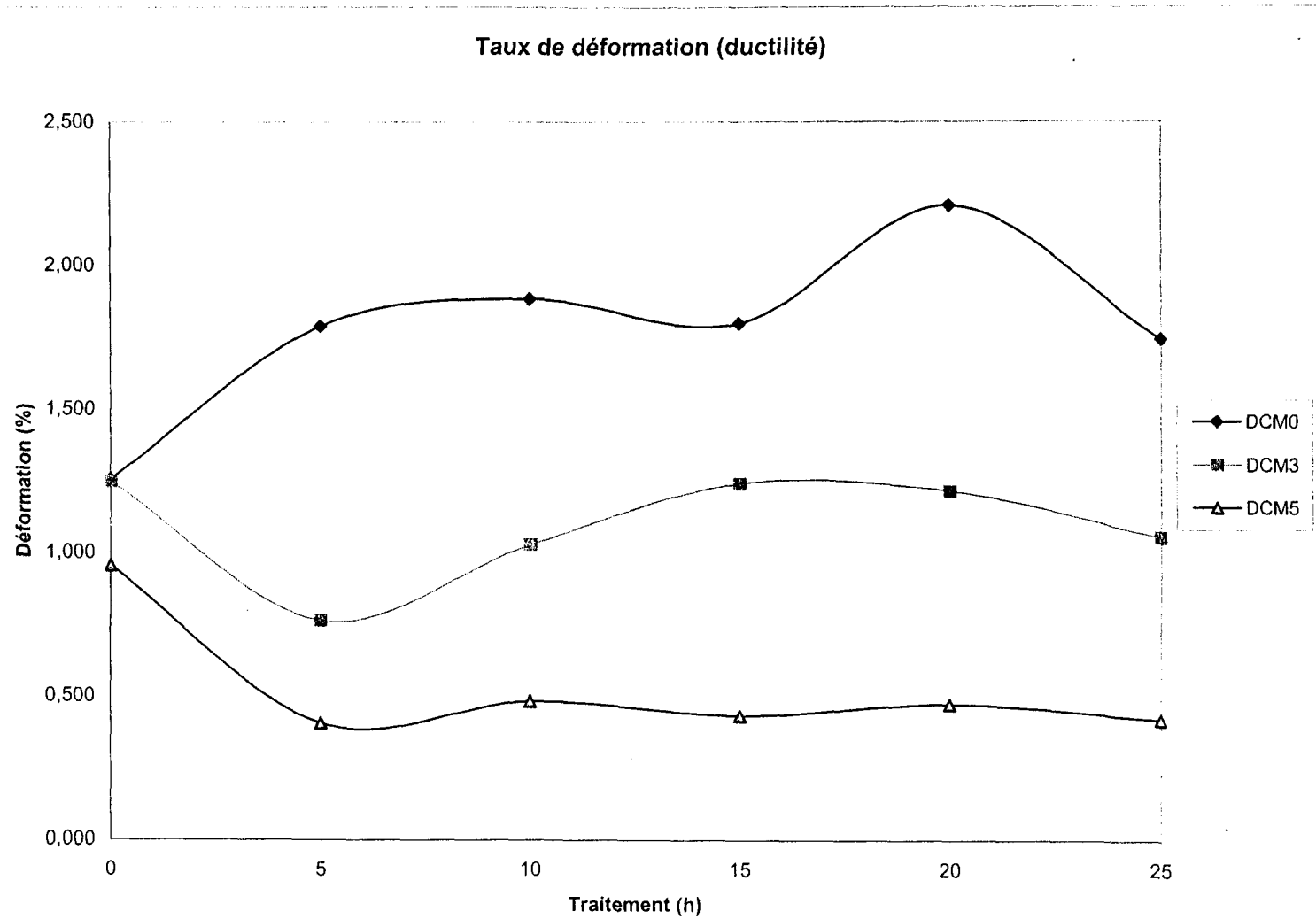


Figure 64 Courbes de la déformation à 220 °C.

3.3.3 Essais de fatigue

Les charges qui ne peuvent produire de rupture en une seule application pourront éventuellement causer la rupture d'une pièce, si leur application est répétée un nombre de fois suffisant. Il est donc possible d'étudier la proportionnalité de ce nombre de cycles avec la contrainte appliquée.

Les données obtenues en fatigue sont utilisées pour tracer un diagramme S-N. On porte normalement en abscisse le nombre « N » de cycles et en ordonnée la contrainte « S ». Pour les matériaux ferreux la courbe possède une asymptote horizontale. Cette asymptote représente la contrainte au-dessous de laquelle il est impossible de briser l'éprouvette quel que soit le nombre de cycles imposé. On dira alors que la pièce offre une vie infinie. Cependant, dans le cas des métaux non ferreux comme l'aluminium par exemple, il n'y a pas d'asymptote horizontale. Donc, la rupture est inévitable peu importe la contrainte imposée tant que le nombre de cycles est suffisant. Pour ces matériaux, il est d'usage de définir la limite d'endurance (S_e') comme la contrainte à la rupture pour 5×10^8 cycles⁶³.

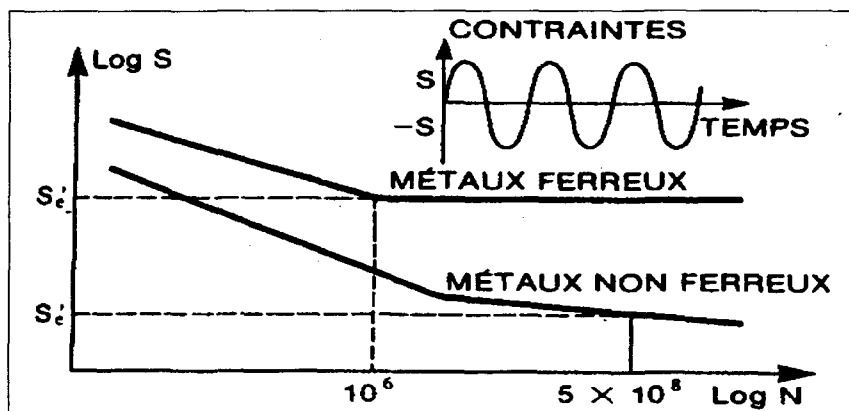


Figure 65 Diagramme S-N pour métaux ferreux et non ferreux⁶³.

3.3.3.1 Machine utilisée

La machine utilisée pour les essais en fatigue est une machine à flexion rotative conventionnelle modèle « RBF 200 Fatigue Dynamics ». Le montage de la pièce sur la machine s'effectue minutieusement pour empêcher d'induire des contraintes non désirées à la pièce, ou pire encore de la déformer et ainsi fausser les résultats. La pièce est maintenue entre des mors dont un fixe et l'autre mobile sur lesquels la charge est appliquée. L'appareil est muni d'un garde de protection et d'un relais qui arrête automatiquement la rotation lorsque l'éprouvette est cassée ou lorsqu'une vibration de trop grande amplitude se produit sur l'éprouvette.

Selon différentes références, la contrainte utilisée pour l'équation en fatigue peut varier de 60 % à 90 % de la limite ultime statique (σ_u). Toutefois, il est très important de s'assurer que ce rapport demeure toujours supérieur à la limite élastique (σ_y) sans quoi la rupture en fatigue donnerait une quantité « N » de cycles très grande voire presque infinie (théoriquement).

Sachant que la contrainte peut être évaluée de la façon suivante³⁴:

$$\sigma = \frac{32 * M}{\pi * D^3}$$

Il est donc possible de déterminer par manipulation mathématique la formule du moment à appliquer de la façon suivante:

$$M = \frac{\sigma * \pi * D^3}{32} \quad \text{ou de façon simplifiée:} \quad M = 0,0982 * \sigma * D$$

où M est le moment appliqué en lbs-pouces

D est le diamètre de l'éprouvette au niveau du congé (section critique) en pouces

σ_u est la limite ultime statique du matériau en lb/pouce²

σ est contrainte utilisée pour la fatigue lb/pouce² c'est-à-dire 60 % de σ_u

π est la constante $Pi = 3,14159265$

En plus des paramètres ci-dessus, un RPM d'environ 10 000 a été utilisé.

3.3.3.2 Barreau type utilisé

Les échantillons utilisés ont la forme tel qu'illustré dans la figure 66 comportant une section critique de diamètre égal à $\frac{1}{4}$ " ou 6,4 mm. Cet essai de flexion rotative couramment utilisé est également connu sous le nom de l'essai Moore. Le tout est conforme à la norme ASTM E 466 et E 606³³.

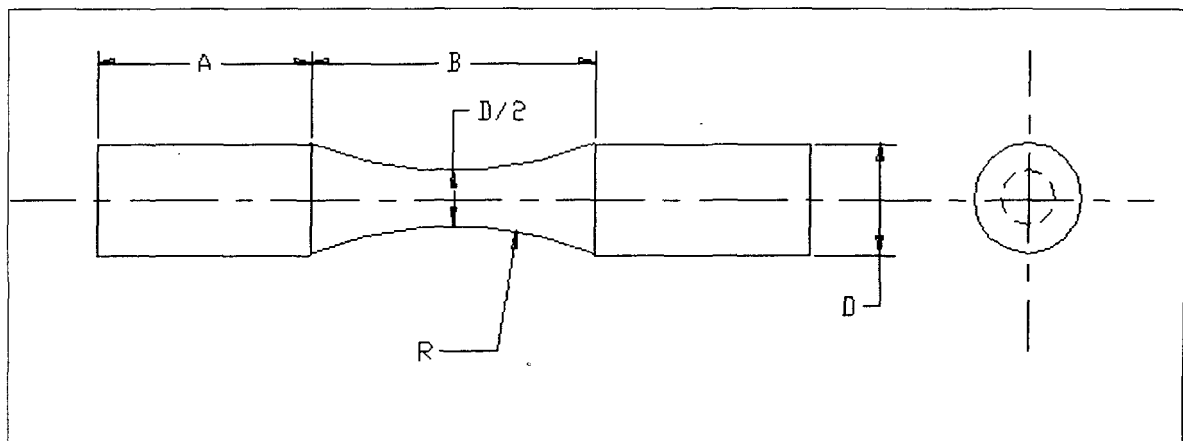


Figure 66 Barreau type utilisé pour les essais en fatigue.

En raison d'une quantité limitée d'échantillons, la calibration a servi à vérifier si effectivement la machine fonctionnait bien, avait une certaine répétitivité et fournissait des résultats logiques et semblables à la littérature, c'est-à-dire qu'au fur et à mesure que la contrainte appliquée (S) augmente, le nombre de cycles (N) diminue. D'autant plus que cette diminution n'est pas linéaire mais plutôt de la forme $(1 / X)$ pour les aluminiums. Il faut mentionner que pour chaque série d'échantillons, un minimum de cinq (5) barreaux ont été utilisés et ce, pour chacun des traitements thermiques qu'elles ont eu à subir.

3.3.4 Résultats des essais de fatigue

3.3.4.1 *Après coulée*

Dans un premier temps, voici les résultats des échantillons après coulée. En annexe, se trouve le tableau des résultats utilisés pour tracer les graphiques de la section qui suit.

Dans la figure 67, il est évident que le taux de magnésium et le nombre de cycles sont étroitement liés. Un petit nombre de cycles (150 000) est associé avec un taux de magnésium élevé et un grand nombre de cycles (410 000) est associé avec un taux de magnésium faible. La logique des résultats est respectée quand on sait que la fatigue et la déformation (élongation) doivent avoir un comportement semblable. En comparant avec la figure 56 « Courbe de la déformation après coulée » on constate que le taux de déformation diminue avec l'accroissement du titre en magnésium. De plus, cette diminution n'est pas linéaire donc on peut présager qu'un nombre de cycles encore plus faible résulterait d'un taux de magnésium plus élevé ou encore qu'un nombre de cycles très élevé ($> 500\ 000$) découlerait de l'absence totale de l'élément d'addition (Mg).

3.3.4.2 Série DCM0

Théoriquement, pour la série DCM0 nous prenions un pourcentage de la limite ultime d'environ 60 %. Toutefois, la sévérité de ce rapport nous amenait dans tous les cas sous la limite élastique de l'alliage. Par conséquent, pour ladite série, c'est directement la limite élastique qui a été utilisée pour le calcul de la charge à appliquer.

Au regard de la figure 68, nous sommes en présence de courbes interreliées. Tout d'abord, sur la courbe de la contrainte on remarque qu'à un nombre de cycles faible est associée une contrainte élevée et qu'à mesure que le nombre de cycles augmente la contrainte diminue. De plus, en superposant cette courbe à celle de la déformation pour les mêmes traitements, nous sommes en mesure de comprendre la relation de cause à effet entre les deux.

Plus un matériau est ductile donc plus il se déforme, plus il offre une meilleure résistance en fatigue mais moins sa limite élastique et sa limite ultime sont élevées. Ce dernier phénomène qui est connu de tous s'apparente à la résilience, c'est-à-dire à la capacité que possède un matériau de résister à la propagation d'une fissure. Lorsqu'un matériau est fragile, il se brise sans avertissement et il est sensible à l'effet d'entaille. Le magnésium est entre autres connu pour fragiliser les alliages d'aluminium.

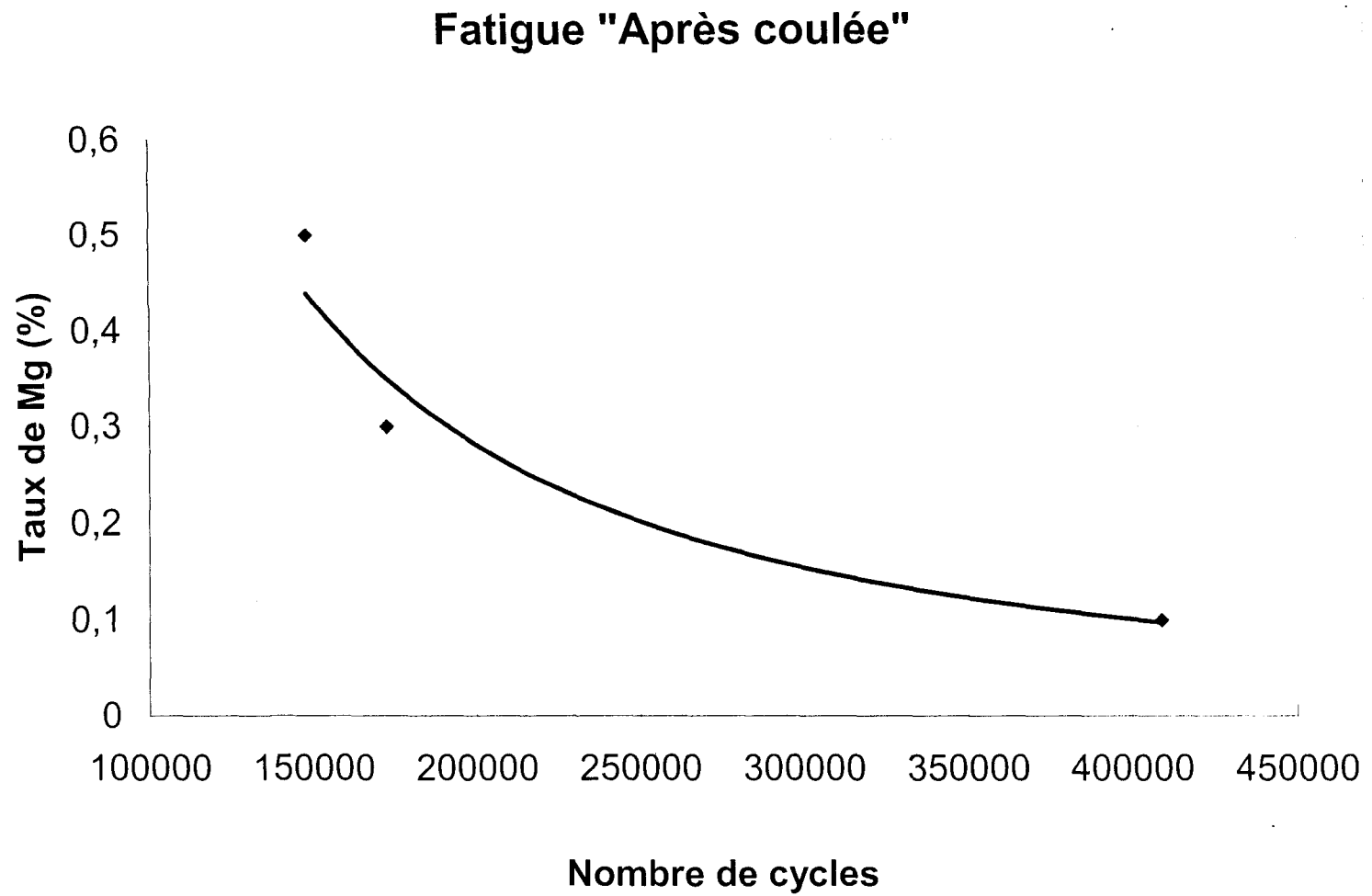


Figure 67 Courbe de la fatigue après coulée pour les trois séries.

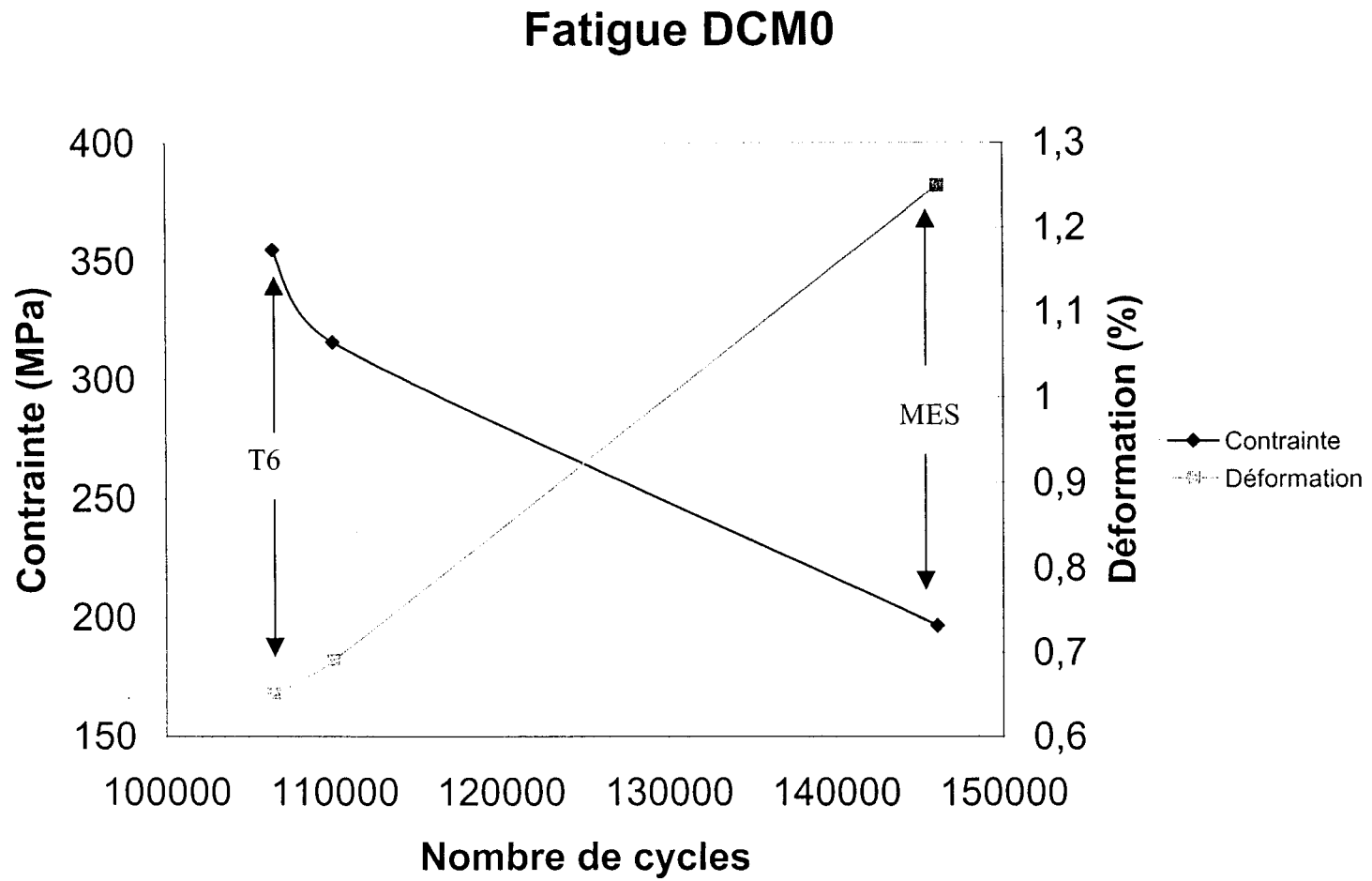


Figure 68 Courbes de la fatigue (S-N) et de la déformation, série DCM0.

3.3.4.3 Série DCM3

Pour les séries DCM3 et DCM5, suite à des premiers résultats inattendus, nous avons décidé de travailler dans le domaine élastique. Ainsi, la contrainte appliquée a été un pourcentage de la limite élastique. Dans les deux (2) cas, les différents rapports utilisés étaient de 50 %, 60 % et 70 %. Également, les traitements thermiques auxquels ont été soumises les pièces de ces deux séries sont différents de ceux de la série précédente. Deux (2) traitements thermiques ont été faits, soit une mise en solution, une trempe et un vieillissement à 220 °C pendant dix (10) heures ou pendant vingt (20) heures.

La figure de la page suivante montre que la résistance en fatigue est meilleure pour un traitement de vingt (20) heures que pour un traitement de dix (10) heures. L'analyse de ce résultat est possible avec l'aide des figures 60 et 62. Dans ces deux figures, on observe que la limite ultime et la limite élastique sont plus élevées pour un traitement de vieillissement de dix (10) heures comparativement à un traitement de vingt (20) heures.

Le phénomène qui en est la cause, c'est qu'à ces durées on se situe exactement aux deux (2) zones G.P. où il y a présence de précipités cohérents reconnus pour favoriser la limite élastique et la limite ultime de même que la dureté. Nous savons cependant que lorsque'on améliore ces propriétés il s'en suit une diminution de la résilience donc de la fatigue. Pour obtenir une meilleure résistance en fatigue, il aurait fallu se situer entre les deux pics, c'est-à-dire en présence de précipités incohérents à l'équilibre.

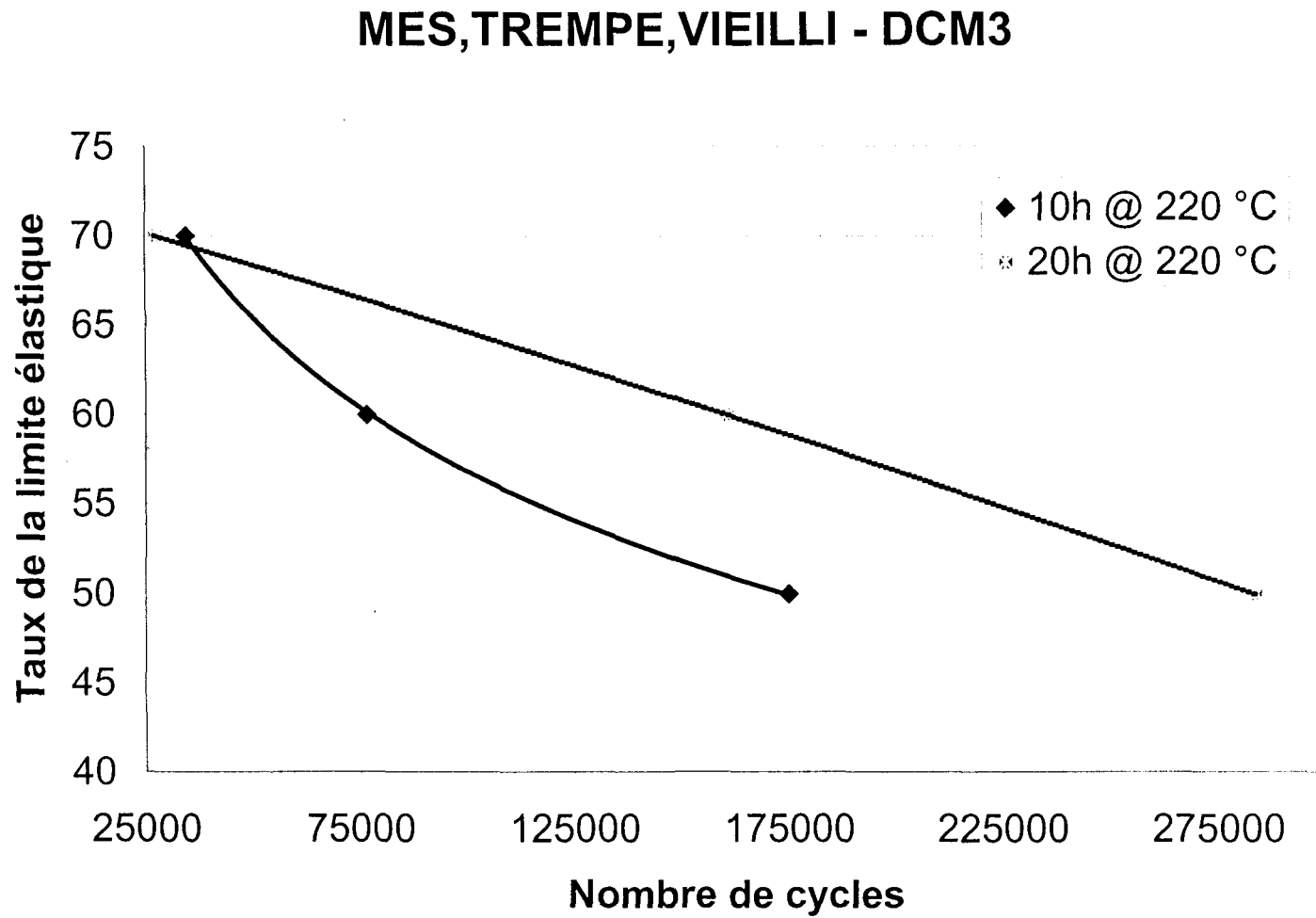


Figure 69 Courbes de la fatigue pour série DCM3 (Nombre de cycles vs Taux de la limite élastique).

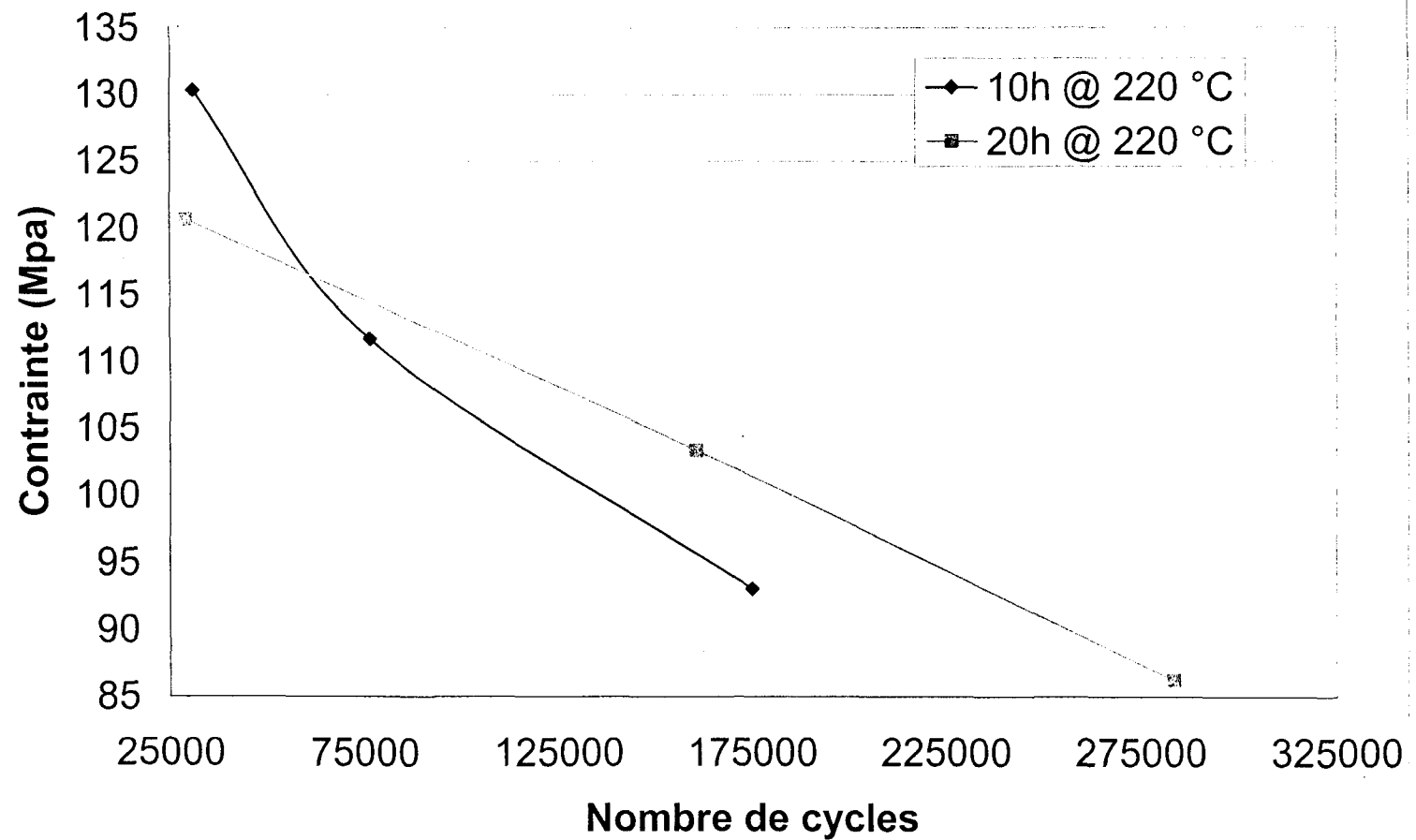
MES, TREMPE, VIEILLI - DCM3

Figure 70 Courbes de la fatigue pour série DCM3 (Nombre de cycles vs Contrainte).

3.3.4.4 Série DCM5

Au premier regard sur la figure 71 on serait porté à croire que les résultats pour la série DCM5 devraient être semblables à ceux de la série DCM3. Nonobstant le fait que les traitements thermiques subis sont les mêmes, le phénomène structural interne de la pièce est différent. À 220 °C et à ce pourcentage de magnésium contenu, nous sommes situés entre les deux zones de G.P., c'est-à-dire dans le creux où l'on retrouve les précipités cohérents.

À ces conditions, nous avons de ce fait ajouté ces précipités aux pores déjà en place issus de la mise en solution. L'effet négatif combiné des défauts internes et de la microstructure affaiblissent de façon notable l'alliage. Ces dires peuvent également être appuyés en les comparant avec les figures 60 et 62 représentant la limite élastique et la limite ultime à 220 °C. On retrouve dans ces figures deux pics à cinq (5) et vingt (20) heures de même qu'un creux à dix (10) heures environ pour l'alliage de la série DCM5. Ce qui signifie qu'en ayant des limites (σ_y et σ_u) plus fortes associées avec une déformation moindre, on diminue la résistance en fatigue, ce qui concorde parfaitement avec la théorie. L'écart entre les deux traitements thermiques est d'autant plus grand que le taux de limite élastique est faible.

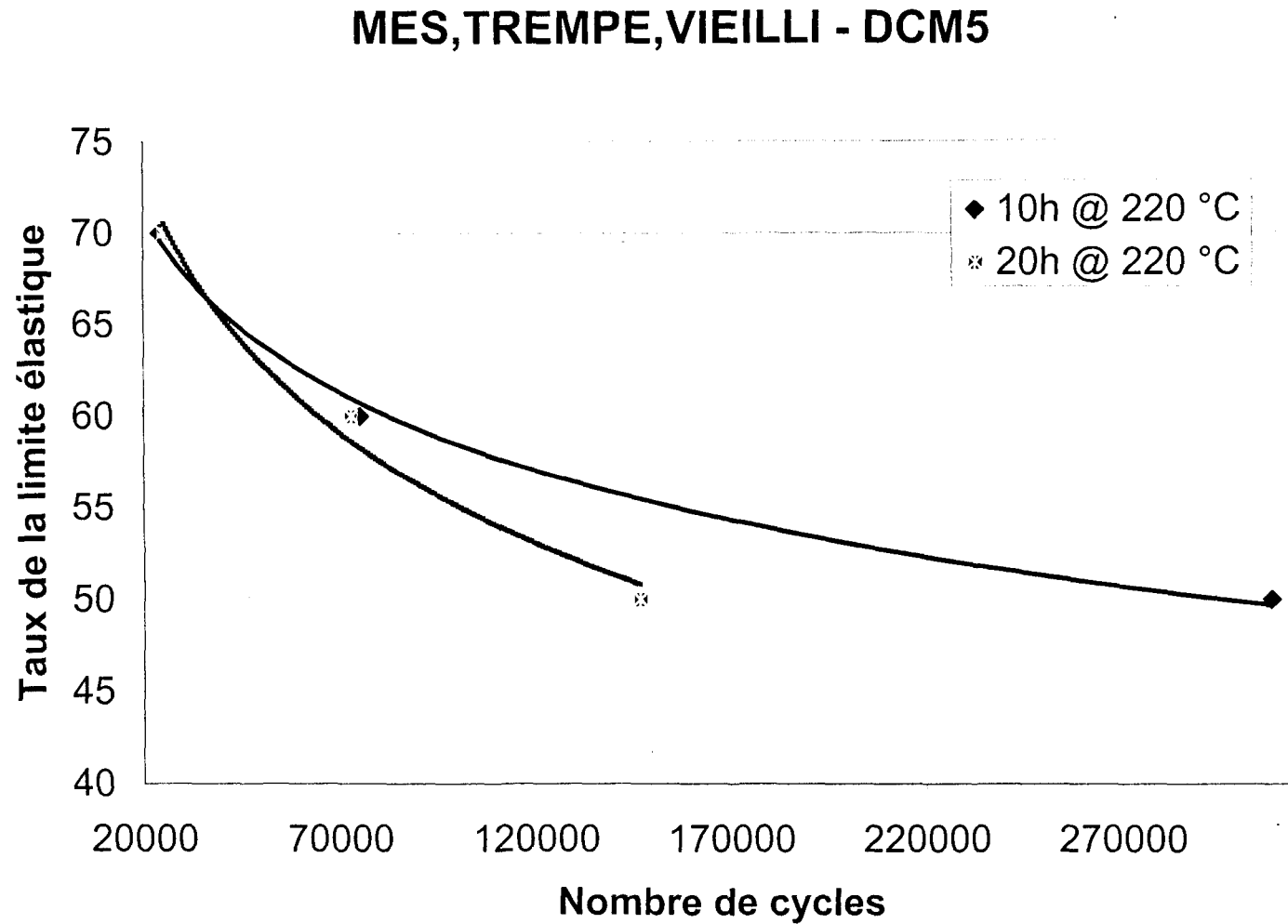


Figure 71 Courbe de la fatigue pour série DCM5 (Nombre de cycles vs Taux de la limite élastique).

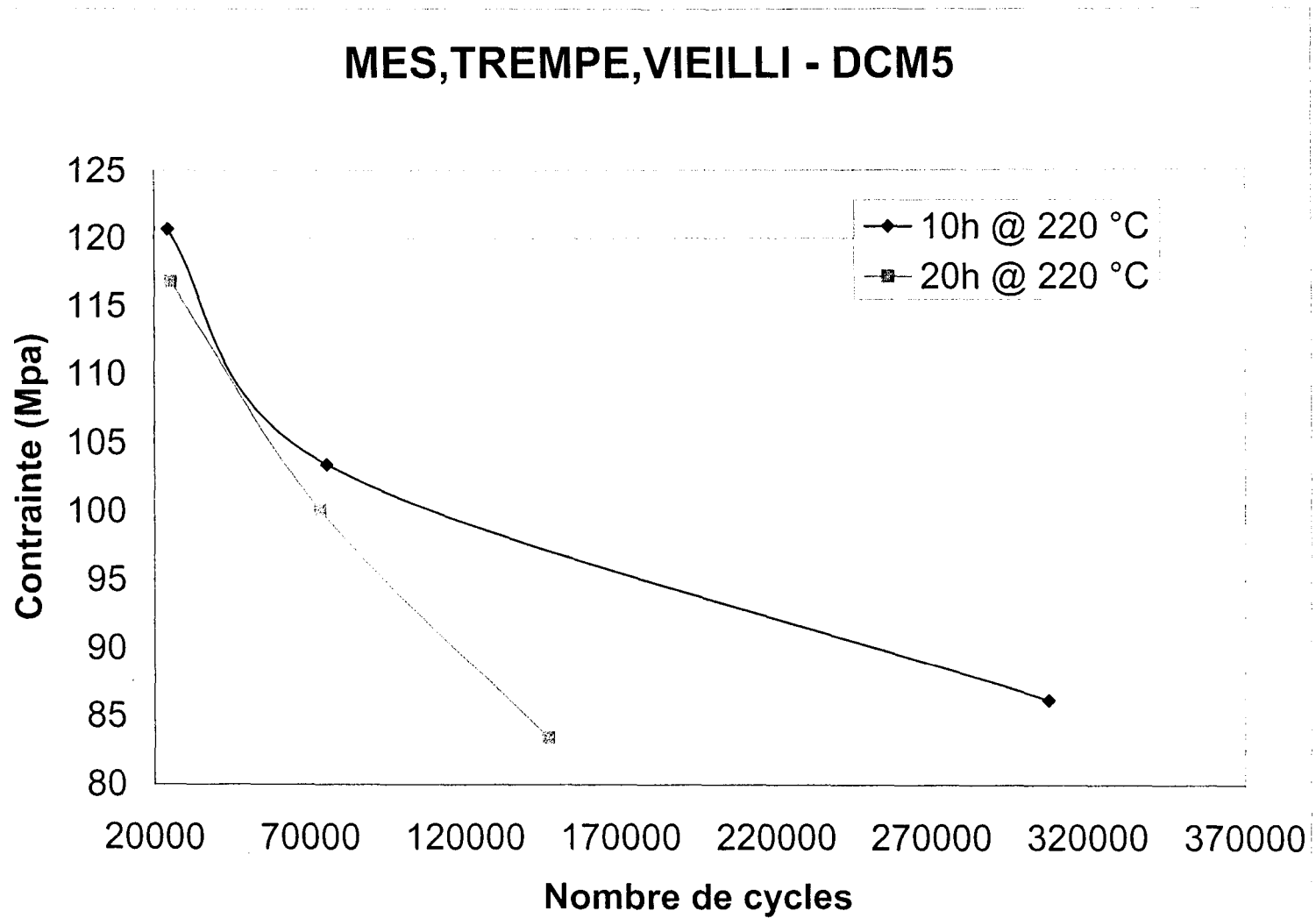


Figure 72 Courbes de la fatigue pour série DCM5 (Nombre de cycles vs Contrainte).

3.3.5 Analyse et discussions

3.3.5.1 Traction

L'analyse débute par la comparaison entre les résultats des échantillons après coulée et ceux vieilli sept (7) ans pour vérifier si le vieillissement naturel a eu un effet, positif ou négatif, sur les propriétés mécaniques. Selon le tableau 13 résumant la situation, le vieillissement naturel a permis dans la majorité des cas d'améliorer les principales caractéristiques mécaniques de traction. Ce sont la limite ultime (+ 17 %, + 11 %, + 13 %) et la déformation (+ 22 %, + 12 %, + 12 %) qui ont été le plus influencées pour les concentrations respectives de 0,1 %, 0,3 % et 0,5 % poids en magnésium. On peut donc affirmer que le vieillissement naturel améliore les propriétés mécaniques de traction, ce vieillissement étant prétendument achevé après sept (7) ans.

Tableau 13 Comparaison de la limite élastique, de la limite ultime et de la déformation.

Condition Taux De Mg	Limite élastique (σ_y) en MPa		Limite ultime (σ_u) en MPa		Déformation (%)	
	Après coulée	Vieillis 7 ans	Après coulée	Vieillis 7 ans	Après coulée	Vieillis 7 ans
0,1 %	178	177	202	236	0,951	1,164
0,3 %	205	197	219	244	0,856	0,960
0,5 %	190	197	201	227	0,664	0,749

Évidemment, ces propriétés se sont améliorées considérablement suite au vieillissement artificiel sauf peut-être pour la déformation. C'est bien souvent une question de compromis qui permet de prendre la meilleure décision, mais étant donné que la diminution de la déformation est minime pour nos résultats il serait plus opportun de choisir en fonction de la limite élastique et/ou de la limite ultime.

3.3.5.2 Traitements thermiques

Les multiples traitements thermiques comprenant la mise en solution, la trempe et le vieillissement ont chacun un rôle bien distinct dans la mise en oeuvre d'un alliage. Dans leur revue littéraire, Apelian *et al.*²⁸, font la description détaillée des étapes successives précédentes pour les alliages Al-Si-Mg. Ils mentionnent entre autres que le traitement de mise en solution a comme premier effet de dissoudre les particules de Mg_2Si , que la solubilité de ces particules augmente avec la température et qu'elle est absolument nécessaire afin d'avoir une réponse significative au traitement de précipitation.

Un deuxième effet de la mise en solution est l'homogénéisation de la structure de l'alliage. En fait, c'est la répartition uniforme de l'élément soluble dans la matrice d'aluminium. De plus, ceci minimise la ségrégation des éléments alliés. La ségrégation de ces éléments résultant de la solidification dendritique peut avoir des effets très néfastes sur les propriétés mécaniques.

Comme troisième effet, la mise en solution permet de changer la morphologie de la phase eutectique de silicium. La morphologie du Si eutectique joue un rôle fondamental dans la détermination des propriétés mécaniques. La grosseur, la forme des particules de

même que l'espace entre elles sont tous des facteurs qui caractérisent la morphologie du silicium. Sous des conditions normales de refroidissement, les particules de silicium sont généralement présentes sous forme d'aiguilles aciculaires grossières. Ces aiguilles agissent comme des initiateurs de craques et diminuent de façon significative les propriétés mécaniques. On peut changer ces caractéristiques par un temps de mise en solution plus long ou par l'ajout d'une petite quantité de strontium ou de sodium à l'alliage en fusion. Dans son étude sur le A357 Meyers⁶⁴ est arrivé à ces mêmes résultats. De plus, il a conclu qu'une mise en solution de dix (10) à quinze (15) heures donnait les caractéristiques optimales au niveau de la limite élastique et de la limite ultime de même qu'au niveau de la déformation. Depuis quelques années, la modification chimique et la modification thermique sont conjointement utilisées pour produire des alliages aux propriétés désirées.

Immédiatement après la mise en solution, vient la trempe à l'eau à une température qui se situe autour de 65 °C. Le délai entre la sortie du four et la trempe doit être le plus court possible comme le montre la figure 73 où les meilleurs résultats ont été obtenus avec un délai de sortie d'approximativement dix (10) secondes.

Le but de la trempe est de retenir une quantité maximale de précipités solubles pour former une solution solide supersaturée à basse température. L'étude d'Ismail et Hammad⁶⁵ qui porte sur l'effet de la vitesse de refroidissement sur les propriétés mécaniques de traction et sur microstructure des alliages Al-Si-Mg a montré que la trempe à l'eau donnait une ductilité (% d'allongement à la rupture) supérieure d'environ le double à un refroidissement à l'air ambiant, tout en gardant une limite élastique et une limite ultime comparables.

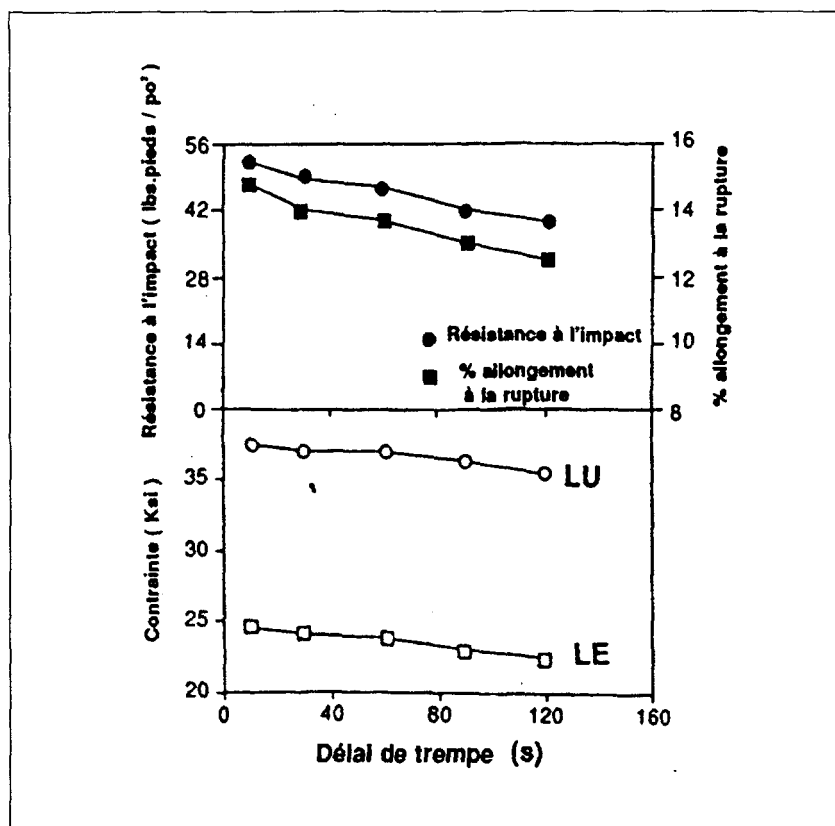


Figure 73 Effet du délai de trempe sur les propriétés mécaniques de l'alliage A356 mis en solution à 520 °C / 5 hrs et vieilli à 155 °C / 4,5 hrs⁶⁶.

Encore plus pointu, Tsukuda *et al.*⁶⁶ ont étudié l'effet de la température de l'eau de trempe sur les propriétés mécaniques de l'alliage 356. La figure 74 montre les résultats obtenus selon différentes températures de trempe. On peut observer que toutes les propriétés mécaniques décroissent avec une augmentation de la température. Cependant, la vitesse de trempe ne peut pas être augmentée indéfiniment puisqu'un refroidissement trop rapide risque de produire des distorsions et des contraintes résiduelles dans la pièce en raison du choc thermique.

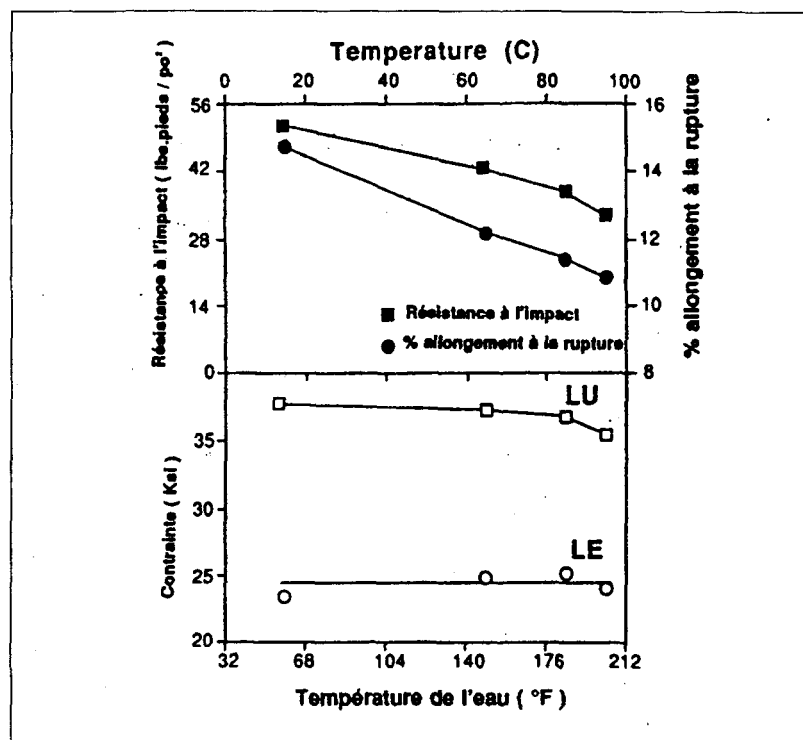


Figure 74 Effet de la température de trempe sur les propriétés mécaniques de l'alliage A356⁶⁶.

Puis par la suite, pour compléter le traitement T6 on effectue un vieillissement artificiel. La température ainsi que le temps de vieillissement sont utilisés pour contrôler les propriétés de l'alliage. D'après Shivkumar *et al.*⁶² qui ont étudié l'influence des paramètres de vieillissement sur les propriétés mécaniques de traction de l'alliage A356.2, l'amélioration de la résistance obtenue durant le traitement de vieillissement est due principalement à la précipitation de la phase métastable de la solution solide supersaturée. La séquence de précipitation dans l'alliage Al-Si-Mg est la suivante :

Zone G.P. (aiguilles) → précipité β' (tiges) → plaquettes de Mg_2Si

La décomposition de la solution supersaturée commence avec le regroupement des atomes de silicium. Ce regroupement mène à la formation des zones sphériques cohérentes de Guinier-Preston (G.P.) qui s'allongent dans la direction de la matrice des cubes du treillis (lattice) pour prendre la forme d'aiguilles. Ces zones sont initialement désordonnées avec une large concentration de sites vacants (lacunes) et deviennent ordonnées avec un long vieillissement. Ces zones de G.P. en forme d'aiguilles correspondant au précipité de transition (β''), sont relativement stables et peuvent exister à des températures supérieures à 260 °C. Avec un vieillissement prolongé, ces zones croissent pour former les phases intermédiaires (β') en forme de tiges. Ces particules (β') sont semi-cohérentes avec la matrice et les axes des tiges sont parallèles aux directions de la matrice du cube. La phase finale à l'équilibre Mg_2Si (β) se forme comme des plaquettes incohérentes dans la matrice de l'aluminium et celle-ci a une structure cubique à faces centrées avec le silicium formant une face centrée cubique (FCC) et avec les atomes de magnésium aux positions tétraédriques. La résistance maximale est atteinte juste avant la formation de ces plaquettes.

Les traitements T6 et T7 pratiqués ici se résument comme suit :

- ‡ Mise en solution à 500 °C pendant 8 heures
- ‡ Trempe à l'eau chaude à 65 °C
- ‡ Vieillissement* à 155 °C pendant 5, 10, 15 et 20 heures (T6) ou 220 °C pendant 5, 10, 15, 20 et 25 heures (T7) et refroidi à l'air ambiant

*Selon Ballard⁶⁷, l'intervalle de température de précipitation acceptable pour les alliages LM2, LM4, LM6, LM20, LM24, LM25 et LM27 est de 95 °C à 250 °C. Le LM24 étant l'équivalent britannique du A380.1.

Le fait d'effectuer le revenu sur différentes périodes de temps permet d'obtenir des courbes en fonction du temps de vieillissement et ce pour deux (2) températures différentes. Ces courbes sont la limite élastique (σ_y), la limite ultime (σ_u) et la déformation (E%). On utilise de l'eau chaude à 65 °C pour diminuer les chocs thermiques et ainsi éviter la fissuration, le craquage des pièces (tapures) et/ou les distorsions.

Comme le vieillissement artificiel s'est fait sur plusieurs semaines, pour empêcher les effets de vieillissement naturel prématurés, les échantillons ont été placés dans un réfrigérateur à une température d'environ - 12 °C. Parce que selon Murali *et al.*⁶⁸ la limite ultime (LU) d'un alliage Al-7Si-0,3Mg peut passer d'environ 250 MPa à 190 MPa en l'espace de huit (8) heures seulement à température de la pièce (20 °C). Des effets semblables se font sentir aussi sur la limite élastique et la dureté. Pashley *et al.*⁶⁹ attribuent ce phénomène à la précipitation du Mg₂Si. Ils mentionnent également que, entre la mise en solution et le vieillissement artificiel, la taille de ce constituant augmente avec la durée d'exposition de la pièce à une température ambiante. Il existe une explication logique pour les résultats inférieurs de la série à 0,5 % de magnésium comparativement à la série à 0,3 %. En fait, le problème est la fusion de la phase complexe Al₅Mg₈Cu₂Si₆.

Les travaux de Moustapha *et al.*⁷⁰ démontrent que l'addition de magnésium à des alliages de Al-Si-Cu mène à la formation de cette phase complexe. La solubilité de cette

phase durant un traitement thermique de mise en solution à 500 °C est très faible. Ainsi, une large proportion de cuivre et de magnésium de l'alliage n'est pas utilisée durant le procédé de vieillissement à 155 °C ni à 220 °C. Ceci explique alors pourquoi les propriétés mécaniques de l'alliage à 0,5 % de magnésium (alliage DCM5) sont plus faibles que celles obtenues avec les alliages contenant 0,3 %.

En augmentant la température de mise en solution afin d'accélérer la dissolution de la phase complexe $\text{Al}_5\text{Mg}_8\text{Cu}_2\text{Si}_6$, il y a provocation de la fusion instantanée (incipient melting) de cette phase créant de ce fait une quantité considérable de pores. Ainsi, ces vides affaiblissent l'alliage et sont propices à l'initiation de fissures en fatigue.

Dans l'alliage A380.1 qui contient 3,5 % poids de Cu et entre 0,3 % à 0,5 % poids de Mg, le durcissement pendant le vieillissement artificiel à 155 °C ou 220 °C fait place à la précipitation des trois principaux composants de cette phase qui sont Mg_2Si , CuAl_2 et Al_2CuMg . La résistance finale de l'alliage résultant du durcissement est caractérisée par la précipitation simultanée de ces phases en terme de fraction volumique, de leur taille et de leur structure, c'est-à-dire cohérente ou incohérente.

Lors d'une dislocation, cette dernière cisaille le précipité en pénétrant ou en sortant d'une particule et crée ainsi une petite interface de largeur (b) ce qui nécessite un travail égal au changement de force de cohésion. (Voir figure 76 partie a) Donc, lorsque les précipités ont une structure ordonnée le passage de la dislocation détruit l'ordre interne.

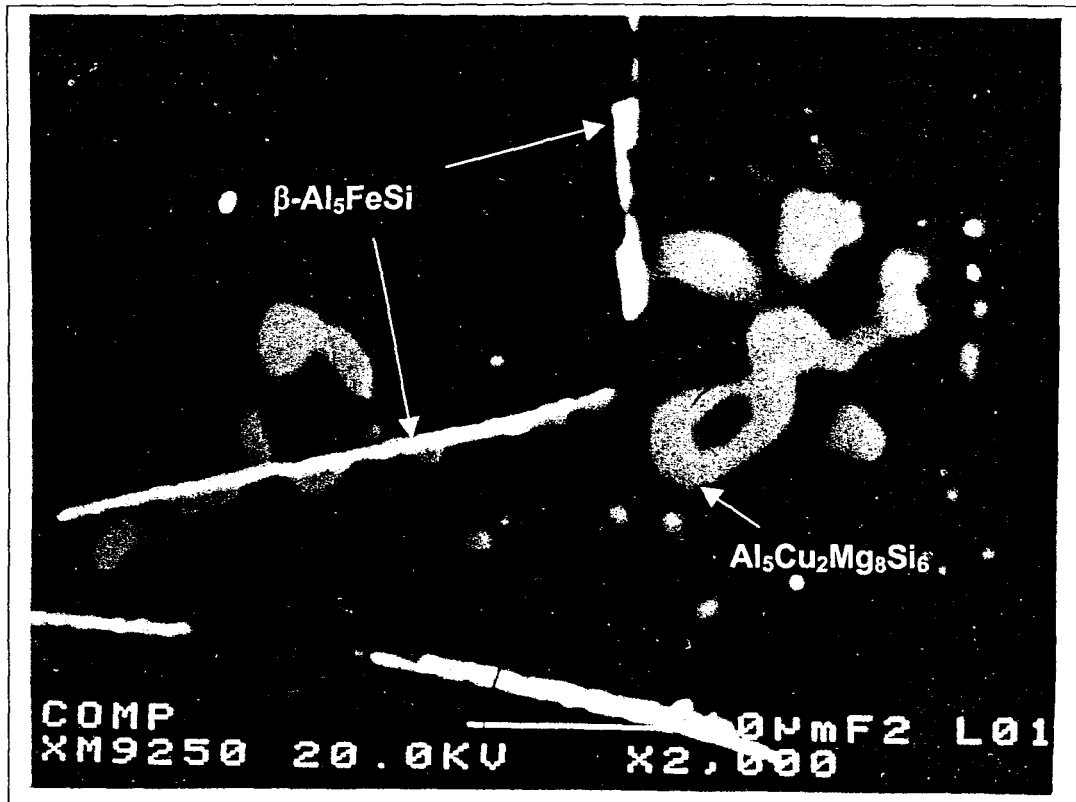


Figure 75 Image de pores issus de la fusion instantanée d'un microscope à balayage électronique. Barreau de traction contenant 0,45 % Mg et 3,5 % Cu⁷⁰.

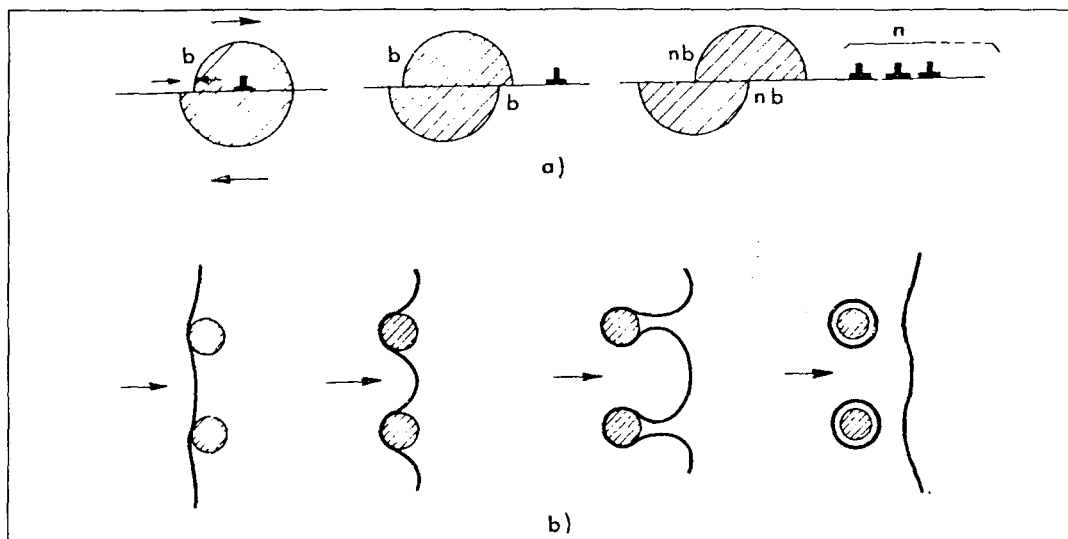


Figure 76 a) cisaillement d'un précipité cohérent; b) contournement de précipités (mécanisme d'Orowan)²⁶.

Les précipités incohérents ne peuvent quant à eux être traversés par les dislocations. Pour un précipité dur (son module de Young supérieur à celui de la matrice), les dislocations sont repoussées. Une dislocation sous l'action de la contrainte appliquée dans son plan de glissement forme des boucles entre les précipités. La particule a atteint un diamètre critique et il est donc plus facile pour la dislocation de la contourner que de la traverser. La partie inférieure de la figure 76 soit (b) représente la succession des événements. C'est ce qu'on appelle le mécanisme d'Orowan.

3.3.5.3 Précipitation des Zones G.P. et des phases

La figure 77 montre la relation de la structure avec la dureté d'un alliage d'aluminium contenant 4 % cuivre. Nous voyons qu'il y a deux zones de durcissement, soit G.P.1 et G.P.2 pour une température de 130 °C. Lorsque cette température augmente, la courbe se déplace vers un laps de temps plus court et une contrainte (dureté) plus faible pour obtenir une seule zone G.P. La séquence de durcissement structural des alliages de cuivre jusqu'à la phase non cohérente à l'équilibre peut être représentée de la façon suivante :

solution solide \rightarrow Zone G.P. 1 \rightarrow Zone G.P. 2 \rightarrow phase θ' \rightarrow phase θ'' (CuAl₂)

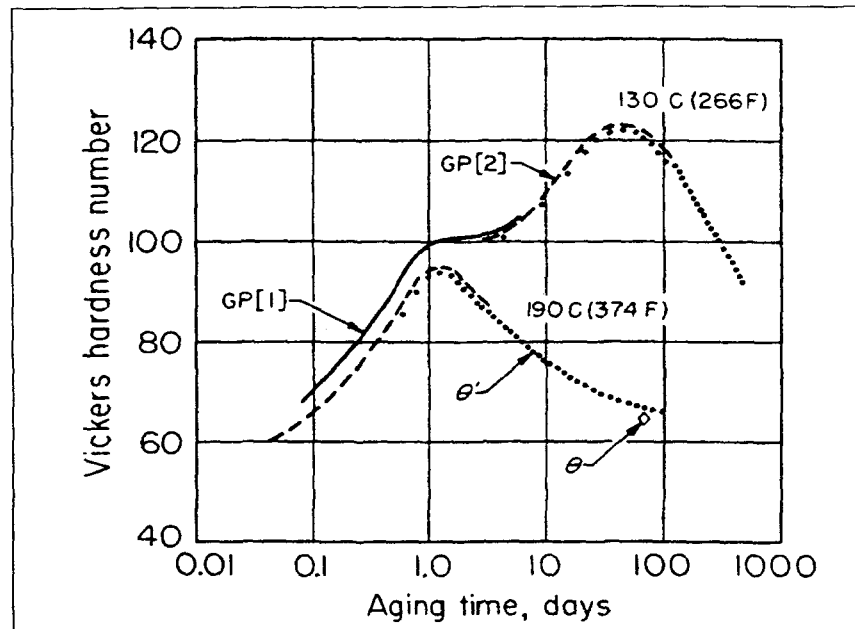


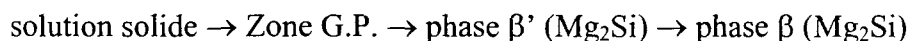
Figure 77 Corrélation de la structure et de la dureté d'un alliage d'aluminium à 4 % de cuivre et vieilli à deux températures différentes¹⁵.

Dans les alliages de type Al-Cu-Mg, l'addition de magnésium aux alliages d'aluminium-cuivre permet d'accélérer et d'intensifier le durcissement par vieillissement naturel. Le vieillissement à température élevée d'un alliage 2024-T4 par exemple produit une phase de transition S' (Al₂CuMg) qui est cohérente sur le plan {021}. Puis, un survieillissement est associé à la phase à l'équilibre S (Al₂CuMg) non cohérente. Nous pouvons interpréter la séquence de précipitation comme suit :

solution solide → Zone G.P. → phase S' (Al₂CuMg) → phase S (Al₂CuMg)

Finalement, pour les alliages de type Al-Mg-Si, une résistance appréciable apparaît lorsque la période d'attente à température de la pièce est prolongée. Cette résistance est attribuable à la formation de zones qui, initialement sphériques, possèdent une forme en

aiguille avec une structure ordonnée de Mg_2Si . La séquence normale de précipitation est la suivante :



Donc, pour les tests en fatigue les échantillons sans magnésium ajouté ont un durcissement causé par la présence du Al_2Cu seulement sans porosité. Suite aux explications précédentes, la présence croissante du titre en magnésium favorise l'apparition de porosité lors de la mise en solution. Pour cette raison, la contrainte utilisée lors de l'application de la charge en fatigue ne fut pas un pourcentage de la limite ultime mais plutôt un pourcentage de la limite élastique. Dans le prochain chapitre, il sera question de ces porosités observées à l'aide d'images tirées de microscopes optiques et électroniques. Il sera donc possible de déterminer leur taille, de même que la fraction volumique qu'elles occupent.

En terminant, la figure 78 indique les différents types de structures que l'on est susceptibles d'obtenir lors du traitement thermique d'un alliage d'aluminium-silicium-magnésium vieilli à 220 °C. Dans les figures 78-① et 78-②, on remarque une structure fine composée de particules incohérentes observables dans la première région de Guinier-Preston. Dans la figure 78-③, il s'agit d'une structure cohérente formée de particules larges. Cette structure caractérise l'état d'équilibre des particules présentes lors de conditions se situant entre les zones G.P. Finalement, dans la figure 78-④ c'est un

mélange de particules fines (phase 2) et grossières (phase 1) et la figure 78-⑤ montre une structure cohérente formée de particules larges uniquement.

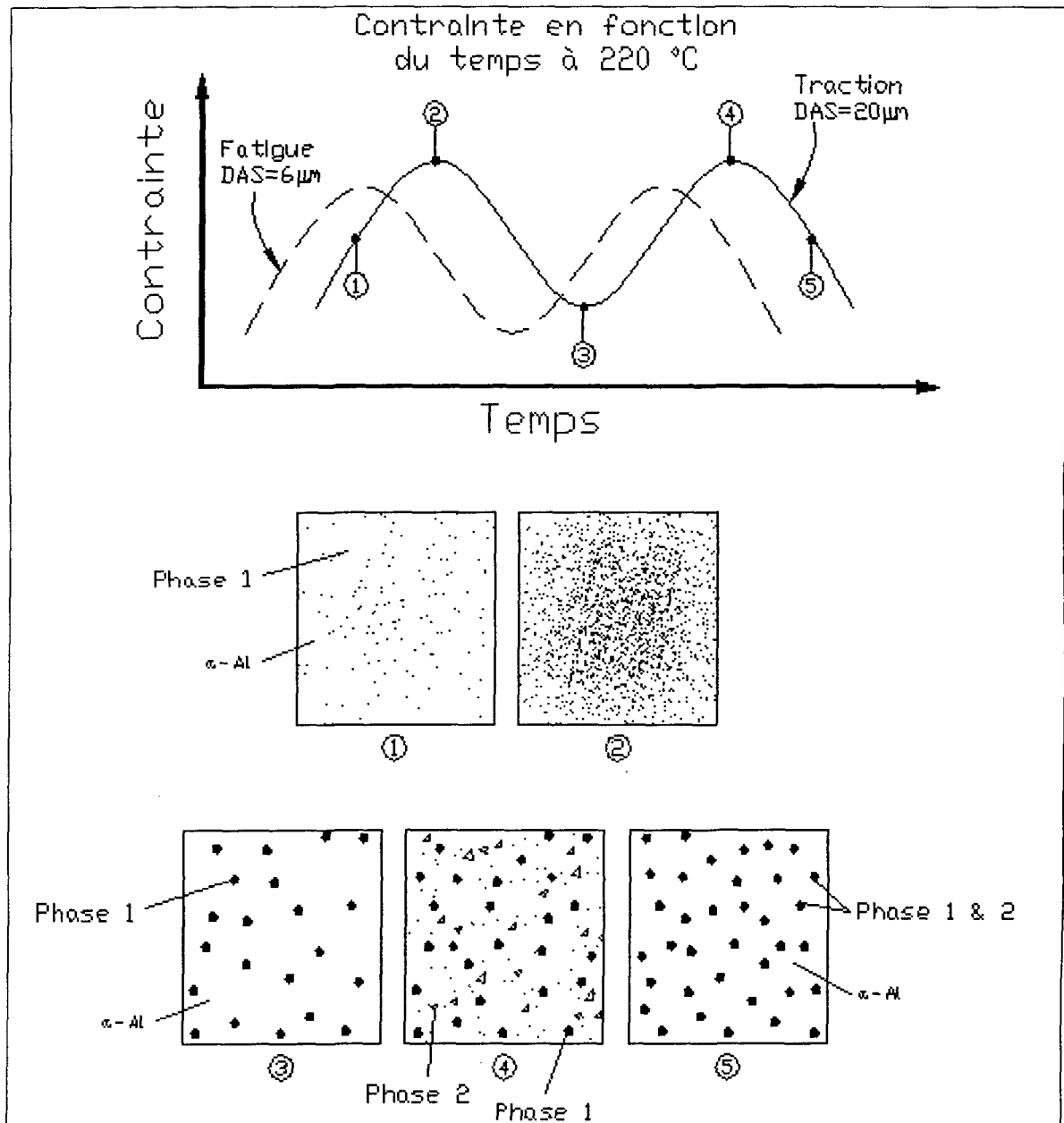


Figure 78 Schématisation de la structure observable au pic de vieillissement (zone G.P., particules incohérentes et fines) et vallée entre deux pics, (particules cohérentes et larges).

Il faut préciser que dans le cas des barreaux de traction, les espaces interdendritiques sont de 20 à 25 μm . En contrepartie, les barreaux de fatigue de dimension inférieure ont des distances interdendritiques autour de 3 à 6 μm . Par conséquent, la cinétique de précipitation est plus rapide dans le cas des échantillons de fatigue que dans le cas des barreaux de traction ce qui mène à des phases plus fines. Gaber⁷¹ a étudié le phénomène de la cinétique de précipitation. Il en est venu à conclure que la dissolution du magnésium dans l'aluminium (effet du durcissement par solution solide), l'apparition des zones G.P. et la précipitation cohérente entraînaient une augmentation de la dureté et de la résistance de l'alliage. Il soutient également que l'analyse cinétique permet d'évaluer la taille des particules précipitées (plus le refroidissement est rapide, plus les précipités sont fins).

3.3.5.4 Effet du magnésium et du cuivre sur la structure

Comme on le sait le magnésium est réputé à tort ou à raison, pour nuire à la structure donc aux propriétés mécaniques des alliages d'aluminium. Il a été établi que le taux de magnésium standard dans l'alliage A380.1 était de 0,1 %. Toutefois, plusieurs chercheurs ont mis en doute cette norme. Qui plus est, l'atteinte de cette limite demande un traitement au chlore ce qui n'est pas sans engendrer des coûts, des délais et surtout des effets considérables sur l'environnement.

Dasgupta *et al.*²⁹ ont réalisé une étude sur l'effet de l'accroissement du niveau de magnésium sur les propriétés mécaniques d'un alliage 319 modifié au strontium. Ils en ont conclu que l'ajout de magnésium (0,08 à 0,63 %) sur l'alliage a très peu d'effet sur la

structure et ce pour des conditions après coulée ou après traitement thermique de type T5. Essentiellement, la microstructure révélait des cristaux de silicium en forme de plaquettes angulaires, ces cristaux étant responsables des basses valeurs de ductilité obtenues aux conditions après coulée et après traitement T5.

Comme si ce n'était pas suffisant, Joenoes et Gruzleski⁷² ont démontré qu'un taux de magnésium atteignant 1 % en poids pouvait améliorer certaines propriétés. En effet, pour un alliage hypoeutectique Al-7Si et un eutectique Al-13Si, l'ajout de magnésium permet un raffinage de la phase de silicium et un abaissement de la température eutectique. La morphologie du silicium passe ainsi d'aciculaire fine à une structure lamellaire.

Le cuivre quant à lui contribue au durcissement structural de l'alliage mais en diminue la ductilité. Il est responsable de la formation de la phase intermétallique CuAl_2 précipitée sous forme eutectique. Somme toute, il décroît la température eutectique et ce même en présence de différentes quantités de magnésium.

CHAPITRE 4

MICROGRAPHIE ET FRACTOGRAPHIE DES ÉCHANTILLONS DE FATIGUE

CHAPITRE 4

MICROGRAPHIE ET FRACTOGRAPHIE DES ÉCHANTILLONS DE FATIGUE

4.1 INTRODUCTION: MÉCANISME DE SOLIDIFICATION

Avant de passer à l'examen des microstructures, fractographies ou analyses thermiques comme tel, il faut observer les phases possibles¹⁴ dans l'alliage A380.1 de même que les particularités qui les caractérisent après solidification.

Tableau 14 Phases observées par microscopie MEB / R-X après solidification¹⁴.

No	Phase	Caractéristique
1	α -Al*	Dendrites
2	$\text{Al}_{15}\text{Mn}_3\text{Si}_2^*$	Script brun
3	Al_5FeSi^*	Aiguille
4	Si	Gris
5	Mg_2Si^*	Noir
6	Al_2Cu^*	Particules roses
7	$\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$	-

* Confirmé par diffraction aux rayons x (XRD).

4.2 EXPÉRIMENTATION

4.2.1 Analyse thermique

L'étude des propriétés structurales de l'alliage a débuté par l'analyse thermique. Même si cette technique n'est utilisée pour les alliages d'aluminium que depuis environ cinquante (50) ans, elle date de plus d'un siècle. Cependant, l'avènement des convertisseurs analogiques/digitaux qui permettent l'enregistrement automatique d'une multitude de données dans un court laps de temps a permis à l'analyse thermique d'occuper une place prépondérante dans le secteur des fonderies d'aujourd'hui.

Donc, l'analyse thermique a été effectuée, pour les trois concentrations, en versant le métal fondu dans un moule de graphite de 80 mm de longueur et de 60 mm de diamètre. Pour atteindre la condition de refroidissement à l'équilibre (ou près de) le moule a été préchauffé à 600 °C. Un thermocouple à haute sensibilité de type K (chromel/alumel) a été fixé au bas du moule pour permettre la cueillette des données. Ces données ont été recueillies par un système d'acquisition à une fréquence de cinq (5) lectures par seconde de l'état liquide complet (sortie du four) jusqu'à l'état solide complet (solidification dans le creuset d'analyse). Par la suite, avec ces données, la courbe de refroidissement (ou de solidification) a été tracée de même que sa première dérivée.

Pour comprendre la courbe de refroidissement, cinq (5) courbes idéales telles que présentées dans la figure 79 ont été utilisées. La première courbe (a) représente le refroidissement d'un corps solide sans solidification et refroidissant par refroidissement newtonien. La vitesse de refroidissement est gouvernée par la différence de température

entre le corps et son environnement. Cette vitesse rapide au début décroît graduellement dans le temps. Dans la figure suivante (b) on peut voir la solidification d'un métal pur qui a lieu à une température unique, d'où la raison d'un plateau sur la courbe. Le liquide présent avant le temps (a) et le solide après le temps (b) refroidissent de manière newtonienne. Les alliages de solution solide se solidifieront sur une certaine gamme de température telle que présentée dans la figure (c) tandis que d'autres alliages de type eutectique se solidifieront comme un métal pur (courbes (b) et (d)). Les alliages hypoeutectiques ou hypereutectiques présenteront une forme combinant la solidification des alliages de solution solide et celle des alliages eutectiques.

En réalité, la courbe obtenue présente quelques différences par rapport aux courbes idéales. La réaction de solidification nécessite l'accumulation d'une certaine énergie pour initier le refroidissement. En général, cette accumulation s'identifie sur la courbe par une baisse de température sous la température d'équilibre de la réaction. Cette baisse est appelée surfusion. Dès le début de la solidification, la température augmente près de la température d'équilibre de la réaction, phénomène appelé « recalescence ».

La figure 80 montre les différents paramètres de la courbe de refroidissement (solidification). La surfusion de même que la recalescence correspondantes sont associées à la formation d'une phase primaire ou d'une phase eutectique. Ce phénomène est à l'origine des premiers travaux effectués sur l'aluminium avec la technique de l'analyse thermique⁷³. Puisque l'amplitude de la surfusion est proportionnelle à la taille des grains, elle a servi en premier lieu à vérifier l'effet de l'addition d'un affineur de grains comme le TiB_2 .

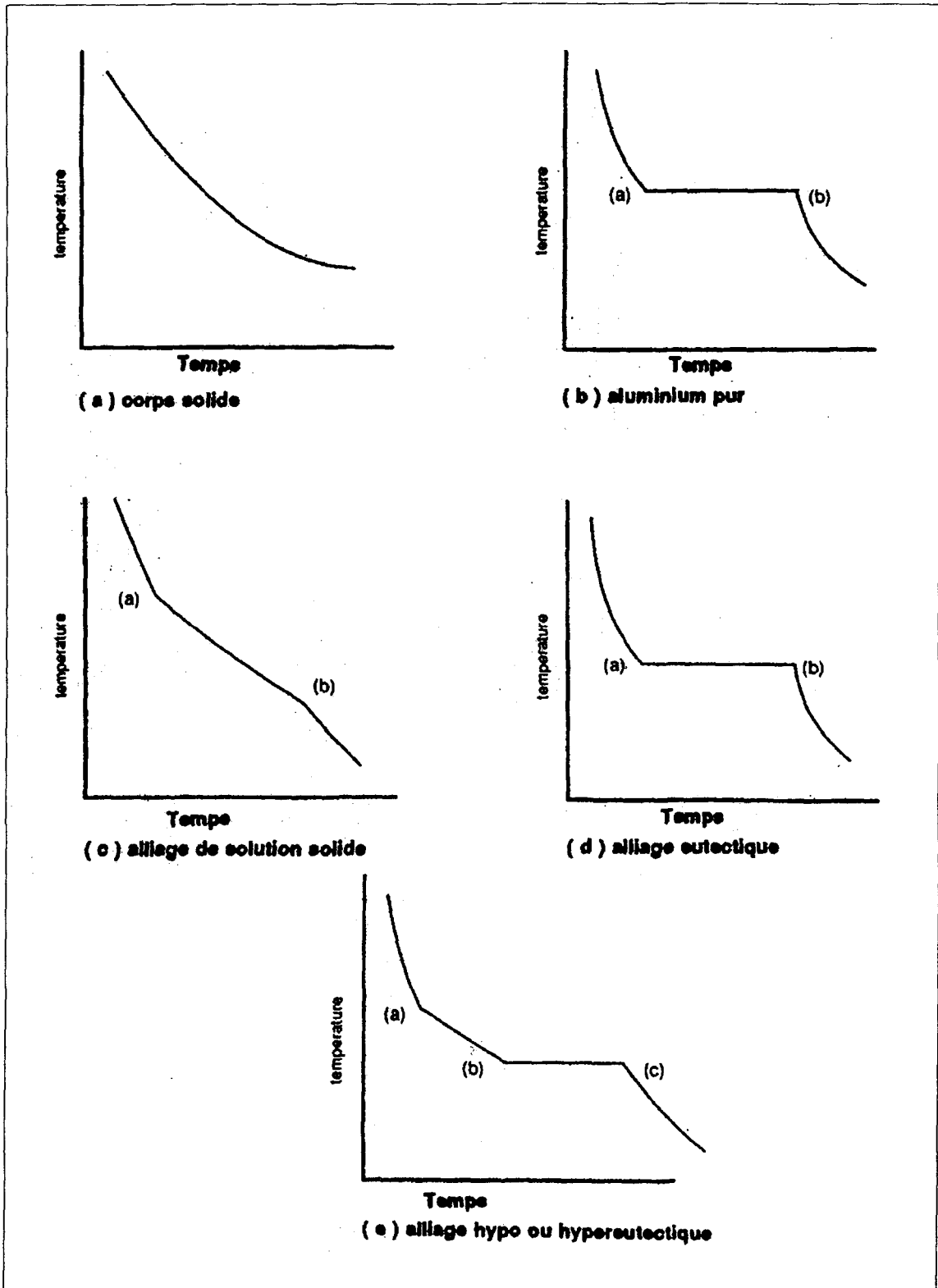


Figure 79 Courbes de refroidissement idéalisées⁷⁴.

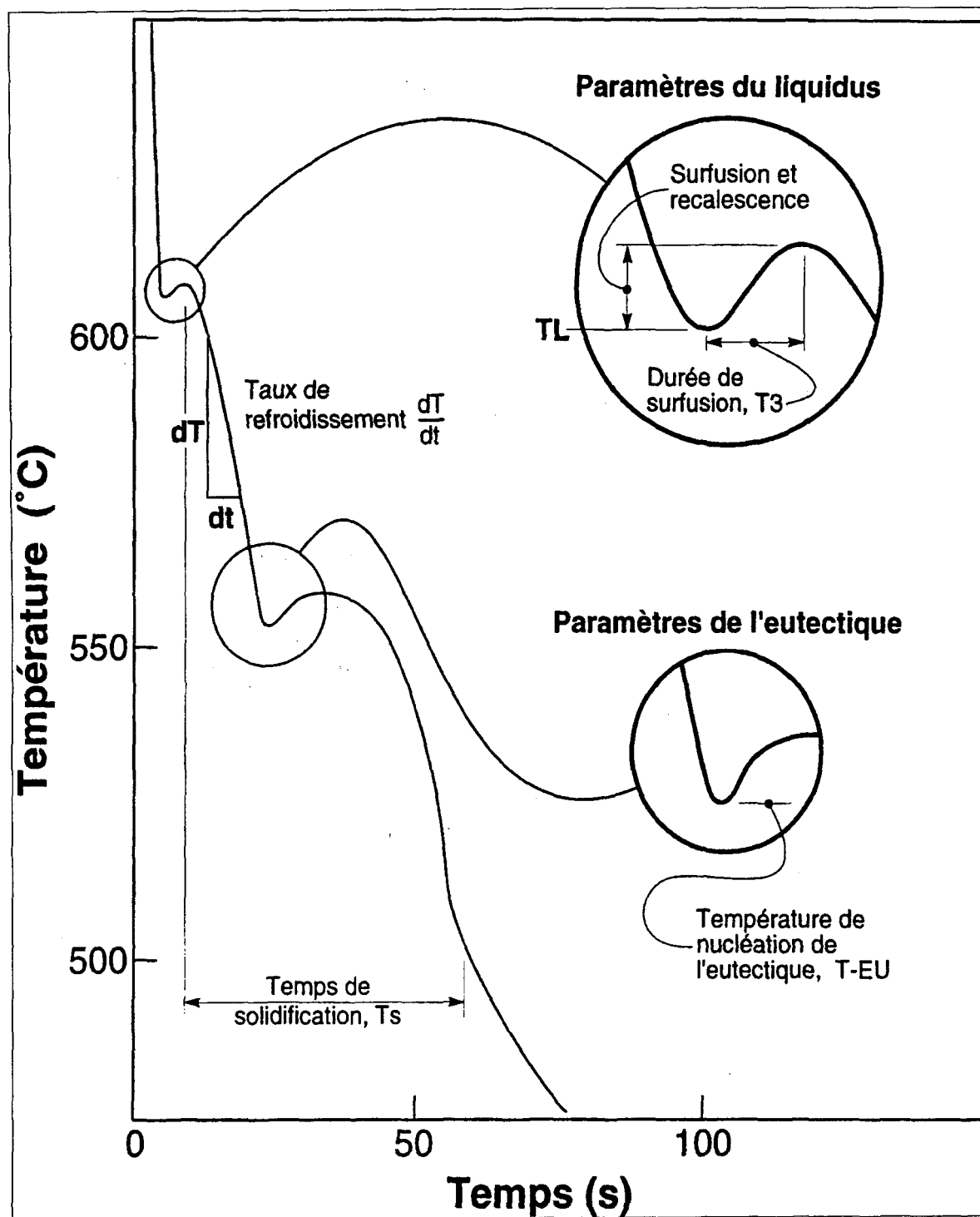


Figure 80 Représentation des différents paramètres de la courbe de refroidissement⁷⁵.

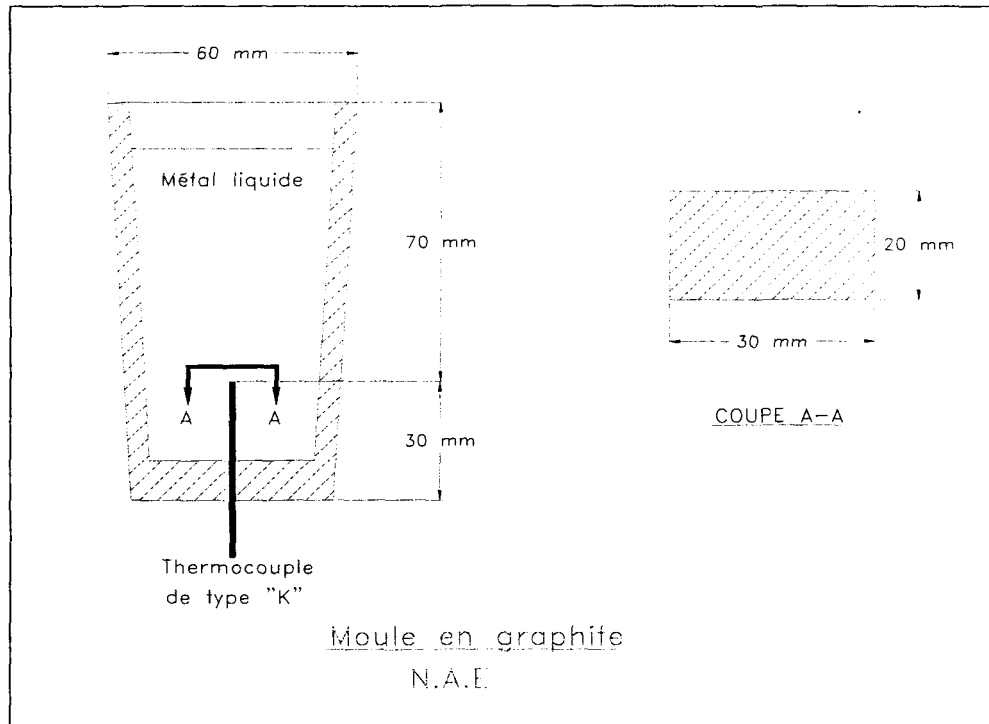


Figure 81 Schéma du montage utilisé pour l'analyse thermique. Moule chauffé à 600 °C et section prise pour l'analyse métallographique.

Une deuxième différence importante entre les courbes théoriques et celles obtenues lors de l'expérimentation vient de la complexité des alliages. En fait, comme les alliages sont de plus en plus complexes, chaque élément d'alliage apporte une contribution particulière ou différente à la courbe de refroidissement, ce qui n'est pas sans compliquer la tâche de l'analyse. Il a donc fallu procéder à l'étude de ces courbes de refroidissement pour chaque valeur de magnésium utilisée dans ce projet. Le montage utilisé pour effectuer cette analyse est représenté dans la figure 81 ci-dessus.

4.2.2 Analyse de microstructure (micrographie)

Pour bien comprendre les phénomènes analysés, des micrographies ont été effectuées sur des morceaux provenant d'échantillons à deux (2) conditions différentes soit après coulée et après mise en solution. La tranche extraite de l'échantillon a été tirée près de la fracture. (Voir figure 82 à la page suivante) Cette dernière a par la suite été montée dans une pastille de résine phénolique, un plastique thermodurcissable pour faciliter la manipulation. Lors de l'extraction, il est impératif de prévenir tout échauffement qui pourrait altérer la structure à étudier.

Afin de rendre l'observation possible à très petite échelle, chaque pastille contenant les morceaux d'échantillons à examiner a été polie mécaniquement jusqu'à l'obtention d'un fini de surface de moins de 1 μm (miroir). Il faut alors éviter tout contact avec la surface polie pour en empêcher sa contamination.

Le but de l'analyse micrographique est d'identifier les multiples constituants et/ou phases en présence selon la sévérité de l'attaque et ce à l'équilibre et après le moulage sous pression. Pour ce faire, un microscope optique « Olympus » a été utilisé. Puis un analyseur d'images de type « Leco 2001 » a été employé pour quantifier les phases et la porosité.

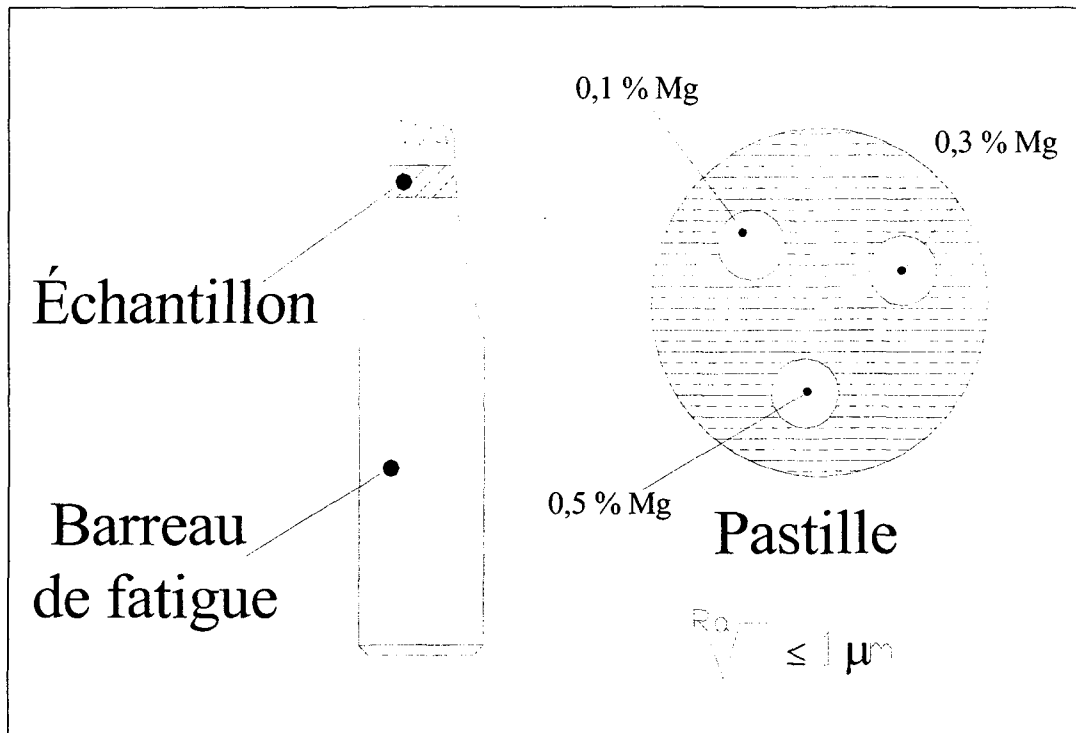


Figure 82 Schéma d'extraction et de préparation d'une pastille de polissage.

4.2.3 Analyse d'image

L'analyse d'image permet de déterminer la fraction volumique occupée par les pores dans l'alliage de même que leur taille. Comme il a été question lors du chapitre précédent, la température de mise en solution étant relativement élevée cela entraîne la fusion instantanée (incipient melting) des phases de cuivre Al_2Cu et $\text{Al}_5\text{Mg}_8\text{Cu}_2\text{Si}_6$. Ainsi, cette fusion amène la formation des pores. Ces défauts affaiblissent l'alliage en traction et particulièrement en fatigue.

4.2.4 Analyse de fracture (fractographie)

Pour compléter l'analyse de la structure, l'étude de fractographie a également été effectuée. L'examen de fractographie s'est fait au laboratoire du « Centre de Technologie Noranda » à Montréal. L'appareil utilisé est un microscope à balayage électronique (MEB) d'une puissance de 20 kV. Cette application permet de déterminer le mode de rupture des échantillons après diverses conditions de traitement thermique et de contraintes appliquées. Elle est nécessaire pour comprendre les causes de la rupture et si elle s'est faite de façon fragile ou ductile. Elle sert également à identifier, s'il y a lieu, un point d'initiation, une zone de propagation et finalement une région de rupture.

Selon Masounave *et al.*⁷⁶, le déroulement usuel d'une étude fractographique inclut généralement les étapes suivantes :

- Une analyse visuelle de la structure et de la pièce, afin de déterminer les régions de la rupture qui apporteront le plus d'informations.
- Une observation au microscope optique à faible grossissement.

note: Ces deux premières étapes devraient permettre de délimiter les régions où la rupture a été initiée et parfois le mode de rupture.

- Une analyse plus détaillée avec des instruments plus compliqués tels que le microscope électronique à balayage ou à transmission devrait pouvoir confirmer le

mode de rupture (ductile ou fragile, trans ou intergranulaire, fissuration secondaire, fatigue, effet de l'environnement...)

- Une analyse métallographique apporte bien souvent des renseignements complémentaires forts intéressants : microstructure, phases, densité et nature des inclusions. Une analyse de la composition chimique du matériau permet de compléter le portrait global du matériau utilisé.

4.3 RÉSULTATS ET DISCUSSIONS

4.3.1 Courbes de solidification de l'alliage A380.1 à l'équilibre

Voici maintenant les résultats expérimentaux de l'analyse thermique de laquelle ont été tracées les courbes de solidification. Elles sont présentées dans l'ordre habituel, c'est-à-dire pour 0,1 %, 0,3 % et 0,5 % de magnésium. On retrouve en abscisse le temps en secondes, en ordonnée à gauche la température en degrés celcius pour la ligne fine et en ordonnée à droite le différentiel de la température par rapport au temps (dT/dt) pour la ligne qui oscille.

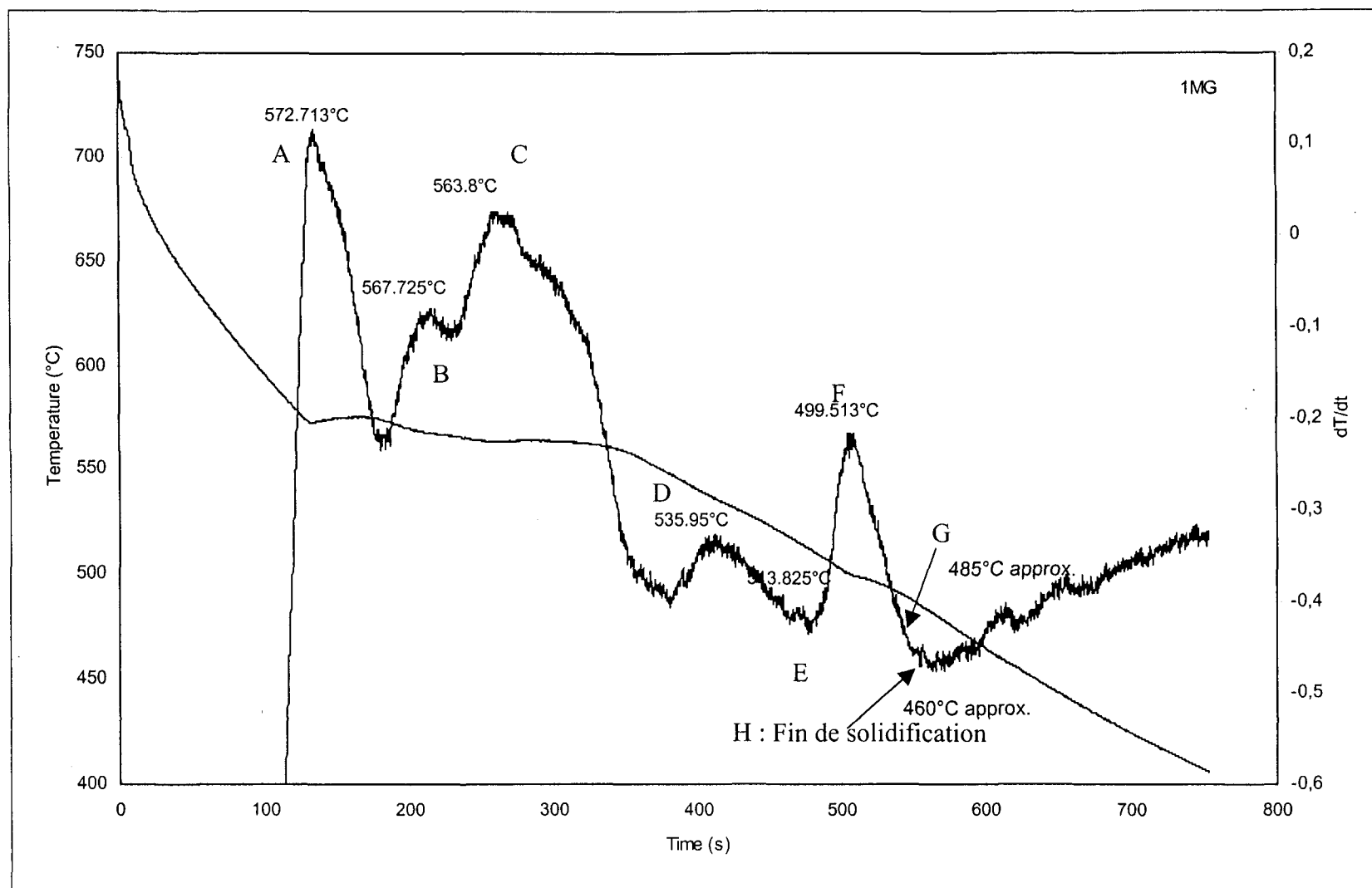


Figure 83 Courbe de solidification pour 0,1 % de magnésium.

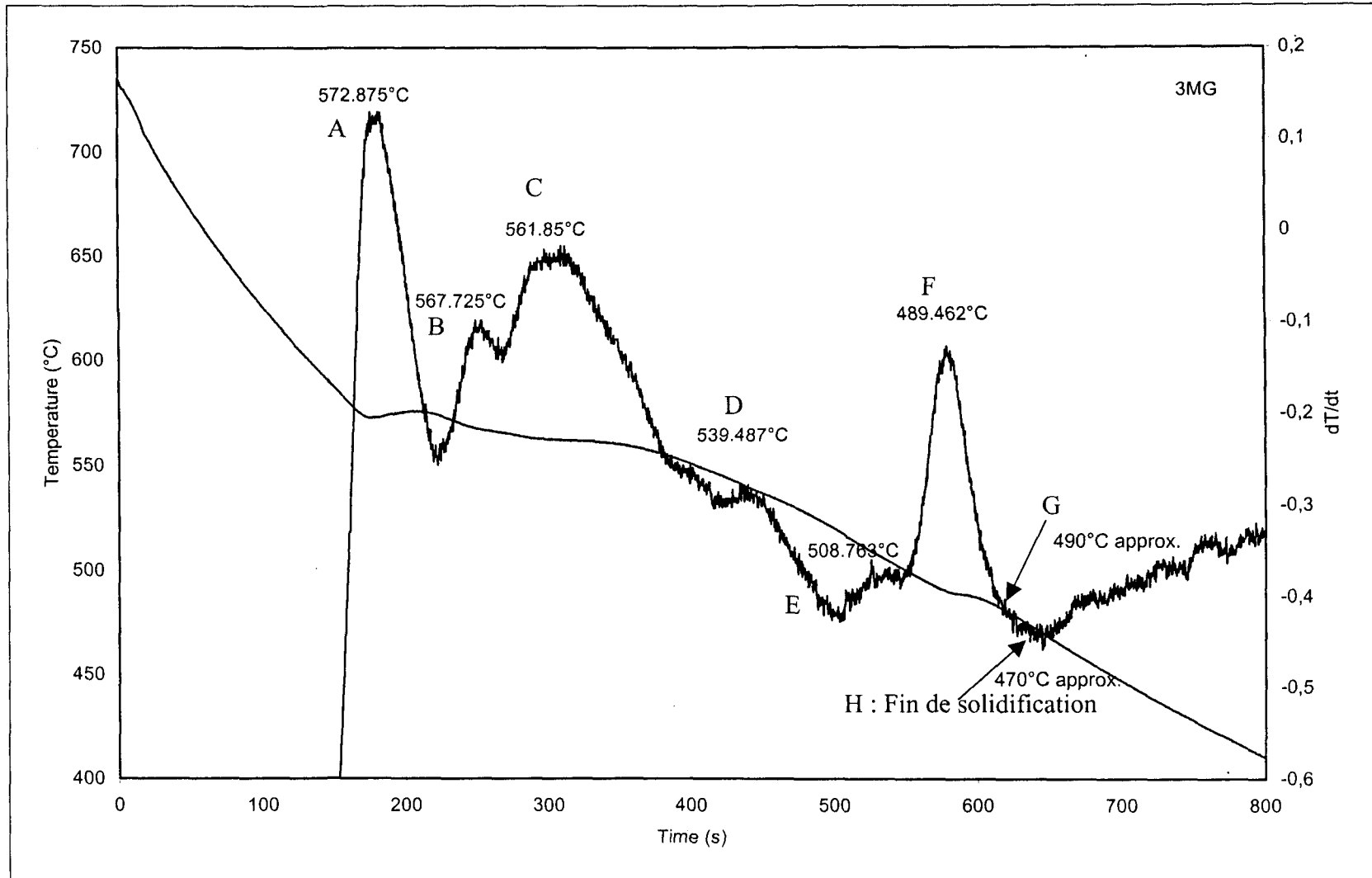


Figure 84 Courbe de solidification pour 0,3 % de magnésium.

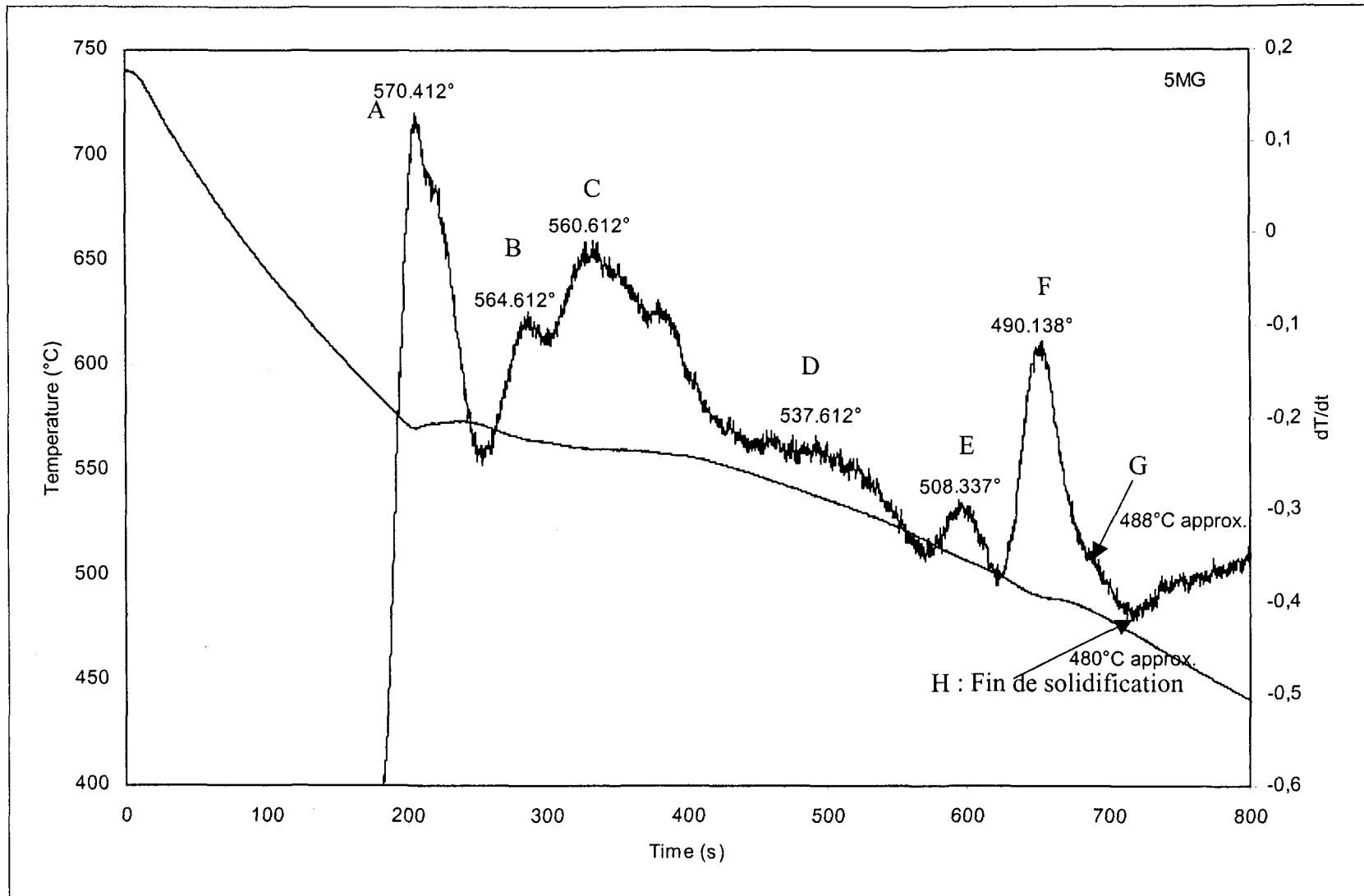


Figure 85 Courbe de solidification pour 0,5 % de magnésium.

Tableau 15 Données de solidification des trois alliages.

Points	Température mesurée (°C)			Caractéristiques
	0,1 % Mg	0,3 % Mg	0,5 % Mg	
A	572,7	572,9	570,4	Formation phase α - Al
B	567,7	567,7	564,6	Formation phase β - Fe
C	563,8	561,9	560,6	Formation de l'eutectique silicium
D	536	539,5	537,6	Formation du Mg_2Si
E	513,8	508,8	508,3	Transformation phase β - Fe $\rightarrow Al_8Mg_3FeSi_6$
F	499,5	489,5	490,1	Formation du Al_2Cu
G	485 approx.	490 approx.	488 approx.	Formation du $Al_5Mg_8Cu_2Si_6$
H	460 approx.	470 approx.	480 approx.	Fin de solidification

À la lumière des données du tableau 15 ci-dessus, tirées des courbes précédentes, on constate qu'il y a peu de variance entre les courbes. Mais, on remarque que lorsque le taux de magnésium augmente, la courbe s'aplanit quelque peu entre les points « E » et « F ». Cela vient du fait que la fraction volumique de la phase Mg_2Si qui précipite à ces températures, augmente avec l'accroissement du titre en magnésium. On observe aussi qu'au fur et à mesure que le taux de magnésium s'accroît, les courbes se déphasent vers la droite, c'est-à-dire que la solidification est plus longue en raison de la transformation partielle de la phase β en $Al_8Mg_3FeSi_6$ et de la précipitation de la phase en $Al_5Mg_8Cu_2Si_6$.

4.3.2 Micrographies à l'équilibre

L'analyse microstructurale débute par des micrographies provenant de l'alliage à l'équilibre, c'est-à-dire selon un refroidissement lent (correspondant à un espace interdendritique d'environ 85 μm). Dans la figure 86 laquelle représente l'alliage de base solidifié à l'équilibre, on voit principalement trois (3) constituants sur la matrice d'aluminium (fond en gris pâle). Tout d'abord, il y a de grandes aiguilles gris pâle connues sous la phase Al_5FeSi . Puis, de plus petites aiguilles gris foncé (roses sur le microscope optique) qui représentent le silicium eutectique. Finalement, une forme plus arrondie également gris pâle indique la présence de Al_2Cu . La figure 87 montre l'alliage à 0,5 % poids magnésium solidifié aussi à l'équilibre. On peut remarquer qu'à toutes fins pratiques il n'existe pas de différence notable avec la figure 86 qui indique l'alliage de base.

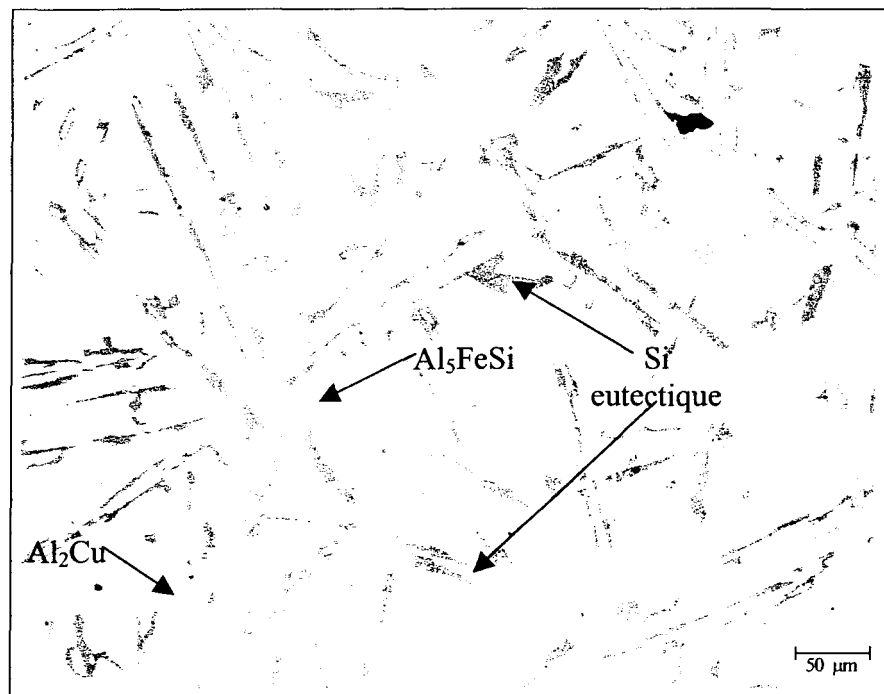


Figure 86 Microstructure de l'alliage à 0,1 % poids Mg.

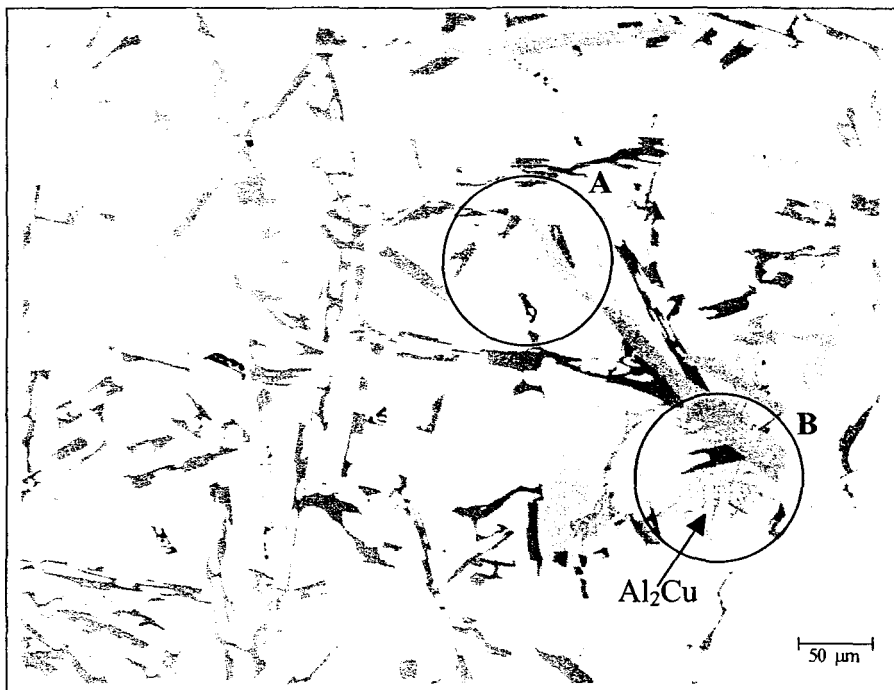


Figure 87 Microstructure de l'alliage à 0,5 % poids Mg.

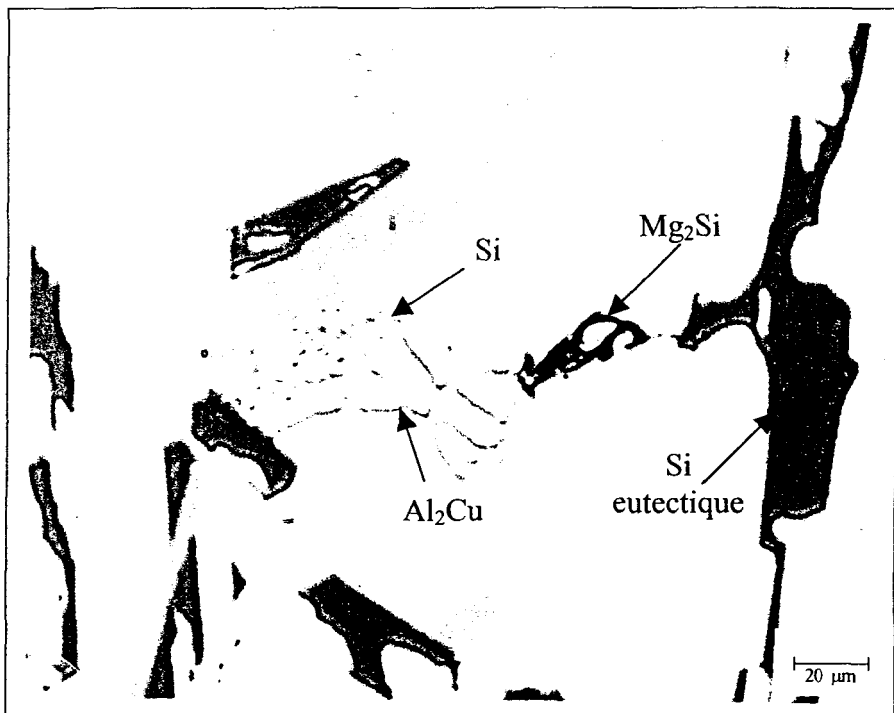


Figure 88 Microstructure de l'alliage à 0,5 % poids Mg.

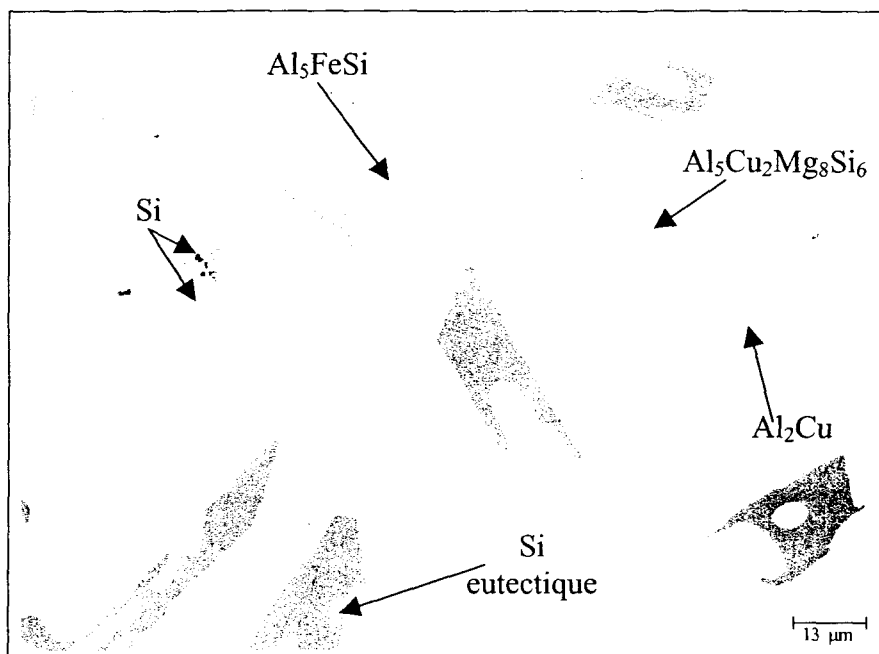
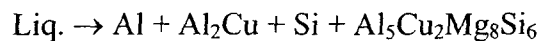


Figure 89 Microstructure de l'alliage à 0,5 % poids Mg.

La figure 88 provient d'une section agrandie (A) de la figure 87. Outre l'échelle de la photo, la différence majeure que l'on peut constater dans cette figure amplifiée est la chance de voir le Mg_2Si . Cette phase est constituée de particules noires très fines en forme de script chinois. On observe également de grosses taches noires indiquant la présence de silicium eutectique. Finalement, il y a aussi la possibilité d'apercevoir à travers le Al_2Cu de petits points noirs illustrant le silicium à la fin de la solidification. Selon Bäckerud¹⁴, la dernière réaction responsable de l'apparition de ce silicium lors de la solidification est:



La figure 89 vient également d'un agrandissement de la section (B) de la figure 87. En plus de permettre de bien distinguer la morphologie des différentes phases en présence, elle offre l'avantage d'identifier la phase complexe $Al_5Cu_2Mg_8Si_6$ en noir. Cette phase qui

est à l'origine du problème de porosité retrouvé dans les alliages à haute teneur en magnésium précipite toujours sur la phase Al_2Cu . Comme nous avons pu le constater lors de l'analyse thermique, le point de solidification de cette phase est d'environ $490\text{ }^\circ\text{C}$. C'est donc dire qu'au moment de la mise en solution à la température de $495\text{ }^\circ\text{C}$ il y a liquéfaction de celle-ci, ce qui a pour effet de laisser des vides (pores) dans la structure. L'étude des phénomènes de solidification/fusion sera faite un peu plus loin dans ce présent chapitre.

Il serait souhaitable de comparer les micrographies précédentes avec celle de l'alliage obtenu sous pression, c'est-à-dire par refroidissement rapide, ce qui correspond à un espace interdendritique d'environ $4\text{ à }6\text{ }\mu\text{m}$. On voit dans la figure 90 que pour une échelle identique à celle de la figure 87, la structure est beaucoup plus fine. Comme c'est bien connu, c'est le refroidissement accéléré ($\approx 8\text{ }^\circ\text{C/s}$) provoqué par l'utilisation d'un moule sous pression qui est à l'origine de cette structure. À cette échelle il est presque impossible d'identifier les différents constituants en présence.

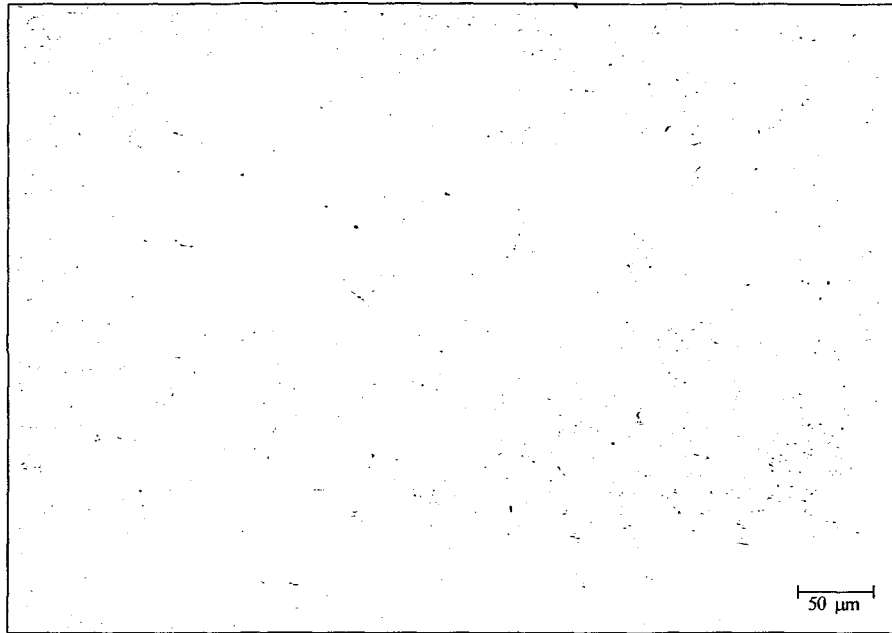


Figure 90 Microstructure de l'alliage à 0,5 % poids Mg après coulée sous pression.

4.3.3 Micrographies d'alliages moulés sous pression

Dans les des pages qui suivent une série de micrographies à différentes échelles est présentée. Diverses conditions de plusieurs alliages obtenus sous pression sont montrées. Ces micrographies ont été prises à l'aide d'un microscope optique.

La micrographie de la page suivante correspond à l'alliage de base après coulée. On peut facilement distinguer les dendrites α d'aluminium d'une taille d'environ 6 μm (espace interdendritique). On y remarque aussi des particules de silicium d'une longueur moyenne de 7,5 μm qui ont précipité sous forme de cristaux allongés qui ressemblent à des bâtonnets, phénomène typique de ces alliages. La phase Al_2Cu quant à elle est ségréguée.

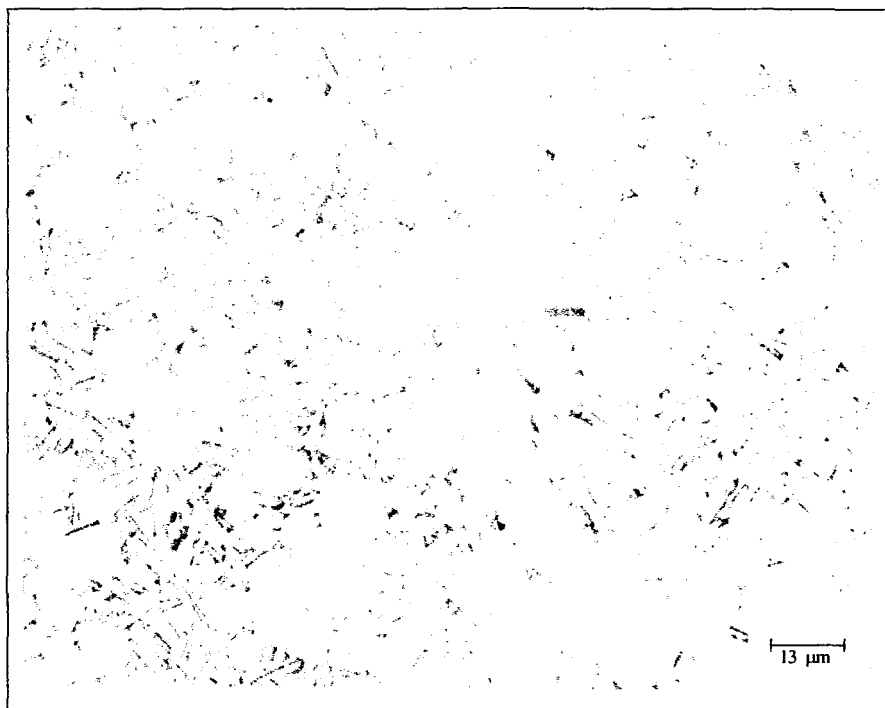


Figure 91 Alliage à 0,1 % de magnésium après coulée.

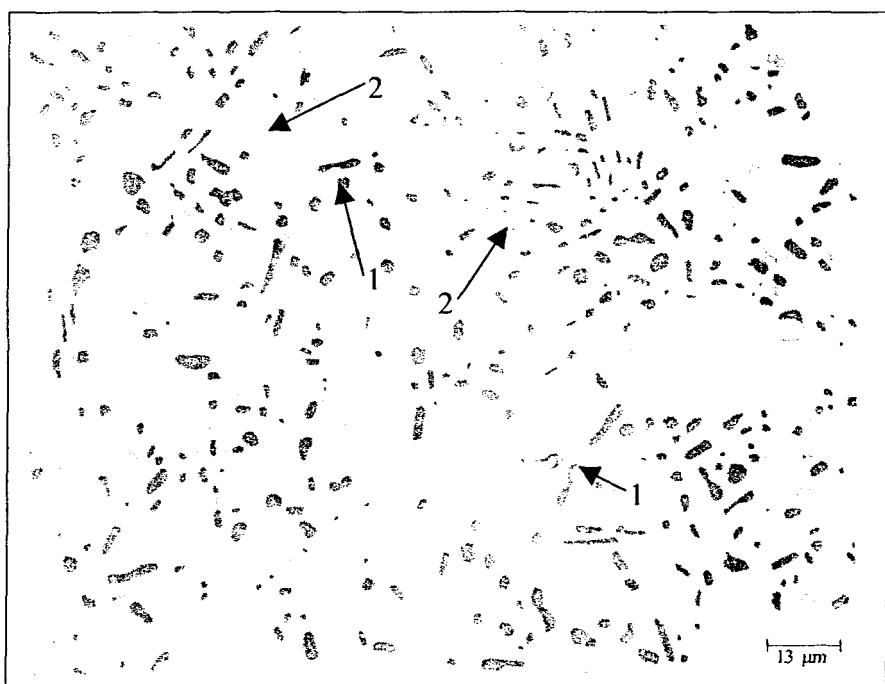


Figure 92 Alliage à 0,1 % de magnésium après mise en solution.

La figure 92 représente exactement le même alliage excepté qu'il a subi un traitement thermique de mise en solution (8h à 495 °C). On y remarque dans un premier temps la sphéroïdisation ainsi que la croissance des particules de silicium (gris foncé) marquées 1. De plus, on note l'absence de Al_2Cu et de Mg_2Si qui sont dissous totalement dans la matrice d'aluminium. Finalement, il y a présence de plaquettes ségréguées (gris pâle) marquées 2 représentant la phase intermétallique de fer $\text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn}, \text{Cr}, \text{Cu})_3\text{Si}_2$ qui est insoluble.

La figure 93 permet de constater la porosité (taches noires) dans un alliage à 0,5 % de magnésium suite à une mise en solution. Ces porosités, on le rappelle, proviennent de la fusion de la phase complexe $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ mais également de celle de la phase Al_2Cu . Dans cette même figure on entrevoit les particules sphériques de silicium marquées 1 et dans le bas à droite une plaquette ségréguée marquée 2.

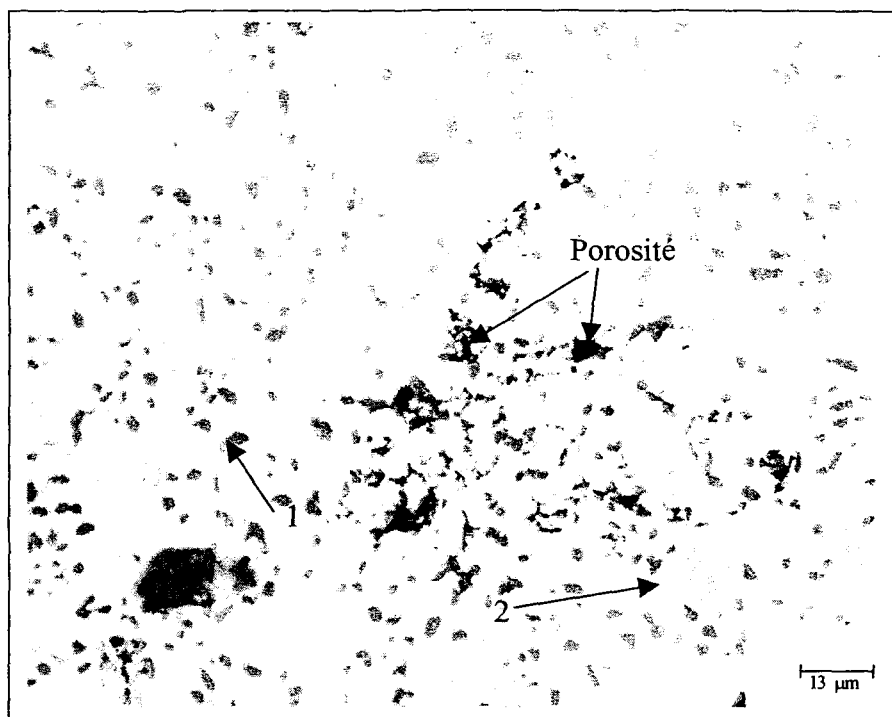


Figure 93 Alliage à 0,5 % de magnésium après mise en solution.

Afin de caractériser les alliages, voici un tableau dans lequel la fraction volumique de la porosité a été quantifiée selon l'alliage de même que le traitement subi.

Tableau 16 Fraction volumique de la porosité (%) selon l'alliage et la condition.

Alliage \ Condition	Condition	
	Après coulée	Mise en solution
0,1 % Mg	0,015	0,80
0,3 % Mg	0,018	1,28
0,5 % Mg	0,018	1,42

Suite à ces résultats, on peut confirmer que l'accroissement du titre en magnésium favorise l'apparition de porosités dans cet alliage après la mise en solution. Dans un premier temps, il y a peu de différence pour les trois alliages après coulée. Puis, du côté des alliages ayant subi une mise en solution on observe de toute évidence que la fraction volumique de porosité part d'un minimum pour l'alliage à 0,1 % magnésium avec 0,8 % vers un maximum pour celui à 0,5 % avec 1,42 %. De plus, en traçant ces données sur un graphique tel que présenté dans la figure 94, on constate que cette augmentation est presque linéaire avec le taux de magnésium.

Également, il est possible d'affirmer que pour l'alliage de base à 0,1 % magnésium la porosité provient uniquement de la fusion de la phase riche en cuivre Al_2Cu , tandis que du côté des deux alliages modifiés on peut avancer que 0,8 % de la fraction volumique de porosité vient du Al_2Cu et que le reste, soit 0,48 % pour l'alliage à 0,3 % et 0,62 % pour l'alliage à 0,5 % découle de la fusion de la phase complexe $Al_5Cu_2Mg_8Si_6$. Contrairement à ce que Sokolowski *et al.*³⁰ ont supposé dans leur étude sur le double traitement thermique de mise en solution, la porosité ne résulte pas de la dissolution de la phase complexe mais bien de la fusion de celle-ci.

En regardant de plus près la température de solidification des phases Al_2Cu et $Al_5Cu_2Mg_8Si_6$ sur les courbes des figures 83 à 85, on se rend compte que cette température est inférieure à la température utilisée lors du traitement de mise en solution (495 °C – 500 °C). Mais en se référant à une étude de Gauthier *et al.*⁷⁷, portant sur la fusion et la dissolution de la phase Al_2Cu dans les alliages Al-Si (319), on réalise qu'il existe une différence entre la température de fusion et la température de solidification. Cette

différence est de l'ordre d'environ 13 °C à l'avantage de la fusion évidemment. C'est donc dire qu'en combinant l'effet de cette différence de température avec la finesse des particules présentes dans nos échantillons fabriqués par la technique du moulage sous pression (taille des particules < 1 µm), il y a eu fusion prématurée de ces phases dans les éprouvettes de fatigue.

La figure 95 montre la courbe de fusion dans la partie inférieure et la courbe de solidification dans la partie supérieure pour l'alliage 319 (contenant 1 % de fer). Dans les deux cas, le gradient de température utilisé est de 10 °C/s. L'agrandissement dans la partie supérieure droite exprime la valeur (510,73 °C) de la température lors de la formation de la phase Al₂Cu au cours de la solidification, tandis que la courbe du dessous dévoile une température de 523,25 °C pour la fusion de ladite phase.

Dans cette même étude, on indique que la phase Al₂Cu se forme habituellement entre 500 °C et 520 °C alors que les phases complexes elles se forment entre 480 °C et 500 °C. En résumé, il existe toujours une différence entre la température de solidification d'une phase et sa température de fusion. La température de solidification de la phase Al₂Cu dépend de l'analyse chimique de l'alliage utilisé.

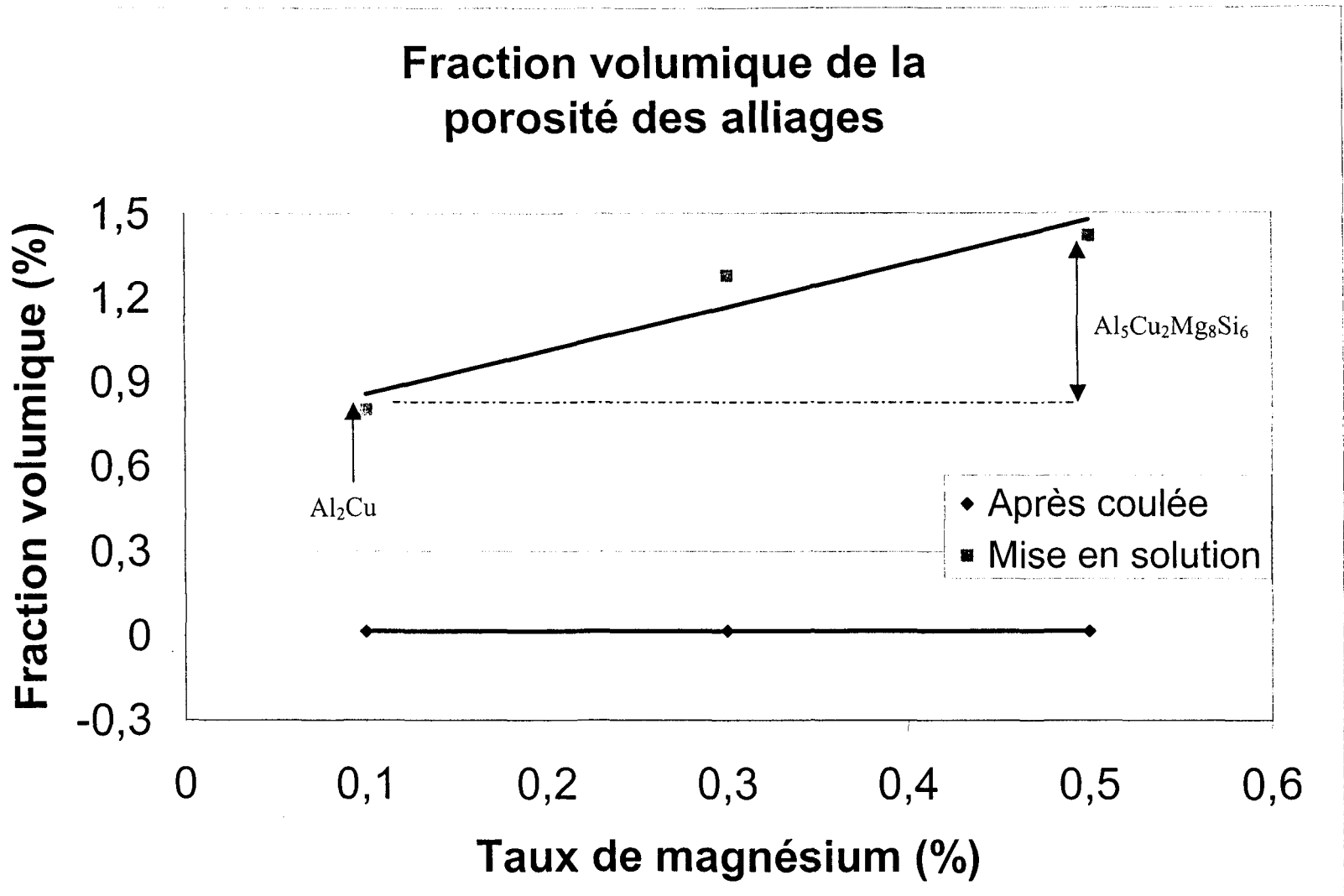


Figure 94 Courbes de la fraction volumique de la porosité.

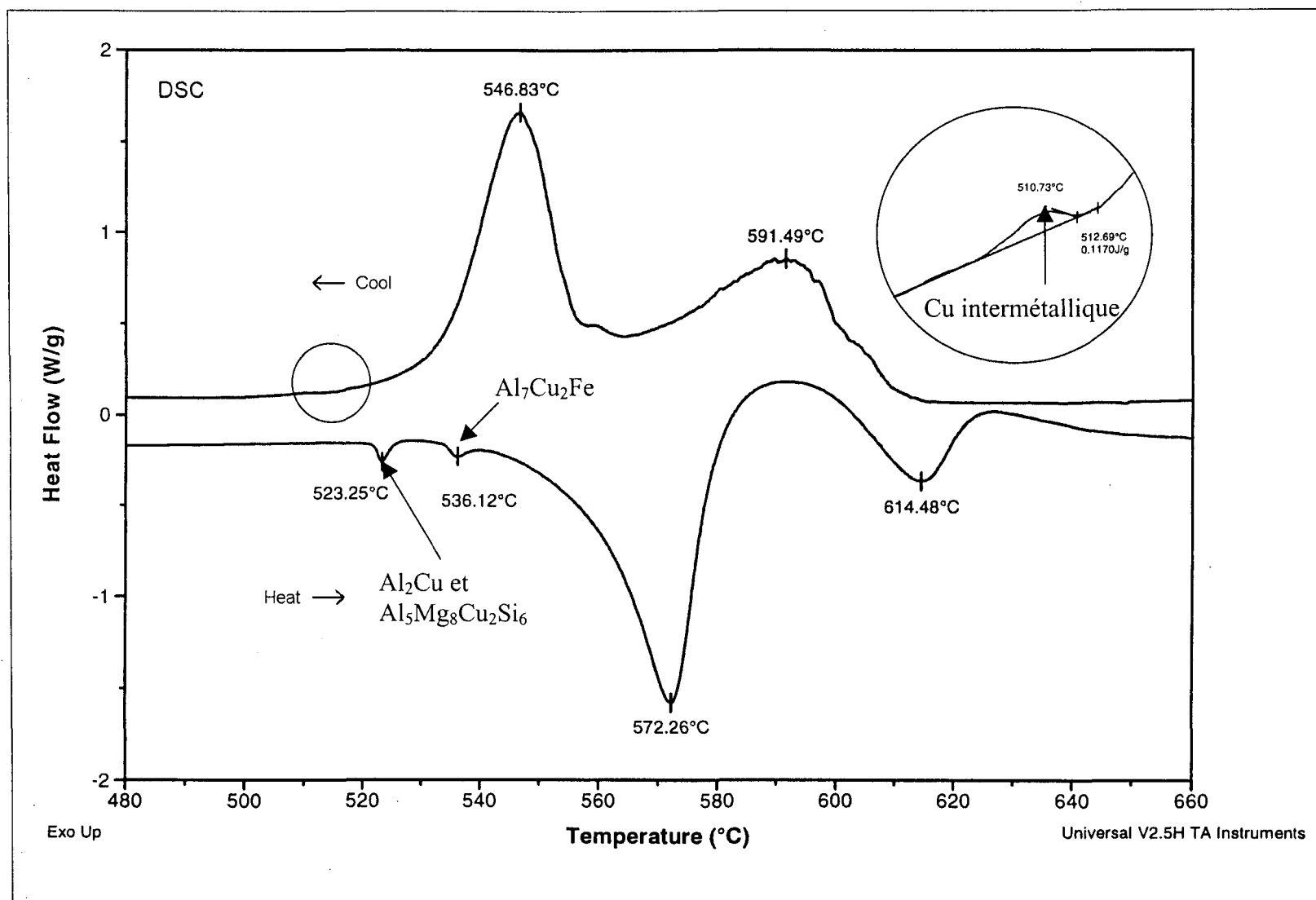


Figure 95 Courbes de l'analyse calorimétrique différentielle obtenues d'un alliage 319 à 10 °C/s¹⁷.

Les prochaines micrographies proviennent d'un examen réalisé à l'aide d'un microscope électronique (microsonde). La figure 96, qui représente la microstructure de l'alliage contenant 0,1 % de magnésium après coulée permet de discerner en blanc les intermétalliques de Al_2Cu . On perçoit également en gris pâle la phase intermétallique de fer. Finalement, aucune porosité pour cet alliage à cette condition n'est observable dans cette figure.

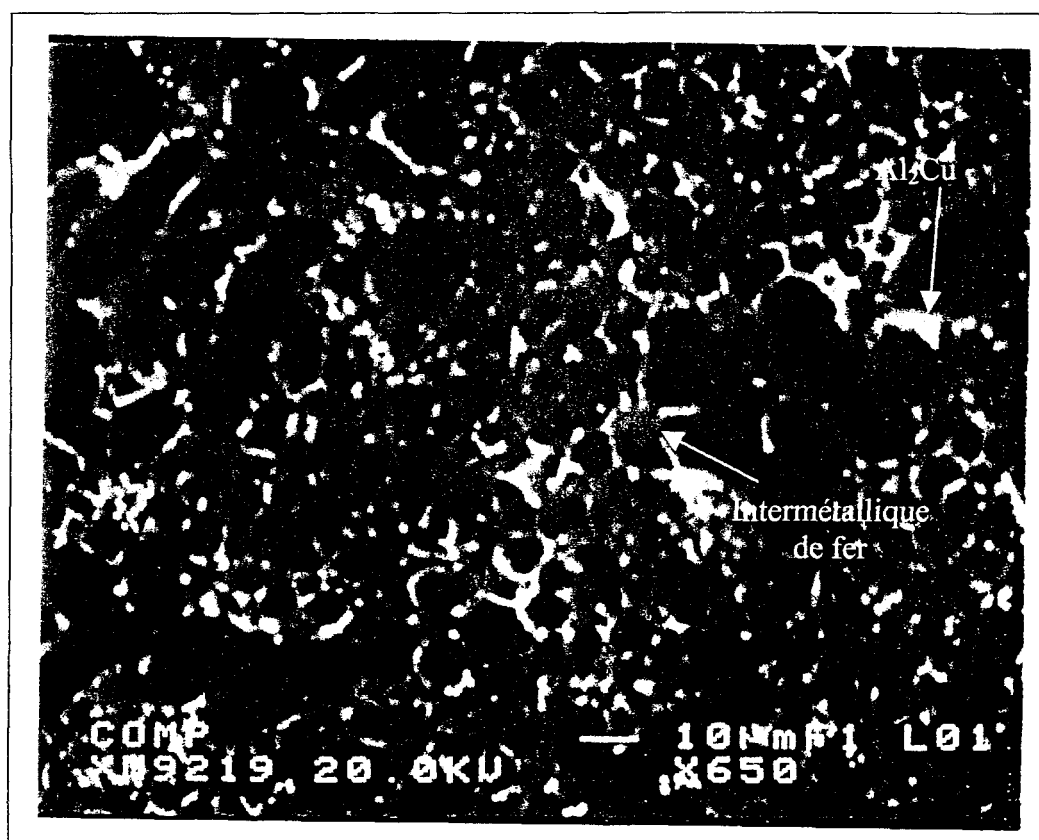


Figure 96 Alliage à 0,1 % de magnésium après coulée.

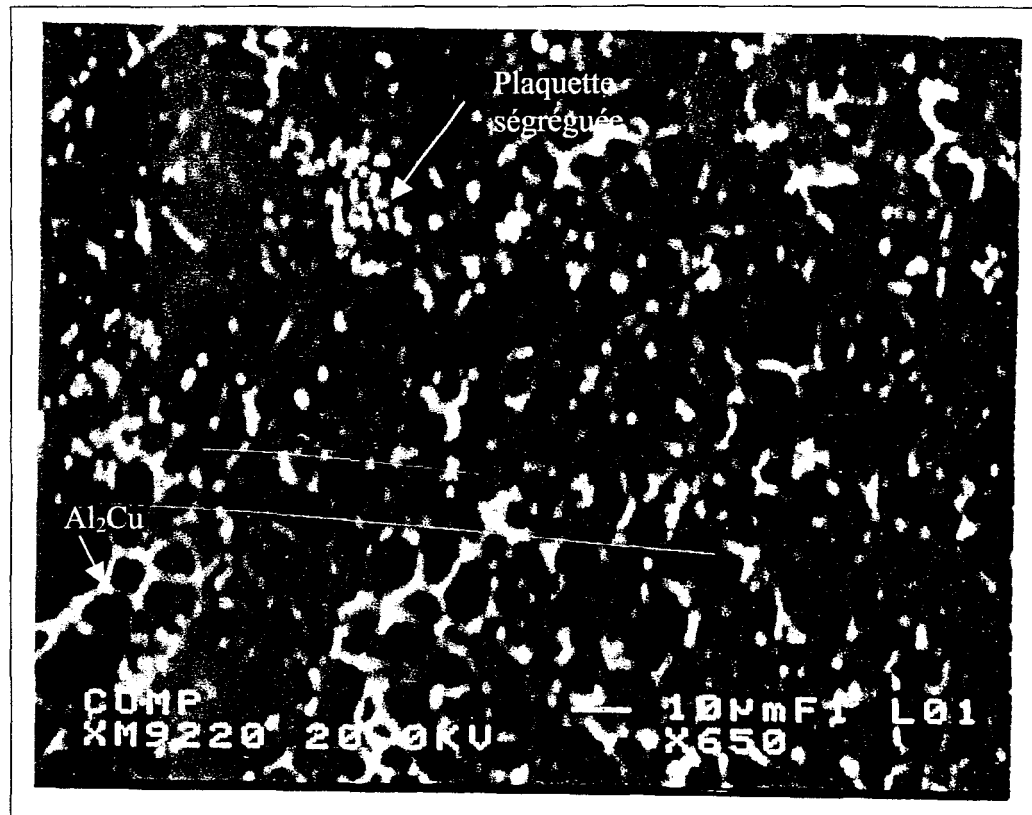


Figure 97 Alliage à 0,5 % de magnésium après coulée.

La figure 97 quant à elle présente l'alliage à 0,5 % de magnésium également après coulée avec des plaquettes ségréguées. Ces plaquettes forment la phase $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn}, \text{Cr}, \text{Cu})_3\text{Si}_2$. On note encore la présence du Al_2Cu .

Dans les deux pages qui suivent, les cartes de rayons x de ce dernier alliage sont exposées. La première carte nous révèle, outre la présence de l'aluminium, une prédominance de l'élément cuivre donc de la phase Al_2Cu . Le fer, tout comme le silicium est aussi à considérer. Puis la carte suivante, en plus des éléments Al, Si, Cu, dévoile comme éléments secondaires la présence de fer, de manganèse et de chrome responsables de la formation de la phase $\text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn}, \text{Cr}, \text{Cu})_3\text{Si}_2$ qui a subi la ségrégation.

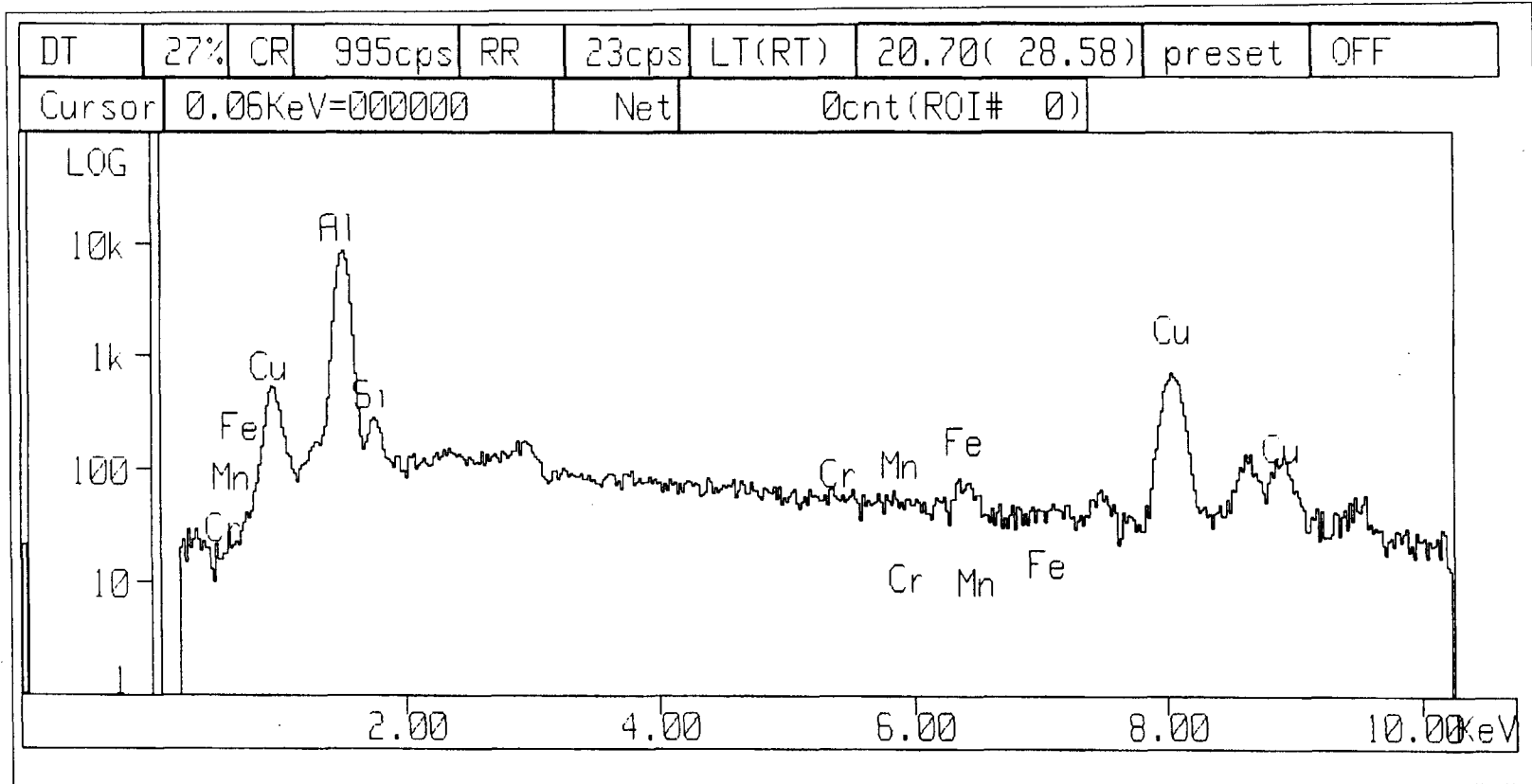


Figure 98 Carte des rayons x (diffraction) de l'alliage à 0,5 % magnésium après coulée.

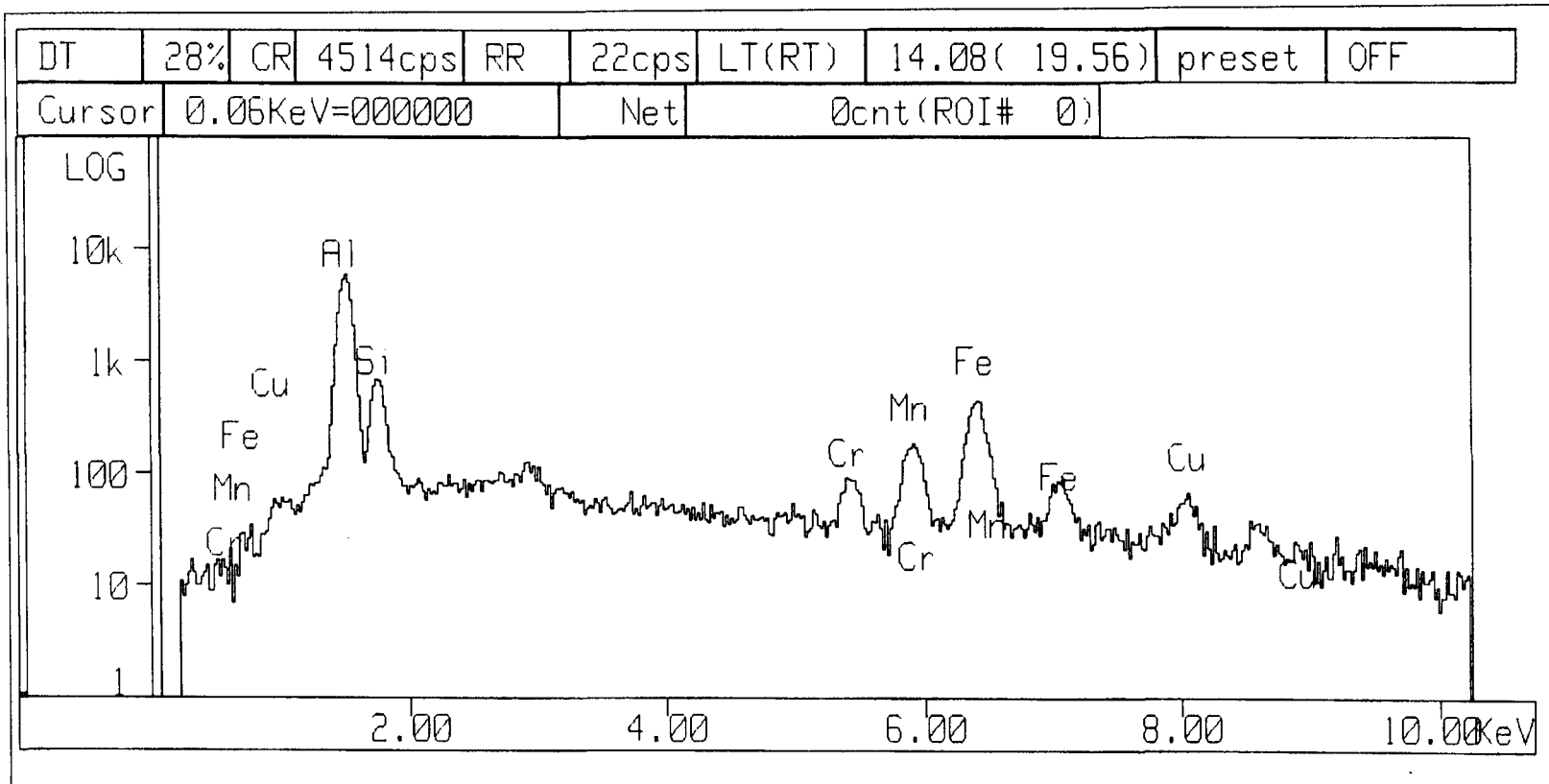


Figure 99 Carte des rayons x (diffraction) de l'alliage à 0,5 % magnésium après coulée, zone ségréguée.

Dans la figure 100 présentant l'alliage 0,5 % magnésium puis mis en solution, il est possible de discerner tout d'abord la présence de porosités, c'est-à-dire les petits points noirs. Les plus grosses taches grises évoquent l'existence de la phase ségréguée $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn}, \text{Cr}, \text{Cu})_3\text{Si}_2$. Alors que les toutes petites laissent plutôt croire en la présence de traces de particules d' Al_2Cu .

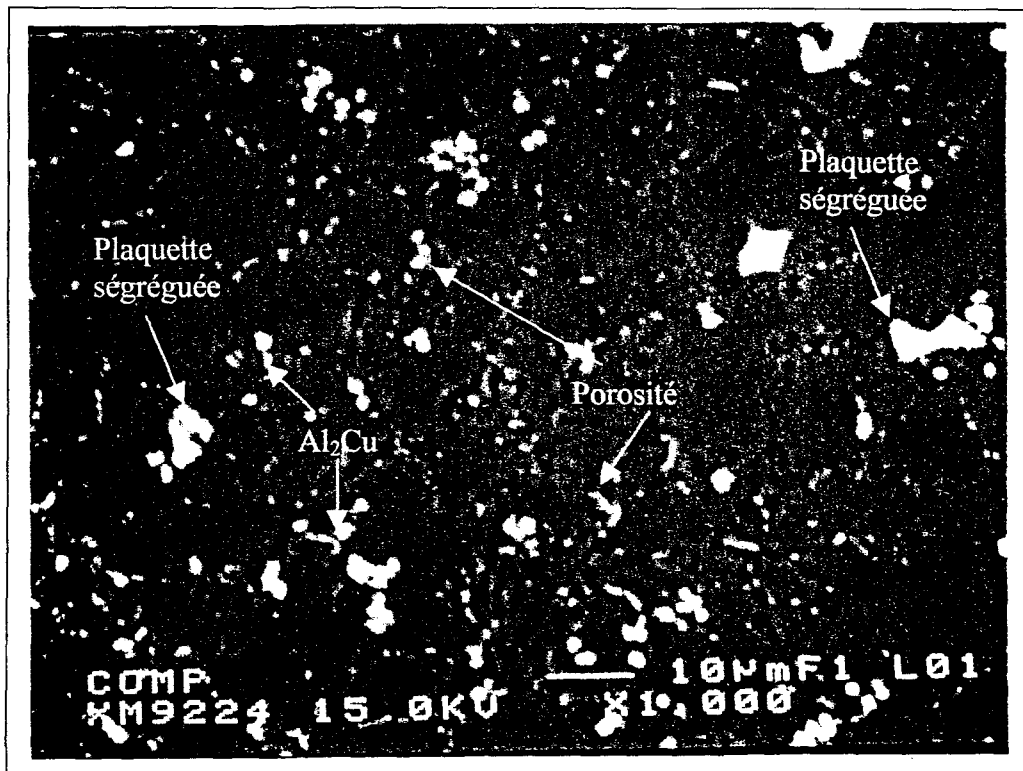


Figure 100 Alliage à 0,5 % de magnésium après mise en solution.

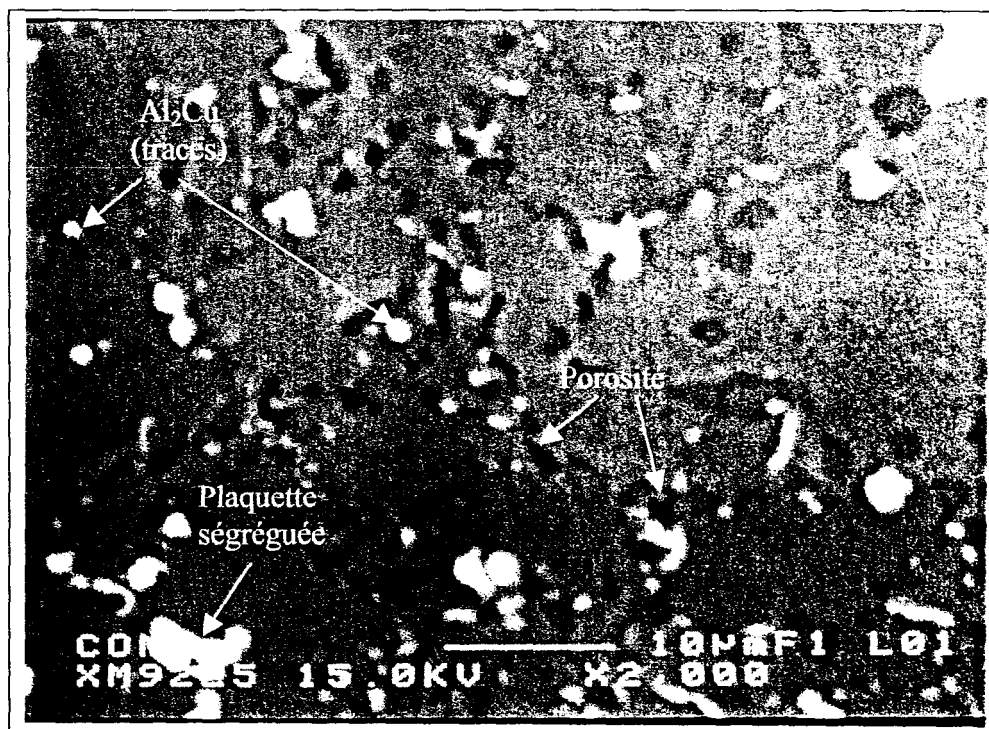


Figure 101 Alliage à 0,5 % de magnésium après mise en solution.

La figure 101 provient d'une section agrandie de la figure précédente. Les porosités, la phase cuivre-aluminium non dissoute et les plaquettes ségréguées ($\text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn}, \text{Cr}, \text{Cu})_3\text{Si}_2$) sont encore plus facilement observables. On aperçoit également en gris plus foncé des particules sphériques de silicium. En référence à Bäckerud¹⁴, la formation de la dernière phase complexe $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ est toujours accompagnée de l'élément silicium et c'est pourquoi on le retrouve ici. Finalement, les figures 102 et 103 exposent la carte des rayons x de l'alliage duquel on a obtenu les deux photos précédentes. La première carte vient d'une région particulièrement riche en cuivre où l'on retrouve d'ailleurs la phase non dissoute Al_2Cu . À l'inverse, la seconde carte est tirée des limites (parois) d'une porosité. La présence de sommets de cuivre indique que la porosité est causée par la fusion des phases riches en cuivre (Al_2Cu et $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$).

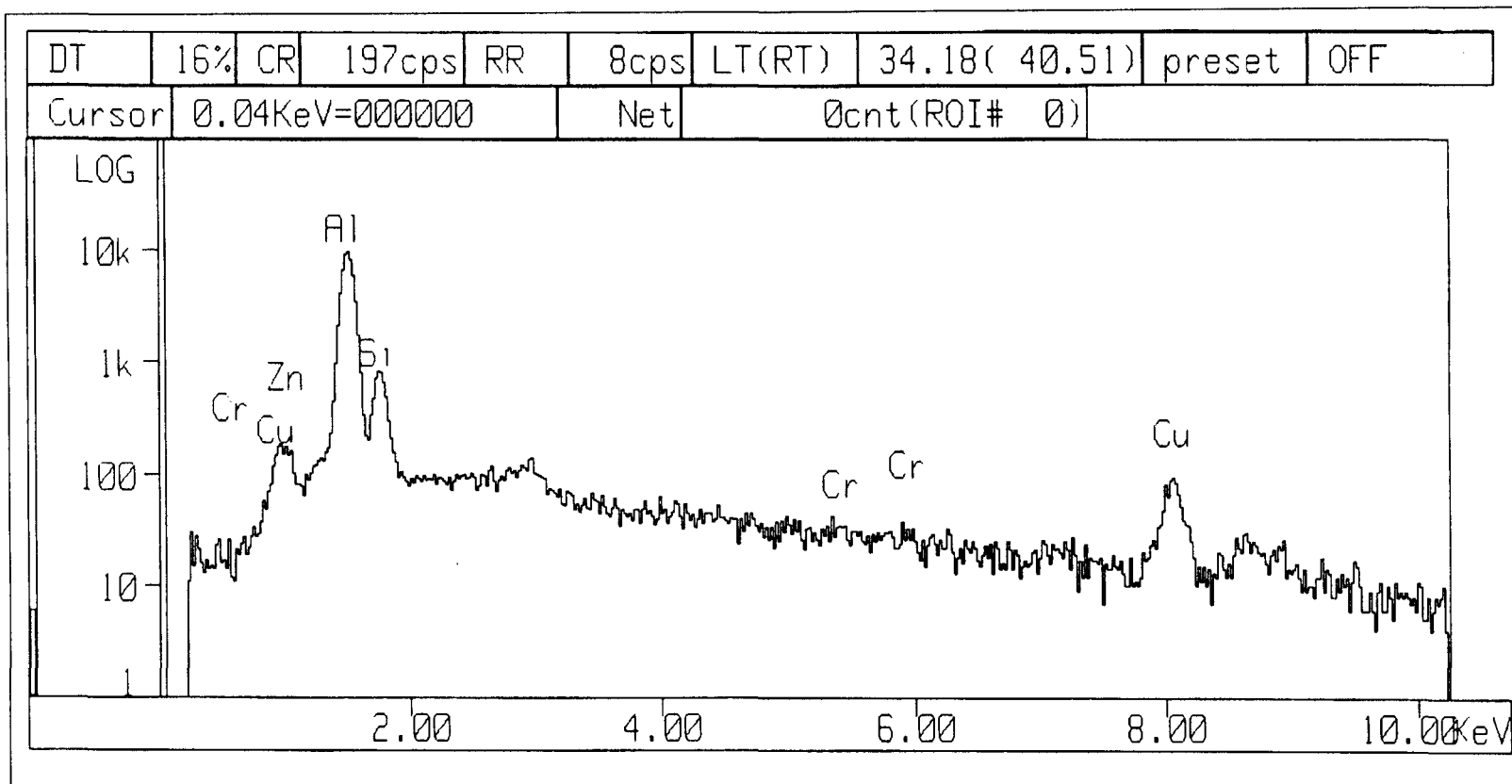


Figure 102 Carte des rayons x (diffraction) de l'alliage à 0,5 % magnésium après mise en solution.

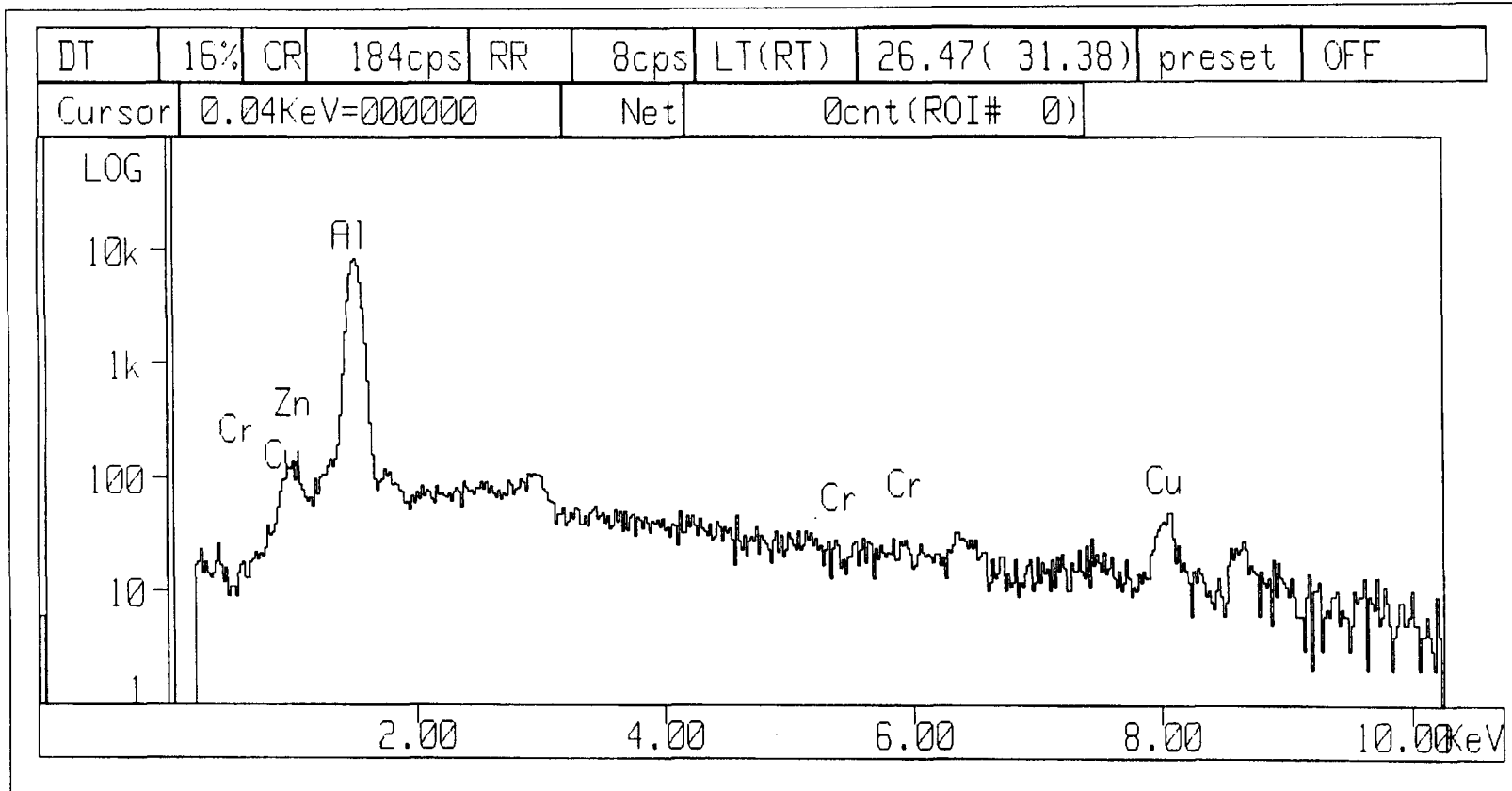


Figure 103 Carte des rayons x (diffraction) de l'alliage à 0,5 % magnésium après mise en solution au bord d'une porosité.

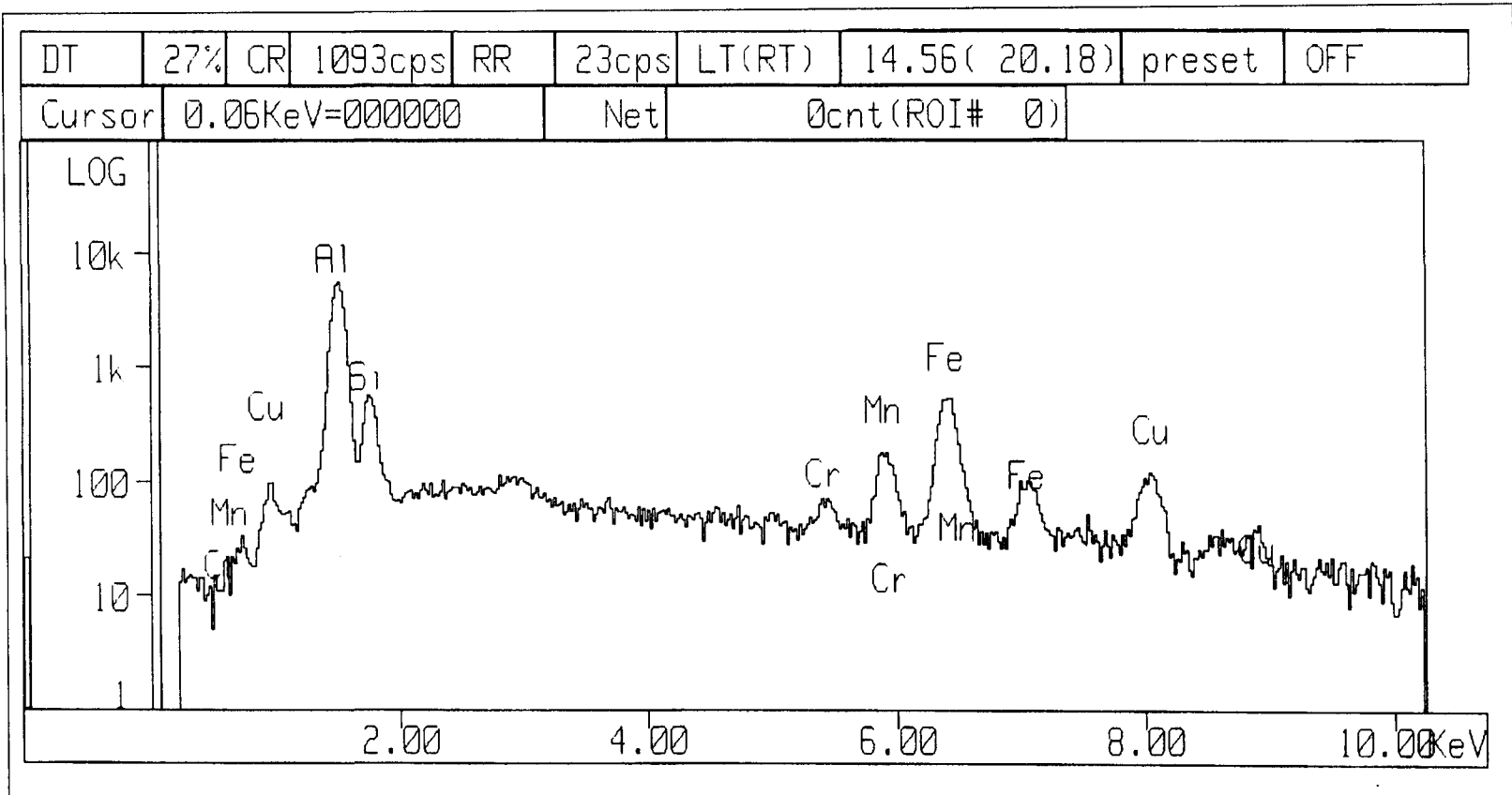


Figure 104 Carte des rayons x (diffraction) de l'alliage à 0,1 % magnésium après mise en solution.

La dernière carte présentée à la figure 104 est celle de l'alliage de base ayant subi un traitement thermique de mise en solution. En observant cette carte, on y dénote une concentration élevée en silicium, en fer, en cuivre, en manganèse et en chrome. La présence de ces éléments permet de confirmer l'existence de plaquettes ségréguées constituées de $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn}, \text{Cr}, \text{Cu})_3\text{Si}_2$. On peut voir la morphologie de ces plaquettes dans la figure 101.

4.3.4 Fractographies

4.3.4.1 Mécanisme général

L'analyse de fractographies nous servira pour vérifier l'hypothèse de la fusion instantanée ou fusion naissante (incipient melting) formulée au chapitre 3. Ces défauts internes, rappelons-le, sont responsables de l'affaiblissement de la structure de l'alliage. Donc, l'alliage de base et celui à 0,5 % poids de magnésium seront comparés et ce à des états après coulée, mise en solution ou encore vieilli artificiellement selon deux (2) températures différentes. Cette comparaison tentera d'expliquer les différents phénomènes reliés à la fatigue.

Lors de l'expérimentation, deux (2) types de fracture en fatigue ont été remarqués. Une première fracture à plusieurs entrées, c'est-à-dire que l'initiation de la fissure se faisait à plusieurs endroits à la fois. De ce fait, la propagation était rapide d'où un nombre de cycles en fatigue moindre. La fracture était caractérisée également par le point de rupture final un peu excentrique par rapport au centre de la pièce. Un deuxième type de fracture est celui où la propagation de la fissure se faisait progressivement à partir d'un endroit de la

surface vers le centre jusqu'à l'atteinte d'une section non suffisante et ainsi avoir une cassure complète. La fracture, témoignant d'un nombre de cycles élevés, était caractérisée par le point de rupture coïncidant avec le centre de la pièce et d'une allure complètement symétrique. En examinant minutieusement la fracture avec une patience à toute épreuve, il aurait été théoriquement possible de compter de façon approximative le nombre de cycles effectués.

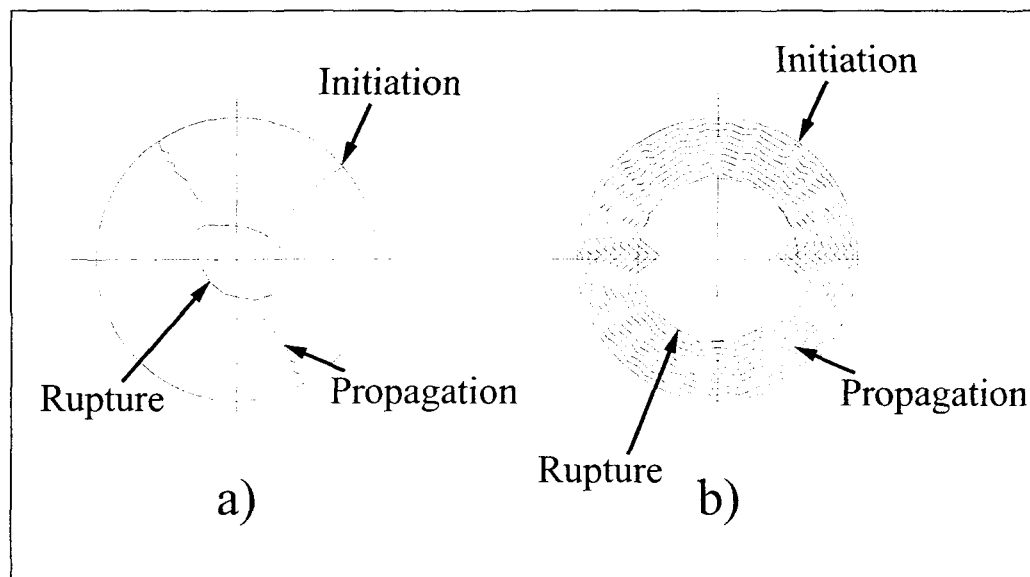


Figure 105 Schéma d'initiation d'une fissure a) à plusieurs entrées; b) à propagation concentrique.

4.3.4.2 Effet des traitements thermiques

La figure 106 présente l'alliage à 0,1 % de magnésium à l'état après coulée. Il est possible de voir en haut le défaut à partir duquel s'est initiée la fissure. Cette imperfection d'une grandeur d'environ 40 μm vient probablement de la ligne de séparation du moule qui a servi à l'obtention des échantillons. On constate aussi qu'en surface le matériau est

fragile et que la fissure a progressé de façon radiale à partir de plusieurs entrées. On peut même voir les différents plans de glissement marquant le nombre de cycles.

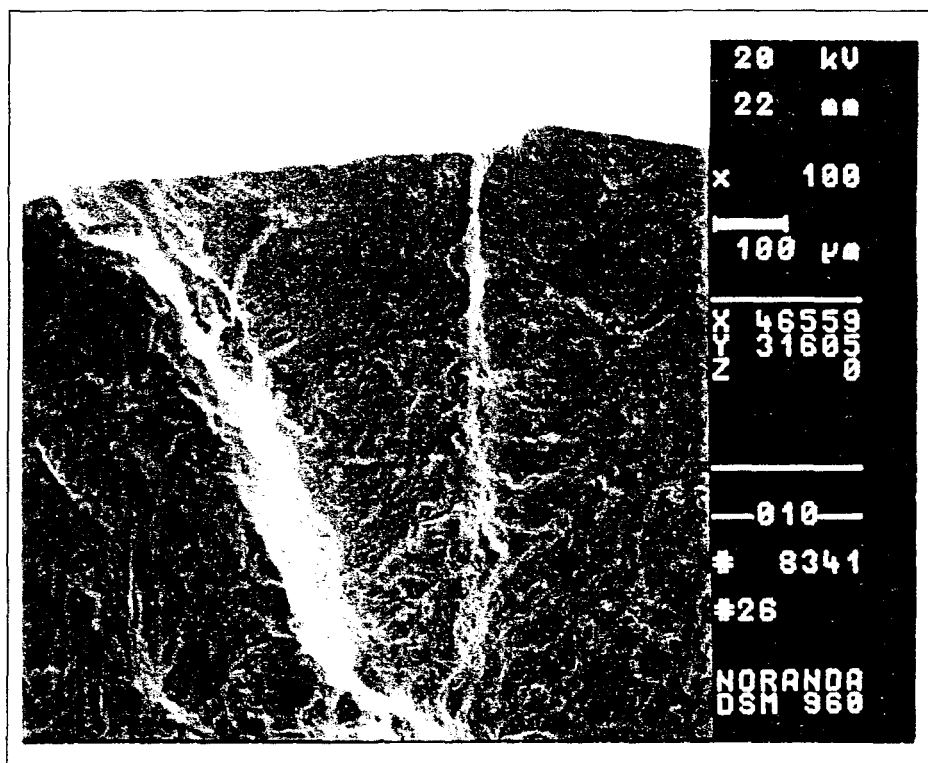


Figure 106 Initiation d'une fissure pour un alliage à 0,1 % de magnésium après coulée, zone fragile (surface).

La figure 107 de la page suivante quant à elle montre à grande échelle la partie centrale de la pièce où a eu lieu la propagation de la fissure. On remarque que dans cette zone l'alliage est ductile puisque les petits cratères (cupules) formés par la structure sont sur des niveaux différents et qu'il n'y a aucun défaut de porosité visible même à cette échelle.

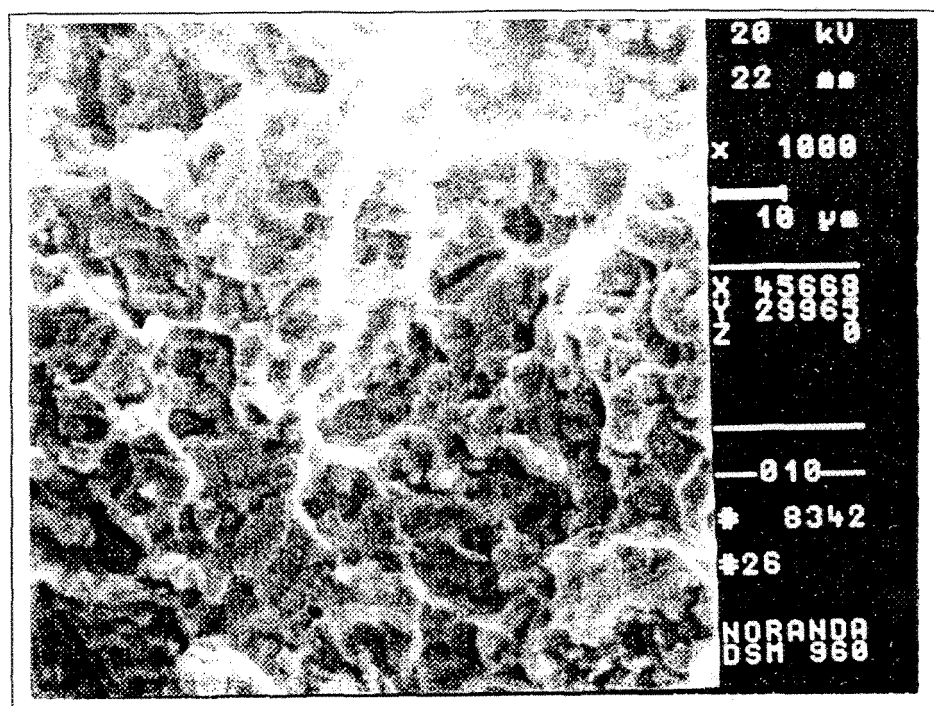


Figure 107 Propagation d'une fissure pour un alliage à 0,1 % de magnésium après coulée, zone ductile (centre).

Afin de comparer les différents traitements subis, une première image de l'alliage de base après coulée est affichée à la figure 108. Sur cette dernière, on voit que la fracture est homogène et sans défaut particulier. On y dénote également la zone d'initiation de la fissure en bas à droite. Finalement, ce type de fracture peut être qualifié de propagation concentrique et elle doit être observée au moyen de l'agrandissement présenté à la figure 112. Comme le faciès semble relativement plat, nous sommes donc en présence d'un alliage plutôt fragile. La figure 109 présente l'effet d'un traitement thermique de mise en solution. On y remarque, à la vue des différents plans de glissement et cupules, une structure plus ductile qu'à la figure précédente et que l'initiation de la fissure s'est faite à partir de plusieurs entrées. Ensuite, une analyse minutieuse permet de voir des petits points noirs témoignant de l'apparition de porosités très fines.

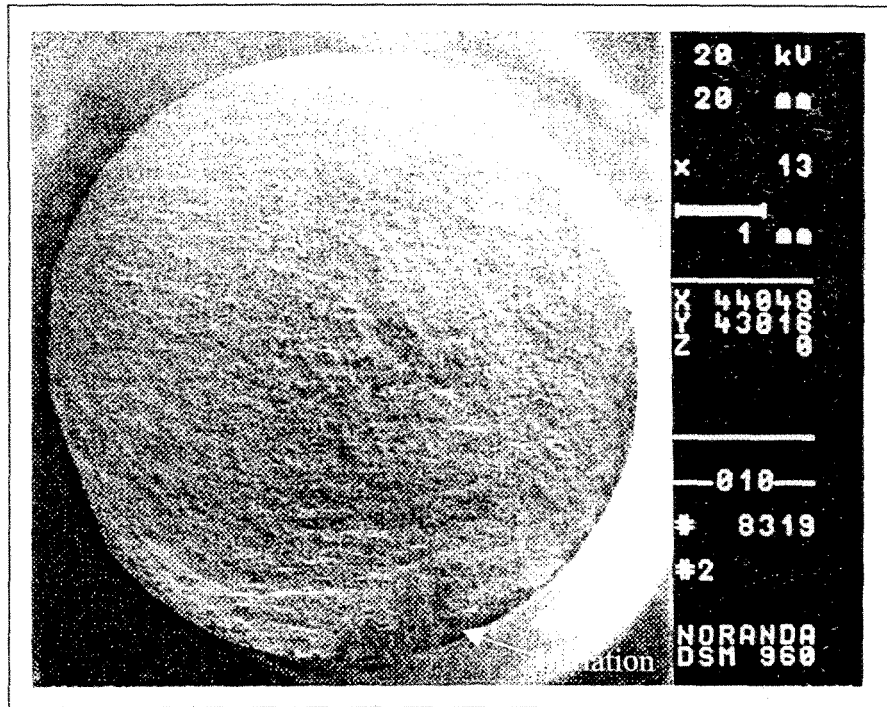


Figure 108 Faciès de rupture pour un alliage à 0,1 % de magnésium après coulée.

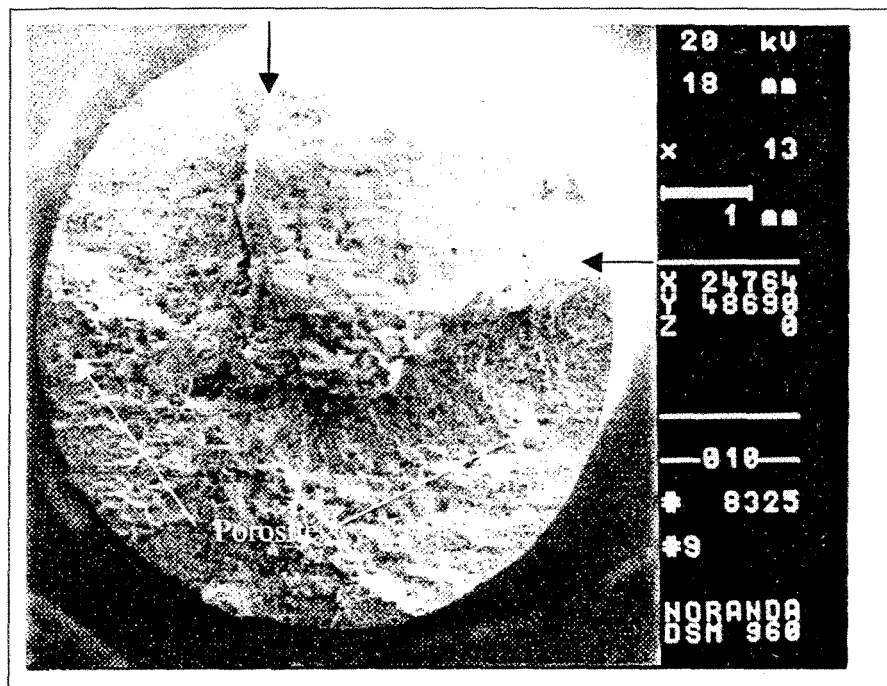


Figure 109 Faciès de rupture pour un alliage à 0,1 % de magnésium après mise en solution.

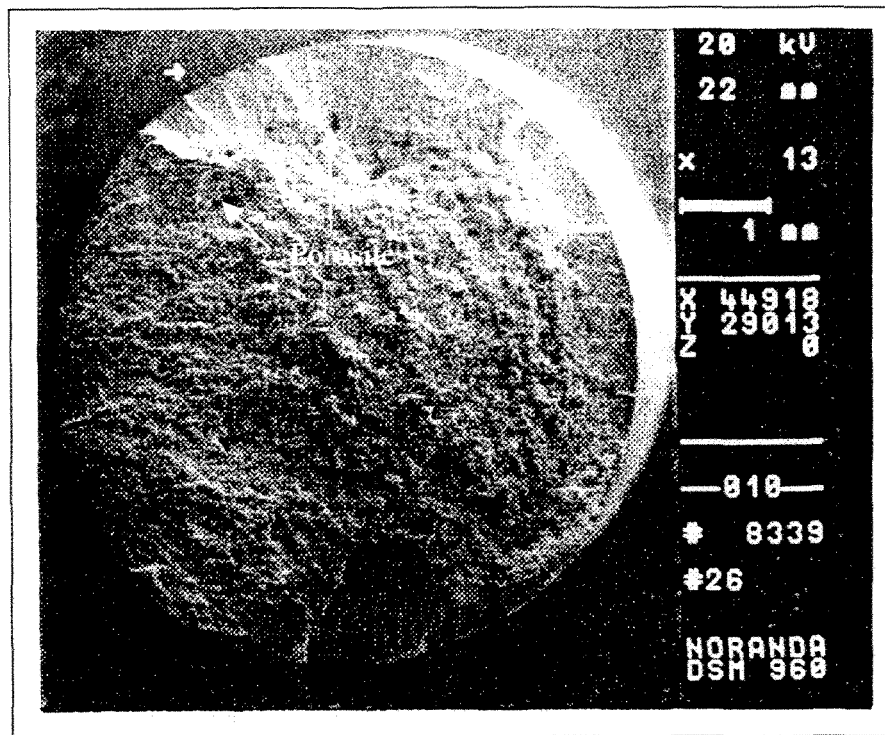


Figure 110 Faciès de rupture pour un alliage à 0,1 % de magnésium après mise en solution et vieillissement à 155 °C – 20h.

La figure 110 ci-dessus expose le faciès de rupture de l'alliage de base et ayant subi un traitement thermique de mise en solution et un vieillissement artificiel de 155 °C pendant vingt (20) heures. D'un côté, on y remarque une partie fragile en surface d'où origine la fissure et que celle-ci s'est initiée à partir de plusieurs points. En direction du centre, la surface permet d'affirmer que le métal est de plus en plus ductile. Pour finir, la présence de fins points noirs est également notable, fruit de la fusion instantanée provoquée lors de la mise en solution.

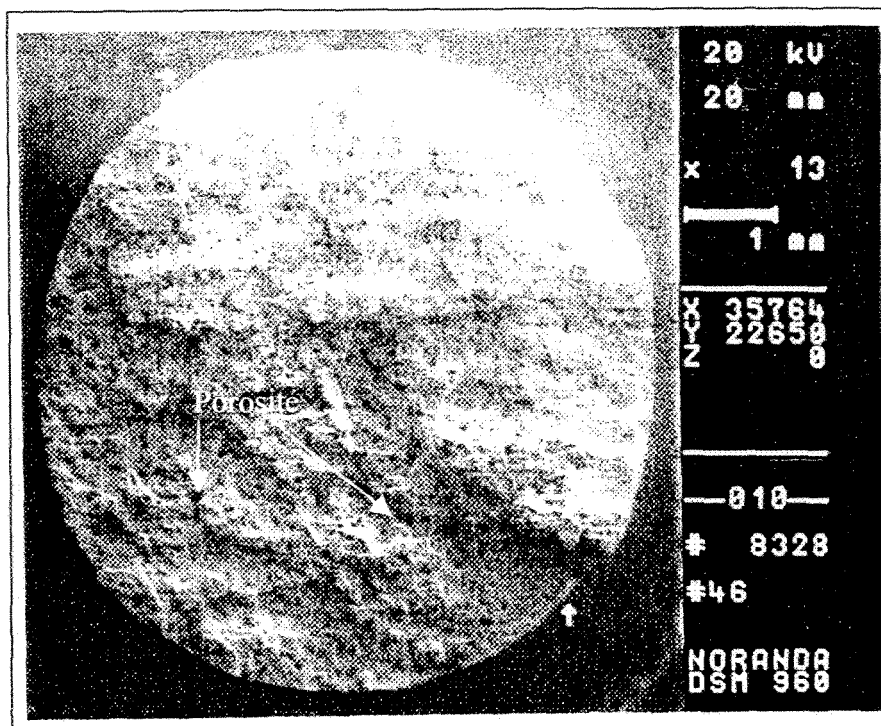


Figure 111 Faciès de rupture pour un alliage à 0,1 % de magnésium après mise en solution et vieillissement à 220 °C – 25h.

À la différence de la figure 110, la figure 111 présente l'alliage ayant subi un vieillissement artificiel de 220 °C pendant vingt-cinq (25) heures. Les petites flèches blanches indiquent les endroits où la fissure commence. Dans son ensemble, la fracture témoigne aussi d'un matériau ductile. Cette ductilité résulte du fait que la température de vieillissement utilisée pour cette dernière fractographie est plus élevée. En comparant successivement les figures 108, 110 et 111 on voit très bien l'accroissement de la zone ductile dans la fracture. La figure 109 présentant le traitement de mise en solution prouve que l'alliage est ductile mais avec une faible limite élastique et une faible limite ultime. Finalement, toujours pour cette même figure (111) on remarque que la densité de porosité est plus élevée.

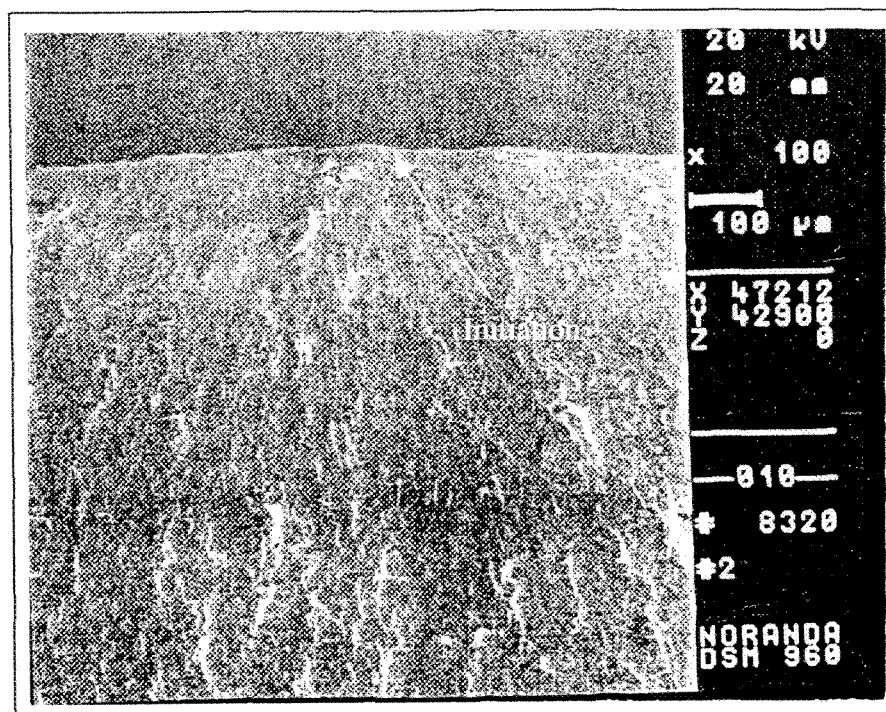


Figure 112 Initiation pour un alliage à 0,1 % de magnésium après coulée.

La figure ci-dessus laisse voir dans la partie supérieure l'amorce (initiation) de la rupture à partir de la surface. Il s'agit d'un agrandissement (10x) tiré de la figure 108 à l'endroit de l'initiation. De plus, en regardant davantage vers le centre on remarque de façon progressive l'avancement (stries) du front de rupture en rapport avec chaque cycle effectué. Finalement, on y observe une fracture uniforme et sans défaut apparent (pas de porosité).

4.3.4.3 Effet des défauts de moulage

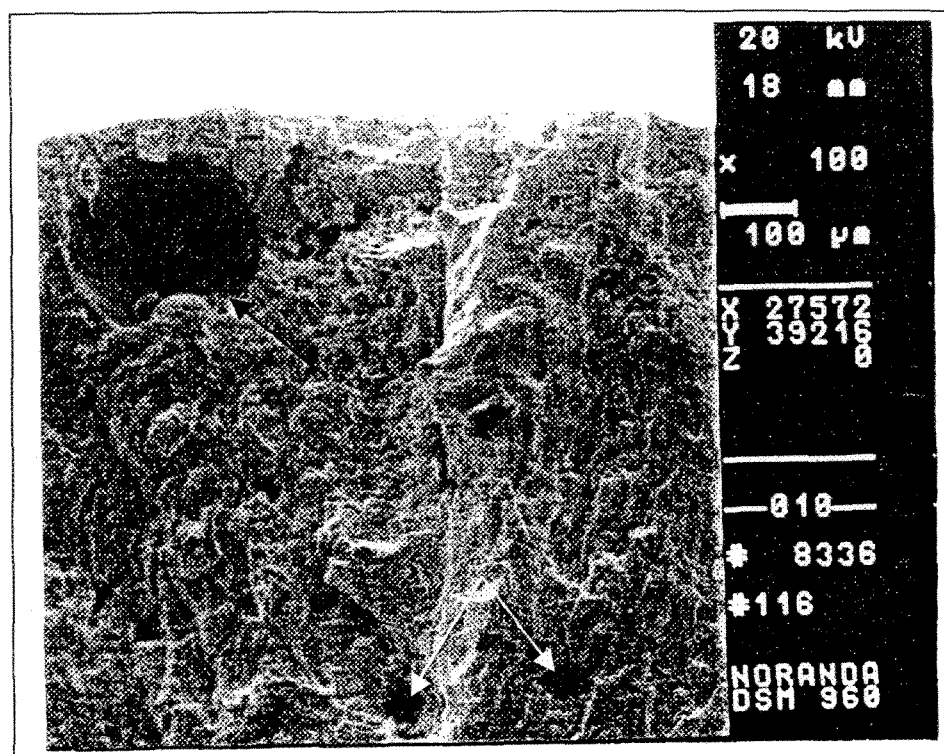


Figure 113 Porosités pour un alliage à 0,5 % de magnésium après mise en solution et vieillissement à 220 °C – 25h.

La photo présentée à la figure 113 expose les deux types de défauts internes susceptibles de survenir dans un tel alliage. Le premier, pointé à l'aide des flèches blanches, est celui provenant de la mise en solution. En effet, le fait d'effectuer une mise en solution à une température d'environ 495 °C a entraîné la fusion de la phase Al_2Cu et de la phase complexe $Al_5Cu_2Mg_8Si_6$. Ce phénomène a été expliqué aux pages 167 à 171. Donc, des porosités ont ainsi été créées par suite de la mise en solution. L'autre défaut, pointé en noir, est également un défaut de porosité. Toutefois, cette imperfection est le fruit de problèmes lors du moulage sous pression et non durant un traitement subséquent. Il y a

possiblement eu une bulle d'air d'emprisonnée au moment de l'exécution du procédé ou un mauvais fonctionnement des événements du moule. Ces défauts contribuent dans l'ensemble à la réduction de la vie d'une pièce, particulièrement en fatigue.

D'un autre côté, la figure 114 indique un défaut de surface. Ce défaut vient du joint de fermeture du moule. En raison d'un manque d'étanchéité ou d'alignement entre les deux parois du moule, il y a eu infiltration de métal liquide à cet endroit lors de l'injection à haute pression. Malgré sa petitesse, ce défaut qui peut être estimé à environ 50 μm est suffisant pour initier une fissure en fatigue rotative et ainsi mener à la rupture prématurée de l'échantillon.

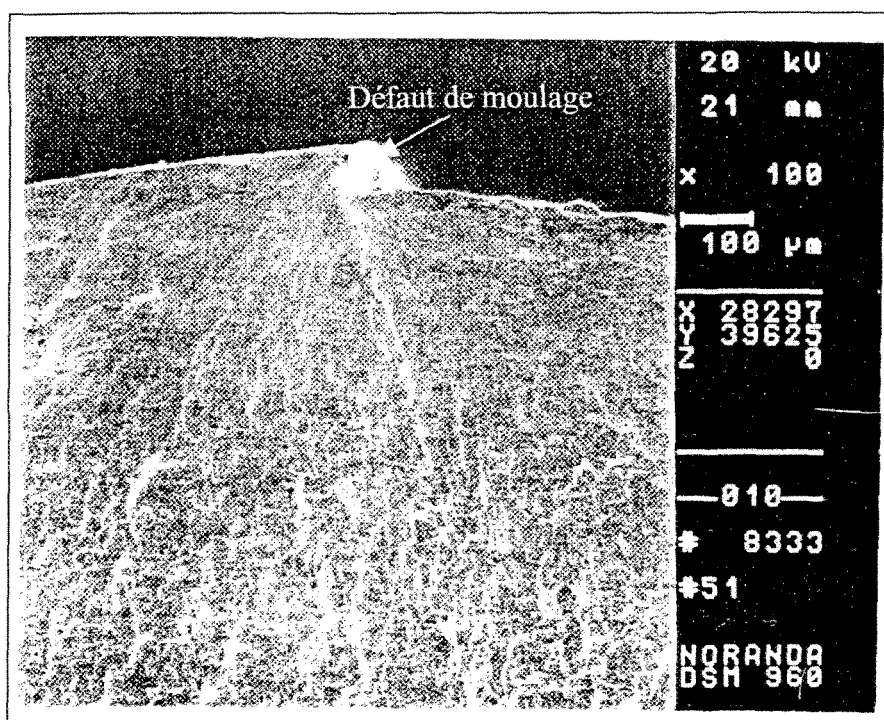


Figure 114 Défaut de fermeture du moule.

CHAPITRE 5

CONCLUSION

CHAPITRE 5

CONCLUSION

Suite aux résultats obtenus et en rapport avec les objectifs fixés dès le départ, c'est-à-dire l'évaluation de l'impact du taux de magnésium sur les propriétés mécaniques en traction et en fatigue, de même que l'optimisation des paramètres pour les traitements thermiques T6 et T7, des conclusions imminentes peuvent être tirées.

Ces dernières sont strictement basées sur les résultats contenus dans le présent travail sur l'alliage A380.1 comportant trois niveaux différents de concentration en magnésium soit 0,1 %, 0,3 % et 0,5 %.

A) Essais de traction et de fatigue

1. Le vieillissement naturel à la température de la pièce mène à une augmentation marginale de la limite élastique et de la limite ultime soit respectivement 5 MPa et 30 MPa. Dans le même sens, il se produit une légère augmentation du pourcentage de déformation, approximativement 0,1 %.
2. Le traitement de mise en solution à 495 °C pendant 8 heures et la trempe dans l'eau chaude suivis du vieillissement artificiel causent une amélioration significative dans

les propriétés en traction de l'alliage selon le taux de magnésium. La résistance maximale est atteinte lorsque l'alliage contient 0,3 % poids de Mg. L'augmentation de la proportion de magnésium provoque la formation de la phase complexe et insoluble $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$. Cette phase contient une quantité appréciable de magnésium et de cuivre.

3. L'augmentation de la température de mise en solution crée la fusion instantanée de cette phase complexe, ce qui entraîne la formation d'une grande quantité de fines porosités. La présence de ces porosités affaiblit l'alliage, ce qui occasionne ainsi une fracture prématurée de l'échantillon.
4. Le vieillissement artificiel à 155 °C durcit l'alliage presque de façon linéaire. Tandis qu'à 220 °C deux pics de résistance sont toujours observables pour les alliages qui contiennent du magnésium, ce qui indique la précipitation de phases multiples. Ces pics correspondent aux deux zones de Guinier-Preston, endroit reconnu pour retrouver des précipités.
5. Suite à la présence de porosités dans les barreaux d'essais de fatigue qui ont subi un traitement de mise en solution, la force appliquées a été limitée à la région élastique. Une bonne relation entre l'augmentation de la force appliquée et la décroissance du nombre de cycles en fatigue pour les trois alliages a pu être établie. En général, l'alliage contenant 0,3 % de magnésium offre les meilleures propriétés en fatigue.

6. Le taux de refroidissement associé au procédé de moulage sous pression, procédé utilisé pour l'obtention des échantillons de fatigue, est de l'ordre de $100\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ (ce qui correspond à un espace interdendritique d'environ $4\text{ à }6\text{ }\mu\text{m}$), d'où en résulte une phase ultrafine ($< 1\text{ }\mu\text{m}$) contenant du cuivre. Ainsi, l'effet de la fusion instantanée est plus remarqué dans les essais réalisés sur les échantillons de fatigue que sur ceux en traction pour lesquels l'espace interdendritique est autour de $22\text{ à }25\text{ }\mu\text{m}$. C'est la réalité même si les deux types d'échantillons ont subi un traitement thermique de mise en solution similaire, c'est-à-dire 8 heures à $495\text{ }^{\circ}\text{C} \pm 2\text{ }^{\circ}\text{C}$. De plus, ce traitement de mise en solution permettait la sphéroïdisation des particules silicium.

B) Microstructure et fractographie

7. L'espace interdendritique mesuré sur un échantillon de fatigue se situe dans un intervalle de $4\text{ à }6\text{ }\mu\text{m}$ comparativement à $85\text{ }\mu\text{m}$ pour les alliages refroidis sous condition d'équilibre. Le taux de refroidissement est approximativement entre 80 et $100\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ pour les échantillons obtenus sous pression.
8. La fraction volumique de la porosité est passée de $0,15\text{ }\%$ pour la condition après coulée à $0,8\text{ }\%$ (pour $0,1\text{ }\%$ poids Mg) et à $1,7\text{ }\%$ (pour $0,5\text{ }\%$ poids Mg) après un traitement thermique de mise en solution à $495\text{ }^{\circ}\text{C}$ pendant 8 heures. Sur les fractographies, à l'aide de la diffraction au rayons x, des traces de cuivre ont été

trouvées à l'intérieur des porosités. Les intermétalliques ferreux sont insolubles, peu importe la concentration de magnésium.

9. La fissure en fatigue sur les échantillons vieillis artificiellement à 155 °C commence à certains points sur la surface externe et se propage jusqu'au centre de l'échantillon, menant éventuellement à sa fracture complète. La zone de propagation est caractérisée par des plans de clivage striés, indiquant le nombre de cycles de fatigue. Le centre du barreau a été fracturé par un mécanisme ductile, tel qu'en témoigne la structure inégale formée de cupules ou fossettes (creux).
10. Contrairement à ce qui précède, le vieillissement à 220 °C conduit à une initiation circonférentielle avec un avancement progressif vers le centre de l'échantillon jusqu'à la rupture ultime.
11. Les défauts de surface tels la porosité ou le joint de fermeture du moule (~ 50 µm), sont cruciaux à la défaillance (affaiblissement) de l'alliage en fatigue.

RECOMMANDATIONS

RECOMMANDATIONS

Suite aux résultats obtenus dans ce mémoire, les recommandations suivantes peuvent être faites:

- A. Comme l'ont demandé plusieurs chercheurs tel Bruner¹⁰ et autres institutions dans le domaine le taux de magnésium acceptable dans l'alliage A380.1 pourrait être haussé à 0,3 %, ce qui simplifierait la méthode d'obtention de l'alliage tout en gardant de bonnes propriétés mécaniques.
- B. Si le taux de magnésium est augmenté, une attention particulière devra être portée à la température de mise en solution. Pour éviter la formation de porosités lors d'un tel traitement thermique, une température maximale de 490 °C devrait être utilisée.
- C. Le moulage sous pression aussi peut continuer de faire l'objet de certaines recherches pour éviter la formation de défauts internes et de défauts de surface. Cela pourrait être soit au niveau de la thixotropie ou encore au niveau du moulage sous pression sous atmosphère inerte tel qu'expérimenté par Onishi *et al.*⁷⁸⁻⁷⁹. Toutefois, ce procédé est limité par son coût d'application, sa complexité et son volume de production.

D. Dans le futur, si l'aluminium ne veut pas être remplacé comme cela a été le cas pour l'acier, il devra conserver son lustre en étant l'objet de recherches continues, car d'autres matériaux tels les polymères et certains métaux pourraient lui jouer un mauvais tour. On peut penser au magnésium qui est 36 % plus léger. De plus, dans un article paru dans le *Modern Metals*⁸⁰ mentionne que puisque le magnésium ne possède pas l'affinité de l'aluminium à réagir avec le fer, il permet une durée de vie du moule de 2,5 fois plus longue. Toutefois, sa faible capacité à être recyclé joue contre lui.

BIBLIOGRAPHIE

BIBLIOGRAPHIE

1. « Aluminum Industry Roadmap for the Automotive Market: Enabling Technologies and Challenges for Body Structures and Closures », *Aluminum Association Inc. and U.S. Department of Energy*, May 1999.
2. « Aluminum Industry Technology Roadmap: Industry/Government Partnerships for the Future », *Aluminum Association Inc. and U.S. Department of Energy*, 1996.
3. F.B. Donald, « More Aluminum in Autos », *Metal Progress*, vol. 112, 1977, p. 32-40.
4. F.B. Donald, « Aluminum in European Automobiles », *Metal Progress*, vol. 110, 1976, p. 22-32.
5. C. Kneipp, « Aluminium Diecastings on the Australian and the World Scene », *Society of Die Casting Engineers*, march 10-13, 1980, Melbourne, Australia, p. 43.
6. R.P. Dunn and W.Y. Dickert, « Magnesium Effect on the Strength of A380.0 and 383.0 Aluminium Die Casting Alloys », *Die Casting Engineer*, vol.19, 1975, p. 12-20.
7. W. Jonsson, « The Effect of Iron and Magnesium on the Properties of Aluminum Die Casting Alloys », *SDCE Transactions*, Paper 73, 1964, p. 7-20.
8. *Metals Handbook*, 9th Edition, vol. 2, « Properties and Selection: Non-ferrous Alloys and Pure Metals », American Society for Metals, Metals Park, OH, 1985.
9. « Aluminum, vol.1 », K.R. Van Horn (ed.), ASM, Metals Park, OH, 1976.
10. R. W., Bruner, « Metallurgy of Die Casting Alloys », *SDCE Inc.*, Detroit, MI, 1976, p. 75.
11. S. Gowri and F.H. Samuel, « Effect of alloying Elements on the Solidification Characteristics and Microstructure of Al-Si-Cu-Mg-Fe 380 Alloy », *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol.25A, February 1994, p. 437-448.
12. M. Makhlof, D. Apelian and L. Wang, « Aluminium Die Casting of 380 Type Alloys – A Review », *Aluminum Transactions*, vol. 2, 2000, p. 239-256.

-
13. « Aluminum and Aluminum Alloys », ASM Specialty Handbook, J.R. Davis (ed.), ASM International, Materials Park, OH, 1993, p. 784-785.
 14. « Solidification Characteristics of Aluminum Alloys, Vol. 2: Foundry Alloys », L. Bäckerud, G. Chai and J. Tamminen (eds.), AFS/SKANALUMINIUM, Des Plaines, IL, 1990.
 15. « Aluminum: Properties and Physical Metallurgy », J.E. Hatch (ed.), American Society for Metals, Metals Park, OH, 1984.
 16. « Constitution of Binary Alloys », P.M. Hansen (ed.), Metallurgy and Metallurgical Engineering Series, McGraw-Hill Book Company inc., 1958.
 17. E.G. Morgan, « Physical effects of variations in the composition of aluminium alloy LM24 to BS1490 », *Foundry Trade Journal*, June 1982, p. 887-890.
 18. H. J. Heine, « Advances in Die Casting Technologies », *Foundry Management & Technology*, NADCA, February 1990, p. 48-51.
 19. R. E. Cope, « The Position of Low Pressure Process in the Aluminum Casting Market », *Modern Casting*, April 1982, p. 50-53.
 20. Metals Handbook, 8th Edition, vol. 5, « Forging and Casting », American Society for Metals, Metals Park, OH, 1970, p. 285-291.
 21. C.W. Meyers, « Solution heat treatment effects in 357 alloys », *AFS Transactions*, vol. 92, 1985, p. 741-750.
 22. B. M. Closset, R.A.L. Drew and J.E. Gruzleski, « Eutectic silicon shape control by in situ measurement of resistivity », *AFS Transactions*, vol. 93, 1986, p. 9-16.
 23. J.C. Weiss and C.R. Lopez, Jr., « Primary silicon in hypereutectic aluminum-silicon casting alloys », *AFS Transactions*, vol. 94, 1987, p. 51-62.
 24. 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, p. 791-810.
 25. L.E. Marsh, G. Reinemann, « Premium Quality Aluminum Castings Theory, Practice and Assurances », *AFS Transactions*, vol. 95, 1987, p. 413-422.

-
26. A.K. Busby, L. Edwards and J. W. Martin, « Effect of ageing and dispersoid content on tensile properties of Al-0.6Mg-1Si alloys », *Materials Science & Technology*, vol. 2, no. 4, 1986, p. 363-367.
 27. J.M. Dorlot, J.-P. Baillon et J. Masounave, « Des matériaux », Édition de l'école Polytechnique de Montréal, 1986, 467 pages.
 28. D. Apelian, S. Shivkumar and G. Sigworth, « Fundamental Aspects of Heat Treatment of Cast Al-Si-Mg Alloys », *AFS Transactions*, vol. 97, 1989, p. 727-742.
 29. R. Dasgupta, C.C. Brown and S. Marek, « Effect of Increased Magnesium Content on the Mechanical Properties of Sand-Cast 319 Aluminum alloy », *AFS Transactions*, vol. 97, 1989, p. 245-254.
 30. J.H. Sokolowski, X-C. Sun, G. Byczynski, D.O. Nothwood, D.E. Penrod, R. Thomas and A. Esseltine, « The removal of copper-phase segregation and subsequent improvement in mechanical properties of cast 319 aluminum alloys by a two-stage solution heat treatment », *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 53, 1995, p. 385-392.
 31. D. Antolovich and A. Saxena, « Metals Handbook, Vol. 8: Mechanical Testing », American Society for Metals, 9th Edition, Metals Park, Ohio, 1985, p. 363.
 32. C.H. Caceres, C.J. Davidson, J.R. Griffiths, L.M. Hogan and Q.G. Wang, « Hypoeutectic Al-Si-Mg foundry alloys », *Materials Forum*, vol. 21, 1997, p. 27-43.
 33. Annual Book of ASTM Standards, vol. 01.02, ASTM, Philadelphia, PA, 2000, p. 417-526.
 34. H.J. Le Boiteux, « La Fatigue dans les Matériaux », Édiscience, MxGraw-Hill, Paris, 1973.
 35. Yen-Hung Tan, Sheng-Long Lee and Horng-Yu Wu, « Effects of beryllium on fatigue crack propagation of A357 alloys containing iron », *International Journal of Fatigue*, vol. 18, 1996, p. 137-147.
 36. E.K. Holz, « Comparative Properties and Microstructures as Related to the Composition of Aluminum Die Casting Alloys », Proc. 5th National Die Casting Congress, SDCE, Detroit, November 4-7, 1968, 7 pages.
 37. B. M. Closset and J. Gruzleski, « Mechanical Properties of A356.2 Alloys Modified with Pure Strontium », *AFS Transactions*, vol. 90, 1982, p. 453-464.

-
38. P.C. Inguanti, « Overcoming Material Boundaries », Proc. 17th National SAMPE Tech. Conf., Covina, CA, October 22-24, 1985, p. 61-72.
 39. M. Schaefer and R.A. Fournelle, « Effect of Strontium Modification on Near-Threshold Fatigue Crack Growth in an Al-Si-Cu Die Cast Alloy », *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 27A, 1996, p. 1293-1302.
 40. C.C. Wigant and R.I. Stephens, « Fatigue crack growth of A356-T6 cast aluminum alloy », in « Fatigue and Fracture Toughness of A356-T6 Cast Aluminum Alloys », R.I. Stephens (ed.), SAE SP760, Society of Automotive Engineers, Warrendale, PA, 1988, p. 49-60.
 41. M.H. Mulazimoglu, N. Tenekedjiev, B. Closset and J.E. Gruzleski, « Studies on the Minor Reactions and Phases in Strontium-treated Aluminum-Silicon Casting Alloys », *J. Cast Metals*, vol. 5, no. 4, 1993, p. 187-198.
 42. M.W. Ozelton, G.R. Turk and P.G. Porter, Proc. Conf. *Technology for premium quality casting*, E. Dunn and D.R. Durham, (eds), TMS-AIME, Warrendale, PA, 1988, p. 81-105.
 43. S. Shivkumar, L. Wang, and D. Apelian, *JOM*, January, 1991, p. 26-32.
 44. F.T. Lee, J.F. Major and F.H. Samuel, « Fracture behaviour of Al-12 wt.% Si-0.35 wt.% Mg-(0-0.02) wt. % Sr casting alloys under fatigue testing », *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, vol. 18(3), 1995, p. 385-396.
 45. A. Plumtree and S. Schafer, « Initiation and short crack behaviour in aluminium alloy castings », in *The Behaviour of Short Fatigue Cracks*, K.J. Miller, E.R. de los Rios (eds), EGF Publication 1, Mechanical Engineering Publications, Bury St-Edmunds, Suffolk, U.K., 1986, p. 215-227.
 46. G.A. Hoskin, J.W. Provan and J.E. Gruzleski, « In-situ fatigue testing of cast aluminum-silicon alloy », *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, vol. 10(1), 1988, p. 27-41.
 47. S. Murali, T.S. Arvind, K.S. Raman and K.S.S. Murthy, « Fatigue properties of sand cast, stircast and extruded Al-7Si-0.3Mg alloy with trace additions of Be and Mn », *Materials Transactions, JIM*, vol. 38, 1997, p. 28-36.
 48. J.A. Eady and D.M. Smith, « Properties and applications of a new aluminum foundry alloy », SAE Paper 840123, Detroit, Michigan, 1984, 9 pages.

-
49. S.C. Bergsma and M.E. Kassner, « The optimized tensile and fatigue properties of semi-solid modified 319 aluminum alloys », *Light Metals 99, Met Soc, Oregon*, 1999, p. 375-382.
 50. T.S. Srivatsan, S. Anand, Y. Wu and E.J. Lavernia, « The fatigue response and fracture behavior of a spray atomized and deposited aluminum-silicon alloy », *ASM International*, vol. 6(5), 1997, p. 654-663.
 51. X. Liang, J. Earthman and E.J. Lavernia, *Acta Metallurgica*, vol. 40, 1992, p. 3303-3015.
 52. J.F. Major, « Porosity Control and Fatigue Behaviour in A356T61 Aluminum Alloy », Technical Publication, Alcan International Ltd, October 1996, 26 pages.
 53. C.M. Sonsino and J. Ziese, « Fatigue strength and applications of cast aluminium alloys with different degrees of porosity », *International Journal of Fatigue*, vol. 15, 1993, p. 75-84.
 54. T. Iveland and G. Härkegard, « Fatigue life assessment of aluminum alloys with casting defects », *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 44, 1993, p. 857-874.
 55. H. Jiang, P. Bowen and J.F. Knott, « Fatigue Performance of a Cast Aluminium Alloy Al-7Si-Mg with Surfaces Defects », *Journal of Materials Science*, vol. 34, 1999, p. 719-725.
 56. S.P. Alpay and R. Gürbüz, « Effect of aging on the fatigue crack growth kinetics of an Al-Zn-Mg-Cu alloy in two directions », *Scripta Metallurgica et Materialia*, vol. 30, 1994, p. 423-427.
 57. J. Lindigkeit, A. Gysler and G. Lutjering, *Metallurgical Transactions A*, vol. 12A, 1981, p. 1613.
 58. D.V. Neff, « Understanding Aluminum Degassing », *Modern Casting*, may 2002, p. 24-26.
 59. J.P. Ellyson, « Les métaux et leurs transformations - Tôlerie Industrielle », Éditions du renouveau pédagogique inc., Ottawa, Canada, 1986, p. 24-25.
 60. Alloy Digest, « Data on world wide metals and alloys – Aluminum 319.0 », *Engineering Alloys Digest inc.*, Montclair, New Jersey, May 1985.
 61. M.L. Purtee, « Aging Effects of an Aluminum-Based 319 Alloy », *Foundry management & technology*, october 1998, p. 40-44.

-
62. S. Shivkumar, C. Keller and D. Apelian, « Aging Behavior in Cast Al-Si-Mg Alloys » *AFS Transactions*, vol. 98, 1990, p. 905-911.
 63. G. Drouin, M. Gou, P. Thiry et R. Vinet, « Eléments de Machines », Editions de l'École Polytechnique de Montréal, 2^{ème} édition, 1986, p. 49.
 64. C.W. Meyers, « Solution Heat Treatment Effects on Ultimate Tensile Strength and Uniform Elongation in A357 Aluminum Alloys », *AFS Transactions*, vol. 94, 1986, p. 511-518.
 65. Z.H. Ismail and F.H. Hammad, « Effect of Cooling Speed on the Tensile Properties and Microstructure of an Al-Mg-Si Alloy », *Scripta Metallurgica et Materialia*, vol. 25, 1991, p. 1597-1600.
 66. M. Tsukuda, S. Koike and M. Harada, « Heat treatment of Al-7% Si-0.3% Mg Alloy », *Journal of Japan Institute of Light Metals*, vol. 28(1), 1978, p. 8-14.
 67. R.L. Ballard, « Heat treatment of Aluminium Castings at Temperset ltd », *Aluminium Industry*, vol. 9, 1990, p. 32-37.
 68. S. Murali, Y. Arunkumar, P.V.J. Chetty, K.S. Raman and K.S.S. Murthy, « The Effect of Preaging on the Delayed Aging of Al-7Si-0.3Mg », *JOM*, February, 1997, p. 29-33.
 69. D.W. Pashley, J.W. Rhodes and A. Sendorek, « Delayed Aging in Al-Mg-Si Alloys: Effect on Structure and Mechanical Properties », *Journal of the Institute of Metals*, vol. 94, 1996, p. 41-49.
 70. M.A. Moustafa, F.H. Samuel, H.W. Doty and S. Valtierra, « Effect of Mg and Cu Additions on the Microstructural Characteristics and Tensile Properties of Sr-modified Al-Si Eutectic Alloys », *International Journal of Cast Metals Research*, vol. 14, 2002, p. 235-253.
 71. A. Gaber, « Precipitation Kinetics in Supersaturated Aluminum-Magnesium Alloys », *Aluminum Transactions*, vol. 3, 2000, p. 93-102.
 72. A.T. Joenoes and J.E. Gruzleski, « Magnesium Effects on the Microstructure of Unmodified and Modified Al-Si Alloys », *Cast Metals*, vol. 4, 1991, p. 62-66.
 73. A. Cibula, « The Mechanism of Grain Refinement of Sand Casting in Aluminum Alloys », *Journal of the Institute of Metals*, vol. 76, 1949-1950, p. 321.

-
74. D.E. Groteke, « A Starting Point for a Foundry SPC program: Uniform Metal Quality », SAE Congress Paper 850476, 1985.
 75. H. de la Sablonnière, « Effet du titre en magnésium sur les propriétés de l'alliage d'aluminium 319 (Al-Si-Cu-Mg) », Mémoire de maîtrise, Département des sciences appliquées, Université du Québec à Chicoutimi, Québec, Canada, 1996.
 76. J. Masounave, J.I. Dickson et J.-P. Baïlon, « Rupture, Contrôle, Sureté », Institut de génie des matériaux, CNRC, 1985, p. 327-330.
 77. J. Gauthier, A.M. Samuel, F.H. Samuel, « Microstructural Aspects of the Dissolution and Melting of Al₂Cu Phase in Al-Si Alloys During Solution Heat Treatment », *Metalurgical and Materials Transactions A*, vol. 27A, 1985, p. 1785-1797.
 78. N. Onishi, S. Morimoto and S. Okada, « Development of a low-pressure die casting process for improved soundness of aluminum castings », *AFS Transactions*, vol. 95, 1987, p. 39-46.
 79. N. Onishi, T. Aizawa and S. Okada, « Development of inert gas low-pressure die casting process », *JACT News*, no. 335, 1986.
 80. « Die Casters Urged: Try Offbeat Zinc, Aluminum Alloys », *Modern Metals*, vol. 37, january 1982, p. 29-38.

SYMBOLES UTILISÉS

AA : Aluminum Association

ASM : American Society of Metal

ASTM : American Society for Testing and Materials

CR : Cission Résolue

CRSNG : Conseil national de Recherches en Sciences Naturelles et en Génie

CTIF : Centre Technique des Industries de la Fonderie

DAS : Dendrites Arm Spacing

DCM1 : Die Casting Magnésium à 0,1 % de magnésium

DCM3 : Die Casting Magnésium à 0,3 % de magnésium

DCM5 : Die Casting Magnésium à 0,5 % de magnésium

DSC : Differential Scanning Calorimetry

E : Module de Young

EDX(S) : Energy Dispersive X-ray (Spectrometry)

KHN : Dureté Knoop

GM : General Motors

RPM : Rotation Par Minute

SEM : Scanning Electron Microscopy

UQAC : Université du Québec à Chicoutimi

UTS : Ultimate Tensile Strength (limite ultime)

XRD : X-Ray Diffraction

YS : Yield Strength (limite élastique)

Zone G.P. : Zone Guinier – Preston

ϵ : déformation

σ_y : Limite élastique

σ_u : Limite ultime

%Él : Déformation

ANNEXES

Essais de traction DCM0

	Traitement	Température	Durée	Fatigue	Traction		
					YS	UTS	%ÉL
O1	as cast				26587	36024	1,334
O2	"				26381	33730	0,976
O3	"				26638	36174	1,797
O4	"				26147	34324	1,065
O5	"				27040	34545	1,096
O6	MES	500°C	8 h		31229	39590	1,023
O7	"	"	"		31229	38810	1,009
O8	"	"	"		31295	42459	1,477
O9	"	"	"		31494	37697	0,913
O10	"	"	"		30984	38768	1,035
O11	Vieilli	155°C	5 h		36950	41810	0,856
O12	"	"	"		37213	42500	1,031
O13	"	"	"		37244	38413	0,658
O14	"	"	"		38419	42397	0,803
O15	"	"	"		37771	42500	0,940
O16	Vieilli	155°C	10 h		40082	41500	0,564
O17	"	"	"		37774	41461	0,736
O18	"	"	"		38000	41500	0,537
O19	"	"	"		39396	43365	0,759
O20	"	"	"		40278	44050	0,739
O21	Vieilli	155°C	15 h		43000	43955	0,482
O22	"	"	"		47149	49426	0,748
O23	"	"	"		46000	46627	0,535
O24	"	"	"		47389	54363	1,392
O25	"	"	"		45713	54773	1,679
O26	Vieilli	155°C	20 h		51828	54139	0,844
O27	"	"	"		50000	50540	0,587

O28	"	"	"		51245	51355	0,635
O29	"	"	"		52823	58671	1,243
O30	"	"	"		51731	60028	1,648
O31	Vieilli	220°C	5 h		26343	41500	1,336
O32	"	"	"		26875	41500	1,115
O33	"	"	"		26328	40311	2,374
O34	"	"	"		26530	38122	1,862
O35	"	"	"		27177	40692	2,260
O36	Vieilli	220°C	10 h		31067	42263	1,889
O37	"	"	"		30834	43239	2,105
O38	"	"	"		31038	40179	2,097
O39	"	"	"		30909	38693	1,280
O40	"	"	"		30573	42668	2,055
O41	Vieilli	220°C	15 h		31023	40632	1,638
O42	"	"	"		31807	41219	1,486
O43	"	"	"		30511	42755	2,156
O44	"	"	"		30720	41930	1,976
O45	"	"	"		30228	41050	1,742
O46	Vieilli	220°C	20 h		29301	42504	2,496
O47	"	"	"		29128	41786	2,315
O48	"	"	"		29349	39742	1,722
O49	"	"	"		29365	42188	2,400
O50	"	"	"		28994	41036	2,111
O51	Vieilli	220°C	25 h		33228	45112	2,119
O52	"	"	"		33103	40086	1,219
O53	"	"	"		33196	39762	1,181
O54	"	"	"		31082	38295	1,231
O55	"	"	"		29966	40993	2,175

Essais de traction DCM3

	Traitement	Température	Durée	Fatigue	Traction		
					YS	UTS	%ÉL
3,1	as cast				24033	34995	1,076
3,2	"				28901	37531	1,174
3,3	"				27120	38388	1,684
3,4	"				27910	37486	1,357
3,5	"				26374	35673	1,340
3,6	MES	500°C	8 h		35190	48602	2,009
3,7	"	"	"		34837	42749	1,036
3,8	"	"	"		34316	46510	1,616
3,9	"	"	"		34279	44723	1,361
3,10	"	"	"		33749	47926	2,175
3,11	Vieilli	155°C	5 h		37136	44734	1,166
3,12	"	"	"		37298	44901	1,168
3,13	"	"	"		37123	43059	0,955
3,14	"	"	"		37193	45655	1,277
3,15	"	"	"		37678	45120	1,054
3,16	Vieilli	155°C	10 h		45208	45435	0,514
3,17	"	"	"		46047	53189	1,144
3,18	"	"	"		47276	50425	0,770
3,19	"	"	"		46019	55170	1,436
3,20	"	"	"		45495	53969	1,341
3,21	Vieilli	155°C	15 h		49112	54754	0,905
3,22	"	"	"		49000	49519	0,638
3,23	"	"	"		47734	55623	0,903
3,24	"	"	"		52201	55314	0,784
3,25	"	"	"		51483	56560	1,001
3,26	Vieilli	155°C	20 h		55138	58533	0,882
3,27	"	"	"		56141	57721	0,761

3,28	"	"	"		54921	56734	0,764
3,29	"	"	"		53000	53380	0,669
3,30	"	"	"		55750	61059	1,020
3,31	Vieilli	220°C	5 h		43737	46463	0,754
3,32	"	"	"		45191	49710	1,070
3,33	"	"	"		41000	41100	0,444
3,34	"	"	"		43225	47683	0,653
3,35	"	"	"		45721	48246	0,784
3,36	Vieilli	220°C	10 h		42183	47239	1,092
3,37	"	"	"		42317	49665	1,309
3,38	"	"	"		41349	42326	0,685
3,39	"	"	"		42333	44425	0,875
3,40	"	"	"		41997	45226	1,001
3,41	Vieilli	220°C	15 h		37867	44980	1,248
3,42	"	"	"		36486	46814	1,727
3,43	"	"	"		37240	42803	1,001
3,44	"	"	"		37191	43981	1,116
3,45	"	"	"		37403	44507	1,118
3,46	Vieilli	220°C	20 h		38725	44860	1,105
3,47	"	"	"		38322	45491	1,266
3,48	"	"	"		38529	42893	0,813
3,49	"	"	"		38981	47276	1,479
3,50	"	"	"		38543	46310	1,413
3,51	Vieilli	220°C	25 h		34488	44680	1,787
3,52	"	"	"		33348	43404	1,707
3,53	"	"	"		32314	36933	0,810
3,54	"	"	"		32783	36047	0,723
3,55	"	"	"		33862	36801	0,750

Essais de traction DCM5

	Traitement	Température	Durée	Fatigue	Traction		
					YS	UTS	%ÉL
5,1	as cast				22442	35237	3,125
5,2	"				23606	23888	3,221
5,3	"				23121	37512	3,637
5,4	"				22265	35129	2,800
5,5	"				21675	34790	3,066
5,6	MES	500°C	8 h		37381	46220	1,377
5,7	"	"	"		35920	45710	1,386
5,8	"	"	"		35885	45678	1,296
5,9	"	"	"		35949	42692	1,840
5,10	"	"	"		43090	35055	1,078
5,11	Vieilli	155°C	5 h		38484	44478	1,003
5,12	"	"	"		37662	48187	1,410
5,13	"	"	"		40840	41879	0,675
5,14	"	"	"		37022	44156	0,881
5,15	"	"	"		38971	45760	1,583
5,16	Vieilli	155°C	10 h		47243	51623	0,853
5,17	"	"	"		46908	50893	0,747
5,18	"	"	"		45000	45812	0,532
5,19	"	"	"		46023	52310	0,988
5,20	"	"	"		47447	49830	0,715
5,21	Vieilli	155°C	15 h		47175	53447	0,612
5,22	"	"	"		48262	56800	2,580
5,23	"	"	"		49334	52632	2,023
5,24	"	"	"		49151	55380	2,470
5,25	"	"	"		47000	47558	1,476
5,26	Vieilli	155°C	20 h		32000	32837	0,211
5,27	"	"	"		43765	55673	2,711

5,28	"	"	"		47565	51446	0,626
5,29	"	"	"		48000	48337	0,424
5,30	"	"	"		54000	54028	0,646
5,31	Vieilli	220°C	5 h		42312	49497	2,897
5,32	"	"	"		45347	46006	1,742
5,33	"	"	"		43610	44022	2,015
5,34	"	"	"		40622	44507	1,660
5,35	"	"	"		38462	45421	1,646
5,36	Vieilli	220°C	10 h		34760	42545	2,100
5,37	"	"	"		33951	43575	2,619
5,38	"	"	"		34313	41444	2,812
5,39	"	"	"		38497	40189	0,892
5,40	"	"	"		39320	44078	1,030
5,41	Vieilli	220°C	15 h		36742	45565	1,497
5,42	"	"	"		36488	41889	1,008
5,43	"	"	"		36097	41804	1,075
5,44	"	"	"		36098	39522	0,912
5,45	"	"	"		36241	44315	1,422
5,46	Vieilli	220°C	20 h		38914	43339	1,007
5,47	"	"	"		38023	39359	0,682
5,48	"	"	"		37509	40734	0,893
5,49	"	"	"		37597	40493	0,840
5,50	"	"	"		36655	36800	0,648
5,51	Vieilli	220°C	25 h		33579	42710	1,711
5,52	"	"	"		35666	44667	1,700
5,53	"	"	"		35540	38883	0,817
5,54	"	"	"		35176	41407	1,065
5,55	"	"	"		35820	40670	1,034

Essais de fatigue DCM0

	Traitement	Température	Durée	Charge (Fatigue)	Nb. Cycl (Fat.)
O1	AS CAST	-	-	42	327500
O2	"	-	-	42	765200
O3	"	-	-	44	558200
O4	"	-	-	42	193200
O5	"	-	-	42	333100
O6	"	-	-	44	200100
O7	MES	500°C	9 h	46	59400
O8	"	"	"	46	170900
O9	"	"	"	46	224300
O10	"	"	"	46	228400
O11	"	"	"	46	106200
O12	"	"	"	46	87200
O13	Vieilli	155°C	5 h	48	156000
O14	"	"	"	48	285000
O15	"	"	"	48	134500
O16	"	"	"	48	71500
O17	"	"	"	48	48400
O18	"	"	"	48	177100
O19	Vieilli	155°C	15 h	49	95600
O20	"	"	"	49	49900
O21	"	"	"	49	195200
O22	"	"	"	49	85000
O23	"	"	"	49	137600
O24	"	"	"	49	74900
O25	Vieilli	155°C	20 h	49	228800
O26	"	"	"	49	176100
O27	"	"	"	49	77100
O28	"	"	"	49	108700
O29	"	"	"	49	40600
O30	"	"	"	49	28400
O31	Vieilli	220°C	5 h	42	41400
O32	"	"	"	40	77300
O33	"	"	"	38	83400
O34	"	"	"	36	130900
O35	"	"	"	36	68550
O36	"	"	"	36	69300
O37	Vieilli	220°C	15 h	38	40800
O38	"	"	"	43	54300
O39	"	"	"	40	54500
O40	"	"	"	40	40500
O41	"	"	"	40	55700
O42	"	"	"	40	50700
O43	Vieilli	220°C	25 h	40	36100

O44	"	"	"	38	21000
O45	"	"	"	38	36800
O46	"	"	"	38	53500
O47	"	"	"	38	52100
O48	"	"	"	38	80200

Essais de fatigue DCM3

MES+EAU+20H@240 DCM3				
		% de LE		
1	MES	50		75000
2	++	"		310500
3	EAU	"		283000
4	20h	"		257000
			MOY	283500
5	240 °C	60		117500
6		"		201000
7		"		163200
			MOY	160567
8		70		17000
9		"		19000
10		"		46000
			MOY	273333

MES+EAU+10H@240 DCM3				
		% de LE		
1	MES	50		166200
2	++	"		206000
3	EAU	"		160900
4	10h	"		167000
			MOY	175025
5	240 °C	60		61500
6		"		86700
7		"		81400
			MOY	76533
8		70		29200
9		"		47000
10		"		27500
			MOY	34567

Essais de fatigue DCM5

MES+EAU+20H@240 DCM5				
		% de LE		
1	MES	50		82500
2	++	"		176000
3	EAU	"		110000
4	20h	"		131000
5		"		169900
			MOY	146725
6	240 °C	60		85000
7		"		67000
8		"		50100
9		"		90000
			MOY	73025
10		70		20500
11		"		24000
12		"		31000
			MOY	25167

MES+EAU+10H@240 DCM5				
		% de LE		
1	MES	50		59000
2	++	"		310000
3	EAU	"		218000
4	10h	"		395000
5				39000
			MOY	307667
6	240 °C	60		90800
7		"		56000
8		"		47000
9		"		72400
10		"		110000
			MOY	75240
11		70		43000
12		"		15000
13		"		28000
14		"		11000
			MOY	24250

Alleges de got Alcan Canada
Guelph Works

40 Massey Road, Guelph, Ontario, N1K 1C4



CERTIFICATE OF ANALYSIS / PACKING SET
CERTIFICATE D'ANALYSE / EMBALLAGE GLISSADE

Shipped to / Destinataire: DEPARTMENT OF METALLURGY
UNIVERSITY OF QUEBEC
555 UNIVERSITY BLVD
ARVIDA, P.Q., G7A 2B1

Customer order no. / No de commande du client: VERBAL

Date: 04/10/92

Alcan order no. / No de commande Alcan: 92-14578

Via / Mode de transport

Product / Produit: 44227

ALLOY 44227

A 300-1

Handwritten: Greenberg

B/L No G02496

SLUDGE FACTOR = 1.42

Cast or mill order no. No de coulee ou de commande a l'usine	No. of pieces Nombre d'articles	Weight Poids (kg)	Cast or mill order no. No de coulee ou de commande a l'usine	No. of pieces Nombre d'articles	Weight Poids (kg)	Analysis in percentage of weight • Analyse (en pourcentage du poids) •									
						Cu	Fe	Mg	Mn	Si	Tl	Zn	Na	Ni	Cr
923584-40	75	357				3.22	1.01	.06	.16	9.18	.02	2.28		.04	.03
						Pb	Sn								
						.08	.02								

SOWS AND INGOT ARE PRONE TO SHRINKAGE AND SUBSEQUENT WATER ENTRAPMENT. TO SAFEGUARD AGAINST POSSIBLE EXPLOSION HAZARD, SOWS AND INGOT SHOULD BE THOROUGHLY DRIED BEFORE CHARGING THEM INTO MOLTEN METAL.

Per / par: *Barbara Glines*
Chief Inspector / Inspecteur en Chef

A-10

This is to certify that analyses were made to the requirements of Aluminum Association specifications by competent analysts. / are accurate with commercial limits.
Ceci est pour certifier que ces analyses sont conformes aux normes de l'Aluminum Association. Elles ont été faites par des techniciens compétents et sont de précision commerciale.

AL_BASE Analysis of Aluminum Alloys 03/07/00 09:35
Sample No DCM0,3/08/00

Average of 3 sparks

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	B	Sn
fin										
(8.22	0.779	3.26	0.133	0.0724	0.0149	0.0204	1.05	.00495	0.0135
fax										

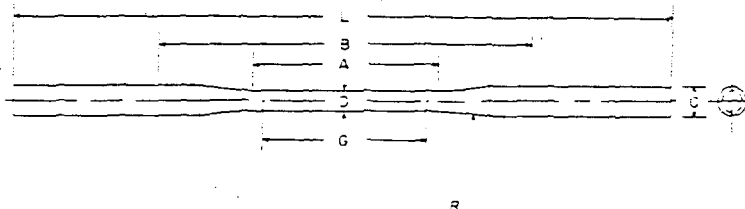
	Sr	V	Ti	Al
fin				
:	<.00010	.00982	0.0914	86.32
fax				

AL_BASE Analysis of Aluminum Alloys 03/07/00 0
Sample No DCM3,3/08/00
Average of 3 sparks
Si Fe Cu Mn Mg Cr Ni Zn B A-12
Min
X 9.01 0.966 3.20 0.149 0.399 0.0195 0.0269 1.47 .00531 0.0169
Max
Sr V Ti Al
Min
X <.00010 .00988 0.0704 84.65
Max

AL_BASE Analysis of Aluminum Alloys 03/07/00 09:43
Sample No DCM3-2,3/08/00
Average of 3 sparks
Si Fe Cu Mn Mg Cr Ni Zn B Sn
Min
X 8.60 0.889 3.10 0.142 0.417 0.0188 0.0246 1.34 .00523 0.0156
Max
Sr V Ti Al
Min
X <.00010 .00982 0.0765 85.36
Max

AL_BASE Analysis of Aluminum Alloys 03/07/00 09:52
Sample No DCM5,3/08/00
Average of 3 sparks
Si Fe Cu Mn Mg Cr Ni Zn B Sn
Min
X 9.65 1.10 3.18 0.156 0.546 0.0218 0.0307 1.78 .00603 0.0197
Max
Sr V Ti Al
Min
X <.00010 .00999 0.0598 83.44
Max

AL_BASE Analysis of Aluminum Alloys 03/07/00 09:57
Sample No DCM5-2,3/08/00
Average of 3 sparks
Si Fe Cu Mn Mg Cr Ni Zn B Sn
Min
X 9.43 1.06 3.15 0.153 0.548 0.0222 0.0293 1.66 .00589 0.0184
Max
Sr V Ti Al
Min
X <.00010 .00999 0.0631 83.85
Max



	Dimensions, in.
G—Gage length	2.000 ± 0.005
D—Diameter (see Note)	0.250 ± 0.005
R—Radius of fillet, min	3
A—Length of reduced section, min	2 1/4
L—Over-all length, min	9
B—Distance between grips, min	4 1/2
C—Diameter of end section, approximate	3/8

NOTE—The reduced section may have a gradual taper from the ends toward the center, with the ends not more than 0.005 in. larger in diameter than the center.

FIG. 13 Standard Tension Test Specimen for Die Castings

T = measured wall thickness of the specimen, in.
 arcsin values to be in radians
 If $D/W > 6$, the exact equation or the following equation may be used:

$$A = W \times T$$

where:

A = approximate cross-sectional area, in.²,
 W = width of the specimen in the reduced section, in., and
 T = measured wall thickness of the specimen, in.

7.2 Zeroing of the Test Machine:

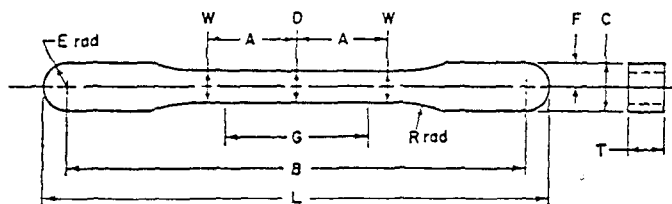
7.2.1 The testing machine shall be set up in such a manner that zero force indication signifies a state of zero force on the specimen. Any force (or preload) imparted by the gripping of the specimen (see Note 7) must be indicated by the force measuring system unless the preload is physically removed prior to testing. Artificial methods of removing the preload on the specimen, such as taring it out by a zero adjust pot or removing it mathematically by software,

are prohibited because these would affect the accuracy of the test results.

NOTE 7—Preloads generally by gripping of specimens may be either tensile or compressive in nature and may be the result of such things as:
 = grip design
 = malfunction of gripping apparatus (sticking, binding, etc.)
 = excessive gripping force
 = sensitivity of the control loop

7.3 Speed of Testing:

7.3.1 Speed of testing may be defined (a) in terms of free-running crosshead speed (rate of movement of the crosshead of the testing machine when not under load), (b) in terms of rate of separation of the two heads of the testing machine during a test, (c) in terms of the elapsed time for completing part or all of the test, (d) in terms of rate of stressing the specimen, or (e) in terms of rate of straining the specimen. For some materials the first of these, which is the least accurate, may be adequate, while for other materials one of the others, listed in increasing order of precision, may



Pressing Area = 1.00 in.²
 Dimensions Specified except G, are Those of the Die.

	Dimensions, in.
G—Gage length	1.000 ± 0.005
D—Width at center	0.225 ± 0.001
W—Width at end of reduced section	0.235 ± 0.001
T—Compact to this thickness	0.200 to 0.250
R—Radius of fillet	1
A—Half-length of reduced section	5/8
B—Grip length	3.187 ± 0.001
L—Over-all length	3.529 ± 0.001
C—Width of grip section	0.343 ± 0.001
F—Half width of grip section	0.1715 ± 0.0010
E—End radius	0.171 ± 0.001

FIG. 14 Standard Tension Test Specimen for Powdered Metal Products—Flat Unmachined Tension Test Specimen

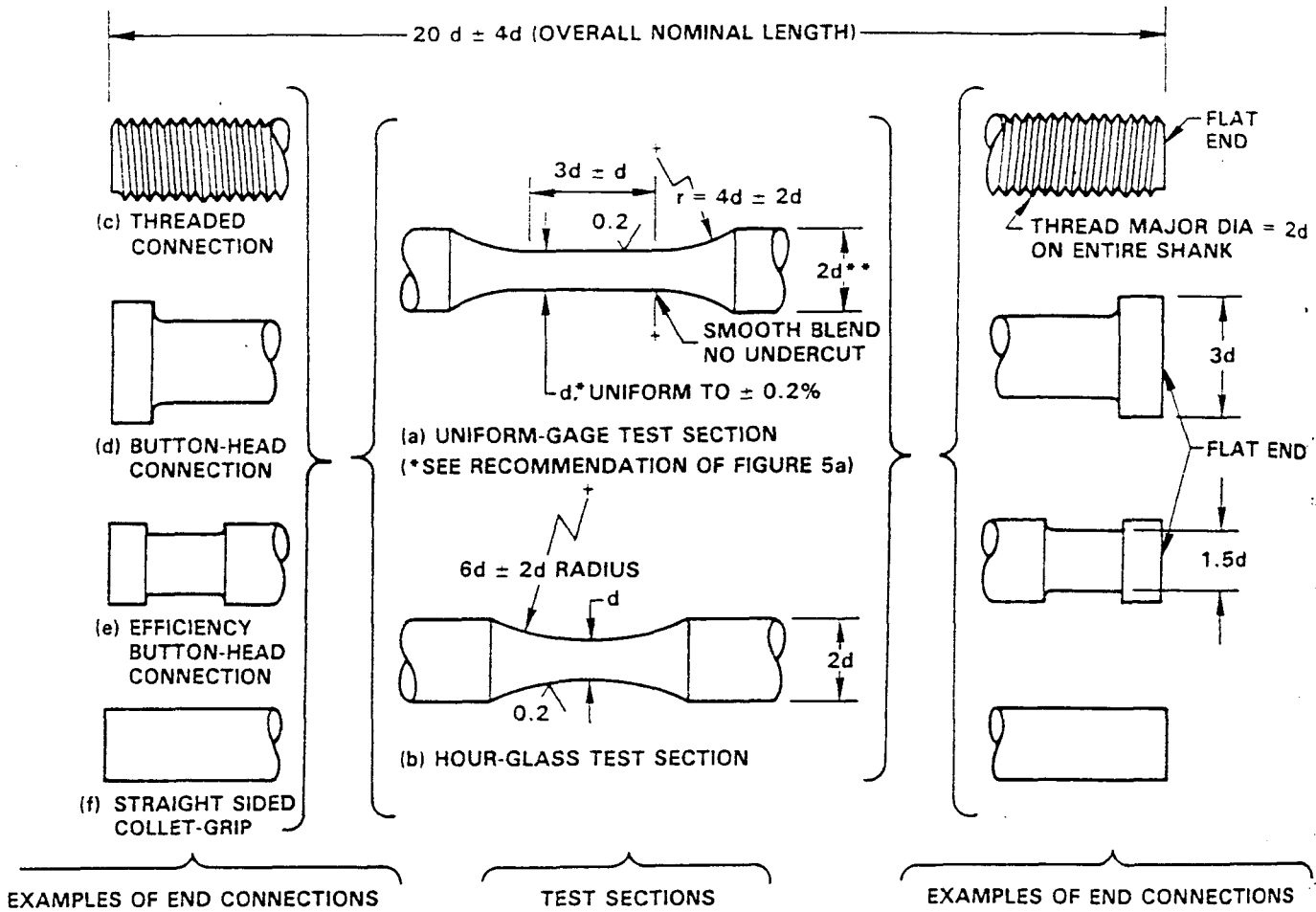


FIG. 1 Recommended Low-Cycle Fatigue Specimens

NOTE—* Dimension d is recommended to be 6.35 mm (0.25 in.). See 7.1. Centers permissible. ** This diameter may be made greater or less than 2d depending on material hardness. In typically ductile materials diameters less than 2d are often employed and in typically brittle materials diameters greater than 2d may be found desirable.

3.2 Additional definitions associated with time-dependent deformation behavior observed in tests at elevated homologous temperatures are as follows:

3.2.1 *hold period*, τ_h —the time interval within a cycle during which the stress or strain is held constant.

3.2.2 *inelastic strain*, ϵ_{in} —the strain that is not elastic. For isothermal conditions, ϵ_{in} is calculated by subtracting the elastic strain from the total strain.

3.2.3 *total cycle period*, τ_c —the time for the completion of one cycle. The parameter τ_c can be separated into hold and nonhold components:

$$\tau_c = \Sigma \tau_h + \Sigma \tau_{nh} \quad (1)$$

where:

$\Sigma \tau_h$ = sum of all the hold portions of the cycle and

$\Sigma \tau_{nh}$ = sum of all the nonhold portions of the cycle.

τ_c also is equal to the reciprocal of the overall frequency when the frequency is held constant.

3.2.4 The following equations are often used to define the instantaneous stress and strain relationships for many metals and alloys:

$$\epsilon = \epsilon_{in} + \epsilon_e \quad (2)$$

$$\epsilon_e = \frac{\sigma}{E^*} \quad (\text{see Note 2})$$

and the change in strain from any point (1) to any other point (3), as illustrated in Fig. 2, can be calculated as follows:

$$\epsilon_3 - \epsilon_1 = \left(\epsilon_{3in} + \frac{\sigma_3}{E^*} \right) - \left(\epsilon_{1in} + \frac{\sigma_1}{E^*} \right) \quad (3)$$

All strain points to the right of and all stress points above the origin are positive. The equation would then show an increase in inelastic strain from 1 to 3 or:

$$\epsilon_{3in} - \epsilon_{1in} = \epsilon_3 - \epsilon_1 + \frac{\sigma_1}{E^*} - \frac{\sigma_3}{E^*} \quad (4)$$

Similarly, during the strain hold period, the change in the inelastic strain will be equal to the change in the stress divided by E^* , or:

$$\epsilon_{3in} - \epsilon_{2in} = \frac{\sigma_2 - \sigma_3}{E^*} \quad (5)$$

NOTE 2— E^* represents a material parameter that may be a function of environment and test conditions. It also may vary during a test as a result of metallurgical or physical changes in the specimen. In many instances, however, E^* is practically a constant quantity and is used

rather ex
hysteresi
cycling
elasticity

4. Signi

4.1 S
influenc
controlled
poses di
particu
plastic
these str
strain us
ness of
determin
during t
constant
and bloc
nonzero
may alt
amplitud
cised in

4.2 St

eration
for situa
nents u
cyclic pi
(that is
from str
element
against c
4.3 St
areas of
develop
manne

FIG. 2

