

UNIVERSITÉ DU QUÉBEC À CHICOUTIMI

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

**PAR
PASCAL OUELLET**

**EFFET DU TITRE EN MAGNÉSIUM ET DES TRAITEMENTS THERMIQUES
T5 ET T6 SUR LES PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES DE L'ALLIAGE
D'ALUMINIUM 319 NON-MODIFIÉ ET MODIFIÉ.**

AOÛT 1997



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 319 Al-Si-Cu-Mg est utilisé dans une grande variété d'applications, plus particulièrement dans l'industrie de l'automobile et de l'aérospatiale à cause de sa facilité de mise en forme par moulage, sa bonne usinabilité, sa haute conductivité thermique ainsi qu'à son bas coefficient d'expansion thermique. De plus, cet alliage peut être traité (traitement thermique) pour obtenir une combinaison optimale de résistance et de ductilité. Les propriétés mécaniques de l'alliage 319 sont déterminées principalement par sa composition chimique, la procédure suivie lors de la fusion de l'alliage, la technique de mise en forme employée et par le type de traitement thermique qu'il subit.

Comme cet alliage est obtenu à partir de métal recyclé, il contient plusieurs éléments divers en quantité variable. La composition désirée de chaque élément est obtenue grâce à différents procédés de nettoyage qui sont coûteux et souvent très dommageables pour l'environnement. Le magnésium est l'un de ces éléments dont la proportion doit être inférieure à 0.10 % pour répondre aux normes de l'industrie nord-américaine. D'après des études récentes, cette limite de 0.10 % semble injustifiée. Ces dernières ont démontré qu'une quantité supérieure de magnésium influence peu les propriétés mécaniques de l'alliage sauf peut être la ductilité. D'autres études encore, ont démontré qu'avec l'addition de différents éléments tels le strontium (Sr) pour modifier la structure (modification de la phase de silicium eutectique) et le TiB_2 pour affiner le grain des alliages d'aluminium, on pouvait améliorer les propriétés mécaniques de ces derniers.

L'objectif de ce travail est de déterminer s'il est possible pour l'alliage 319 ayant une proportion en magnésium supérieur à 0.10 % (i.e. ≈ 0.45 %) de retrouver et même d'améliorer les propriétés de fonderie et les propriétés mécaniques de l'alliage de base en passant par la modification et l'affinement de la taille du grain de celui-ci. La propriété de fonderie qui nous intéresse plus particulièrement dans cette étude est la fluidité. Les propriétés mécaniques qui ont été étudiées sont respectivement la limite élastique, la limite ultime et le pourcentage d'allongement à la rupture.

La propriété de fonderie, la fluidité, a été étudiée à l'aide de la technique Ragone pour déterminer de façon quantitative l'influence du magnésium, de la modification par le strontium ainsi que l'affinage du grain par le TiB_2 sur cette propriété très importante de l'alliage. Dans un même temps, toujours pour s'assurer de la qualité de l'alliage, des radiographies d'éprouvettes de traction ont été effectuées afin de vérifier les défauts (vides, porosités) qui pouvaient survenir dans l'alliage après coulée.

Les propriétés mécaniques de traction ont été étudié dans le but d'optimiser le traitement thermique T5 et le traitement de vieillissement T6 (la mise en solution et la trempe du traitement thermique T6 ayant déjà été optimisé pour cette alliage par notre groupe de recherche dans des études antérieurs). Par la suite, l'influence de plusieurs paramètres a été étudié par des essais de traction, par la métallographie optique et par la fractographie (étude du mode de rupture) à l'aide de différents appareils. Les paramètres qui nous intéressent plus spécialement dans cette partie du travail sont : l'addition de Mg, la modification de la phase de silicium eutectique par le Sr, l'affinement de la taille du grain par le TiB_2 , ainsi que la température et le temps de vieillissement.

REMERCIEMENTS

Je tiens à remercier sincèrement M. F. H. Samuel, Professeur à l'Université du Québec à Chicoutimi, qui par son appui et ces précieux conseils, m'a permis de mener à terme ce projet.

Je voudrais remercier également M. Régis Boucher pour ces conseils techniques et son support, Mme Agnès Samuel, M. Dany Jean ainsi que tous mes collègues qui m'ont été d'une très grande aide lors de la réalisation des travaux expérimentaux.

Je souhaite exprimer toute ma reconnaissance aux organismes qui ont contribué à ce projet de recherche soit : le Conseil de Recherches en Sciences Naturelles et Génie du Canada (CRSNG), le Centre Québécois de Recherche et de Développement de l'Aluminium (CQRDA), la Fondation de l'Université du Québec à Chicoutimi (FUQAC) ainsi que KB Alloys Inc.

Finalement, je tiens à remercier mes parents et amis pour leur support depuis le début de ce projet.

TABLE DES MATIÈRES

| | |
|--|-----------|
| RÉSUMÉ | ii |
| REMERCIEMENTS | iv |
| TABLE DES MATIÈRES | v |
| LISTE DES FIGURES | ix |
| LISTE DES TABLEAUX..... | xv |
| | |
| CHAPITRE 1 | |
| INTRODUCTION | 1 |
| 1.1 PROBLÉMATIQUE | 2 |
| 1.2 OBJECTIF | 5 |
| | |
| CHAPITRE 2 | |
| REVUE BIBLIOGRAPHIQUE | 6 |
| 2.1 LES ALLIAGES D'ALUMINIUM DE FONDERIE | 7 |
| 2.1.1 Effet des éléments alliés..... | 8 |
| 2.1.1.1 Silicium | 8 |
| 2.1.1.2 Cuivre | 9 |
| 2.1.1.3 Fer..... | 9 |
| 2.1.1.4 Manganèse..... | 10 |
| 2.1.1.5 Magnésium | 10 |
| 2.1.1.6 Nickel | 11 |
| 2.1.1.7 Zinc..... | 11 |
| 2.1.1.8 Strontium | 11 |
| 2.1.1.9 Titane..... | 12 |
| 2.1.1.10 Bore | 12 |
| 2.2 FLUIDITÉ | 13 |
| 2.2.1 Définition | 13 |
| 2.2.2 Méthodes de mesure | 13 |

| | |
|---|-----------|
| 2.2.3 Fluidité de l'aluminium pur | 15 |
| 2.2.4 Fluidité des alliages d'aluminium..... | 16 |
| 2.2.4.1 Influence des éléments alliés majeurs | 16 |
| 2.2.4.2 Influence des éléments alliés mineurs | 19 |
| 2.2.4.3 Influence de la modification de la phase de silicium..... | 19 |
| 2.2.4.4 Influence de l'affinage de grain..... | 21 |
| 2.3 LES TRAITEMENTS THERMIQUES | 23 |
| 2.3.1 Principe de durcissement par précipitation | 23 |
| 2.3.3 Mise en solution..... | 26 |
| 2.3.4 Trempe | 28 |
| 2.3.5 Vieillissement | 30 |
| 2.4 EFFET DE L'ADDITION DE MAGNÉSIUM..... | 33 |
| 2.5 EFFET DE LA MODIFICATION DE LA PHASE DE SILICIUM | 35 |
| 2.6 EFFET DE L'AFFINEMENT DE LA TAILLE DU GRAIN | 39 |

CHAPITRE 3

| | |
|---|-----------|
| MÉTHODOLOGIE EXPÉRIMENTALE..... | 41 |
| 3.1 MATÉRIAU ET PRÉPARATION DU MÉTAL | 42 |
| 3.1.1 Matériau | 42 |
| 3.1.2 Préparation des éprouvettes de traction | 43 |
| 3.2 FLUIDITÉ | 45 |
| 3.3 TRAITEMENTS THERMIQUES | 46 |
| 3.3.1 Traitement thermique T5 | 46 |
| 3.3.2 Traitement thermique T6 | 47 |
| 3.4 ESSAIS DE TRACTION..... | 48 |
| 3.5 MÉTALLOGRAPHIE | 49 |

CHAPITRE 4

| | |
|---|-----------|
| EFFET DE L'ADDITION DU MAGNÉSIUM, DE LA MODIFICATION ET DE L'AFFINAGE DE GRAIN SUR LA FLUIDITÉ ET LA QUALITÉ DE L'ALLIAGE D'ALUMINIUM 319..... | 51 |
| 4.1 INTRODUCTION..... | 52 |
| 4.2 RÉSULTATS ET DISCUSSION | 53 |
| 4.2.1 Fluidité..... | 53 |
| 4.2.2 Radiographies | 56 |

CHAPITRE 5**EFFET DES TRAITEMENTS THERMIQUES T5 ET T6 SUR LES PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES DE TRACTION..... 60**

| | |
|--|-----|
| 5.1 INTRODUCTION..... | 61 |
| 5.1.1 Traitement thermique T5 | 61 |
| 5.1.2 Traitement thermique T6 | 62 |
| 5.2 ANALYSE DES RÉSULTATS | 66 |
| 5.2.1 Traitements thermiques T5 | 66 |
| 5.2.1.1 La limite élastique | 66 |
| 5.2.1.2 La limite ultime | 72 |
| 5.2.1.3 Allongement à la rupture | 78 |
| 5.2.2 Traitements thermiques T6 | 84 |
| 5.2.2.1 La limite élastique | 84 |
| 5.2.2.2 La limite ultime | 90 |
| 5.2.2.3 Allongement à la rupture | 96 |
| 5.3 DISCUSSION..... | 102 |
| 5.3.1 Effet de l'addition de magnésium..... | 102 |
| 5.3.2 Effet de la modification de la phase de silicium | 104 |
| 5.3.3 Effet de l'affinage de grain..... | 106 |
| 5.2.6 Effet de la composition chimique de l'alliage..... | 110 |

CHAPITRE 6**EFFET DES TRAITEMENTS THERMIQUES T5 ET T6 SUR LA MICROSTRUCTURE ET LE MODE DE RUPTURE..... 114**

| | |
|---|-----|
| 6.1 INTRODUCTION..... | 115 |
| 6.2 ANALYSE DES RÉSULTATS ET DISCUSSION | 117 |
| 6.2.1 Microstructure..... | 117 |
| 6.2.1.1 Après coulée | 117 |
| 6.2.1.2 Après mise en solution | 120 |
| 6.2.1.3 Phases de précipitation | 127 |
| 6.2.2 Fractographie | 132 |
| 6.2.2.1 Alliage G | 132 |
| 6.2.2.2 Alliage GM..... | 141 |
| 6.2.2.3 Fusion naissante..... | 142 |

CONCLUSIONS 152

RÉSUMÉ..... 153

SYNTHÈSE DES RÉSULTATS 154

| | |
|--|------------|
| RECOMMANDATIONS | 156 |
| LISTE DES PUBLICATIONS | 158 |
| BIBLIOGRAPHIE | 160 |
| ANNEXE A | |
| RÉSULTATS DES ESSAIS DE TRACTION POUR LE TRAITEMENT THERMIQUE T5..... | 166 |
| ANNEXE B | |
| RÉSULTATS DES ESSAIS DE TRACTION POUR LE TRAITEMENT THERMIQUE T6..... | 173 |

LISTE DES FIGURES

| | | |
|------------------|---|----|
| Figure 1 | Représentation schématique de l'appareil Ragone. | 15 |
| Figure 2 | Influence de la pureté de l'aluminium sur sa fluidité ⁷ | 16 |
| Figure 3 | Fluidité de l'alliage Al-Cu en fonction du % de Cu ⁷ | 17 |
| Figure 4 | Fluidité de l'alliage Al-Mg en fonction du % de Mg ⁷ | 18 |
| Figure 5 | Fluidité de l'alliage Al-Si en fonction du % de Si ⁷ | 18 |
| Figure 6 | Perte de fluidité à 600° de l'alliage eutectique Al-Si après l'addition de certains éléments traces ¹⁰ | 20 |
| Figure 7 | Réduction de la fluidité de l'alliage Al-4.5%Cu par l'addition de 0.15 % de Ti ¹¹ | 22 |
| Figure 8 | Intervalles de température utilisés pour le traitement thermique des alliages Al-Cu. | 24 |
| Figure 9 | Représentations schématiques de précipités dans les solides cristallins : a) précipité cohérent avec distorsion du réseau due à une variation de volume ; b) précipité semi-cohérent ; c) précipité incohérent ¹³ | 26 |
| Figure 10 | Effets du temps et de la température de mise en solution sur l'alliage A356 ¹⁷ | 28 |
| Figure 11 | Courbes de refroidissement obtenues dans différents milieux de trempe ¹⁷ | 30 |
| Figure 12 | a) Précipité θ'' dans un alliage Al-4.5% Cu trempé et vieilli b) Précipité d'équilibre θ ¹³ | 32 |
| Figure 13 | Effets du temps et de la température de vieillissement sur l'alliage A356 ¹⁷ | 32 |
| Figure 14 | Variation de la limite ultime en fonction de la proportion de magnésium ¹⁸ | 34 |
| Figure 15 | Variation des propriétés de traction en fonction de la température de mise en solution (temps de mise en solution = 100 min.) ²⁵ | 37 |

| | | |
|------------------|---|----|
| Figure 16 | Variation de la limite élastique avec le temps de vieillissement (Mise en solution 540 °C, vieillissement 155 °C) ²⁶ | 38 |
| Figure 17 | Schéma de la pièce obtenue avec le moule STAHL. | 45 |
| Figure 18 | Paramètres du traitement thermique T5. | 47 |
| Figure 19 | Paramètres du traitement thermique T6. | 48 |
| Figure 20 | Courbe d'essai de traction obtenue par le logiciel. | 49 |
| Figure 21 | Schéma de préparation d'une pastille de polissage..... | 50 |
| Figure 22 | Variation de la fluidité des alliages primaires en fonction de la température..... | 54 |
| Figure 23 | Variation de la fluidité des alliages secondaires en fonction de la température..... | 55 |
| Figure 24 | Radiographie des éprouvettes de traction de l'alliage G..... | 57 |
| Figure 25 | Radiographie des éprouvettes de traction de l'alliage GM..... | 58 |
| Figure 26 | Radiographie des éprouvettes de traction de l'alliage GMS..... | 58 |
| Figure 27 | Radiographie des éprouvettes de traction de l'alliage GMST. | 59 |
| Figure 28 | Variation de la limite élastique de l'alliage G en fonction du traitement thermique T5..... | 69 |
| Figure 29 | Variation de la limite élastique de l'alliage GM en fonction du traitement thermique T5..... | 69 |
| Figure 30 | Variation de la limite élastique de l'alliage GMS en fonction du traitement thermique T5..... | 70 |
| Figure 31 | Variation de la limite élastique de l'alliage GMST en fonction du traitement thermique T5..... | 70 |
| Figure 32 | Variation de la limite élastique de l'alliage WM en fonction du traitement thermique T5..... | 71 |
| Figure 33 | Variation de la limite élastique de l'alliage WMS en fonction du traitement thermique T5..... | 71 |
| Figure 34 | Variation de la limite ultime de l'alliage G en fonction du traitement thermique T5..... | 74 |
| Figure 35 | Variation de la limite ultime de l'alliage GM en fonction du traitement thermique T5..... | 75 |

| | | |
|------------------|---|----|
| Figure 36 | Variation de la limite ultime de l'alliage GMS en fonction du traitement thermique T5..... | 75 |
| Figure 37 | Variation de la limite ultime de l'alliage GMST en fonction du traitement thermique T5..... | 76 |
| Figure 38 | Variation de la limite ultime de l'alliage WM en fonction du traitement thermique T5..... | 76 |
| Figure 39 | Variation de la limite ultime de l'alliage WMS en fonction du traitement thermique T5..... | 77 |
| Figure 40 | Variation de l'allongement à la rupture de l'alliage G en fonction du traitement thermique T5..... | 81 |
| Figure 41 | Variation de l'allongement à la rupture de l'alliage GM en fonction du traitement thermique T5..... | 81 |
| Figure 42 | Variation de l'allongement à la rupture de l'alliage GMS en fonction du traitement thermique T5..... | 82 |
| Figure 43 | Variation de l'allongement à la rupture de l'alliage GMST en fonction du traitement thermique T5..... | 82 |
| Figure 44 | Variation de l'allongement à la rupture de l'alliage WM en fonction du traitement thermique T5..... | 83 |
| Figure 45 | Variation de l'allongement à la rupture de l'alliage WMS en fonction du traitement thermique T5..... | 83 |
| Figure 46 | Variation de la limite élastique de l'alliage G en fonction du traitement thermique T6..... | 87 |
| Figure 47 | Variation de la limite élastique de l'alliage GM en fonction du traitement thermique T6..... | 87 |
| Figure 48 | Variation de la limite élastique de l'alliage GMS en fonction du traitement thermique T6..... | 88 |
| Figure 49 | Variation de la limite élastique de l'alliage GMST en fonction du traitement thermique T6..... | 88 |
| Figure 50 | Variation de la limite élastique de l'alliage WM en fonction du traitement thermique T6..... | 89 |
| Figure 51 | Variation de la limite élastique de l'alliage WMS en fonction du traitement thermique T6..... | 89 |

| | | |
|------------------|--|-----|
| Figure 52 | Variation de la limite ultime de l'alliage G en fonction du traitement thermique T6..... | 93 |
| Figure 53 | Variation de la limite ultime de l'alliage GM en fonction du traitement thermique T6..... | 93 |
| Figure 54 | Variation de la limite ultime de l'alliage GMS en fonction du traitement thermique T6..... | 94 |
| Figure 55 | Variation de la limite ultime de l'alliage GMST en fonction du traitement thermique T6..... | 94 |
| Figure 56 | Variation de la limite ultime de l'alliage WM en fonction du traitement thermique T6..... | 95 |
| Figure 57 | Variation de la limite ultime de l'alliage WMS en fonction du traitement thermique T6..... | 95 |
| Figure 58 | Variation de l'allongement à la rupture de l'alliage G en fonction du traitement thermique T6..... | 99 |
| Figure 59 | Variation de l'allongement à la rupture de l'alliage GM en fonction du traitement thermique T6..... | 99 |
| Figure 60 | Variation de l'allongement à la rupture de l'alliage GMS en fonction du traitement thermique T6..... | 100 |
| Figure 61 | Variation de l'allongement à la rupture de l'alliage GMST en fonction du traitement thermique T6..... | 100 |
| Figure 62 | Variation de l'allongement à la rupture de l'alliage WM en fonction du traitement thermique T6..... | 101 |
| Figure 63 | Variation de l'allongement à la rupture de l'alliage WMS en fonction du traitement thermique T6..... | 101 |
| Figure 64 | Comparaison des alliages G, GM, GMS et GMST après le traitement thermique T5 (température de vieillissement 180 °C)..... | 108 |
| Figure 65 | Comparaison des alliages G, GM, GMS et GMST après le traitement thermique T6 (température de vieillissement 180 °C)..... | 109 |
| Figure 66 | Comparaison des alliages GM et WM, GMS et WMS après le traitement thermique T5 (température de vieillissement 180 °C)..... | 112 |
| Figure 67 | Comparaison des alliages GM et WM, GMS et WMS après le traitement thermique T6 (température de vieillissement 180 °C)..... | 113 |
| Figure 68 | Microstructure de l'alliage G après coulée..... | 118 |

| | | |
|------------------|--|-----|
| Figure 69 | Microstructure de l'alliage G après coulée. | 119 |
| Figure 70 | Microstructure de l'alliage GM après coulée..... | 119 |
| Figure 71 | Microstructure de l'alliage GMS après coulée. | 120 |
| Figure 72 | Fusion naissante des particules de la phase $Al_5Mg_8Cu_2$ de l'alliage GM après une mise en solution à 505 °C..... | 122 |
| Figure 73 | Fusion naissante des particules de la phase $Al_5Mg_8Cu_2$ de l'alliage GMS après une mise en solution à 505 °C..... | 122 |
| Figure 74 | Persistance du réseau α -aluminium dendritique dans les éprouvettes de tractions de l'alliage GM (Mise en solution 480 °C)..... | 123 |
| Figure 75 | Microstructure des éprouvettes de traction de l'alliage G (Mise en solution 480 °C). | 123 |
| Figure 76 | Microstructure des éprouvettes de traction de l'alliage GMS (Mise en solution 480 °C)..... | 124 |
| Figure 77 | Microstructure des éprouvettes de traction de l'alliage G (Mise en solution 505 °C). | 124 |
| Figure 78 | Microstructure des éprouvettes de traction de l'alliage GM (Mise en solution 505 °C). | 125 |
| Figure 79 | Microstructure des éprouvettes de traction de l'alliage GMS (Mise en solution 505 °C)..... | 125 |
| Figure 80 | Particules de phases précipitées de l'alliage GM après un vieillissement de 16 heures à 150 °C (T6). | 129 |
| Figure 81 | Particules de phases précipitées dans l'alliage GM après un vieillissement de 48 heures à 250 °C (T6). | 129 |
| Figure 82 | Distribution des particules précipitées dans l'alliage GM après un vieillissement de 16 heures à 150 °C (T6). | 130 |
| Figure 83 | Analyse EDX des phases présentes à la figure 82..... | 130 |
| Figure 84 | Distribution des particules précipitées dans l'alliage GM après un vieillissement de 48 heures à 250 °C (T6). | 131 |
| Figure 85 | Analyse EDX des phases présentes à la figure 84..... | 131 |
| Figure 86 | Fractographie de l'alliage G après coulée..... | 135 |

| | | |
|------------------|--|-----|
| Figure 87 | Fractographie de l'alliage G après mise en solution à 500 °C pendant 8 heures et trempe..... | 136 |
| Figure 88 | Fractographie de l'alliage G après un vieillissement de 4 heures à 180 °C (Traitement thermique T5)..... | 137 |
| Figure 89 | Fractographie de l'alliage G après un vieillissement de 16 heures à 180 °C (Traitement thermique T5)..... | 138 |
| Figure 90 | Fractographie de l'alliage G après un vieillissement de 8 heures à 150 °C (Traitement thermique T6)..... | 139 |
| Figure 91 | Fractographie de l'alliage G après un vieillissement de 16 heures à 150 °C (Traitement thermique T6)..... | 140 |
| Figure 92 | Fractographie de l'alliage GM après coulée..... | 144 |
| Figure 93 | Fractographie de l'alliage GM après mise en solution à 505 °C pendant 8 heures..... | 145 |
| Figure 94 | Fractographie de l'alliage GM après un vieillissement de 4 heures à 180 °C (traitement thermique T5). | 146 |
| Figure 95 | Fractographie de l'alliage GM après un vieillissement de 16 heures à 180 °C (traitement thermique T5). | 147 |
| Figure 96 | Fractographie de l'alliage GM après un vieillissement de 8 heures à 150 °C (Traitement thermique T6)..... | 148 |
| Figure 97 | Fractographie de l'alliage GM après un vieillissement de 16 heures à 150 °C (Traitement thermique T6)..... | 149 |
| Figure 98 | Fractographie de l'alliage GM après mise en solution à 540 °C pendant 8 heures et trempe (fusion naissante)..... | 151 |

LISTE DES TABLEAUX

| | | |
|--------------------|--|-----|
| Tableau 1 | Composition chimique de l'alliage d'aluminium 319..... | 8 |
| Tableau 2 | Composition chimique théorique de l'alliage 319 ³³ | 42 |
| Tableau 3 | Propriétés mécaniques habituelles de l'alliage 319 ³³ | 42 |
| Tableau 4 | Composition chimique des alliages primaires..... | 44 |
| Tableau 5 | Composition chimique des alliages secondaires..... | 44 |
| Tableau 6 | Traitements thermiques suggérés par l'Aluminium Association pour l'alliage 319 coulé dans un moule permanent ⁴⁰ | 65 |
| Tableau 7 | Propriétés mécaniques de traction correspondant aux photographies de l'alliage G..... | 132 |
| Tableau 8 | Propriétés mécaniques de traction correspondant aux photographies de l'alliage GM..... | 141 |
| Tableau A 1 | Résultats des essais de traction de l'alliage de base G pour le traitement thermique T5..... | 167 |
| Tableau A 2 | Résultats des essais de traction de l'alliage GM pour le traitement thermique T5..... | 168 |
| Tableau A 3 | Résultats des essais de traction de l'alliage GMS pour le traitement thermique T5..... | 169 |
| Tableau A 4 | Résultats des essais de traction de l'alliage GMST pour le traitement thermique T5..... | 170 |
| Tableau A 5 | Résultats des essais de traction de l'alliage WM pour le traitement thermique T5..... | 171 |
| Tableau A 6 | Résultats des essais de traction de l'alliage WMS pour le traitement thermique T5..... | 172 |

| | | |
|--------------------|---|-----|
| Tableau B 1 | Résultats des essais de traction de l'alliage de base G pour le traitement thermique T6. | 174 |
| Tableau B 2 | Résultats des essais de traction de l'alliage GM pour le traitement thermique T6. | 175 |
| Tableau B 3 | Résultats des essais de traction de l'alliage GMS pour le traitement thermique T6. | 176 |
| Tableau B 4 | Résultats des essais de traction de l'alliage GMST pour le traitement thermique T6. | 177 |
| Tableau B 5 | Résultats des essais de traction de l'alliage WM pour le traitement thermique T6. | 178 |
| Tableau B 6 | Résultats des essais de traction de l'alliage WMS pour le traitement thermique T6. | 179 |

CHAPITRE 1

INTRODUCTION

CHAPITRE 1

INTRODUCTION

1.1 PROBLÉMATIQUE

L'aluminium ainsi que ses alliages, font de plus en plus partie de notre quotidien. Que se soit sous forme d'emballage, de conserves, de canettes de boisson gazeuse ou bien sous forme de matériaux de construction (poutres, revêtements, fenêtres, etc.) ou bien encore comme moteur, carrosserie ou roues d'automobile, l'aluminium et ses alliages se retrouvent dans une grande variété d'applications. Cette plus grande production de produit d'aluminium amène une plus grande consommation et bien sûr une plus grande quantité de rebut d'aluminium. Comme le recyclage est de plus en plus prôné dans la société d'aujourd'hui, c'est pourquoi, depuis quelques années on voit apparaître de nouveaux alliages d'aluminium faits à partir d'aluminium recyclé.

Or pour produire ces derniers, on doit souvent avoir recours à des procédés afin de contrôler la proportion des éléments alliés, comme par exemple le magnésium. Ces traitements chimiques sont très coûteux et pour la plupart très polluants pour l'environnement. Une alternative pour éliminer ce genre de traitements sans pour autant diminuer la qualité de l'alliage ainsi que ses propriétés mécaniques est la modification de la microstructure de l'alliage d'aluminium.

Ces alliages recyclés ainsi que les effets de la modification de leur composition chimique et de leur microstructure ont fait l'objet de très peu d'études encore jusqu'à maintenant. Il est donc nécessaire d'étudier l'influence de cette modification sur les propriétés de fonderie et mécaniques de ceux-ci afin de retrouver et même d'améliorer les propriétés de l'alliage de base.

L'alliage d'aluminium 319 fait partie de cette catégorie de métaux recyclés. Celui-ci est considéré comme un alliage d'usage général ayant d'excellentes caractéristiques de coulabilité et également de très bonnes propriétés mécaniques. Cet alliage est surtout utilisé dans l'industrie de l'automobile et entre dans la fabrication de pièces de moteur tels que les têtes de cylindres. Cependant, pour répondre aux normes nord-américaines, le niveau de magnésium de cet alliage doit être inférieur à 0.10 % poids. Ceci, comme on le mentionne dans les lignes précédentes, occasionne des coûts supplémentaires dus aux procédés de nettoyage (chlore) effectués sur l'alliage afin de rencontrer cette limite.

De la Sablonnière¹ a réalisé une étude portant sur l'effet du titre en magnésium sur les propriétés de l'alliage d'aluminium 319. Cette étude s'est concentrée principalement sur la qualité de l'alliage et sur les propriétés mécaniques de traction obtenues suite à différents traitements de mise en solution. Ce dernier a conclu, entre autre, que l'addition du magnésium ne produit pratiquement pas de nouvelles inclusions dans l'alliage, que le magnésium (jusqu'à ≈ 0.5 % en poids) contribue à l'augmentation de la résistance de l'alliage, 75 % dans le cas de la limite élastique et la limite ultime et d'environ 15 % dans le cas de la ductilité. En bref, aucune propriété de l'alliage n'est diminuée par l'augmentation du niveau de magnésium. L'auteur, suite à ses conclusions en vient à recommander un

changement dans les standards actuels de la composition chimique de l'alliage 319 ce qui se traduirait par une réduction des coûts de production de l'alliage et aussi par une diminution de la pollution de l'environnement. Il recommande également de poursuivre l'étude sur cet alliage en tentant d'optimiser le traitement de vieillissement à partir des connaissances acquises sur le processus de mise en solution, ce qui constitue une partie de ce travail.

Dans le but d'optimiser les propriétés mécaniques de l'alliage d'aluminium 319, l'utilisation du strontium comme modifiant est devenue depuis quelques années une pratique largement acceptée. Ceci améliore particulièrement le pourcentage d'allongement à la rupture de l'alliage. Quelques travaux ont été publiés sur l'utilisation du strontium en combinaison avec un haut niveau de magnésium pour l'alliage 319. Les résultats de DasGupta et al.² ont montré que l'augmentation de la proportion de magnésium n'avait pas d'effets significatifs sur les propriétés mécaniques de traction ainsi que sur la microstructure de l'alliage modifié à la condition après coulée. Dans ce travail, on tente d'améliorer les propriétés de l'alliage ayant un titre en magnésium élevé par cette même méthode. Toujours dans le but d'optimiser les propriétés mécaniques de l'alliage 319, un affinement de la taille du grain est réalisé par l'addition de TiB_2 .

1.2 OBJECTIF

Ce travail tente d'évaluer l'effet de l'augmentation du titre en magnésium ainsi que l'influence des traitements thermiques T5 et T6 sur certaines propriétés de l'alliage d'aluminium 319 non-modifié et modifié. Dans la première partie du travail, on porte une attention particulière à la propriété de fonderie qu'est la fluidité afin de s'assurer que cette dernière n'est pas affectée par les changements de composition chimique. La deuxième partie du travail porte sur l'optimisation des traitements de vieillissement des traitements thermiques T5 et T6. Dans cette partie, plusieurs paramètres ont retenu notre attention comme le titre en magnésium, la modification par le strontium, l'affinement de la taille du grain par le TiB_2 , la température et le temps de vieillissement, etc.. Toutes les expériences ont été effectuées sur l'alliage commercial de première qualité (319.2, désigné comme alliage primaire dans l'ensemble du texte (G...)) et aussi sur l'alliage commercial recyclé (319.1, désigné comme alliage secondaire (W...)) pour fin de comparaison.

CHAPITRE 2

REVUE BIBLIOGRAPHIQUE

CHAPITRE 2

REVUE BIBLIOGRAPHIQUE

2.1 LES ALLIAGES D'ALUMINIUM DE FONDERIE

Les alliages d'aluminium de fonderie sont les plus versatiles de tous les alliages de fonderie et offrent en général une grande facilité de mise en forme. Comme tous les matériaux de fonderie, les alliages d'aluminium ont les caractéristiques suivantes³:

- Une bonne fluidité pour remplir chaque partie du moule.
- Un point de fusion relativement bas.
- Un transfert de chaleur rapide de l'aluminium liquide vers le moule, 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 surfaces lustrées et peu ou pas de défauts.

Les alliages d'aluminium de fonderie sont en général mis en forme sous pression, dans des moules permanents, de sable humide ou sec et de plâtre. Ces derniers sont également, facilement mis en forme sous vide, sous basse pression ainsi que sous l'effet d'une force centrifuge.

L'alliage d'aluminium qui nous intéresse plus particulièrement pour cette étude est le 319 dont la composition chimique est présentée au tableau 1. Dans les lignes qui vont suivre, les effets des différents éléments alliés de l'alliage d'aluminium 319 seront présentés ainsi que ceux du strontium (modification de la phase de silicium), du bore et du titane TiB_2 (affineur de grain).

Tableau 1 Composition chimique de l'alliage d'aluminium 319.

| Éléments (% poids) | | | | | | | |
|--------------------|-----------|----------|-----------|-----------|-----------|----------|-----------|
| Si | Cu | Fe | Mn | Mg | Ni | Zn | Ti |
| 5.5 à 6.5 | 3.0 à 4.0 | 1.0 Max. | 0.50 Max. | 0.10 Max. | 0.35 Max. | 1.0 Max. | 0.25 Max. |

2.1.1 Effet des éléments alliés

2.1.1.1 Silicium

L'effet le plus remarquable du silicium dans les alliages d'aluminium est l'amélioration des caractéristiques de mise en forme. 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 celle de la famille Al-Si. Les alliages commerciaux hypoeutectique et hypereutectique ont une proportion de silicium qui peut varier jusqu'à environ 25 % 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), 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 thermique³.

2.1.1.2 Cuivre

Les alliages d'aluminium les plus largement utilisés sont ceux contenant de 4 à 10 % de cuivre. Le cuivre améliore sensiblement la résistance et la dureté des alliages après l'opération de mise en forme et le traitement thermique. Les alliages contenant de 4 à 6 % de cuivre, sont ceux qui répondent le plus fortement aux traitements thermiques. Le cuivre réduit généralement la résistance à la corrosion. L'addition de cuivre réduit aussi la résistance au craquage à chaud et la coulabilité³.

2.1.1.3 Fer

Le fer améliore la résistance au craquage à chaud et réduit la tendance de l'alliage à se coller ou à se souder aux parois du moule. L'augmentation de la proportion de fer est cependant accompagnée d'une réduction de la ductilité. Le fer réagit pour former plusieurs phases insolubles dans les alliages d'aluminium, les plus communes sont FeAl_3 , FeMnAl_6 et αAlFeSi . Ces phases insolubles sont responsables de l'amélioration de la résistance, spécialement à température élevée. Comme le pourcentage de phases insolubles augmente 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 éléments³.

2.1.1.4 Manganèse

Le manganèse est habituellement considéré comme une impureté dans les compositions de fonderie et est contrôlé afin d'obtenir de très bas niveaux. Dû à l'absence d'opérations de durcissement mécanique dans les alliages de fonderie, le manganèse n'offre pas d'effets bénéfiques pour ces derniers. Toutefois, un rôle important du manganèse dans ces alliages est de modifier les composés de fer de la forme β à α . Également, 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 forme³.

2.1.1.5 Magnésium

Le magnésium est la base du développement de la résistance et de la dureté lors des traitements thermiques des alliages Al-Si et est en général utilisé dans des alliages Al-Si plus complexes qui contiennent en outre du cuivre, du nickel et d'autres éléments dont le but est également de durcir l'alliage. La phase durcissante Mg_2Si montre une solubilité limite de 0.70 % de magnésium, au-delà de cette limite il n'y pas davantage de durcissement et il peut même survenir un adoucissement de l'alliage. La composition habituelle de magnésium 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 et de ductilité. La composition de magnésium de ces derniers 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 à la température de la pièce de ces alliages font en sorte qu'on doit leur faire subir un traitement thermique³.

2.1.1.6 Nickel

Le nickel est habituellement employé avec le cuivre pour améliorer les propriétés à température élevée. Ce dernier réduit le coefficient d'expansion thermique des alliages d'aluminium³.

2.1.1.7 Zinc

Le zinc n'a aucun effet bénéfique lorsque ajouté à l'aluminium. Cependant, quand il est additionné avec du cuivre et/ou du magnésium, le zinc donne une microstructure très intéressante après traitement thermique. Dans un tel système (Al-Zn-Mg-Cu), le zinc et le magnésium contrôlent le processus de vieillissement alors que le cuivre a comme effet d'augmenter le taux de vieillissement en augmentant le degré de supersaturation de la phase CuMgAl_2 . Dans les alliages d'aluminium, le zinc peut être additionné dans des proportions très variées³.

2.1.1.8 Strontium

Le strontium est utilisé pour la modification de la phase de silicium eutectique des alliages Al-Si. Une modification efficace peut être réalisée par une addition très faible de strontium de l'ordre de 0.008 à 0.04 %. Une addition plus élevée entraîne la formation de porosités, spécialement dans les procédures de mise en forme où la solidification survient rapidement (moule avec sections minces). L'efficacité de l'opération de dégazage peut également être affectée par un trop haut niveau de strontium³.

2.1.1.9 Titane

Le titane est intensivement utilisé pour affiner la structure des alliages d'aluminium de fonderie, souvent il est combiné avec une petite quantité de bore. Il est nécessaire que le titane soit en excès dans la stoechiométrie du composé TiB_2 pour obtenir un affinement du grain efficace. Le titane est également souvent utilisé dans des concentrations plus grandes que celle requise lors de l'affinage de grain afin de réduire la tendance au craquage à chaud des alliages³.

2.1.1.10 Bore

Le bore combiné avec d'autres métaux forme des borures tel que le TiB_2 . Le borure de titane forme des sites stables de germination qui interagissent avec les phases de l'affineur de grain ($TiAl_3$) dans l'aluminium en fusion³.

2.2 FLUIDITÉ

La fluidité intéresse les métallurgistes depuis plusieurs années. Les premiers documents scientifiques portant sur le sujet sont parus dans les années trente et mentionnent déjà l'importance de la fluidité lors de l'opération de mise en forme de pièces de fonderie. Une bonne fluidité permet la réalisation de pièces de forme complexe et bien sûr de meilleur qualité.

2.2.1 Définition

Au début des années trente, la fluidité était définie par Portevin et Bastien⁴ comme étant la capacité du métal liquide à remplir un moule complètement. De nos jours, avec l'apparition de nouveaux matériaux, Mollard et al.⁵ sont plus précis, ils définissent la fluidité comme la capacité du métal liquide, par exemple l'aluminium, à remplir chaque petit espace, que ce soit les cavités d'un moule ou bien l'espace entre les fibres ou toutes autres composantes servant de matrice à un composite.

2.2.2 Méthodes de mesure

De nombreuses méthodes ont été inventées pour mesurer la fluidité du métal liquide. Presque toutes ces méthodes ont en commun la façon dont le métal s'écoule. Sous des conditions contrôlées très délicatement, on fait passer le métal liquide dans un canal où la fluidité est mesurée comme étant la longueur du métal solidifié dans celui-ci.

Une de ces méthodes consiste à couler le métal liquide dans un moule de sable ou de métal en forme de spirale. La fluidité est ensuite mesurée en terme de longueur de la spirale obtenue. Ce test est très utile lorsqu'on veut étudier l'influence du type de moule sur la fluidité. Les résultats dépendent des dimensions, du type de matériau du moule (sable, revêtement, liant, etc.), également de l'humidité et de la perméabilité de ce dernier. Plusieurs études ont été réalisées avec cette technique, Mollard et al.⁵ ainsi que Flemings et al.⁶ ont démontré l'influence de plusieurs paramètres avec cette technique. Cependant cette méthode pose quelques difficultés pour ce qui est de la reproductibilité des expériences et son utilisation en industrie est très difficile.

Une deuxième méthode de mesure de la fluidité, est la technique Ragone, du nom de son inventeur. Cette technique (figure 1) est la plus utilisée. Son principe est simple, il s'agit d'un tube de verre de diamètre déterminé auquel on applique une succion lorsque l'extrémité est plongée dans le métal en fusion. La technique Ragone comporte de nombreux avantages : la succion est calibrée, la forme du canal est facile à contrôler et l'appareil peut facilement supporter une utilisation industrielle. En plus d'être très simple à utiliser, cette méthode offre la possibilité de répéter plusieurs fois les mesures.

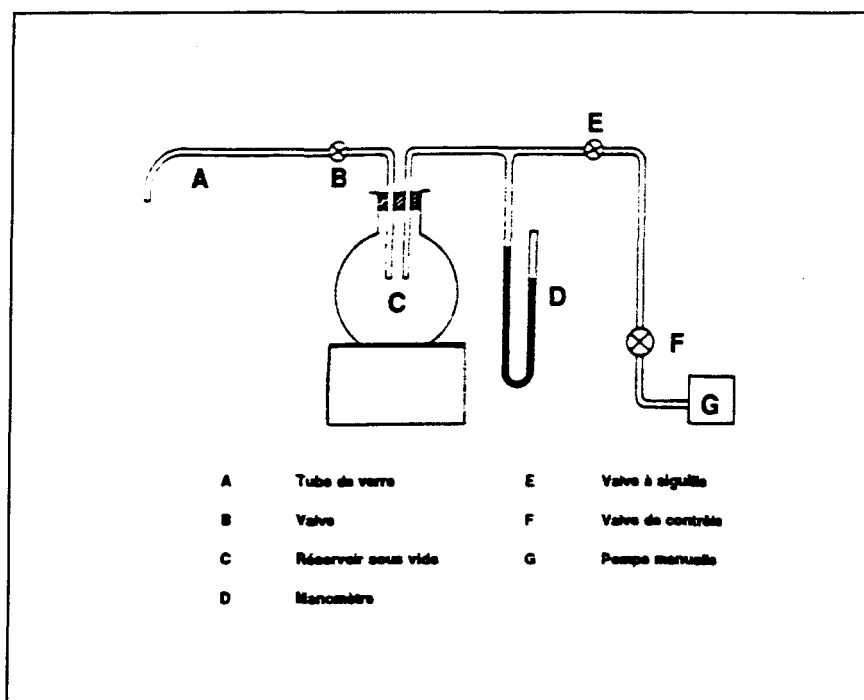


Figure 1 Représentation schématique de l'appareil Ragone.

2.2.3 Fluidité de l'aluminium pur

L'aluminium pur possède une excellente fluidité et ce même à des températures juste au-dessus de son point de fusion. Il est intéressant de noter que l'aluminium a une meilleure fluidité que le cadmium et le plomb, mais une fluidité moindre que le zinc, le titane et le bismuth, pour une même température de fusion.

Les travaux effectués par Lang⁷ présentés à la figure 2 ont démontré que la fluidité de l'aluminium décroît avec la pureté de celui-ci. Par exemple, la fluidité de l'aluminium pur à 98.6 % est de 30 % inférieure à celle de l'aluminium pur à 99.8 %.

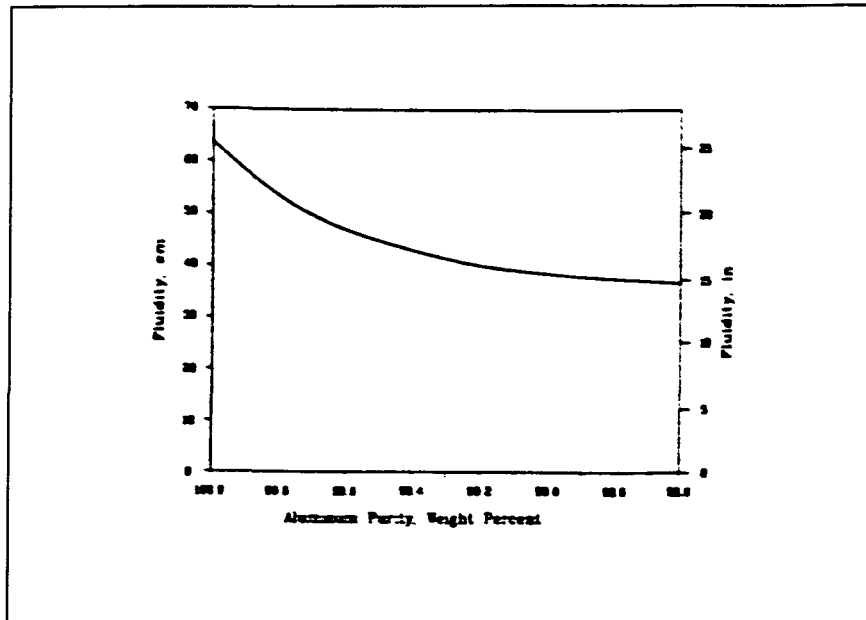


Figure 2 Influence de la pureté de l'aluminium sur sa fluidité⁷.

2.2.4 Fluidité des alliages d'aluminium

2.2.4.1 Influence des éléments alliés majeurs

Dans leur revue littéraire, Mollard et al.⁵ distinguent quatre importantes catégories ou familles d'alliages d'aluminium :

- Al-Cu, avec une composition de Cu d'environ 4.5 %.
- Al-Si, avec une composition hypoeutectique de Si d'environ 7 %.
- Al-Si, avec soit un niveau eutectique de Si de 12 % ou soit un niveau d'environ 18 % dans la portion hypereutectique.
- Al-Mg, avec environ 7 % de Mg.

Pour les catégories d'alliages binaires Al-Cu et Al-Mg, à une température de coulée déterminée, la fluidité décroît rapidement avec l'augmentation de la concentration de l'élément allié. La plus basse valeur de fluidité, correspond dans les deux cas, à la

composition typique de l'alliage commercial. Par la suite, la fluidité augmente lorsque la composition de l'alliage approche celle de l'eutectique (33 % pour Al-Cu et Al-Mg). On remarque également que la fluidité de l'alliage Al-Cu de composition eutectique est supérieure à celle de l'aluminium pur contrairement à celle de l'alliage Al-Mg qui est légèrement inférieure. Les courbes correspondantes sont représentées à la figure 3 pour l'alliage Al-Cu et la figure 4 pour l'alliage Al-Mg.

Pour la famille des alliages Al-Si, qui est sans doute l'une des plus importantes des alliages d'aluminium commerciaux, la plus basse valeur de la fluidité correspond à une composition de 5-7 % de silicium, composition typique des alliages de fonderie commerciaux hypoeutectiques Al-Si. Par contre la plus haute valeur de fluidité, qui est environ égal à celle de l'aluminium pur, survient non pas à la composition eutectique (12 %) mais plutôt à environ 18 % de silicium, composition typique des alliages hypereutectiques Al-Si. La courbe représentant les tendances décrites ci haut est illustrée à la figure 5 pour la famille Al-Si.

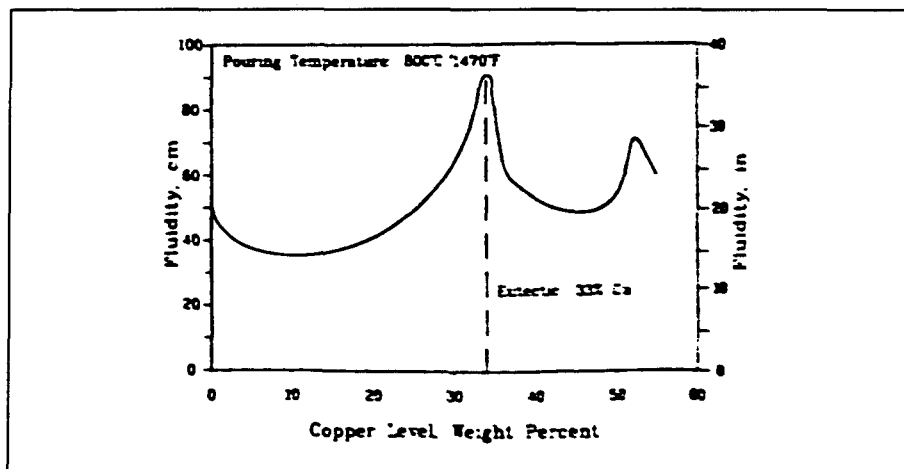


Figure 3 Fluidité de l'alliage Al-Cu en fonction du % de Cu⁷.

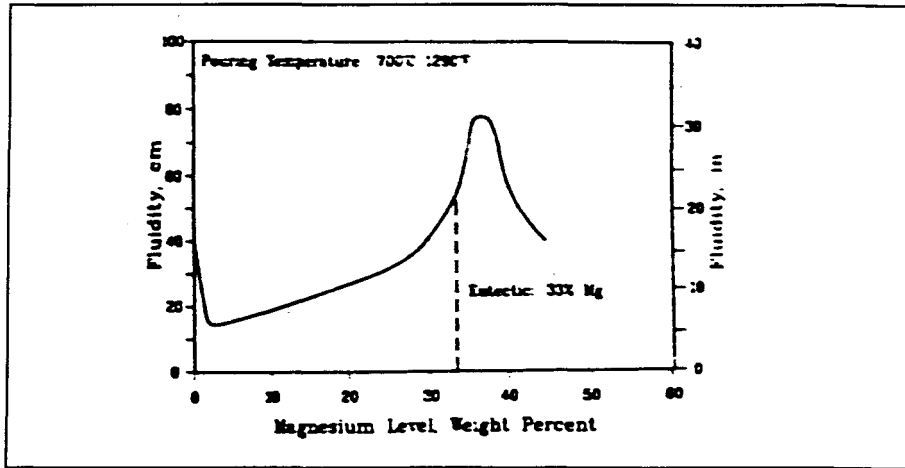


Figure 4 Fluidité de l'alliage Al-Mg en fonction du % de Mg⁷.

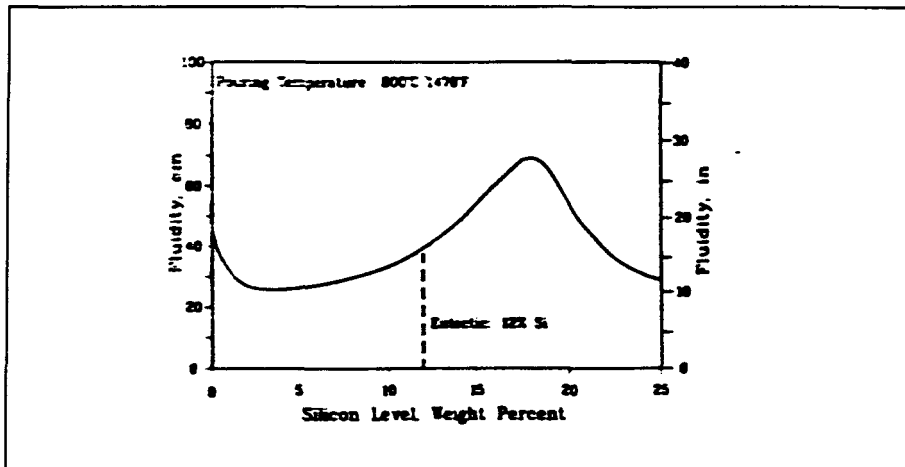


Figure 5 Fluidité de l'alliage Al-Si en fonction du % de Si⁷.

Toujours selon la revue littéraire de Mollard et al.⁵, ceux-ci écrivent que la composition de base de l'alliage a beaucoup d'influence sur sa fluidité. Toutefois, ils mentionnent que des changements significatifs de cette dernière ne sont pas à prévoir lors des variations de composition d'élément allié majeur pour les alliages de fonderie de spécification commerciale Al-Cu, Al-Si et Al-Mg.

2.2.4.2 Influence des éléments alliés mineurs

Les éléments alliés mineurs ont comme les éléments alliés majeurs une influence sur la fluidité des alliages de fonderie commerciaux. Mais il y a peu de données expérimentales sur le sujet. Cependant, des observations qualitatives ont démontré que la plupart des éléments alliés mineurs réduisaient quelque peu la fluidité. Par exemple, ceci a été démontré par Kotte⁸ pour une variation de la composition du magnésium de 0.5 % à 1.5 % pour l'alliage commercial à piston Al-9.5%Si-3%Cu-1%Mg. Mollard et al.⁵ supposent que les éléments alliés mineurs contribuent probablement à la rupture de l'équilibre qui existe entre le solide et le liquide lors de la solidification dans le métal pur. Il en résulte une "bouillie" qui arrête l'écoulement du métal liquide lors des tests de fluidité. Fleming et al.⁹, sont arrivés aux mêmes conclusions. Le magnésium qui est hautement réactif a affecté la fluidité en changeant les caractéristiques de la surface du front de l'écoulement du métal liquide.

2.2.4.3 Influence de la modification de la phase de silicium

Dans la famille des alliages commerciaux Al-Si, la modification de la phase de silicium est très souvent pratiquée : la phase de silicium eutectique dans les alliages hypoeutectiques et eutectiques, les phases primaires et eutectiques de silicium pour les alliages hypereutectiques. Le sodium est quelque fois utilisé pour la modification, mais le strontium est de plus en plus utilisé parce que ce dernier se prête mieux à la manipulation. Le strontium est disponible sous forme d'alliage maître contrairement au sodium qui se présente sous forme de sel ou de métal pur qui demande une manipulation spéciale. La

modification par le strontium est plus grande ainsi que plus prévisible. Également, les effets du strontium durent plus longtemps et persistent même après plusieurs opérations de refonte du métal.

Les travaux de Venkateswaran et al.¹⁰ portant sur les effets des éléments traces sur la fluidité de l'alliage Al-11.4%Si (composition eutectique) ont démontré que la majorité des éléments traces utilisés pour la modification de la phase de silicium ont un effet négatif sur la fluidité (figure 6). Il est important de mentionner que d'après l'ensemble des travaux effectués sur le sujet, tous sont d'accord sur le fait que la modification de la phase de silicium diminue la fluidité des alliages d'aluminium.

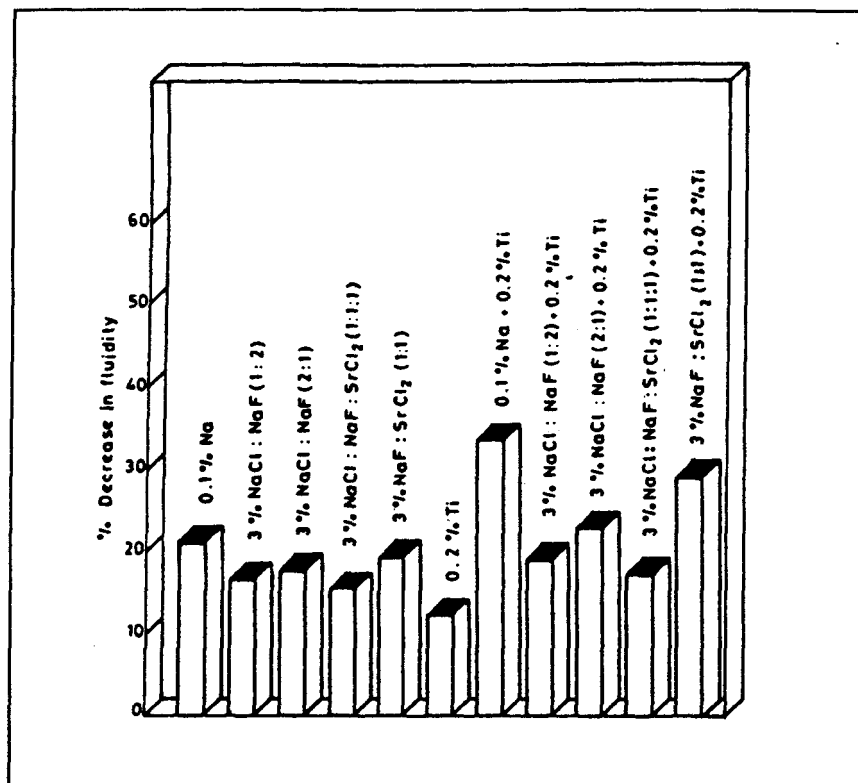


Figure 6 Perte de fluidité à 600° de l'alliage eutectique Al-Si après l'addition de certains éléments traces¹⁰.

Les expériences menées sur les effets de la modification sur la fluidité sont insuffisantes et encore quelque peu confuses. Cela est compréhensible car la fluidité des alliages commerciaux Al-Si varient énormément dans des compositions de 5-20 % de silicium. Les variations normales de la proportion de Si dans l'alliage, combinées avec la difficulté à reproduire la modification de la phase de silicium, rendent l'évaluation des effets sur la fluidité très difficiles.

2.2.4.4 Influence de l'affinage de grain

L'affinage de grain est maintenant une pratique courante dans l'industrie de l'aluminium de fonderie. Depuis plusieurs années, la procédure acceptée implique une addition plutôt massive de titane. En fait, la composition de plusieurs alliages requière maintenant un niveau de titane dans des proportions de 0.15 % à 0.35 %. De tels niveaux de titane ont montré qu'ils réduisaient la fluidité quelque peu, comme le démontre l'étude de Mollard¹¹ sur un alliage binaire Al-4.5%Cu fait à partir de l'aluminium 99.9 % pour lequel 0.15 % de titane ont été additionné avec un alliage maître Al-6%Ti (figure 7). Avec l'arrivée de nouveaux affineurs de grain tel que l'aluminium-titane-bore, qui disperse dans la matrice d'aluminium les phases $TiAl_3$ et TiB_2 , le niveau de titane requis pour un affinage adéquat est beaucoup moindre. Il est maintenant possible d'obtenir un bon affinage de grain avec une addition de seulement 0.02 % de titane et 0.02 % de bore.

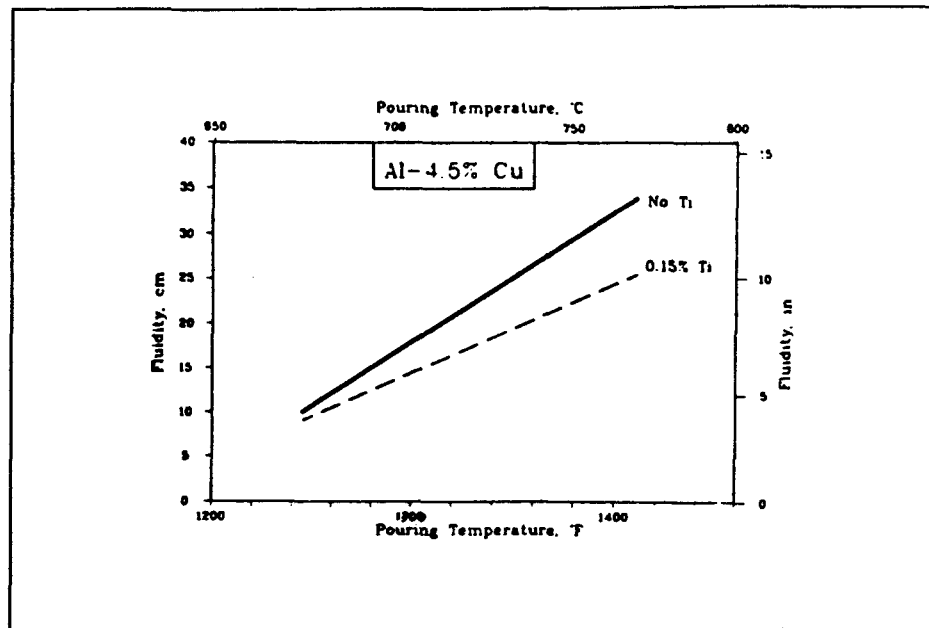


Figure 7 Réduction de la fluidité de l'alliage Al-4.5%Cu par l'addition de 0.15 % de Ti¹¹.

Les raisons pour lesquelles le titane réduit la fluidité ne sont pas très claires. Cela est peut être due à la procédure même de l'affinage de grain. Certaines études ont montré que les fines particules ont un plus grand effet dans le ralentissement du front de l'écoulement du métal liquide qu'un équivalent en pourcentage poids de particules grossières⁹. Cependant, le titane a aussi de légers effets sur le comportement de la solidification des alliages d'aluminium, cela peut également affecter la fluidité. Même s'il n'y a pas beaucoup de documentation valide portant sur la réduction de la fluidité dû soit au niveau de titane ou soit au niveau de bore, les effets attendus sur cette dernière ne sont pas très significatifs.

2.3 LES TRAITEMENTS THERMIQUES

Les traitements thermiques permettent de contrôler la microstructure des alliages et par le fait même ses propriétés. Le but visé de ces séries d'opérations de chauffage et de refroidissement est l'amélioration des propriétés mécaniques de l'alliage. Lorsque ces traitements sont appliqués aux alliages d'aluminium, leur utilisation est fréquemment restreinte à des opérations spécifiques visant à augmenter la résistance ainsi que la dureté par le durcissement par précipitation ou durcissement structural.

Le type de traitement thermique qui augmente la résistance des alliages d'aluminium se fait généralement en trois étapes :

- Mise en solution : dissolution des phases solubles.
- Trempe : supersaturation des phases par un refroidissement rapide.
- Vieillessement : précipitation des atomes de soluté soit à la température de la pièce (vieillessement naturel) ou soit à température élevée (vieillessement artificiel).

2.3.1 Principe de durcissement par précipitation

Une caractéristique essentielle du durcissement par précipitation ou durcissement structural des systèmes d'alliages d'aluminium est que la solubilité à l'état solide entre l'aluminium et l'élément allié majeur doit augmenter avec la température (figure 8). Cette condition est rencontrée dans plusieurs systèmes d'alliages d'aluminium binaires, plusieurs de ces systèmes montrent un très faible durcissement par précipitation et sont la plupart du temps considérés comme des alliages non traitables. Les alliages binaires Al-Si et Al-Mg, par exemple, montrent des changements relativement insignifiants dans leurs propriétés

mécaniques après un traitement thermique qui pourtant produit une précipitation considérable³.

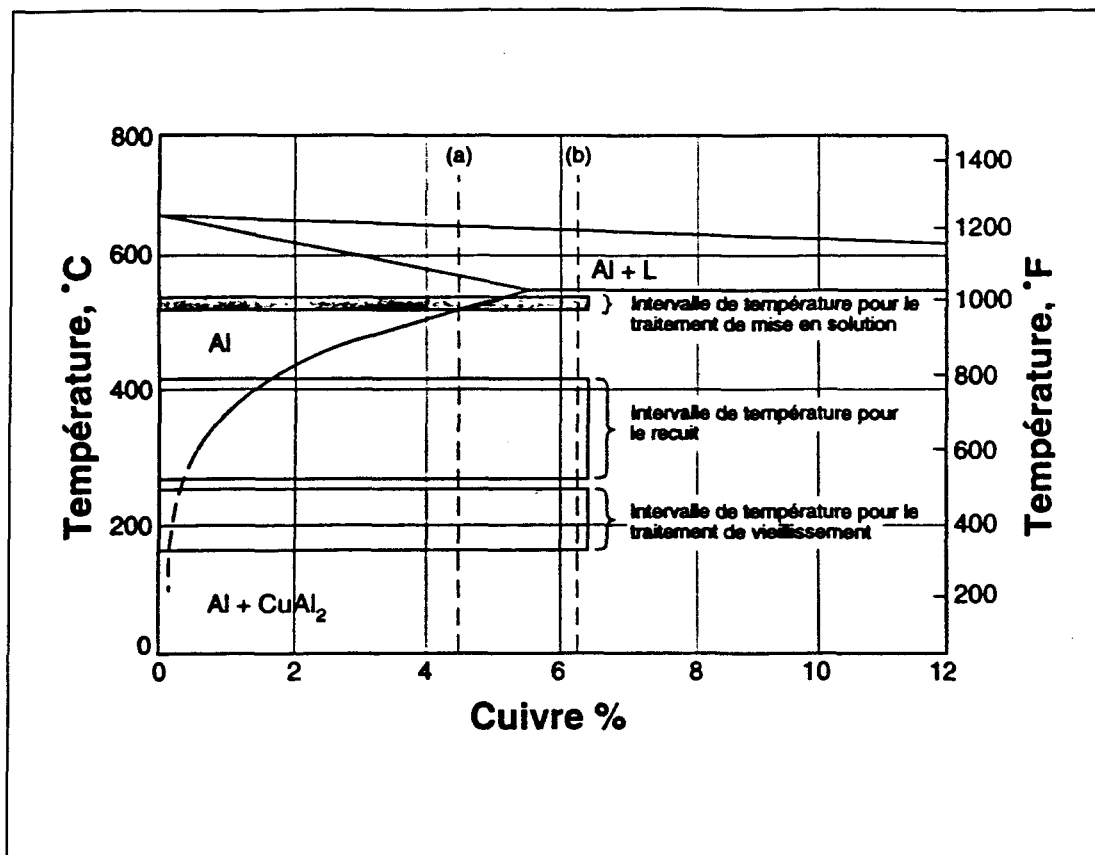


Figure 8 Intervalles de température utilisés pour le traitement thermique des alliages Al-Cu.

En général le durcissement par précipitation requière 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 ou soit un vieillissement artificiel). Le vieillissement doit être fait pas seulement sous la température d'équilibre du solvus mais aussi sous la zone de la ligne du solvus (figure 8) ou zone de miscibilité métastable appelé zone de Guinier-Preston (G.P.). Les lacunes présentes dans la

matrice du métal supersaturée permettent la diffusion et accélèrent la formation des zones de 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 implique la formation d'amas cohérents d'atomes de soluté c'est à dire que les atomes de soluté rassemblés dans un amas doivent avoir toujours la même structure cristalline que la phase du solvant. Ceci crée alors beaucoup de distorsion 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.¹², dans les alliages d'aluminium pouvant subir un traitement thermique, on retrouve trois classes de particules de précipités : des précipités cohérents et semi-cohérents, lesquels sont la source du durcissement par précipitation et deux types de particules incohérentes : des particules grossières ($> 1 \mu\text{m}$), souvent associées aux impuretés contenant du fer et des 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 9 montre les représentations schématiques des trois types de précipités qui peuvent survenir dans la matrice cristalline.

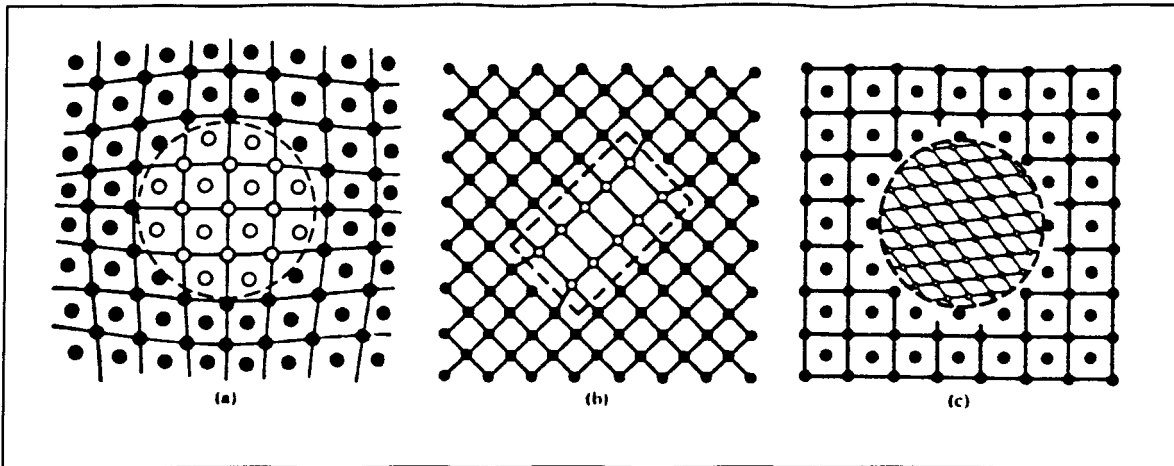


Figure 9 Représentations schématiques de précipités dans les solides cristallins : a) précipité cohérent avec distorsion du réseau due à une variation de volume ; b) précipité semi-cohérent ; c) précipité incohérent¹³.

2.3.3 Mise en solution

Pour tirer avantage de la réaction du durcissement par précipitation, il est d'abord nécessaire d'avoir une solution solide soluble. Le processus par lequel ceci est accompli est appelé traitement de mise en solution et l'objectif de ce traitement est d'amener dans la solution solide la quantité maximale de l'élément de durcissement soluble. 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.

La mise en solution a également comme objectif dans les alliages Al-Si de modifier la structure de la phase de silicium. Quelques études ont été fait sur le sujet et montrent l'influence des paramètres du traitement de mise en solution sur la morphologie de la phase de silicium^{14,15,16} (sphéroïdisation de la phase de silicium eutectique).

La température du traitement de mise en solution est déterminée par la composition chimique de l'alliage et le traitement peut tolérer une certaine variation de température,

celle-ci peut varier de ± 6 °C de la valeur nominale. Pour les alliages hautement alliés de grande résistance, il faut porter une plus grande attention à la température de mise en solution. Une plus grande marge de température de mise en solution peut être tolérée avec les alliages qui ont un plus grand intervalle entre la ligne du solvus et la température eutectique de fusion.

Lors de la procédure de mise en solution, il faut faire attention à ne pas "surchauffer" l'alliage. Ceci se produit lorsque la température excède celle du point eutectique, il en résulte une détérioration des propriétés mécaniques soit la ductilité et la résistance à la rupture. Un matériau qui montre une microstructure de "surchauffage" est généralement inacceptable pour une application donnée. Pour pouvoir détecter si un alliage a subi une fusion aux joints des grains, on doit procéder à des test destructifs, le "surchauffage" est très difficile à détecter à l'œil nu.

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 de silicium est fonction de la microstructure avant le traitement thermique. Le temps requis peut varier de plus ou moins quelques minutes pour une pièce mince à plusieurs heures si la pièce traitée est très épaisse. La figure 10 montre les effets de la température et du temps de mise en solution sur les propriétés mécaniques de l'alliage A356.

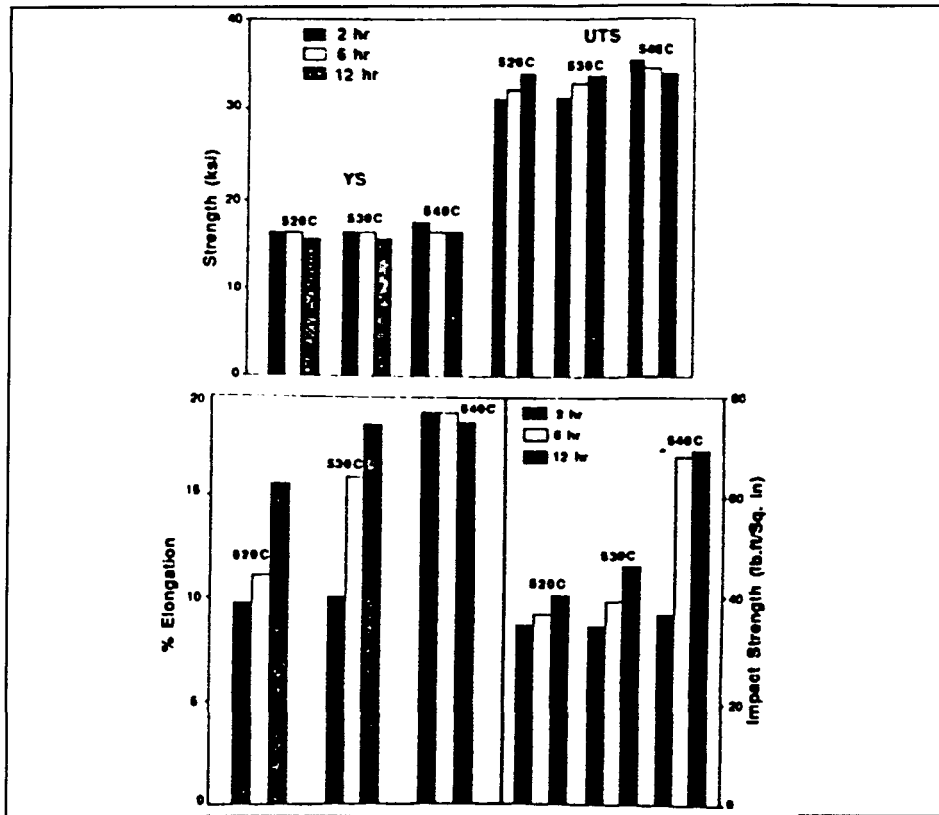


Figure 10 Effets du temps et de la température de mise en solution sur l'alliage A356¹⁷.

2.3.4 Trempe

La trempe est l'une des étapes les plus critiques des opérations d'un traitement thermique. L'objectif de la trempe est de préserver la solution soluble solide formée lors de la mise en solution, par un refroidissement rapide à basse température, habituellement près de la température de la pièce. La trempe, non seulement permet de retenir les atomes de soluté en solution, mais permet aussi de maintenir un certain nombre minimum de sites vacants dans le treillis métallique. Ceci favorise la formation de zones de précipités à des températures de diffusion basses.

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, comme le système Al-Zn-Mg, à la rupture par corrosion. Le plus fréquemment, les pièces sont trempées par immersion dans l'eau froide ou sont progressivement arrosées par un jet d'eau froide. Cependant les pièces de forme complexe avec 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 est de 65 à 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 11 montre les courbes de refroidissement obtenues avec différents milieux de trempe.

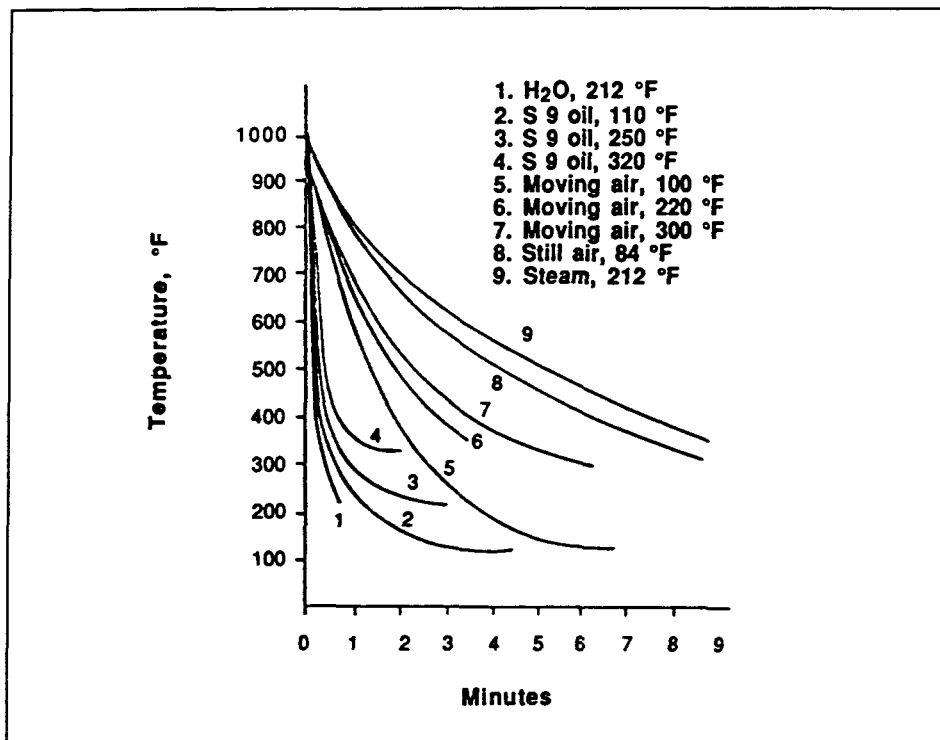


Figure 11 Courbes de refroidissement obtenues dans différents milieux de trempe¹⁷.

2.3.5 Vieillissement

Après le traitement de mise en solution et la trempe, le durcissement par précipitation est achevé par un vieillissement naturel (température de la pièce) ou par un vieillissement artificiel (température élevée). Dans plusieurs alliages, une précipitation suffisante survient à température de la pièce quelques jours après la trempe et les propriétés mécaniques de ces derniers sont convenables pour plusieurs applications. Quelques fois, ces alliages sont vieillis artificiellement pour augmenter la résistance ainsi que la dureté tant chez les alliages corroyés que 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 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, puis ensuite diminuent. Cela est dû à l'évolution de la taille des précipités et à leur nature. 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 12a). 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 12b), 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 13, nous montre les effets de la température et du temps de vieillissement sur les propriétés mécaniques de l'alliage A356.

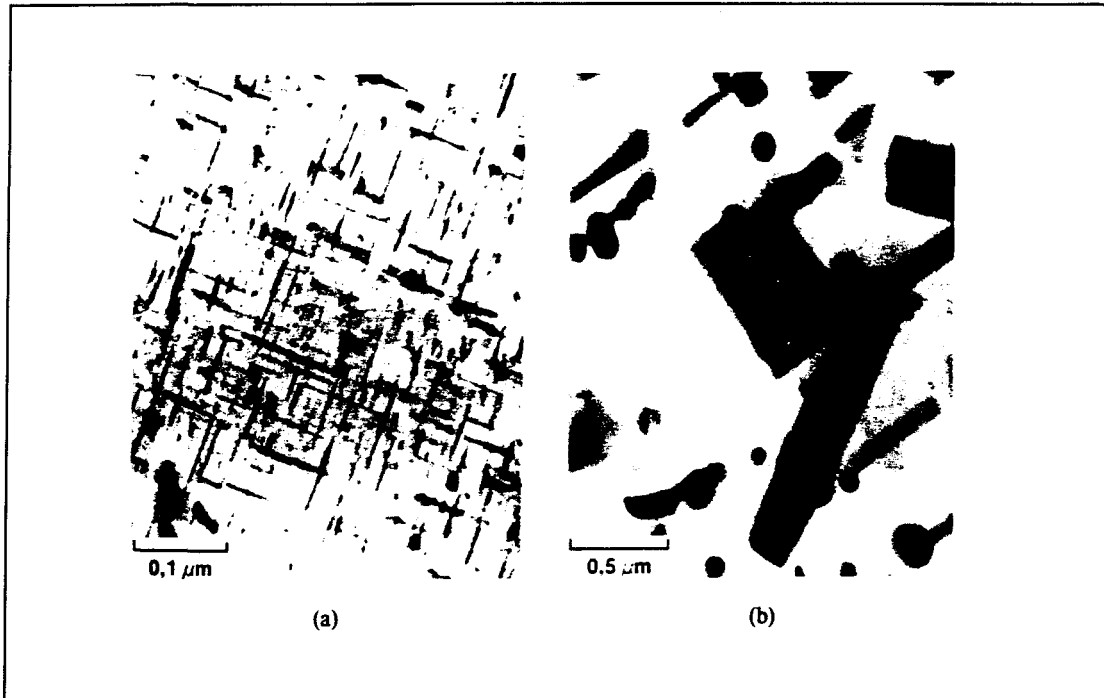


Figure 12 a) Précipité θ'' dans un alliage Al-4.5% Cu trempé et vieilli
b) Précipité d'équilibre θ^{13} .

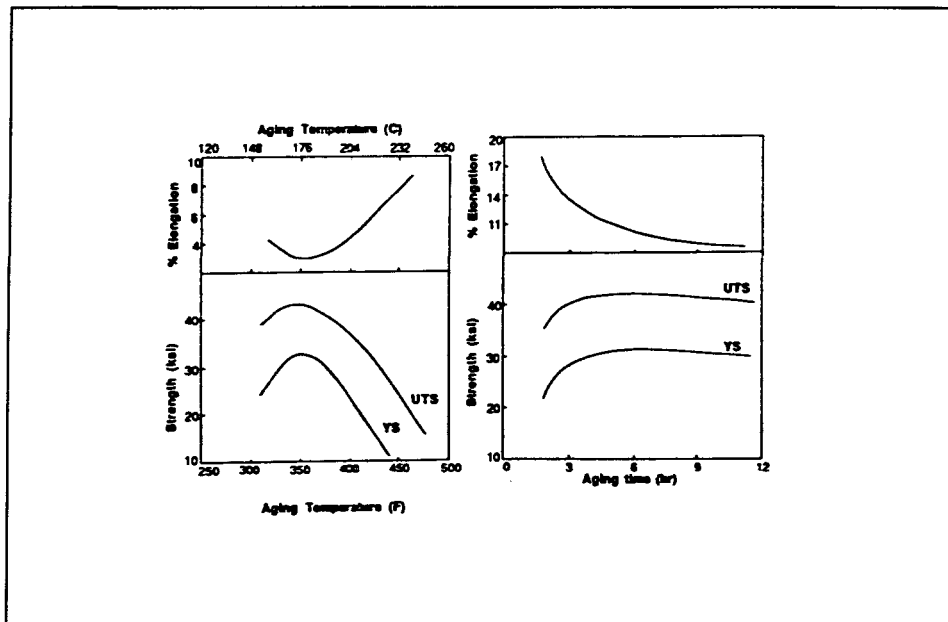


Figure 13 Effets du temps et de la température de vieillissement sur l'alliage A356¹⁷.

2.4 EFFET DE L'ADDITION DE MAGNÉSIUM

La proportion de magnésium de l'alliage d'aluminium 319 est spécifié à 0.10 % maximum. Mais les associations telles que ASTM et Aluminium Association remettent en question le maintien de ce bas niveau de magnésium, ceci parce que de plus en plus d'alliages commerciaux bruts contiennent une plus grande proportion de magnésium et aussi parce que pour atteindre la limite de 0.10 %, les manufacturiers doivent avoir recours à des procédés de nettoyage pour rencontrer la spécification. Conséquemment, ces procédés additionnels impliquent des coûts supplémentaires pour les producteurs et les manufacturiers de lingots d'aluminium.

DasGupta et al.¹⁸ ont étudié les effets de l'augmentation de la proportion de magnésium sur les propriétés mécaniques de l'alliage d'aluminium 319 et sont arrivés aux conclusions suivantes : l'augmentation de la concentration de magnésium a un effet négligeable sur les propriétés mécaniques de l'alliage 319 et il n'y a pas de changements de microstructure qui survient (à la condition après coulée ou après le traitement thermique T5) avec l'augmentation de la concentration de magnésium ; la microstructure obtenue dans l'étude révèle essentiellement des cristaux de silicium en forme de plaquette/angulaire après coulée et également après le traitement T5, les cristaux de silicium en forme de plaquette étant responsables des basses valeurs de ductilités obtenues aux conditions après coulée et après le traitement T5 ; l'alliage 319 utilisé pour l'étude n'a pas révélé une structure eutectique fibreuse puisqu'aucun élément de modification n'a été additionné au métal en

fusion. La figure 14 montre la variation de la limite ultime en fonction de la proportion de magnésium dans l'alliage 319 à la condition après coulée.

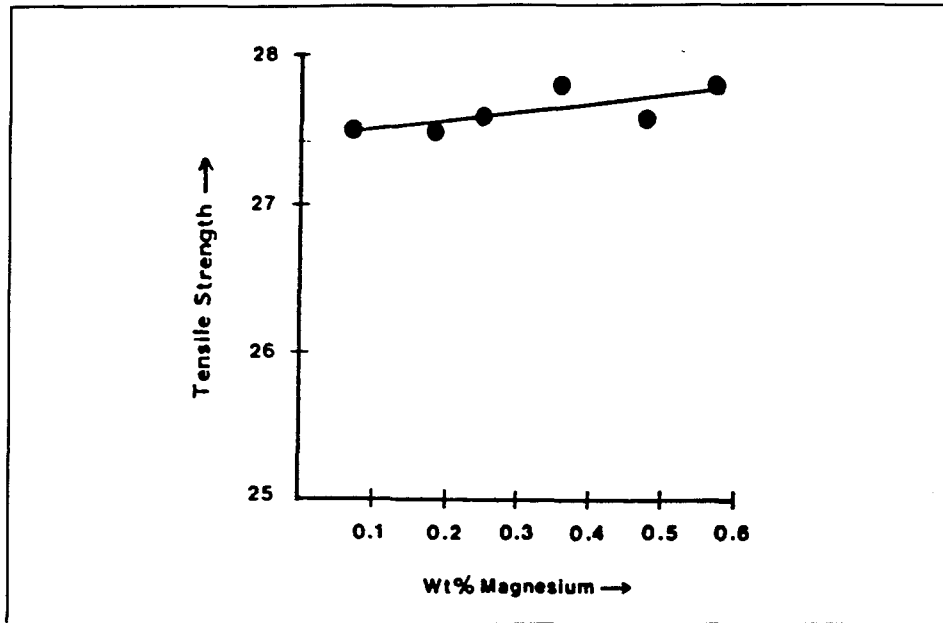


Figure 14 Variation de la limite ultime en fonction de la proportion de magnésium¹⁸.

Dunn et Dickert¹⁹ ont comparé l'effet de la variation de la concentration de magnésium sur les propriétés mécaniques et la dureté des alliages A380 et 383. Ces alliages ont été étudiés avec des concentrations de magnésium de 0.1 %, 0.35 % et 0.55 % poids. La présence de magnésium a montré une augmentation de la limite élastique, de la limite ultime et de la dureté. Par contre, l'allongement à la rupture observé a été diminué par la présence de magnésium, toutefois la valeur minimale apparue provient des concentrations de magnésium n'excédant pas 0.35 %.

L'effet de la variation de la concentration de magnésium sur les propriétés mécaniques de l'alliage d'aluminium de fonderie 380 en fonction du temps de vieillissement à

température de la pièce et à la température de 180 °C a été étudié par Jonsson²⁰. Ce dernier a conclu que la limite élastique ainsi que la limite ultime ont augmenté substantiellement avec l'augmentation de la concentration de magnésium quand les alliages avaient subi un vieillissement artificiel. La dureté a augmenté de 76 BHN à 96 BHN quand 0.57 % de magnésium est additionné à l'alliage 380. Un vieillissement de 8 heures à 180° C augmente cette valeur à 112 BHN, la plus haute valeur obtenue pour un vieillissement à température de la pièce a été de 107 BHN, ceci après 1 an.

Cependant, les travaux de Samuel et al.²¹ ont montré qu'il n'y a pas de différence significative de la dureté pour l'alliage 380 lorsque la concentration de magnésium varie de 0.06 % à 0.5 % poids.

2.5 EFFET DE LA MODIFICATION DE LA PHASE DE SILICIUM

Les propriétés mécaniques des alliages Al-Si, c'est bien connu, sont grandement dépendantes de la microstructure de l'alliage, plus spécialement de la forme de la phase de silicium eutectique, laquelle est soit de forme aciculaire (grossière) dans les alliages non-modifiés ou soit de nature fibreuse dans les alliages modifiés. Dans les alliages d'aluminium de fonderie, la phase eutectique est fragile. D'autre part, un métal correctement modifié produit un alliage avec des propriétés mécaniques améliorées, particulièrement dans le cas de la ductilité. Depuis quelques années, l'utilisation du strontium comme élément de modification est devenue une pratique largement acceptée et quelques travaux ont été publiés²² sur l'utilisation du strontium (0.004-0.030 %) en

combinaison avec une concentration supérieur de magnésium (0.2-0.5 %) pour les alliages d'aluminium.

Beumler et al.²³ ont étudié les effets de la variation du niveau de strontium de 0.001 % à 0.031 % sur la morphologie et sur les propriétés mécaniques de l'alliage d'aluminium 319. Ils ont conclu que la température eutectique décroît continuellement avec l'augmentation de la concentration de strontium, que la microstructure des alliages contenant de 0.001 à 0.016 % de strontium montre une structure eutectique en grande partie non-modifié, que le niveau de strontium excédant 0.016 % contribue à une meilleur modification (silicium plus fibreux) et qu'une structure entièrement fibreuse est obtenue avec une concentration de strontium de 0.031 %. Ils ont démontré également que la résistance en traction pour des structures après coulée ou après traitement thermique n'est pas influencée de façon significative avec l'augmentation de la concentration de strontium. Aussi, la modification du métal avec le strontium contribue grandement à l'amélioration du pourcentage de l'allongement à la rupture pour les deux conditions étudiées. Le traitement thermique de l'alliage d'aluminium 319 modifié avec du strontium a produit une structure eutectique globulaire sans tenir compte de la quantité de strontium présente dans l'alliage.

L'influence des paramètres du traitement de mise en solution sur les propriétés de l'alliage A356.2 non-modifié et modifié a été étudié par Shivkumar et al.²⁴ sur des éprouvettes de traction ASTM B108 mises en forme dans des moules de sable et permanents. Leurs résultats indiquent que la modification par le strontium augmente le taux de sphéroïdisation et diminue le taux d'épaississement des particules de silicium et que la température de mise en solution a une grande influence sur la morphologie de ces

dernières. Un taux extrêmement élevé d'épaississement des particules de silicium a été obtenu à des température au-dessus de 560° C. La mise en solution à cette température a toutefois des effets négatifs sur les propriétés mécaniques dû à la fusion aux joints des grains. Aussi, il a été établi que le temps de mise en solution peut être réduit de façon significative lorsque l'alliage est modifié correctement et que l'augmentation de la température de mise en solution de 540 à 550 °C améliore les propriétés de résistance (figure 15).

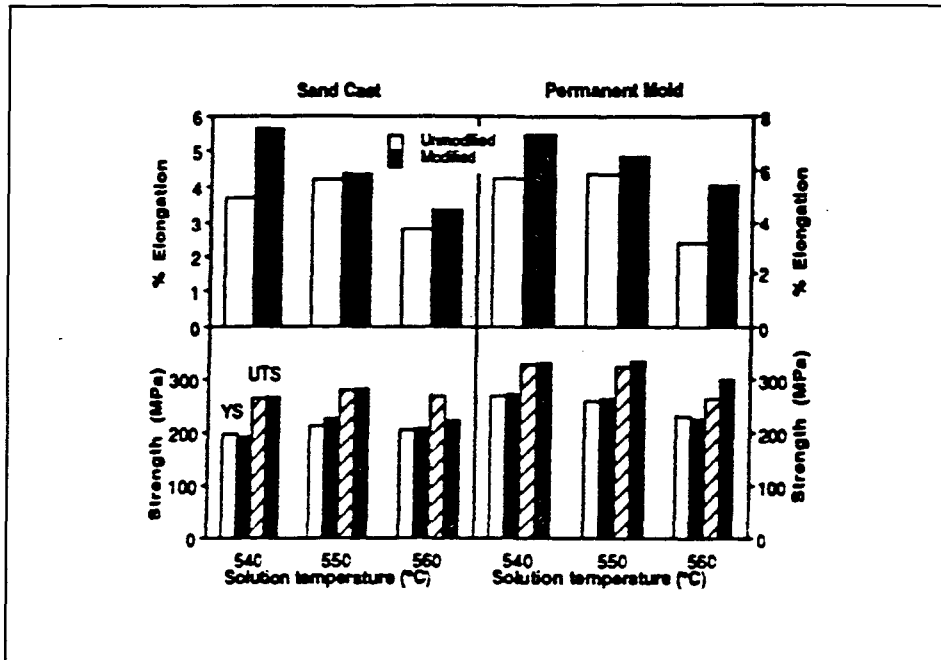


Figure 15 Variation des propriétés de traction en fonction de la température de mise en solution (temps de mise en solution = 100 min.)²⁵.

Traditionnellement, le strontium est utilisé pour modifier la morphologie de la phase de silicium eutectique. Depuis quelques années, plusieurs nouvelles applications du strontium dans les alliages d'aluminium ont fait surfaces. Gruzleski et al.²⁶ ont tenté d'expliquer ces

mécanismes. Une de ces nouvelles applications de l'utilisation du strontium est comme stabilisateur de la phase α du fer et du silicium contenus dans l'alliage. Ces derniers mentionnent également que le strontium influence le traitement thermique des alliages contenant du magnésium et du silicium. L'effet évident est le retardement de la précipitation de la phase Mg_2Si durant le traitement de vieillissement. Cet effet a été observé par Paray et Gruzleski²⁷ lors du traitement thermique de l'alliage A356. La différence de limite élastique (figure 16) entre l'alliage contenant du strontium et celui n'en ayant pas, diminue quelque peu lorsque le temps du traitement de vieillissement augmente de 2 à 8 heures.

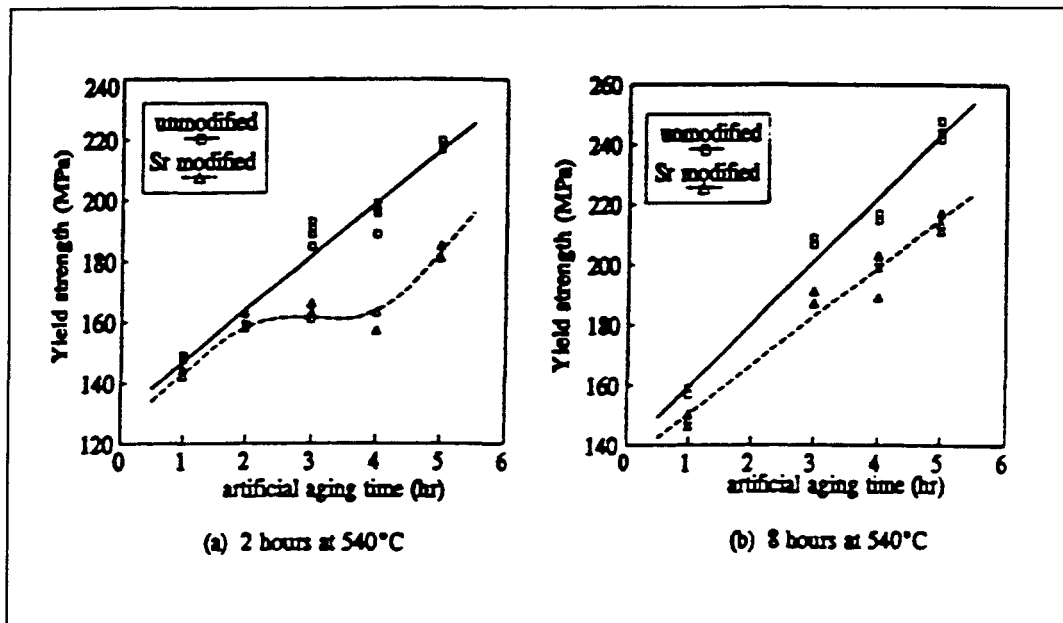


Figure 16 Variation de la limite élastique avec le temps de vieillissement (Mise en solution 540 °C, vieillissement 155 °C)²⁶.

Plusieurs autres travaux ont été réalisés sur les effets de la modification de la phase de silicium par le strontium^{28,29,30} et tous arrivent sensiblement aux mêmes conclusions. D'autres études encore ont porté sur l'effet combiné de la modification et de l'affinement de la taille du grain^{17,31} et montrent toutes les effets bénéfiques que peuvent avoir ces procédures sur l'ensemble des propriétés des alliages d'aluminium.

2.6 EFFET DE L’AFFINEMENT DE LA TAILLE DU GRAIN

L'affinement de la taille du grain dans les alliages d'aluminium de fonderie produit plusieurs effets bénéfiques. Un grain fin résulte en une répartition plus uniforme des propriétés mécaniques au travers le matériau. Aussi, comme la grosseur du grain diminue, la distribution des phases secondaires et des porosités se fait sur une échelle plus fine et l'usinage s'en trouve amélioré. En général, comme la grosseur du grain des alliages diminue en augmentant la concentration de l'affineur de grain, les propriétés mécaniques telles que la résistance à la traction et la résistance en fatigue augmentent. L'affinage du grain est produit par l'addition d'inoculants dans le métal en fusion (i.e., l'alliage maître Al-Ti-B contenant de nombreux petits cristaux intermétalliques de $TiAl_3$ et TiB_2). Ces nombreux inoculants sont les sites de germination hétérogène lors de la solidification du métal, plus le nombre de ce derniers est élevé, plus le nombre de germes formés est grand et comme chaque germe forme un grain dans le solide, la taille des grains est alors d'autant plus petite.

Selon Dorlot et al.¹³, l'affinement de la taille des grains exerce une influence bénéfique sur la limite élastique et sur la résistance à la traction des métaux, sans pour autant diminuer leur ductilité. Par ailleurs, cette procédure améliore leur ténacité, en les rendant moins fragiles à basse température.

Misra et Oswalt³² ont étudié l'influence du vieillissement sur les alliages A356 et A357 ayant subi un affinement de la taille du grain. Ils ont observé une seconde augmentation de l'allongement à la rupture lors du prolongement du vieillissement et que cette valeur correspond aussi à un maximum de résistance. La microstructure des alliages étudiés présentait deux précipités distincts : un précipité de $TiAl_3$ en forme d'aiguille et un précipité Mg_2Si en forme de plaquette. La distribution de ces derniers était fonction du temps de vieillissement. Le précipité rencontré dans la microstructure lors de la seconde valeur maximale d'allongement à la rupture en association avec le maximum de résistance était entièrement constitué de Mg_2Si . Il est apparu que le précipité $TiAl_3$ retarde la cinétique normale de précipitation de la phase d'équilibre Mg_2Si et aussi affecte de façon défavorable la ductilité.

CHAPITRE 3

MÉTHODOLOGIE EXPÉRIMENTALE

CHAPITRE 3

MÉTHODOLOGIE EXPÉRIMENTALE

3.1 MATÉRIAU ET PRÉPARATION DU MÉTAL

3.1.1 Matériau

L'alliage d'aluminium utilisé pour cette étude est le 319 dont la composition chimique théorique est présentée au tableau 2 et les propriétés mécaniques au tableau 3. Cet alliage est fabriqué par Alcan International Limited Guelph Foundry Works, Guelph, Ontario Canada, en lingots de 12.5 kg. D'après Metals Handbook, 9th Edition³³, on retrouve cet alliage principalement dans la fabrication des têtes de cylindres de moteurs à essence et dans d'autres applications où l'on demande une bonne coulabilité et soudabilité.

Tableau 2 Composition chimique théorique de l'alliage 319³³.

| Éléments (% poids) | | | | | | | |
|--------------------|-----------|----------|-----------|-----------|-----------|----------|-----------|
| Si | Cu | Fe | Mn | Mg | Ni | Zn | Ti |
| 5.5 à 6.5 | 3.0 à 4.0 | 1.0 Max. | 0.50 Max. | 0.10 Max. | 0.35 Max. | 1.0 Max. | 0.25 Max. |

Tableau 3 Propriétés mécaniques habituelles de l'alliage 319³³.

| Condition | R _{ut} ^a (MPa) | R _e ^a (MPa) | Allongement ^{a&b} (%) | Dureté ^c (HB) | Cisaillement (MPa) | Fatigue ^d (Mpa) | R _e comp (Mpa) |
|-----------------|---------------------------------------|--------------------------------------|---------------------------------------|-----------------------------|-----------------------|-------------------------------|------------------------------|
| Moule en sable | | | | | | | |
| Après Moulage | 185 | 125 | 2.0 | 70 | 150 | 70 | 130 |
| T5 | 250 | 165 | 2.0 | 80 | 200 | 75 | 170 |
| Moule permanent | | | | | | | |
| Après Moulage | 235 | 130 | 2.5 | 85 | 162 | 70 | 130 |
| T6 | 280 | 185 | 3.0 | 95 | 185 | n.d. | n.d. |

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

^b 50 mm ou 2 pouces

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

^d 5*10⁸ cycles: test de type R.R Moore.

3.1.2 Préparation des éprouvettes de traction

L'alliage a été fondu dans un creuset en carbure de silicium d'une capacité de 28 kg à l'aide d'une fournaise électrique. La température du métal est amenée à 735 ± 5 °C et maintenue pour le reste de la procédure de fusion i.e. pour l'addition du magnésium, pour la modification et pour l'affinement de la taille du grain, le dégazage et la mise en forme. L'addition du magnésium pur se fait à l'aide d'une cloche de graphite perforée que l'on plonge dans le métal liquide. La modification est faite par l'addition de morceau d'alliage maître Al-Sr d'une composition de 10 % de strontium. Une quantité de 0.03-0.04 % poids de ce dernier élément est requise pour une complète modification. L'affinement de la taille du grain, lui est fait par l'addition de TiB₂ sous forme de morceau d'alliage maître Al-5 %Ti-1 %B, la quantité de TiB₂ requise est calculé sur une basse de 0.02 % poids de titane. Les alliages étudiés ont été codé selon les procédures précédentes, l'alliage primaire porte

le code G et l'alliage secondaire le code W, se sont les alliages de base. La lettre G ou W suivie d'un M signifie qu'il y eu une addition de magnésium, ce M suivi d'un S signifie qu'il y a eu modification et enfin le T signifie qu'il a eu affinement de la taille du grain. Les compositions chimiques des alliages étudiés sont présentées aux tableaux 4 et 5.

Tableau 4 Composition chimique des alliages primaires.

| Alliage/élément (%) | Si | Cu | Fe | Mg | Mn | Ti | Zn | Sr |
|---------------------|------|------|------|------|------|------|------|-------|
| G | 6.23 | 3.77 | 0.46 | 0.06 | 0.14 | 0.13 | 0.08 | --- |
| GM | 6.23 | 3.77 | 0.46 | 0.46 | 0.14 | 0.13 | 0.08 | --- |
| GMS | 6.23 | 3.77 | 0.46 | 0.45 | 0.14 | 0.13 | 0.08 | 0.038 |
| GMST | 6.23 | 3.77 | 0.46 | 0.43 | 0.14 | 0.14 | 0.08 | 0.047 |

Tableau 5 Composition chimique des alliages secondaires.

| Alliage/élément (%) | Si | Cu | Fe | Mg | Mn | Ti | Zn | Ni | Cr | Sr |
|---------------------|------|-----|------|------|------|------|------|------|------|------|
| W | 5.85 | 3.2 | 0.80 | 0.09 | 0.34 | 0.14 | 0.45 | 0.18 | 0.08 | --- |
| WM | 5.85 | 3.2 | 0.80 | 0.50 | 0.34 | 0.14 | 0.45 | 0.18 | 0.08 | --- |
| WMS | 5.85 | 3.2 | 0.80 | 0.50 | 0.34 | 0.14 | 0.45 | 0.18 | 0.08 | 0.03 |

Par la suite, le métal liquide a été dégazé avec de l'argon pur injecté par un agitateur de graphite tournant à une vitesse de 150 rpm afin de diminuer le contenu de l'hydrogène soluble dans le métal. Pour éviter la formation de vortex, une plaque (réfractaire de 7.5 cm de largeur et 38 cm de long) est placée dans le bain de métal liquide avec un angle de 45° par rapport au courant. Une analyse chimique a été pris au début et à la fin de chaque procédure de mise en forme soit lorsque le creuset est à sa charge maximum et minimum.

Pour finir, l'alliage ainsi obtenu a été mis en forme dans un moule permanent STAHL (type ASTM B-108) préchauffé à une température de 400° C. La figure 17 montre le schéma et les dimensions de la pièce obtenue avec ce type de moule.

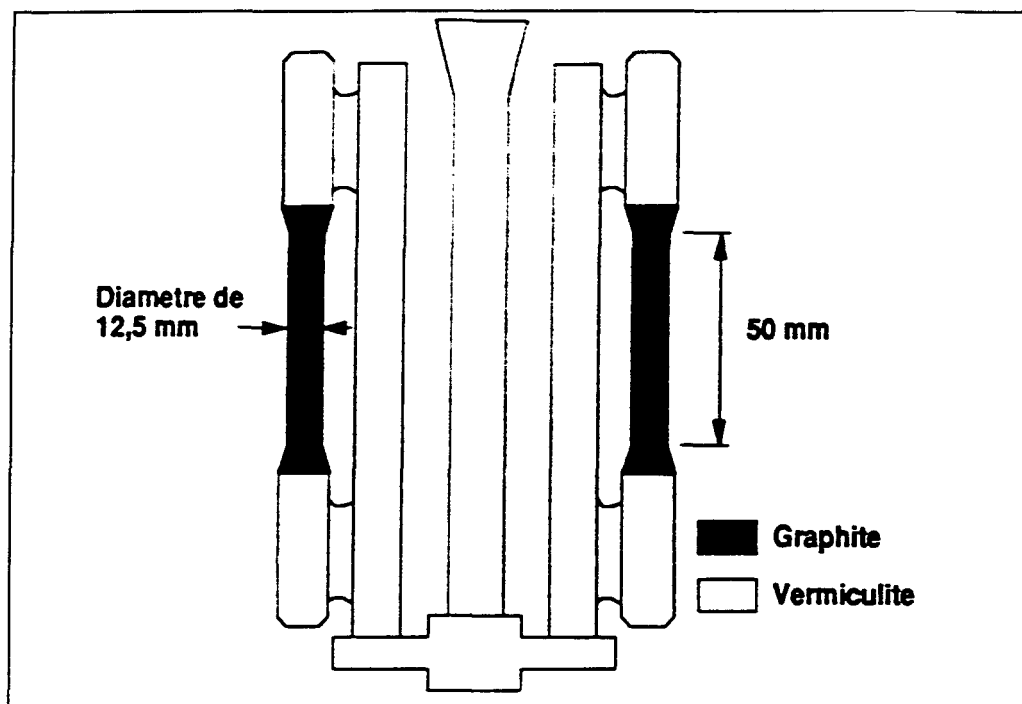


Figure 17 Schéma de la pièce obtenue avec le moule STAHL.

3.2 FLUIDITÉ

La fluidité des alliages précédents, en fonction de la température a été mesuré à l'aide de l'appareil Ragone Fluidity Tester 4210. Le métal est amené avec un vide de pression de 200 mm Hg dans un tube vertical de verre de 7 mm de diamètre ayant été préchauffé afin d'éliminer l'humidité. L'extrémité du tube a été plongé à environ 2.5 cm de profondeur sous la surface du métal liquide pour éviter le film d'oxyde qui se trouve à la surface de ce

dernier. Les tests ont été réalisés pendant le refroidissement du métal i.e. lorsque la température du métal passait de 740° C à 620° C, l'utilisation d'un agitateur de graphite assurait l'uniformité de l'alliage et empêchait la sédimentation. Dans ce cas, un creuset d'une capacité de 7 kg était utilisé. Trois mesures étaient prises à tous les 20 °C. La tige de métal solidifiée dans le tube de verre ainsi obtenue a été mesurée puis coupée pour valider l'essai, une tige creuse signifiait que le test était rejeté.

3.3 TRAITEMENTS THERMIQUES

Les traitements de mise en solution et de vieillissement ont été effectués dans un four à air forcé CFD-147 fabriqué par BLUE M ELECTRIC dont la circulation de l'air est assurée par un ventilateur. Selon le fabricant, la variation maximale de la température enregistrée à l'intérieur du four est de ± 1 °C.

3.3.1 Traitement thermique T5

Le traitement thermique T5 consiste seulement en un vieillissement après coulée. Les paramètres de celui-ci sont montrés à la figure 18, pour chaque température, cinq temps de vieillissement ont été effectués (le temps 0 heure correspond à la condition après coulée).

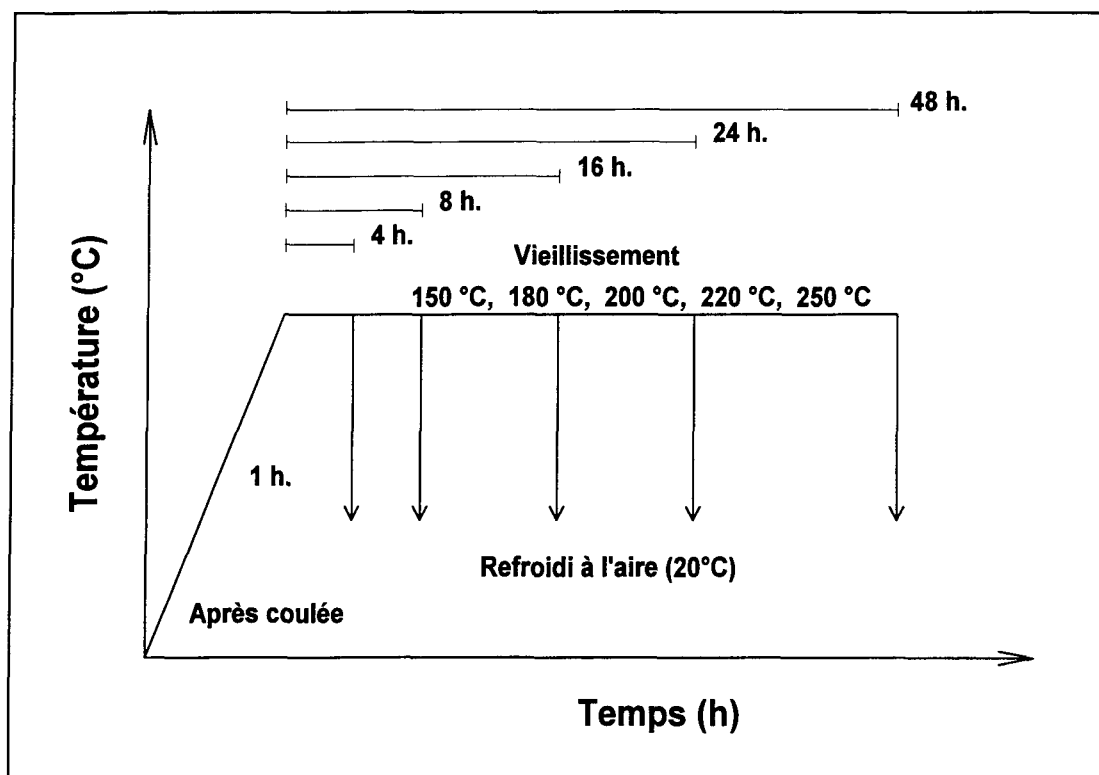


Figure 18 Paramètres du traitement thermique T5.

3.3.2 Traitement thermique T6

Le traitement thermique T6 consiste en une mise en solution suivi d'une trempe et d'un vieillissement. La mise en solution a été effectuée sous deux conditions soit 480° C pendant 10 heures et 505° C pendant 8 heures.

Après le traitement de mise en solution, les échantillons ont été trempés dans un contenant de 20 litres d'eau à une température d'environ 60° C. Le délai entre la fin du traitement de mise en solution et la trempe était d'environ 7 secondes. Les échantillons ont été agités durant la trempe afin de s'assurer de l'uniformité de la trempe.

Les paramètres des traitements de vieillissement effectués pour le traitement thermique T6 sont les mêmes que ceux du traitement T5 (Figure 19).

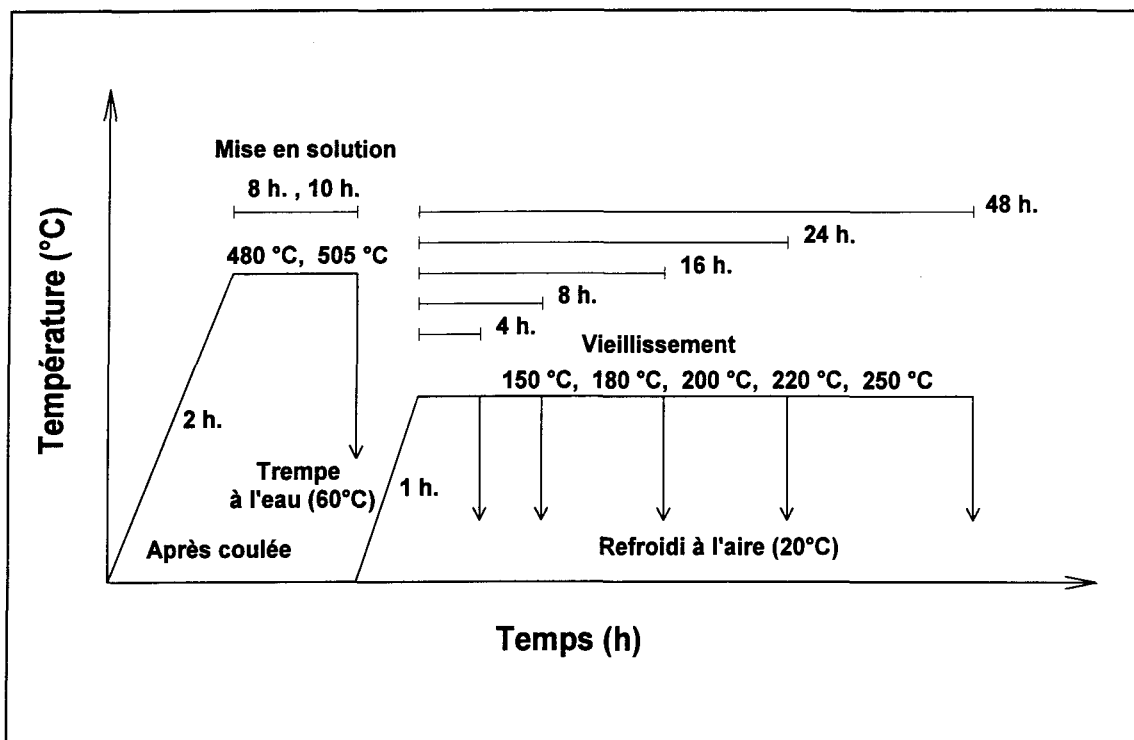


Figure 19 Paramètres du traitement thermique T6.

3.4 ESSAIS DE TRACTION

Les éprouvettes de traction ont été testé à l'aide d'une presse INSTRON à une vitesse constante de 0.50 mm/min . (0.020 po/min). Les données force-allongement de l'échantillon ont été recueilli par un système d'acquisition de données relié à la presse. Les données ont été traité par un logiciel éprouvé qui transforme au fur et à mesure l'allongement en déformation et la force en contrainte. De façon numérique le logiciel détermine la limite élastique, la limite ultime et l'allongement à la rupture. La figure 20 montre la courbe obtenue par ce logiciel. Pour chaque alliage et ce à chaque condition des traitements T5 et T6, cinq essais de traction ont été effectué donnant des résultats de $\pm 10 \%$ d'écart-type (voir annexes A et B).

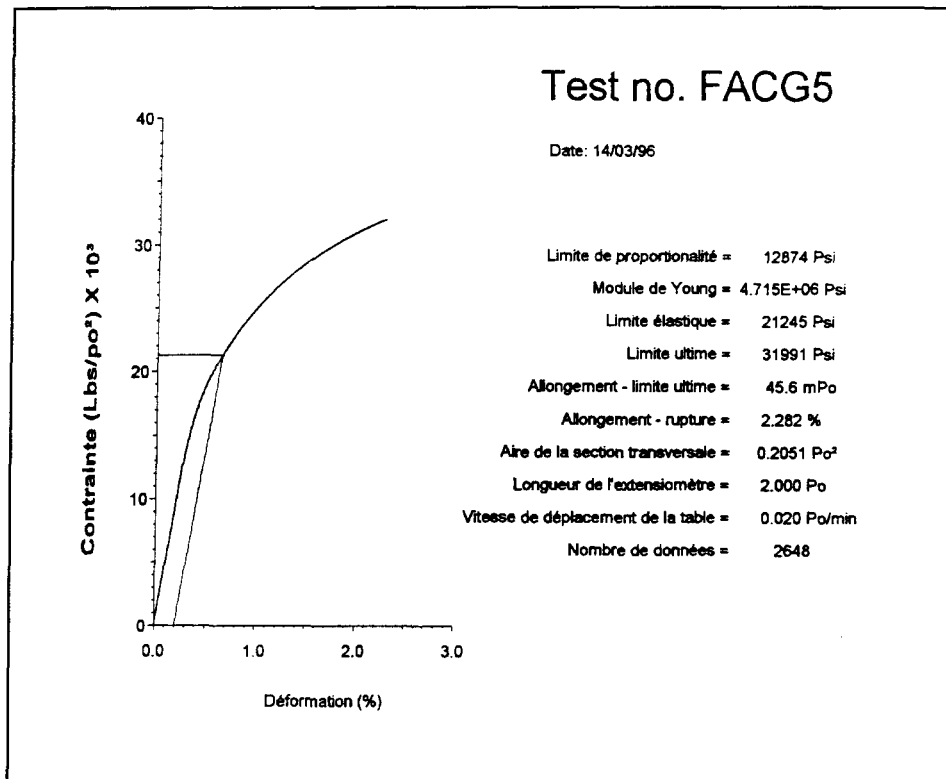


Figure 20 Courbe d'essai de traction obtenue par le logiciel.

3.5 MÉTALLOGRAPHIE

L'analyse métallographique des éprouvettes de traction a été réalisé sur les meilleurs échantillons obtenus lors des essais de traction. L'éprouvette de traction a été coupé à 1 et 1.5 cm à partir de la zone de rupture (figure 21). La première partie (coupe à 1 cm) a été recoupé de façon perpendiculaire au plan de rupture. La coupe s'effectue au centre de ce plan. Cet échantillon a été utilisé pour l'étude de la rupture et le second échantillon (coupe à 1.5 cm) a été utilisé pour l'étude de la microstructure, ceci effectué à l'aide d'un microscope optique.

Les échantillons prélevés sont ensuite enrobés dans un plastique (Figure 21) à une température de 150° et sous une pression de 650 kPa. La durée de chauffage est de 9 minutes et celle du refroidissement est de 3 minutes. Pour finir, les échantillons sont polis graduellement à l'aide d'une polisseuse automatique avec un disque abrasif de plus en plus fin puis par des abrasifs en suspension dans un liquide.

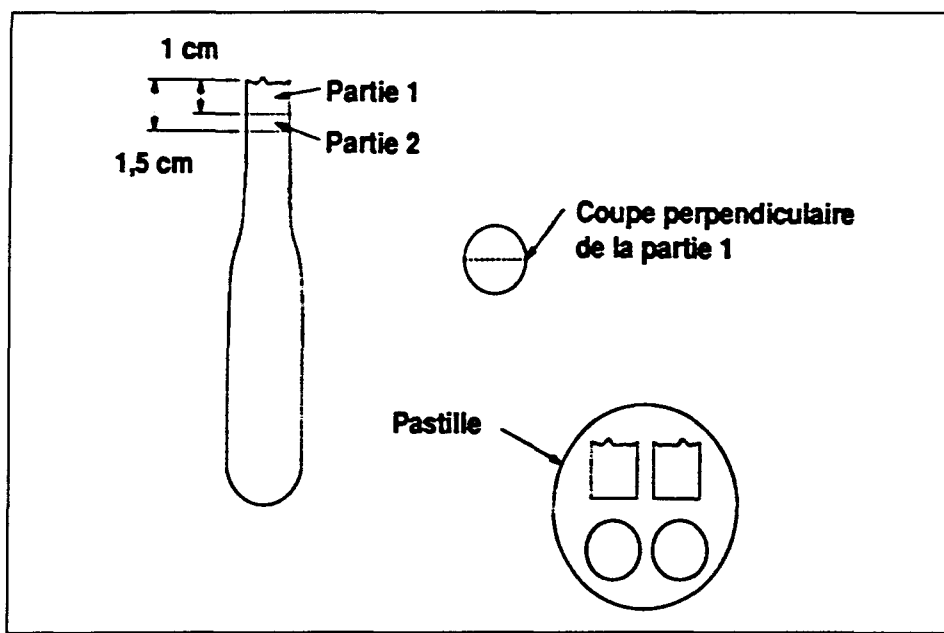


Figure 21 Schéma de préparation d'une pastille de polissage.

D'autres éprouvettes ont également été coupées à 1 cm de la surface de rupture comme précédemment afin d'étudier la fractographie après différentes conditions, ce à l'aide d'un microscope à balayage électronique. Ces échantillons n'ont besoin d'aucune préparation spéciale. L'analyse se fait directement sur la surface de rupture.

CHAPITRE 4

EFFET DE L'ADDITION DU MAGNÉSIUM, DE LA MODIFICATION ET DE L'AFFINAGE DE GRAIN SUR LA FLUIDITÉ ET LA QUALITÉ DE L'ALLIAGE D'ALUMINIUM 319

CHAPITRE 4

EFFET DE L'ADDITION DU MAGNÉSIUM, DE LA MODIFICATION ET DE L'AFFINAGE DE GRAIN SUR LA FLUIDITÉ ET LA QUALITÉ DE L'ALLIAGE D'ALUMINIUM 319.2

4.1 INTRODUCTION

Plusieurs caractéristiques déterminent la coulabilité des alliages d'aluminium et l'une des plus importantes est sans aucun doute la fluidité. Dans l'industrie métallurgique, le terme fluidité réfère à la propriété qu'a le métal à remplir chaque partie du moule avant de se solidifier. Comme on cherche de plus en plus à améliorer les alliages pour des applications demandant des propriétés mécaniques supérieures, ceci en additionnant des éléments alliés et en modifiant la microstructure, c'est pourquoi il est important de vérifier, si ces ajouts d'éléments n'affectent pas la fluidité de l'alliage de base. Dans cette partie, nous allons déterminer si l'addition de magnésium, la modification et l'affinement de la taille du grain ont une influence significative sur la fluidité en mesurant cette dernière à des températures proches de celles de mise en forme habituelles. Aussi on doit s'assurer que les ajouts précédents ne créent pas de défauts (porosités, vides, etc.) dans le métal après la mise en forme de ce dernier. Ceci sera vérifié sur des radiographies prises sur des éprouvettes de traction des alliages primaires.

4.2 RÉSULTATS ET DISCUSSION

4.2.1 Fluidité

Comme il a été mentionné dans le chapitre précédent, l'étude de la fluidité a été faite à l'aide de la technique Ragone. La variation de la fluidité (mesurée comme étant la longueur de métal solidifié dans le tube de verre) en fonction de la température est illustrée à la figure 22 pour les alliages primaires. On remarque que la relation entre la fluidité et la température est linéaire¹⁰ avec un haut coefficient de corrélation (≈ 0.8). L'addition de Mg n'a pas d'effets particuliers sur la fluidité de l'alliage de base i.e., l'alliage G. Pour l'alliage ayant subi une addition de Mg et une modification (alliage GMS), les résultats montrent une légère amélioration de la fluidité de l'alliage, plus particulièrement à haute température ($\approx 12\%$ à 720°C). Par contre, l'addition de TiB_2 pour l'affinement de la taille du grain, élimine l'effet d'amélioration du Sr, ceci dû à la présence de denses particules de TiB_2 ³⁴.

La figure 23 montre les résultats obtenus pour les alliages secondaires. De nouveau, l'addition de Mg n'a pas d'effets significatifs sur l'alliage de base, i.e. l'alliage W. Cependant, pour l'alliage ayant été modifié, l'amélioration constatée chez l'alliage primaire, est moins représentatif dans le cas de l'alliage secondaire. On remarque ici, que c'est lorsqu'on additionne le TiB_2 pour l'affinement de la taille du grain en plus de la modification et de l'addition de Mg que la fluidité est à son maximum.

Dans les deux cas, on remarque que les effets de l'addition du Mg, la modification par le Sr et l'affinement de la taille du grain par le TiB_2 sur la fluidité de l'alliage de base diminuent avec l'augmentation de la température (740°C).

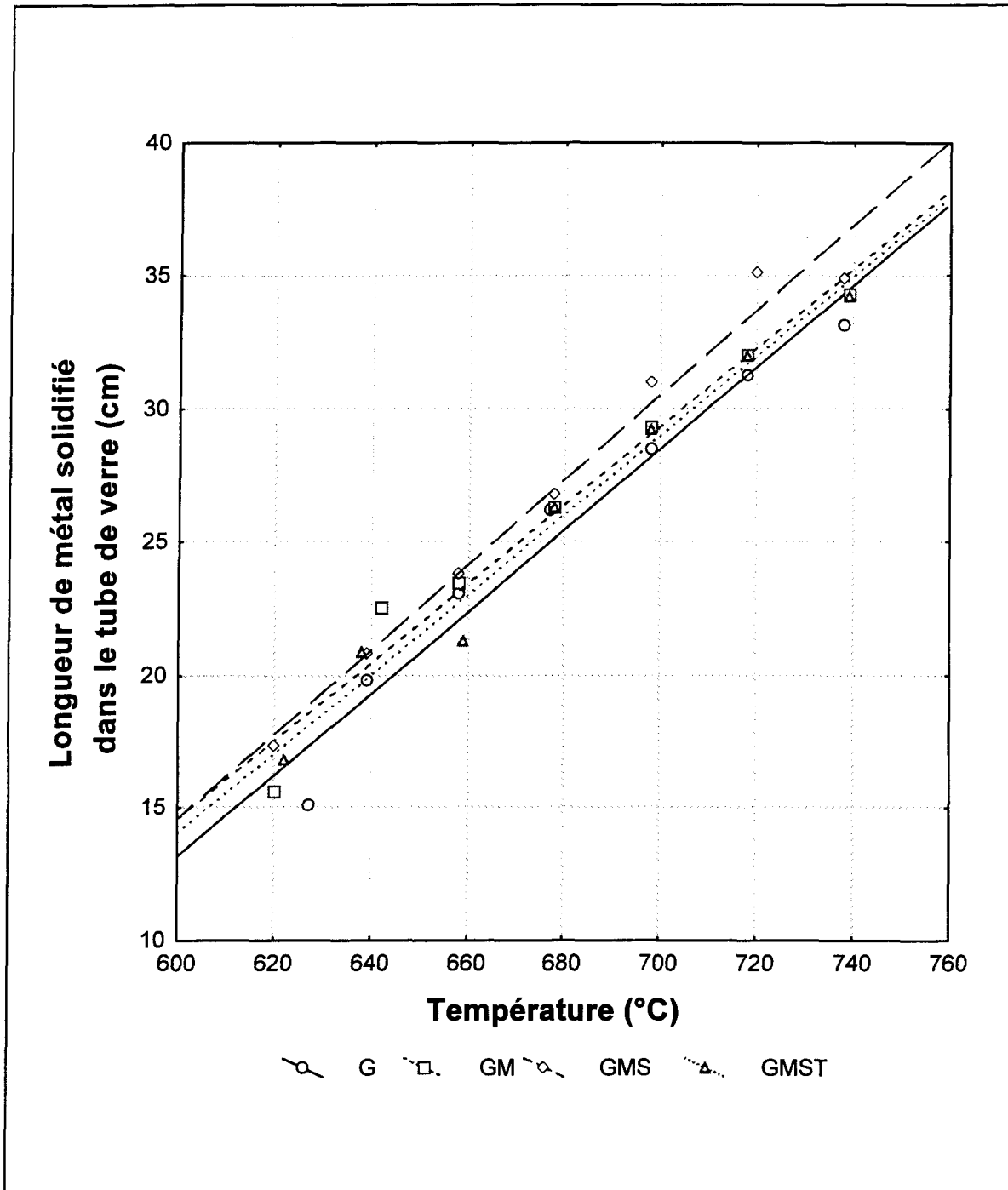


Figure 22 Variation de la fluidité des alliages primaires en fonction de la température.

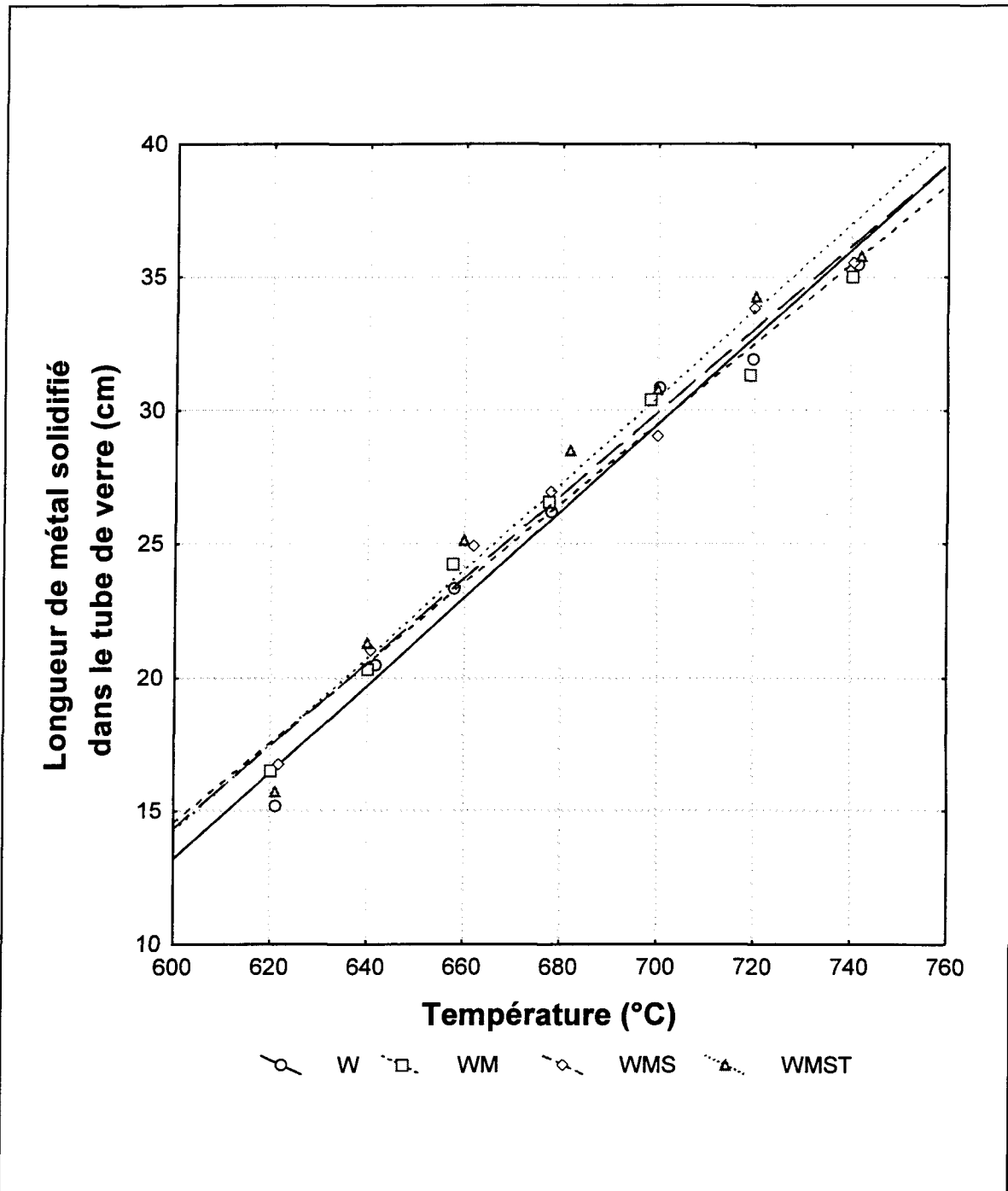


Figure 23 Variation de la fluidité des alliages secondaires en fonction de la température.

4.2.2 Radiographies

Les radiographies des alliages primaires ont été photographiées afin de vérifier les défauts qui pouvaient survenir dans le métal après coulée lors de l'addition de magnésium, de la modification de la phase de silicium par le Sr et également de l'affinement de la taille du grain par le TiB_2 . Six éprouvettes ont été choisies au hasard pour chaque alliage. En regardant s'il n'y a pas de discontinuité dans le métal, i.e. de tâches blanches qui représentent soit des porosités ou soit des vides sur la portion centrale des éprouvettes de traction, on peut déterminer l'influence que peut avoir les éléments précédents sur la qualité du métal lors de la mise en forme.

À la figure 24 on remarque que pour l'alliage de base G, la présence de tâches blanches est très peu prononcée, ce qui prouve que l'alliage de base est de très bonne qualité. Pour l'alliage GM (figure 25), les porosités sont encore-là très peu présentes, l'étude de Sukumaran et al.³⁵ a pourtant montré que l'augmentation de la proportion de magnésium augmentait la formation de porosités. On ne rencontre pas ce phénomène dans notre alliage, comme le confirme les conclusions des travaux de De la Sablonnière¹. Par contre pour l'alliage GMS (figure 26) les porosités sont très présentes dans la partie centrale des éprouvettes de traction. L'addition de strontium augmente la présence de porosités ce qu'a démontré les travaux de Argo et Gruzleski³⁶ et ceux de Sigworth et al.³⁷. L'étude de Harada et al.³⁸ a montré que ces micro porosités étaient responsables de la diminution de la limite élastique, de la limite ultime, de la dureté, de la résistance à la fatigue et de l'allongement à la rupture pour le système d'alliage d'aluminium Al-7%Si-0.3%Mg. Ces derniers affirment que la présence de plus de porosités dans les alliages modifiés peut être

un effet négatif dans la mesure des avantages que procurent la modification. L'alliage GMST (figure 27) ne présente aucune discontinuité, l'affinage du grain diminue la taille du grain ce qui résulte en une meilleure homogénéité de la matrice du métal.

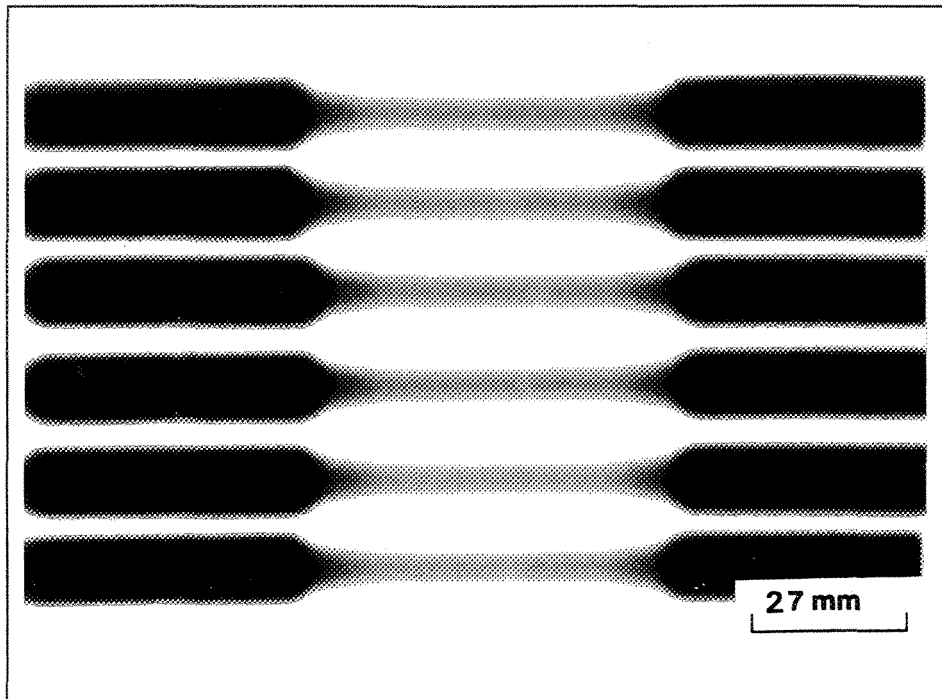


Figure 24 Radiographie des éprouvettes de traction de l'alliage G.

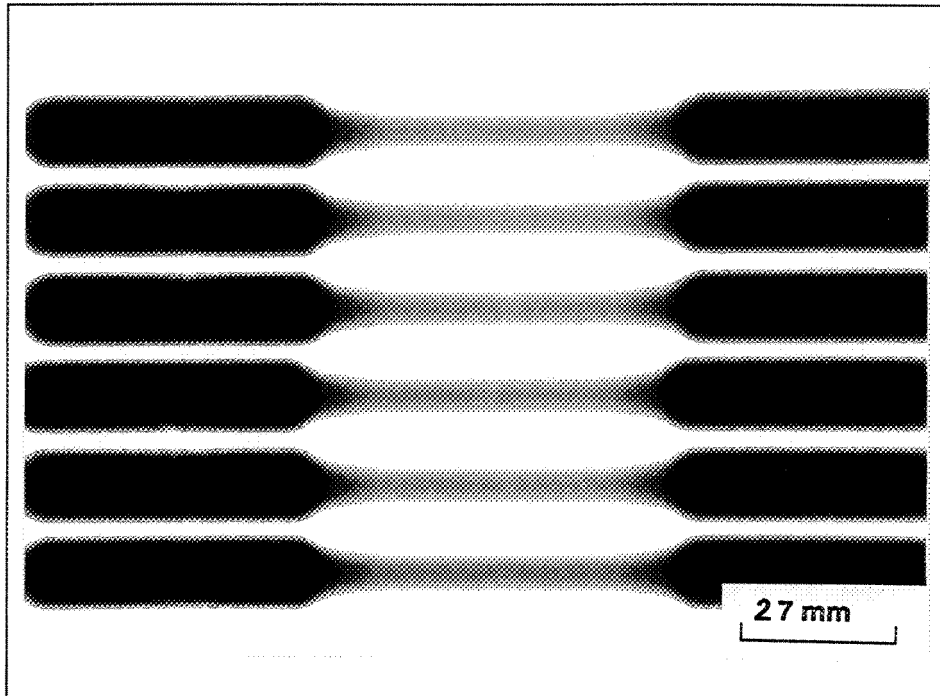


Figure 25 Radiographie des éprouvettes de traction de l'alliage GM.

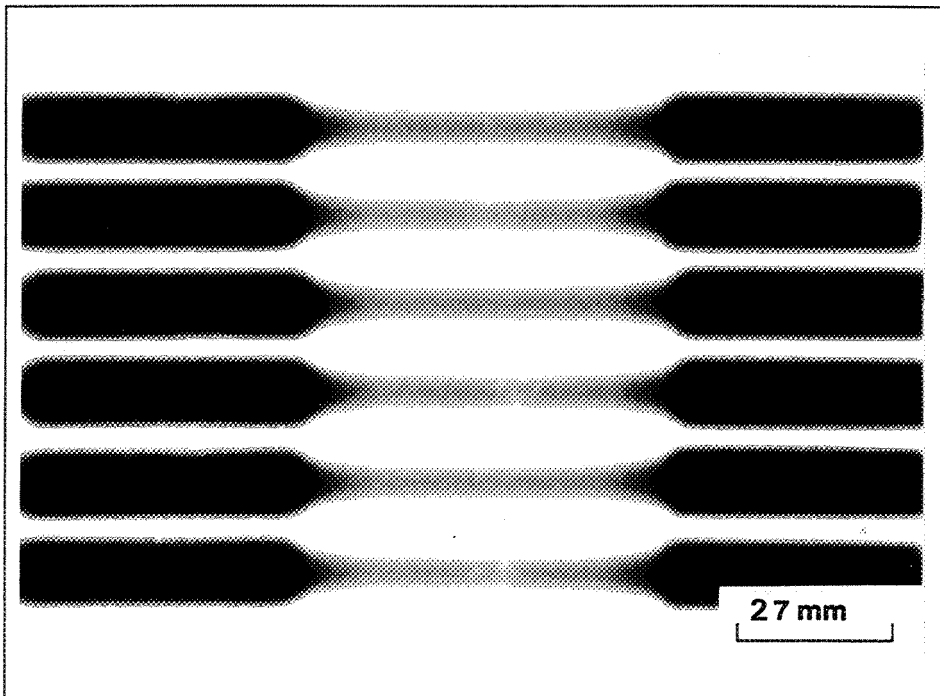


Figure 26 Radiographie des éprouvettes de traction de l'alliage GMS.

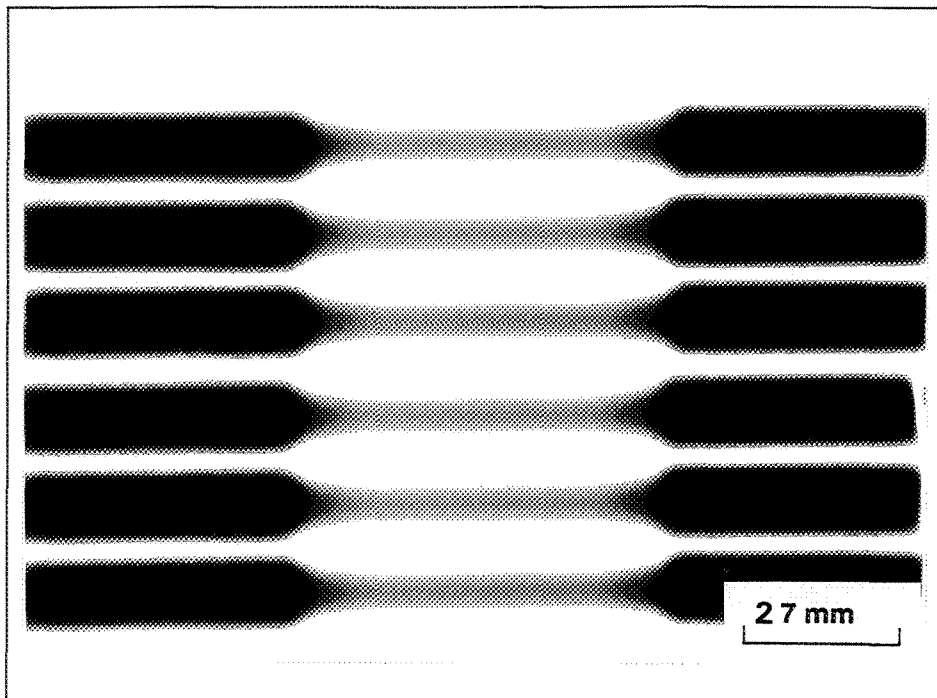


Figure 27 Radiographie des éprouvettes de traction de l'alliage GMST.

CHAPITRE 5

EFFET DES TRAITEMENTS THERMIQUES T5 ET T6 SUR LES PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES DE TRACTION

CHAPITRE 5

EFFET DES TRAITEMENTS THERMIQUES T5 ET T6 SUR LES PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES DE TRACTION

5.1 INTRODUCTION

Le traitement thermique est l'un des plus importants facteurs de contrôle utilisés pour l'amélioration des propriétés mécaniques des alliages d'aluminium de fonderie. Ceci implique donc l'optimisation de ses paramètres, c'est à dire la température, le temps et le milieu de trempe, pour un alliage particulier.

5.1.1 Traitement thermique T5

Le traitement thermique T5 consiste seulement en un vieillissement artificiel après la mise en forme du métal. Ce traitement thermique est à envisager lorsque des contraintes économiques sont présentes et que des propriétés mécaniques modérées sont demandées. Selon Crepeau et al.³⁹, le traitement thermique T5 procure aux alliages d'aluminium coulés dans un moule permanent une bonne résistance ainsi qu'une bonne stabilité dimensionnel. Leur étude portant sur l'alliage 339 a montré la présence de précipités de transition θ' (CuAl_2) et β' (Mg_2Si) qui durcissaient la matrice de l'alliage ayant subit un tel traitement.

Un fin précipité de silicium était également présent. Toutefois, l'omission du traitement de mise en solution limitait la dureté de l'alliage, puisque après la mise en forme de ce dernier, les précipités dans la solution solide étaient relativement grossiers et ceux-ci restaient dans la solution pour précipiter intensivement durant le vieillissement artificiel.

La réponse d'un alliage d'aluminium au traitement T5 est déterminée principalement par le taux de refroidissement après la mise en forme de ce dernier. Un taux de refroidissement rapide (comme dans un moule permanent), retient plus de Mg en solution solide et permet une plus grande précipitation de la phase Mg_2Si durant le vieillissement. Comme mentionné précédemment, le traitement thermique T5 peut-être une proposition économique intéressante pour des alliages demandant une résistance modérée.

5.1.2 Traitement thermique T6

Le traitement thermique T6 donne une balance optimale de résistance et de ductilité et celui-ci est le plus souvent employé pour les alliages d'aluminium de fonderie. Ce traitement consiste en une mise en solution suivie d'une trempe et d'un vieillissement artificiel.

Dans leur revue littéraire, Apelian et al.¹⁷ décrivent successivement les étapes précédentes pour les alliages Al-Si-Mg. Ils mentionnent entre autre que le traitement de mise en solution a comme premier effet de dissoudre les particules de Mg_2Si , la solubilité de ces particules augmente avec la température et 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, ceci minimise la ségrégation des

éléments alliés. La ségrégation de ces éléments solubles résultant de la solidification dendritique peut avoir des effets très néfastes sur les propriétés mécaniques. Et comme troisième effet, la mise en solution permet de changer la morphologie de la phase eutectique de Si. La morphologie du Si eutectique joue un rôle vital dans la détermination des propriétés mécaniques. La grosseur, la forme des particules ainsi que l'espace entre elles sont tous des facteurs qui caractérisent la morphologie du silicium. Sous des conditions normales de refroidissement, les particules de Si sont généralement présentes sous forme d'aiguille aciculaire grossière. Ces aiguilles agissent comme des initiateurs de craques et diminuent de façon significative les propriétés mécaniques. Conséquemment, une petite quantité de Sr ou de Na est additionnée à l'alliage en fusion pour modifier la morphologie des particules de silicium. Les caractéristiques des particules de Si peuvent également être changées par un temps de mise en solution prolongé. Depuis quelques années, les modifications chimique et thermique sont utilisées conjointement pour produire des alliages aux propriétés mécaniques désirées.

Suivant le traitement de mise en solution, les alliages d'aluminium de fonderie sont habituellement trempés dans l'eau. 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 de Ismail et Hammad⁴⁰ portant sur l'effet de la vitesse de refroidissement sur les propriétés mécaniques de traction et de la microstructure des alliages Al-Si-Mg a montré que la trempe à l'eau donnait une ductilité (% allongement à la rupture) supérieure à un refroidissement à l'air ambiant.

Après la trempe, le traitement thermique T6 comprend 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.⁴¹ qui ont étudié l'influence des paramètres du vieillissement sur les propriétés 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 les alliages 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 cube du treillis pour prendre la forme d'aiguille. 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'aiguille correspondant au précipité de transition (β''), sont relativement stable et peuvent exister à des températures supérieures à 260 °C. Avec un vieillissement prolongé, les zones G.P. en forme d'aiguille croissent pour former les phases intermédiaires (β') en forme de tige. 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 final 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 Si formant une face centrée cubique (FCC) et avec les atomes de Mg aux

positions tétraédriques. Le maximum de résistance est atteint juste avant la formation de ces plaquettes.

Le tableau 6 montre les traitements thermiques T5 et T6 suggérés par l'Aluminium Association⁴² pour l'alliage 319 coulé dans un moule permanent. Des traitements semblables sont réalisés dans le présent travail.

Tableau 6 Traitement thermiques suggérés par l'Aluminium Association pour l'alliage 319 coulé dans un moule permanent⁴⁰.

| Traitement thermique | Description |
|----------------------|---|
| T5 | Vieillessement à 205 °C pendant 7-9 heures, refroidi à l'air à la température ambiante. |
| T6 | Mise en solution à 510 °C pendant 8 heures, trempe à l'eau chaude (60°C), vieillessement à 158 °C pendant 2-5 heures, refroidi à l'air à la température ambiante. |

Le traitement de mise en solution ainsi que la trempe de l'alliage 319 ont été étudié intensivement à l'Université du Québec à Chicoutimi afin de déterminer les paramètres optimaux (i.e. température, temps et milieu de trempe)^{43,44,45,46}, c'est pourquoi, pour ce travail ces derniers ont été fixé aux valeurs optimales trouvées dans ces études. Les traitements de vieillessement T5 et T6 ont été réalisé sous différentes conditions proche de celles présentées au tableau 6 afin de pouvoir optimiser ceux-ci pour chaque alliage étudié.

Le présent chapitre fait état des résultats obtenus suite à l'étude détaillée concernant les propriétés mécaniques de traction de l'alliage 319 soumis à divers traitements de vieillessement.

5.2 ANALYSE DES RÉSULTATS

5.2.1 Traitements thermiques T5

Les figures 28 à 33 illustrent les résultats des propriétés mécaniques de traction des alliages primaires (G...) et secondaires (W...) obtenus après le traitement thermique T5. Le temps 0 heure représente la condition après coulée de l'alliage.

5.2.1.1 La limite élastique

Pour l'alliage de base G (figure 28), la limite élastique après coulée est de 140 MPa. Avec une température de vieillissement de 150 °C, on constate une diminution de celle-ci à des temps de 4, 8 et 16 heures, par la suite elle augmente pour atteindre un maximum de 185 MPa à un temps de vieillissement de 48 heures. Pour des temps de vieillissement courts (0 à 16 heures), les températures de 180, 200 et 220 °C montrent sensiblement les mêmes valeurs, par contre après 16 heures les températures de 200 et 220 °C montrent une baisse de la limite élastique tandis qu'à la température de 180 °C celle-ci ne cesse d'augmenter. Avec une température de 250 °C, on remarque immédiatement un adoucissement de l'alliage i.e. une diminution de la limite élastique qui se termine par un minimum de 127 MPa après 48 heures.

L'alliage GM (figure 29) montre une limite élastique de 176 MPa après coulée. Avec une température de 150 °C, on observe une augmentation jusqu'à un temps de 48 heures. La valeur maximale est atteinte après 16 heures à 180 °C et est de 250 MPa. Les températures de vieillissement de 200 et 220 °C montrent une augmentation de la limite

élastique après 4 et 8 heures et ensuite une diminution jusqu'au temps de 48 heures. Comme dans le cas de l'alliage G, la température de vieillissement de 250 °C donne un adoucissement de l'alliage et la valeur de la limite élastique atteint son minimum, soit 123 MPa après 48 heures.

Après coulée, l'alliage GMS (figure 30) affiche une limite élastique de 175 MPa, une valeur identique à celle de l'alliage GM. La température de vieillissement de 150 °C montre la même tendance que celle de l'alliage GM, la limite élastique augmente sans cesse jusqu'à un temps de 48 heures, à ce temps la valeur est un maximum, soit 219 MPa. Ce maximum est également atteint avec une température de 200 °C après 4 heures. Les températures de vieillissement de 180 et 200 °C montrent sensiblement la même tendance soit une augmentation jusqu'à un temps de vieillissement de 16 heures suivie d'une légère baisse et d'une stagnation de la valeur au environ de 200 MPa jusqu'à 48 heures. À la température de 220 °C on remarque une sensible amélioration de la limite élastique suivie d'une baisse jusqu'à un temps de 48 heures. La température de 250 °C, nous montre une baisse continue de la valeur de la limite élastique pour tous les temps de vieillissement. La valeur minimale pour l'alliage GMS est atteinte à cette dernière température et est de 120 MPa.

L'alliage GMST (figure 31) présente une limite élastique de 164 MPa après coulée. À la température de 150 °C, cette dernière augmente jusqu'à une valeur de 240 MPa après 48 heures. La température de 180 °C présente la valeur maximale de 248 MPa, atteinte après 16 heures de vieillissement. Pour la température de 200 °C, la plus haute valeur de limite élastique est atteinte après seulement 4 heures et est de 236 MPa, par la suite on assiste à

une légère diminution jusqu'à 48 heures. Le même phénomène se produit pour la température de 220 °C mais cette fois-ci avec des valeurs moindres. Comme c'est le cas avec les autres alliages, à la température de 250 °C on remarque une baisse de la limite élastique et cette dernière atteint sa valeur minimale soit 125 MPa après 48 heures de vieillissement.

Pour les alliages secondaires, dû à un manque de matériau disponible, seul les alliages WM et WMS ont été étudiés. Aussi, la température de vieillissement de 150 °C n'a pas été effectuée ainsi que les temps de 4, 16 et 48 heures pour les températures de 200 et 220 °C.

La figure 32 présente les résultats obtenus pour l'alliage secondaire WM. Ce dernier montre une limite élastique de 172 MPa après coulée. Le maximum est atteint après 48 heures à une température de 180 °C, soit 225 MPa. Les courbes des températures de 200 et 220 °C quoique moins représentatives dû à un nombre inférieur de points montrent la même tendance, la température de 200 °C montrant des valeurs quelque peu supérieures. Et on remarque encore-là un adoucissement de l'alliage pour la température de vieillissement de 250 °C. Le minimum de 125 MPa étant à cette température.

Pour l'alliage WMS (figure 33), la limite élastique après coulée est de 175 MPa. Le maximum est de 229 MPa après 24 heures à la température de 180 °C. Pour les températures de 200 et 220 °C, on observe la même tendance que pour l'alliage WM i.e. augmentation de la limite élastique jusqu'à environ 8 à 12 heures et ensuite diminution à 24 heures. Et à la température de 250 °C, on observe un minimum qui survient après 48 heures de vieillissement et dont la valeur est de 129 MPa.

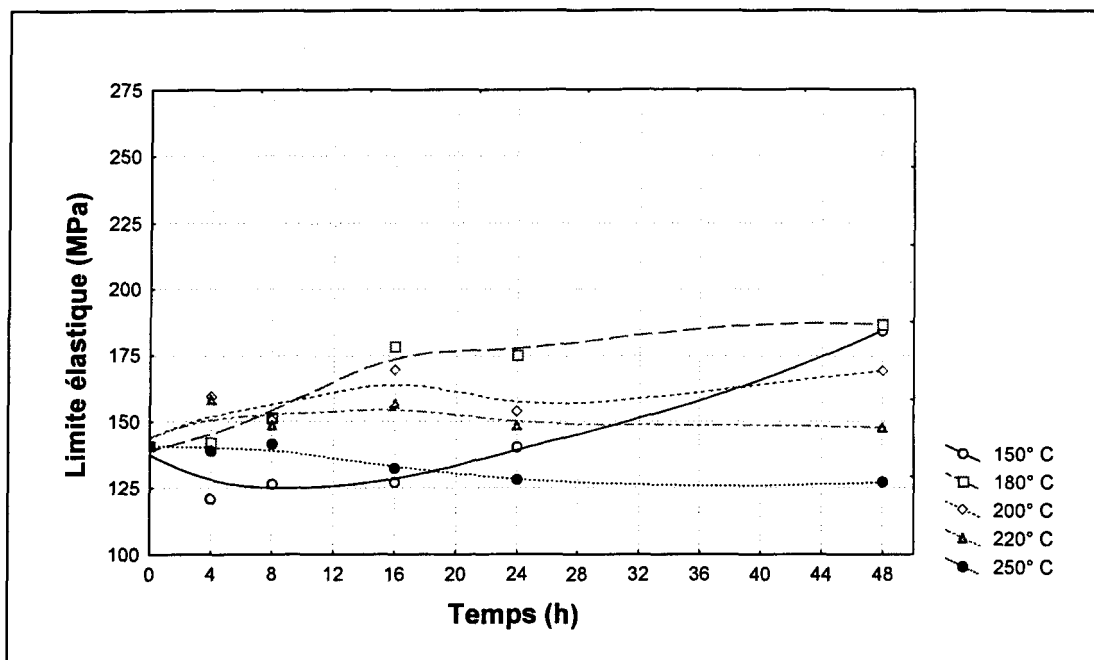


Figure 28 Variation de la limite élastique de l'alliage G en fonction du traitement thermique T5.

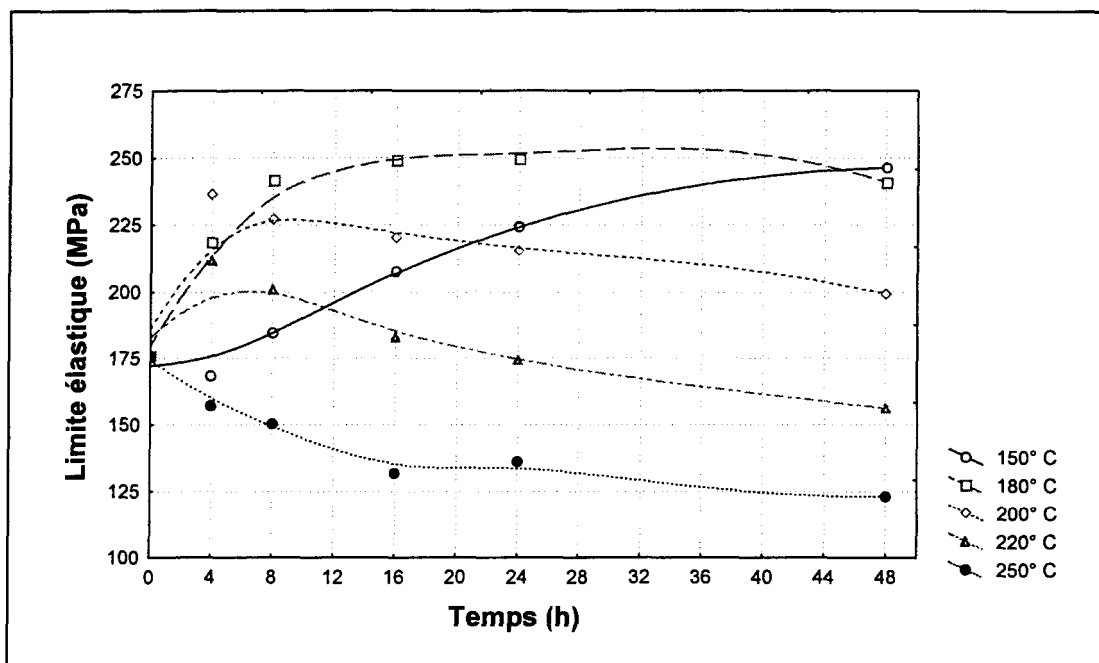


Figure 29 Variation de la limite élastique de l'alliage GM en fonction du traitement thermique T5.

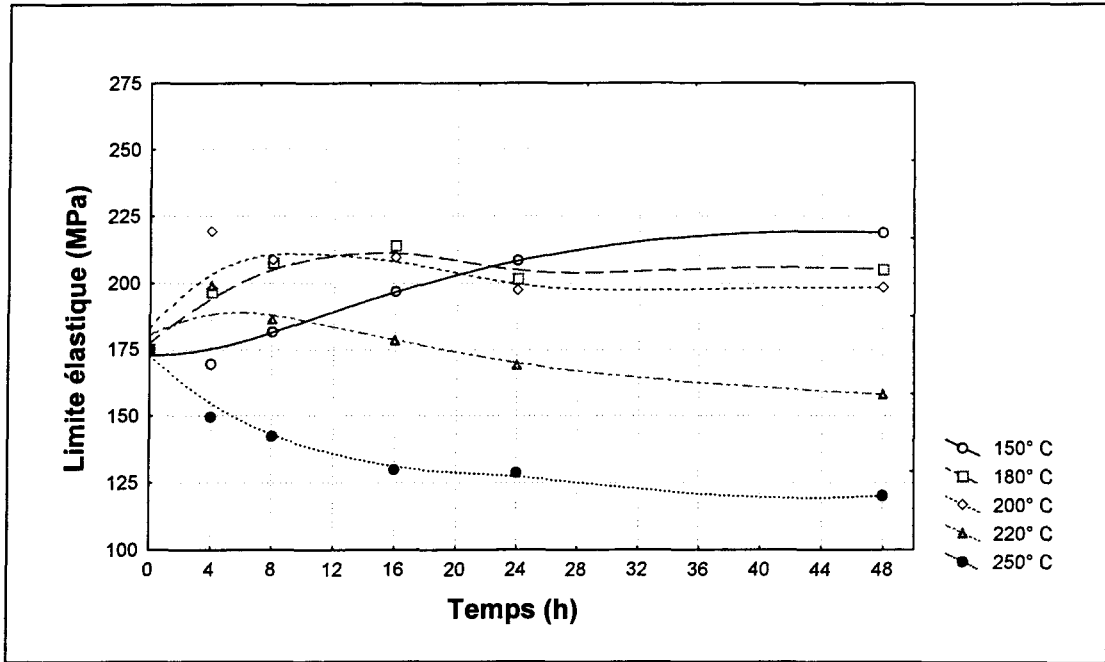


Figure 30 Variation de la limite élastique de l'alliage GMS en fonction du traitement thermique T5.

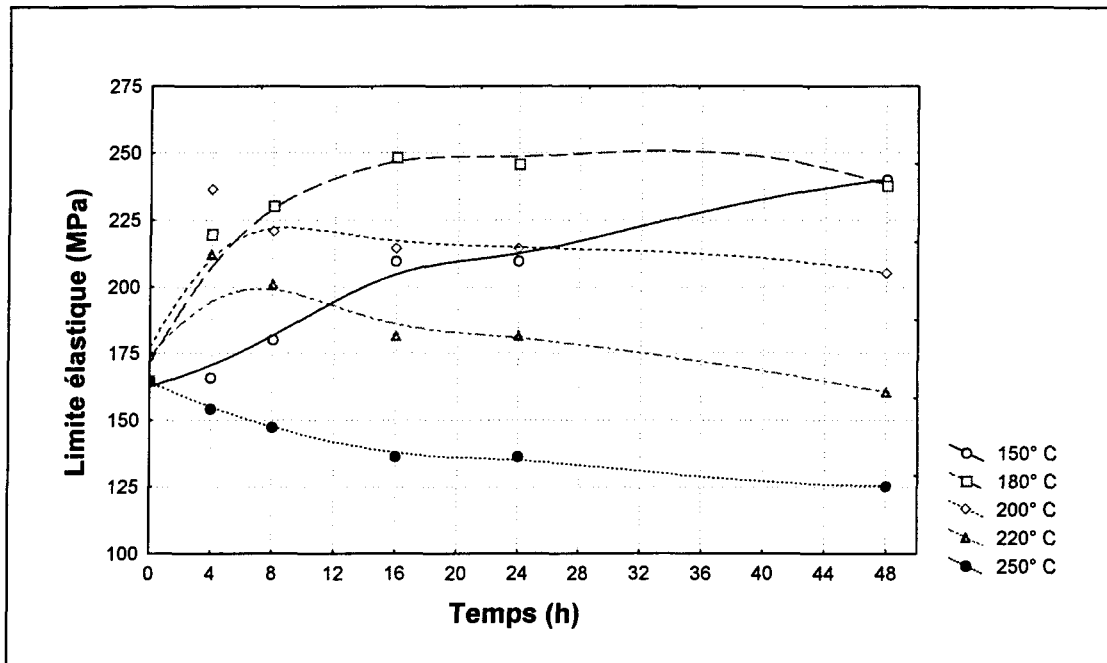


Figure 31 Variation de la limite élastique de l'alliage GMST en fonction du traitement thermique T5.

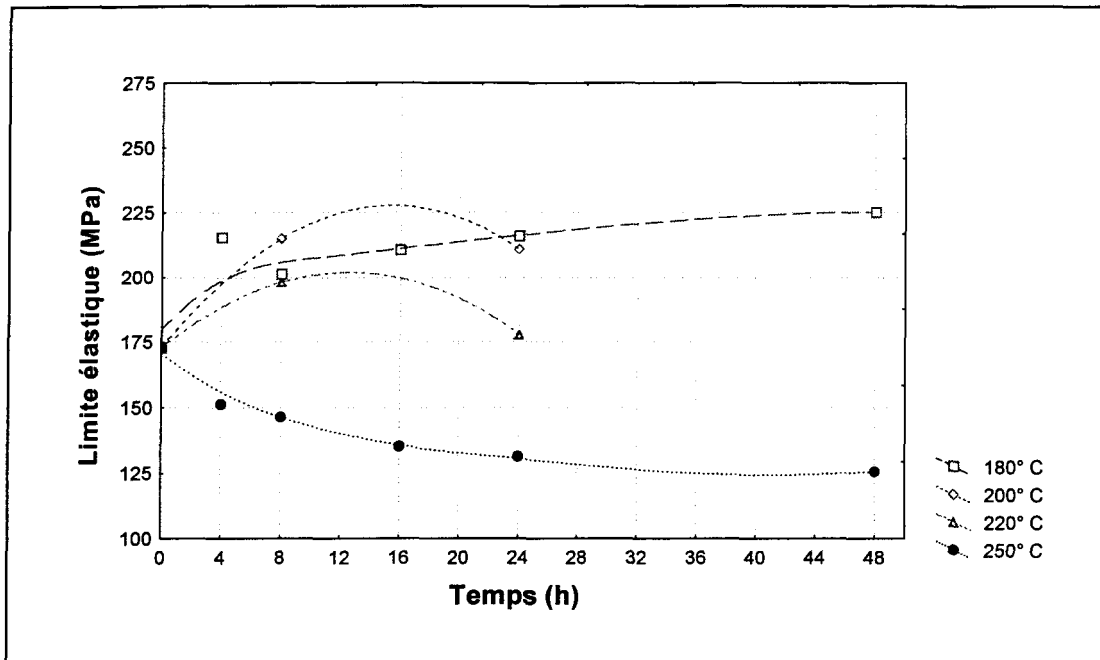


Figure 32 Variation de la limite élastique de l'alliage WM en fonction du traitement thermique T5.

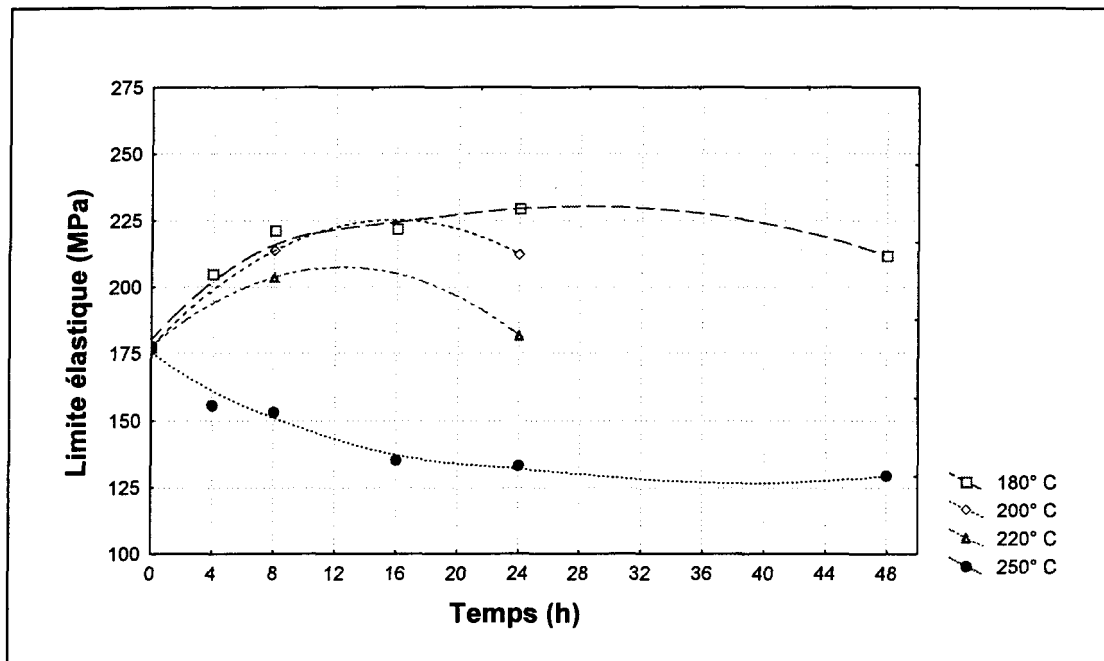


Figure 33 Variation de la limite élastique de l'alliage WMS en fonction du traitement thermique T5.

5.2.1.2 La limite ultime

La limite ultime de l'alliage de base G (figure 34) après coulée affiche une valeur de 218 MPa. On remarque la même tendance pour l'ensemble des températures de vieillissement (150, 180, 200 et 220 °C) soit une légère diminution de la limite ultime à des temps de 4 et 8 heures, ensuite une augmentation jusqu'à 24 heures puis une nouvelle diminution jusqu'à 48 heures. Le maximum est atteint à la température de 180 °C après 24 heures et est de 234 MPa. À la température de vieillissement de 250 °C, on constate comme dans le cas de la limite élastique pour ce même alliage une diminution constante de la limite ultime, le minimum de 189 MPa étant atteint après un temps de 16 heures.

L'alliage GM (figure 35) présente une limite ultime de 227 MPa après coulée. La température de vieillissement de 150 °C montre une augmentation de la valeur de cette dernière jusqu'à un temps de 48 heures. À la température de 180 °C, la valeur de la limite ultime augmente rapidement pour atteindre un maximum de 259 MPa après 16 heures et ensuite celle-ci diminue légèrement jusqu'à 48 heures. La température de 200 °C montre une brève augmentation et une stagnation de la limite ultime au environ de 240 MPa. Celle de 220 °C affiche une très légère augmentation et ensuite une diminution constante jusqu'à un temps de 48 heures. À la température de 250 °C, l'alliage montre un adoucissement immédiat i.e. une baisse continue de la limite ultime jusqu'à un temps de vieillissement de 48 heures. La valeur minimale de cette dernière survient à ce temps et est de 192 MPa.

À la figure 36, l'alliage GMS montre une limite ultime de 210 MPa après coulée. On constate que pour les températures de 150 et 180 °C les deux courbes se confondent jusqu'à un temps de vieillissement de 16 heures, par la suite la courbe représentant la température

de 180 °C subit une diminution pour se stabiliser à une valeur de 205 MPa environ. La limite ultime à la température de 150 °C continue d'augmenter pour atteindre un maximum de 219 MPa après 48 heures. Cette valeur maximale est également atteinte avec un vieillissement de 4 heures à 200 °C. Le vieillissement à la température de 200 °C montre une augmentation de la limite ultime pour un temps de 4 heures suivie immédiatement d'une baisse jusqu'à 24 heures et ensuite d'une légère augmentation à un temps de 48 heures. Les températures de 220 et 250 ° montrent toutes les deux un adoucissement de l'alliage, le minimum de 162 MPa étant atteint après 48 heures à cette deuxième température.

Après coulée de l'alliage GMST (figure 37), celui-ci montre une limite ultime de 219 MPa. La température de 150 °C montre sensiblement la même tendance que pour les alliages précédents soit une augmentation presque constante jusqu'à 48 heures avec un maximum de 253 MPa à ce temps. À la température de 180 °C, on remarque une augmentation suivie d'une légère baisse après 24 heures jusqu'à 48 heures. La température de 200 ° nous montre aussi un maximum après 4 heures de 253 MPa, par la suite il y a une légère diminution jusqu'à 48 heures. La température de 220 ° nous montre sensiblement la même tendance que la précédente mais ici avec des valeurs de limite ultime moindres. Comme toujours, la température de 250 °C présente un adoucissement immédiat de l'alliage avec un minimum de 191 MPa après 48 heures.

Pour l'alliage secondaire WM (figure 38), le traitement de vieillissement T5 ne donne pas de changements significatifs pour la limite ultime. Après coulée, l'alliage WM présente une limite ultime de 208 MPa qui augmente à 225 MPa après un vieillissement de 48

heures à 180 °C. La température de 200 °C montre une légère augmentation de la limite ultime tandis que celle de 220 °C montre une diminution de cette dernière. La valeur minimale se présente à la température de 250 °C et est de 170 MPa après 24 heures.

L'alliage WMS (figure 39) affiche une limite ultime de 204 MPa après coulée. À la température de 180 °C, cette dernière augmente jusqu'à 24 heures et est un maximum de 229 MPa, par la suite on voit une légère baisse. Les températures de 200 et 220 °C montrent une augmentation de la limite ultime jusqu'à un temps de vieillissement de 8 heures suivie d'une diminution, laquelle étant beaucoup plus prononcée pour la température de 220 °C. Pour la température de 250 °C, la limite ultime subit une diminution pour tous les temps de vieillissement et cette dernière est un minimum après 48 heures, soit 173 MPa.

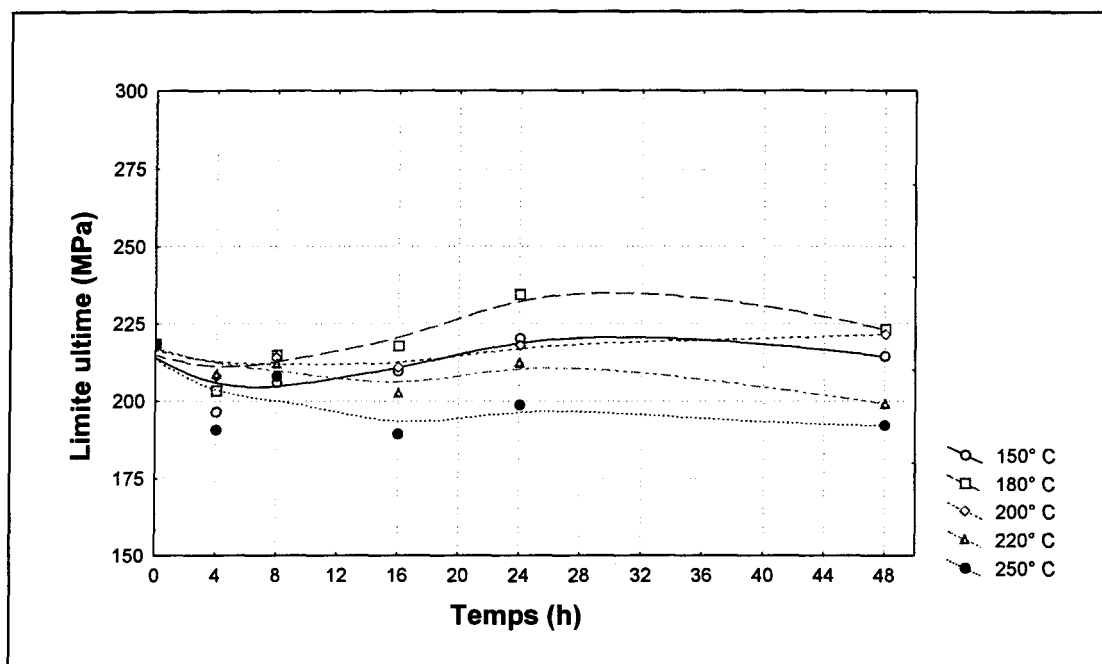


Figure 34 Variation de la limite ultime de l'alliage G en fonction du traitement thermique T5.

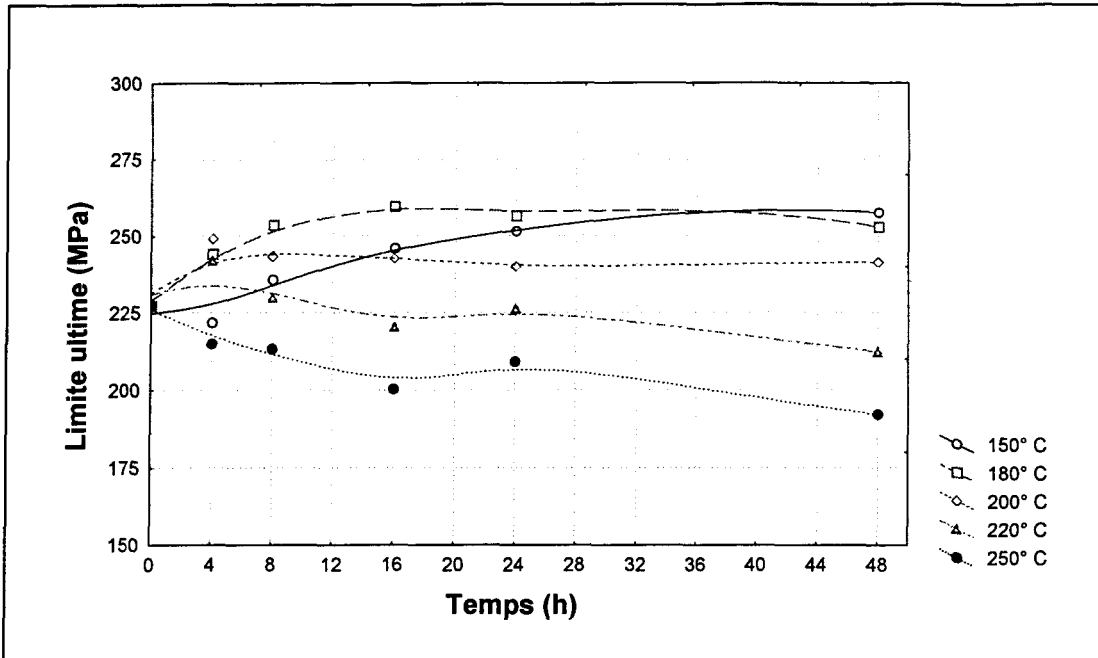


Figure 35 Variation de la limite ultime de l'alliage GM en fonction du traitement thermique T5.

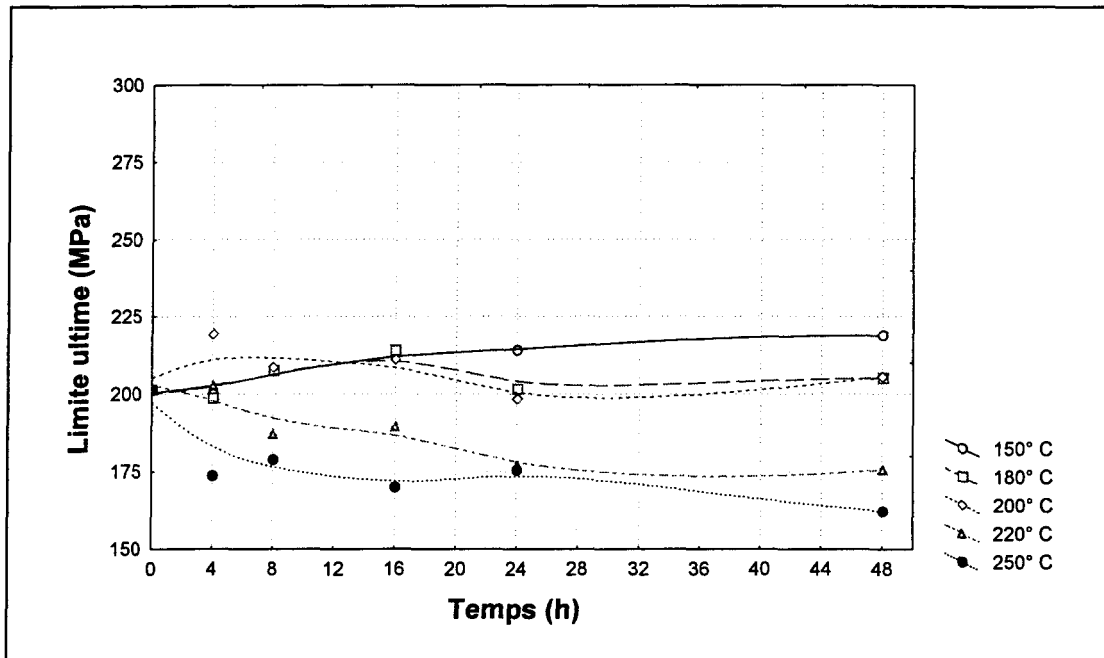


Figure 36 Variation de la limite ultime de l'alliage GMS en fonction du traitement thermique T5.

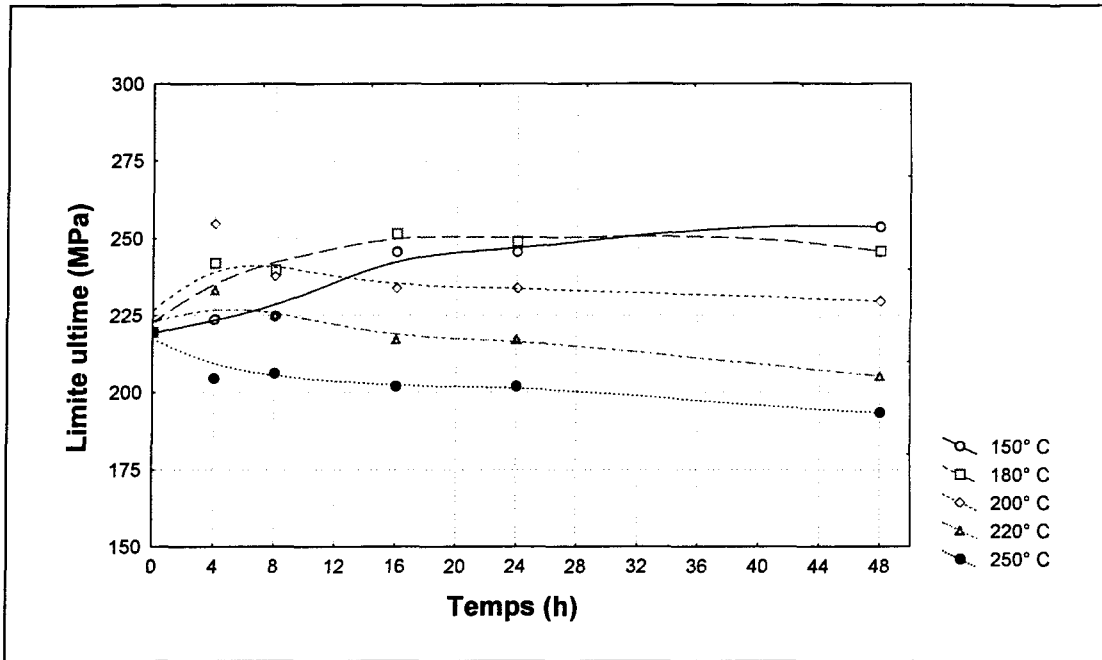


Figure 37 Variation de la limite ultime de l'alliage GMST en fonction du traitement thermique T5.

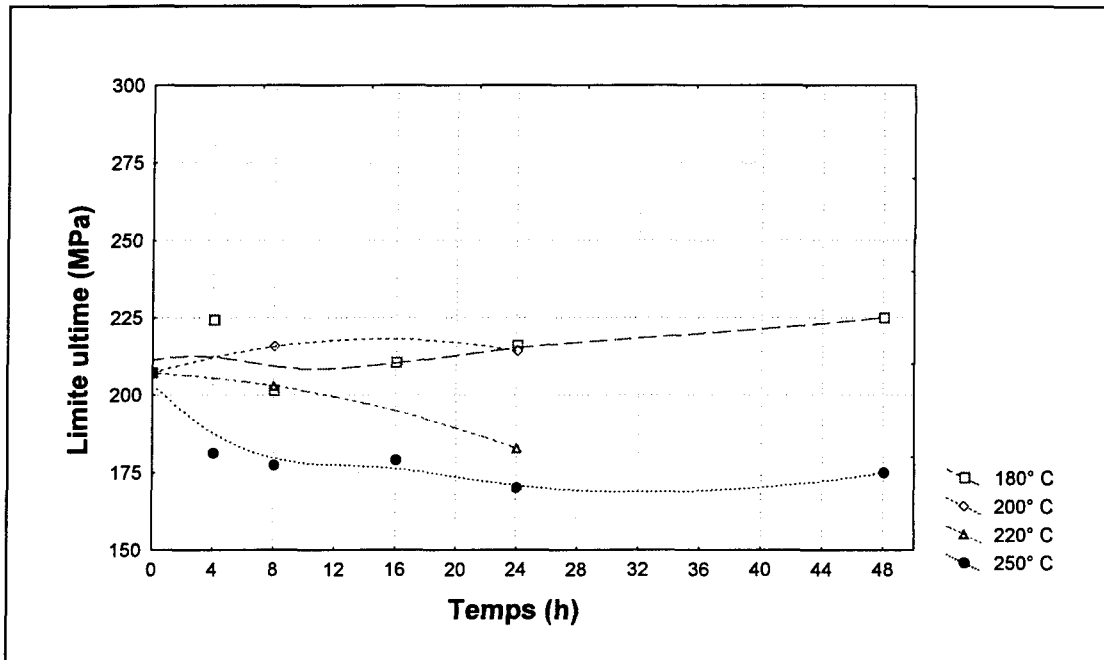


Figure 38 Variation de la limite ultime de l'alliage WM en fonction du traitement thermique T5.

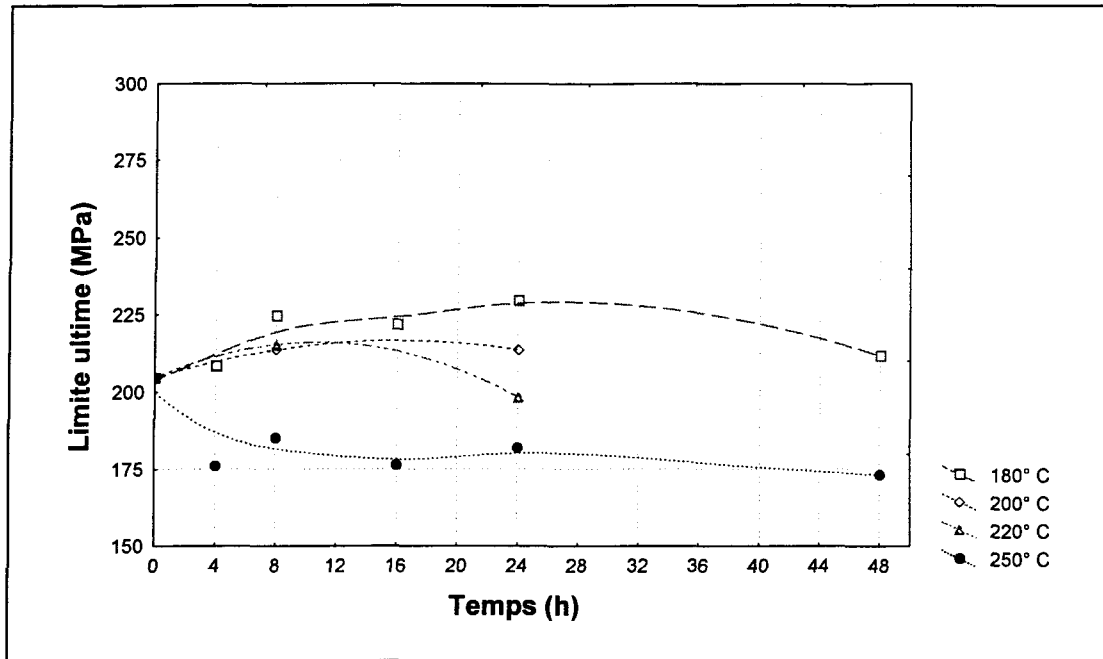


Figure 39 Variation de la limite ultime de l'alliage WMS en fonction du traitement thermique T5.

5.2.1.3 Allongement à la rupture

Après coulée, l'alliage de base G (figure 40) montre un allongement à la rupture de 1.92 %. La température de vieillissement de 150 °C est pour cet alliage, celle qui procure la meilleur ductilité, soit 2.23 % d'allongement après un temps de 8 heures. Par la suite, on remarque pour cette même température une diminution importante du pourcentage d'allongement jusqu'à 48 heures. Pour les autres températures de vieillissement, le pourcentage d'allongement suit sensiblement la même tendance soit une légère diminution jusqu'à 16 heures suivie d'une augmentation à un temps de 24 heures puis de nouveau une diminution jusqu'à 48 heures. Le minimum d'allongement se retrouve à 16 heures à la température de 180 °C et est de 1 %.

L'alliage GM (figure 41) présente après coulée un allongement de 1.07 %. À 150 °C, on assiste à une stagnation de la valeur de l'allongement jusqu'à 8 heures et ensuite une légère diminution jusqu'à 48 heures. La température de 180 °C, montre une rapide baisse de l'allongement de l'alliage GM et ensuite une stagnation de celui-ci au environ de 0.7 % pour les autres temps de vieillissement. Pour la température de 200 °C, on constate encore-là une rapide diminution de l'allongement mais cette fois-ci suivie d'une sensible amélioration de celui-ci jusqu'à 48 heures. La température de 220 °C montre quant à elle une très légère baisse de l'allongement à des temps de vieillissement de 4, 8 et 16 heures et ensuite une amélioration pour les temps de 24 et 48 heures. La température de 250 ° affiche une nette amélioration de la ductilité, le maximum d'allongement se produit à cette température après un temps de 24 heures et est de 2.05 %. Après ce temps on assiste à une petite baisse de ce dernier jusqu'à 48 heures.

L'alliage GMS, présenté à la figure 42, montre un allongement à la rupture de 0.72 % après coulée. À la température de 150 °C, on constate une diminution de cette propriété mécanique jusqu'à 48 heures. Pour les températures de 180, 200 et 220 °C, on voit des valeurs très similaires soit une légère baisse de celles-ci jusqu'à un temps de 8 heures suivie d'une très sensible amélioration après ce dernier temps, le minimum étant atteint à la température de 180 °C après un vieillissement de 8 heures et est de 0.38 %. La température de vieillissement de 250 °C montre quant à elle une bonne amélioration de l'allongement à la rupture comparativement à la condition après coulée. Un maximum de 1.20 % est atteint à celle-ci après un temps de 24 heures.

Pour le dernier des alliages primaires, l'alliage GMST (figure 43), l'allongement après coulée est de 1.17 %, une nette amélioration en comparaison à l'alliage GMS. À la température de 150 °C, on voit une diminution de la ductilité jusqu'à un temps de 48 heures. La température de vieillissement de 180 °C présente elle aussi une baisse de la ductilité et on remarque pour ce cas une valeur minimale d'allongement de 0.60 % après 8 heures. Pour les temps suivants et ce jusqu'à 48 heures, l'allongement semble se stabiliser autour de cette valeur. Les températures de 200 et 220 °C montrent la même tendance, petite diminution de l'allongement suivie d'une faible augmentation jusqu'à 48 heures. Les valeurs de ce dernier étant supérieures pour la température de 220 °C. Et comme dans tous les autres alliages primaires précédents, la température de 250 °C montre une grande amélioration de l'allongement à la rupture. On constate un maximum après un vieillissement de 48 heures dont la valeur est de 1.83 %.

L'alliage secondaire WM (figure 44) montre après coulée de celui-ci un allongement à la rupture de 0.77 %. Les températures de 180, 200 et 220 °C montrent toutes une diminution de la ductilité, celle de 180 °C affichant le minimum de 0.37 % d'allongement après 8 heures de vieillissement. À la température de 250 °C, on voit une petite amélioration de l'allongement qui passe par un maximum de 1.17 % après un temps de 48 heures.

Quant à l'alliage WMS (figure 45), ce dernier présente après coulée, un allongement à la rupture de 0.69 %. La température de 180 °C donne une légère baisse de ce dernier jusqu'à 8 heures et ensuite l'allongement se maintient à environ 0.50 % jusqu'à 48 heures. Le minimum de ductilité est atteint après 8 heures à 180 °C et également à la température de 200 °C. Cette dernière température montre sensiblement la même tendance que celle de 180 °C. À la température de 220 °C, on constate que l'allongement ne change pratiquement pas après vieillissement. Pour la température de vieillissement de 250 °C, encore-là on assiste à une amélioration de la ductilité de l'alliage, la valeur maximale étant de 1.19 % d'allongement après un temps de 24 heures.

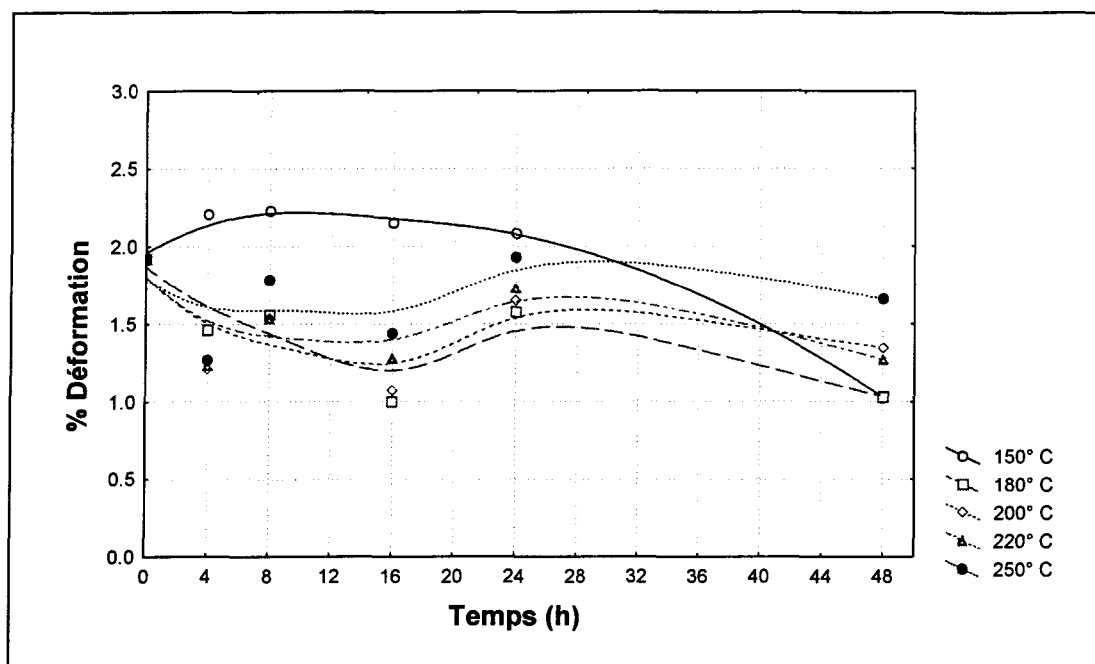


Figure 40 Variation de l'allongement à la rupture de l'alliage G en fonction du traitement thermique T5.

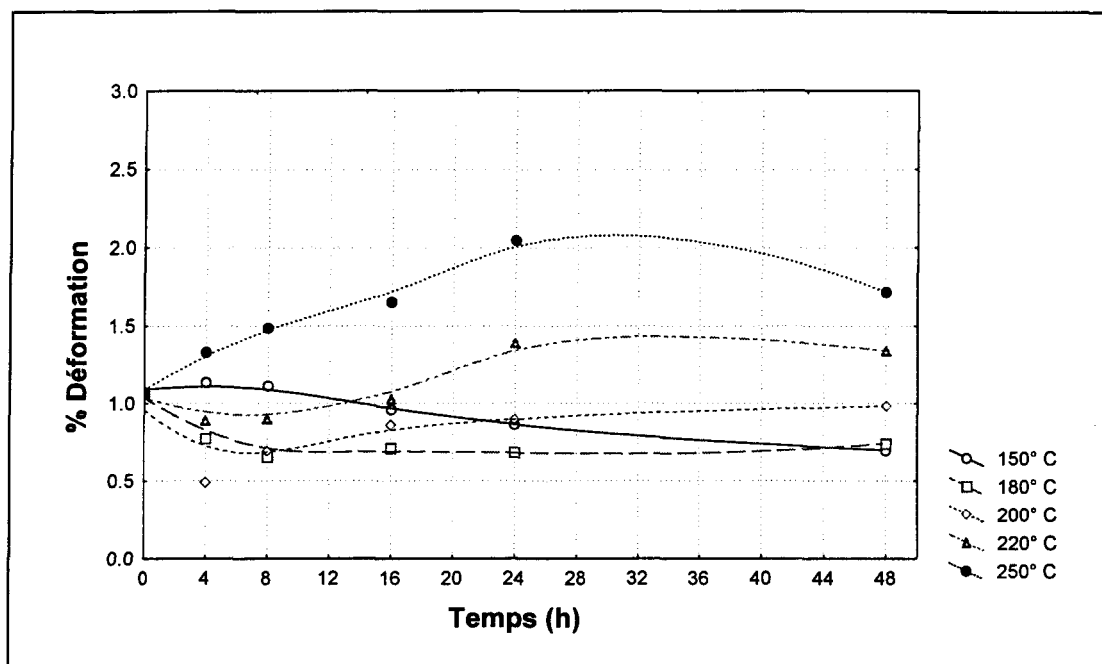


Figure 41 Variation de l'allongement à la rupture de l'alliage GM en fonction du traitement thermique T5.

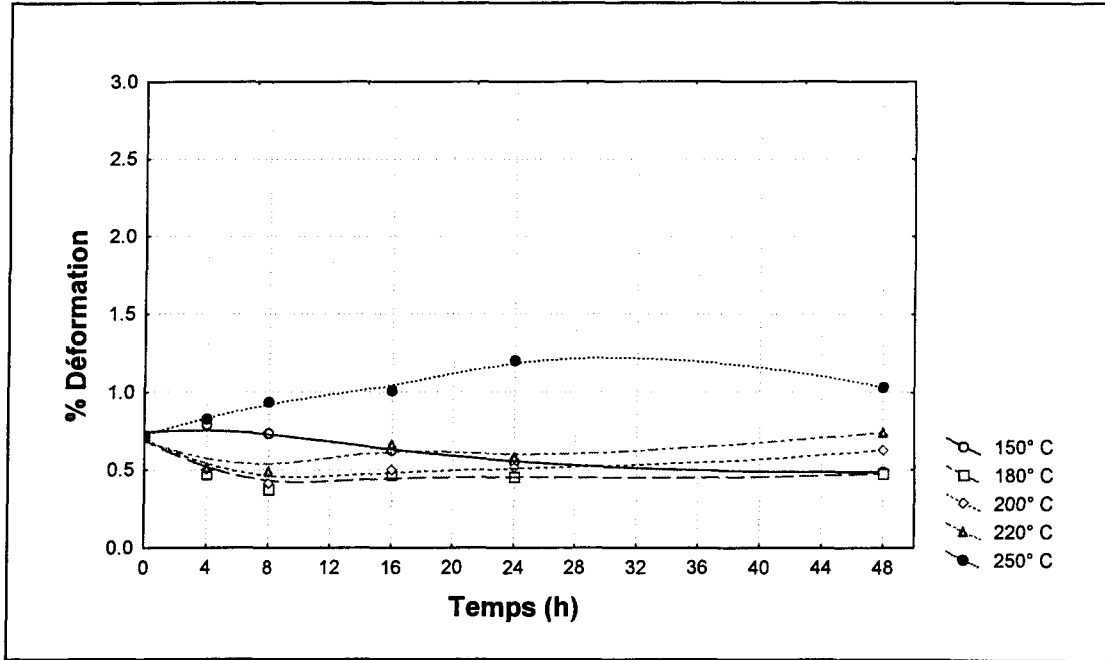


Figure 42 Variation de l'allongement à la rupture de l'alliage GMS en fonction du traitement thermique T5.

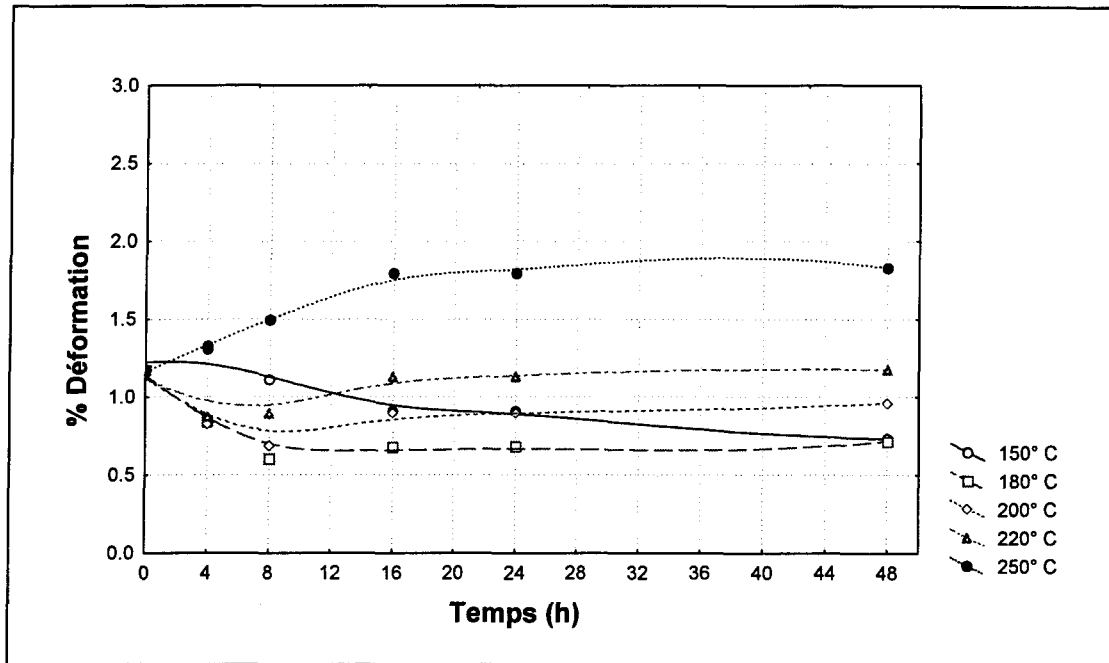


Figure 43 Variation de l'allongement à la rupture de l'alliage GMST en fonction du traitement thermique T5.

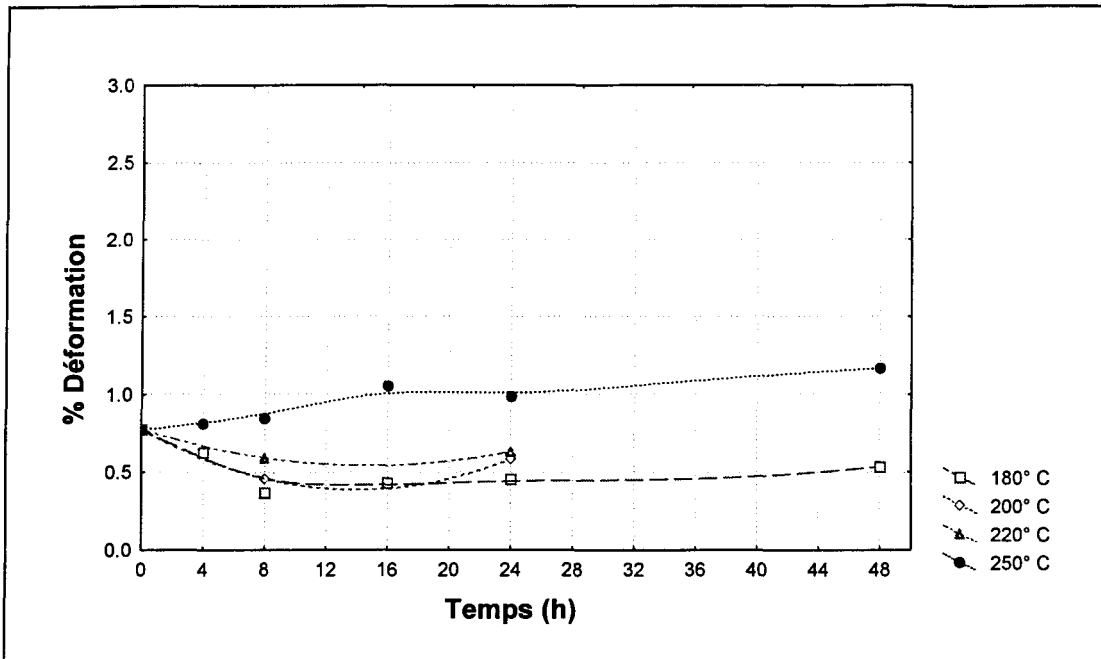


Figure 44 Variation de l'allongement à la rupture de l'alliage WM en fonction du traitement thermique T5.

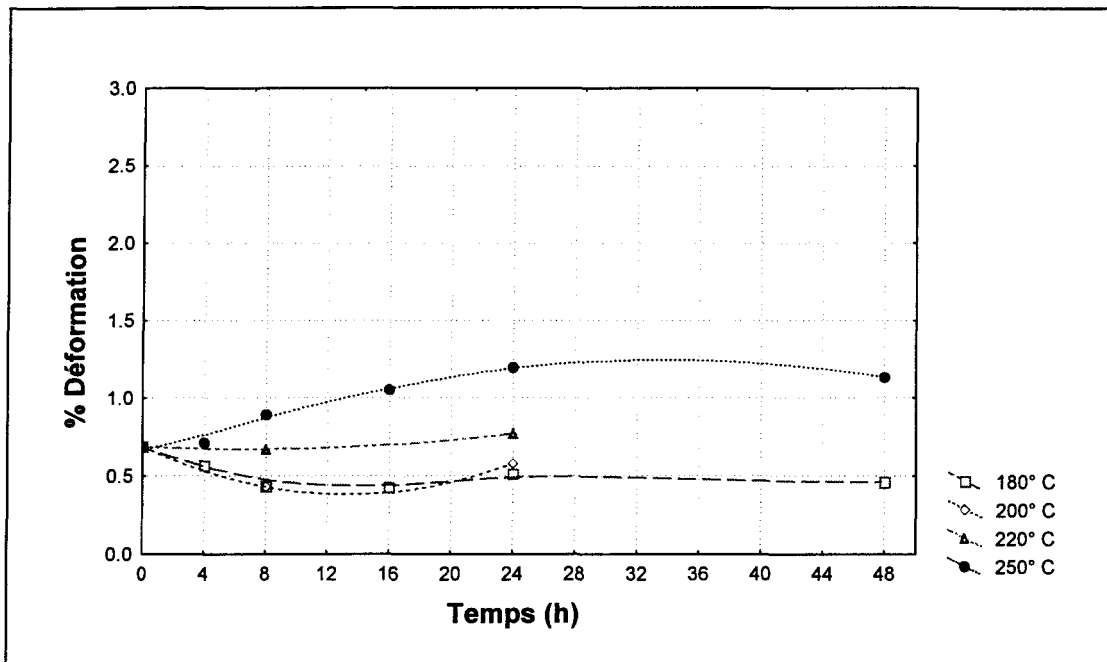


Figure 45 Variation de l'allongement à la rupture de l'alliage WMS en fonction du traitement thermique T5.

5.2.2 Traitements thermiques T6

Les figures 34 à 39 montrent les résultats des propriétés mécaniques de traction pour les mêmes alliages que précédemment, ce après avoir subit le traitement thermique T6. Le temps 0 heure représente la condition après une mise en solution de 8 heures à 505 °C et une trempe à l'eau chaude (≈ 60 °C).

5.2.2.1 La limite élastique

Après mise en solution et trempe, l'alliage de base G (figure 46) présente une limite élastique de 167 MPa. La courbe de la température de 150 °C montre une grande amélioration de celle-ci et atteint un maximum de 337 MPa après un vieillissement de 48 heures. Les températures de 180 et 200 °C donnent sensiblement les mêmes valeurs, on remarque une augmentation rapide jusqu'à un temps de 8 heures et ensuite une valeur constante jusqu'à 48 heures. La température de 220 °C affiche une tendance similaire aux températures précédentes mais avec des résultats beaucoup moindres. Quant à la température de 250 °C, on voit une très légère amélioration de la limite élastique après un temps de 4 heures suivie d'une baisse jusqu'à 48 heures où un minimum est atteint (137 MPa).

L'alliage GM (figure 47) a une limite élastique de 213 MPa à la condition après mise en solution et trempe. La courbe représentant la température de 150 °C montre une amélioration presque constante de la limite élastique jusqu'à 24 heures et ensuite subit une légère diminution à 48 heures. À la température de 180 °C, on remarque une grande augmentation de la limite élastique au temps de vieillissement de 4 heures (maximum de

414 MPa), par la suite on assiste à une faible décroissance de celle-ci jusqu'à 48 heures. Les températures de 200 et 220 °C présentent une tendance similaire soit une augmentation pour les temps de 4 et 8 heures suivie d'une baisse à 16 heures et d'un plateau. Les valeurs dans le cas de cette première température étant supérieures à la seconde. Pour ce qui est de la température de vieillissement de 250 °C, on voit une baisse de la limite élastique jusqu'à 48 heures où à ce temps elle est un minimum (144 MPa).

Pour l'alliage GMS (figure 48), on retrouve une limite élastique de 202 MPa après mise en solution et trempe. La température de vieillissement de 150 °C améliore de beaucoup celle-ci, on remarque une augmentation de l'ordre de 60 % après un temps de 24 heures et par la suite une valeur presque constante jusqu'à 48 heures. Après 4 heures à la température de 180 °C, on note un maximum de 350 MPa. Ensuite, la courbe représentant cette température décroît quelque peu jusqu'à un temps de 24 heures pour se stabiliser au-dessus de 300 MPa jusqu'à 48 heures. Les températures de 200 et 220 °C montrent à peu près la même tendance que celle de 180 °C mais avec des valeurs un peu inférieures. La température de 250 °C décroît sans cesse la limite élastique de l'alliage GMS et donne un minimum de 146 MPa après 48 heures de vieillissement.

L'alliage GMST (figure 49) montre une limite élastique (206 MPa) sensiblement semblable à celle de l'alliage précédent après mise en solution et trempe. Le vieillissement dans le cas de cet alliage donne une remarquable amélioration de la limite élastique. À la température de 150 °C, on remarque une croissance constante jusqu'à 24 heures puis un maximum de 400 MPa après 48 heures. Ce maximum est presque atteint à des temps de 4 et 8 heures à la température 180 °C, par la suite, la limite élastique à cette température

diminue à environ 335 MPa vers 24 heures puis se maintient à cette valeur jusqu'à 48 heures. Aux températures de 200 et 220 °C, on voit une tendance similaire, une augmentation jusqu'à 8 heures suivie d'une très faible diminution jusqu'à 48 heures. On voit une très faible amélioration de la limite élastique après 4 heures de vieillissement à 250 °C puis une détérioration de celle-ci jusqu'à 48 heures (minimum de 137 MPa).

Dû encore-là à un manque de matériau pour les alliages secondaires et suite aux résultats obtenus lors du traitement thermique T5, seul les températures de vieillissement de 180 et 250 °C ont été effectués.

L'alliage WM (figure 50) après mise en solution et trempe à une limite élastique de 182 MPa. Avec la température de vieillissement de 180 °C, on voit une rapide amélioration de cette propriété dès 4 heures, une valeur presque constante jusqu'à 16 heures et ensuite une diminution à 24 heures pour finir avec une faible croissance jusqu'à 48 heures. La limite élastique maximale étant atteinte après 16 heures à cette température. La température de 250 °C ne fait que détériorer cette dernière et on retrouve un minimum après 48 heures de 125 MPa.

Pour le dernier des alliages secondaires, WMS (figure 51), la limite élastique à la condition après mise en solution et trempe à une valeur de 185 MPa. La température de vieillissement de 180 °C améliore un peu celle-ci à de courts temps de vieillissement pour ensuite la maintenir à peu près constante. Le maximum (282 MPa) se retrouvant après 24 heures. Pour ce qui est de la température de 250 °C, on voit une diminution marquée de la résistance de l'alliage i.e. diminution de la limite élastique. À cette température après un temps de vieillissement de 48 heures, on remarque le minimum soit 125 MPa.

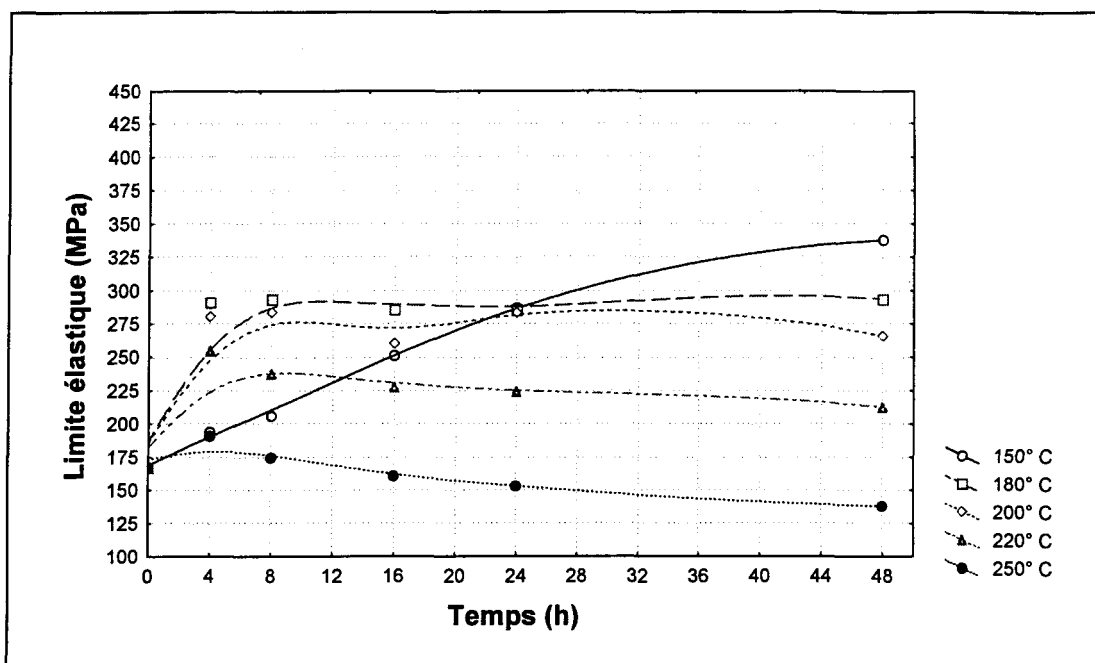


Figure 46 Variation de la limite élastique de l'alliage G en fonction du traitement thermique T6.

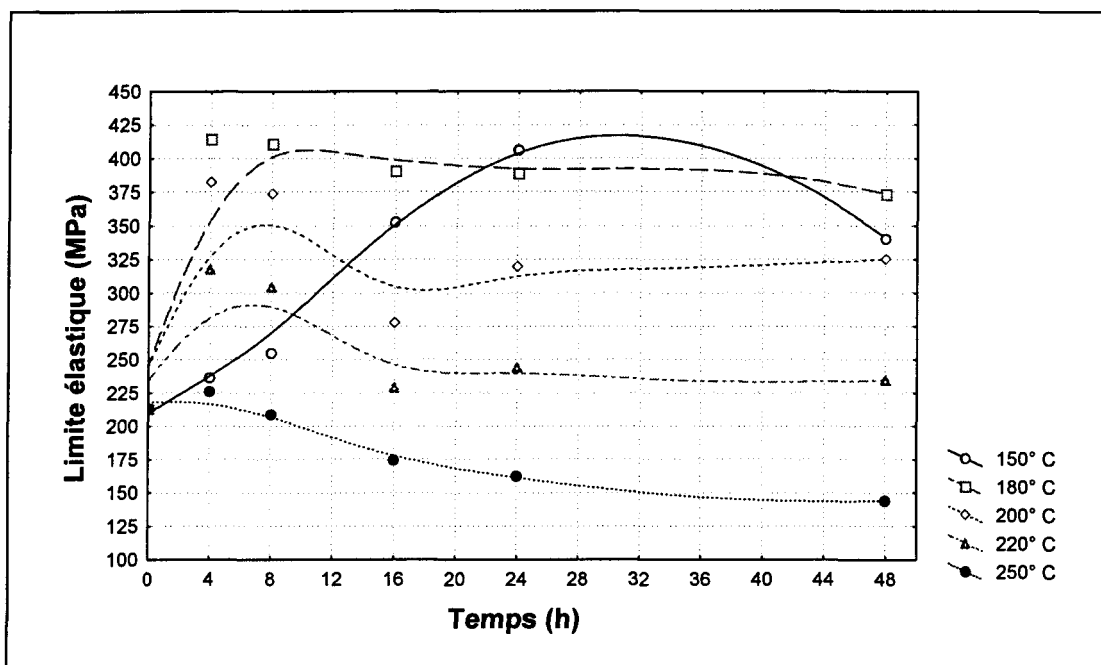


Figure 47 Variation de la limite élastique de l'alliage GM en fonction du traitement thermique T6.

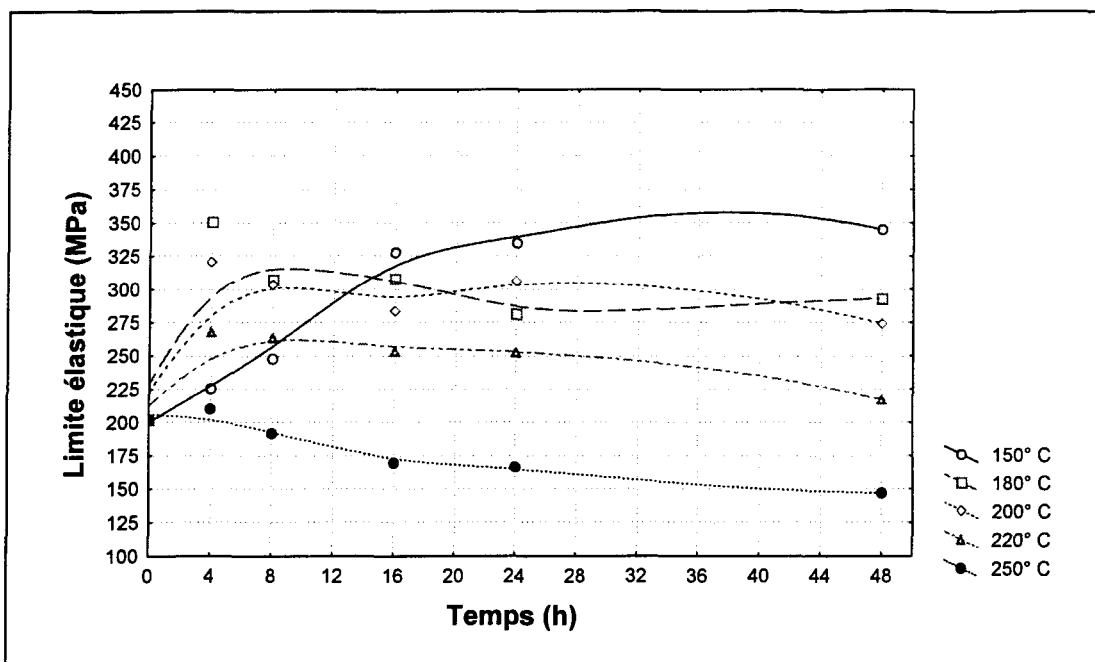


Figure 48 Variation de la limite élastique de l'alliage GMS en fonction du traitement thermique T6.

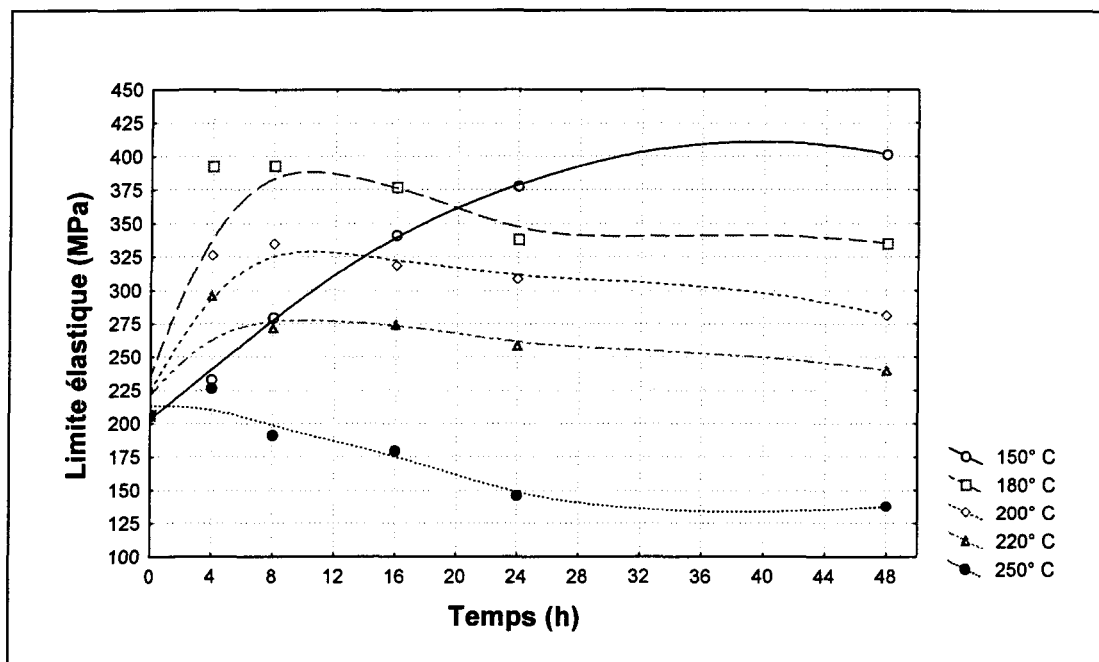


Figure 49 Variation de la limite élastique de l'alliage GMST en fonction du traitement thermique T6.

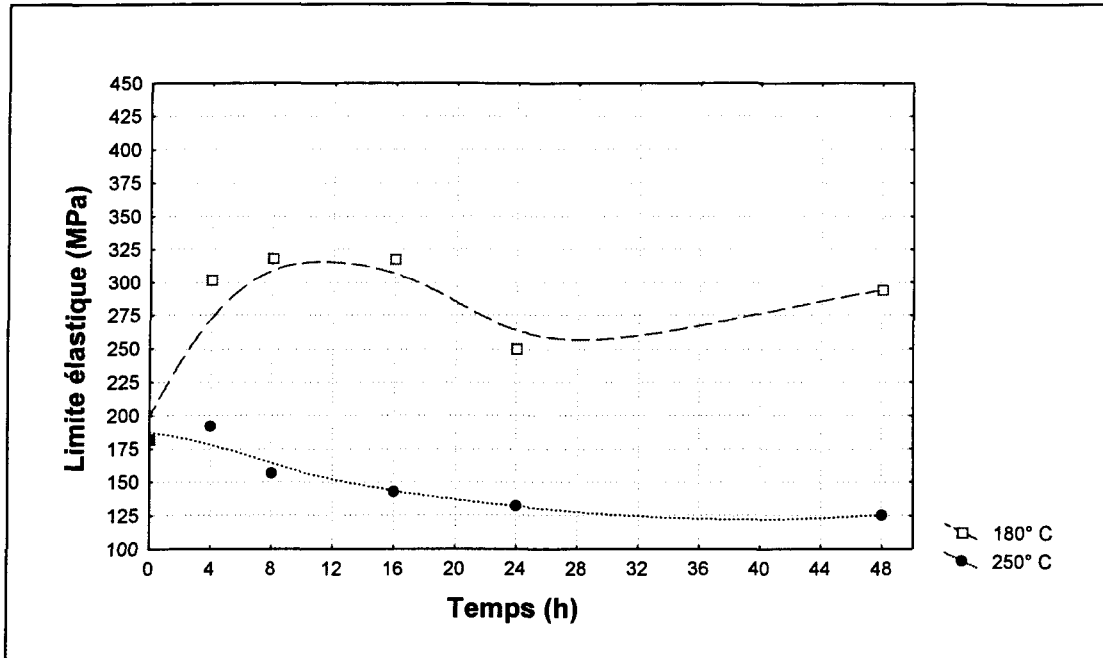


Figure 50 Variation de la limite élastique de l'alliage WM en fonction du traitement thermique T6.

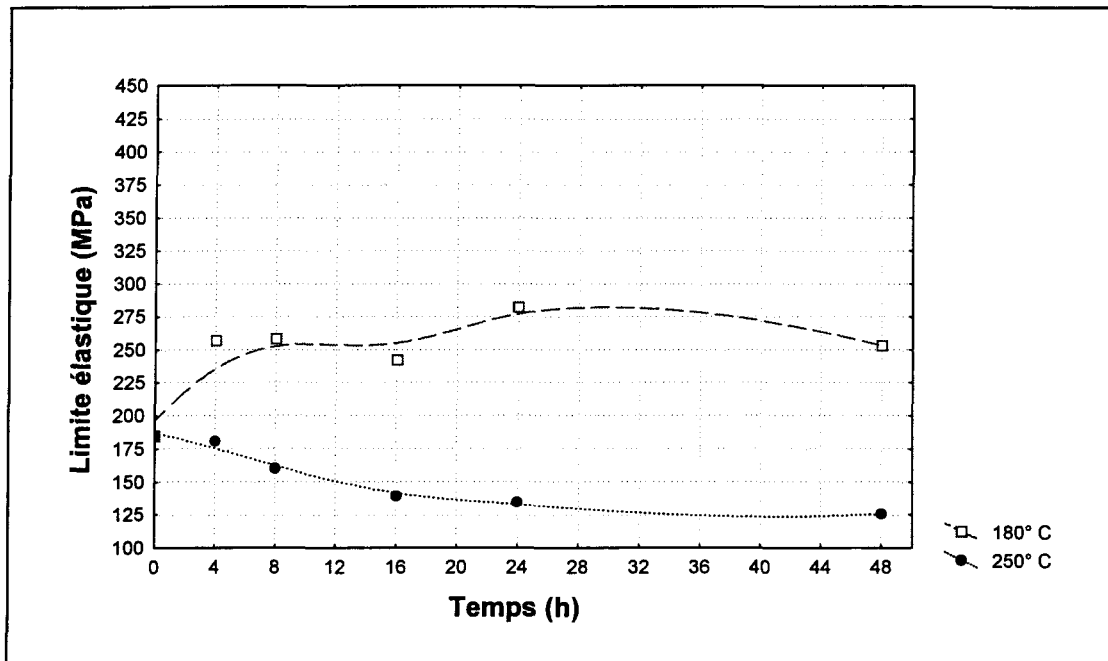


Figure 51 Variation de la limite élastique de l'alliage WMS en fonction du traitement thermique T6.

5.2.2.2 La limite ultime

À la condition après mise en solution et trempe, l'alliage de base G (figure 52) à une limite ultime de 283 MPa. Le vieillissement à la température de 150 °C montre une petite diminution de cette dernière pour les temps de 4 et 8 heures puis ensuite une amélioration jusqu'à 48 heures (maximum de 340 MPa). Aux températures de 180 et de 200 °C, on ne remarque pas d'amélioration significative en comparaison avec la condition initiale, la valeur de la limite ultime reste presque la même pour tous les temps de vieillissement. À la température de 220 °C on voit une amélioration marquée après 24 heures et une stagnation par la suite. La température de 250 °C montre immédiatement une diminution qui finit par un minimum de 212 MPa au temps de vieillissement de 48 heures.

L'alliage GM (figure 53) affiche 325 MPa de limite ultime à la condition après mise en solution et trempe. Avec un vieillissement à 150 °C, on constate une amélioration de cette propriété mécanique jusqu'à 24 heures et ensuite une baisse jusqu'à 48 heures. La courbe de vieillissement de la température de 180 °C est caractérisée par une rapide augmentation de la limite ultime suivie d'une légère diminution jusqu'à 48 heures. Le maximum atteint étant à cette température dès 4 heures (420 MPa). La température de vieillissement de 220 °C présente une augmentation à 4 heures suivie d'une diminution jusqu'à 16 heures et ensuite on voit de nouveau une faible augmentation jusqu'à 48 heures. Les deux dernières températures soit celles de 220 et 250 °C montrent toutes les deux un adoucissement de l'alliage dès les premiers instants du vieillissement, la température de 220 °C montrant des valeurs quelque peu supérieures. Dans ce cas la valeur minimale de la limite ultime est à 24 heures à la température de 250 °C (225 MPa).

À la figure 54, après mise en solution et trempe, l'alliage GMS à une limite ultime de 236 MPa. À la température de 150 °C, la limite ultime augmente quelque peu après 4 heures et de beaucoup après 8 heures pour ensuite se stabiliser à environ 340 MPa. Les températures de vieillissement de 180 et 200 °C présentent à peu près la même tendance. Le maximum étant atteint à cette première température et est de 350 MPa. La température de 220 °C ne présente pas d'amélioration significative de la limite ultime, la valeur de celle-ci augmente quelque peu à des courts temps de vieillissement pour ensuite diminuer sous la valeur de la condition initiale. Pour la température de 250 °C, on voit tout de suite après 4 heures une diminution puis la limite ultime se maintient pour les autres temps de vieillissement près de 210 MPa. Un minimum de 207 MPa de cette dernière est atteint après 24 heures à cette même température.

La limite ultime de l'alliage GMST (figure 55) est de 307 MPa après mise en solution et trempe. À la température de 150 °C, on remarque une augmentation de cette dernière jusqu'à 48 heures et qui à ce temps est la valeur maximale de la limite ultime atteinte pour cet alliage (401 MPa). Comme dans le cas de la limite élastique de cet alliage, cette valeur maximale est presque atteinte à la température de 180 °C après des temps de vieillissement de 4 et 8 heures. Ensuite à cette même température, on voit une détérioration de la limite ultime qui finit par se maintenir à environ 336 MPa de 24 à 48 heures. Une légère augmentation à des temps faibles suivie d'une baisse jusqu'à 48 heures caractérisent la courbe de la température de 220 °C. La température de 250 °C quant à elle montre une nette détérioration de la limite ultime et on rencontre le minimum après 48 heures (208 MPa).

La limite ultime de l'alliage WM (figure 56) suit la même tendance que sa limite élastique dû bien sûr à de faible pourcentage d'allongement à la rupture. Cet alliage présente après mise en solution et trempe une limite ultime de 244 MPa. On retrouve la valeur maximale (318 MPa) après un vieillissement de 8 heures à 180 °C et un minimum (183 MPa) après 48 heures à 250 °C

Comme c'est le cas pour l'alliage précédent, les valeurs de la limite ultime de l'alliage WMS (figure 57) pour les différents temps de vieillissement se confondent avec celles de la limite élastique dû aux faibles allongements à la rupture observés. Après mise en solution et trempe, on retrouve une limite ultime de 234 MPa et cette dernière augmente de quelque peu à la température de 180 °C pour les autres temps de vieillissement, le maximum étant à 24 heures (280 MPa). La température de vieillissement de 250 °C montre quant à elle une baisse assez rapide de la limite ultime qui passe par un minimum de 150 MPa après un temps de 48 heures.

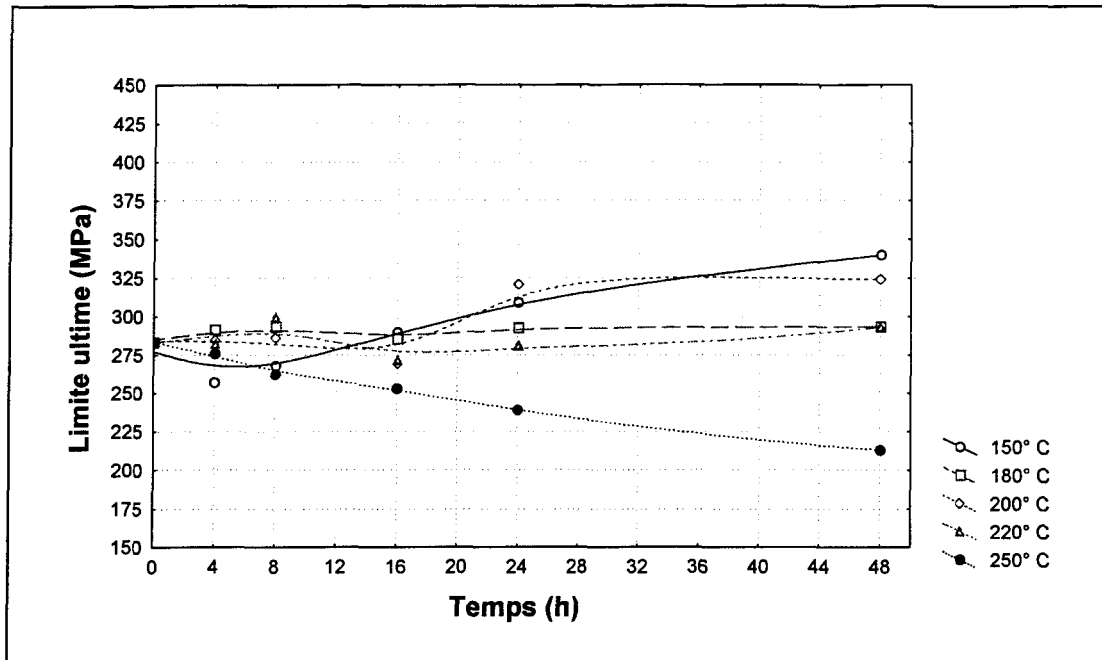


Figure 52 Variation de la limite ultime de l'alliage G en fonction du traitement thermique T6.

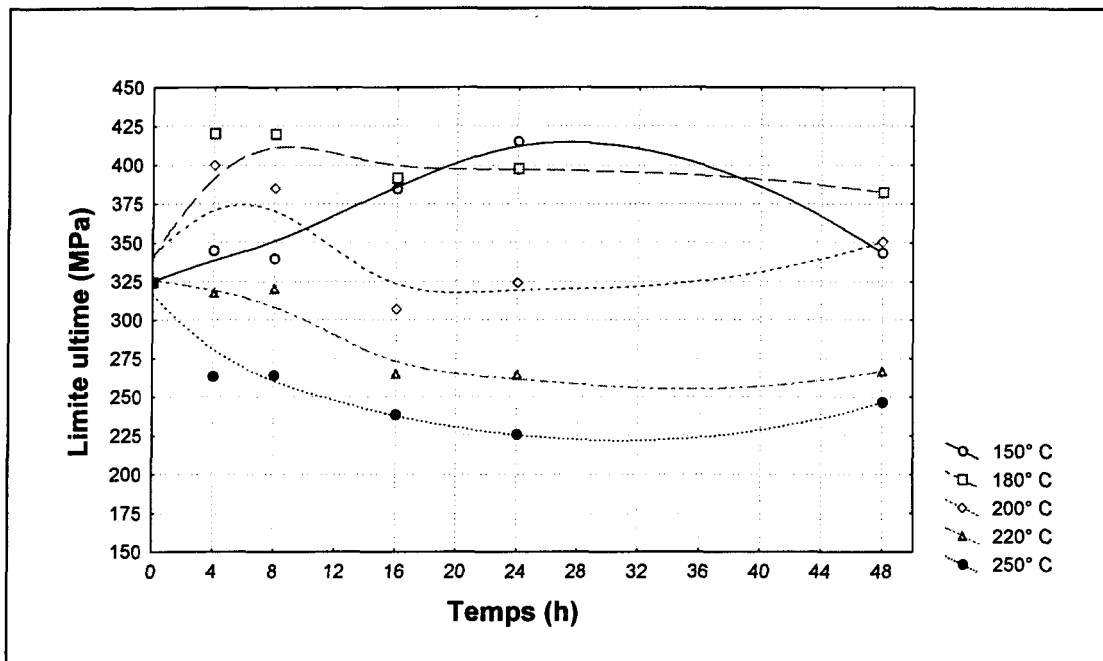


Figure 53 Variation de la limite ultime de l'alliage GM en fonction du traitement thermique T6.

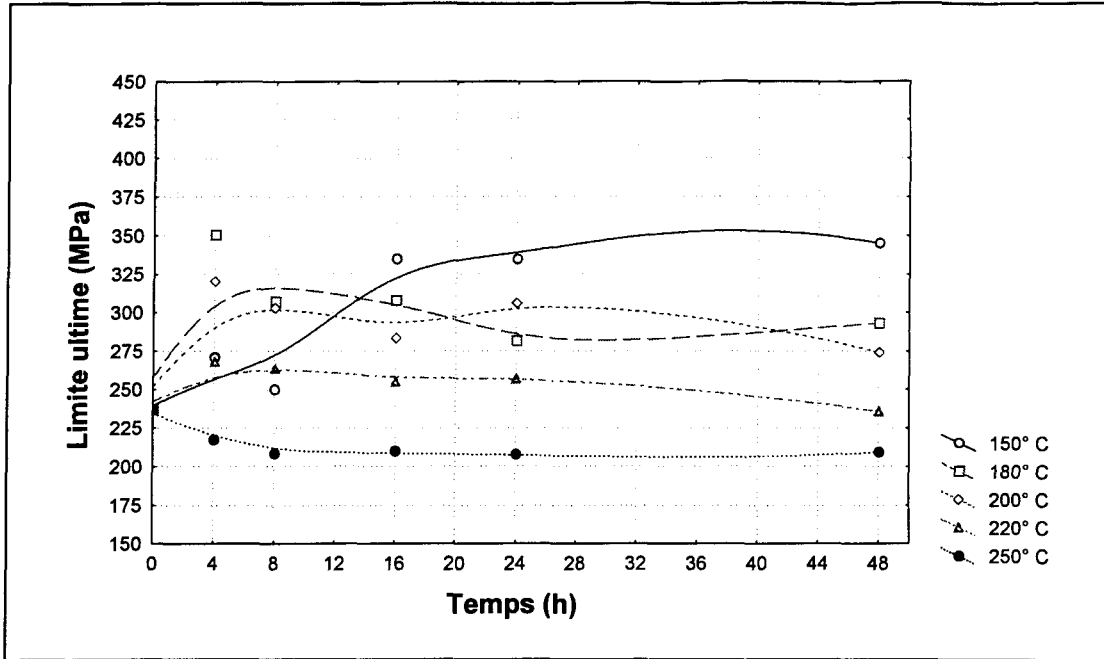


Figure 54 Variation de la limite ultime de l'alliage GMS en fonction du traitement thermique T6.

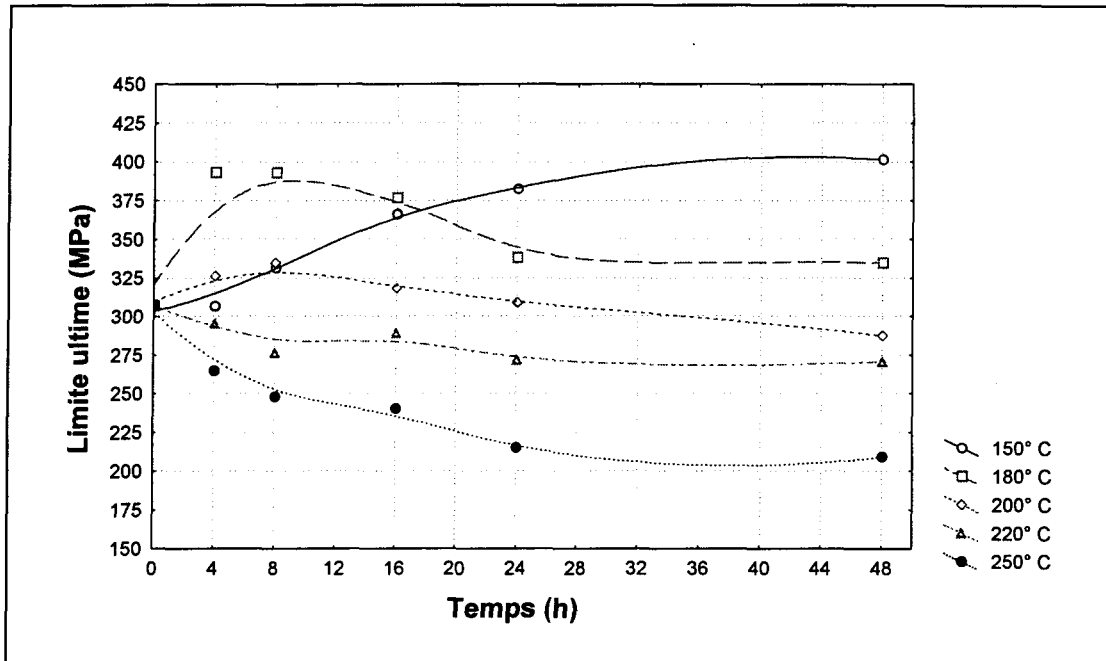


Figure 55 Variation de la limite ultime de l'alliage GMST en fonction du traitement thermique T6.

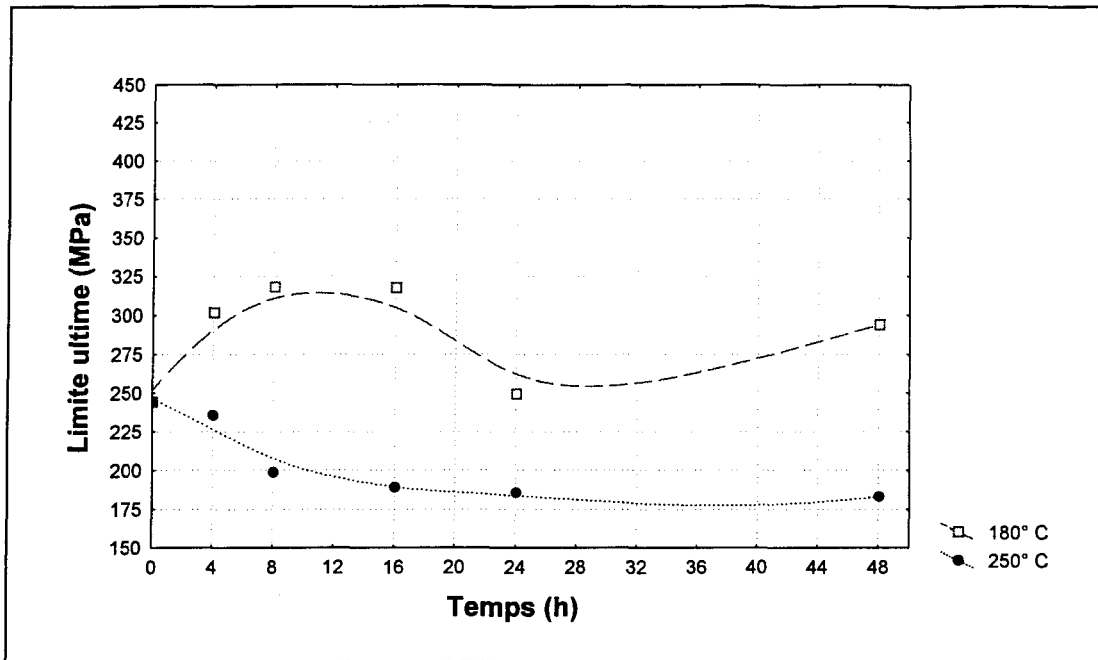


Figure 56 Variation de la limite ultime de l'alliage WM en fonction du traitement thermique T6.

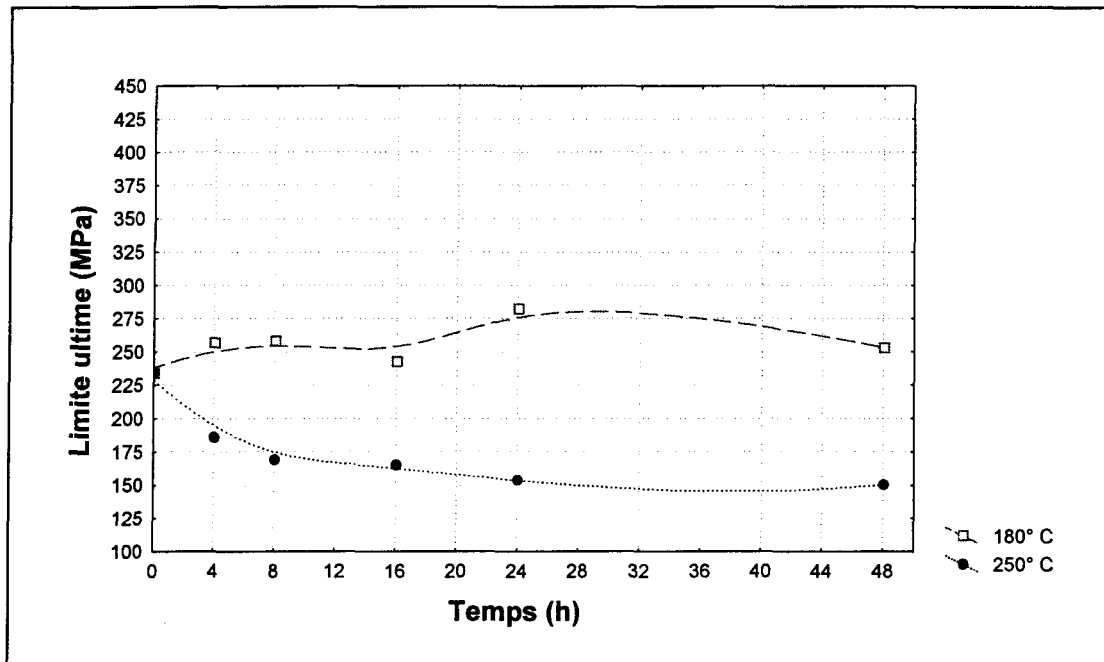


Figure 57 Variation de la limite ultime de l'alliage WMS en fonction du traitement thermique T6.

5.2.2.3 Allongement à la rupture

L'allongement à la rupture de l'alliage de base G (figure 58) est de 4.11 % à la condition après mise en solution et trempe. Le vieillissement à 150 °C présente une très grande diminution de l'allongement dès 4 heures et ce dernier continue de décroître jusqu'à 48 heures. Tout comme la température précédente, celle de 180 °C montre une importante baisse dès un temps de vieillissement de 4 heures et la valeur de l'allongement est ensuite constante (environ 0.55 %) jusqu'à 48 heures. Le minimum de 0.52 % étant à cette température à un temps de 16 heures. La température de 200 °C suit sensiblement celle de 180 °C pour les temps de 4 et 8 heures, mais on voit une nette amélioration de l'allongement après 16 heures et qui continue jusqu'à 48 heures. À la température de 220 °C, la diminution aux courts temps de vieillissement est inférieure à celle de 180 et 220 °C et par la suite on constate une bonne augmentation qui finit avec un maximum à 48 heures de 2.58 % d'allongement. On retrouve également à peu près ce maximum après un temps de 16 heures à la température de 250 °C. Cette dernière température montre aussi une baisse de la ductilité mais beaucoup moindre comparativement aux autres températures.

Après mise en solution et trempe, l'alliage primaire GM (figure 59) à un allongement à la rupture de 3.32 %. On obtient une sensible amélioration de cette valeur après 4 heures à 150 °C qui représente le maximum (3.60 %) atteint pour cet alliage. Par la suite, toujours pour cette température de vieillissement, on assiste à une rapide détérioration de la ductilité jusqu'à 48 heures. Les courbes des températures de 180, 200 et 220 °C montrent toutes la même tendance, rapide diminution suivie d'un plateau qui se situe au environ de 1 %

d'allongement à la rupture. Ce dernier est à son minimum après un temps de 4 heures à la température de 220 °C et est de 0.60 %.

L'allongement à la rupture de l'alliage GMS (figure 60) est très faible, c'est pourquoi les valeurs de la limite élastique et de la limite ultime se confondent très souvent après vieillissement. Après la mise en solution et la trempe, cet alliage présente seulement un allongement de 1.02 %. À la température de 150 °C, on voit une très faible augmentation après 4 heures puis pour les autres temps de vieillissement, l'allongement descend près de 0.5 %. On remarque que pour les températures de 180, 200 et 220 °C, l'allongement à la rupture diminue également près de 0.5 % pour se maintenir à cette valeur jusqu'à 48 heures. Pour cet alliage la valeur minimale de l'allongement à la rupture est de 0.40 % après un vieillissement de 24 heures à 180 °C.

Suite à la mise en solution et la trempe, l'alliage GMST (figure 61) à un allongement à la rupture de 3.18 %. Le vieillissement à la température de 150 °C fait baisser l'allongement progressivement jusqu'à 48 heures. Les températures de 180, 200 et 220 °C montrent toutes la même tendance soit une diminution rapide dès 4 heures suivie d'une valeur d'allongement quasiment constante sauf peut être à la température de 220 °C où on constate une faible amélioration à 48 heures. C'est à cette température également qu'on retrouve le minimum d'allongement à la rupture soit 0.63 % après 4 heures. Quant à la température de 250 °C, la baisse de l'allongement est beaucoup moins marquée que pour les trois températures précédentes, après 8 heures on voit une petite amélioration de celui-ci jusqu'à 48 heures. C'est à ce temps et cette température que l'on retrouve le maximum d'allongement après vieillissement de l'alliage soit une valeur de 2.08 %.

Le pourcentage d'allongement à la rupture de l'alliage secondaire WM (figure 62) est de 1.45 à la condition après mise en solution et trempe. On voit que pour les deux températures de vieillissement réalisées, il n'y a pas d'amélioration de l'allongement mais bien diminution de cette propriété. Le minimum (0.38 %) se retrouvant après un vieillissement de 24 heures à 180 °C. On remarque également, presque la même valeur d'allongement qu'après mise en solution et trempe à un vieillissement à 250 °C pendant 48 heures.

Et pour ce qui est de l'alliage WMS (figure 63), celui affiche un allongement à la rupture de 1.28 % après mise en solution et trempe. La température de 180 °C présente le minimum d'allongement dès 4 heures qui est de 0.41 %. Ensuite cette valeur se maintient jusqu'à un vieillissement de 48 heures. À la température de 250 °C, on voit que la détérioration de l'allongement à la rupture est moins prononcée que dans le cas de la température précédente, mais on remarque pour cet alliage qu'on n'arrive pas à dépasser ou bien même égaler la valeur de l'allongement après mise en solution et trempe. Le plus haut pourcentage obtenu après vieillissement est de 0.80 et se retrouve après un temps de 16 heures à 250 °C.

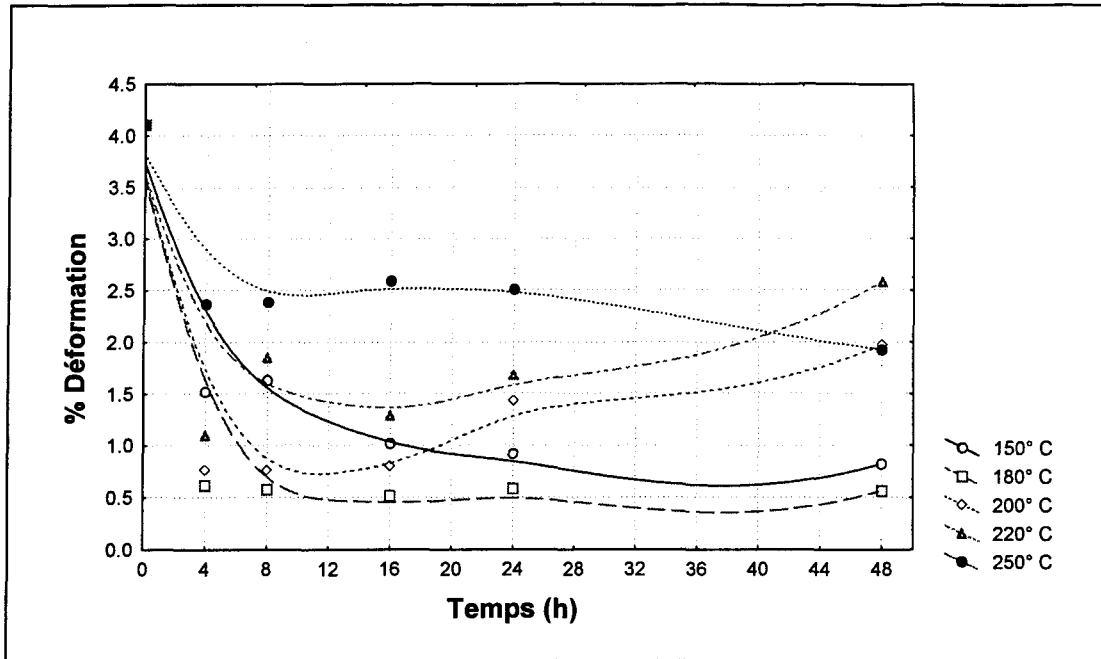


Figure 58 Variation de l'allongement à la rupture de l'alliage G en fonction du traitement thermique T6.

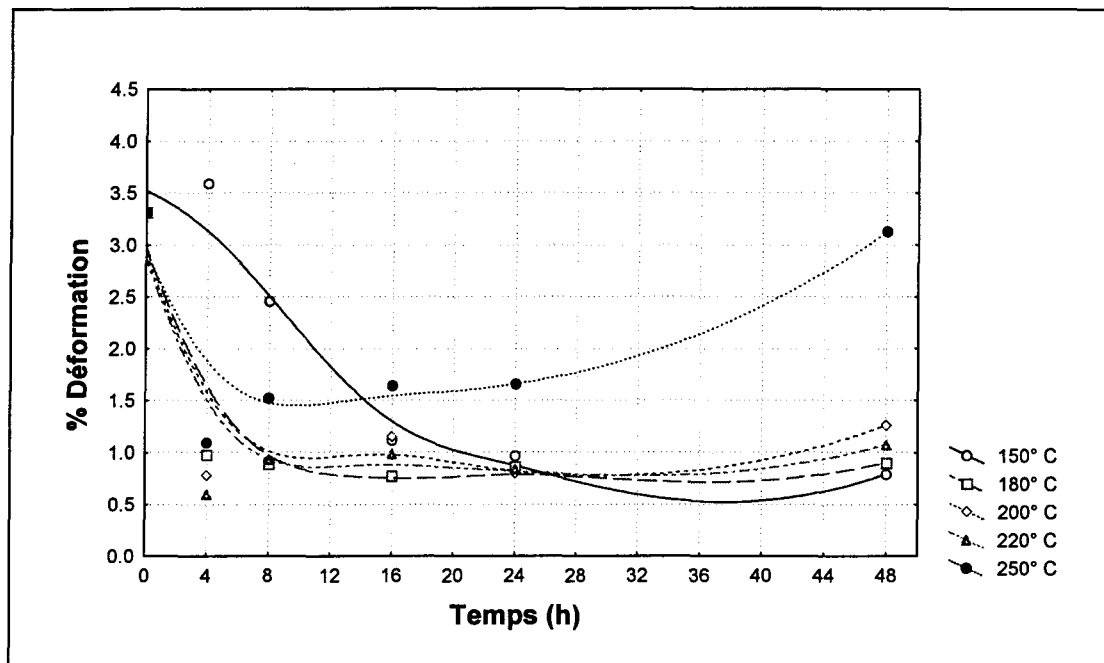


Figure 59 Variation de l'allongement à la rupture de l'alliage GM en fonction du traitement thermique T6.

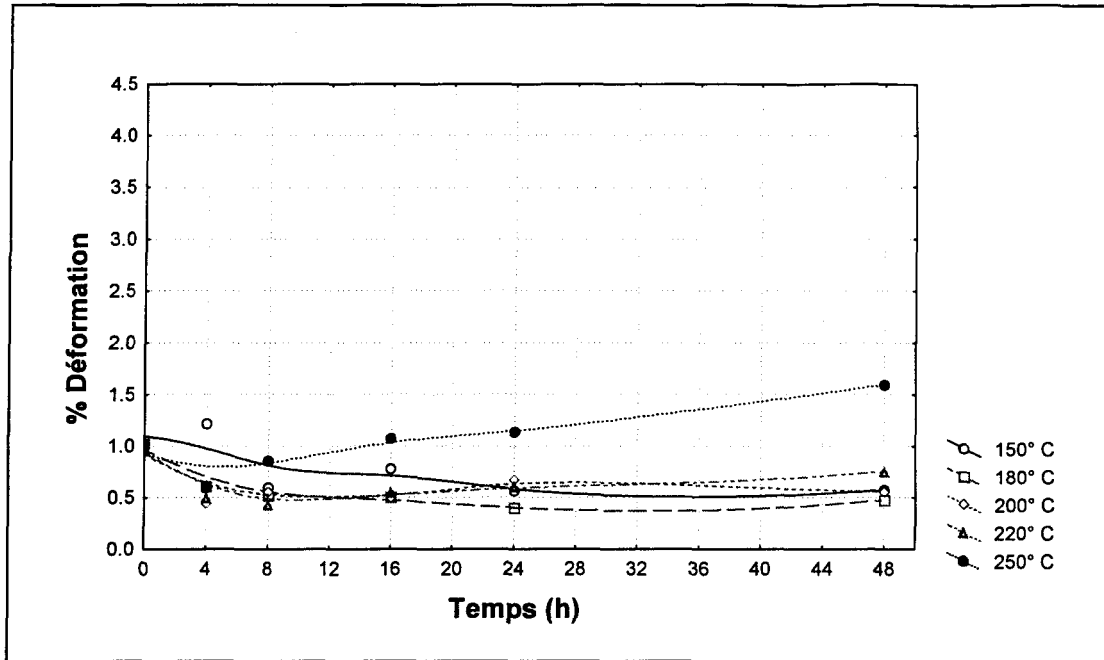


Figure 60 Variation de l'allongement à la rupture de l'alliage GMS en fonction du traitement thermique T6.

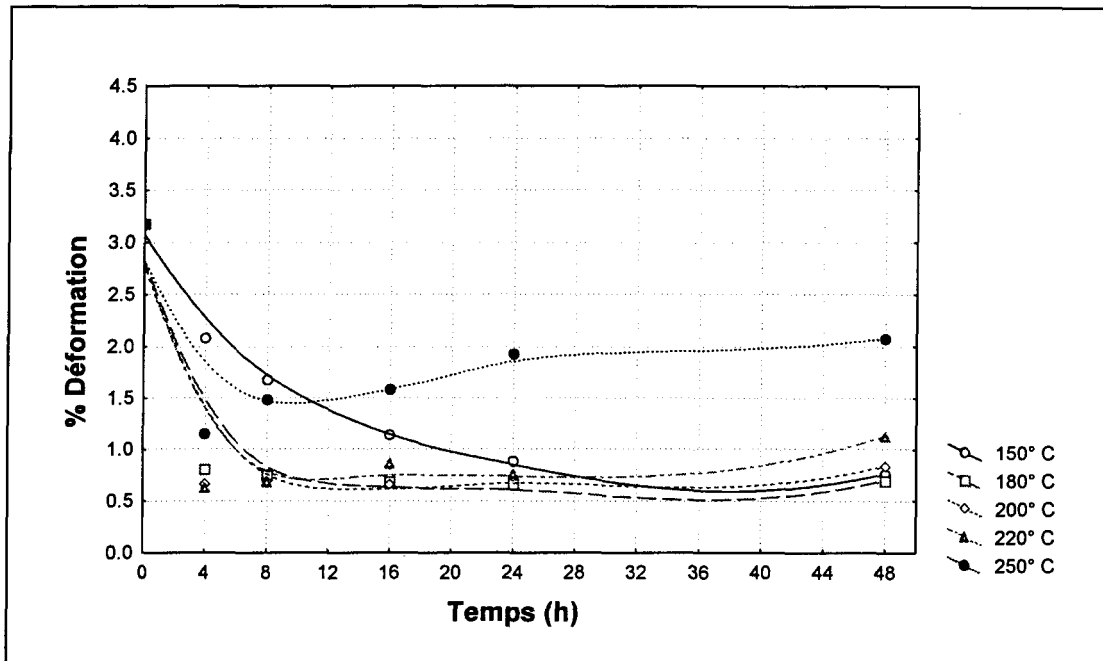


Figure 61 Variation de l'allongement à la rupture de l'alliage GMST en fonction du traitement thermique T6.

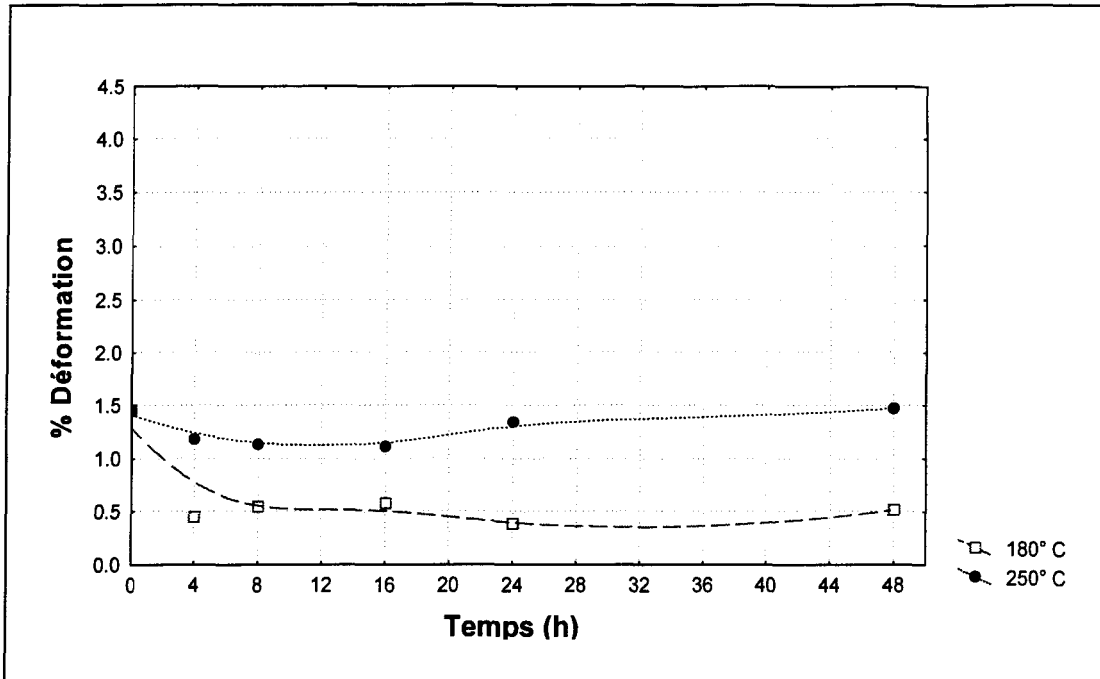


Figure 62 Variation de l'allongement à la rupture de l'alliage WM en fonction du traitement thermique T6.

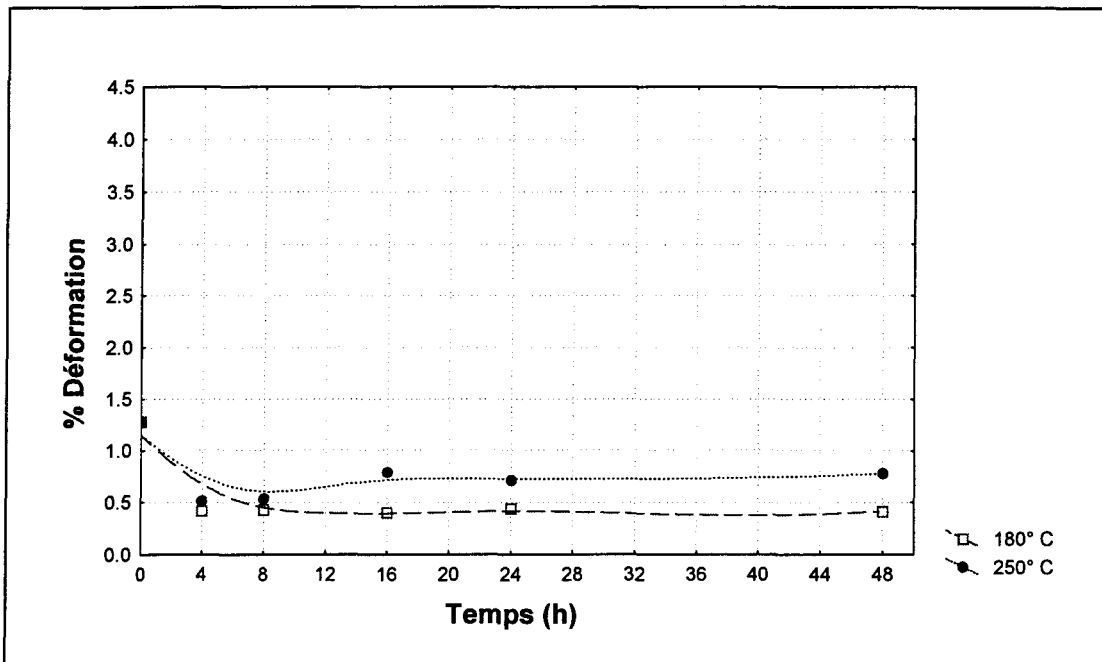


Figure 63 Variation de l'allongement à la rupture de l'alliage WMS en fonction du traitement thermique T6.

5.3 DISCUSSION

5.3.1 Effet de l'addition de magnésium

Depuis quelques années, les producteurs de lingots d'alliages d'aluminium ont exploré l'utilisation d'un plus haut niveau de magnésium dans l'alliage 319 afin de diminuer leur coût de production. Malheureusement, très peu de choses sont connues au sujet des effets de l'augmentation de la proportion du magnésium sur les propriétés mécaniques de l'alliage.

Les résultats de l'étude de DasGupta et al.¹⁸ indiquent que l'augmentation de la proportion en magnésium a un effet négligeable sur les propriétés mécaniques de l'alliage d'aluminium 319 coulé dans un moule de sable, soit aux conditions après coulée et après le traitement thermique T5.

Sukumaran et al.³⁵ ont étudié l'effet de l'addition de magnésium sur la microstructure et les propriétés mécaniques de l'alliage Al-7%Si-0.3%Mg aux conditions après coulée, après mise en solution et après le traitement thermique T6. Leurs alliages contenaient respectivement 0.3 %, 0.9 %, 1.8 % et 2.6 % de Mg. À la condition après coulée, l'alliage de base ainsi que celui contenant 0.9 % ont montré sensiblement les mêmes valeurs de limite ultime. Les deux autres alliages contenant un haut pourcentage de Mg ont montré des valeurs plus basses. La limite élastique, l'allongement à la rupture et la dureté ont également montré une tendance qui diminuait avec l'augmentation de la proportion de Mg dans la matrice de l'alliage. À la condition après mise en solution, la limite élastique de tous les alliages était au même niveau. La limite ultime de l'alliage de base et de celui

contenant 0.9 % Mg a augmenté de 20 à 25 % après la mise en solution tandis que celle des alliages contenant 1.8 % et 2.6 % de Mg a augmenté approximativement de 50 %. L'allongement à la rupture et la dureté ont également montré une augmentation après la mise en solution. À la condition après traitement thermique T6, les quatre alliages ont montré presque la même tendance. Pour l'alliage de base et celui contenant 0.9 % de Mg, le maximum de dureté était atteint après 8 à 10 heures de vieillissement tandis que pour les alliages contenant 1.8 % et 2.6 % de Mg, ce maximum était atteint après 12 heures. Le traitement de vieillissement augmentait substantiellement la valeur de la limite ultime de tous les alliages, la tendance observée après la mise en solution se maintenait.

La figure 64 montre la comparaison des différents alliages primaires après le traitement thermique T5 (vieillissement à 180 °C). À la condition après coulée qui est représenté par le temps 0 heure, on remarque que contrairement aux résultats des auteurs précédents, l'addition de magnésium (alliage GM) à l'alliage de base G augmente d'une façon significative la limite élastique, quelque peu la limite ultime et diminue de beaucoup l'allongement à la rupture. La limite élastique passe de 140 MPa à 175 MPa, la limite ultime quant à elle n'augmente que de 10 MPa et l'allongement à la rupture diminue de près 1 %. Après un vieillissement de 8 heures à 180 °C, on remarque une augmentation de 60 % de la limite élastique de l'alliage GM comparativement à l'alliage de base G. La limite ultime augmente mais d'une façon moindre, une différence de 30 % pour le même vieillissement que précédemment. Par contre cette addition diminue quelque peu l'allongement à la rupture de l'alliage GM qui se maintient sous 1 % pour tous les temps de vieillissement.

La figure 65, montre encore-là les alliages primaires mais cette fois après le traitement thermique T6 (mise en solution, trempe et vieillissement à 180 °C). À la condition après mise en solution et trempe (0 heure), la limite élastique de l'alliage GM, comparativement à celle de l'alliage G, a augmenté de 30 % et cette augmentation passe à 40 % après 8 heures de vieillissement. Dans le cas de la limite ultime, la même tendance est observée. L'allongement à la rupture après la mise en solution des deux alliages est presque semblable et suit la même tendance pour le reste du vieillissement.

5.3.2 Effet de la modification de la phase de silicium

DasGupta et al.² ont également étudié l'influence de la modification de l'alliage 319 en combinaison avec un haut pourcentage de Mg. Leurs résultats ont montré que l'augmentation du niveau de magnésium a un effet négligeable sur les propriétés mécaniques de traction de l'alliage non-modifié et aussi de l'alliage modifié. Les valeurs de ductilité qu'ils ont obtenues avec l'alliage modifié, comparativement à leur étude précédente sur l'alliage non-modifié s'étaient considérablement améliorées. Cette amélioration de l'allongement était attribuée à la présence du silicium sous la forme fibreuse. Les auteurs ont également trouvé que le niveau optimal de Sr nécessaire pour une complète modification de la phase de silicium se situait environ entre 0.035 % et 0.060 %. À ce niveau optimal de Sr, ils ont constaté une amélioration des propriétés mécaniques, particulièrement le pourcentage d'allongement à la rupture. À des niveaux supérieurs à 0.060 %, une diminution des propriétés mécaniques était remarquée. Ceci dû à la présence de particules de silicium eutectique grossières.

Beumler et al.²³ ont également fait l'analyse de l'alliage d'aluminium 319 modifié. Leurs résultats indiquent que la modification de l'alliage n'avait pas beaucoup d'influence sur la résistance de traction mais que celle-ci contribuait énormément à l'augmentation du pourcentage d'allongement à la rupture.

À la condition après coulée (figure 64, temps 0 heure), on peut voir en comparant l'alliage GM et GMS que la modification de l'alliage ayant un haut niveau de Mg (alliage GMS) n'a pas d'effets significatifs sur la limite élastique et ultime. On constate pour l'allongement à la rupture une petite diminution contrairement aux résultats des études précédentes où on montrait une amélioration marquée de celui-ci. Le maximum de résistance pour l'alliage GMS survient après 16 heures et est bien inférieur à l'alliage GM, une diminution de 14 % dans le cas de la limite élastique et de 17 % pour la limite ultime. Le pourcentage d'allongement est encore-là bien en dessous des résultats obtenus par les auteurs précédents. Dans notre cas la modification de l'alliage GM a diminué sensiblement ce dernier.

À la condition après mise en solution et trempe (figure 65, temps 0 heure), la limite élastique de l'alliage GMS est similaire à celle de l'alliage GM, par contre on remarque une diminution importante de la limite ultime de l'alliage GMS comparativement à celle de l'alliage GM. L'allongement à la rupture est également très affecté par la modification, on remarque une diminution de près de 2 %. Le maximum de résistance survient comme lors du traitement de vieillissement T5 après un temps de 16 heures. À ce temps, les valeurs de la limite élastique et de la limite ultime de l'alliage GMS sont encore-là bien inférieures à celles de l'alliage GM. La grande différence dans le pourcentage d'allongement à la

rupture après la mise en solution et la trempe entre l'alliage GM et GMS s'atténue après un temps de vieillissement de 8 heures, après ce temps les valeurs de l'allongement sont presque identiques.

Shivkumar et al.⁴⁷ décrivent que l'un des problèmes majeurs de la modification chimique est la tendance à augmenter le niveau de porosités dans l'alliage. L'amélioration des propriétés mécaniques accessible après la modification peut facilement être compromise par la présence de porosités dans l'alliage. Un niveau de porosités excédant 1 % signifie une détérioration des propriétés mécaniques, plus particulièrement le pourcentage d'allongement à la rupture.

5.3.3 Effet de l'affinage de grain

Il y a beaucoup d'informations disponibles sur l'affinage de grain et celles-ci montrent que l'affinement de la taille du grain avec le TiB_2 peut avoir une influence significative sur les propriétés mécaniques des alliages d'aluminium. Il a été reporté que l'affinement de la taille du grain de l'alliage d'aluminium avec le Ti peut influencer la précipitation de la phase Mg_2Si durant le traitement de vieillissement. L'étude de Misra et Oswalt³² sur les alliages A356 et A357 ayant subi un affinage du grain avec le Ti a montré un second maximum d'allongement à la rupture lors du traitement de vieillissement. Ce second maximum d'allongement coïncidait avec le maximum de résistance de l'alliage.

À la figure 64, pour la condition après coulée (0 heure), l'affinement de la taille du grain de l'alliage GMS, qui correspond à l'alliage GMST montre une limite élastique semblable à celle de l'alliage GM et GMS. La limite ultime de l'alliage GMST

comparativement à celle du GMS montre une légère amélioration. Quant à l'allongement à la rupture de l'alliage GMST, la diminution remarquée pour l'alliage GMS comparativement à l'alliage GM disparaît mais ce dernier est encore bien au dessous de l'alliage de base G. Le maximum de résistance survient après 16 heures et on remarque que la limite élastique et la limite ultime de l'alliage GMST sont presque identiques à celles de l'alliage GM. Le même phénomène se reproduit dans le cas de l'allongement à la rupture.

À la figure 65, l'affinement de la taille du grain de l'alliage GMS, alliage GMST, à la condition après mise en solution et trempe (0 heure) montre les mêmes observations qu'après coulée soit une limite élastique semblable, une amélioration de la limite ultime et de l'allongement à la rupture. Une amélioration de 2 % dans ce dernier cas. Après un vieillissement, le maximum de résistance est cette fois ci atteint après 4 heures et donne une valeur de 390 MPa pour la limite élastique et la limite ultime. Ces deux valeurs étant confondues lorsque l'allongement à la rupture est très faible, dans ce cas ci moins de 1 %.

Dans le cas du traitement thermique T6, on remarque que les propriétés mécaniques de traction de l'alliage final i.e. GMST sont supérieures à celle de l'alliage de base i.e. G. En comparant ces dernières après le traitement de vieillissement T6 suggéré par l'Aluminium Association (≈ 155 °C pendant 2-5 heures), on constate des améliorations de près 13 % dans le cas de la limite élastique et de la limite ultime et une légère augmentation de l'allongement. Pour le traitement thermique T5 (vieillissement à ≈ 205 °C pendant 8-9 heures), les résultats pour l'alliage GMST montrent une amélioration de près de 50 % de la limite élastique, de 10 % pour la limite ultime et une diminution de 0.8 % pour l'allongement comparativement à l'alliage de base G.

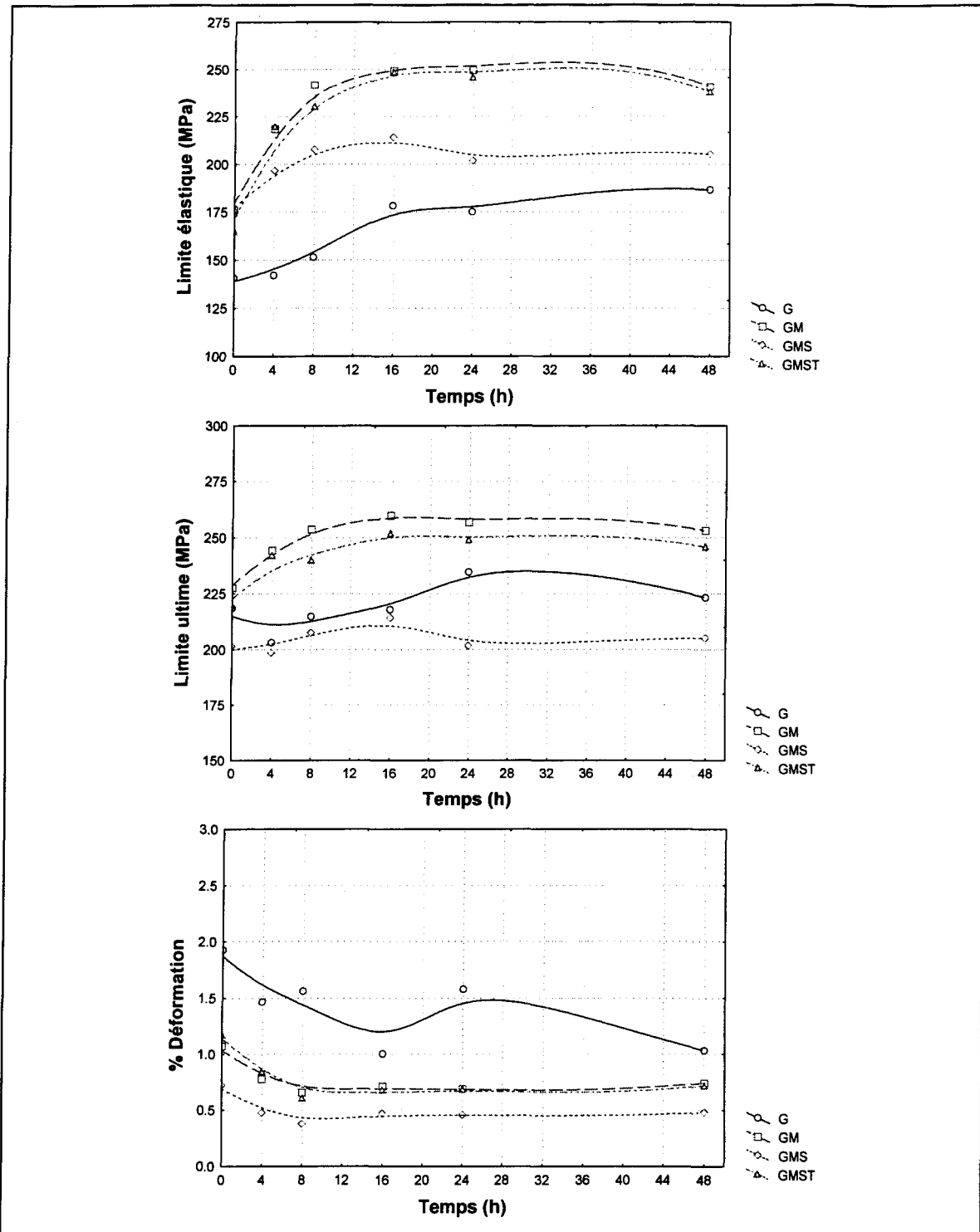


Figure 64 Comparaison des alliages G, GM, GMS et GMST après le traitement thermique T5 (température de vieillissement 180 °C).

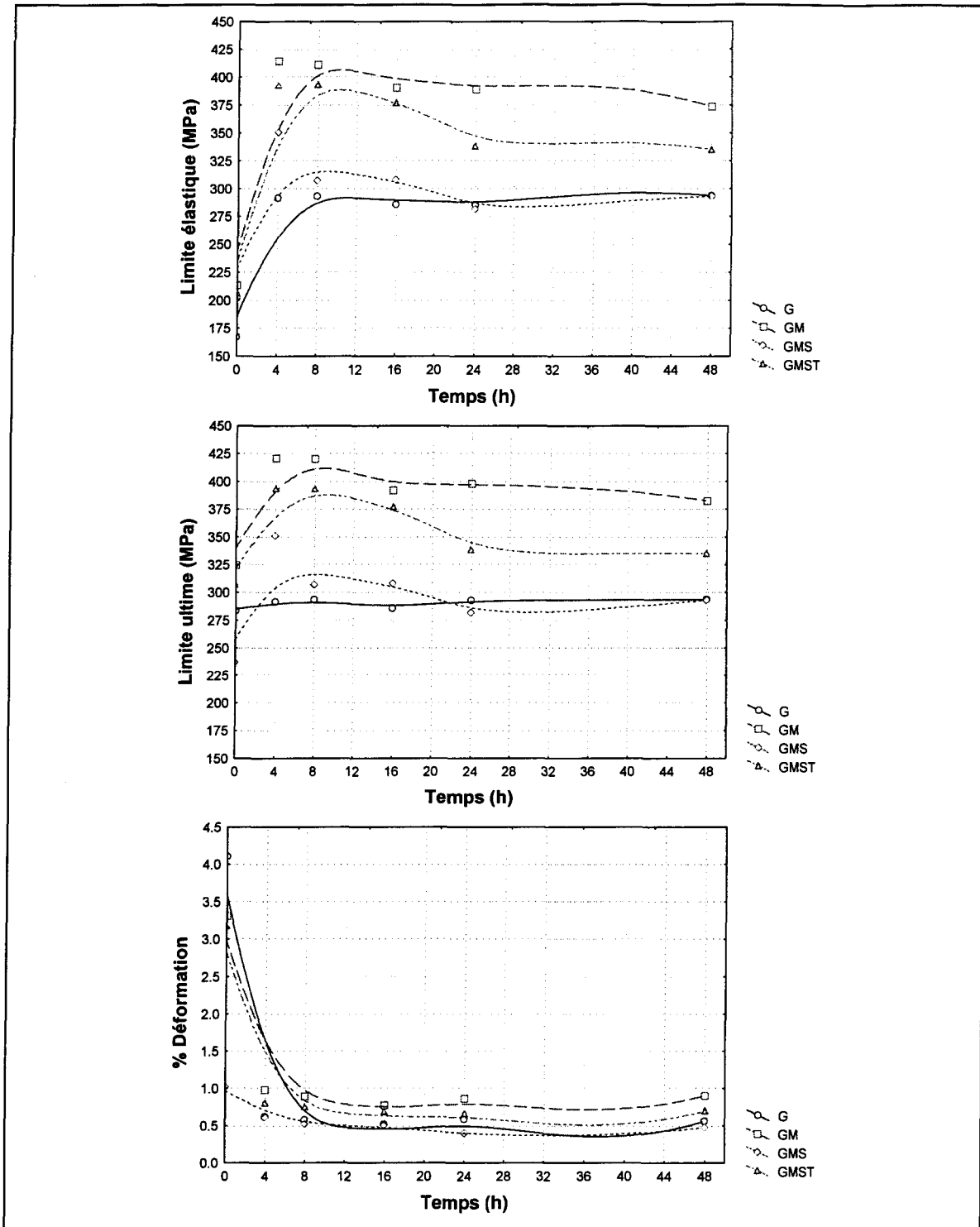


Figure 65 Comparaison des alliages G, GM, GMS et GMST après le traitement thermique T6 (température de vieillissement 180 °C).

5.2.6 Effet de la composition chimique de l'alliage

La différence entre les compositions de l'alliage primaire et de l'alliage secondaire est montré aux tableaux 5 et 6 du chapitre 3. L'alliage secondaire (W...) contient un plus haut pourcentage de Fe, Mn et Zn comparativement à l'alliage primaire (G...). Ces éléments, plus particulièrement le Fe et le Mn se retrouvent principalement dans les phases composées $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2$ (écritures chinoises) et $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ (aiguilles) ou dans les plaquettes ségréguées $\text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn}, \text{Cr})\text{Si}_6$ qui apparaissent dans le métal liquide. En plus, celui-ci contient du Ni et du Cr qui influencent les propriétés de l'alliage, le Ni améliore la résistance à chaud et le Cr favorise la stabilité dimensionnelle de l'alliage³.

Les résultats de Gustafsson et al.⁴⁸ ont montré que ni le Fe ni le Cr (lequel est quelquefois additionné pour contrer l'effet du Fe) contenus dans l'alliage jouaient un rôle important dans la détermination de la dispersion de la phase $\beta'(\text{Mg}_2\text{Si})$. Une étude de Granger et al.⁴⁹ sur l'influence du fer dans l'alliage 357, avec et sans la présence de Be, a montré que les effets néfastes du Fe étaient causés par la précipitation de la phase intermétallique $\text{Al}_{10}\text{Si}_4\text{Mg}_4\text{Fe}$, laquelle ne se dissout pas lors du traitement de mise en solution. En d'autres mots, le fer retient le Mg dans les phases intermétalliques et diminue la quantité effective de Mg qui contribue au durcissement par précipitation de l'alliage. Comme la proportion de Fe est plus grande dans l'alliage secondaire se qui occasionne une plus grande présence de phases intermétalliques, on peut donc s'attendre à des propriétés mécaniques de traction moindres pour cet alliage.

En comparant l'alliage GM et WM à la condition après coulée (figure 66, temps 0 heure), on constate une limite élastique semblable, une limite ultime et un allongement à la

rupture quelque peu supérieurs pour l'alliage GM. Après le traitement de vieillissement T5, la limite élastique de l'alliage GM devient supérieure à celle du WM. La limite ultime et l'allongement à la rupture semblent garder la même tendance observée après coulée. Pour ce qui est des alliages GMS et WMS, on remarque que c'est l'alliage GMS qui a des propriétés mécaniques de traction inférieures à celles du WMS.

À la figure 67, les alliages précédents sont comparés après le traitement de vieillissement T6. À la condition après mise en solution et trempe (0 heure), comme à la condition après coulée, la limite élastique des alliages GM et WM est semblable et la limite ultime et l'allongement à la rupture de l'alliage GM sont supérieurs à ceux de l'alliage WM, de 30 % et 1.5 % respectivement. Après vieillissement encore-là la limite élastique de l'alliage GM devient de beaucoup supérieure à celle de l'alliage WM, 30 % dans certains cas. Les alliages GMS et WMS eux, ont sensiblement les mêmes valeurs de limite élastique, de limite ultime et d'allongement à la rupture mais contrairement à ce qu'on remarquait pour le traitement de vieillissement T5, ici se sont les propriétés mécaniques de l'alliage GMS qui sont légèrement supérieures à celles de l'alliage WMS.

On remarque ici, pour les quatre alliages, que les valeurs des limites élastique et ultime sont les mêmes pour des temps de vieillissement au-delà de 4 heures, ceci dû à un allongement à la rupture très faible. On confond la limite élastique et la limite ultime lors de ces faibles allongements.

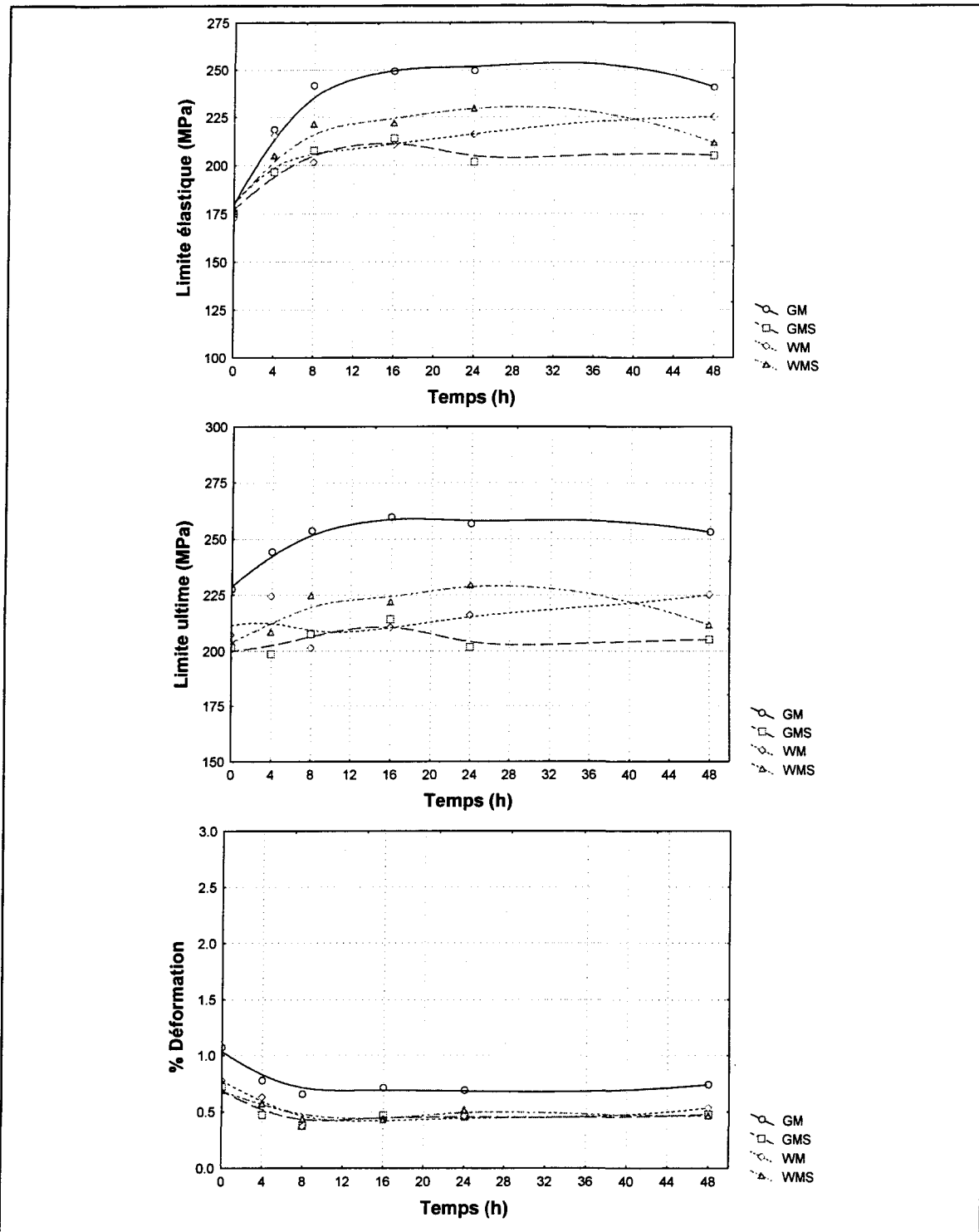


Figure 66 Comparaison des alliages GM et WM, GMS et WMS après le traitement thermique T5 (température de vieillissement 180 °C).

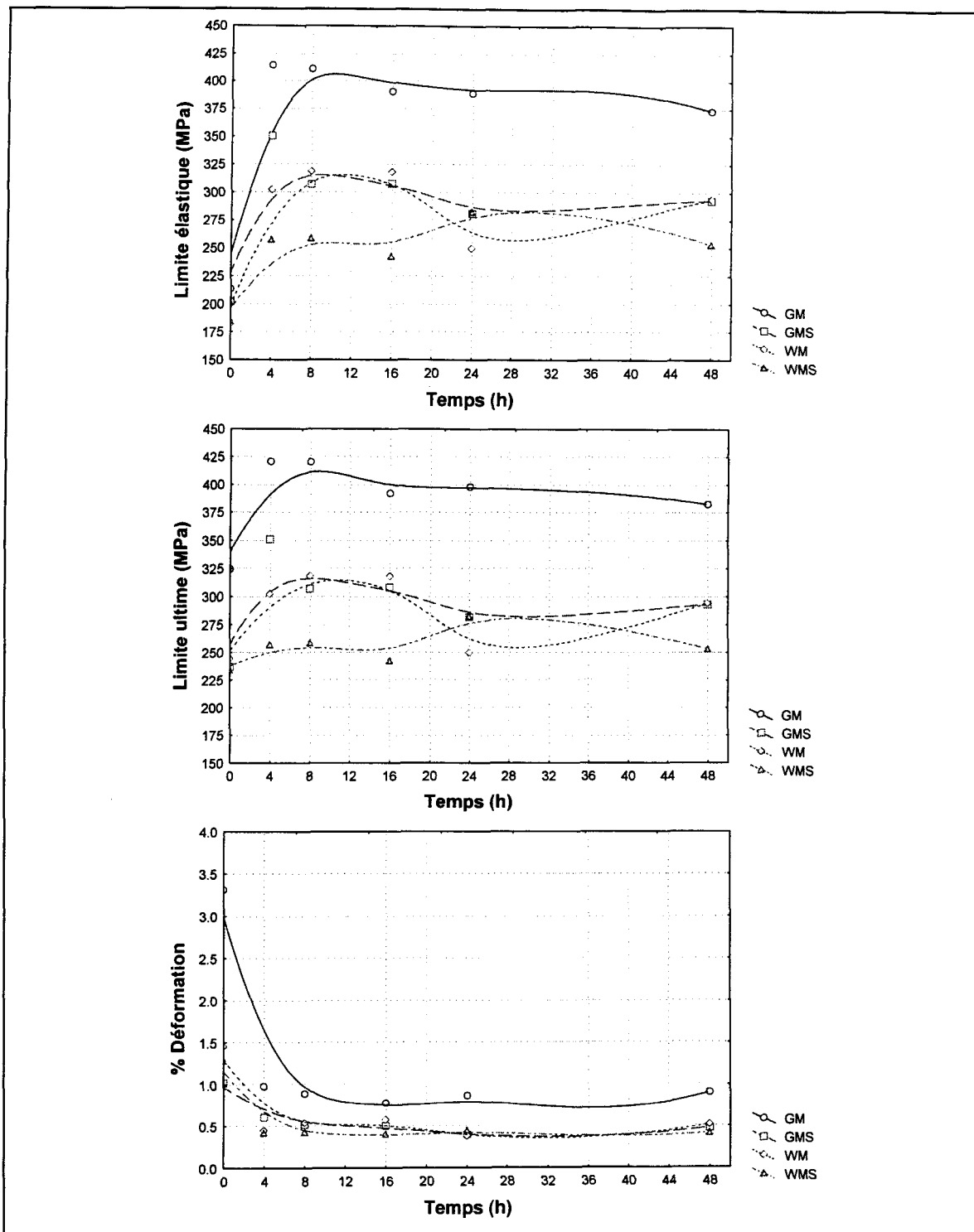


Figure 67. Comparaison des alliages GM et WM, GMS et WMS après le traitement thermique T6 (température de vieillissement 180 °C).

CHAPITRE 6

EFFET DES TRAITEMENTS THERMIQUES T5 ET T6 SUR LA MICROSTRUCTURE ET LE MODE DE RUPTURE

CHAPITRE 6

EFFET DES TRAITEMENTS THERMIQUES T5 ET T6 SUR LA MICROSTRUCTURE ET LA MODE DE RUPTURE

6.1 INTRODUCTION

Les résultats de DasGupta et al.¹⁸ ont démontré que l'augmentation du niveau de magnésium dans l'alliage 319 ne contribuait pas à des changements significatifs de la microstructure de ce dernier soit à la condition après coulée et également après traitement thermique. L'observation de la microstructure obtenue dans leur étude révèle principalement la présence de silicium fibreux aux conditions après coulée et après un traitement thermique T5. L'observation de la microstructure après le traitement thermique T6 a montré la présence d'une structure eutectique globulaire peut importe le niveau de magnésium dans l'alliage.

Dans une autre étude², les précédents auteurs ont déterminé les effets de la modification par différents niveaux de strontium sur la morphologie de l'alliage 319 ayant eu une addition de magnésium. Ceux-ci ont trouvé que la quantité de strontium optimale permettant de modifier adéquatement la structure eutectique de l'alliage 319 non traité se situait entre 0.035 et 0.060 % poids. Également, ils ont trouvé que l'augmentation du

niveau de magnésium avait un effet négligeable sur la microstructure de l'alliage 319 modifié et non traité.

Sukumaran et al.³⁵ ont également étudié l'effet de l'addition de magnésium sur la microstructure des alliages d'aluminium Al-7Si-0.3Mg et rapportent des observations après différentes conditions. Après coulée, la microstructure montrait une augmentation de la proportion des porosités avec l'augmentation du niveau de Mg dans la matrice. À la condition après mise en solution, ce dernier traitement avait rendu le Si complètement globulaire, ce indépendamment du niveau de Mg présent dans l'alliage. Dans l'alliage contenant 0.9 % de Mg, le traitement de mise en solution d'une durée de 12 heures n'avait pas rendu complètement globulaire la phase non dissoute Mg_2Si et une fine précipitation de cette même phase était toujours présente. En mettant en solution ce même alliage pendant 24 heures, ces fines particules de Mg_2Si non dissoutes devenaient complètement globulaires.

Ce chapitre présente les changements dans la microstructure des éprouvettes de traction de l'alliage 319 (coulées dans un moule métallique Stahl) ayant subi une addition de Mg, une modification par le Sr après différentes conditions soit après coulée, après mise en solution et après vieillissement. Par la suite une fractographie i.e. étude du mode de rupture (fragile ou ductile) est réalisée sur ces mêmes alliages. L'alliage primaire G a servi de référence puisque notre groupe de recherche dispose d'une vaste expérience avec celui-ci de même qu'une somme d'informations considérables le concernant.

6.2 ANALYSE DES RÉSULTATS ET DISCUSSION

6.2.1 Microstructure

L'analyse de la microstructure a été réalisée à l'aide d'un microscope optique. Les échantillons utilisés sont ceux qui ont présenté les meilleures propriétés mécaniques lors des essais de traction pour la condition étudiée.

6.2.1.1 Après coulée

La figure 68 montre la microstructure après coulée de l'alliage G, celle-ci est constituée d'un réseau de dendrite α d'aluminium avec des particules de silicium eutectique et des particules de la phase Al_2Cu ségréguées dans les régions interdendritiques. Un agrandissement plus élevé de la micrographie de l'alliage G (figure 69) révèle que les particules de silicium sont non-modifiées (flocons). Toutefois, dû au relativement haut taux de refroidissement impliquant l'utilisation d'un moule métallique (≈ 8 °C/s correspondant à un espace interdendritique (DAS) de $\approx 20-25$ μm), des particules relativement petites sont obtenues. Deux morphologies distinctes de la phase Al_2Cu peuvent être vues à la figure 69, une eutectique (marqué A) et l'autre en bloc (marqué B). Les concentrations de Cu dans ces deux morphologies sont respectivement de 28 et 40 %. La flèche indique la présence de la phase $Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$ en forme d'écriture chinoise. L'augmentation de la proportion du niveau de Mg à ≈ 0.45 % poids, i.e. l'alliage GM, figure 70, résulte en la formation de minces plaquettes de la phase $Al_5Mg_8Si_6Cu_2$ (gris foncé, indiqué par la flèche) qui croît en dehors de la phase Al_2Cu . L'alliage contenant un haut niveau de Mg semble avoir une

tendance à ségréguer dans les régions des phases de Cu, loin des régions de silicium eutectique. La modification de l'alliage GM avec 300 ppm de Sr, i.e. l'alliage GMS, figure 71, mène à deux observations principales : a) la modification des particules de silicium eutectique et leur ségrégation forment des colonies isolées, b) une sévère ségrégation se produit dans les régions des phases de Cu, loin des colonies de Si. La ségrégation de la phase Al_2Cu rencontrée est surtout en forme de bloc, avec une concentration de Cu comprise dans un intervalle de 37 à 40 %. Cette observation est confirmée par l'analyse EDX du microscope à balayage électronique (SEM).

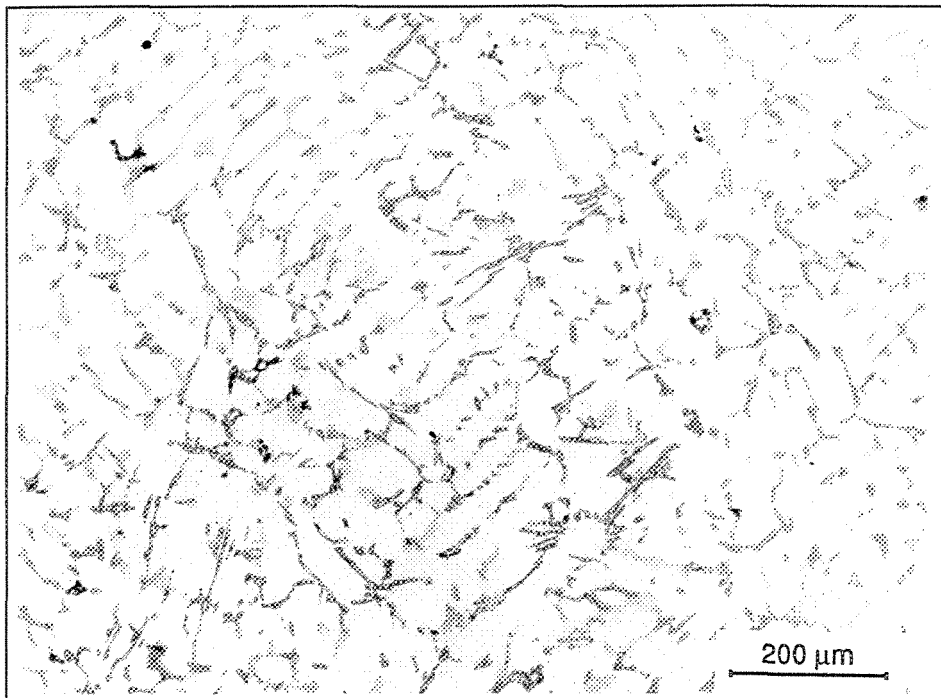


Figure 68 Microstructure de l'alliage G après coulée.

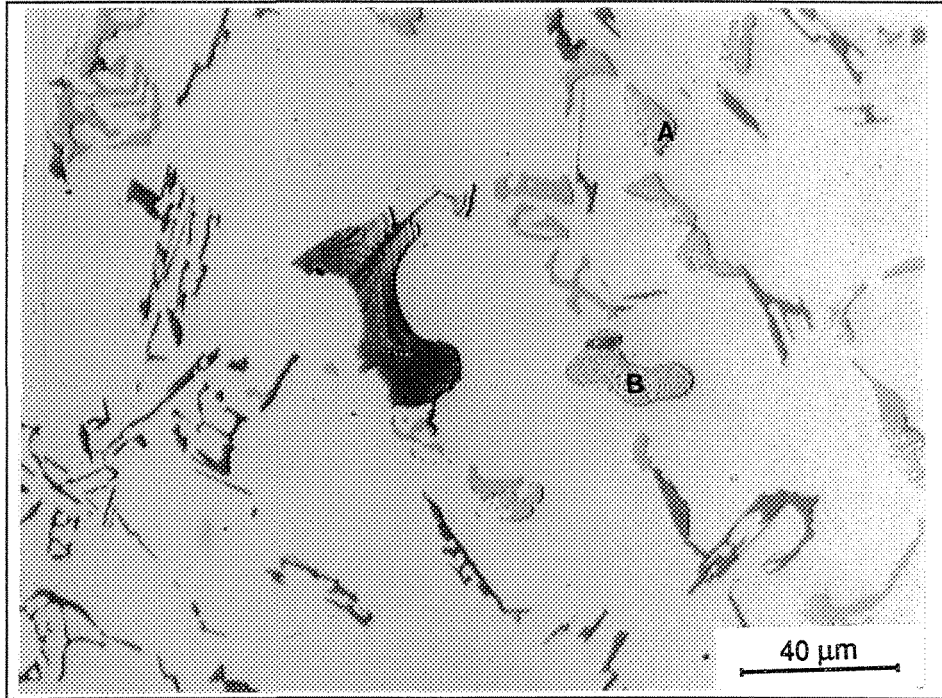


Figure 69 Microstructure de l'alliage G après coulée.

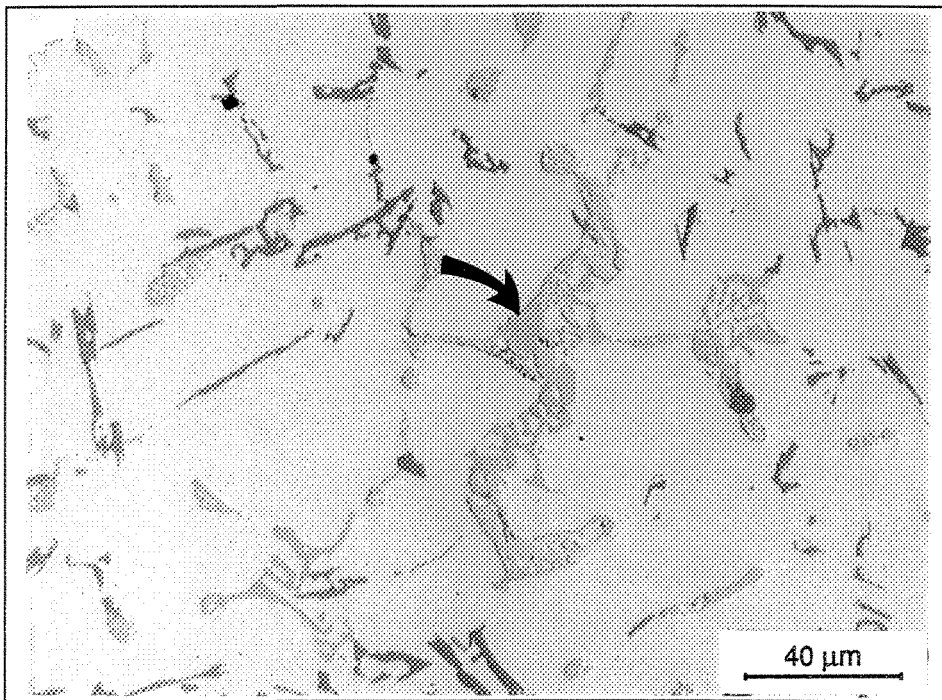


Figure 70 Microstructure de l'alliage GM après coulée.

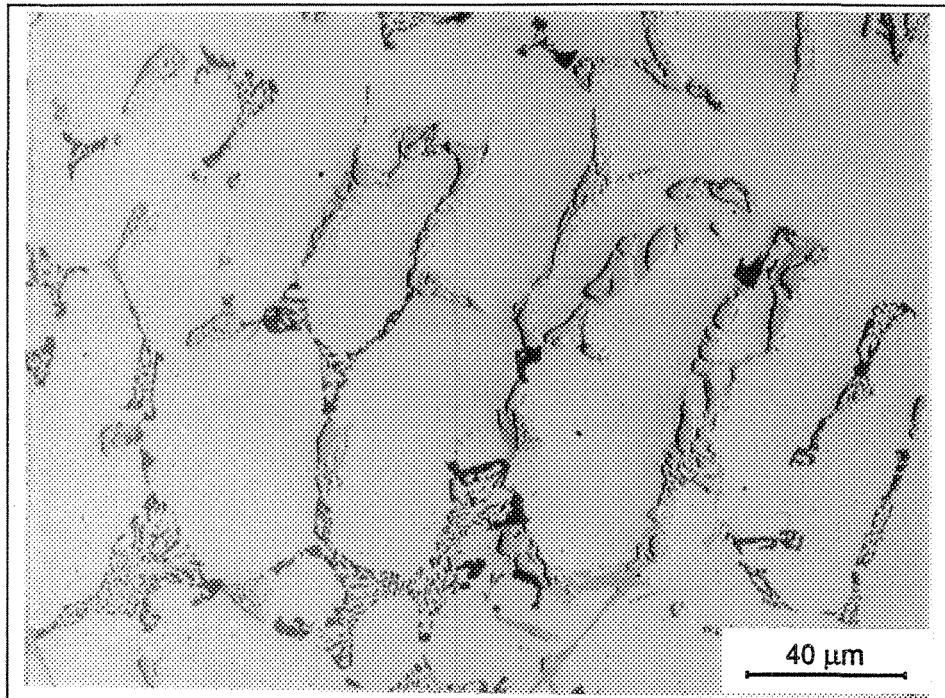


Figure 71 Microstructure de l'alliage GMS après coulée.

6.2.1.2 Après mise en solution

Une mise en solution à 470 °C a peu d'effet sur la morphologie des particules de Si des alliages non-modifiés, i.e. les alliages G et GM. La mise en solution à 505 °C est caractérisée par le remplacement du réseau dendritique α -aluminium par une structure équiaxée, figure 72. On remarque que les particules de Si et les phases de Cu sont ségréguées aux frontières du grain. Les flèches de la figure 72 indiquent la fusion naissante de quelques particules de la phase $\text{Al}_3\text{Mg}_8\text{Si}_6\text{Cu}_2$. Le reste de la phase non fusionnée peut encore être vue (flèche A), avec des particules de Si observées aux contours des particules fusionnées (flèche B). La modification de l'alliage GM avec 300 ppm de Sr n'a pas d'effet

sur la fusion naissante de la phase $\text{Al}_5\text{Mg}_8\text{Si}_6\text{Cu}_2$, comme l'illustre la figure 73. La flèche sur cette figure indique la fusion des particules aux frontières du grain.

La microstructure des éprouvettes de traction ayant subi une mise en solution à 480 (section prise à 1.5 cm de la zone de rupture, figure 21) révèle la persistance du réseau α -aluminium dendritique, figure 74. Une légère tendance à la fragmentation des particules de Si est vue à la figure 75 pour l'alliage G. Cette tendance augmente lorsque l'alliage est modifié avec le Sr, figure 76, i.e. l'alliage GMS. La dissolution de la phase Al_2Cu est évidente quand l'alliage G est mis en solution à la température de 505 °C, il reste de petites particules à l'arrière (encadré de la figure 77). Bien que l'alliage GM présente le même phénomène, la dissolution de la phase $\text{Al}_5\text{Mg}_8\text{Si}_6\text{Cu}_2$ (plaquettes) n'est pas complète, on voit toujours plusieurs plaquettes dans la microstructure (figure 78). Une tendance au remplacement de la structure dendritique par une structure granulaire est également observée. Dû à la sévère ségrégation des phases contenant du Cu de l'alliage GMS, la dissolution de la phase Al_2Cu (bloc) est plutôt très amorphe sous ces conditions de mise en solution, i.e. 8 heures à 505 °C, figure 79. Ainsi, un prolongement du temps de mise en solution à cette température pour dissoudre les phases $\text{Al}_5\text{Mg}_8\text{Si}_6\text{Cu}_2$ et Al_2Cu peut être suggéré.

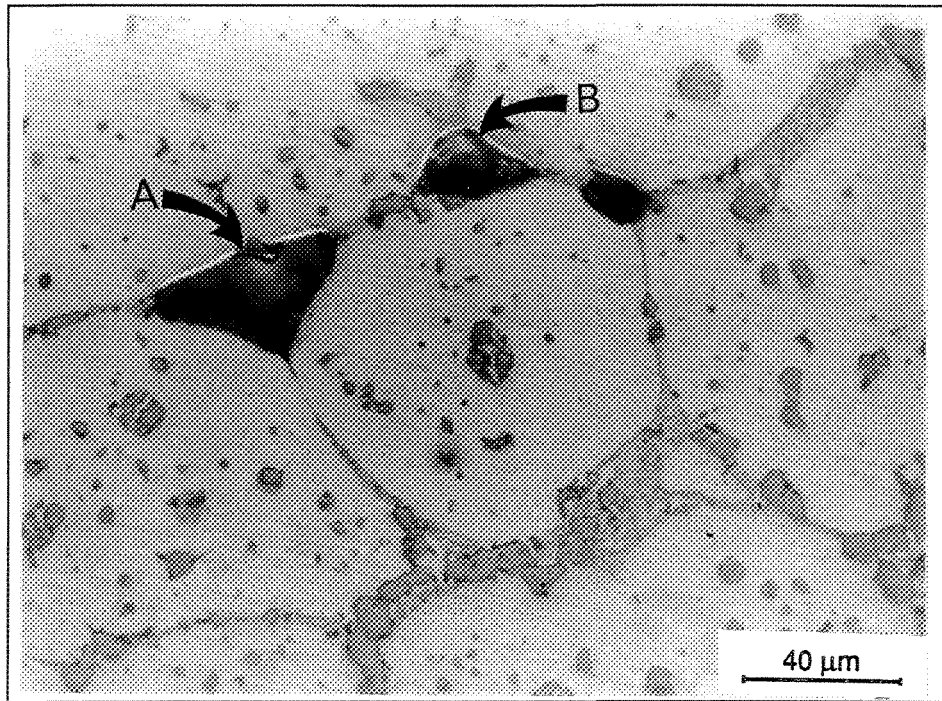


Figure 72 Fusion naissante des particules de la phase $\text{Al}_5\text{Mg}_8\text{Cu}_2$ de l'alliage GM après une mise en solution à 505 °C.

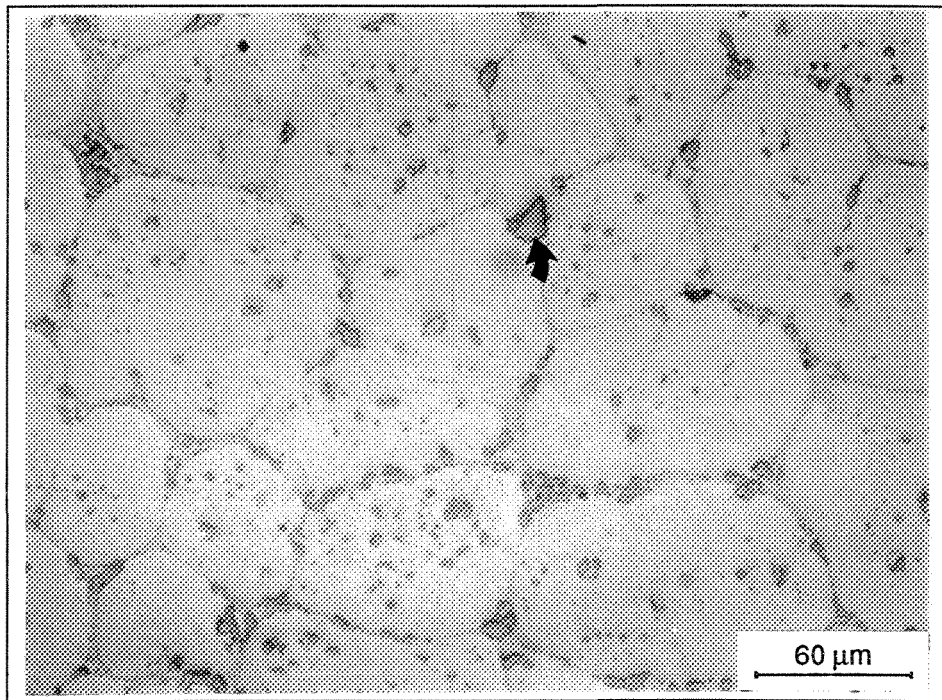


Figure 73 Fusion naissante des particules de la phase $\text{Al}_5\text{Mg}_8\text{Cu}_2$ de l'alliage GMS après une mise en solution à 505 °C.

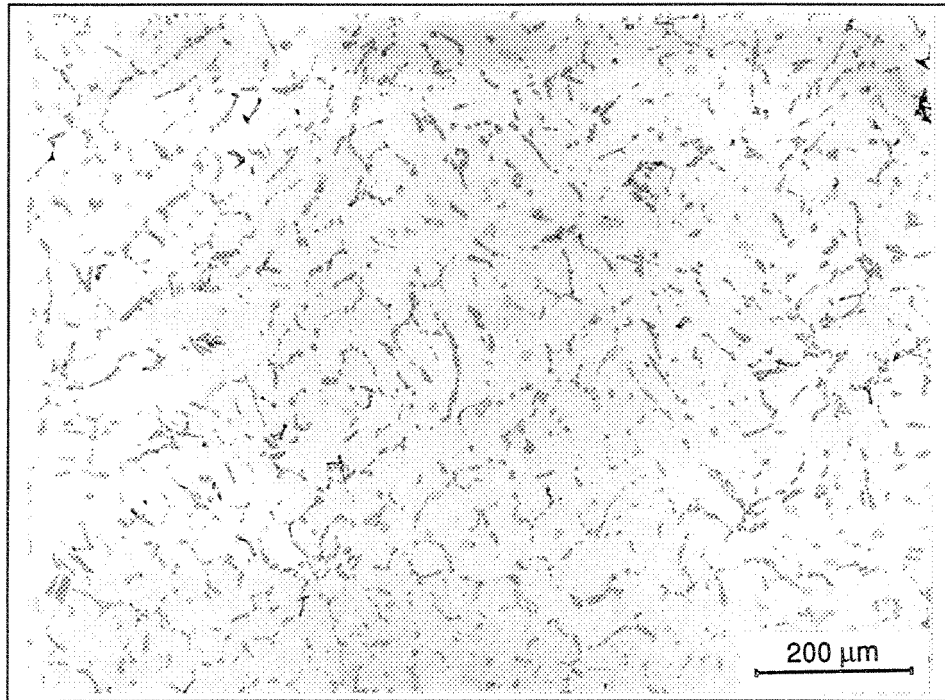


Figure 74 Persistance du réseau α -aluminium dendritique dans les éprouvettes de tractions de l'alliage GM (Mise en solution 480 °C).

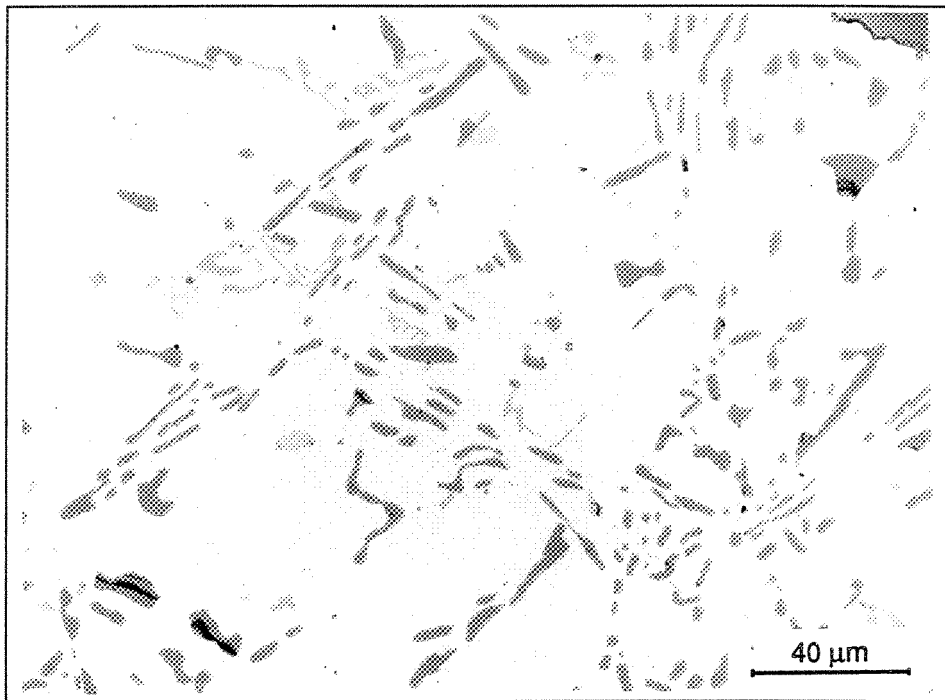


Figure 75 Microstructure des éprouvettes de traction de l'alliage G (Mise en solution 480 °C).

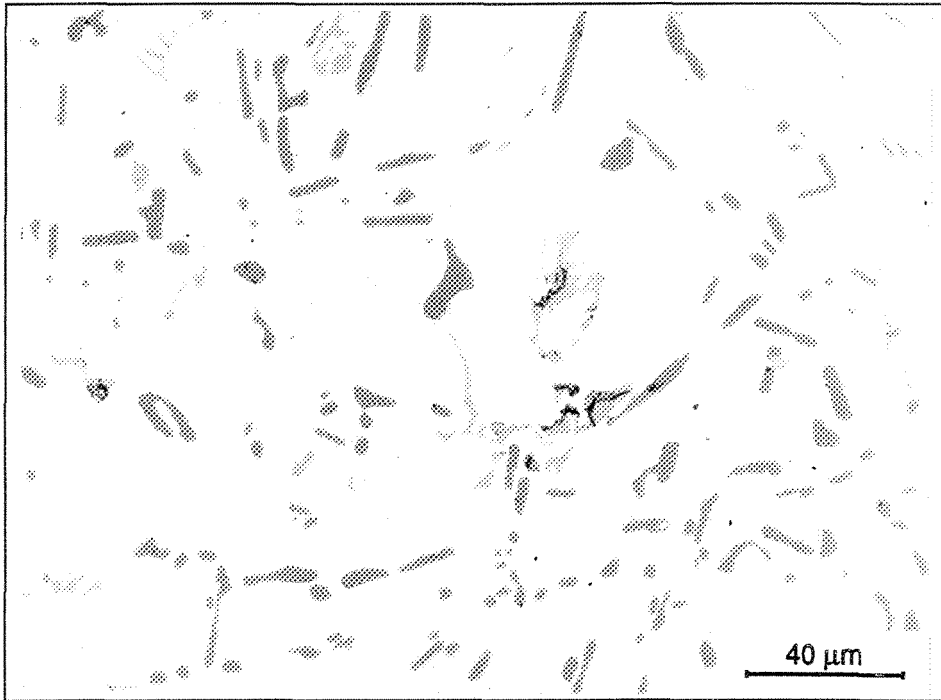


Figure 76 Microstructure des éprouvettes de traction de l'alliage GMS (Mise en solution 480 °C).

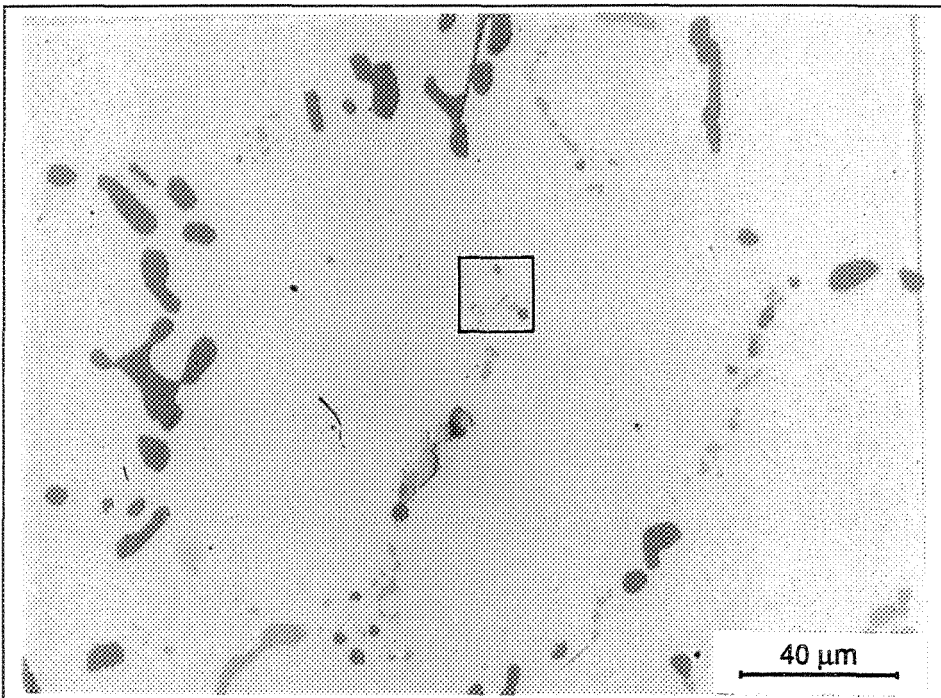


Figure 77 Microstructure des éprouvettes de traction de l'alliage G (Mise en solution 505 °C).

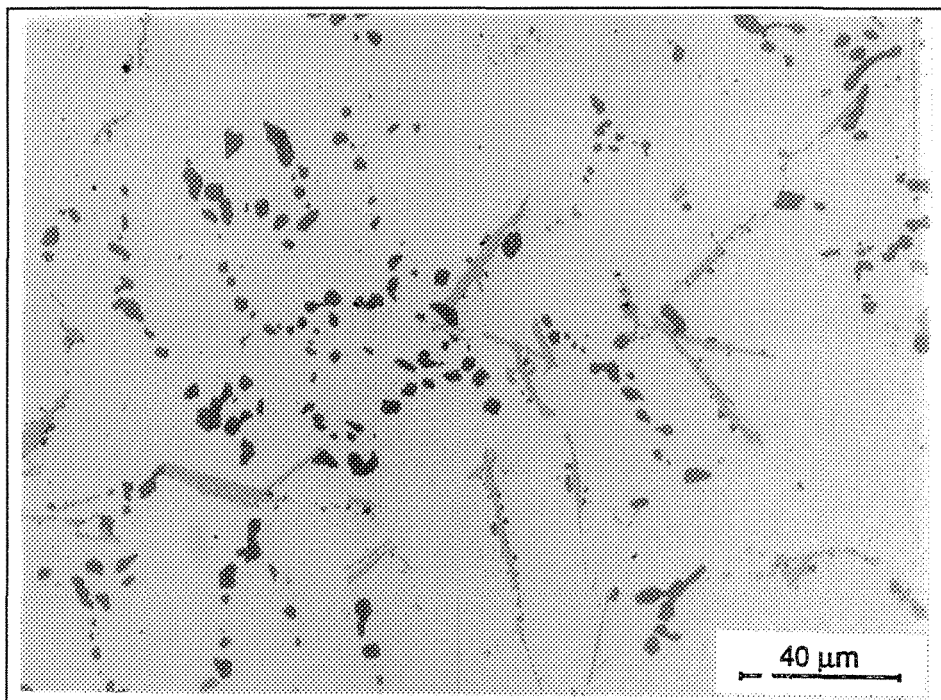


Figure 78 Microstructure des éprouvettes de traction de l'alliage GM (Mise en solution 505 °C).

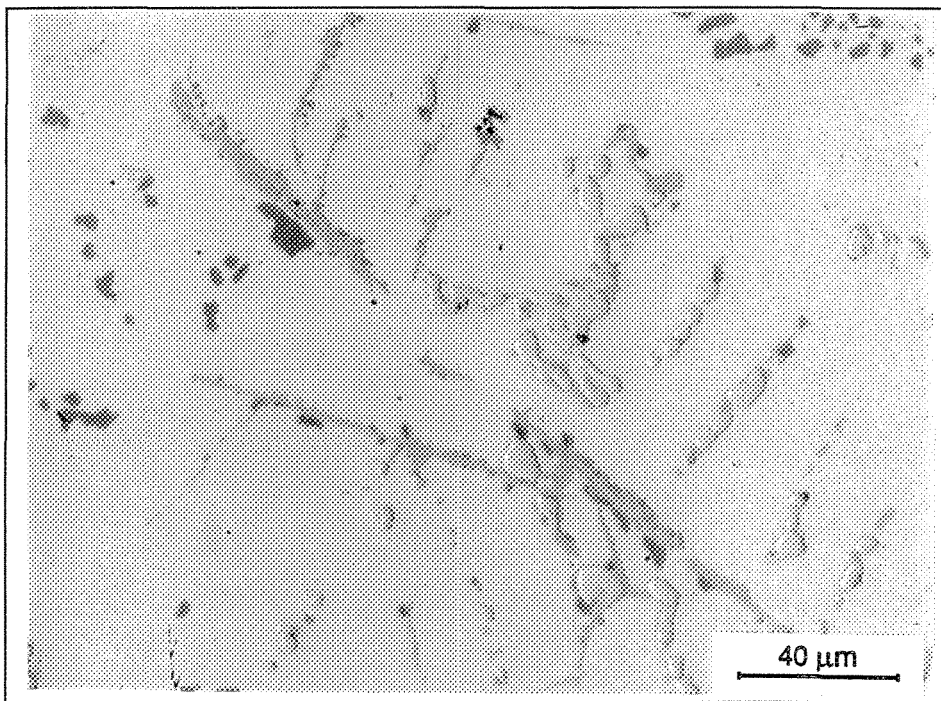


Figure 79 Microstructure des éprouvettes de traction de l'alliage GMS (Mise en solution 505 °C).

Narayanan et al.⁵⁰ ont étudié la fusion naissante des phases de Cu dans l'alliage 319 contenant 0.3 % poids de Mg quand ce dernier était mis en solution à des conditions hors d'équilibre, i.e. sous une température de 480 °C. Dans ce cas, la fusion prend initialement place aux frontières du grain et dans les régions interdendritiques, menant à la formation de gouttelettes sphériques de liquide. Lors de la trempe de ce liquide, le silicium et d'autres phases intermétalliques précipitent de nouveau.

La dissolution ainsi que la fusion de la phase Al_2Cu dans l'alliage d'aluminium A319.2 ont été étudié en détail par Samuel et al.⁴⁶. La dissolution de la phase eutectique (Al- Al_2Cu) prend place à une température au dessous de la température final de solidification de l'alliage (≈ 480 °C). La cinétique de la dissolution, quant à elle, accélère avec l'augmentation de la température de mise en solution (≈ 515 °C). La dissolution de la phase Al_2Cu survient pendant sa fragmentation en petits segments qui se dissolvent graduellement autour de la matrice d'aluminium avec l'augmentation du temps de mise en solution. À la température de mise en solution de 515 °C, la fusion de la phase de cuivre eutectique à lieu, ces particules en fusion se transforment en des phases brillantes sans structure lors de la trempe.

Dans le but d'obtenir une concentration maximale de particules de Mg et Si dans la solution solide, Apelian et al.¹⁷ ont suggéré que la température de mise en solution devrait être le plus près possible de la température eutectique. Le contrôle de cette température est très critique, parce que lorsque le point de fusion est dépassé, la fusion se localise alors aux frontières du grain et les propriétés mécaniques sont ainsi diminuées. Une temporaire "surchauffe" de l'alliage, i.e. sans dépassement du point de fusion, mène à la formation de

vides⁵¹. Un autre phénomène peut également causer la formation de ces micro vides : les phases solubles contenant du Mg ont tendance à quitter en retard les micro vides quand elles se dissolvent, plus particulièrement quand ces particules de phases sont grosses, ce qui est le cas pour l'alliage GM, figure 72. Ceci est attribué à la différence de densité entre les particules de la phase et la matrice et du temps requis pour que les atomes d'aluminium diffusent dans les volumes (vides) autrefois occupés par les particules. L'effet est encore plus négatif si ces vides sont combinés avec une haute température d'oxydation⁵².

6.2.1.3 Phases de précipitation

Aux figures 80 et 81, on peut comparer respectivement, la taille ainsi que la distribution des particules de phases précipitées quand les éprouvettes de traction de l'alliage GM ont été vieilli (traitement thermique T6) à la condition optimale de vieillissement (16 heures à 150 °C) et à la condition de survieillessement (48 heures à 250 °C). Le durcissement se produit grâce à la précipitation des particules des phases Al_2Cu et Mg_2Si . À la condition optimale de vieillissement, les phases θ'' (Al_2Cu) et β' (Mg_2Si) sont métastables et cohérentes avec la matrice. L'augmentation du temps ou de la température de vieillissement augmente la tailles de ces particules et change graduellement leur composition chimique. Les phases à l'équilibre θ (Al_2Cu) et β (Mg_2Si) apparaissent alors et forment des particules incohérentes qui sont responsables de la détérioration de la résistance de l'alliage⁵³. Les particules précipitées à la condition optimale de vieillissement sont extrêmement fines, ceci est clairement montré par la microscopie optique, figure 80. En fait, ces particules apparaissent sous la forme d'aiguille comme le montre les flèches. À la

condition de survieillissement (figure 81), les particules sont visibles et peuvent être distinguées des autres phases non dissoutes qui sont marquées par les flèches.

D'autre part, pour arriver à clairement comprendre la nature de ces particules, des échantillons polis (figure 21) ont été attaqués par une solution Keller et examinés par la suite au microscope à balayage électronique équipé d'un système de rayon-X à dispersion d'énergie (EDXS).

La figure 82 montre la distribution homogène des particules précipitées au travers la matrice quand les éprouvettes de traction sont à la condition optimale de vieillissement. La taille de ces particules varie entre 0.2 et 0.5 μm . On remarque que les frontières des particules ne sont pas très précises. L'analyse EDX correspondante (figure 83) révèle une réflexion de Mg et de Cu très diffuse indiquant la cohérence de ces particules avec la matrice. À la condition de survieillissement, figure 84, deux types de phases peuvent être distingués, i.e. Al_2Cu et Mg_2Si . Les particules de la phase Al_2Cu sont caractérisées par leur grande taille et également par leurs frontières bien définies indiquant l'incohérence de celles-ci avec la matrice (marqué par la flèche). L'analyse EDX correspondante (figure 85) révèle une puissante réflexion de Mg et de Cu comparativement à celle montrée à la figure 83 pour l'échantillon à la condition optimale de vieillissement.

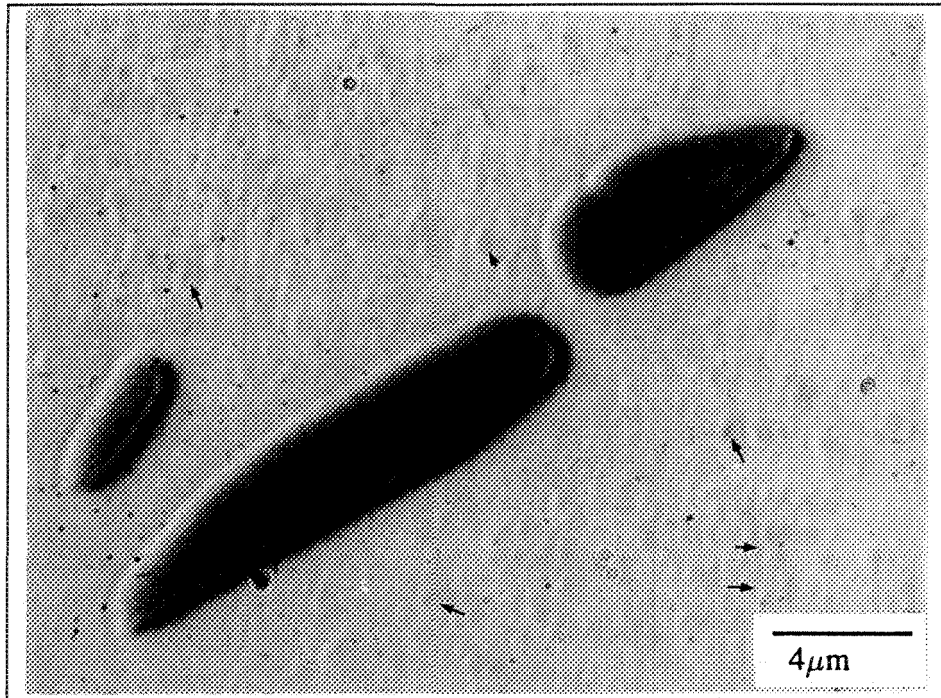


Figure 80 Particules de phases précipitées de l'alliage GM après un vieillissement de 16 heures à 150 °C (T6).

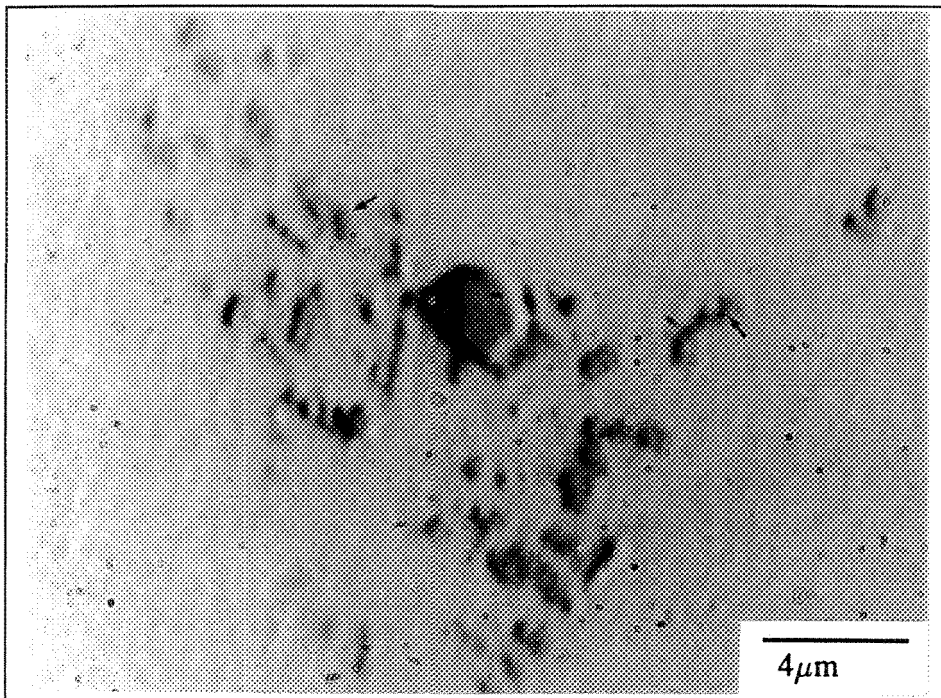


Figure 81 Particules de phases précipitées dans l'alliage GM après un vieillissement de 48 heures à 250 °C (T6).

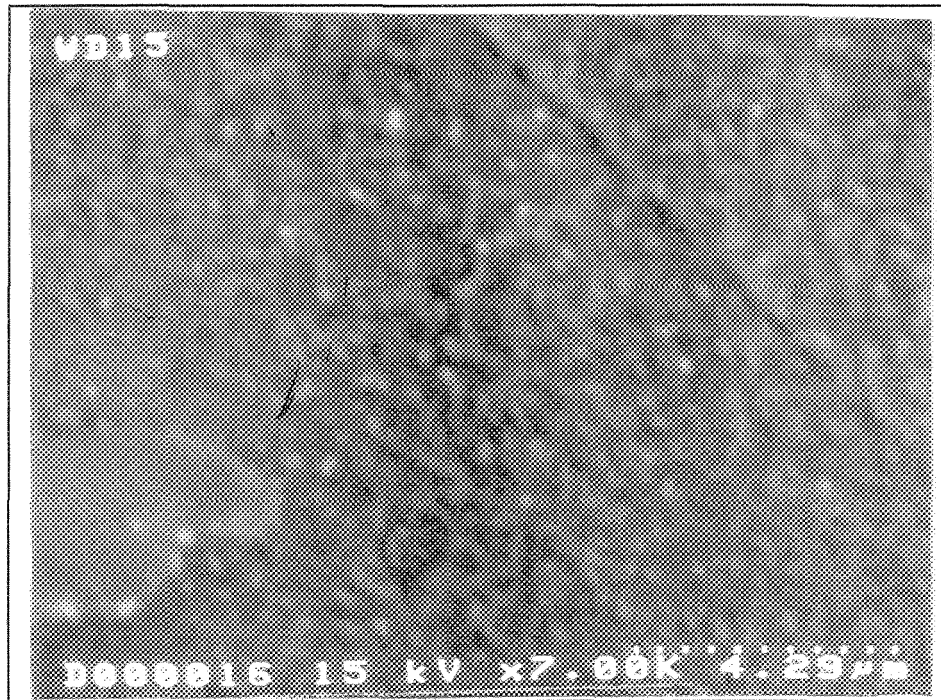


Figure 82 Distribution des particules précipitées dans l'alliage GM après un vieillissement de 16 heures à 150 °C (T6).

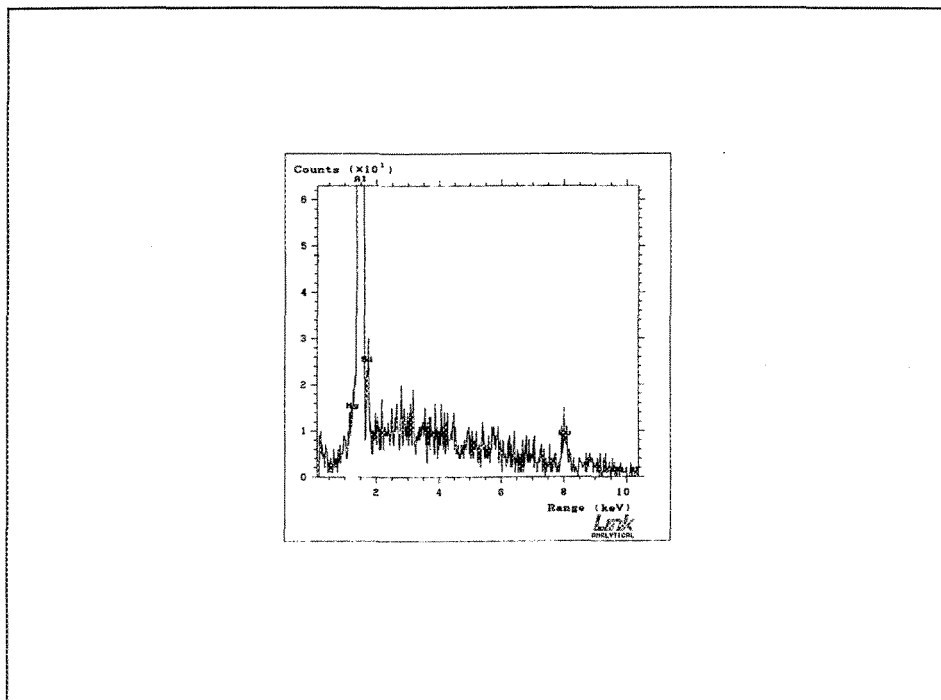


Figure 83 Analyse EDX des phases présentes à la figure 82.



Figure 84 Distribution des particules précipitées dans l'alliage GM après un vieillissement de 48 heures à 250 °C (T6).

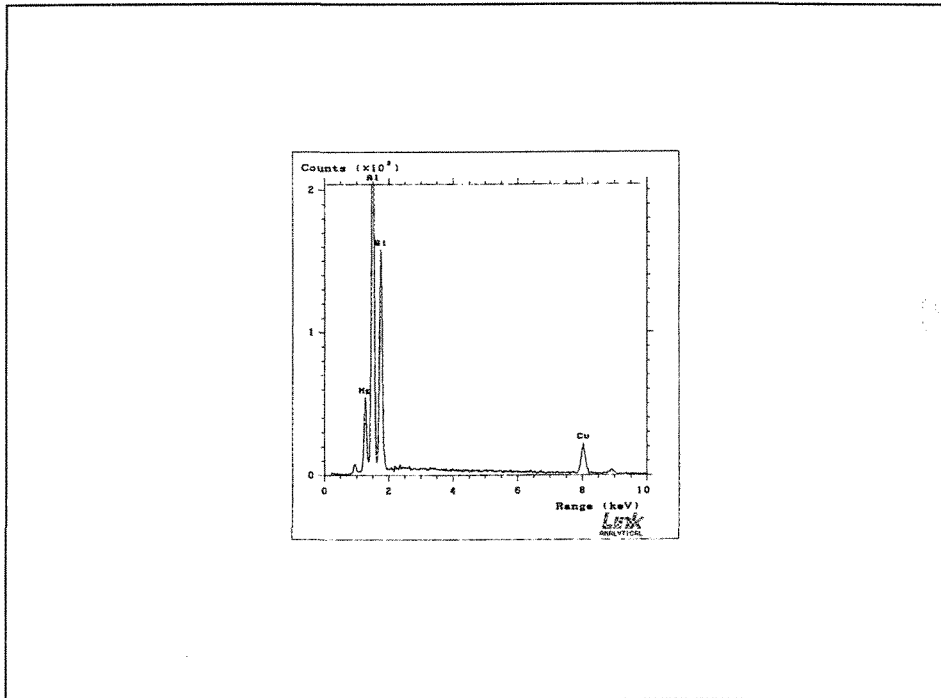


Figure 85 Analyse EDX des phases présentes à la figure 84.

6.2.2 Fractographie

L'analyse de la fractographie (comportement en rupture) a été réalisé à l'aide d'un microscope à balayage électronique. Les photographies ont été pris directement sur la surface de rupture de l'éprouvette de traction. Les échantillons utilisés sont, comme dans le cas de la micrographie, ceux qui ont présenté les meilleurs propriétés mécaniques lors des essais de traction pour la condition étudiée.

6.2.2.1 Alliage G

Le tableau 7 montre les propriétés mécaniques de traction des éprouvettes de traction de l'alliage G sélectionnées pour l'observation de leur surface de rupture après différentes conditions. Les photographies correspondantes sont présentées un peu plus loin à la suite du texte.

Tableau 7 Propriétés mécaniques de traction correspondant aux photographies de l'alliage G.

| Figure | Condition | Limite élastique (MPa) | Limite ultime (MPa) | % Déformation |
|--------|-------------------------|------------------------|---------------------|---------------|
| 86 | Après coulée | 146 | 221 | 2.282 |
| 87 | M.E.S.* (8 h. à 505 °C) | 161 | 280 | 4.242 |
| 88 | T5 (4 h. à 180 °C) | 135 | 199 | 1.595 |
| 89 | T5 (16 h. à 180 °C) | 183 | 229 | 1.185 |
| 90 | T6 (8 h. à 150 °C) | 204 | 275 | 1.777 |
| 91 | T6 (16 h. à 150 °C) | 260 | 304 | 1.353 |

* Mise en solution

La surface de rupture de l'échantillon après coulée révèle en général une rupture ductile comme montré à la figure 86(a). Un haut agrandissement de la fractographie à la même condition, figure 86(b), amplifie la nature fragile de la phase de silicium eutectique. Le traitement de mise en solution, 505 °C pendant 8 heures, résulte en une amélioration significative de la ductilité de l'alliage, ceci est évident à la figure 87(a) où de large "fossettes" peuvent d'être aperçues. Toutefois, la mise en solution à 505 °C ne présente pas une complète sphéroïdisation des particules de silicium eutectique comme le montre la figure 87(b). Néanmoins, la grosseur de ces particules est plus petite, comparées à celles montrées à la condition après coulée, figure 86(b).

Le vieillissement après coulée des éprouvettes de traction pendant 4 heures à 180 °C ne présente pas de changements significatifs des caractéristiques générales de la rupture, comme montré à la figure 88(a). Toutefois, plusieurs micro craques (craques secondaires) sont vues passant au travers des particules des phases de Si, Fe et Cu dans les régions interdendritiques, figure 88(b). Une augmentation du temps de vieillissement à cette même température mène à une plus grande précipitation des phases Al_2Cu et Mg_2Si , lesquelles ont tendance à durcir l'alliage ainsi qu'à augmenter la résistance de ce dernier. Ce phénomène explique l'augmentation remarquée dans le nombre de micro craques montrées à la figure 89 comparées à celle présentées à la figure 88.

Quand l'alliage est mis en solution à 505 °C pendant 8 heures, ce traitement résulte en :

- 1) une sphéroïdisation partielle des particules de silicium eutectique et une plus grande fraction volumique d'aluminium ductile dans la matrice,
- 2) une dissolution de beaucoup plus de Mg et de Cu,
- 3) une homogénéisation de la microstructure.

Suivant la mise en

solution et la trempe, le vieillissement à la température de 150 °C de la microstructure supersaturée permet un meilleur contrôle de la cinétique de la précipitation des particules des phases Mg_2Si et Al_2Cu . La figure 90(a), montre plutôt un clivage de la surface de rupture fragile et plus de particules de phases intermétalliques. Relativement à cela, la propagation de profondes micro craques dans la matrice au dessous de la surface de rupture peut facilement être vue à la figure 90(b). Comme espéré, l'augmentation du temps de vieillissement augmente la fragilité de l'alliage, d'où la présence de plus de craques secondaires (figure 91).

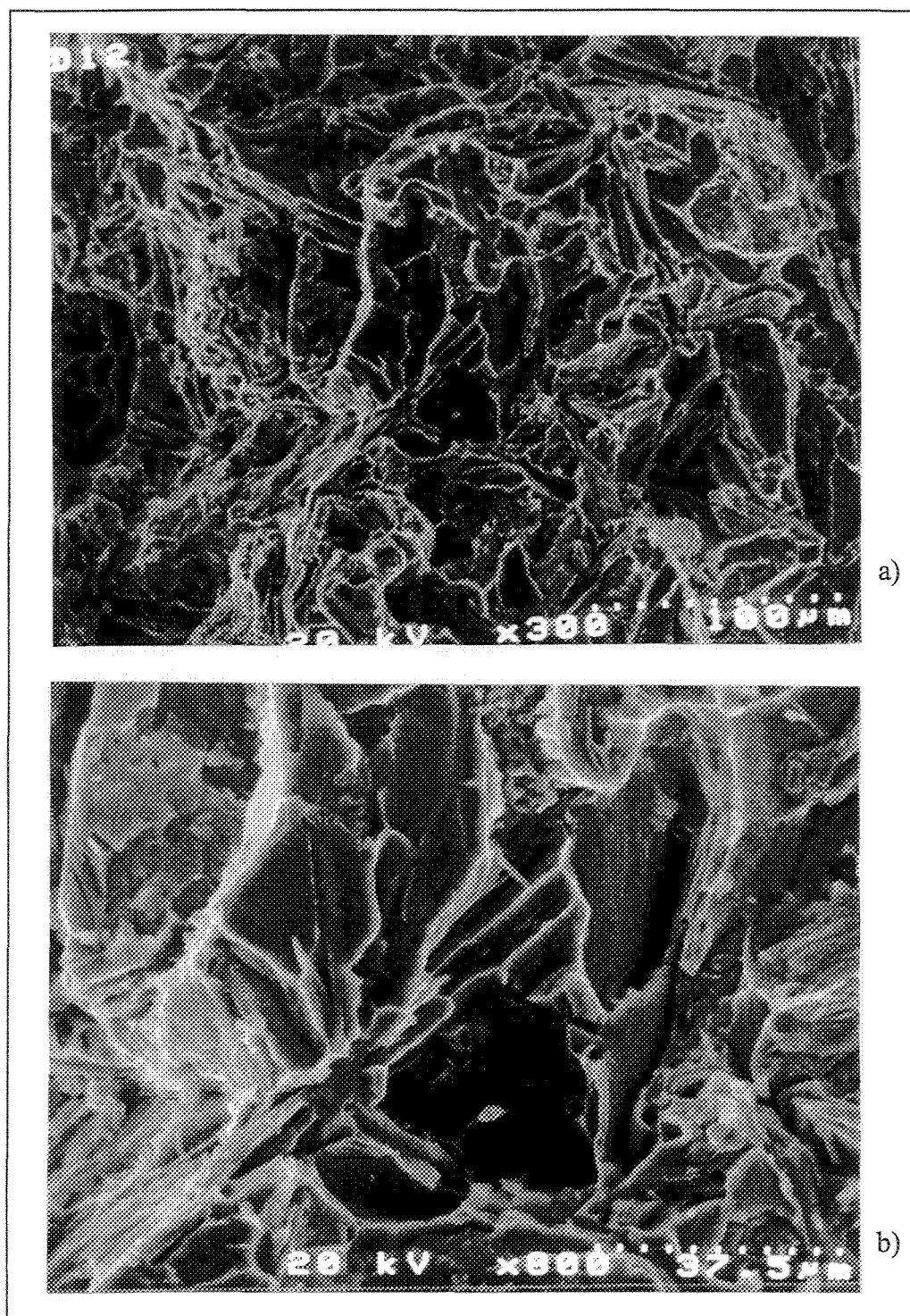


Figure 86 Fractographie de l'alliage G après coulée.

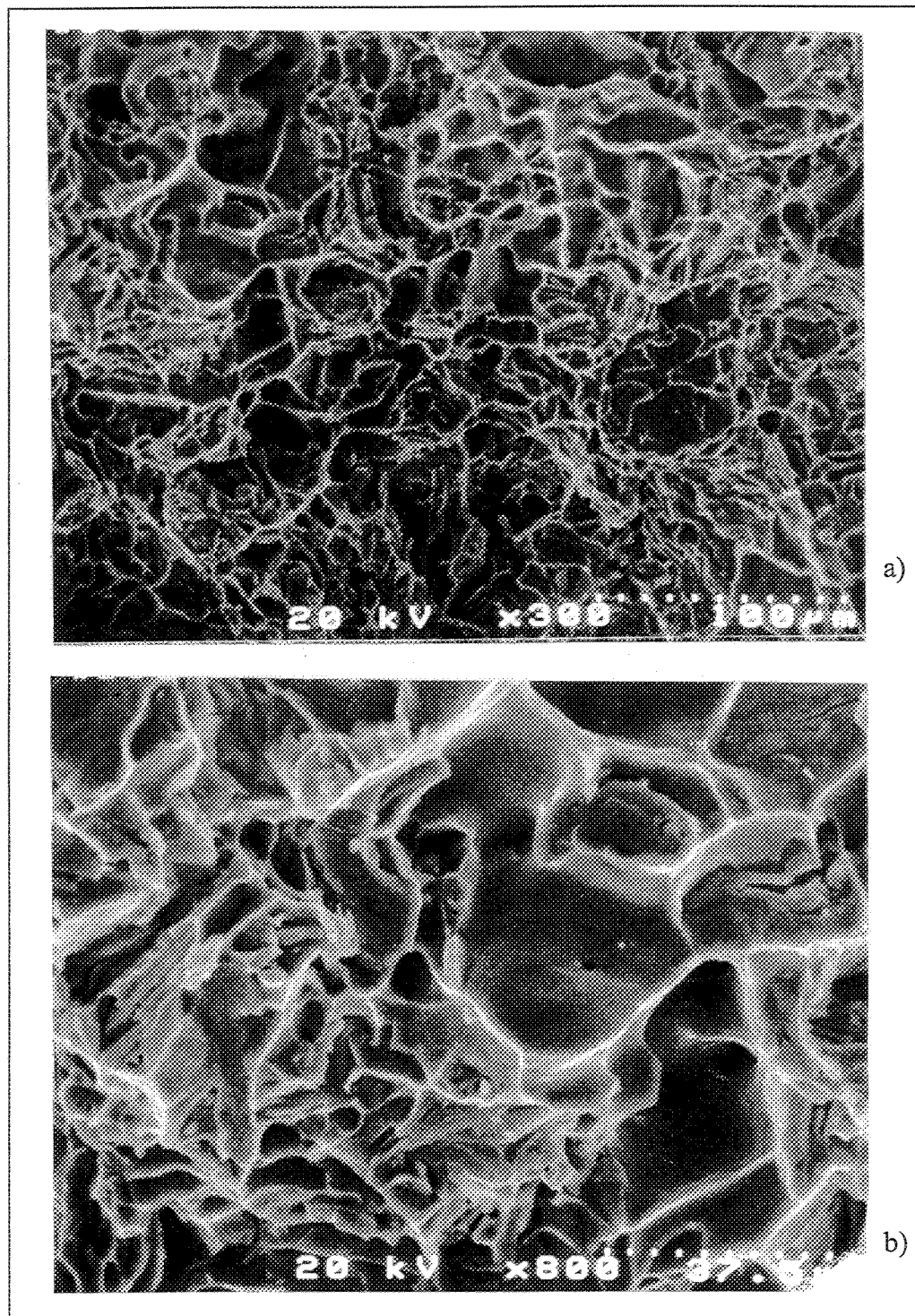


Figure 87 Fractographie de l'alliage G après mise en solution à 500 °C pendant 8 heures et trempé.

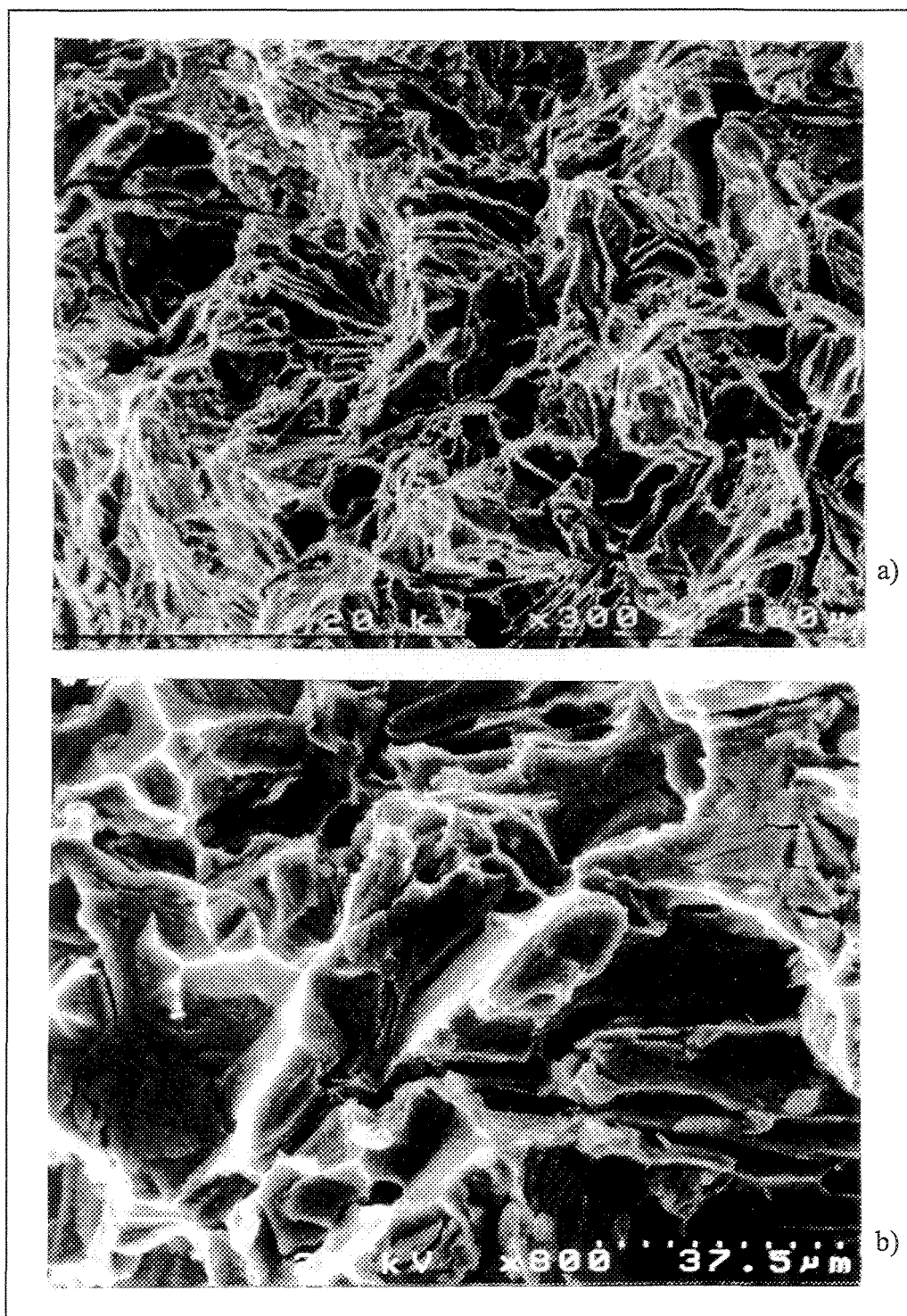


Figure 88 Fractographie de l'alliage G après un vieillissement de 4 heures à 180 °C (Traitement thermique T5).

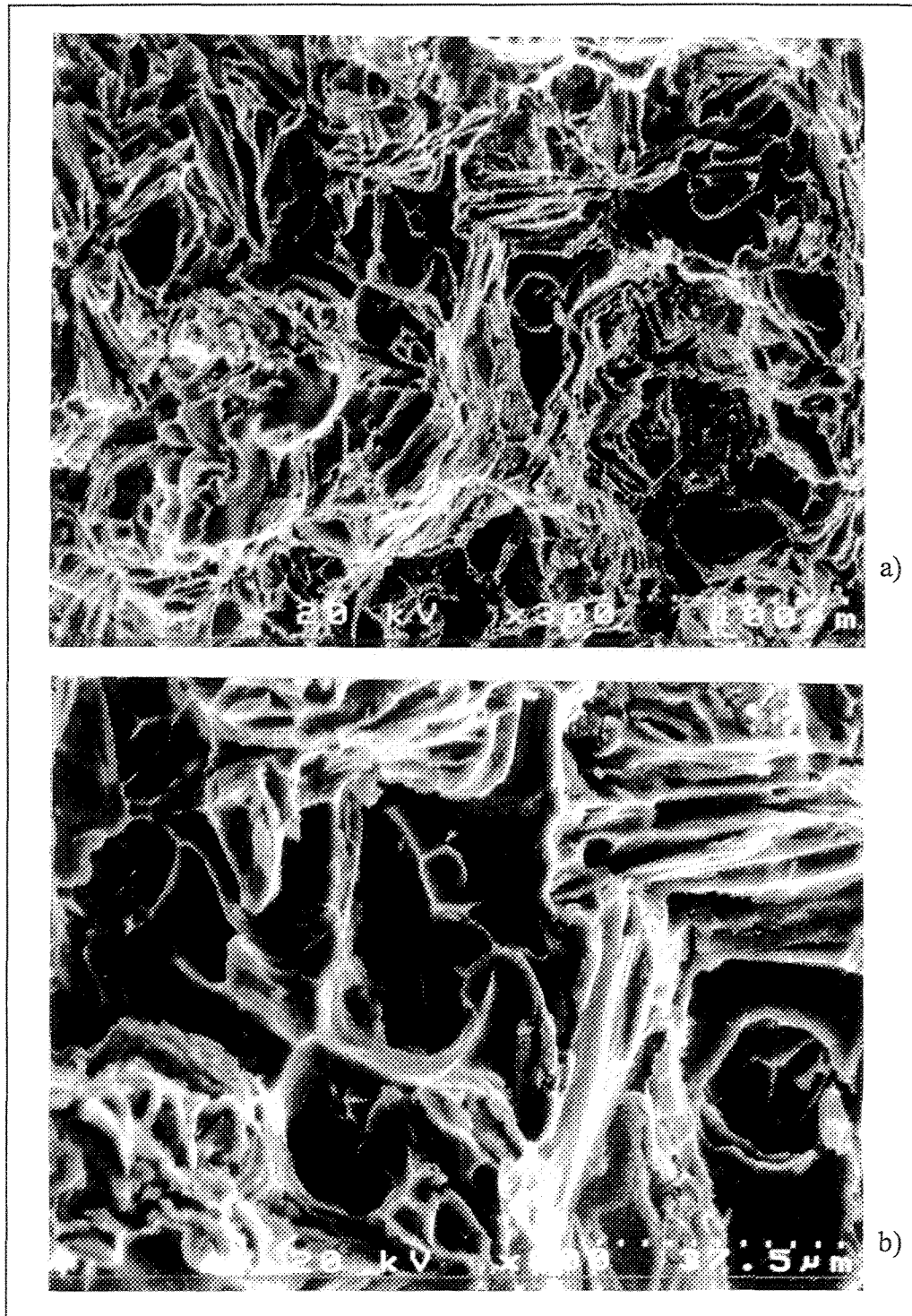


Figure 89 Fractographie de l'alliage G après un vieillissement de 16 heures à 180 °C (Traitement thermique T5).

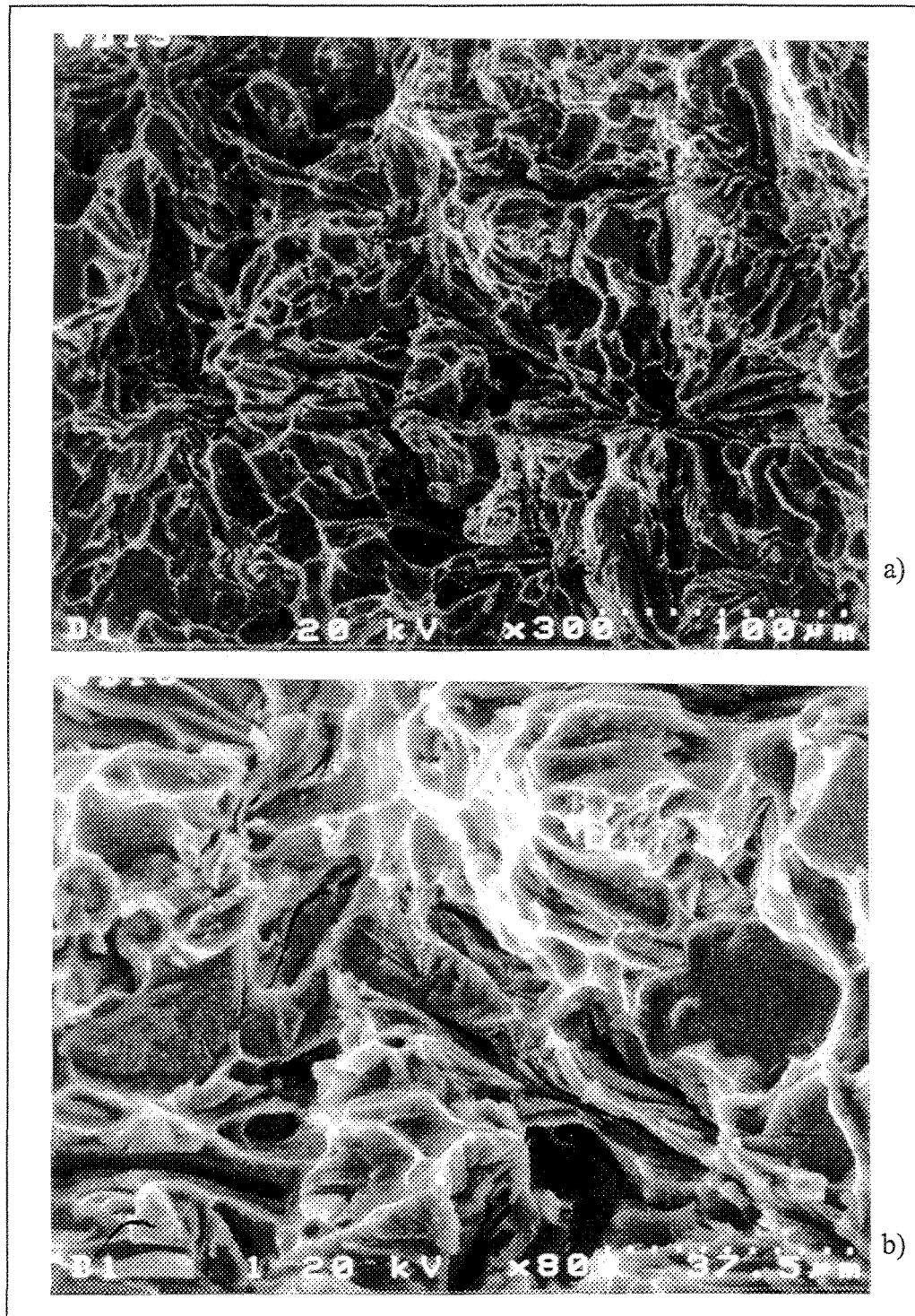


Figure 90 Fractographie de l'alliage G après un vieillissement de 8 heures à 150 °C (Traitement thermique T6).

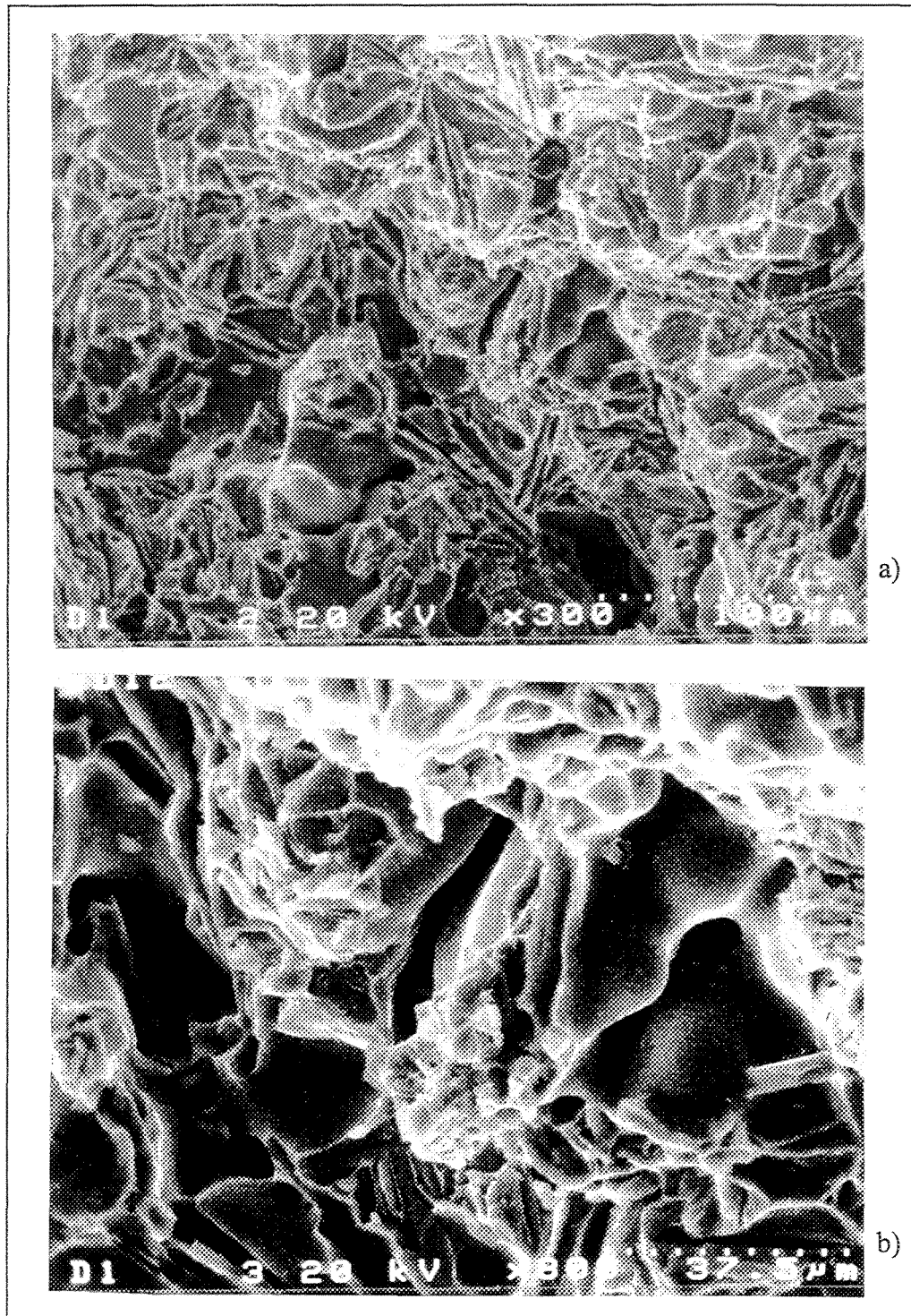


Figure 91 Fractographie de l'alliage G après un vieillissement de 16 heures à 150 °C (Traitement thermique T6).

6.2.2.2 Alliage GM

Le tableau 8 résume les propriétés mécaniques de traction des éprouvettes de traction de l'alliage GM sélectionnées pour l'observation de leur surface de rupture après différentes conditions. Comme c'est le cas dans la partie précédente, les photographies correspondantes sont présentées un peu plus loin à la suite du texte.

Tableau 8 Propriétés mécaniques de traction correspondant aux photographies de l'alliage GM.

| Figure | Condition | Limite élastique (MPa) | Limite ultime (MPa) | % Déformation |
|--------|------------------------|------------------------|---------------------|---------------|
| 92 | Après coulée | 181 | 241 | 1.231 |
| 93 | M.E.S. (8 h. à 505 °C) | 217 | 330 | 3.652 |
| 94 | T5 (4 h. à 180 °C) | 217 | 246 | 0.833 |
| 95 | T5 (16 h. à 180 °C) | 148 | 265 | 0.769 |
| 96 | T6 (6 h. à 150 °C) | 153 | 347 | 2.584 |
| 97 | T6 (16 h. à 150 °C) | 362 | 400 | 1.405 |
| 98 | M.E.S (8 h. à 540 °C) | --- | 23 | 0.040 |

L'augmentation de la concentration de Mg à 0.45 % montre une modification partielle des particules de silicium eutectique i.e. les particules montrées à la figure 92(a) sont plus petites que celles de la figures 86(a) (Mg \approx 0.1 %). On remarque également une augmentation de la fraction volumique de la phase intermétallique de Cu, figure 92(b).

Le traitement de mise en solution de l'alliage GM à 505 °C pendant 8 heures semble être plus efficace dans la réduction de la taille des particules de Si, lesquelles contribuent

grandement à l'amélioration de la ductilité de l'alliage comme le montre la figure 93 par la présence de larges "fossettes".

L'augmentation de la concentration de Mg résulte en la précipitation d'un grand volume de particules de la phase Mg_2Si durant le vieillissement (traitement thermique T5), particulièrement à des températures au dessus de 180 °C. Ce phénomène est clairement démontré à la figure 94. L'augmentation du temps de vieillissement à la température de 180 °C améliore naturellement le durcissement par précipitation lequel rend l'alliage plus fragile et résulte en de sévères craques secondaires à travers la matrice. Ce mécanisme mène très tôt à une rupture lors des essais de traction (figure 95).

Comme mentionné précédemment, le traitement thermique T6 cause une plus grande précipitation des particules des phases durcissantes, d'où une plus grande résistance de l'alliage. La surface de rupture des éprouvettes de traction ayant subit un vieillissement de 8 heures à 150 °C montre une rupture fragile avec la présence plus ou moins évidente d'une structure ondulée, figure 96. De sévères craques secondaires sont les principales observations qui sont vues de la surface de rupture des éprouvettes de traction ayant subit un vieillissement de 16 heures à 150 °C, comme montré à la figure 97.

6.2.2.3 Fusion naissante

Comme décrit dans la section de la micrographie, le traitement de mise en solution de l'alliage GM à des températures plus élevées que le point de fusion des phases Al_2Cu et $Al_3Mg_8Si_6Cu_2$ cause une partielle ou complète fusion de ces particules. Ceci résulte en une rapide détérioration de la résistance de l'alliage comme montré au tableau 8 (figure 98).

Cette rupture catastrophique est attribuée principalement à la formation de larges porosités, montrées à la figure 98(a). Il est intéressant de noter que la rupture fragile de ces phases riches en Cu est due à une rapide solidification lorsque ces dernières en fusion (à l'intérieur de l'éprouvette de traction) sont trempées dans l'eau, figure 98(b).

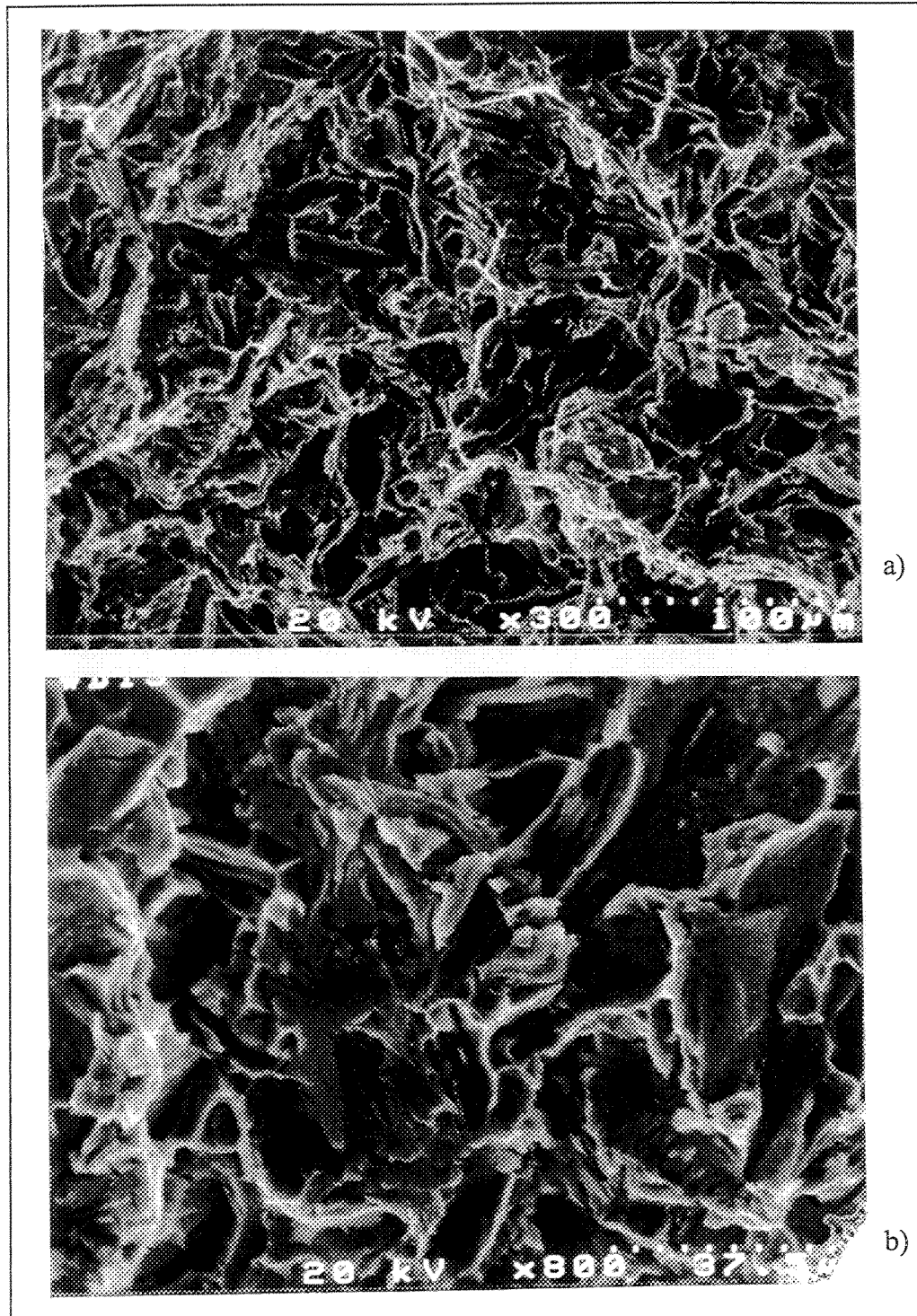


Figure 92 Fractographie de l'alliage GM après coulée.

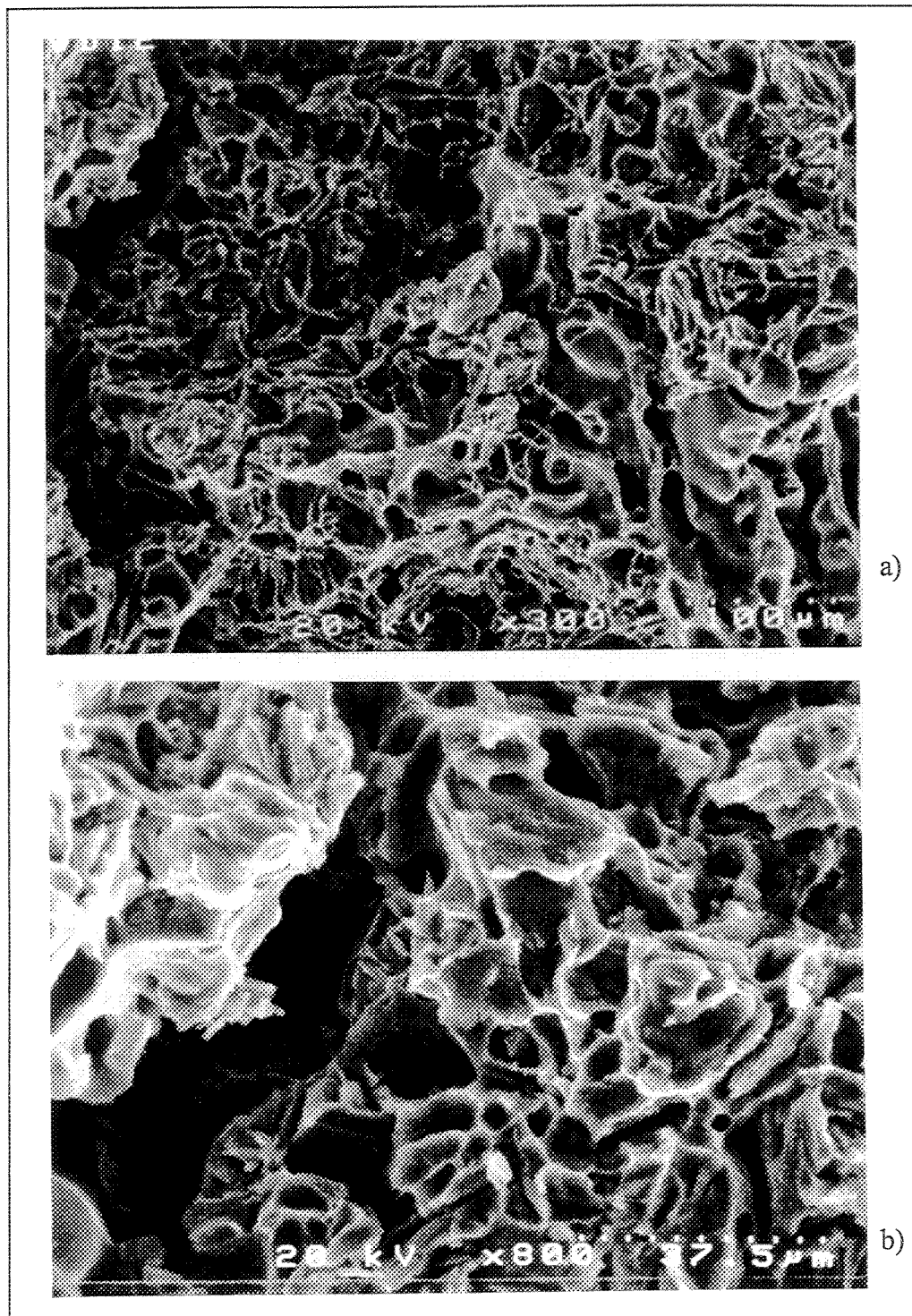


Figure 93 Fractographie de l'alliage GM après mise en solution à 505 °C pendant 8 heures.

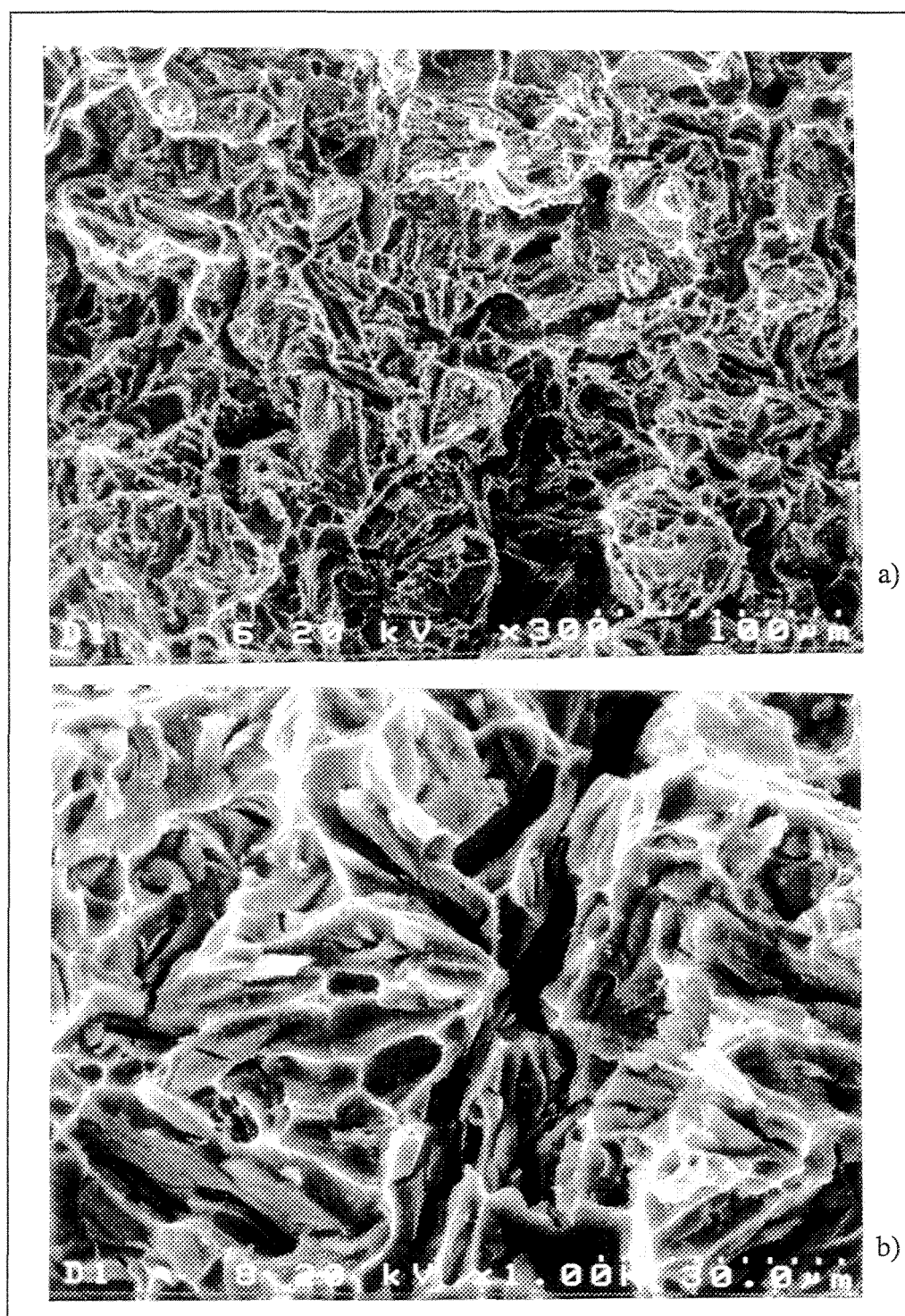


Figure 94 Fractographie de l'alliage GM après un vieillissement de 4 heures à 180 °C (traitement thermique T5).

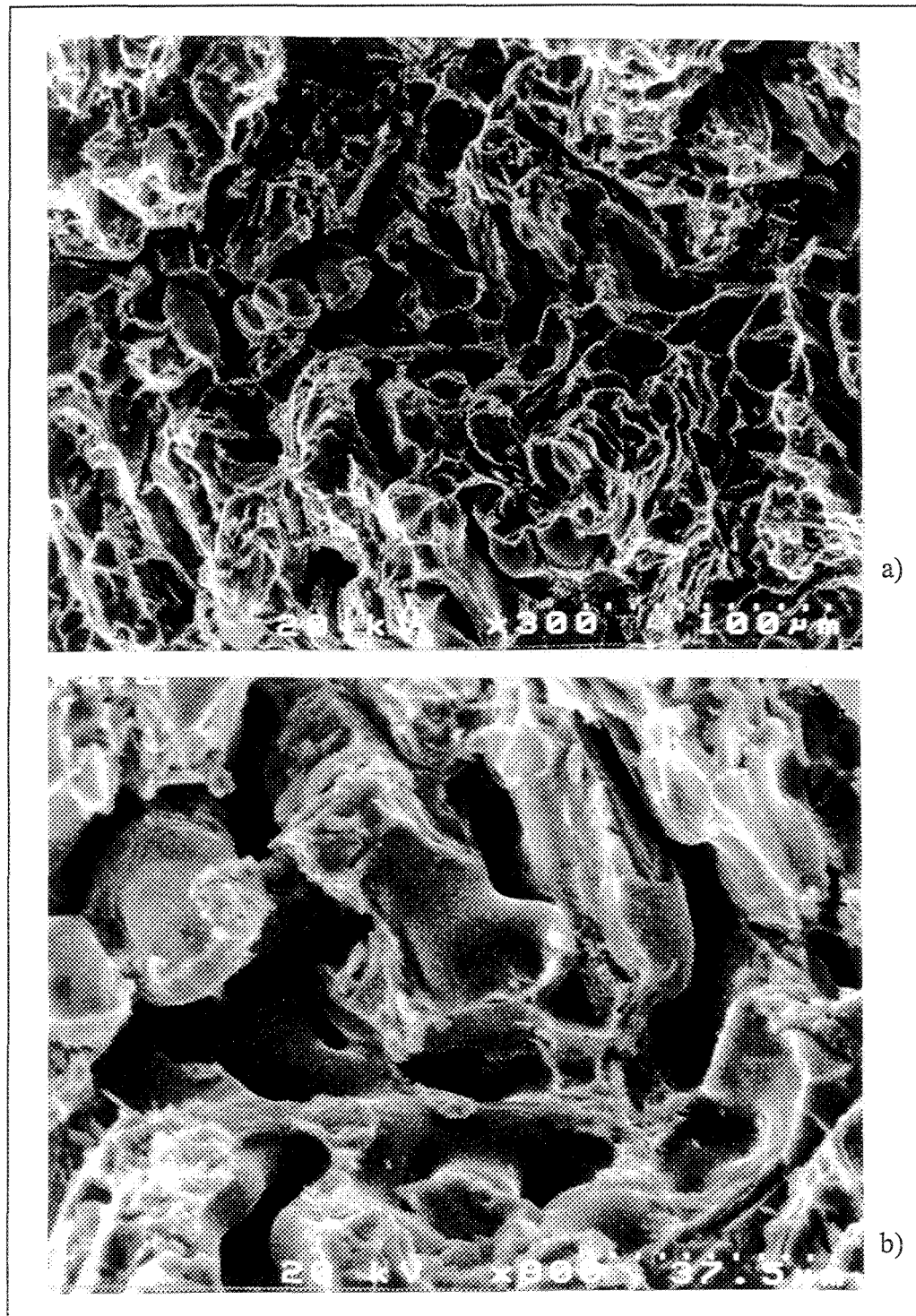


Figure 95 Fractographie de l'alliage GM après un vieillissement de 16 heures à 180 °C (traitement thermique T5).

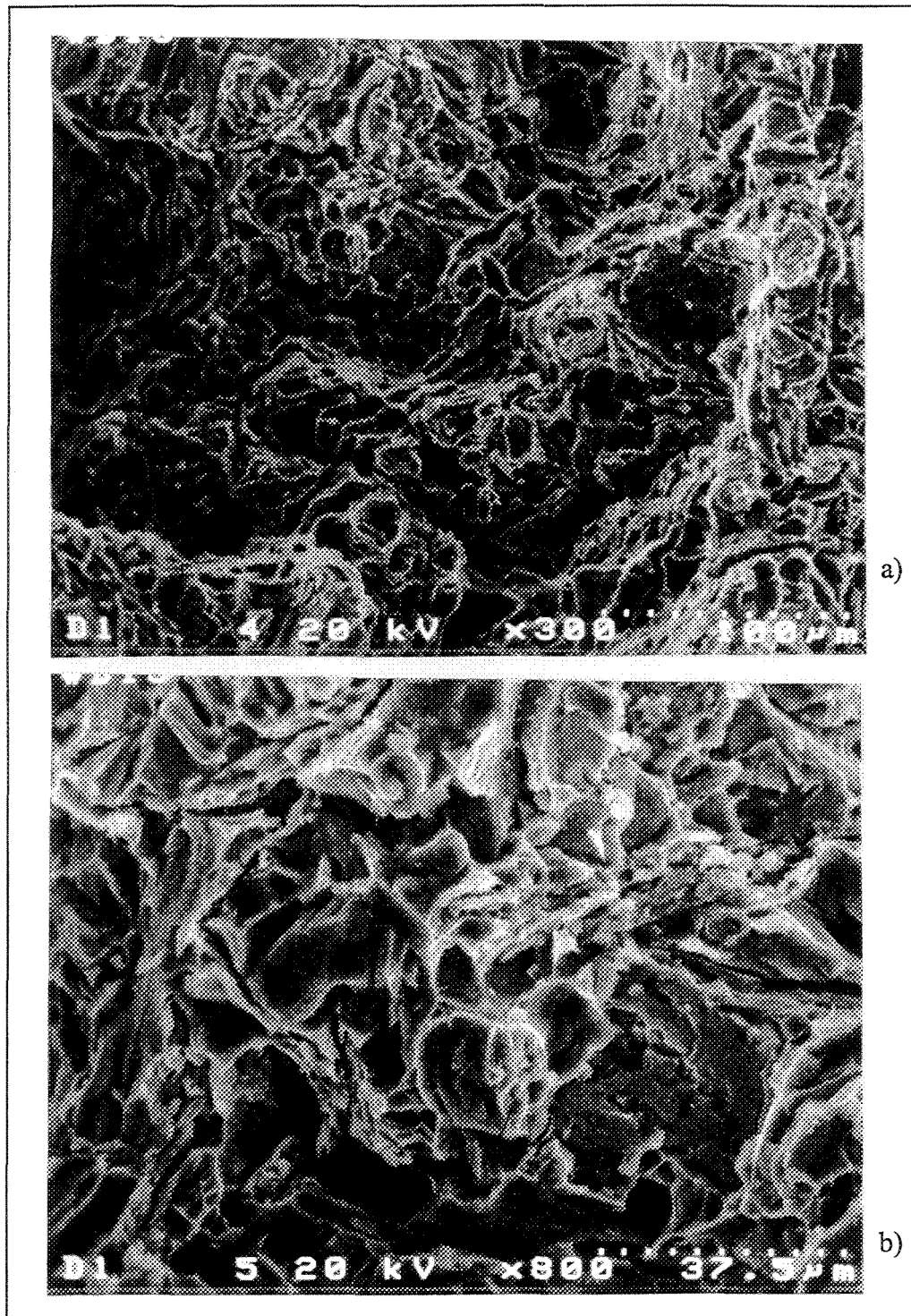


Figure 96 Fractographie de l'alliage GM après un vieillissement de 8 heures à 150 °C (Traitement thermique T6).

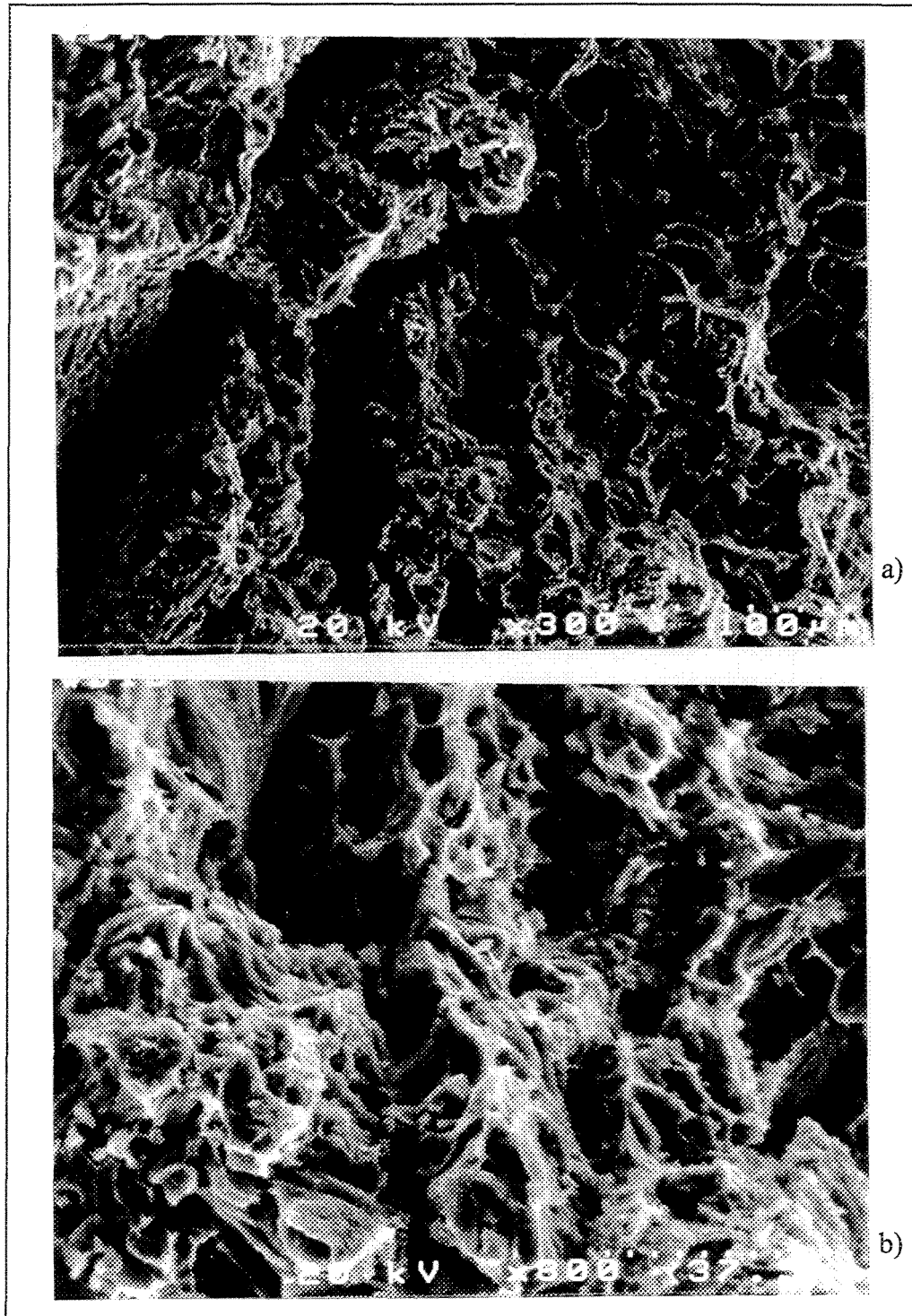


Figure 97 Fractographie de l'alliage GM après un vieillissement de 16 heures à 150 °C (Traitement thermique T6).

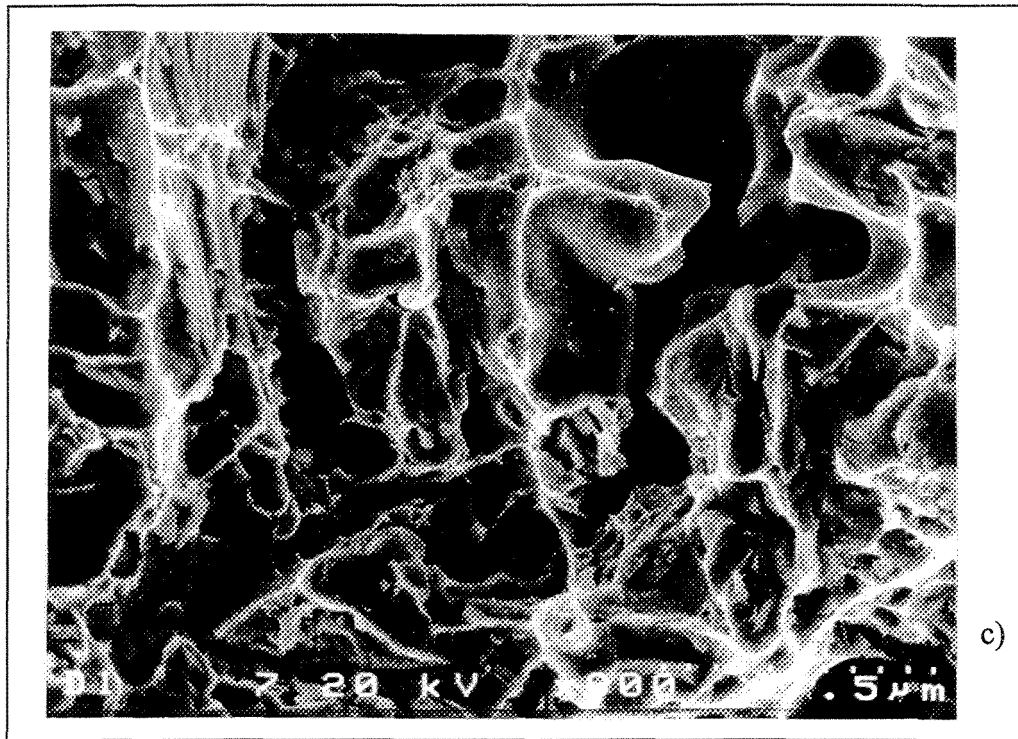


Figure 97 Fractographie de l'alliage GM après un vieillissement de 16 heures à 150 °C (Traitement thermique T6).

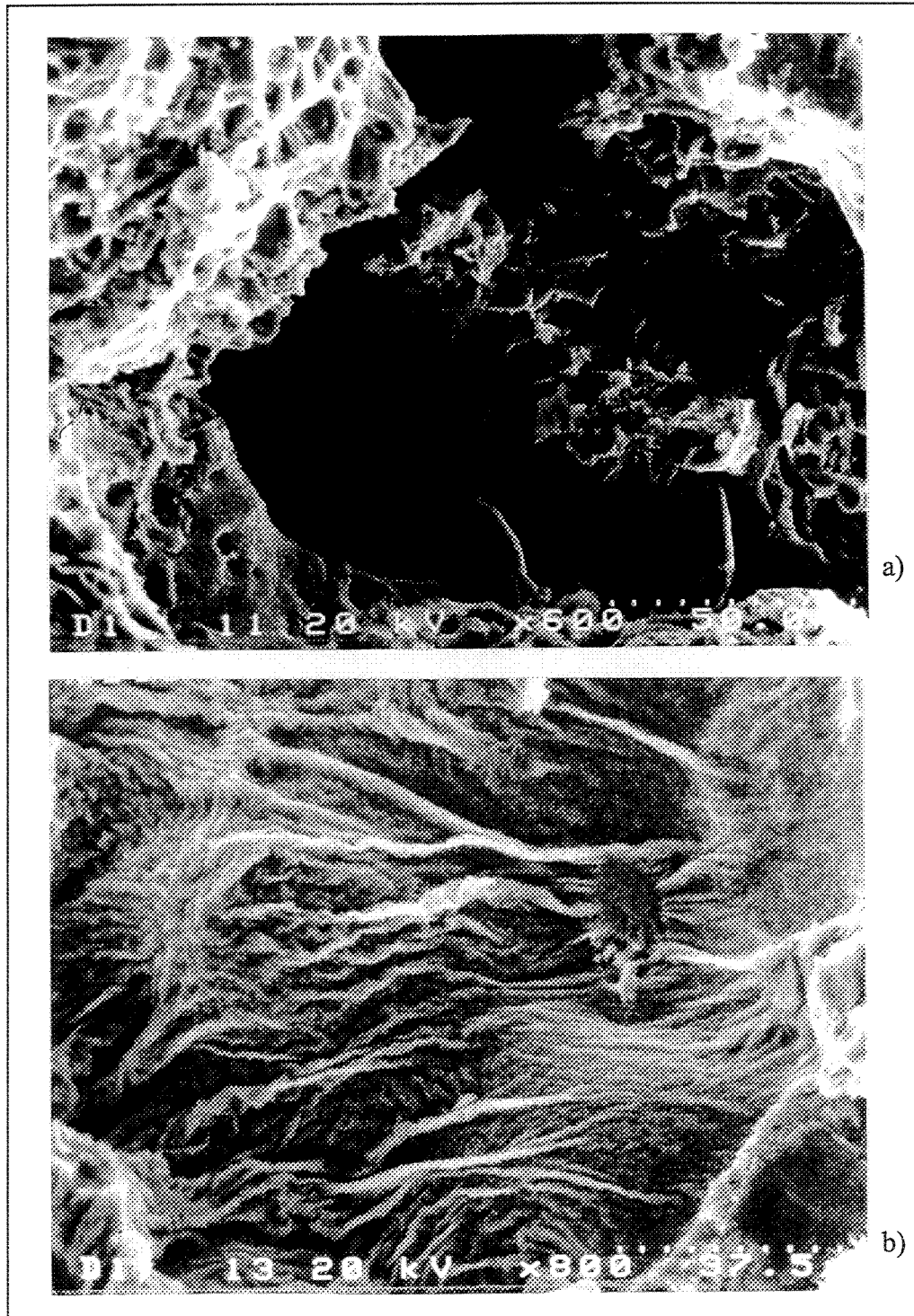


Figure 98 Fractographie de l'alliage GM après mise en solution à 540 °C pendant 8 heures et trempe (fusion naissante).

CONCLUSIONS

CONCLUSIONS

RÉSUMÉ

Le travail présenté s'est attaché à l'étude des effets du titre en magnésium et des traitements thermiques T5 et T6 sur les propriétés de l'alliage d'aluminium 319 non modifié et modifié. Les propriétés de l'alliage étudié ont été en premier lieu la fluidité et ensuite les propriétés mécaniques de traction, soit la limite élastique, la limite ultime et l'allongement à la rupture.

La fluidité a été mesurée afin de s'assurer que l'addition de magnésium, de strontium (modification de la phase de silicium eutectique) et de TiB_2 (affinement de la taille du grain) ne diminuait pas celle de l'alliage de base. Les propriétés mécaniques de traction ont été mesurées dans le but d'optimiser les traitements de vieillissement des traitements thermiques T5 et T6. Dans un même temps, l'influence de plusieurs paramètres tels que l'addition de magnésium, de strontium, de TiB_2 ainsi que la température et le temps de vieillissement ont pu être observés. Par la suite l'étude de la microstructure et de la fractographie est présentée et permet de beaucoup mieux comprendre l'influence des paramètres précédents. Tout ceci dans le but de minimiser les coûts de production de l'alliage d'aluminium 319 en proposant un changement dans sa concentration en magnésium.

SYNTHÈSE DES RÉSULTATS

A partir de l'ensemble des résultats présentés dans les chapitres 4, 5 et 6, il est possible de tirer les conclusions suivantes :

- 1) L'addition de magnésium dans des proportions de l'ordre de 0.4 à 0.5 % dans les alliages d'aluminium A319.1 et A319.2 ne change pas beaucoup la fluidité de ces derniers. La modification avec le strontium devrait mener à une amélioration de la fluidité d'environ 10 %, spécialement à haute température. Toutefois, la modification résulte en une augmentation de la proportion de porosités lesquelles devraient affecter les propriétés mécaniques de l'alliage.
- 2) L'augmentation de la proportion de magnésium dans l'alliage, mène simultanément à la précipitation des particules des phases Al_2Cu et Mg_2Si lesquelles améliorent la résistance de celui-ci comparativement à celle de l'alliage de base.
 - a) À la condition après coulée, la limite élastique augmente de 140 MPa à 175 MPa.
 - b) Après un vieillissement de 8 heures à 180 °C (T5), l'alliage contenant un haut niveau de magnésium donne des valeurs de limite élastique et de limite ultime de 60 % et 30 % respectivement, supérieures à celles obtenues par l'alliage de base (alliage 319.2).
 - c) La limite élastique et la limite ultime des éprouvettes de traction de l'alliage contenant 0.45 % de Mg (alliage primaire) et ayant subi une mise en solution ont été amélioré d'au moins 30 %.

- d) Un vieillissement pendant 8 heures à 180 °C après mise en solution (traitement thermique T6), améliore davantage ce dernier niveau (40 %).
- 3) En général, l'alliage primaire avec un haut niveau de magnésium montre une excellente réponse au durcissement par précipitation (vieillissement) lors des traitements T5 et T6.
- 4) L'augmentation de la fraction volumique des phases intermétalliques i.e. alliage secondaire, réduit la ductilité de l'alliage soit à la condition après coulée ou soit après le traitement de mise en solution. Les propriétés mécaniques de traction de l'alliage secondaire (A319.1) contenant différents niveaux de magnésium, sont inférieures à celles obtenues par l'alliage primaire sous des conditions similaires.
- 5) Dans les alliages primaire et secondaire, l'augmentation du niveau de magnésium mène à la précipitation d'une grande proportion de minces plaquettes des particules de la phase $Al_3Mg_8Cu_6Si_2$ durant la solidification. Leur dissolution lors du traitement de mise en solution est plutôt lente.
- 6) Après vieillissement artificiel, la rupture de l'alliage contenant 0.45 % de Mg commence au centre des éprouvettes de traction par l'apparition de craques primaires qui ensuite se propagent vers l'extérieur de façon radiale. La présence de craques secondaires dans la matrice sous la surface de rupture mène à une rupture rapide.

RECOMMANDATIONS

RECOMMANDATIONS

Comme la présence d'un plus haut pourcentage de magnésium (0.45 %) dans l'alliage 319 influence pas ou très peu les propriétés de ce dernier, il serait préférable de changer la norme actuelle de 0.10 %. Ceci permettrait entre autre de diminuer les coûts de production de cet alliage par l'élimination de procédés de nettoyage (chlore) très polluants.

Il serait intéressant d'étudier la rupture en fatigue ainsi que la ténacité de l'alliage 319 suite à une augmentation du niveau de magnésium, une modification et un affinement de la taille du grain, ceci à partir des paramètres optimaux des traitements thermiques T5 et T6 observés dans cette étude.

LISTE DES PUBLICATIONS

LISTE DES PUBLICATIONS

- 1) Effect of Mg Content on the Dimensional Stability and Tensile Properties of Heat Treated Al-Si-Cu (319) Type Alloys.
P. OUELLET, F. H. SAMUEL, D. GLORIA and S. VALTIERRA
Int. J. Cast Metals, 1997, sous presse.
- 2) Microstructural Interpretation of Thermal Analysis of Commercial 319 Aluminum Alloy with Magnesium and Strontium Additions.
A. M. SAMUEL, P. OUELLET, H. W. DOTY and F. H. SAMUEL
AFS Transactions, 1997, sous presse.
- 3) Effect of Mg and Sr Additions on Iron and Copper Intermetallics in Al-6%Si-3.5%Cu-(0.45-0.8)%Fe 319 Type Alloys.
F. H. SAMUEL, P. OUELLET, A. M. SAMUEL and H. W. DOTY
Metall. Mater. Trans. A, 1997, accepté.
- 4) Effect of Mg Content on the Ageing Behaviour of 319 Type Aluminum Casting Alloys : Part I - Tensile Properties
P. OUELLET and F. H. SAMUEL
Int. J. Cast Metals, 1997, communiqué.
- 5) Effect of Mg Content on the Ageing Behaviour of 319 Type Aluminum Casting Alloys : Part II - Microstructure and Fractography
P. OUELLET and F. H. SAMUEL
Int. J. Cast Metals, 1997, communiqué.

BIBLIOGRAPHIE

BIBLIOGRAPHIE

- 1 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).
- 2 R. DASGUPTA, C. C. BROWN and S. MAREK, "Optimization of Properties in Strontium Modified 319 Alloy Castings", Proceedings of 2nd International Conference on Molten Aluminum Processing, Orlando, Florida, November 6-7 (1989); p. 3-1 - 3-32.
- 3 ASM Specialty Handbook, "Aluminum and Aluminum Alloys", J. R. Davis (ed.), ASM International, Materials Park, OH, (1993), 784 p.
- 4 A. PORTEVIN and P. BASTIEN, "Castability of Ternary Alloys", J. Inst. Metals, vol. 61 (1936), p. 45-58.
- 5 F. R. MOLLARD, M. C. FLEMING and E. F. NIYAMA, "Understanding Aluminum Fluidity : The Key to Advanced Cast Products", AFS Transactions, vol. 94 (1987), p. 647-652.
- 6 M. C. FLEMINGS, F. R. MOLLARD and H. F. TAYLOR, "Mold Variables Influence on Fluidity of Aluminium : Doubling Casting Ductility by Fluidity Control", AFS Transactions, vol. 69 (1961), p. 566-577.
- 7 G. LANG : "Giesseigenschaften and Oberflächenspannung von Aluminium und binären Aluminiumlegierungen", Part 1, Aluminium, vol. 48, no. 10 (1972), p. 664-672.
- 8 B. KOTTE : "Strontium Modification Gives Critical Melt Control", Modern Casting, May (1985), p. 33-35.
- 9 M. C. FLEMING, E. NIYAMA and H. F. TAYLOR : "An Experimental and Quantitative Evaluation of the Fluidity of Aluminium Alloys", AFS Transactions, vol. 69 (1961), p. 625-635.

-
- 10 S. VENKATESWARAN, R. M. MALLYA and M. R. SESHADRI, "Effect of Trace Elements on the Fluidity of Eutectic Al-Si Alloy Using the Vacuum Suction Technique", AFS Transactions, vol. 93 (1986), p. 701-707.
 - 11 F. R. MOLLARD, "Influence of Mold Variables on Fluidity of Aluminium Alloys", M. S. Thesis, Massachusetts Institute of Technology, Cambridge, MA (1960).
 - 12 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 and Technology, vol. 2, no. 4 (1986), p. 363-367.
 - 13 J. M. DORLOT, J.-P. BAILLON et J. MASOUNAVE, "Des Matériaux", Édition de l'École Polytechnique de Montréal (1986), 467 p.
 - 14 C. W. MEYERS, "Solution Heat Treatment Effects in A357 Alloys", AFS Transactions, vol. 92 (1985), p. 741-750.
 - 15 B. 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.
 - 16 J. C. WEISS and C. R. LOPEZ, Jr., "Primary Silicon in Hypereutectic Aluminium-Silicon Casting Alloys", AFS Transaction, vol. 94 (1987), p. 51-62.
 - 17 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.
 - 18 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.
 - 19 R. P. DUNN and W. Y. DICKERT, "Magnesium Effect on the Strength of A380.0 and 383.0 Aluminum Die Casting Alloys", Die Casting Eng., vol. 19 (1975), p. 12-20.
 - 20 W. JONSSON, SDCE Transactions (1964) Paper 73, 7 p.
 - 21 F. H. SAMUEL, A. M. SAMUEL and H. LIU, "Effect of magnesium content on the ageing behaviour of water-chilled Al-Si-Cu-Fe-Mn (380) alloy castings", J. Mater. Scien., vol. 30 (1995), p. 2531-2540.
 - 22 G. LESLIE ARMSTRONG, "Alloy Selections for Automotive Aluminum Castings".

-
- 23 H. BEUMLER, A. HAMMERSTAD, B. WIETING and R. DASGUPTA, "Analysis of Modified 319 Aluminum Alloy", AFS Transactions, vol. 96 (1988), p. 1-12.
 - 24 S. SHIVKUMAR, S. RICCI, Jr., C. KELLER and D. APELIAN, "Effect of Solution Treatment Parameters on Tensile Properties of Cast Aluminum Alloys", J. Heat Treating, vol. 8, no. 1 (1990), p. 63-70.
 - 25 S. SHIVKUMAR, S. RICCI, Jr. and D. APELIAN, "Influence of solution treatment on tensile properties of Sr-modified Al-Si-Mg alloys", Proceedings of the International Symposium on "Production and Electrolysis of Light Metals", 28th Annual Conf. of Metallurgists of CIM, Halifax, August 20-24 (1989), p.173-182.
 - 26 J. E. GRUZLESKI, F. PARAY, S.G. SHABESTARI and M. H. MULAZIMOGLU, "Applications of strontium in cast and wrought aluminum alloys", Proceedings of the International Symposium on "Recent Metallurgical Advances in Light Metals Industries", 34th Annual Conf. of Metallurgists of CIM, Vancouver, B.C., August 20-24 (1995), p.341-353.
 - 27 F. PARAY and J. E. GRUZLESKI, "Effect of Modification on Aluminum Matrix of Al-Si-Mg Alloys", Mat. Scien. Tech., vol. 10 (1994), p.757-761.
 - 28 R. DASGUPTA, C. G. BROWN and S. MAREK, "Analysis of Overmodified 356 Aluminum Alloy", AFS Transaction, vol 96 (1988), p. 297-310.
 - 29 M. H. MULAZIMOGLU, N. TENEKEDJIEV, B. M. CLOSSET and J. E. GRUZLESKI, "Studies on the Minor Reactions and Phases in Strontium-treated Aluminium-Silicon Casting Alloys", J. Cast Metals, vol. 6 (1993), p. 16-28.
 - 30 F. PARAY and J. E. GRUZLESKI, "Modification - a Parameter to Consider in the Heat Treatment of Al-Si Alloys", Cast Metals, vol. 5, no. 4 (1993), p. 187-198.
 - 31 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.
 - 32 M. S. MISRA and K. J. OSWALT, "Aging Characteristics of Titanium-Refined A356 and A357 Aluminium Castings", AFS Transactions, vol. 90 (1982), p 1-10.
 - 33 Metals Handbook, vol. 2 (9th Edition), "Properties and Selection : Non-ferrous Alloys and Pure Metals", American Society for Metals, Metals Park, OH, (1985).
 - 34 L. LIU and F. H. SAMUEL, J. Mater Scien., vol. 32 (1997), Parts 1& 2, in Press.

-
- 35 K. SUKUMARAN, S. G. K. PILLAI, K. K. RAVIKUMAR and B. C. PAI, "Effect of Magnesium Additions on the Microstructure and Mechanical Properties of Al-7Si-0.3Mg", *Praktische metallographie*, vol. 32 (8)(1995), p. 414-423.
 - 36 D. ARGO and J. E. GRUZLESKI, "Porosity in Modified Aluminum Alloy Castings", *AFS Transactions*, vol. 96 (1988), p 65-74.
 - 37 G. K. SIGWORTH, C. WANG, H. HUANG and J.T. BERRY, "Porosity Formation in Modified and Unmodified Al-Si Alloy Castings", *AFS Transactions*, vol. 102 (1994), p. 245-261.
 - 38 M. HARADA, T. SUZUKI and I. FUKUI, "Effects of Microporosity and Microstructure on Mechanical Properties of Aluminum Casting Alloys", *Transactions of the Japanese Foundrymen's Society*, vol. 4, (1985), p. 47-50.
 - 39 P. N. CREPEAU, S. D. ANTOLOVICH and J. A. WORDEN, "Structure-Property Relationships in Aluminum Alloy 339-T5 : Tensile Behavior at Room and Elevated Temperature", *AFS Transactions*, vol. 98 (1990), p. 813-822.
 - 40 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, no. 7 (1991) p. 1597-1600.
 - 41 S. SHIVKUMAR, C. KELLER and D. APELIAN, "Aging Behavior in Cast Al-Si-Mg Alloys", *AFS Transactions*, vol. 98 (1990), p. 905-911.
 - 42 "Special Report on the Mechanical Properties of Permanent Mold Aluminum Alloy Test Castings", no. 19, *Aluminium Association, Inc.*, Washington, D.C. (1990), 9 p.
 - 43 J. GAUTHIER, P. R. LOUCHEZ and F. H. SAMUEL, "Heat treatment of 319.2 aluminium automotive alloy : Part 1, Solution heat treatment", *Cast Metals*, vol. 8, no. 2 (1995), p. 91-106.
 - 44 J. GAUTHIER, P. R. LOUCHEZ and F. H. SAMUEL, "Heat treatment of 319.2 aluminium automotive alloy : Part 2, Ageing Behaviour" *Cast Metals*, vol. 8, no. 2 (1995), p. 107-114.
 - 45 J. GAUTHIER and F. H. SAMUEL, "Tensile Properties and Fracture Behavior of Solution Heat Treated 319.2 Aluminum Automotive Alloy", *AFS Transactions*, vol. 103 (1995), p. 849-858.

-
- 46 A. M. SAMUEL, J. GAUTHIER and F.H. SAMUEL, "Microstructural Aspects of the Dissolution of Al₂Cu Phase in Al-Si Alloys During Solution Heat Treatment", Metall. Mater. Transactions A, vol 27A (1996), p. 1785-1798.
 - 47 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.
 - 48 G. GUSTAFSSON, T. THORVALDSSON and G. L. DUNLOP, "The Influence of Fe and Cr on the Microstructure of Cast Al-Si-Mg Alloys", Metall. Trans. A, vol 17A (1986), p. 45-52.
 - 49 W. A. GRANGER, R. R. SAWTELL and M. M. KERSEKER, AFS Transactions, vol. 92 (1984), p. 579-586.
 - 50 L. A. NARAYANAN, F. H. SAMUEL and J. E. GRUZLESKI, Metall. Trans. A., vol 26A (1995), p. 2161-2176.
 - 51 P. ARCHAMBAULT et al., "Optimum Quenching Conditions for Aluminum Alloy Castings, Heat Treatment 1976", Proc. 16th Heat Treatment Conference, Metals Society (London), (1976), p. 105-109.
 - 52 H. de la SABLONNIÈRE and F. H. SAMUEL, Int. J. Cast Metals Research, vol. 9 (1996), p. 197-225.
 - 53 Aluminum : Properties and Physical Metallurgy, J. E. HATCH (ed.), American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1984, p. 143-148.

ANNEXE A

**RÉSULTATS DES ESSAIS DE TRACTION POUR LE TRAITEMENT
THERMIQUE T5**

Tableau A 1 Résultats des essais de traction de l'alliage de base G pour le traitement thermique T5

| Temps de vieillissement (heures) | Limite élastique (MPa) | Limite ultime (MPa) | % Allongement à la rupture |
|--------------------------------------|------------------------|---------------------|----------------------------|
| Après coulée (as-cast) | | | |
| 0 | 146 ± 5 | 211 ± 11 | 1.836 ± 0.277 |
| Température de vieillissement 150 °C | | | |
| 4 | 121 ± 2 | 196 ± 5 | 2.207 ± 0.233 |
| 8 | 126 ± 2 | 206 ± 2 | 2.229 ± 0.102 |
| 16 | 126 ± 4 | 200 ± 12 | 1.878 ± 0.400 |
| 24 | 141 ± 4 | 220 ± 4 | 2.081 ± 0.078 |
| 48 | 184 ± 10 | 214 ± 5 | 1.027 ± 0.108 |
| Température de vieillissement 180 °C | | | |
| 4 | 142 ± 5 | 203 ± 7 | 1.466 ± 0.095 |
| 8 | 152 ± 4 | 215 ± 6 | 1.561 ± 0.228 |
| 16 | 175 ± 8 | 212 ± 15 | 0.957 ± 0.134 |
| 24 | 175 ± 6 | 234 ± 3 | 1.580 ± 0.164 |
| 48 | 185 ± 6 | 220 ± 14 | 1.002 ± 0.147 |
| Température de vieillissement 200 °C | | | |
| 4 | 161 ± 4 | 211 ± 9 | 1.160 ± 0.120 |
| 8 | 151 ± 5 | 214 ± 5 | 1.535 ± 0.078 |
| 16 | 166 ± 10 | 206 ± 12 | 1.032 ± 0.102 |
| 24 | 154 ± 3 | 218 ± 4 | 1.650 ± 0.098 |
| 48 | 167 ± 6 | 215 ± 17 | 1.237 ± 0.261 |
| Température de vieillissement 220 °C | | | |
| 4 | 158 ± 4 | 209 ± 6 | 1.233 ± 0.061 |
| 8 | 149 ± 6 | 212 ± 6 | 1.536 ± 0.088 |
| 16 | 155 ± 4 | 206 ± 6 | 1.246 ± 0.084 |
| 24 | 149 ± 2 | 212 ± 4 | 1.729 ± 0.170 |
| 48 | 147 ± 3 | 197 ± 6 | 1.228 ± 0.093 |
| Température de vieillissement 250 °C | | | |
| 4 | 139 ± 3 | 190 ± 8 | 1.177 ± 0.261 |
| 8 | 142 ± 1 | 208 ± 5 | 1.785 ± 0.170 |
| 16 | 131 ± 4 | 185 ± 9 | 1.359 ± 0.185 |
| 24 | 128 ± 3 | 199 ± 3 | 1.929 ± 0.064 |
| 48 | 127 ± 3 | 192 ± 9 | 1.660 ± 0.224 |

Tableau A 2 Résultats des essais de traction de l'alliage GM pour le traitement thermique T5.

| Temps de vieillissement (heures) | Limite élastique (MPa) | Limite ultime (MPa) | % Allongement à la rupture |
|--------------------------------------|------------------------|---------------------|----------------------------|
| Après coulée (as-cast) | | | |
| 0 | 176 ± 3 | 228 ± 10 | 1.071 ± 0.147 |
| Température de vieillissement 150 °C | | | |
| 4 | 171 ± 5 | 226 ± 10 | 1.100 ± 0.116 |
| 8 | 184 ± 2 | 231 ± 13 | 1.024 ± 0.213 |
| 16 | 206 ± 13 | 242 ± 10 | 0.914 ± 0.123 |
| 24 | 224 ± 6 | 252 ± 6 | 0.862 ± 0.092 |
| 48 | 250 ± 9 | 261 ± 9 | 0.693 ± 0.089 |
| Température de vieillissement 180 °C | | | |
| 4 | 218 ± 4 | 244 ± 6 | 0.777 ± 0.069 |
| 8 | 242 ± 4 | 254 ± 10 | 0.656 ± 0.130 |
| 16 | 249 ± 5 | 261 ± 10 | 0.723 ± 0.066 |
| 24 | 247 ± 7 | 252 ± 10 | 0.630 ± 0.121 |
| 48 | 243 ± 5 | 254 ± 6 | 0.779 ± 0.103 |
| Température de vieillissement 200 °C | | | |
| 4 | 234 ± 6 | 244 ± 14 | 0.656 ± 0.113 |
| 8 | 226 ± 2 | 240 ± 8 | 0.649 ± 0.091 |
| 16 | 219 ± 4 | 241 ± 8 | 0.833 ± 0.119 |
| 24 | 214 ± 5 | 235 ± 14 | 0.799 ± 0.272 |
| 48 | 199 ± 3 | 240 ± 5 | 0.975 ± 0.155 |
| Température de vieillissement 220 °C | | | |
| 4 | 212 ± 4 | 242 ± 7 | 0.888 ± 0.090 |
| 8 | 201 ± 3 | 230 ± 5 | 0.899 ± 0.095 |
| 16 | 183 ± 4 | 220 ± 6 | 1.027 ± 0.097 |
| 24 | 176 ± 3 | 222 ± 10 | 1.310 ± 0.224 |
| 48 | 157 ± 2 | 204 ± 17 | 1.151 ± 0.364 |
| Température de vieillissement 250 °C | | | |
| 4 | 157 ± 2 | 215 ± 7 | 1.333 ± 0.121 |
| 8 | 150 ± 3 | 210 ± 9 | 1.411 ± 0.228 |
| 16 | 132 ± 1 | 197 ± 7 | 1.555 ± 0.199 |
| 24 | 136 ± 3 | 208 ± 4 | 1.943 ± 0.241 |
| 48 | 123 ± 4 | 193 ± 11 | 1.716 ± 0.221 |

Tableau A 3 Résultats des essais de traction de l'alliage GMS pour le traitement thermique T5.

| Temps de vieillissement (heures) | Limite élastique (MPa) | Limite ultime (MPa) | % Allongement à la rupture |
|--------------------------------------|------------------------|---------------------|----------------------------|
| Après coulée (as-cast) | | | |
| 0 | 172 ± 7 | 194 ± 17 | 0.672 ± 0.139 |
| Température de vieillissement 150 °C | | | |
| 4 | 167 ± 5 | 193 ± 12 | 0.733 ± 0.108 |
| 8 | 182 ± 1 | 207 ± 2 | 0.721 ± 0.026 |
| 16 | 196 ± 8 | 213 ± 12 | 0.457 ± 0.056 |
| 24 | 203 ± 9 | 207 ± 11 | 0.523 ± 0.048 |
| 48 | 212 ± 18 | 212 ± 18 | 0.453 ± 0.085 |
| Température de vieillissement 180 °C | | | |
| 4 | 197 ± 12 | 199 ± 15 | 0.473 ± 0.063 |
| 8 | 204 ± 10 | 204 ± 10 | 0.361 ± 0.034 |
| 16 | 213 ± 12 | 213 ± 12 | 0.457 ± 0.031 |
| 24 | 202 ± 9 | 202 ± 9 | 0.417 ± 0.074 |
| 48 | 206 ± 13 | 208 ± 14 | 0.441 ± 0.095 |
| Température de vieillissement 200 °C | | | |
| 4 | 210 ± 17 | 210 ± 17 | 0.464 ± 0.072 |
| 8 | 201 ± 15 | 201 ± 15 | 0.385 ± 0.058 |
| 16 | 201 ± 14 | 201 ± 14 | 0.468 ± 0.053 |
| 24 | 199 ± 11 | 200 ± 12 | 0.492 ± 0.064 |
| 48 | 196 ± 4 | 202 ± 7 | 0.570 ± 0.110 |
| Température de vieillissement 220 °C | | | |
| 4 | 193 ± 12 | 196 ± 14 | 0.476 ± 0.087 |
| 8 | 184 ± 8 | 184 ± 8 | 0.469 ± 0.050 |
| 16 | 175 ± 7 | 184 ± 12 | 0.612 ± 0.117 |
| 24 | 166 ± 6 | 172 ± 11 | 0.540 ± 0.105 |
| 48 | 158 ± 3 | 172 ± 11 | 0.689 ± 0.137 |
| Température de vieillissement 250 °C | | | |
| 4 | 150 ± 2 | 170 ± 11 | 0.755 ± 0.160 |
| 8 | 141 ± 4 | 172 ± 11 | 0.865 ± 0.097 |
| 16 | 129 ± 3 | 165 ± 12 | 0.935 ± 0.169 |
| 24 | 126 ± 4 | 167 ± 13 | 1.086 ± 0.188 |
| 48 | 120 ± 2 | 157 ± 10 | 0.951 ± 0.147 |

Tableau A 4 Résultats des essais de traction de l'alliage GMST pour le traitement thermique T5.

| Temps de vieillissement (heures) | Limite élastique (MPa) | Limite ultime (MPa) | % Allongement à la rupture |
|--------------------------------------|------------------------|---------------------|----------------------------|
| Après coulée (as-cast) | | | |
| 0 | 166 ± 4 | 221 ± 7 | 1.191 ± 0.070 |
| Température de vieillissement 150 °C | | | |
| 4 | 166 ± 7 | 224 ± 6 | 1.324 ± 0.077 |
| 8 | 175 ± 7 | 222 ± 10 | 1.116 ± 0.134 |
| 16 | 201 ± 9 | 235 ± 13 | 0.990 ± 0.132 |
| 24 | 210 ± 6 | 246 ± 5 | 0.909 ± 0.117 |
| 48 | 240 ± 6 | 254 ± 8 | 0.733 ± 0.055 |
| Température de vieillissement 180 °C | | | |
| 4 | 220 ± 6 | 242 ± 9 | 0.841 ± 0.057 |
| 8 | 230 ± 5 | 240 ± 9 | 0.605 ± 0.054 |
| 16 | 246 ± 8 | 249 ± 9 | 0.659 ± 0.025 |
| 24 | 246 ± 6 | 249 ± 8 | 0.682 ± 0.060 |
| 48 | 238 ± 6 | 246 ± 10 | 0.598 ± 0.284 |
| Température de vieillissement 200 °C | | | |
| 4 | 236 ± 5 | 255 ± 9 | 0.823 ± 0.067 |
| 8 | 221 ± 3 | 238 ± 5 | 0.688 ± 0.055 |
| 16 | 217 ± 5 | 230 ± 7 | 0.754 ± 0.061 |
| 24 | 214 ± 6 | 234 ± 10 | 0.896 ± 0.116 |
| 48 | 205 ± 3 | 230 ± 7 | 0.961 ± 0.072 |
| Température de vieillissement 220 °C | | | |
| 4 | 214 ± 5 | 241 ± 16 | 0.908 ± 0.068 |
| 8 | 201 ± 5 | 225 ± 9 | 0.897 ± 0.136 |
| 16 | 180 ± 4 | 204 ± 9 | 0.922 ± 0.124 |
| 24 | 182 ± 4 | 217 ± 9 | 1.129 ± 0.093 |
| 48 | 161 ± 0 | 205 ± 5 | 1.177 ± 0.102 |
| Température de vieillissement 250 °C | | | |
| 4 | 154 ± 4 | 205 ± 7 | 1.307 ± 0.154 |
| 8 | 147 ± 3 | 206 ± 6 | 1.496 ± 0.171 |
| 16 | 133 ± 2 | 192 ± 6 | 1.563 ± 0.151 |
| 24 | 136 ± 3 | 202 ± 8 | 1.792 ± 0.200 |
| 48 | 126 ± 5 | 190 ± 8 | 1.724 ± 0.246 |

Tableau A 5 Résultats des essais de traction de l'alliage WM pour le traitement thermique T5.

| Temps de vieillissement (heures) | Limite élastique (MPa) | Limite ultime (MPa) | % Allongement à la rupture |
|--------------------------------------|------------------------|---------------------|----------------------------|
| Après coulée (as-cast) | | | |
| 0 | 172 ± 6 | 204 ± 11 | 0.749 ± 0.074 |
| Température de vieillissement 180 °C | | | |
| 4 | 215 ± 6 | 224 ± 13 | 0.626 ± 0.086 |
| 8 | 201 ± 14 | 201 ± 14 | 0.368 ± 0.062 |
| 16 | 226 ± 16 | 226 ± 16 | 0.477 ± 0.152 |
| 24 | 222 ± 16 | 222 ± 16 | 0.479 ± 0.065 |
| 48 | 230 ± 10 | 230 ± 10 | 0.562 ± 0.025 |
| Température de vieillissement 200 °C | | | |
| 4 | | | |
| 8 | 215 ± 8 | 216 ± 9 | 0.458 ± 0.048 |
| 16 | | | |
| 24 | 214 ± 7 | 219 ± 12 | 0.618 ± 0.035 |
| 48 | | | |
| Température de vieillissement 220 °C | | | |
| 4 | | | |
| 8 | 198 ± 10 | 203 ± 15 | 0.592 ± 0.132 |
| 16 | | | |
| 24 | 178 ± 7 | 183 ± 10 | 0.630 ± 0.092 |
| 48 | | | |
| Température de vieillissement 250 °C | | | |
| 4 | 151 ± 3 | 181 ± 10 | 0.813 ± 0.142 |
| 8 | 146 ± 3 | 177 ± 7 | 0.846 ± 0.077 |
| 16 | 136 ± 1 | 185 ± 7 | 1.154 ± 0.119 |
| 24 | 131 ± 3 | 174 ± 12 | 1.034 ± 0.190 |
| 48 | 126 ± 2 | 175 ± 6 | 1.166 ± 0.098 |

Tableau A 6 Résultats des essais de traction de l'alliage WMS pour le traitement thermique T5.

| Temps de vieillissement (heures) | Limite élastique (MPa) | Limite ultime (MPa) | % Allongement à la rupture |
|--------------------------------------|------------------------|---------------------|----------------------------|
| Après coulée (as-cast) | | | |
| 0 | 178 ± 6 | 205 ± 13 | 0.689 ± 0.110 |
| Température de vieillissement 180 °C | | | |
| 4 | 205 ± 5 | 208 ± 8 | 0.570 ± 0.054 |
| 8 | 222 ± 7 | 227 ± 12 | 0.446 ± 0.044 |
| 16 | 222 ± 10 | 222 ± 10 | 0.427 ± 0.006 |
| 24 | 229 ± 11 | 229 ± 11 | 0.513 ± 0.042 |
| 48 | 212 ± 10 | 212 ± 10 | 0.463 ± 0.060 |
| Température de vieillissement 200 °C | | | |
| 4 | | | |
| 8 | 215 ± 6 | 215 ± 6 | 0.0445 ± 0.024 |
| 16 | | | |
| 24 | 212 ± 4 | 214 ± 6 | 0.580 ± 0.061 |
| 48 | | | |
| Température de vieillissement 220 °C | | | |
| 4 | | | |
| 8 | 204 ± 4 | 215 ± 7 | 0.673 ± 0.070 |
| 16 | | | |
| 24 | 183 ± 3 | 201 ± 3 | 0.1 ± 0.058 |
| 48 | | | |
| Température de vieillissement 250 °C | | | |
| 4 | 156 ± 4 | 176 ± 14 | 0.712 ± 0.184 |
| 8 | 153 ± 3 | 185 ± 9 | 0.893 ± 0.134 |
| 16 | 134 ± 3 | 161 ± 18 | 0.849 ± 0.251 |
| 24 | 134 ± 1 | 182 ± 5 | 1.195 ± 0.139 |
| 48 | 129 ± 2 | 167 ± 12 | 1.017 ± 0.225 |

ANNEXE B

RÉSULTATS DES ESSAIS DE TRACTION POUR LE TRAITEMENT THERMIQUE T6

Tableau B 1 Résultats des essais de traction de l'alliage de base G pour le traitement thermique T6.

| Temps de vieillissement (heures) | Limite élastique (MPa) | Limite ultime (MPa) | % Allongement à la rupture |
|---|------------------------|---------------------|----------------------------|
| Après mise en solution et trempé (8 heures à 500 °C, eau 60 °C) | | | |
| 0 | 167 ± 5 | 283 ± 7 | 4.106 ± 0.360 |
| Température de vieillissement 150 °C | | | |
| 4 | 194 ± 2 | 257 ± 17 | 1.520 ± 0.379 |
| 8 | 206 ± 3 | 268 ± 7 | 1.631 ± 0.099 |
| 16 | 251 ± 5 | 290 ± 10 | 1.022 ± 0.226 |
| 24 | 287 ± 6 | 309 ± 8 | 0.917 ± 0.089 |
| 48 | 338 ± 9 | 340 ± 10 | 0.819 ± 0.080 |
| Température de vieillissement 180 °C | | | |
| 4 | 291 ± 14 | 292 ± 14 | 0.622 ± 0.078 |
| 8 | 293 ± 19 | 293 ± 19 | 0.582 ± 0.073 |
| 16 | 286 ± 17 | 286 ± 17 | 0.518 ± 0.061 |
| 24 | 285 ± 9 | 293 ± 14 | 0.589 ± 0.044 |
| 48 | 294 ± 5 | 294 ± 5 | 0.563 ± 0.076 |
| Température de vieillissement 200 °C | | | |
| 4 | 281 ± 9 | 285 ± 11 | 0.762 ± 0.089 |
| 8 | 283 ± 10 | 286 ± 12 | 0.764 ± 0.077 |
| 16 | 260 ± 6 | 269 ± 17 | 0.801 ± 0.090 |
| 24 | 284 ± 1 | 321 ± 6 | 1.433 ± 0.163 |
| 48 | 266 ± 3 | 324 ± 6 | 1.970 ± 0.249 |
| Température de vieillissement 220 °C | | | |
| 4 | 255 ± 10 | 283 ± 10 | 1.096 ± 0.150 |
| 8 | 238 ± 2 | 300 ± 8 | 1.848 ± 0.077 |
| 16 | 227 ± 10 | 272 ± 13 | 1.292 ± 0.128 |
| 24 | 224 ± 5 | 281 ± 6 | 1.685 ± 0.214 |
| 48 | 213 ± 8 | 293 ± 3 | 2.579 ± 0.329 |
| Température de vieillissement 250 °C | | | |
| 4 | 191 ± 1 | 276 ± 14 | 2.369 ± 0.569 |
| 8 | 175 ± 1 | 262 ± 3 | 2.388 ± 0.114 |
| 16 | 161 ± 1 | 253 ± 5 | 2.592 ± 0.170 |
| 24 | 153 ± 1 | 239 ± 17 | 2.507 ± 0.715 |
| 48 | 138 ± 2 | 213 ± 4 | 1.922 ± 0.150 |

Tableau B 2 Résultats des essais de traction de l'alliage GM pour le traitement thermique T6.

| Temps de vieillissement (heures) | Limite élastique (MPa) | Limite ultime (MPa) | % Allongement à la rupture |
|---|------------------------|---------------------|----------------------------|
| Après mise en solution et trempé (8 heures à 500 °C, eau 60 °C) | | | |
| 0 | 213 ± 10 | 324 ± 7 | 3.316 ± 0.334 |
| Température de vieillissement 150 °C | | | |
| 4 | 236 ± 4 | 345 ± 9 | 3.595 ± 0.465 |
| 8 | 255 ± 2 | 340 ± 13 | 2.460 ± 0.451 |
| 16 | 353 ± 5 | 385 ± 8 | 1.116 ± 0.149 |
| 24 | 406 ± 7 | 415 ± 16 | 0.969 ± 0.162 |
| 48 | 425 ± 4 | 429 ± 6 | 0.993 ± 0.057 |
| Température de vieillissement 180 °C | | | |
| 4 | 414 ± 6 | 420 ± 11 | 0.981 ± 0.129 |
| 48 | 411 ± 4 | 420 ± 8 | 0.894 ± 0.065 |
| 16 | 391 ± 2 | 392 ± 4 | 0.778 ± 0.075 |
| 24 | 389 ± 7 | 397 ± 12 | 0.863 ± 0.165 |
| 48 | 376 ± 4 | 388 ± 9 | 0.980 ± 0.138 |
| Température de vieillissement 200 °C | | | |
| 4 | 382 ± 2 | 400 ± 6 | 0.781 ± 0.199 |
| 8 | 374 ± 4 | 385 ± 6 | 0.931 ± 0.185 |
| 16 | 282 ± 7 | 319 ± 24 | 1.314 ± 0.488 |
| 24 | 325 ± 8 | 331 ± 18 | 0.844 ± 0.181 |
| 48 | 325 ± 2 | 351 ± 9 | 1.262 ± 0.215 |
| Température de vieillissement 220 °C | | | |
| 4 | 318 ± 3 | 318 ± 3 | 0.598 ± 0.051 |
| 8 | 306 ± 6 | 326 ± 24 | 1.020 ± 0.389 |
| 16 | 227 ± 9 | 262 ± 20 | 1.138 ± 0.290 |
| 24 | 249 ± 11 | 283 ± 22 | 1.036 ± 0.263 |
| 48 | 235 ± 6 | 267 ± 14 | 1.076 ± 0.218 |
| Température de vieillissement 250 °C | | | |
| 4 | 227 ± 5 | 271 ± 23 | 1.238 ± 0.377 |
| 8 | 210 ± 2 | 274 ± 11 | 1.705 ± 0.242 |
| 16 | 175 ± 3 | 238 ± 20 | 1.638 ± 0.379 |
| 24 | 162 ± 4 | 232 ± 18 | 1.808 ± 0.413 |
| 48 | 144 ± 2 | 246 ± 5 | 3.128 ± 0.360 |

Tableau B 3 Résultats des essais de traction de l'alliage GMS pour le traitement thermique T6.

| Temps de vieillissement (heures) | Limite élastique (MPa) | Limite ultime (MPa) | % Allongement à la rupture |
|---|------------------------|---------------------|----------------------------|
| Après mise en solution et trempe (8 heures à 500 °C, eau 60 °C) | | | |
| 0 | 202 ± 4 | 237 ± 19 | 1.022 ± 0.242 |
| Température de vieillissement 150 °C | | | |
| 4 | 225 ± 5 | 271 ± 20 | 1.220 ± 0.286 |
| 8 | 248 ± 6 | 250 ± 6 | 0.597 ± 0.028 |
| 16 | 339 ± 4 | 348 ± 6 | 0.872 ± 0.063 |
| 24 | 339 ± 22 | 339 ± 22 | 0.581 ± 0.067 |
| 48 | 356 ± 32 | 356 ± 32 | 0.594 ± 0.065 |
| Température de vieillissement 180 °C | | | |
| 4 | 372 ± 6 | 372 ± 6 | 0.661 ± 0.039 |
| 8 | 324 ± 19 | 324 ± 19 | 0.566 ± 0.035 |
| 16 | 318 ± 13 | 318 ± 13 | 0.528 ± 0.048 |
| 24 | 289 ± 29 | 289 ± 29 | 0.414 ± 0.089 |
| 48 | 298 ± 14 | 298 ± 14 | 0.498 ± 0.036 |
| Température de vieillissement 200 °C | | | |
| 4 | 340 ± 5 | 340 ± 5 | 0.489 ± 0.019 |
| 8 | 311 ± 22 | 311 ± 22 | 0.582 ± 0.052 |
| 16 | 276 ± 37 | 276 ± 37 | 0.531 ± 0.144 |
| 24 | 306 ± 7 | 306 ± 7 | 0.668 ± 0.046 |
| 48 | 274 ± 15 | 274 ± 15 | 0.558 ± 0.093 |
| Température de vieillissement 220 °C | | | |
| 4 | 289 ± 21 | 289 ± 21 | 0.547 ± 0.049 |
| 8 | 267 ± 8 | 267 ± 8 | 0.438 ± 0.054 |
| 16 | 253 ± 10 | 255 ± 12 | 0.549 ± 0.101 |
| 24 | 252 ± 12 | 257 ± 15 | 0.603 ± 0.120 |
| 48 | 217 ± 3 | 236 ± 12 | 0.756 ± 0.212 |
| Température de vieillissement 250 °C | | | |
| 4 | 210 ± 7 | 217 ± 18 | 0.601 ± 0.214 |
| 8 | 192 ± 2 | 208 ± 16 | 0.858 ± 0.394 |
| 16 | 171 ± 1 | 218 ± 14 | 1.195 ± 0.225 |
| 24 | 166 ± 2 | 208 ± 18 | 1.133 ± 0.333 |
| 48 | 147 ± 4 | 209 ± 17 | 1.595 ± 0.330 |

Tableau B 4 Résultats des essais de traction de l'alliage GMST pour le traitement thermique T6.

| Temps de vieillissement (heures) | Limite élastique (MPa) | Limite ultime (MPa) | % Allongement à la rupture |
|---|------------------------|---------------------|----------------------------|
| Après mise en solution et trempe (8 heures à 500 °C, eau 60 °C) | | | |
| 0 | 206 ± 3 | 307 ± 7 | 3.177 ± 0.444 |
| Température de vieillissement 150 °C | | | |
| 4 | 233 ± 3 | 307 ± 6 | 2.082 ± 0.235 |
| 8 | 280 ± 3 | 331 ± 5 | 1.679 ± 0.207 |
| 16 | 341 ± 4 | 366 ± 7 | 1.140 ± 0.131 |
| 24 | 378 ± 6 | 382 ± 10 | 0.888 ± 0.125 |
| 48 | 401 ± 9 | 401 ± 9 | 0.762 ± 0.083 |
| Température de vieillissement 180 °C | | | |
| 4 | 393 ± 7 | 393 ± 8 | 0.806 ± 0.072 |
| 8 | 393 ± 11 | 393 ± 11 | 0.752 ± 0.099 |
| 16 | 386 ± 4 | 386 ± 4 | 0.760 ± 0.018 |
| 24 | 353 ± 6 | 353 ± 6 | 0.708 ± 0.101 |
| 48 | 335 ± 8 | 335 ± 8 | 0.698 ± 0.047 |
| Température de vieillissement 200 °C | | | |
| 4 | 340 ± 9 | 340 ± 9 | 0.708 ± 0.061 |
| 8 | 335 ± 8 | 335 ± 8 | 0.690 ± 0.068 |
| 16 | 318 ± 7 | 318 ± 7 | 0.661 ± 0.086 |
| 24 | 319 ± 2 | 319 ± 3 | 0.796 ± 0.045 |
| 48 | 281 ± 4 | 288 ± 8 | 0.838 ± 0.099 |
| Température de vieillissement 220 °C | | | |
| 4 | 292 ± 21 | 292 ± 21 | 0.680 ± 0.118 |
| 8 | 272 ± 5 | 277 ± 8 | 0.685 ± 0.116 |
| 16 | 275 ± 5 | 289 ± 12 | 0.865 ± 0.170 |
| 24 | 258 ± 1 | 272 ± 9 | 0.763 ± 0.162 |
| 48 | 240 ± 3 | 271 ± 5 | 1.130 ± 0.220 |
| Température de vieillissement 250 °C | | | |
| 4 | 227 ± 2 | 265 ± 13 | 1.150 ± 0.254 |
| 8 | 191 ± 1 | 248 ± 7 | 1.483 ± 0.179 |
| 16 | 180 ± 1 | 240 ± 6 | 1.582 ± 0.149 |
| 24 | 146 ± 1 | 215 ± 14 | 1.926 ± 0.458 |
| 48 | 138 ± 3 | 209 ± 7 | 2.079 ± 0.316 |

Tableau B 5 Résultats des essais de traction de l'alliage WM pour le traitement thermique T6.

| Temps de vieillissement (heures) | Limite élastique (MPa) | Limite ultime (MPa) | % Allongement à la rupture |
|---|------------------------|---------------------|----------------------------|
| Après mise en solution et trempe (8 heures à 500 °C, eau 60 °C) | | | |
| 0 | 182 ± 3 | 244 ± 12 | 1.454 ± 0.211 |
| Température de vieillissement 180 °C | | | |
| 4 | 302 ± 25 | 302 ± 25 | 0.560 ± 0.109 |
| 8 | 327 ± 27 | 327 ± 27 | 0.585 ± 0.062 |
| 16 | 326 ± 25 | 326 ± 25 | 0.599 ± 0.070 |
| 24 | 250 ± 14 | 250 ± 14 | 0.381 ± 0.061 |
| 48 | 297 ± 21 | 297 ± 21 | 0.541 ± 0.053 |
| Température de vieillissement 250 °C | | | |
| 4 | 192 ± 1 | 236 ± 22 | 1.178 ± 0.367 |
| 8 | 157 ± 5 | 198 ± 17 | 1.133 ± 0.392 |
| 16 | 143 ± 3 | 189 ± 6 | 1.110 ± 0.135 |
| 24 | 132 ± 3 | 186 ± 16 | 1.342 ± 0.344 |
| 48 | 125 ± 4 | 183 ± 15 | 1.472 ± 0.318 |

Tableau B 6 Résultats des essais de traction de l'alliage WMS pour le traitement thermique T6.

| Temps de vieillissement (heures) | Limite élastique (MPa) | Limite ultime (MPa) | % Allongement à la rupture |
|---|------------------------|---------------------|----------------------------|
| Après mise en solution et trempe (8 heures à 500 °C, eau 60 °C) | | | |
| 0 | 185 ± 2 | 234 ± 18 | 1.283 ± 0.404 |
| Température de vieillissement 180 °C | | | |
| 4 | 264 ± 17 | 264 ± 17 | 0.442 ± 0.046 |
| 8 | 258 ± 30 | 258 ± 30 | 0.430 ± 0.015 |
| 16 | 253 ± 11 | 253 ± 11 | 0.426 ± 0.027 |
| 24 | 291 ± 29 | 291 ± 29 | 0.453 ± 0.009 |
| 48 | 253 ± 16 | 253 ± 16 | 0.415 ± 0.025 |
| Température de vieillissement 250 °C | | | |
| 4 | 181 ± 3 | 186 ± 6 | 0.513 ± 0.072 |
| 8 | 161 ± 3 | 169 ± 10 | 0.537 ± 0.101 |
| 16 | 140 ± 3 | 165 ± 9 | 0.789 ± 0.147 |
| 24 | 135 ± 1 | 154 ± 18 | 0.717 ± 0.344 |
| 48 | 126 ± 4 | 150 ± 10 | 0.779 ± 0.230 |