

UNIVERSITÉ DU QUÉBEC À CHICOUTIMI

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

par

CHARLES MOREAU ing. jr

EFFETS DES ÉLÉMENTS ALLIÉS ET DE LA TREMPÉ, LORS DES TRAITEMENTS
THERMIQUES T4 ET DES VIEILLISSEMENTS ARTIFICIELS, SUR LA
MICROSTRUCTURE ET LES PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES DES ALLIAGES
ALUMINIUM-SILICIUM DE TYPE 413

FÉVRIER 2004



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.

Liste des Publications

- 1- Effets des composés intermétalliques et de la mise en solution sur les caractéristiques des particules de silicium eutectiques dans les alliages de type 413
(Préparé pour Int. J. Cast Metal Res., 2004)
- 2 Effets des éléments alliés, de la trempe et du vieillissement sur les propriétés mécaniques des alliages de type 413.
(Préparé pour Int. J. Cast Metal Res., 2004)

Les articles sont préparés en français et seront traduits en anglais pour la publication.

RÉSUMÉ

Plusieurs types d'alliages d'aluminium de fonderie sont employés pour des applications automobiles principalement pour réduire la masse des véhicules. Parmi ces derniers, les alliages eutectiques sont utilisés pour leur bonne coulabilité. L'alliage utilisé dans cette étude est l'alliage 413.1 auquel différentes additions ont été réalisées. Neuf différentes compositions ont ainsi été étudiées. Il s'agit de l'alliage 413.1 de base et ce même alliage avec différentes additions de strontium (Sr), magnésium (Mg), cuivre (Cu), argent (Ag), lanthane (La), cérium (Ce), zinc (Zn) et nickel (Ni).

Les caractéristiques de la microstructure et les propriétés mécaniques des alliages de fonderie dépendent de plusieurs facteurs tels la composition chimique des alliages, la vitesse de solidification et les traitements thermiques. Cette étude permet de formuler des conclusions concernant les modifications de la microstructure et les variations de propriétés mécaniques en traction en fonction de la composition des alliages et des traitements thermiques appliqués. Les différents traitements thermiques qui sont examinés sont les traitements T4 et T6. La mise en solution se fait à 495°C pendant deux temps différents de quatre ou vingt-quatre heures. Quatre types de trempe sont utilisés : un refroidissement à l'air ambiant, une trempe à l'eau chaude (60°C) et deux trempes dans un appareil projetant de l'eau et de l'air sous pression. Les deux températures de l'eau utilisée à l'entrée de cet appareil sont de 12°C et 55°C. Ce type de trempe produit un refroidissement intermédiaire entre le refroidissement à l'air ambiant et la trempe à l'eau chaude. Pour le traitement T6, les vieillissements utilisés sont de cinq heures à trois différentes températures; 155°C, 180°C et 240°C. Une série d'échantillons tels que coulés est aussi analysée.

Les propriétés étudiées sont : la morphologie des particules de silicium, la fraction surfacique des phases intermétalliques, la distribution des éléments d'addition dans l'alliage ainsi que les propriétés mécaniques en traction, la limite ultime (LU), la limite élastique (LE) et le pourcentage de déformation à la rupture (%Déf).

Les conclusions de cette étude sont que la vitesse de solidification de l'alliage a un effet plus important sur la morphologie des particules de silicium eutectique que la modification au strontium et que l'augmentation du temps de mise en solution augmente les changements produits sur la morphologie. Les phases intermétalliques qui se dissolvent le font après quatre heures de mise en solution. Les phases intermétalliques $Q-Al_5Cu_2Mg_8Si_6$ ainsi que ceux contenant du fer, du nickel ou des métaux terres rares ne se sont pas dissoutes après vingt-quatre heures de mise en solution.

Parmi les phases intermétalliques présentes, seul la phase $\beta-Al_5FeSi$ influence la grosseur des particules de silicium eutectique. Ces composés se solidifient en premier et

entraînent avec eux une certaine quantité de strontium qui reste à proximité de ces composés pour modifier de façon plus importante les particules de silicium eutectique des alentours. Les autres phases intermétalliques n'affectent pas la morphologie des particules de silicium eutectique.

L'addition de strontium et l'addition de strontium et de magnésium améliorent la limite ultime des alliages tels que coulés tandis que l'addition d'argent et de zinc améliore la limite élastique. Après un traitement thermique T4, c'est l'alliage de base avec une addition de strontium et de cuivre qui obtient les valeurs de résistance mécanique en traction les plus élevées. La mise en solution de vingt-quatre heures n'améliore pas la résistance des alliages comparativement à une mise en solution de quatre heures. Pour les traitements thermiques T6, le vieillissement à 155°C est plus approprié pour les alliages ne contenant pas de cuivre et le vieillissement à 180°C fait plus augmenter les propriétés des alliages qui en contiennent. Par contre, la température de vieillissement de 240°C est trop élevée pour être appliquée pendant cinq heures et elle produit un survieillissement. Le vieillissement à la température de 180°C diminue considérablement la ductilité des alliages. Plusieurs d'entre eux se rompent dans la partie élastique de la courbe de traction.

REMERCIEMENTS

Je tiens à remercier sincèrement Monsieur Fawzy Hosny Samuel, titulaire de la chaire CRSNG-GM-UQAC des Technologies Avancées des Métaux Légers pour les Applications Automobile qui était mon directeur de maîtrise.

Je remercie Madame Agnès Samuel pour son support et ses conseils ainsi que Monsieur Alain Bérubé pour sa précieuse collaboration tout au long de ce travail. Je remercie aussi tous mes collègues qui ont réussi à créer une ambiance de travail très intéressante.

Je voudrait aussi exprimer ma reconnaissance aux organismes qui ont contribué à ce projet de recherche soit : le Conseil de Recherche en Sciences Naturelles et Génie du Canada (CRSNG), la compagnie General Motors Powertrain Group et le Centre Québécois de Recherche et de Développement de l'Aluminium (CQRDA).

Enfin, je remercie mes parents et ma famille pour leur support tout au long de ce travail. Sans eux, je n'aurais probablement pas terminé cette maîtrise.

TABLE DES MATIÈRES

RÉSUMÉ.....
...ii	
REMERCIEMENTS.....iv
TABLE DES MATIÈRES.....v
LISTE DES FIGURES.....ix
LISTE DES TABLEAU.....xv
CHAPITRE 1	
INTRODUCTION.....1
1.1 Problématique.....2
1.2 Objectifs.....4
CHAPITRE 2	
REVUE BIBLIOGRAPHIQUE.....5
2.1 Les alliages d'aluminium de fonderie.....6
2.1.1 Classification et désignation.....6
2.1.2 Propriétés physiques.....7
2.1.3 Mise en forme.....8
2.2 Alliage Aluminium-Silicium.....9
2.3 Alliage 413,0.....10
2.3.1 Composition chimique.....11
2.3.2 Microstructure.....11
2.3.3 Propriétés mécaniques et physiques.....13
2.4 Rôle des principaux éléments d'alliage.....14
2.4.1 Silicium (Si).....15
2.4.2 Cuivre (Cu).....16
2.4.3 Si-Cu.....17
2.4.4 Magnésium (Mg).....18
2.4.5 Si-Mg.....19
2.4.6 Effets combinés (Al-Si-Mg-Cu).....22
2.4.7 Zinc (Zn).....22

2.4.8	Nickel (Ni)	23
2.4.9	Argent (Ag).....	25
2.4.10	Métaux Terres rares	26
2.4.11	Strontium (Sr)	29
2.4.12	Impuretés	30
2.4.13	Inclusions.....	31
2.5	Traitements thermiques.....	32
2.5.1	Désignation	32
2.5.2	Durcissement structural	35
2.5.3	Mise en solution.....	37
2.5.4	Trempe.....	40
2.5.5	Vieillissement artificiel.....	46
2.6	Propriétés en traction	51
2.6.1	Déformation et limite élastique.....	52
2.6.2	Déformation plastique.....	53
2.6.3	Alliages Al-Si-Cu type 319.....	55
2.6.4	Alliages Al-Si-Mg types 356 et 357	58
2.6.5	Alliages eutectiques (type 413).....	62
CHAPITRE 3		
PROCÉDURES EXPÉRIMENTALES		67
3.1	Préparation des alliages	68
3.2	Coulée des échantillons de traction	69
3.3	Traitements thermiques.....	72
3.3.1	Mise en solution.....	72
3.3.2	Trempe	74
3.3.3	Vieillissement	76
3.4	Essais de traction	76
3.5	Métallographie	78
CHAPITRE 4		
EFFETS DES ÉLÉMENTS ALLIÉS DANS LES ALLIAGES TELS QUE COULÉS		81
4.1	Introduction.....	82
4.2	Microstructure.....	83
4.2.1	Caractéristiques des particules de silicium	83
4.2.2	Quantification des phases intermétalliques.....	93
4.2.3	Distribution des phases intermétalliques	95
4.3	Résultats et discussion	116
4.3.1	Rôle du fer dans les alliages de type 413-F	116
4.3.2	Alliage A413.1 avec éléments d'addition.....	118
4.3.3	Effets du strontium.....	121
4.3.4	Effets du magnésium	121

4.3.5	Effets du cuivre.....	122
4.3.6	Effets combinés du magnésium et du cuivre	123
4.3.7	Effets de l'argent.....	123
4.3.8	Effets du cérium et du lanthane	124
4.3.9	Effets du zinc et du nickel.....	124
CHAPITRE 5		
EFFETS DE LA MISE EN SOLUTION (TRAITEMENT T4) SUR LES		
CARACTÉRISTIQUES DES PARTICULES DE SILICIUM EUTECTIQUE ET SUR		
LES COMPOSÉS INTERMÉTALLIQUES		
125		
5.1	Introduction.....	126
5.2	Résultats et discussion	126
5.2.1	Particules de silicium eutectique.....	126
5.2.2	Composés intermétalliques.....	148
5.2.3	Éléments dissous dans la matrice.....	159
CHAPITRE 6		
EFFETS DU TRAITEMENT T4 SUR LES PROPRIÉTÉS EN TRACTION.....		
163		
6.1	Introduction.....	164
6.2	Résultats et discussion	164
6.2.1	Comparaison avec l'alliage tel que coulé	175
6.2.2	Comparaison avec l'alliage de base A413.1-T4	181
6.2.3	Contribution des différents éléments	185
CHAPITRE 7		
EFFETS DU TRAITEMENT T6.....		
188		
7.1	Introduction.....	189
7.2	Résultats et discussion	190
7.2.1	Mise en solution de quatre heures.....	190
7.2.2	Mise en solution de vingt-quatre heures	205
7.3	Comparaison avec le traitement T4	217
7.3.1	Mise en solution de quatre heures.....	217
7.3.2	Mise en solution de vingt-quatre heures	223
CHAPITRE 8		
CONCLUSIONS		
228		
8.1	Microstructure.....	229

8.2	Analyse mécanique	230
	BIBLIOGRAPHIE	234
	ANNEXES	243

LISTE DES FIGURES

Chapitre 2

Figure 2.1.	Diagramme d'équilibre binaire Al-Si.	9
Figure 2.2.	Microstructure de l'alliage 413 : a) eutectique aciculaire non modifié; b) eutectique modifié au Sr ; c) eutectique globulaire modifié au Na ¹⁴ ; d) alliage Al-17%Si raffiné avec 0,003% P.	12
Figure 2.3.	Diagramme d'équilibre Al-Cu. ¹⁴	16
Figure 2.4.	Diagramme d'équilibre Al-Mg.	18
Figure 2.5.	Diagramme d'équilibre ternaire Al-Mg-Si.	19
Figure 2.6.	Effets des éléments alliés Mg, Cu et Ni sur la dureté d'un alliage Al-Si.	20
Figure 2.7.	Effets des éléments alliés Mg, Cu et Ni sur la limite ultime d'un alliage Al-Si. ²⁶	20
Figure 2.8.	Diagramme d'équilibre Al-Mg ₂ Si (pseudo-binaire). ²⁴	21
Figure 2.9.	Diagramme d'équilibre Al-Zn.	23
Figure 2.10.	Diagramme d'équilibre Al-Ni.	24
Figure 2.11.	Limite ultime et déformation d'alliages Al-Si selon leur contenu en Ni. ²⁶ ..	24
Figure 2.12.	Diagramme d'équilibre Ag-Al.	25
Figure 2.13.	Diagramme d'équilibre Al-Ce.	27
Figure 2.14.	Effets du cérium sur les propriétés mécaniques des alliages Al-Si. ³⁵	27
Figure 2.15.	Diagramme d'équilibre Al-La. ³³	28
Figure 2.16.	Effets du lanthane sur les propriétés mécaniques des alliages Al-Si. ³⁵	29
Figure 2.17.	Diagramme d'équilibre Al-Sr.	30
Figure 2.18.	(a) précipité cohérent, (b) précipité incohérent. ¹⁴	36
Figure 2.19.	Contournement des précipités ou mécanisme d'Orowan.	37
Figure 2.20.	Limite de solubilité des différents stades de développement des précipités. ⁴⁶	38
Figure 2.21.	Représentation schématique des effets de la température sur les facteurs qui affectent le taux de précipitation. ⁶	41
Figure 2.22.	Courbe de refroidissement d'un alliage aluminium-cuivre.	43
Figure 2.23.	Courbe en C représentant 99,5% de la dureté maximale atteignable pour un alliage Al-2024-T6 ainsi que des courbes de refroidissement dans la zone de refroidissement critique. ⁶¹	44
Figure 2.24.	Variations de la limite élastique ou de la dureté en fonction du temps de précipitation ou de la taille des précipités. ⁵¹	47

Figure 2.25.	Images de zones de Guinier-Preston : a) image en champs lumineux de zones GP de type I, b) image en champs sombres de zones GP de type II. .48
Figure 2.26.	Morphologie des précipitations d'un alliage d'aluminium. ⁵⁰48
Figure 2.27.	Courbes typiques de vieillissement à différentes températures pour un alliage traité thermiquement (mise en solution de 4 heures à 510°C et trempe à l'eau froide). ²⁶49
Figure 2.28.	Courbe de traction d'un matériau ductile ¹⁴52

Chapitre 3

Figure 3.1.	Moule permanent STAHL pour barreaux de traction.70
Figure 3.2.	Schéma de la pièce obtenue avec le moule de traction (STAHL).71
Figure 3.3.	Four à convection Pyradia.73
Figure 3.4.	Paramètres de la mise en solution.73
Figure 3.5.	Gicleurs pour les trempes aux jets d'eau chaude et froide.75
Figure 3.6.	Paramètres des vieillissements artificiels.76
Figure 3.7.	Presse mécanique Introns.....77
Figure 3.8.	Résultats obtenus après un essai de traction.77
Figure 3.9.	Coupe des barreaux de traction pour les observations métallographiques. ..78
Figure 3.10.	Distribution des champs pour les analyses micrographiques.79
Figure 3.11.	Microscope électronique.....80

Chapitre 4

Figure 4.1.	Principaux éléments d'alliage pour l'aluminium.83
Figure 4.2.	Morphologie des particules de silicium de l'alliage I.87
Figure 4.3.	Morphologie des particules de silicium de l'alliage A.88
Figure 4.4.	Morphologie des particules de silicium de l'alliage B.88
Figure 4.5.	Morphologie des particules de silicium de l'alliage C.89
Figure 4.6.	Morphologie des particules de silicium de l'alliage D.90
Figure 4.7.	Morphologie des particules de silicium de l'alliage E.90
Figure 4.8.	Morphologie des particules de silicium de l'alliage F.91
Figure 4.9.	Morphologie des particules de silicium de l'alliage G.92
Figure 4.10.	Morphologie des particules de silicium de l'alliage H.92
Figure 4.11.	Microstructure à 150X de l'alliage 413.1.....96
Figure 4.12.	Microstructure à 600X de l'alliage 413.1.....97
Figure 4.13.	Analyse par rayon X à énergie dispersive du composé β -Al ₅ FeSi.97
Figure 4.14.	Microstructure à 150X de l'alliage 413.1 avec strontium.98
Figure 4.15.	Microstructure à 600X de l'alliage 413.1 avec strontium.99
Figure 4.16.	Analyse par rayon X à énergie dispersive du composé Al ₂ Si ₂ Sr.....99
Figure 4.17.	Microstructure à 150X de l'alliage 413.1 + Sr + Mg.100
Figure 4.18.	Phase de Mg ₂ Si dans l'alliage 413.1 + Sr + Mg.....101
Figure 4.19.	Analyse par rayon X à énergie dispersive du composé Mg ₂ Si.101
Figure 4.20.	Microstructure à 600X de l'alliage 413.1 + Sr + Mg.102
Figure 4.21.	Image par électrons rétrodiffusés des phases β -Al ₅ FeSi et π -Al ₈ Mg ₃ FeSi ₆103

Figure 4.22.	Image par rayons X de la distribution du fer dans les composés intermétalliques.....	103
Figure 4.23.	Image par rayons X de la distribution du magnésium dans les composés intermétalliques.....	103
Figure 4.24.	Analyse par rayon X à énergie dispersive du composé π -Al ₈ Mg ₃ FeSi ₆	104
Figure 4.25.	Microstructure à 150X de l'alliage 413.1 + Sr + Cu.	105
Figure 4.26.	Microstructure à 600X de l'alliage 413.1 + Sr + Cu.	105
Figure 4.27.	Analyse par rayon X à énergie dispersive du composé Al ₂ Cu.	106
Figure 4.28.	Microstructure à 150X de l'alliage 413.1 + Sr + Cu + Mg.	106
Figure 4.29.	Microstructure à 600X de l'alliage 413.1 + Sr + Cu + Mg.	107
Figure 4.30.	Analyse par rayon X à énergie dispersive du composé Q-Al ₅ Cu ₂ Mg ₈ Si ₆ . .	107
Figure 4.31.	Analyse par rayon X à énergie dispersive de la matrice d'aluminium de l'alliage D.	108
Figure 4.32.	Microstructure à 150X de l'alliage 413.1 + Sr + Mg + Cu + Ag.	109
Figure 4.33.	Microstructure à 600X de l'alliage 413.1 + Sr + Mg + Cu + Ag.	109
Figure 4.34.	Microstructure à 150X de l'alliage 413.1 + Sr + Mg + Cu + La + Ce.	110
Figure 4.35.	Microstructure à 600X de l'alliage 413.1 + Sr + Mg + Cu + La + Ce (alliage F).	111
Figure 4.36.	Analyse par rayon X à énergie dispersive d'un composé intermétallique contenant du La et du Ce.	111
Figure 4.37.	Distribution du zinc dans l'alliage G tel que coulé.	112
Figure 4.38.	Microstructure à 150X de l'alliage 413.1 + Sr + Mg + Cu + Zn.	113
Figure 4.39.	Microstructure à 600X de l'alliage 413.1 + Sr + Mg + Cu + Zn.	113
Figure 4.40.	Analyse par rayon X à énergie dispersive du composé Al ₁₁ (Mn,Fe,Ni,Cu) ₄ Si.	114
Figure 4.41.	Microstructure à 150X de l'alliage 413.1 + Sr + Mg + Cu + Zn + Ni (alliage H).	114
Figure 4.42.	Microstructure à 600X de l'alliage 413.1 + Sr + Mg + Cu + Zn + Ni (alliage H)	115
Figure 4.43.	Comparaison entre différents alliages de type 413-F (Al-12Si).	117
Figure 4.44.	Limite ultime de tous les alliages tels que coulés.	119
Figure 4.45.	Limite élastique de tous les alliages tels que coulés.	119
Figure 4.46.	Pourcentage de déformation à la rupture de tous les alliages tels que coulés.	120

Chapitre 5

Figure 5.1.	Morphologie des particules de silicium de l'alliage I.	130
Figure 5.2.	Morphologie des particules de silicium de l'alliage A.	130
Figure 5.3.	Morphologie des particules de silicium de l'alliage B.	131
Figure 5.4.	Morphologie des particules de silicium de l'alliage C.	132
Figure 5.5.	Morphologie des particules de silicium de l'alliage D.	132
Figure 5.6.	Morphologie des particules de silicium de l'alliage E.	133
Figure 5.7.	Morphologie des particules de silicium de l'alliage F.	133

Figure 5.8.	Morphologie des particules de silicium de l'alliage G.....	134
Figure 5.9.	Morphologie des particules de silicium de l'alliage H.....	135
Figure 5.10.	Morphologie des particules de silicium de l'alliage I.	137
Figure 5.11.	Morphologie des particules de silicium de l'alliage A.....	138
Figure 5.12.	Morphologie des particules de silicium de l'alliage B.....	139
Figure 5.13.	Morphologie des particules de silicium de l'alliage E.	139
Figure 5.14.	Morphologie des particules de silicium de l'alliage C.....	140
Figure 5.15.	Morphologie des particules de silicium de l'alliage D.....	140
Figure 5.16.	Morphologie des particules de silicium de l'alliage F.	141
Figure 5.17.	Morphologie des particules de silicium de l'alliage G.....	141
Figure 5.18.	Morphologie des particules de silicium de l'alliage H.....	142
Figure 5.19.	Schématisation du développement des particules de silicium eutectique lors d'une mise en solution ⁴¹	143
Figure 5.20.	Schématisation du mécanisme de dilution d'Ostwald : a) avant la mise en solution, b) les petites particules se dissolvent, c) les plus grosses particules croissent grace au silicium libéré par les plus petites et se fusionnent.....	143
Figure 5.21.	Fragmentation des particules de silicium lors d'une mise en solution.....	144
Figure 5.22.	Comparaison de la morphologie des particules de silicium eutectique pour les deux temps de mise en solution : a) mise en solution de quatre heures, b) mise en solution de vingt-quatre heures.....	145
Figure 5.23.	Croissance des particules de silicium par le mécanisme de dilution d'Ostwald dans l'alliage C.....	146
Figure 5.24.	Croissance des particules de silicium par fusionnement (alliage D).	146
Figure 5.25.	Très fines particules de silicium eutectique autour des plaquettes de la phases β -Al ₅ FeSi dans l'alliage D après quatre heures de mise en solution.....	147
Figure 5.26.	Fraction surfacique de composés intermétalliques dans les alliages à un grossissement de 150X.	148
Figure 5.27.	Microstructure de l'alliage 413.1 (alliage I) après un traitement T4 avec quatre heures de mise en solution.	150
Figure 5.28.	Microstructure de l'alliage 413.1 (alliage I) après un traitement T4 avec quatre heures de mise en solution.	150
Figure 5.29.	Solubilité à l'équilibre du Mg et du Si dans l'aluminium solide en présence simultanée de Mg ₂ Si et de Si ⁷¹	151
Figure 5.30.	Distribution du cuivre dans l'alliage E : a) après coulé, b) après quatre heures de mise en solution.	153
Figure 5.31.	Dissolution des composés intermétalliques contenant du cuivre.....	153
Figure 5.32.	Distribution de l'argent dans l'aluminium après une mise en solution de quatre heures (alliage D, trempe à l'eau chaude).....	155
Figure 5.33.	Microstructure de l'alliage A après un traitement T4 avec vingt-quatre heures de mise en solution.	157
Figure 5.34.	Microstructure de l'alliage F après un traitement T4 avec vingt-quatre heures de mise en solution.	158

Figure 5.35.	Microstructure de l'alliage H après un traitement T4 avec vingt-quatre heures de mise en solution.	159
Figure 5.36.	Teneur en éléments (Cu, Si, Mg) dans la matrice d'aluminium de différents alliages avant et après une mise en solution de quatre et de vingt-quatre heures.	160
Figure 5.37.	Représentation schématique du mouvement du silicium et du cuivre lors de la mise en solution.	161

Chapitre 6

Figure 6.1.	Barreau de traction ainsi que leur disposition lors des traitements thermiques.	165
Figure 6.2.	Propriétés mécaniques de l'alliage I (T4 - 4heures).	169
Figure 6.3.	Propriétés mécaniques de l'alliage A (T4 - 4heures).	169
Figure 6.4.	Propriétés mécaniques de l'alliage B (T4 - 4heures).	170
Figure 6.5.	Propriétés mécaniques de l'alliage E (T4 - 4heures).	170
Figure 6.6.	Propriétés mécaniques de l'alliage C (T4 - 4heures).	170
Figure 6.7.	Propriétés mécaniques de l'alliage D (T4 - 4heures).	171
Figure 6.8.	Propriétés mécaniques de l'alliage F (T4 - 4heures).	171
Figure 6.9.	Propriétés mécaniques de l'alliage G (T4 - 4heures).	171
Figure 6.10.	Propriétés mécaniques de l'alliage H (T4 - 4heures).	172
Figure 6.11.	Propriétés mécaniques de l'alliage I (T4 - 24heures).	172
Figure 6.12.	Propriétés mécaniques de l'alliage A (T4 - 24heures).	172
Figure 6.13.	Propriétés mécaniques de l'alliage B (T4 - 24heures).	173
Figure 6.14.	Propriétés mécaniques de l'alliage E (T4 - 24heures).	173
Figure 6.15.	Propriétés mécaniques de l'alliage C (T4 - 24heures).	173
Figure 6.16.	Propriétés mécaniques de l'alliage D (T4 - 24heures).	174
Figure 6.17.	Propriétés mécaniques de l'alliage F (T4 - 24heures).	174
Figure 6.18.	Propriétés mécaniques de l'alliage G (T4 - 24heures).	174
Figure 6.19.	Propriétés mécaniques de l'alliage H (T4 - 24heures).	175

Chapitre 7

Figure 7.1.	Propriétés mécaniques en traction de l'alliage I, après un traitement T6, aux trois différentes températures de vieillissement.	191
Figure 7.2.	Propriétés mécaniques en traction de l'alliage A, après un traitement T6, aux trois différentes températures de vieillissement.	192
Figure 7.3.	Propriétés mécaniques en traction de l'alliage B, après un traitement T6, aux trois différentes températures de vieillissement.	193
Figure 7.4.	Propriétés mécaniques en traction de l'alliage E, après un traitement T6, aux trois différentes températures de vieillissement.	196
Figure 7.5.	Propriétés mécaniques en traction de l'alliage C, après un traitement T6, aux trois différentes températures de vieillissement.	197
Figure 7.6.	Propriétés mécaniques en traction de l'alliage D, après un traitement T6, aux trois différentes températures de vieillissement.	198

Figure 7.7.	Propriétés mécaniques en traction de l'alliage F, après un traitement T6, aux trois différentes températures de vieillissement.....	200
Figure 7.8.	Propriétés mécaniques en traction de l'alliage G, après un traitement T6, aux trois différentes températures de vieillissement.....	201
Figure 7.9.	Propriétés mécaniques en traction de l'alliage H, après un traitement T6, aux trois différentes températures de vieillissement.....	202
Figure 7.10.	Dureté des alliages trempés à l'eau chaude en fonction de la température de vieillissement.	203
Figure 7.11.	Propriétés mécaniques en traction de l'alliage I, après un traitement T6, aux trois différentes températures de vieillissement.....	206
Figure 7.12.	Propriétés mécaniques en traction de l'alliage A, après un traitement T6, aux trois différentes températures de vieillissement.....	207
Figure 7.13.	Propriétés mécaniques en traction de l'alliage B, après un traitement T6, aux trois différentes températures de vieillissement.....	208
Figure 7.14.	Propriétés mécaniques en traction de l'alliage E, après un traitement T6, aux trois différentes températures de vieillissement.....	210
Figure 7.15.	Propriétés mécaniques en traction de l'alliage C, après un traitement T6, aux trois différentes températures de vieillissement.....	211
Figure 7.16.	Propriétés mécaniques en traction de l'alliage D, après un traitement T6, aux trois différentes températures de vieillissement.....	212
Figure 7.17.	Propriétés mécaniques en traction de l'alliage F, après un traitement T6, aux trois différentes températures de vieillissement.....	214
Figure 7.18.	Propriétés mécaniques en traction de l'alliage G, après un traitement T6, aux trois différentes températures de vieillissement.....	215
Figure 7.19.	Propriétés mécaniques en traction de l'alliage H, après un traitement T6, aux trois différentes températures de vieillissement.....	216

LISTE DES TABLEAUX

Chapitre 2

Tableau 2.1.	Désignation des alliages d'aluminium (Aluminium Association).....	6
Tableau 2.2.	Composition chimique des alliages 413.0 et A413.0. ¹⁶	11
Tableau 2.3.	Propriétés mécaniques des alliages 413.0 et A413.0 (tel que coulé). ^{6,16}	13
Tableau 2.4.	Principales impuretés contenues dans l'aluminium des cuves.	31
Tableau 2.5.	Propriété en traction des échantillons tels que coulés de l'étude de Crowell et Shivkumar ⁵⁵	56
Tableau 2.6.	Résultats d'un test de traction double ligament ⁵⁸	60
Tableau 2.7.	Propriétés mécaniques après un traitement T6 ⁷³	61

Chapitre 3

Tableau 3.1.	Composition chimique de l'alliage 413 ¹⁶	68
Tableau 3.2.	Éléments ajoutés et composition désirée pour les différents alliages.	68
Tableau 3.3.	Compositions chimiques des alliages produits.	72

Chapitre 4

Tableau 4.1.	Surface moyenne des particules de silicium eutectique selon l'espace interdendritique.	84
Tableau 4.2.	Caractéristiques des particules de silicium eutectiques des alliages tels que coulés	85
Tableau 4.3.	Densité des particules de silicium eutectique dans les alliages.	85
Tableau 4.4.	Composés intermétalliques présents dans les alliages Al-Si-Cu-Mg-Fe'.	93
Tableau 4.5.	Composés intermétalliques retrouvés dans l'alliage Al-11,7% Si contenant du nickel.	94
Tableau 4.6.	Fraction surfacique des phases intermétalliques dans les alliages à 150X. ..	94
Tableau 4.7.	Propriétés mécaniques en traction de l'alliage 413.0 tel que coulé.	116
Tableau 4.8.	Propriétés en traction de tous les alliages tels que coulés.....	118
Tableau 4.9.	Comparaison des propriétés mécaniques en traction des différents alliages tels que coulés avec celles de l'alliage 413.0.	121

Chapitre 5

Tableau 5.1.	Caractéristiques des particules de silicium eutectiques après une mise en solution de quatre heures.	128
Tableau 5.2.	Densité des particules de silicium eutectique tel que coulé et après quatre heures de mise en solution.	129
Tableau 5.3.	Caractéristiques des particules de silicium eutectiques après une mise en solution de vingt-quatre heures.	136

Tableau 5.4.	Densité des particules de silicium eutectique pour les trois conditions.....	136
Tableau 5.5.	Fraction surfacique de composés intermétalliques dans les alliages à un grossissement de 150X.	148
Tableau 5.6.	Teneurs en cuivre au centre des dendrites pour les alliages E, F et H selon le temps de mise en solution.....	152
Tableau 5.7.	Teneurs en magnésium au centre des dendrites d' α -Al pour les alliages B et C selon le temps de mise en solution.	154
Tableau 5.8.	Teneurs en zinc au centre des dendrites pour l'alliage H selon le temps de mise en solution.	155

Chapitre 6

Tableau 6.1.	Limites ultimes des alliages après un traitement T4.....	166
Tableau 6.2.	Limites élastiques des alliages après un traitement T4.....	167
Tableau 6.3.	Pourcentage de déformation à la rupture des alliages après un traitement T4.....	168
Tableau 6.4.	Comparaison des limites ultimes entre les alliages tels que coulés et les alliages trempés sans vieillissement.	176
Tableau 6.5.	Comparaison des limites élastiques entre les alliages tels que coulés et les alliages trempés sans vieillissement.	177
Tableau 6.6.	Comparaison des pourcentages de déformation entre les alliages tels que coulés et les alliages trempés sans vieillissement.....	178
Tableau 6.7.	Propriétés mécaniques en traction de l'alliage 413.0 après une mise en solution de quatre heures.	181
Tableau 6.8.	Propriétés mécaniques en traction de l'alliage 413.0 après une mise en solution de vingt-quatre heures.....	181
Tableau 6.9.	Comparaison des propriétés mécaniques en traction des différents alliages après une mise en solution de 4 heures avec celles de l'alliage 413.0-T4.....	182
Tableau 6.10.	Comparaison des propriétés mécaniques en traction des différents alliages après une mise en solution de 24 heures avec celles de l'alliage 413.0-T4.....	183

Chapitre 7

Tableau 7.1.	Comparaison des propriétés mécaniques en traction des différents alliages, après une mise en solution de 4 heures et un vieillissement à 155°C, avec celles des mêmes alliages à l'état T4.	218
Tableau 7.2.	Comparaison des propriétés mécaniques en traction des différents alliages, après une mise en solution de 4 heures et un vieillissement à 180°C, avec celles des mêmes alliages à l'état T4.	220
Tableau 7.3.	Comparaison des propriétés mécaniques en traction des différents alliages, après une mise en solution de 4 heures et un vieillissement à 240°C, avec celles des mêmes alliages à l'état T4.	222

Tableau 7.4.	Comparaison des propriétés mécaniques en traction des différents alliages, après une mise en solution de 24 heures et un vieillissement à 155°C, avec celles des mêmes alliages à l'état T4.	223
Tableau 7.5.	Comparaison des propriétés mécaniques en traction des différents alliages, après une mise en solution de 24 heures et un vieillissement à 180°C, avec celles des mêmes alliages à l'état T4.	225
Tableau 7.6.	Comparaison des propriétés mécaniques en traction des différents alliages, après une mise en solution de 24 heures et un vieillissement à 240°C, avec celles des mêmes alliages à l'état T4.	227

CHAPITRE 1
INTRODUCTION

CHAPITRE 1

INTRODUCTION

1.1 Problématique

Depuis quelque temps, beaucoup d'efforts sont déployés pour réduire la consommation d'énergie et diminuer la production de CO₂. Que ce soit pour aider à ratifier l'accord de Kyoto, ou pour satisfaire aux exigences du *Clean Air Act (CAA)*¹ ou à celles du *Corporate Average Fuel Economy (CAFÉ)*², les fabricants d'automobiles doivent réduire le poids des véhicules. C'est surtout cette dernière norme qui force les producteurs d'automobiles à réduire le poids des véhicules, en particulier des sports utilitaires et des camions.³ La façon de faire privilégiée pour réduire la consommation d'énergie consiste à réduire le poids des véhicules en remplaçant le plus possible de pièces en acier par de nouvelles pièces en aluminium, plus légères. Depuis plusieurs années, un peu d'aluminium est utilisé dans la fabrication des automobiles, et les quantités ne cessent d'augmenter.^{4, 5}

Il existe de nombreux alliages d'aluminium, regroupés en deux grandes classes selon leur utilisation : les alliages corroyés et les alliages de fonderie. Dans le cas des alliages corroyés, on procède à la mise en forme des produits finis par déformation à chaud et à froid des lingots ou des billettes. Ces alliages doivent avoir une grande pureté et ne pas contenir d'inclusions, car ces dernières briseraient le métal lors de la mise en forme. Pour les alliages de fonderie, les pièces coulées ont déjà leur forme définitive ou quasi définitive

après le démoulage et ne subissent pas de déformation plastique ultérieure. Un simple usinage de surface peut être requis.

Les alliages de fonderie d'aluminium sont de plus en plus utilisés à cause de leur faible masse spécifique, de leur ratio force par rapport à leur poids élevé et de leur bonne coulabilité. On les retrouve maintenant dans plusieurs domaines, comme celui de l'automobile et de l'aérospatial. Les alliages d'aluminium de fonderie ont plusieurs autres qualités comme leur point de fusion relativement bas, une bonne résistance à la corrosion, un bon fini de surface et une bonne usinabilité. De plus, la solubilité des gaz dans le métal est négligeable, sauf pour l'hydrogène. L'inconvénient majeur de ces alliages c'est qu'ils ont un retrait important qui se situe entre 3,5% et 8,5% en volume.

L'élément d'alliage principal de la plupart des alliages de fonderie est le silicium. Les pièces coulées à partir des alliages d'aluminium sont fait à plus de 85% d'alliage d'aluminium-silicium. Le silicium augmente la coulabilité de l'aluminium et permet au métal de remplir complètement toutes les cavités voulues. De plus, le silicium prévient la fissuration à chaud et augmente légèrement la force du métal en formant des particules dures de silicium ou des fibres pendant la solidification. Ces alliages peuvent être machinés et soudés, et ils ont une bonne résistance à la corrosion.⁶ Il existe plusieurs variantes d'alliages sur le marché dont les concentrations de silicium varient entre 2% et 25%. Un des alliages utilisés pour le moulage sous pression est l'alliage eutectique 413, qui a une concentration de silicium se situant entre 11% et 13%.

1.2 Objectifs

En regard des recommandations faites relativement à des expériences antérieures^{7, 8,}

⁹, les objectifs de cette recherche sont les suivants :

1- Étudier les effets des traitements thermiques :

a) de la durée de mise en solution,

b) du milieu de trempe,

c) de la température de vieillissement

et de la composition chimique de différents éléments alliés sur les propriétés de traction des divers alliages de type 413.1. Les propriétés mécaniques étudiées sont en traction, soit : la limite ultime en traction (LU), la limite élastique (LE) et l'allongement à la rupture (A%) sous forme de pourcentage de déformation à la rupture (%Déf).

2- Étudier les effets des traitements thermiques, mentionnés ci-haut, sur la morphologie des particules de silicium eutectique et sur les composés intermétalliques.

3- Déterminer, à l'aide des courbes de contrainte-déformation obtenues pour l'ensemble des alliages, quels sont les alliages ayant des propriétés de traction optimales. Dans la détermination de ces dernières, le pourcentage de déformation à la rupture joue un rôle important. Un pourcentage de déformation plastique minimal de 2% est requis pour que l'alliage soit suffisamment résistant en fatigue.

CHAPITRE 2

REVUE BIBLIOGRAPHIQUE

CHAPITRE 2

REVUE BIBLIOGRAPHIQUE

2.1 Les alliages d'aluminium de fonderie

2.1.1 Classification et désignation

Les deux grandes catégories d'alliages d'aluminium sont les alliages de corroyage et les alliages de fonderie. Ces deux catégories peuvent être différenciées par la désignation numérique standard (Aluminium Association)¹⁰ : trois chiffres et une décimale pour les alliages de fonderie, et quatre chiffres pour les alliages corroyés.

Tableau 2.1. Désignation des alliages d'aluminium (Aluminium Association)¹⁰.

1a) Alliages de fonderie		1b) Alliages corroyés	
Série	Alliage	Série	Alliage
100.0	Al commercial pur	1000.0	Al \geq 99%
200.0	Al-Cu	2000.0	Al-Cu et Al-Cu-Mg
300.0	Al-Si-Mg et Al-Si-Cu	3000.0	Al-Mn
400.0	Al-Si	4000.0	Al-Si
500.0	Al-Mg	5000.0	Al-Mg
700.0	Al-Zn	6000.0	Al-Mg-Si
800.0	Al-Sn	7000.0	Al-Zn-Mg et Al-Zn-Mg-Cu
900.0	Al et autres éléments	8000.0	Al et autres éléments

Le premier chiffre de la série désigne la famille et indique le ou les principaux éléments alliés (tableau 2.1). Pour les alliages corroyés des séries 2xxx à 8xxx, le deuxième chiffre indique les modifications de l'alliage original. Les deux derniers chiffres n'ont pas vraiment de signification autre que la différenciation des différents alliages de la série. Pour le groupe 1xxx, la série 10xx est utilisée pour désigner les compositions non alliées qui ont les limites d'impuretés naturelles. Les deux derniers des quatre chiffres indiquent le pourcentage minimum d'aluminium. Pour les alliages de fonderie, les deux chiffres suivants de la série indiquent les éléments spécifiques dans l'alliage et le dernier chiffre après le point indique la forme du produit, soit coulé ou en lingot. Dans la série 1xx.x, les autres chiffres représentent la pureté de l'alliage.

2.1.2 Propriétés physiques

Les alliages d'aluminium de fonderie ont toutes les caractéristiques nécessaires pour être utilisés de façon efficace dans la production de pièces coulées⁶ :

- un point de fusion relativement bas ;
- une fluidité élevée qui permet de remplir complètement les moules ;
- une bonne stabilité chimique ;
- un transfert de chaleur rapide entre l'aluminium et le moule, que l'aluminium soit liquide ou solide ;
- un bon fini de surface avec peu ou pas de défauts ;

- le seul gaz soluble dans l'aluminium, l'hydrogène, peut être contrôlé efficacement ;
- plusieurs alliages ont une bonne résistance au craquage à chaud.

L'inconvénient majeur de ces alliages, est qu'ils ont un retrait important qui se situe entre 3,5% et 8,5% en volume.¹¹

2.1.3 Mise en forme

Tous ces alliages peuvent être coulés dans la plupart des moules existants ; que ce soit des moules en sable vert, en sable sec, en plâtre ou permanents. La faible température de fusion permet de fabriquer plusieurs systèmes de moulage sous pression. Ce type de moulage est très apprécié, car il permet de réaliser des pièces minces et complexes. Selon Cope¹², le moulage sous pression représentait 65 % du marché du moulage de l'aluminium en 1980.

Il y a deux méthodes principales utilisées pour le moulage sous pression : le moulage sous pression à chambre chaude et celui à chambre froide¹³. Le moulage sous pression à chambre chaude ne peut être pratiqué qu'avec des métaux à bas point de fusion, car le cylindre hydraulique servant à remplir le moule est immergé dans le métal en fusion. Ce métal en fusion ne doit pas attaquer la matière constituant la pompe et le piston d'injection, car il en résulterait des problèmes d'usure provenant du contact prolongé entre le métal liquide et les composantes de l'appareil. Par ailleurs, cette méthode minimise les contacts entre le métal en fusion et l'oxygène de l'air et limite les pertes de chaleur. Le

moulage sous pression à chambre froide règle le problème de l'usure des équipements dû au contact prolongé avec le métal en fusion. Ce dernier est transféré du four de maintien au cylindre d'injection. Par conséquent, la pression d'injection doit être plus élevée que pour la coulée à chambre chaude pour pallier à la baisse de température que subit l'alliage. Ces deux méthodes coûtent très cher ; c'est pourquoi le nombre de pièces produites doit être assez élevé pour amortir convenablement le coût des équipements.

2.2 Alliage Aluminium-Silicium

L'élément d'alliage principal de la plupart des alliages de fonderie est le silicium. Les pièces coulées à partir des alliages d'aluminium sont majoritairement faites d'alliages aluminium-silicium¹⁴.

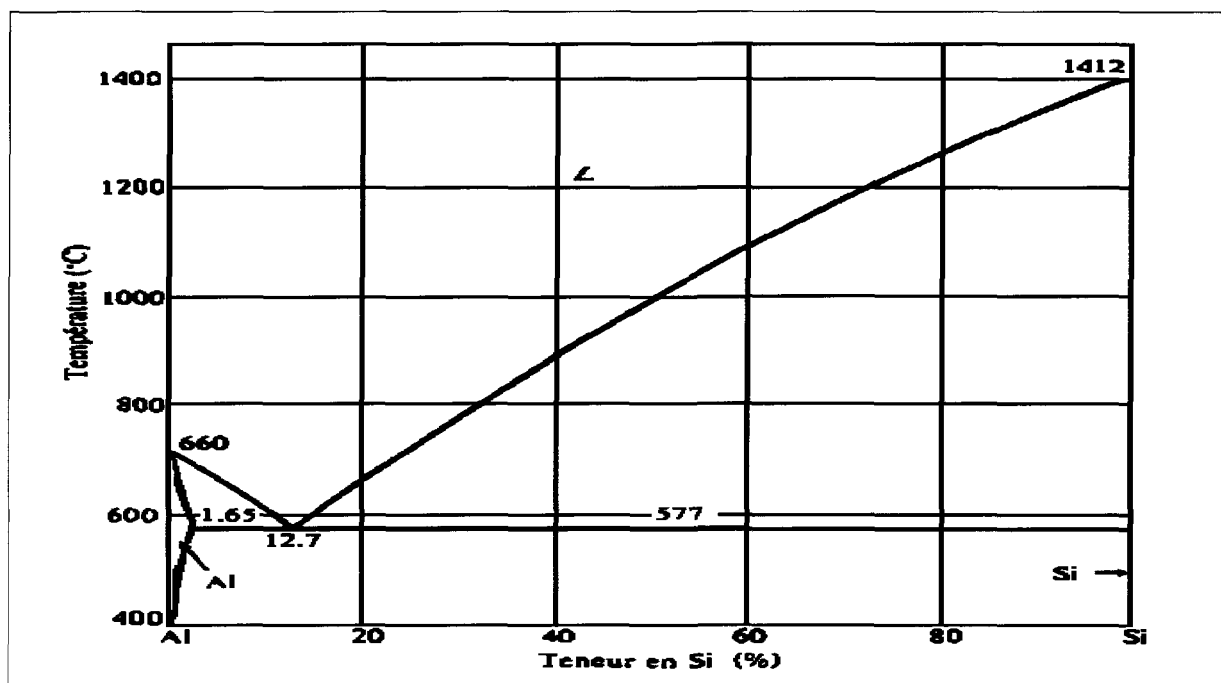


Figure 2.1. Diagramme d'équilibre binaire Al-Si.¹⁴

Le silicium augmente la coulabilité de l'aluminium et permet au métal de remplir complètement toutes les cavités voulues. De plus, le silicium prévient la fissuration à chaud et augmente légèrement la force du métal en formant des particules dures ou des fibres de silicium pendant la solidification.¹⁴

Comme la figure 2.1 le présente, le système binaire Al-Si possède un point eutectique de 12,7% Si (% atomique). La solubilité maximum du silicium dans l'aluminium est de 1,5% (% atomique) à la température eutectique; par contre, seulement 0,016% (% atomique) d'aluminium est soluble dans le silicium et ce, à 1190°C. On peut classer les alliages aluminium-silicium en trois grandes catégories en se basant sur le point eutectique : de 2% à 9% Si, l'alliage se trouve dans la zone hypoeutectique; quant aux alliages eutectiques, ils peuvent contenir de 10% à 13 % Si ; et ceux avec plus de 14% Si entrent dans la catégorie des alliages hypereutectiques.

2.3 Alliage 413,0

Les propriétés de coulée de cet alliage sont bonnes en raison de son contenu élevé en silicium. L'alliage 413 est utilisé dans la plupart des procédés de mise en forme ainsi que sous pression. Selon le service d'information sur les alliages non ferreux de Delvest Inc.¹⁵, l'alliage 413 est utilisé dans plusieurs domaines. On le retrouve dans des applications ornementales, architecturales, alimentaires, marines, pour les équipements dentaires ainsi que pour des pistons de moteur.

2.3.1 Composition chimique

La composition chimique de l'alliage 413.0 et A413.0 doit être comprise dans les limites suivantes¹⁶:

Tableau 2.2. Composition chimique des alliages 413.0 et A413.0.¹⁶

Alliage	Éléments (% massique)						
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ni	Zn
413.0	11,0-13,0	2,0	1,0	0,35	0,10	0,50	0,50
A413.0	11,0-13,0	1,3	1,0	0,35	0,10	0,50	0,50

2.3.2 Microstructure

L'alliage 413, qui possède entre 11% et 13% Si, est un alliage eutectique. Lorsqu'il se solidifie, cet alliage se compose en majorité de phases eutectiques et de particules de silicium qui doivent ensuite être modifiées par du strontium ou du sodium pour avoir une résistance et une ductilité adéquates.¹⁷ Avant d'être modifié, l'alliage eutectique présente des particules de silicium lamellaires ou aciculaires dispersées dans la matrice d'aluminium (figure 2.2a). La présence de particules polyédriques de silicium primaire peut aussi être observée. Avec une addition de strontium de 0,02%, l'alliage eutectique est complètement modifié et la structure devient fibreuse (figure 2.2b)¹⁸. De son côté, une addition de sodium transforme la morphologie en faisant précipiter le silicium de façon globulaire (figure 2.2c). Par contre, selon Glenister et Elliott¹⁸, une addition trop élevée de strontium entraîne la formation de porosités. Ce phénomène est beaucoup plus important lorsque la solidification

est très rapide, comme pour les pièces très minces. Pour les alliages hypereutectiques, le phosphore peut être ajouté comme agent de nucléation.¹⁹

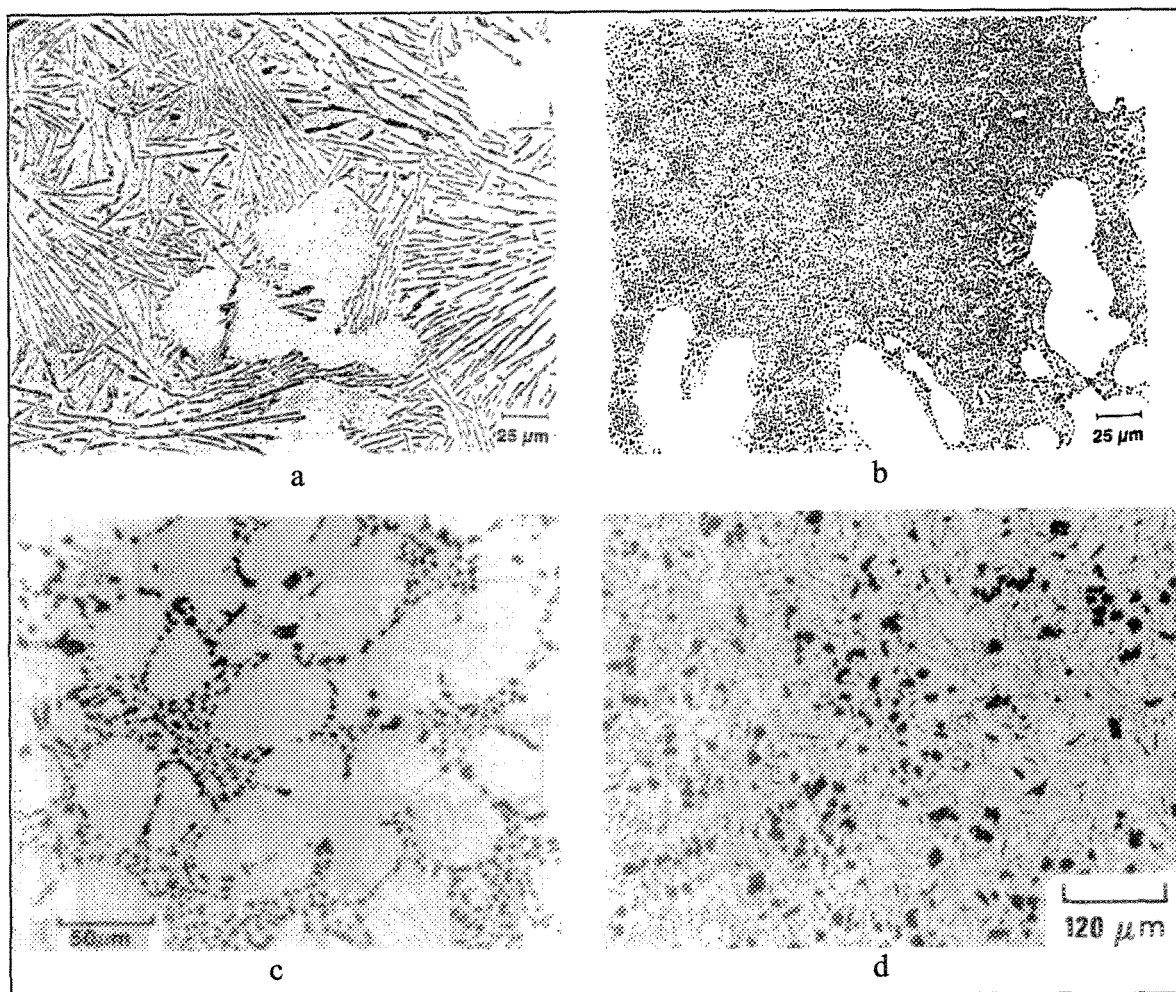


Figure 2.2. Microstructure de l'alliage 413 : a) eutectique aciculaire non modifié; b) eutectique modifié au Sr ; c) eutectique globulaire modifié au Na¹⁴; d) alliage Al-17%Si raffiné avec 0,003% P.²⁰

2.3.3 Propriétés mécaniques et physiques :

Les propriétés mécaniques des alliages de type 413 sont présentées dans le Tableau 2.3.

Tableau 2.3. Propriétés mécaniques des alliages 413.0 et A413.0 (tel que coulé).^{6,16}

Alliage	Limite ultime (MPa)	Limite élastique (MPa)	Déformation à la rupture (%)	Résistance en fatigue (MPa)*
413.0	296	145	2,5	130
A413.0	241	110	3,5	130

* à 5×10^8 cycles

Les propriétés physiques de ces alliages sont indiquées ci-dessous :¹⁶

Densité.....	2567 kg/m ³
Coefficient d'expansion thermique.....	20,4 µm/m·K
Chaleur spécifique.....	963 J/kg·K
Chaleur latente de fusion.....	389 Kj/kg
Conductivité thermique.....	121 W/m·K
Conductivité électrique.....	31 %IACS
Résistivité électrique.....	55,6 nΩ·m
Température de fusion.....	577 – 630 °C
Température de coulée.....	635 – 704 °C

Autres propriétés :

- Usinabilité : ces alliages peuvent être usinés, mais sont très abrasifs à cause de leur haute teneur en silicium.
- Soudabilité : pour le soudage à l'arc, ces alliages ont des bonnes propriétés.

- **Coulabilité** : ces alliages ont une excellente fluidité, une bonne résistance à la fissuration à chaud ainsi qu'une excellente résistance à la pression.
- **Résistance à la corrosion** : la résistance à la corrosion est excellente. La couche d'oxyde qui se forme à la surface protège efficacement l'intérieur.

2.4 Rôle des principaux éléments d'alliage

Les éléments d'alliage sont ajoutés à l'aluminium pour augmenter les propriétés mécaniques du métal pur. Les principaux éléments ajoutés dans les alliages de fonderie commerciaux sont le silicium, le magnésium, le cuivre, le manganèse et le zinc. Ces éléments sont solubles en partie dans l'aluminium liquide, mais aucun n'est miscible complètement avec l'aluminium à l'état solide. Suivant leur proportion dans les divers alliages, ils contribuent en général à augmenter la contrainte ultime en traction et la limite élastique. Par contre, ces modifications engendrent généralement une diminution de la déformation à la rupture. En effet, plus la contrainte ultime en traction et la limite élastique sont élevées, moins la déformation à la rupture est grande¹⁴. Par conséquent, des compromis sont constamment faits entre la nécessité d'obtenir des valeurs élevées de contrainte ultime en traction et de limite élastique, et l'obtention d'une déformation à la rupture ou une ductilité qui soit suffisante.

Cependant, certains éléments d'alliage peuvent faire diminuer la résistance, car les composés intermétalliques qui se forment peuvent être plus fragiles que les particules de silicium. La rupture de l'alliage est alors initiée à partir des composés intermétalliques²¹. Il

a été établi que dans les alliages Al-Si binaires eutectiques, les fissures prennent naissance dans les particules de silicium, en particulier aux frontières des cellules de dendrites. Ces fissures se répandent alors à la matrice d'aluminium et initient une rupture ductile. En pratique, les alliages Al-Si eutectiques sont caractérisés comme étant des matériaux qui, une fois traités thermiquement, possèdent une résistance mécanique et une dureté relativement élevées, mais qui ont une ductilité faible à des températures ambiantes et moyennement élevées.⁶

2.4.1 Silicium (Si)

Le silicium est ajouté à l'aluminium principalement pour augmenter ses caractéristiques de mise en forme. Il augmente de façon considérable la fluidité de l'aluminium ainsi que la résistance au craquage à chaud, et réduit le coefficient d'expansion thermique. C'est pour ces raisons que les alliages Al-Si représentent la majorité des alliages de fonderie. Les proportions de silicium varient beaucoup selon les propriétés désirées. Certains alliages hypereutectiques peuvent en contenir jusqu'à 25% massique. Comme il a déjà été mentionné, il y a trois grandes catégories d'alliages Al-Si selon leur teneur en silicium, et chacune d'elle est destinée à un usage particulier. Les alliages destinés à des refroidissements lents (moule en sable) ont généralement une composition de silicium aux environs de 5% à 7% ; pour les moules permanents, on utilise des alliages de 7% à 9% ; et de 8% à 12% de silicium pour les moulages sous pression.¹⁴

2.4.2 Cuivre (Cu)

Les alliages d'aluminium de fonderie contenant uniquement du cuivre sont rares, à cause de leur coulabilité plutôt faible. On peut toutefois l'améliorer en ajoutant du silicium. Le cuivre permet le durcissement structural de ces alliages grâce à la précipitation de formes transitoires du composé d'équilibre CuAl_2 .²² Ce sont les alliages qui ont de 4% à 6% de Cu qui répondent le mieux aux traitements thermiques. À ces compositions, l'alliage se rapproche de la composition eutectique Al-CuAl₂, qui contient 32,3% en massique de cuivre dans le liquide et 5,7% en massique de cuivre dans le solide (figure 2.3).

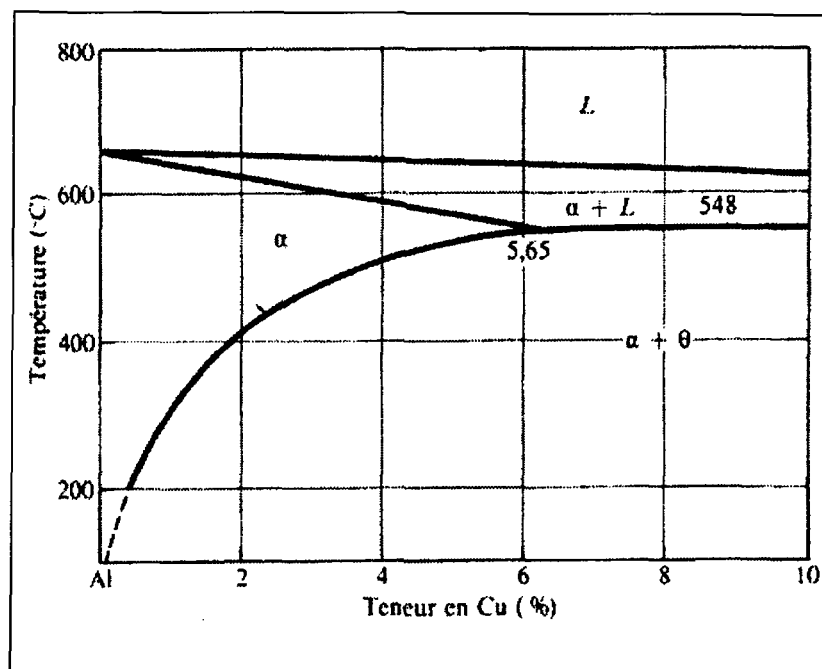


Figure 2.3. Diagramme d'équilibre Al-Cu.¹⁴

La phase solide CuAl_2 , quant à elle, est constituée de 53,2% à 53,9% Cu à une température de 400°C. La séquence de précipitation du CuAl_2 est la suivante :



Les zones de Guinier-Preston et les précipités intermédiaires qui se forment sont parallèles à $\{001\}_{Al}$. Les précipités θ'' sont cohérents avec la matrice, les θ' sont semi-cohérents tandis que les précipités θ sont non cohérents.²³

Du point de vue atomique, le cuivre a un effet substantiel sur l'aluminium. Cela est attribuable à la différence assez importante entre les paramètres du réseau cristallin des atomes constituants de cuivre et ceux de l'aluminium. Les interactions élastiques qui existent entre les atomes de soluté et les dislocations rendent plus difficile le glissement de ces dernières. De plus, l'énergie des défauts d'empilement de la matrice est réduite par la présence du cuivre, rendant ainsi le glissement latéral plus difficile. Les autres effets du cuivre sont l'augmentation de l'usinabilité et de la température d'utilisation, ainsi que la réduction du retrait lors de la coulée. Par contre, le Cu réduit généralement la résistance à la corrosion.

2.4.3 Si-Cu

Lorsqu'il est présent entre 3 à 5%, le cuivre améliore les propriétés mécaniques des alliages Al-Si-Cu. Ces derniers, lorsqu'ils ont une composition en Si qui se rapproche de celle de l'eutectique, ont une bonne tenue à chaud et un faible coefficient de dilatation thermique. Aucun composé ternaire ne se forme dans cet alliage. Les phases en présence sont l'aluminium, le silicium et le $CuAl_2$.

2.4.4 Magnésium (Mg)

Les alliages de fonderie Al-Mg ont une coulabilité médiocre, mais ils ont une excellente résistance à la corrosion, même en atmosphère marine et en eau de mer. Ils sont aussi utilisés lorsqu'un bon fini de surface est nécessaire. Les alliages corroyés ont généralement moins de 4% de Mg, tandis que les concentrations pour les alliages de fonderie varient entre 4% et 10%. Le traitement thermique de ces alliages est possible lorsque la concentration est de plus de 7% Mg. L'instabilité ainsi que les caractéristiques de vieillissement de ces alliages à la température de la pièce obligent en plus un traitement thermique. Le magnésium offre ses meilleures propriétés lorsqu'il est ajouté en présence de silicium.

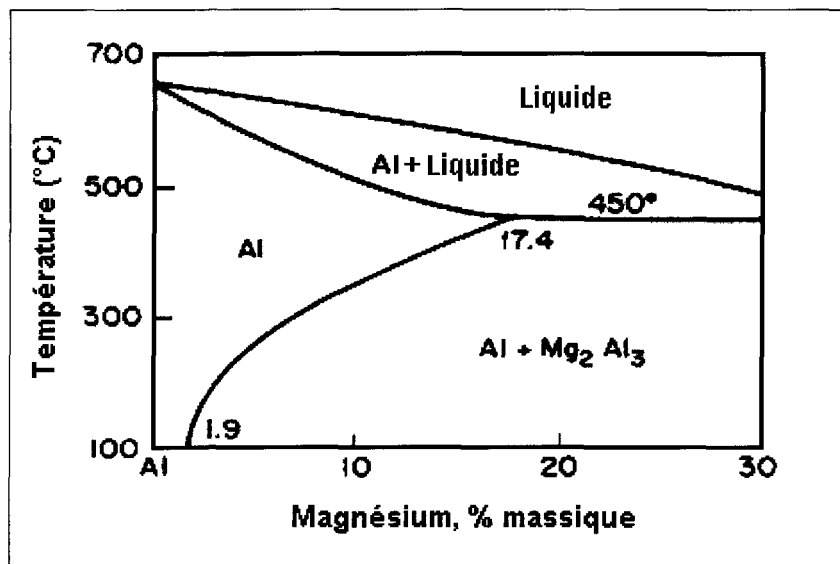


Figure 2.4. Diagramme d'équilibre Al-Mg.²⁴

2.4.5 Si-Mg

L'addition de magnésium à l'alliage Al-Si est à la base de l'amélioration de la résistance et de la dureté lors des traitements thermiques. C'est la précipitation de la phase Mg_2Si et de ses phases transitoires qui rend l'alliage durcissable. La phase Mg_2Si a une solubilité limite de 0,7% Mg. Au-delà de cette limite, il n'y a plus d'effet positif apparent. Comme le montre les figures 2.6 et 2.7, le magnésium est l'élément qui permet les plus grandes améliorations après traitements thermiques.

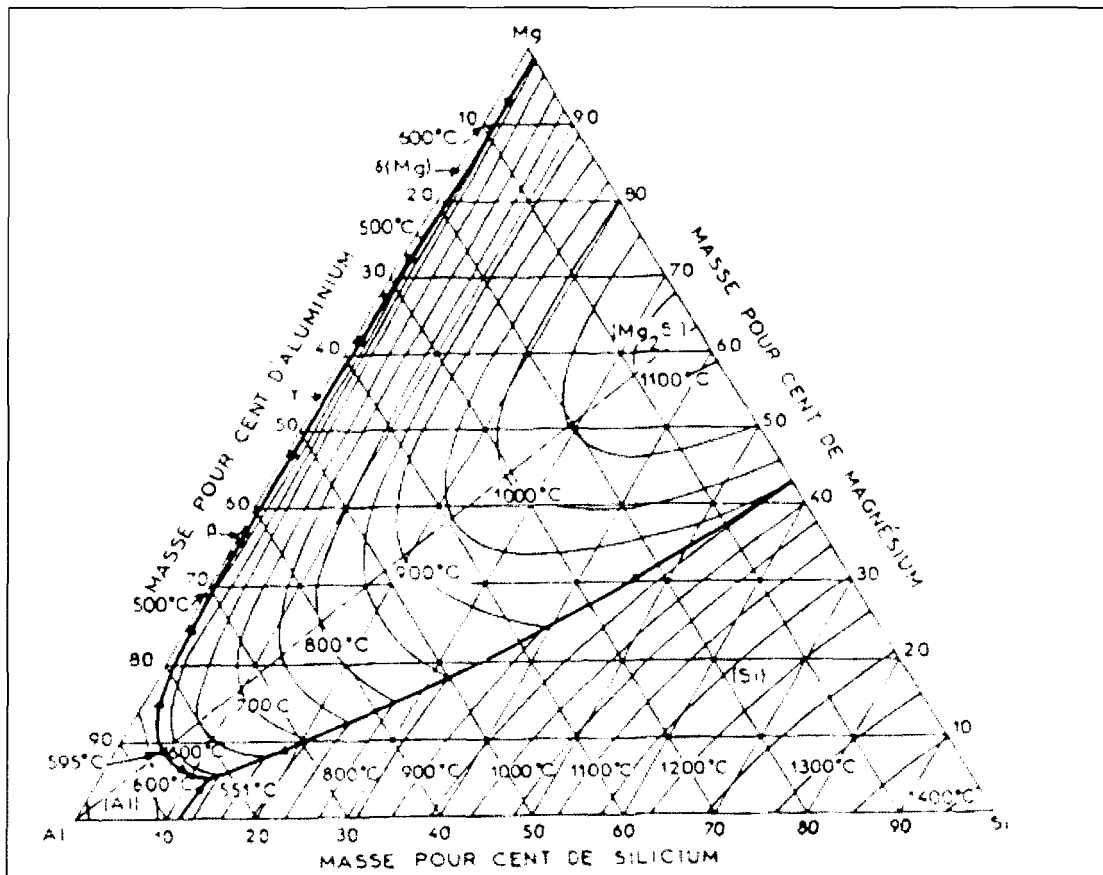


Figure 2.5. Diagramme d'équilibre ternaire Al-Mg-Si.²⁵

Toutes ces augmentations sont produites par les précipités de Mg_2Si . On peut ainsi simplifier le diagramme ternaire « aluminium – silicium – magnésium » en créant un

diagramme d'équilibre pseudo-binaire entre l'aluminium et le Mg_2Si (figure 2.8)²⁴. Nous pouvons voir que la solubilité à l'état solide de la phase Mg_2Si diminue avec l'excès de silicium, et davantage avec l'excès de magnésium.

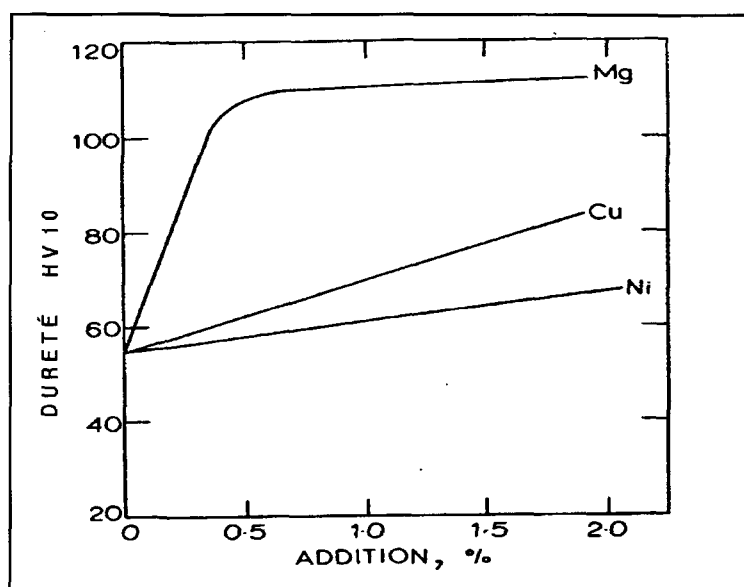


Figure 2.6. Effets des éléments alliés Mg, Cu et Ni sur la dureté d'un alliage Al-Si.²⁶

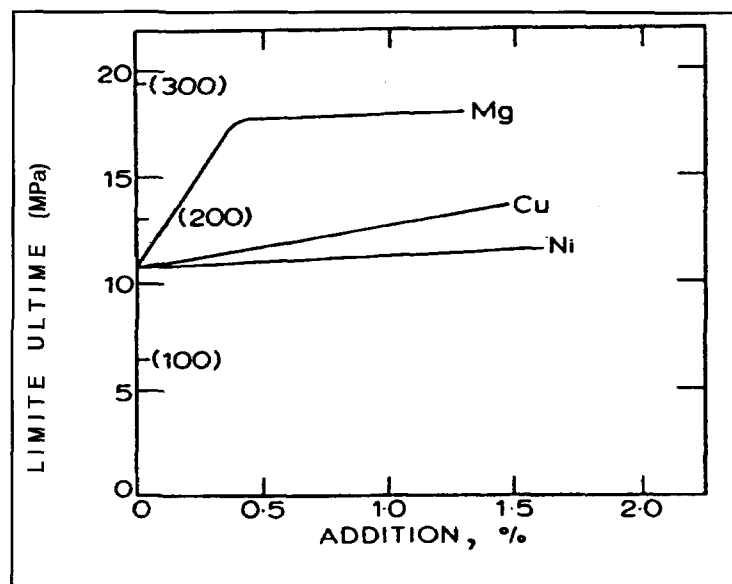


Figure 2.7. Effets des éléments alliés Mg, Cu et Ni sur la limite ultime d'un alliage Al-Si.²⁶

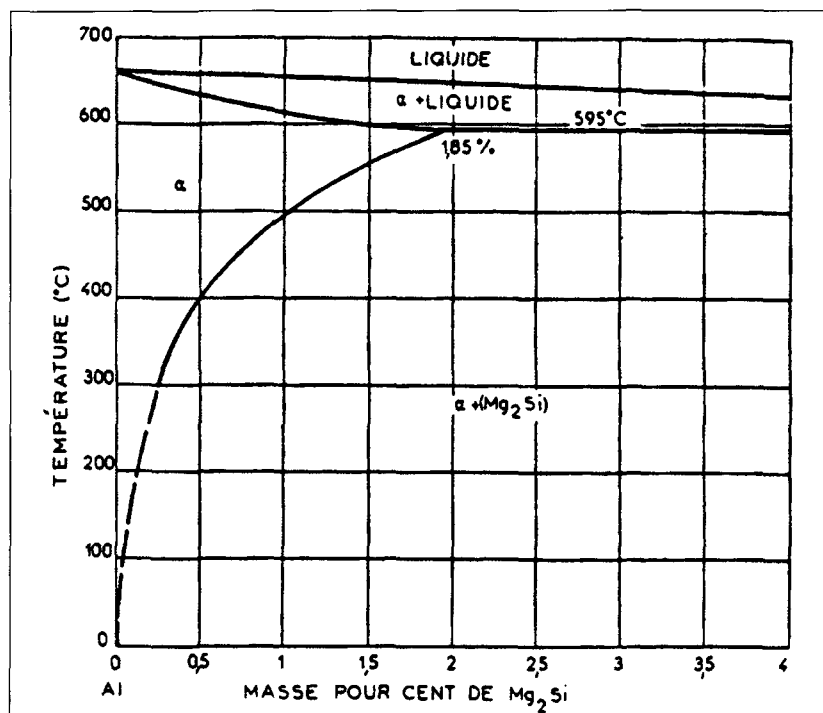
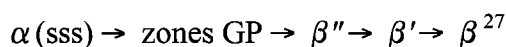


Figure 2.8. Diagramme d'équilibre Al-Mg₂Si (pseudo-binaire).²⁴

La séquence de formation du précipité de Mg₂Si passe par plusieurs phases intermédiaires :



Dans cette séquence, (sss) représente une structure sursaturée et β représente les précipités de Mg₂Si. Les précipités intermédiaires β'' se présentent sous la forme de bâtonnets semi-cohérents, parallèles à $\{001\}_{\text{Al}}$. Par la suite, la forme β' transforme les bâtonnets sous forme d'aiguilles semi-cohérentes, toujours selon $\{001\}_{\text{Al}}$. Celles-ci deviennent ensuite des plaquettes semi-cohérentes, pour finalement se transformer en un précipité de Mg₂Si non cohérent. Les zones de Guinier-Preston ainsi que les précipités très fins de Mg₂Si augmentent la résistance de l'alliage sans avoir d'effets négatifs sur la ductilité.⁶

2.4.6 Effets combinés (Al-Si-Mg-Cu)

Les effets du cuivre sur la séquence de précipitation des alliages Al-Mg-Si ont été investigués, et il a été déterminé que le cuivre améliore habituellement la cinétique de précipitation. Selon Murayama et al.²³, la vitesse de formation du précipité β'' est accélérée lors du vieillissement. Un autre effet du cuivre sur la cinétique de précipitation se situe au troisième stade de la séquence. Pour les alliages Al-Mg-Si, la troisième étape est la phase β' et elle se présente sous forme de tiges de structure hexagonale. Avec l'addition de cuivre aux alliages Al-Mg-Si, des précipités ayant la forme de lattes sont observés ; leur quantité croît avec l'augmentation de la composition en cuivre. Ces précipités seraient de type Q', soit la forme transitoire des précipités Q ($\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$). Les deux précipités stables, β et Q, ainsi que des phases de silicium peuvent coexister dans les alliages Al-Si-Mg-Cu.²⁸

2.4.7 Zinc (Zn)

Le zinc seul n'a pas vraiment d'effet bénéfique sur les propriétés de l'aluminium. Il est soluble à plus de 80 % dans l'aluminium à haute température (figure 2.9) et affecte peu la configuration du réseau. Par contre, il offre plusieurs avantages lorsqu'il est additionné en même temps que d'autres éléments. Par exemple : en présence de magnésium, un alliage contenant du zinc devient favorable aux traitements thermiques en formant des précipités de MgZn_2 et de $\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$ lorsque la concentration en magnésium est assez élevée.^{29, 30} Même si les alliages Al-Zn-Mg ont des caractéristiques de coulée inférieures aux alliages Al-Si, ils ont de très bonnes propriétés mécaniques lorsqu'ils sont tels que coulés. De plus,

ces alliages sont autotrepants et peuvent atteindre leurs propriétés maximales après un ou deux mois de vieillissement naturel.¹⁴ Le cuivre peut aussi être ajouté aux alliages Al-Zn-Mg pour augmenter la résistance. Il y a alors la nucléation de particules de Al_2CuMg qui se produit lors du vieillissement. En petite quantité, le zinc améliore l'usinabilité et également le retrait lors du moulage.

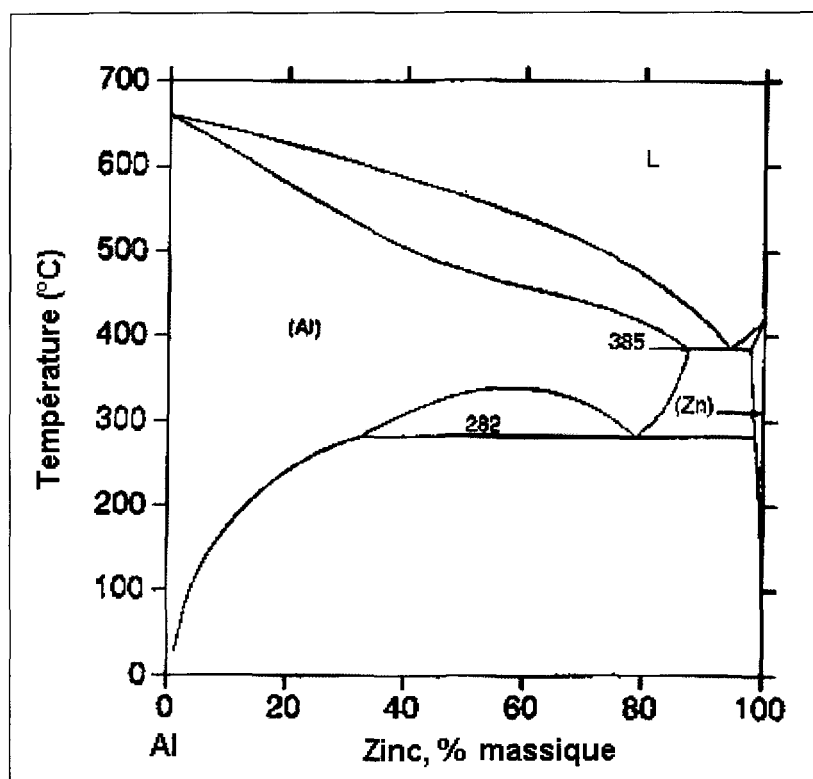


Figure 2.9. Diagramme d'équilibre Al-Zn.³¹

2.4.8 Nickel (Ni)

Comme on peut le voir aux figures 2.6 et 2.7, le nickel a une contribution plus faible que celle du cuivre et du magnésium aux propriétés mécaniques des alliages Al-Si. Le nickel a traditionnellement été utilisé dans une proportion de 2 à 3% parce qu'il était censé améliorer les propriétés mécaniques des alliages utilisés à des températures élevées.²⁶

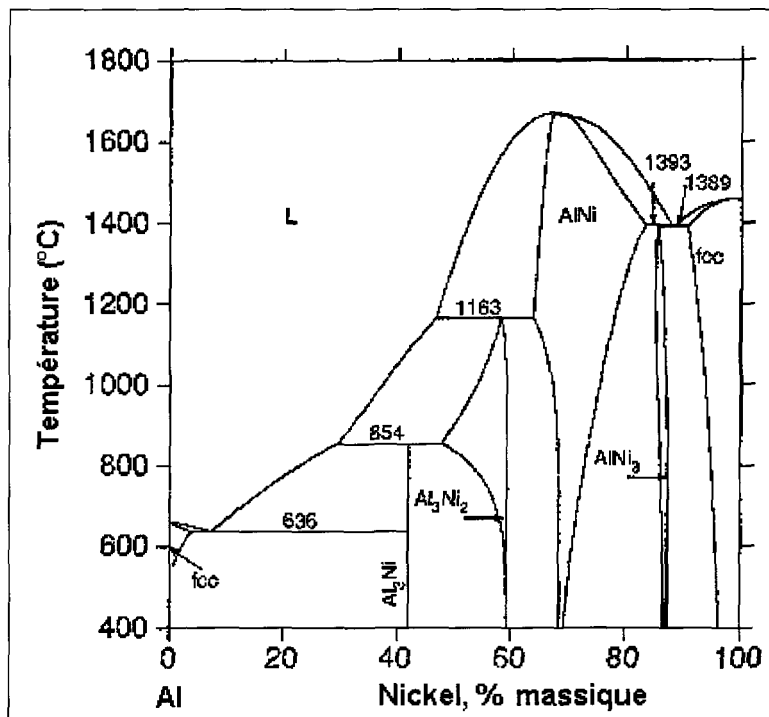


Figure 2.10. Diagramme d'équilibre Al-Ni.³²

Les précipitations contenant du nickel sont généralement de la forme Al_3Ni .

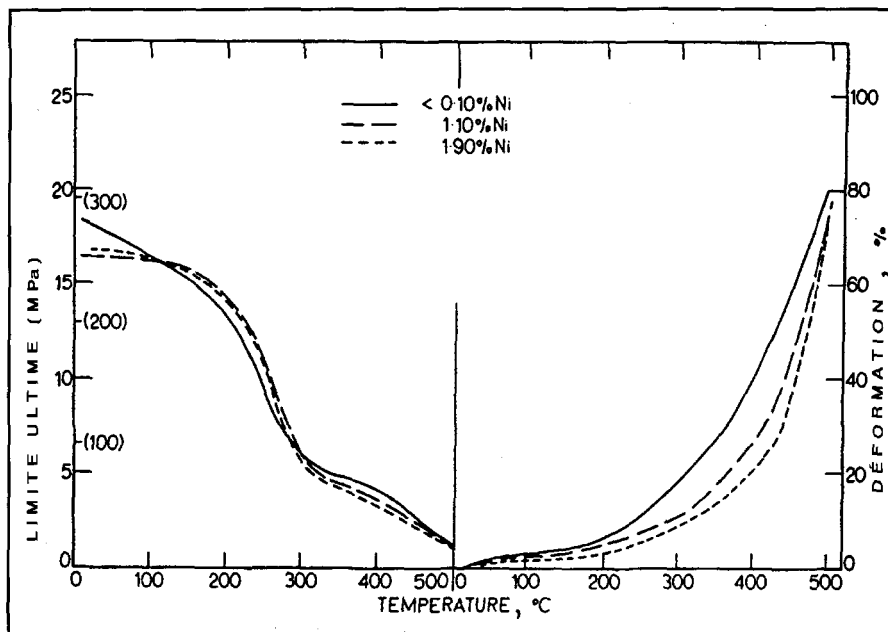


Figure 2.11. Limite ultime et déformation d'alliages Al-Si selon leur contenu en Ni.²⁶

Selon Smart²⁶, par contre, il n'y a pas de différence significative des propriétés en fonction de la teneur en nickel (figure 2.11). Le nickel forme bien des précipités (Al_3Ni , figure 2.10), mais ils sont trop distancés les uns des autres pour que leurs effets soient appréciables.

2.4.9 Argent (Ag)

L'argent possède une solubilité très élevée dans l'aluminium à l'état solide (jusqu'à 55%). Des additions d'argent en petites quantités, de l'ordre de 0.1 à 0.6%, sont efficaces pour augmenter la résistance mécanique des alliages Al-Zn-Mg ainsi que pour améliorer leur résistance à la corrosion de contrainte⁶.

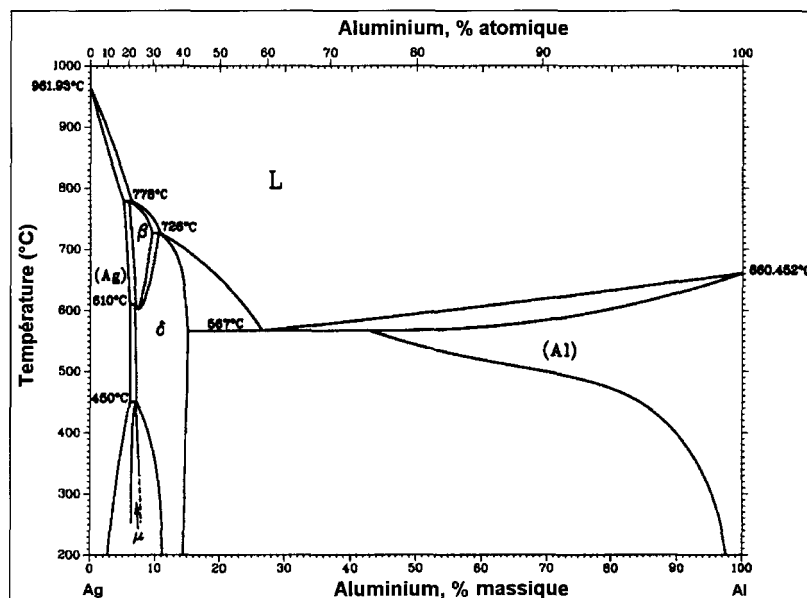


Figure 2.12. Diagramme d'équilibre Ag-Al³³.

2.4.10 Métaux Terres rares

Les propriétés mécaniques des alliages Al-Si peuvent être améliorées par l'ajout de métaux terres rares. Ceux-ci peuvent avoir des effets positifs du fait qu'ils ont une solubilité presque nulle dans l'aluminium et forment ainsi des composés intermétalliques.^{34,35} Les métaux terres rares peuvent être ajoutés aux alliages d'aluminium sous la forme de « mishmetals » ou sous la forme d'alliages contenant certains de ces métaux à l'état pur comme le cérium (Ce), le lanthane (La) ou le néodyme (Nd). Les effets bénéfiques individuels des métaux terres rares - dont le cérium et le lanthane - sur les propriétés de contrainte en traction, peuvent être attribués en partie aux effets de renforcement produits par la fine dispersion des composés intermétalliques et aux effets de modification.^{34, 35, 36, 37}

2.4.10.1 Cérium (Ce)

Le cérium a une faible solubilité en masse dans l'aluminium d'environ 0,05% (figure 2.13). La plus grande proportion réagit avec l'aluminium pour former des composés intermétalliques Al-Ce et aussi avec le Si pour former d'autres composés, principalement du Ce_5Si_3 .³⁸ L'effet du cérium sur les propriétés mécaniques des alliages Al-Si est illustré sur le graphique de la figure 2.14

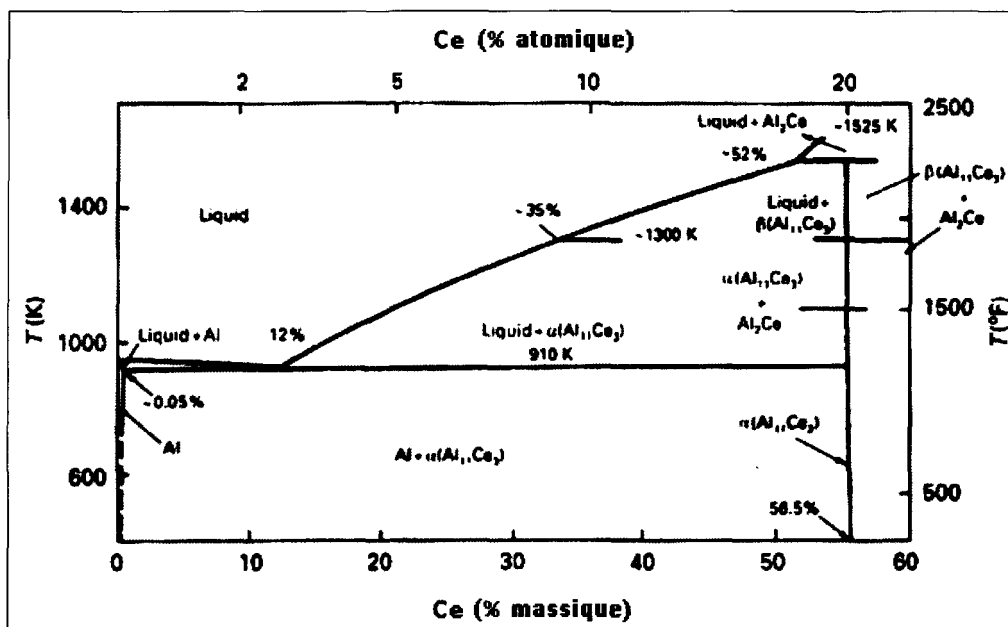


Figure 2.13. Diagramme d'équilibre Al-Ce.³⁹

Avec un ajout de 0,75% de cérium, pourcentage massique, la contrainte en traction a augmenté de 21% et la dureté a augmenté de 68%, sans avoir d'effet néfaste sur le pourcentage de déformation.

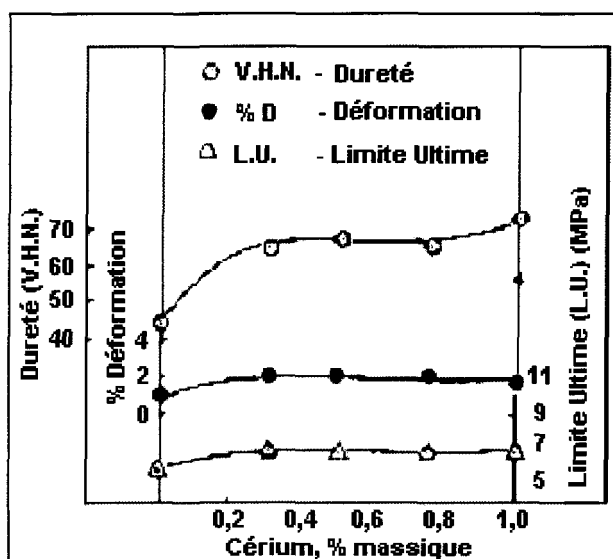


Figure 2.14. Effets du cérium sur les propriétés mécaniques des alliages Al-Si.³⁵

2.4.10.2 Lanthane (La)

Tout comme pour le cérium, la solubilité en masse du lanthane dans l'aluminium est négligeable. Par conséquent, le lanthane réagit aussi avec l'aluminium pour former les composés intermétalliques. Les principaux sont l' Al_4La et La_2Si en présence de silicium.

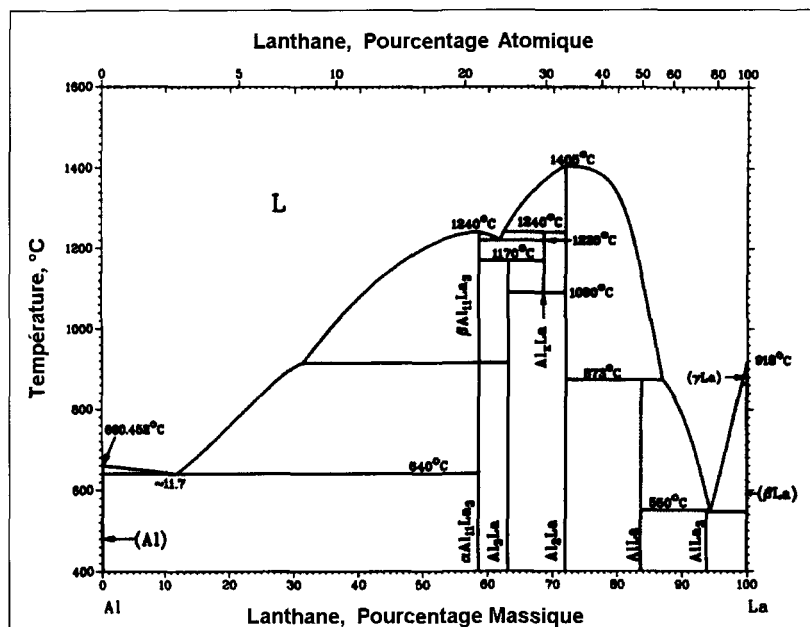


Figure 2.15. Diagramme d'équilibre Al-La.³³

Les effets du lanthane sur les propriétés mécaniques des alliages Al-Si sont illustrés à la figure 2.16. La quantité de lanthane qui semble optimum est de 0,05% en masse. À cette teneur, la contrainte en traction augmente d'un facteur 2,5 et la dureté, de 50%. En augmentant la quantité de lanthane, de 15% par exemple, le gain devient beaucoup moins important.

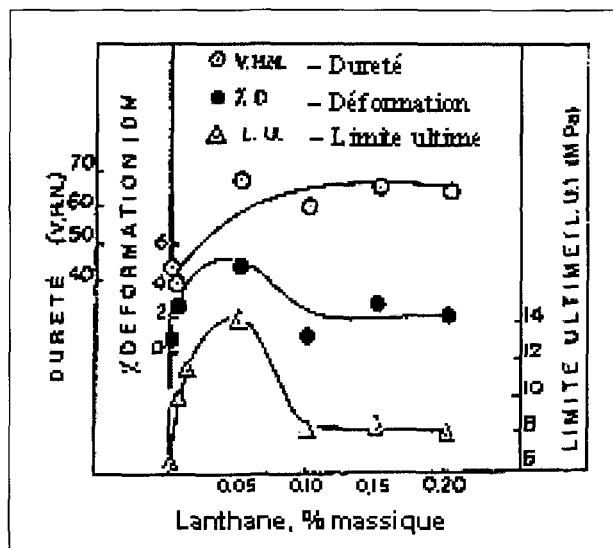


Figure 2.16. Effets du lanthane sur les propriétés mécaniques des alliages Al-Si.³⁵

2.4.11 Strontium (Sr)

Le strontium est utilisé pour modifier la phase de silicium eutectique dans les alliages d'aluminium qui contiennent du silicium. De très faibles quantités de strontium, de l'ordre de 0,008 à 0,04%, peuvent réaliser une modification. Son rôle est de modifier le silicium contenu dans les alliages de composition eutectique, normalement de forme aciculaire, en une morphologie globulaire (figure 2.2). Lorsqu'on observe les phases de silicium au microscope, elles apparaissent sous la forme de particules discrètes. Elles sont, en réalité, constituées d'un réseau de fibres interconnectées.^{18,40} Comme dans toute microstructure de ce type, les propriétés mécaniques en général et la ductilité mesurée en pourcentage de déformation ne sont pas aussi élevées que celles associées à des constituants de dimensions plus petites et de formes arrondies.⁴¹ Cette forme sphéroïdale contribue à diminuer les concentrations de contraintes, favorisant ainsi l'obtention de meilleures propriétés de traction lorsqu'elle est combinée à des traitements thermiques.^{42,43}

L'ajout de strontium peut aussi améliorer les caractéristiques de coulée des alliages⁴⁰ ; mais une addition trop élevée entraîne la formation de porosités, spécialement lorsque la solidification est rapide.⁴⁴ Ajouté comme soluté à l'aluminium pur, on le retrouve sous forme de Al_4Sr (figure 2.17).

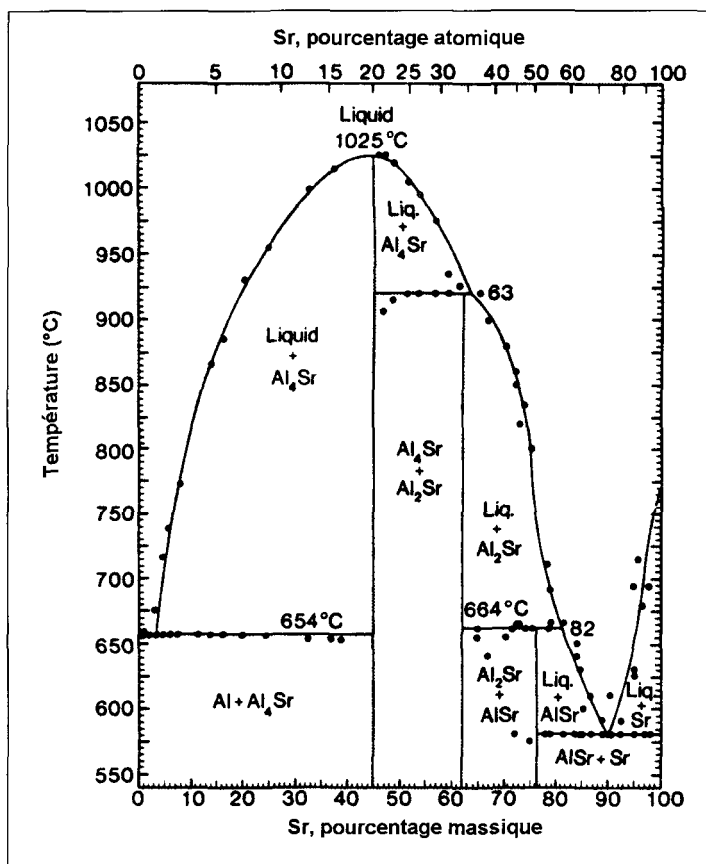


Figure 2.17. Diagramme d'équilibre Al-Sr.⁴⁵

2.4.12 Impuretés

Les impuretés sont décrites comme étant tous les éléments présents dans le métal sans y avoir été ajoutés. De façon plus précise, ce sont tous les éléments et les composés qui ont un effet négatif sur les propriétés mécaniques et/ou sur la coulabilité, sur les

traitements thermiques ou sur les éléments, et dont les effets sur ces propriétés sont inconnus. La quantité d'impuretés dans le métal peut varier selon la provenance de l'aluminium. L'aluminium primaire contient une faible quantité d'impuretés. La technique de production électrolytique produit de l'aluminium très pur (voir tableau 2.1) ; les éléments d'alliage sont, eux aussi, ajoutés à l'état pur. Par contre, l'aluminium secondaire se compose d'aluminium recyclé.

Tableau 2.4. Principales impuretés contenues dans l'aluminium des cuves.⁴⁶

Élément(s)	Teneur (1000 ppm = 0,1%)	Origine
Fer	1330 ppm	Anode, alumine, outils
Si	630 ppm	Anode, alumine
Ti	66 ppm	Alumine
Na	60 ppm	Alumine
Mg	24 ppm	Anode
Ca	11 ppm	Anode, alumine
Li	Selon l'addition de LiF	-
Zn,Cu,Mn,Ni	35-----10 ppm	-

La composition de ces alliages dépend des rebuts utilisés, et la quantité d'impuretés peut être très élevée. Les impuretés peuvent provenir de plusieurs sources, comme la récupération d'alliages de tous genres ou la contamination par les revêtements sur le matériel recyclé, comme la peinture. L'hydrogène présent dans l'atmosphère et qui se dissout dans le métal fait aussi partie des impuretés.

2.4.13 Inclusions

Il n'y a pas que des atomes isolés qui peuvent entrer dans le métal en fusion. Les inclusions sont des particules regroupant un très grand nombre d'atomes étrangers, qui

peuvent être emprisonnés dans le métal de plusieurs façons. Les deux principales catégories d'inclusions rencontrées sont des inclusions non-métalliques et des intermétalliques. Les inclusions non-métalliques sont principalement des oxydes, comme Al_2O_3 ou $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-MgO}$, ou des carbures (Al_4C_3).⁴⁷ Les oxydes d'aluminium se forment à la surface du métal. À l'état solide, il y a toujours une mince couche d'oxydes qui se forme. Le taux de formation de l'oxyde augmente avec la température, ce qui provoque une réaction très rapide lorsque l'aluminium est liquide. Toutes les manipulations du métal liquide peuvent contribuer à provoquer des inclusions. Comme la densité des oxydes d'aluminium n'est pas significativement différente de celle de l'aluminium, les oxydes qui entrent dans l'aluminium liquide ne remontent pas à la surface et restent en suspension.

Les composés intermétalliques sont, de façon générale, de plus petite taille que les oxydes, mais peuvent agir comme point de concentration de contrainte et comme point de faiblesse dans les pièces d'aluminium. Les alliages contenant d'importantes quantités de fer, de chrome et de manganèse sont sujet à la formation de composés intermétalliques nuisibles.⁴⁸

2.5 Traitements thermiques

2.5.1 Désignation

Il existe plusieurs façons de présenter une pièce faite d'un alliage d'aluminium. De façon générale, on a les cinq désignations suivantes : F, O, W, T et H, qui représentent le

traitement thermique ou le durcissement subi par la pièce. Les pièces portant la mention F sont livrées telles que produites. Ces pièces ont été mises en forme sans qu'il n'y ait un certain contrôle des conditions thermiques ou des contraintes de mise en forme. Les pièces de type O ont subi un recuit et une recristallisation. Cela est utilisé sur les produits coulés, pour avoir une meilleure ductilité ou pour une meilleure stabilité des dimensions. Le symbole O peut être suivi d'un chiffre, pour avoir plus de précisions sur le traitement utilisé. Les pièces identifiées d'un W ont subi une mise en solution, suivie d'une trempe. Cela est utilisé seulement pour les pièces qui ont un vieillissement naturel rapide qui se produit immédiatement après la mise en solution. Le temps requis au vieillissement naturel doit être indiqué pour que la désignation soit acceptable, par exemple : W 1h. Pour être dans la catégorie T, il faut subir un traitement thermique qui fournit un produit stable après la trempe et qui est différent des trois autres traitements.⁴⁹

Il y a plusieurs traitements possibles pour les T, c'est pourquoi la lettre est suivie d'un chiffre :

T1 : ce traitement englobe les pièces qui ont été refroidies après une mise en forme à haute température et qui ont eu un vieillissement naturel, jusqu'à l'obtention d'un état de stabilité convenable.

T2 : ce traitement englobe les étapes suivantes : refroidissement après une mise en forme à haute température, écrouissage et vieillissement naturel jusqu'à l'obtention d'un état de stabilité convenable.

T3 : mise en solution suivie d'un travail à froid (écrouissage) et d'un vieillissement naturel jusqu'à l'obtention d'un état de stabilité convenable.

- T4 : mise en solution suivie d'un vieillissement naturel jusqu'à l'obtention d'un état de stabilité convenable.
- T5 : refroidissement après une mise en forme à haute température suivit d'un vieillissement artificiel.
- T6 : mise en solution suivie d'un vieillissement artificiel.
- T7 : mise en solution et traitement de stabilisation.
- T8 : mise en solution suivie d'un écrouissage et d'un vieillissement artificiel.
- T9 : mise en solution suivie d'un vieillissement artificiel et d'un écrouissage.
- T10 : refroidissement après une mise en forme à haute température, écrouissage et vieillissement naturel jusqu'à l'obtention d'un état de stabilité convenable.

Pour tous les traitements thermiques pour lesquels il n'y a pas de mention de travail à froid, ces alliages n'en ont pas subi. La désignation H représente un état écroui. H1X représente un écrouissage seulement et le X indique le degré d'écrouissage.

H11 : mou

H12 : $\frac{1}{4}$ dur

H14 : $\frac{1}{2}$ dur

H16 : $\frac{3}{4}$ dur

H18 : 4/4 dur

H19 : extra-dur

Les notations commençant par un H2X, X variant de 2 à 9, représentent des pièces qui ont subi un écrouissage suivi d'un recuit de restauration. Les H3X sont un traitement d'écrouissage suivi d'une stabilisation.⁴⁹

2.5.2 Durcissement structural

Le durcissement, comme utilisé ici, exprime un accroissement de la limite élastique. Malheureusement, ce durcissement, ou l'augmentation de la limite élastique, est souvent accompagné d'une diminution de la ductilité. Il y a trois façons principalement utilisées pour permettre le durcissement : le durcissement par écrouissage, le durcissement par solution solide et le durcissement structural ou par précipitation.⁵⁰

Le durcissement structural, ou le durcissement par des précipités, se produit lors de la majorité des traitements thermiques industriels. Le but est d'obtenir une répartition optimale des précipités dans la matrice. Ces précipités sont formés par un processus enclenché par une mise en solution à haute température, grâce à laquelle le soluté est dissout dans la matrice et ensuite figé lors de la trempe. Cela produit une solution sursaturée à la température ambiante, qui a tendance à revenir à l'équilibre en créant des précipités stables de soluté. Cette dernière étape étant très lente à la température ambiante, on a souvent recourt à un vieillissement artificiel pour accélérer le processus. Les propriétés mécaniques des alliages dépendent de la grosseur et de la répartition de ces précipités. Lors de ces traitements, deux sortes de précipités peuvent être formés : des précipités cohérents avec la matrice et des précipités incohérents (figure 2.18).

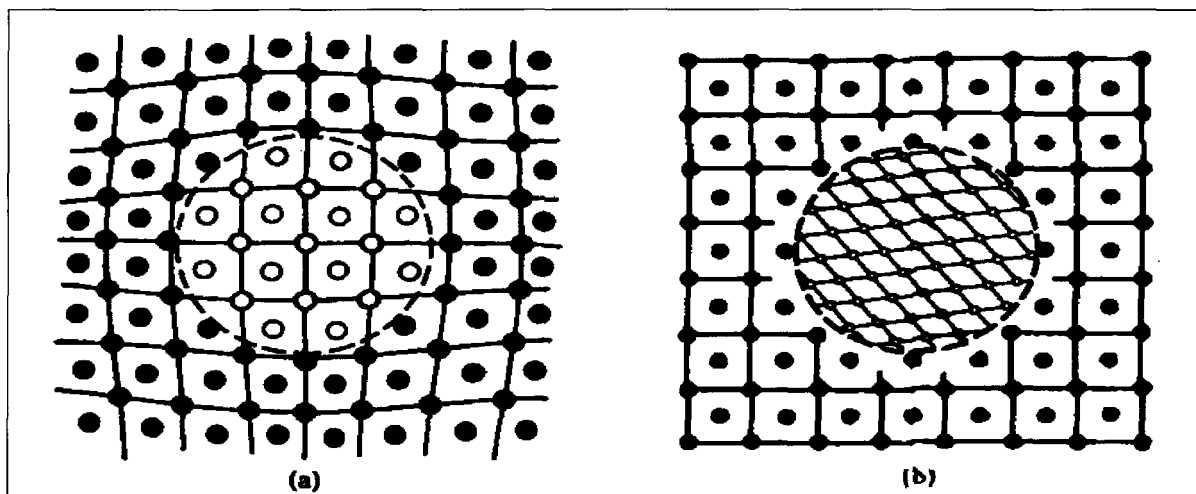


Figure 2.18. (a) précipité cohérent, (b) précipité incohérent.¹⁴

Pour les précipités cohérents ou les zones de Guinier-Preston, il y a une continuité du réseau entre le précipité et la matrice. C'est ce type de précipité qui entrave le plus le déplacement des dislocations. On peut observer, pendant un traitement thermique, la croissance des précipités cohérents jusqu'à ce qu'ils perdent graduellement leur cohérence en raison de leur taille trop importante. Ils deviennent ainsi des précipités incohérents.

Le durcissement dû aux précipités est causé par une déformation du réseau atomique. Les précipités cohérents causent des champs de déformation dans le réseau qui attirent ou repoussent les dislocations. La contrainte appliquée doit vaincre les interactions élastiques pour permettre aux dislocations de se courber et de passer entre les particules de précipités. Les dislocations qui traversent les précipités ont deux choix : soit elles cisailent les précipités, soit elles les contournent (mécanisme d'Orowan). Le cisaillement ne se produit généralement que sur des précipités cohérents, et seulement lorsque la force nécessaire au cisaillement est plus faible que celle requise pour le contournement. Pour les précipités incohérents, les dislocations doivent les contourner parce qu'il n'y a pas de

continuité du plan de glissement. Les dislocations forment alors des boucles entre les dislocations et se retrouvent ainsi ancrées. Le durcissement atteint un maximum, puis redescend ensuite suivant la grosseur des précipités des précipités de grande taille étant moins efficaces pour retenir les dislocations. La distance entre les précipités est aussi importante. Pour pouvoir franchir des obstacles distants d'une distance d , la dislocation doit se courber d'un rayon de courbure égal à $r = d/2$.⁵¹ Elle laisse ensuite, autour des précipités, une boucle de dislocation (figure 2.19).

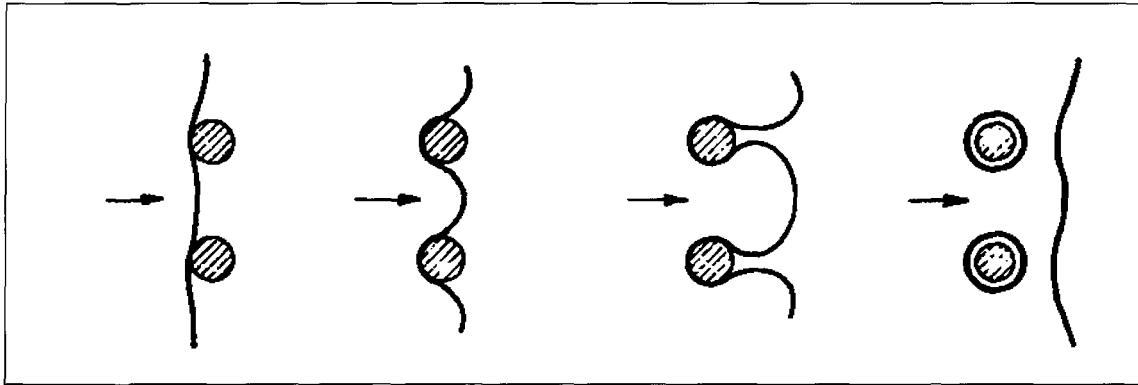


Figure 2.19. Contournement des précipités ou mécanisme d'Orowan.⁵¹

2.5.3 Mise en solution

Pour être traités thermiquement et pour obtenir un durcissement par précipitations, les alliages doivent être composés d'éléments solubles en excès à la température ambiante^{52,53}. Ainsi, pour qu'un alliage d'aluminium contenant un élément allié quelconque soit traitable thermiquement, il faut que la solubilité à l'état solide de l'élément allié augmente avec la température. La mise en solution se fait en chauffant et en maintenant

assez longtemps le métal à haute température, pour laisser aux éléments le temps de se transformer en solution solide.

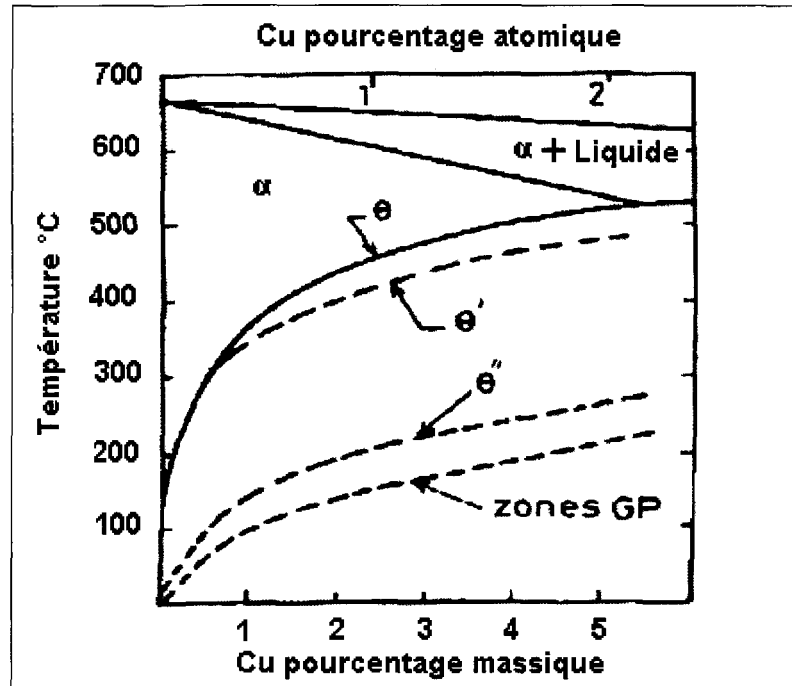


Figure 2.20. Limite de solubilité des différents stades de développement des précipités.⁴⁶

Le temps requis dépend de plusieurs conditions : de l'alliage, de la grosseur de la pièce, de la méthode de coulée utilisée et de la microstructure. Par ailleurs, le principal critère déterminant la durée du traitement de la mise en solution, c'est qu'il soit suffisamment long pour permettre la dissolution des particules primaires (Mg_2Si ou autres) formées durant la coulée et pour assurer la diffusion des éléments dans la matrice d'aluminium.^{54,55,56,57} Une fois la dissolution des éléments en solution solide complétée, la résistance mécanique de l'alliage ne tire plus aucun avantage à prolonger le temps de mise en solution, mais cela peut améliorer la ductilité.

La température de mise en solution dépend de chaque alliage. Il est plutôt difficile de trouver la température qui favorisera un maximum de solution solide, lorsque l'alliage est composé de plusieurs éléments. De plus, la température ne doit pas être trop élevée, pour éviter les zones fondues ou une surchauffe. De façon générale, il ne faut pas excéder la température de fusion de l'eutectique, tout en la maintenant plus élevée que la température de formation de la deuxième phase (figure 2.20). Si la température est trop élevée et qu'elle se trouve au-dessus de la température eutectique, le métal se fragilise car il y a apparition de zones fondues aux joints de grain.⁵³ Le taux d'humidité dans le four peut aussi être un problème s'il est trop élevé.⁶ Cela peut provoquer de l'oxydation à haute température ou une certaine détérioration des pièces. L'hydrogène atomique, formé lorsque l'atmosphère humide du four réagit avec l'aluminium en surface, se diffuse dans le métal et se recombine en molécules dans les lacunes et autres porosités. Il y a alors la formation de cloches ou d'ampoules qui affaiblissent l'alliage. De très petites lacunes peuvent aussi être formées dans les alliages d'aluminium qui contiennent du magnésium. Les phases solubles contenant du magnésium ont tendance à laisser de très petites lacunes quand elles se dissolvent. Cela se produit généralement lorsque la température monte rapidement et lorsque les particules de phases contenant du magnésium sont grandes. La différence de densité entre la matrice d'aluminium et les particules contenant du magnésium, combinée au manque de temps à la matrice pour diffuser dans les espaces libres, créent ces micro-lacunes.

Lors de la mise en solution des alliages de fonderie, il se produit deux changements plus ou moins en compétition. Premièrement, la formation de précipités métastables,

comme le β' -Mg₂Si, provoque des microcontraintes qui conduisent à une baisse générale de la ductilité. Deuxièmement, la mise en solution provoque des changements dans la morphologie des cristaux de silicium. L'effet premier est l'arrondissement des coins des particules de silicium.^{54,57} La sphéroïdisation des particules est grandement accélérée par la modification au strontium.⁵⁸

2.5.4 Trempe

Bien que la trempe soit une étape de très courte durée, elle a des effets très importants sur les propriétés finales. Une trempe qui n'est pas parfaite conduit lors du durcissement, à la précipitation du soluté sous des formes qui ne sont pas utiles. Cette étape consiste en un refroidissement plus ou moins rapide de l'alliage d'aluminium, à partir de la température de mise en solution jusqu'à la température ambiante. Le taux de refroidissement est choisi en fonction des propriétés désirées et du degré de durcissement structural voulu. L'abaissement rapide de la température permet d'obtenir, à la température de la pièce, une solution sursaturée en éléments alliés. Cela se produit, car les éléments en solution solide à haute température n'ont pas le temps de diffuser et restent donc emprisonnés dans la matrice en quantité excédant la composition à l'équilibre. La solution sursaturée en éléments alliés ainsi formée aura alors tendance à retourner vers l'équilibre par précipitation du ou des éléments alliés.^{54,59}

Le but de la trempe n'est pas seulement de retenir les éléments en solution solide, mais aussi de conserver un certain nombre de sites vacants dans la matrice. Ces lacunes permettent à la diffusion de se produire à basse température, celle requise pour la formation

des zones de Guinier-Preston.⁵⁹ De façon générale, plus le refroidissement est rapide, plus la résistance et la force des alliages sont élevées, car le nombre de lacunes sera d'autant plus important. Un faible taux de refroidissement permet aux lacunes de migrer vers des endroits libres et de s'annihiler. Par contre, un taux de refroidissement très rapide n'a pas que des avantages. Un refroidissement trop rapide peut causer des distorsions ou des déformations dans les pièces et provoquer un très haut degré de contraintes internes. De plus, la ductilité baisse radicalement avec l'augmentation de la vitesse de refroidissement.

Les différentes vitesses de refroidissement ont encore plusieurs autres effets. Un refroidissement rapide permet de minimiser la précipitation des atomes de soluté aux joints de grains ou sur des dispersoïdes. Ces atomes sont perdus, car ils ne participent plus au renforcement de l'alliage. D'un autre côté, un refroidissement plus lent peut améliorer la résistance à la rupture par corrosion de certains alliages.

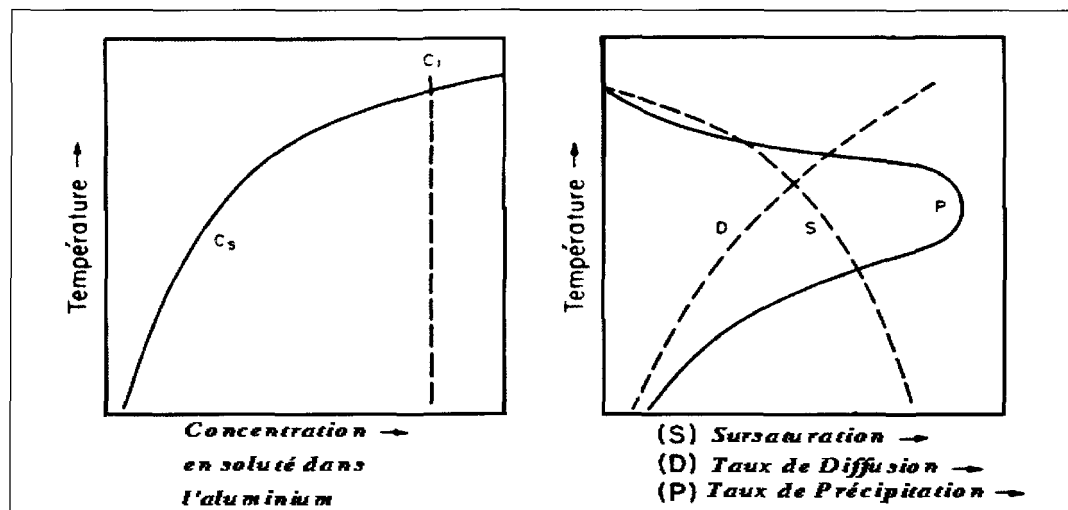


Figure 2.21. Représentation schématique des effets de la température sur les facteurs qui affectent le taux de précipitation.⁶

Le taux de précipitation est affecté par plusieurs facteurs dont les principaux sont la température, la sursaturation en soluté et le taux de diffusion. La sursaturation en soluté et le taux de diffusion varient de façon opposée à la température (figure 2.21). Sur ces courbes, le degré de sursaturation, courbe S, est calculé en prenant $C_1 - C_s$; quant à la courbe D, elle illustre le taux de diffusion. Le taux de précipitation, représenté par la courbe P, est bas lorsque la sursaturation ou le taux de diffusion est bas. Le maximum de précipitation est prévu à une température intermédiaire.⁶

Techniquement, il y a deux choses dont il faut tenir compte lors de la trempe⁵³. Premièrement, le temps utilisé pour le transfert des pièces du four jusqu'au milieu de trempe doit être le plus court possible. Les effets d'un transfert trop lent sont les mêmes qu'une diminution du taux de refroidissement moyen. Le délai acceptable dépend du milieu de trempe qui est utilisé. Un temps plus court est requis lorsque le refroidissement est moins sévère qu'une trempe à l'eau froide.⁶ Deuxièmement, le volume du milieu refroidissant doit être suffisant pour absorber efficacement la chaleur des pièces.

2.5.4.1 Milieux de trempe

La majorité des trempes se produit dans l'eau.^{6,53} On peut contrôler le taux de refroidissement des trempes à l'eau en faisant varier la température de cette dernière. De plus, au moment de l'immersion, il est possible de contrôler la stabilité du film de vapeur qui se produit autour de la pièce. Ce film de vapeur ralentit aussi le taux de refroidissement. On peut le stabiliser en ajoutant des additifs ou obtenir le même effet en abaissant la tension de surface. D'autres additions, comme le polyalkylène glycol (huile synthétique),

forment un film isolant stable qui ralentit aussi le taux de refroidissement. Plus le film est épais, plus le taux de transfert de chaleur diminue. L'addition de ce polymère aide aussi à uniformiser le mouillage de la pièce et minimise ainsi la distorsion de la pièce.⁵⁹ Le film ainsi créé doit résister à l'agitation durant la trempe. Totten et Mackenzie⁵⁹ ont démontré que l'agitation a un effet important, surtout lorsque la température de l'eau est supérieure à 60°C.

2.5.4.2 Courbes de refroidissement

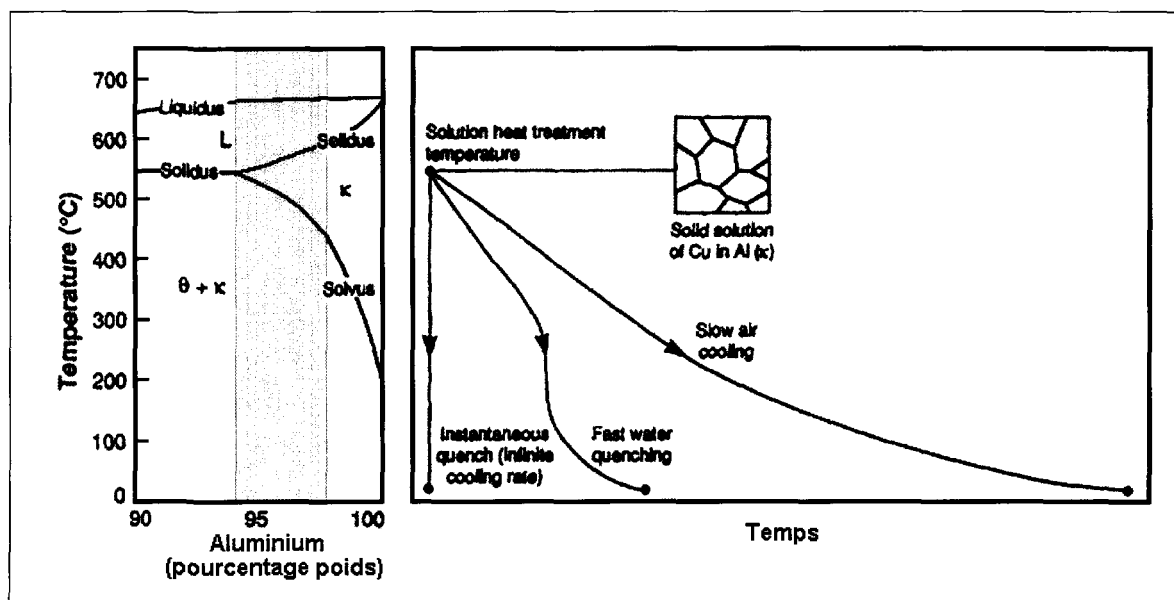


Figure 2.22. Courbe de refroidissement d'un alliage aluminium-cuivre.⁶⁰

Le refroidissement des pièces en aluminium lors de la trempe ne se produit pas complètement de façon homogène. La surface des pièces trempées dans un liquide subit plusieurs régimes différents de transfert de chaleur au cours du refroidissement. Comme le présente la figure 2.22, le refroidissement lors de la trempe à l'eau commence assez lentement, car il y a formation d'un film de vapeur isolant qui se développe autour de la

pièce. Ce film de vapeur empêche l'eau de mouiller la surface et est caractérisé par un faible taux de transfert de chaleur. Il se produit ensuite une zone où le film de vapeur devient instable et où il y a un mouillage intermittent qui se produit. Lorsque la température diminue, la couche de vapeur se désintègre et un mouillage permanent se produit. Dans cette zone, le transfert de chaleur devient très rapide et le reste jusqu'à la fin de la trempe. La courbe de refroidissement de la trempe à l'air n'a pas ces variations de taux de refroidissement, elle montre plutôt un refroidissement quasi constant du début à la fin.

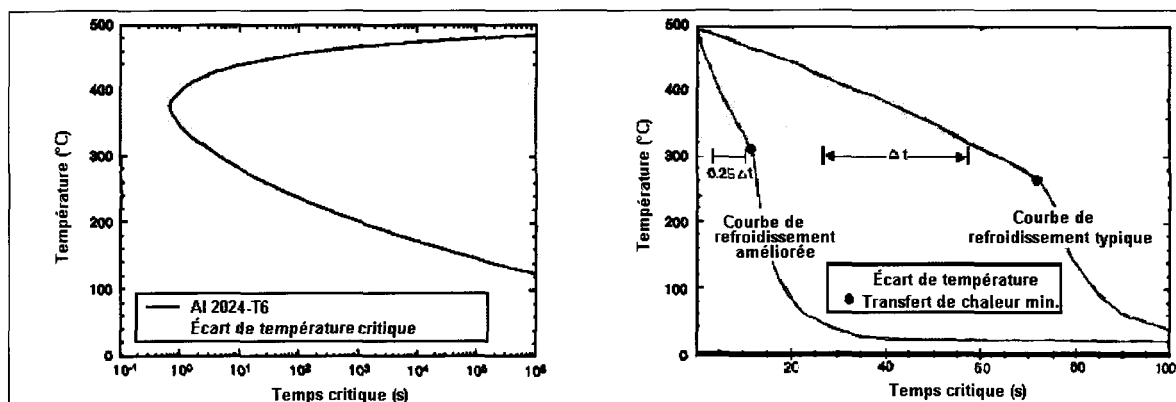


Figure 2.23. Courbe en C représentant 99,5% de la dureté maximale atteignable pour un alliage Al-2024-T6 ainsi que des courbes de refroidissement dans la zone de refroidissement critique.⁶⁰

En utilisant les diagrammes Temps-Température-Propriétés (TTP), il est possible d'identifier une zone de température dans laquelle le refroidissement doit être le plus rapide possible afin d'obtenir les meilleures propriétés possibles. La zone de température critique pour la précipitation de la majorité des alliages d'aluminium se situe entre 290 et 400°C. La figure 2.23 présente la zone de refroidissement critique d'un alliage d'aluminium. La trempe est de meilleure qualité lorsque le refroidissement dans cette zone est rapide. Dans les deux courbes de refroidissement présentées ci-dessus, les pièces dont la courbe est

améliorée demeure quatre fois moins longtemps dans la zone de refroidissement critique que lors d'un refroidissement typique. Il est recommandé que le taux de refroidissement dans cette zone soit plus élevé que 100°C par seconde.⁶¹

2.5.4.3 Effets de la géométrie et contraintes résiduelles

Lors de tests en laboratoire, les taux de refroidissement des échantillons sont généralement uniformes, car les échantillons sont petits et refroidissent rapidement. Par ailleurs, plus la pièce est épaisse, moins les propriétés mécaniques sont élevées. Cela est dû au taux de refroidissement beaucoup plus lent des pièces de grande épaisseur. Avec une pièce dont la géométrie comporte des parties minces et des parties plus épaisses, il y a une grande différence entre le taux de refroidissement de chacune. Le résultat obtenu montre des propriétés mécaniques différentes pour chacune des parties. De plus, ces différences d'épaisseur génèrent une forte concentration de contraintes internes.

Le gradient de température qui se forme lors de la trempe est à l'origine de ces contraintes internes. Il provoque des déformations plastiques provenant des différentes zones de compression et d'expansion de la pièce. Comme la surface refroidit en premier, elle tend à se contracter et à compresser l'intérieur. La réaction qui se produit alors laisse la surface dans un état de tension. Lorsque le centre de la pièce refroidit, la surface le restreint dans sa contraction. Le résultat final laisse la surface en compression et le centre, sous contrainte. Ces deux forces s'équilibrent à l'intérieur de la pièce. Plus le taux de

refroidissement est élevé, plus les contraintes internes sont grandes. Lorsque ces forces sont trop importantes, il en résulte une distorsion ou une déformation plastique des pièces.

Une des façons de minimiser les contraintes internes lors de la trempe de pièces constituées de différentes épaisseurs, consiste à recouvrir d'isolant les parties plus minces pour ralentir leur refroidissement.

2.5.5 Vieillissement artificiel

Dans certains alliages, principalement les alliages Al-Zn-Mg, la précipitation est assez rapide et peut se produire à la température de la pièce. Ce processus peut être très long, mais ce n'est pas le cas pour tous les alliages. Pour remédier à ce problème, un vieillissement artificiel est appliqué. Le vieillissement artificiel consiste à élever, pendant une durée suffisante, la température des alliages d'aluminium en solution solide afin d'améliorer et de stabiliser plus rapidement leurs propriétés. L'instabilité des alliages vient du fait que la solution solide sursaturée en éléments alliés, obtenue lors de la trempe, tend à retourner à l'état d'équilibre. Ce retour à l'état d'équilibre des alliages se fait d'autant plus rapidement que la température de vieillissement est élevée.

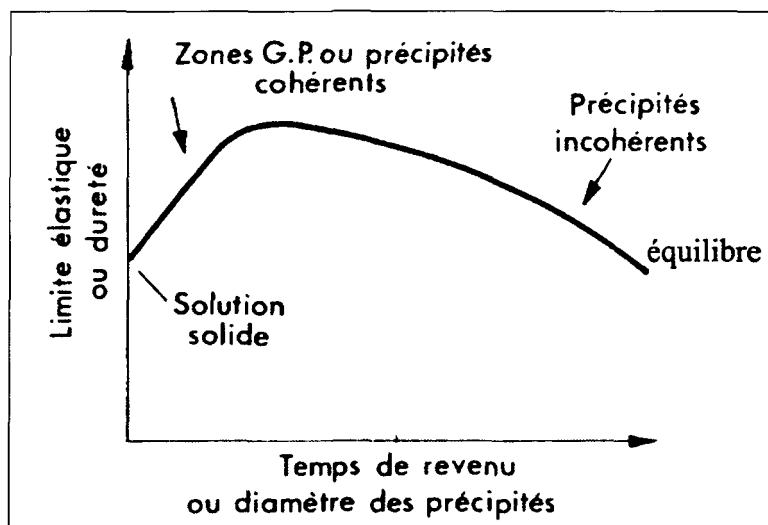


Figure 2.24. Variations de la limite élastique ou de la dureté en fonction du temps de précipitation ou de la taille des précipités.⁵¹

Les propriétés mécaniques augmentent avec le temps de vieillissement, jusqu'à un maximum, pour ensuite redescendre.⁵¹ Le maximum des propriétés mécaniques des alliages d'aluminium est obtenu lorsque la solution solide contient des zones de Guinier-Preston et des précipités métastables correspondants aux états intermédiaires des précipités à l'équilibre. Les précipités stables ne se forment pas directement. Il y a d'abord la formation de zones de Guinier-Preston. Ces zones GP, des petits amas d'atomes cohérents avec la matrice, sont en fait un enrichissement local de la solution solide en atomes de soluté.⁵¹ En augmentant le temps de vieillissement, la taille des zones GP augmente ainsi que la dureté de l'alliage. Plusieurs méthodes de mesure permettent de suivre le développement et la croissance des zones GP. Par exemple, on peut les mesurer indirectement par la dureté, la limite élastique, la conductivité électrique, la conductivité thermique ou la susceptibilité magnétique. On peut aussi regarder la structure avec un microscope à diffraction qui utilise les rayons X ou les électrons (figure 2.25).

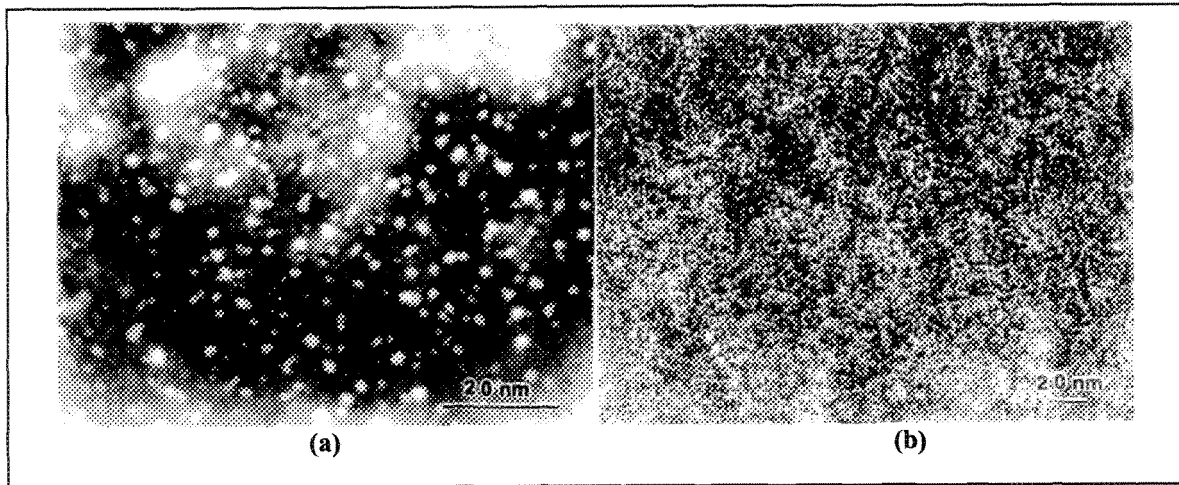


Figure 2.25. Images de zones de Guinier-Preston : a) image en champs lumineux de zones GP de type I, b) image en champs sombres de zones GP de type II.⁶²

En poursuivant le vieillissement, les zones GP continuent de croître ; et les zones qui contiennent un pourcentage élevé en éléments alliés forment des phases plus grosses qui sont, en fait, les formes transitoires des précipités stables. Ces phases transitoires sont généralement cohérentes avec la matrice, et deviennent incohérentes lorsque leur taille augmente (figure 2.26). Les propriétés mécaniques diminuent lorsque les précipités deviennent incohérents (figure 2.24).

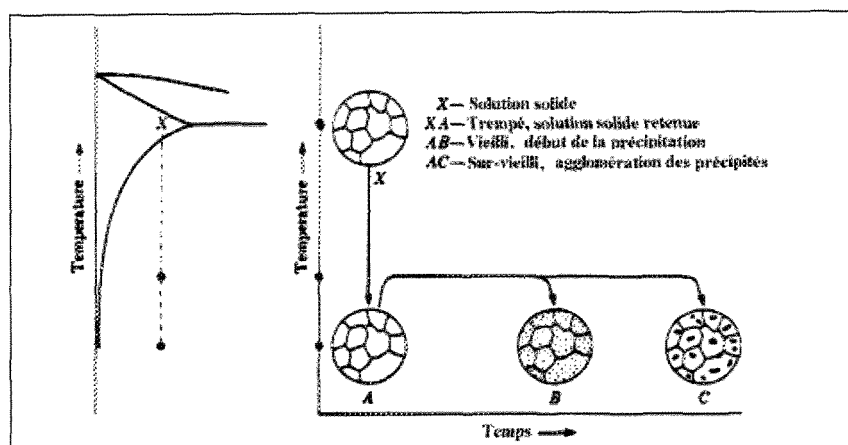


Figure 2.26. Morphologie des précipitations d'un alliage d'aluminium.⁵⁰

La température à laquelle s'opère le vieillissement a un effet important sur la vitesse de précipitation ainsi que sur les propriétés mécaniques. On peut remarquer, sur la figure 2.27, que la dureté augmente un peu avec la température de vieillissement. Par contre, si cette température est trop élevée, la dureté diminue au lieu d'augmenter. C'est l'effet de survieillissement qui entre rapidement en jeu : les précipités se fusionnent, leur taille augmente, ils deviennent incohérents avec la matrice et ne contribuent plus à renforcer l'alliage.²⁹

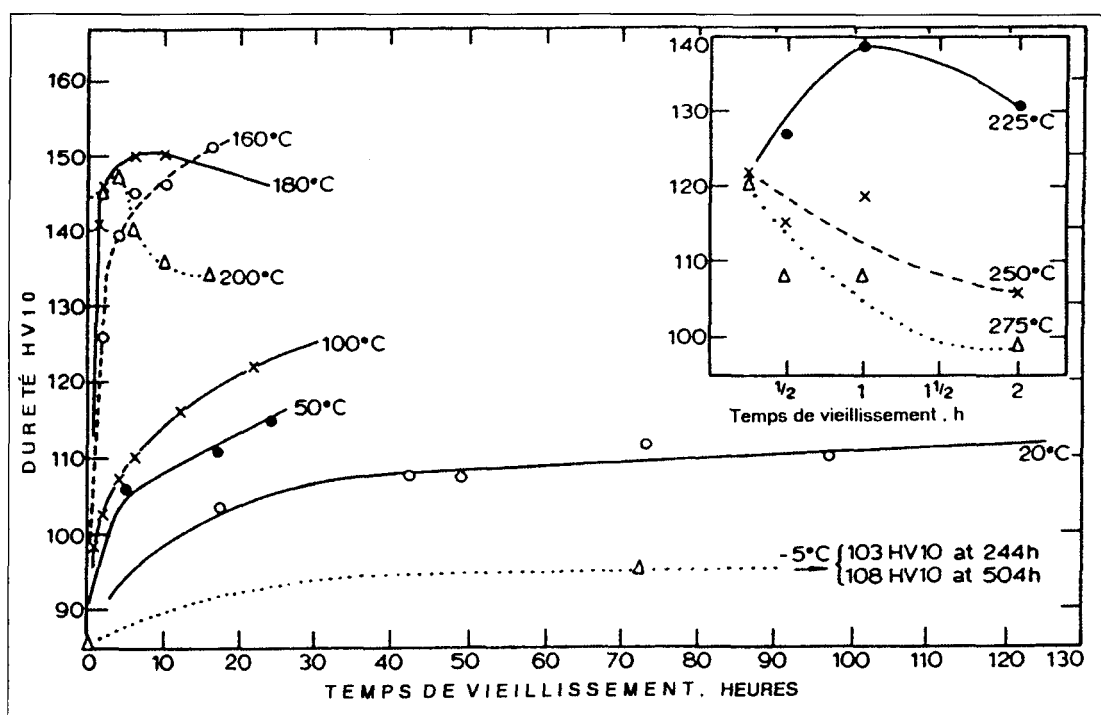
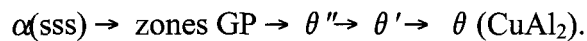
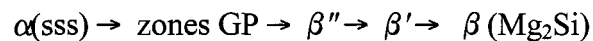


Figure 2.27. Courbes typiques de vieillissement à différentes températures pour un alliage traité thermiquement (mise en solution de 4 heures à 510°C et trempe à l'eau froide).²⁶

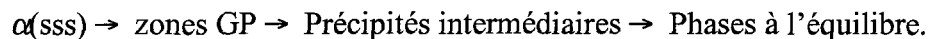
Sur la figure 2.27, les points suivants peuvent être aussi remarqués : 1) le durcissement peut être grandement retardé en abaissant la température; 2) le taux de durcissement augmente avec la température et lorsque la température critique est dépassée;

3) le taux d'adoucissement de l'alliage augmente aussi avec la température de vieillissement.

Différents précipités se forment dans les alliages d'aluminium de fonderie. Les deux précipités les plus répandus et les plus étudiés sont ceux de Mg_2Si ^{22,23,42,53,56} et de $CuAl_2$ ^{7,14,22,23}. La séquence selon laquelle ces deux précipités se forment, dans les alliages, est similaire :



Dans ces séquences, $\alpha(sss)$ est la structure sursaturée; β'' et β' sont les formes transitoires du précipité stable de Mg_2Si ; θ'' et θ' sont celles du $CuAl_2$. En plus des précipités β et θ , des phases de silicium se forment avec le silicium en excès qui ne peut être en solution solide. Généralement, tous les précipités qui se forment dans les alliages d'aluminium suivent la même séquence de précipitation, soit :



Selon les expériences de Meyer *et al*⁶³. sur l'alliage 319, la différence entre un alliage sans traitement thermique et les conditions optimales consiste en une augmentation de 25-45% pour la limite ultime, de 30-35% pour la limite élastique et de 25% en ductilité.

2.5.5.1 Densité des dislocations

Un autre effet du vieillissement est de réduire le nombre de dislocations présentes dans la matrice après la trempe. Dans les alliages aluminium-silicium, ces dislocations se forment lors de la trempe en raison de la différence entre les coefficients de dilatation

thermique de la matrice d'aluminium et des particules de silicium. Ces dislocations augmentent la dureté de la matrice⁶⁰. Par contre, le vieillissement diminue la densité de dislocations et la dureté, par le fait même. De plus, le vieillissement provoque une réduction des contraintes internes⁶⁴, ce qui produit une augmentation de la ductilité.

2.6 Propriétés en traction

Les essais de traction sont très répandus car ils permettent une analyse simple des propriétés mécaniques de base : la limite ultime, la limite élastique ainsi que l'allongement à la rupture. La limite ultime d'un matériau est la contrainte maximale à laquelle il peut résister. La déformation ou l'allongement à la rupture est une mesure de la ductilité des matériaux. L'allongement à la rupture d'un matériau donne une valeur de l'aptitude du métal à la déformation plastique. On peut le présenter comme le rapport de l'allongement sur la longueur initiale.

La façon de procéder aux essais de traction est la suivante : l'éprouvette de métal est retenue entre deux mâchoires et subit une force de traction uniaxiale croissante. Une cellule de charge enregistre la tension appliquée, tandis que l'allongement est mesuré par un extensomètre ou par la mesure de la distance entre deux repères. Les dimensions des éprouvettes sont définies, afin d'obtenir des résultats reproductibles. Elles sont généralement cylindriques ou de forme rectangulaire, et la longueur utile est liée à la section par la relation $l_0 = K \sqrt{S_0}$. Les résultats des essais de traction sont représentés par une courbe de la contrainte en fonction de la déformation, comme montré à la figure 2.28. La

contrainte est obtenue par le calcul de la force supportée par unité de surface, divisée par la surface de l'éprouvette. L'aire sous ces courbes représente la ténacité du matériau. Pour les matériaux ductiles, le diamètre de l'échantillon rapetisse rapidement, une fois la limite ultime atteinte. Ce phénomène porte le nom de striction. Cette diminution du diamètre se traduit, sur la courbe contrainte-déformation, par une diminution de la contrainte (figure 2.28).

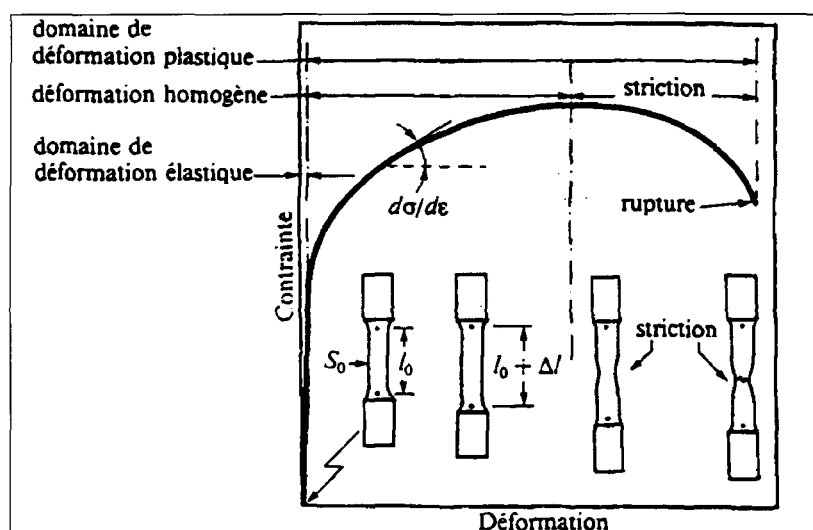


Figure 2.28. Courbe de traction d'un matériau ductile¹⁴.

2.6.1 Déformation et limite élastique

Pour des efforts de faible intensité, les matériaux suivent la loi de Hooke : l'allongement est proportionnel à l'effort. Les déformations élastiques sont alors très petites. Lorsque la force redevient nulle, le matériau retrouve ses dimensions originales. Les matériaux qui se rompent dans la zone de déformation élastique sont des matériaux appelés fragiles. Pour quantifier la déformation élastique et comparer différents matériaux,

on utilise le module d'Young ou constante de proportionnalité. Le module d'Young, aussi appelé module d'élasticité, est une mesure de la rigidité du matériau, c'est-à-dire de la propriété que possède le matériau à se déformer de façon élastique réversible. La limite d'élasticité représente la plus grande force que le matériau peut supporter sans qu'il y ait de déformation permanente lors du retrait de cette force. On peut la définir aussi comme le point à partir duquel la loi de Hooke n'est plus parfaitement applicable. Ce point est cependant difficile à établir en pratique, parce que la transition entre le domaine élastique et le domaine plastique se fait de façon progressive. Pour obtenir une valeur plus facilement mesurable, on utilise la limite d'élasticité conventionnelle ; il s'agit de la contrainte nécessaire pour obtenir une déformation plastique de 0,2 %. Graphiquement, on utilise une droite parallèle à la pente élastique (module de Young) passant par le point de 0,2 % et la courbe de traction. La contrainte correspondante, sur la courbe, représente la limite d'élasticité conventionnelle.

2.6.2 Déformation plastique

La déformation plastique est une déformation permanente du matériau. Il est possible de prévoir, théoriquement, quelques aspects de ces déformations. Dans un monocristal soumis à un essai de traction, il y a plusieurs familles de plan de glissement possibles. Dans les matériaux cubiques à faces centrées (CFC), par exemple, les plans de glissement sont $\{111\}$. Les dislocations dans le matériau se déplacent et se multiplient dès que la force de traction atteint la contrainte de cisaillement des plans de glissement. Il en

résulte un glissement de plusieurs tranches parallèles du cristal, les unes par rapport aux autres.

Pour les polycristaux, il est plus difficile et plus complexe de prédire la déformation. La contrainte d'écoulement est la contrainte qui est nécessaire pour obtenir une déformation plastique permanente du métal. Cette contrainte varie selon l'état du métal ou selon la déformation que ce dernier a déjà subie.

2.6.2.1 Modes de déformation plastique

La déformation plastique peut s'effectuer selon deux modes : principalement par glissement, parfois par maclage. La déformation par glissement produit des lignes parallèles à la surface du métal, lignes que l'on peut observer au microscope. Elles sont, en fait, des marches dues au processus de glissement. Plus la déformation plastique est importante, plus le nombre de lignes est élevé. Ces lignes sont révélatrices du ou des systèmes de glissement qui sont intervenus. Dans les métaux cubiques centrés (CC), elles ne sont pas toujours rectilignes et peuvent être sinueuses. Cela est causé par les nombreux plans de glissement possibles dans chacune des directions de cette configuration atomique. Il y a 12 systèmes de glissement sur $\{110\}$, 12 systèmes sur $\{112\}$ et 24 systèmes sur $\{123\}$. Le cas des CFC est plus simple car il n'y a que 12 systèmes de glissement sur 4 plans, avec 3 directions par plan.

Le deuxième mode de déformation des matériaux est par maclage. Une macle est une partie de métal liée au cristal parent par des relations d'orientation simples. Une macle qui apparaît sous l'action d'une contrainte est appelée une macle mécanique. Ce sont ces

macles qui peuvent se produire lors de la déformation plastique. Elles correspondent à un cisaillement du réseau par rapport au plan de macle. Les macles se propagent rapidement et correspondent à un cisaillement homogène.

Plusieurs facteurs affectent les propriétés en traction des alliages d'aluminium. Il est maintenant bien connu que la ductilité diminue lorsque la teneur en silicium augmente, et qu'une augmentation de la concentration de magnésium fait augmenter la résistance des alliages^{57,65}. Ces différentes concentrations changent selon les alliages utilisés.

2.6.3 Alliages Al-Si-Cu type 319

Il existe des études sur plusieurs types d'alliage. Crowell et Shivkumar⁵⁵ ont étudié les propriétés de l'alliage 319.1. Ce dernier est très utilisé dans le domaine automobile et contient du silicium et du cuivre. Leurs conclusions sont à l'effet que les propriétés en traction des alliages s'améliorent légèrement en fonction du temps de mise en solution et que l'addition de strontium peut augmenter la force et la déformation des échantillons. L'ajout de strontium a, par contre, été dommageable dans une des séries de coulée en raison des porosités provoquées lors de la modification. Les propriétés en traction pour les alliages tels que coulés sont présentées au tableau 2.5. Les échantillons utilisés lors de cette étude ont été coulés dans des moules en sable et dans des moules permanents. Il y a une série modifiée au strontium et une autre non modifiée pour chacun des deux types de moule utilisés.

Tableau 2.5. Propriété en traction des échantillons tels que coulés de l'étude de Crowell et Shivkumar⁵⁵.

Conditions Centre de coulé 1	LU (MPa)	LE (MPa)	Déformation (%)
Moule en sable non modifié	222±8	133±9	5.8±1.7
Moule en sable modifié au Sr	217±8	134±10	5.7±1.0
Moule permanent non modifié	213±8	132±8	5.2±0.7
Moule permanent modifié au Sr	237±8	145±10	5.8±0.7

Tableau 2.5 suite

Conditions Centre de coulé 2	LU (MPa)	LE (MPa)	Déformation (%)
Moule en sable non modifié	201±1	144±1	1.4±0.2
Moule en sable modifié au Sr	185±1	136±4	1.8±0.1

Une autre série d'échantillons modifiés et non modifiés coulés dans des moules en sable a été produite dans un autre établissement pour fin de comparaison. Les résultats obtenus avec les échantillons préparés au deuxième centre de coulé sont inférieurs au premier en raison de la teneur en fer plus élevée. Les traitements thermiques utilisés étaient une mise en solution à 495°C pour un temps variant de 2 à 128 heures, suivie d'une trempe à l'eau chaude (60°C) et d'un vieillissement de 4 heures à 155 °C pour les échantillons coulés dans un moule en sable et à 170°C pour ceux coulés dans les moules permanents. Les résultats les plus élevés en limite ultime, pour le centre de coulée 1, ont été de 310±10 MPa pour les échantillons des moules en sable non modifiés, de 320±9 MPa pour ceux dans les moules en sable modifiés au strontium, de 370±5 MPa pour les échantillons des moules permanents non modifiés et de 376±4 MPa pour ceux coulés dans des moules permanents

et modifiés au strontium. Pour le deuxième centre de coulée, le maximum atteint en limite ultime est de 270 ± 9 MPa pour les non modifiés et de 236 ± 3 MPa pour les échantillons qui avaient subi une modification. Comme il a déjà été mentionné, le pourcentage de déformation augmente avec le temps de mise en solution et atteint un sommet de $13,0\pm 0,5\%$ avec les échantillons des moules en sable modifiés au strontium du centre de coulée 1. Les propriétés des alliages modifiés au strontium du deuxième centre de coulé sont inférieures en raison des porosités provoquées lors de la modification.

Une autre étude, réalisée par Ouellet et Samuel⁶⁵ quant aux propriétés de l'alliage A319.2, analysait l'effet de la concentration en magnésium et site aussi de porosités provoquées par le strontium. Les alliages utilisés contenaient 6,23 % de silicium et deux concentrations en magnésium, soit 0,06% et 0,45%. Les résultats obtenus pour l'alliage avec 0,06% de Mg indiquent une limite ultime de 218 MPa pour l'alliage tel que coulé, de 234 MPa après un traitement T5 (maximum obtenu) et de 340 MPa après un traitement T6 (maximum obtenu). En augmentant la teneur en magnésium à 0,45%, les résultats obtenus pour les mêmes traitements sont de 227 MPa pour les échantillons tels que coulés, de 259 MPa pour la valeur maximale du traitement T5 et 420 MPa pour les résultats maximums du traitement T6. En ajoutant du strontium aux alliages contenant 0,45% Mg, les résultats de la limite ultime sont les mêmes pour les échantillons tels que coulés, de 220 MPa pour la valeur maximale du traitement T5 et de 350 MPa pour les valeurs maximales du traitements T6. Les conclusions de cette étude relèvent qu'une augmentation à 0,45% de la concentration en magnésium dans les alliages A319.2 augmente considérablement la réponse de l'alliage aux traitements thermiques, et que la modification au strontium des

alliages de type 319 dont la teneur est élevée en magnésium provoque la formation d'une quantité considérable de porosités dans les échantillons.

Concernant toujours les alliages de type 319, Sokolowski et al.⁶⁶ ont étudié les effets de la température de mise en solution sur les propriétés mécaniques. Leur conclusion est à l'effet que pour l'alliage 319 contenant 18 ppm de strontium, la combinaison « optimum » quant aux propriétés mécaniques est : une mise en solution de 2 heures à 495°C, suivie de 4 heures à 505°C avec 20 minutes pour passer de 495°C à 505°C. Les échantillons sont ensuite trempés à l'eau chaude (74°C) et vieillis pendant 3 heures à 250°C. Les propriétés en traction produites par ce traitement sont les suivantes : 215 MPa pour la limite ultime, 169 MPa pour la limite élastique avec une déformation à la rupture de 1,8%. Les propriétés telles que coulées des échantillons utilisés ne sont pas mentionnées, mais les échantillons ont été coulés dans des moules en sable. La conclusion de cette étude montre que la mise en solution en deux étapes de deux heures suivie de quatre heures, produit de meilleurs résultats qu'une mise en solution en une seule étape de huit heures.

2.6.4 Alliages Al-Si-Mg types 356 et 357

Les alliages de type 356 et 357 sont aussi grandement utilisés et largement étudiés. Ces alliages ont normalement besoin d'un temps de vieillissement plus court que les autres alliages, pour avoir une bonne combinaison de résistance en traction et de ductilité⁶⁷. Selon les données fournies par ASM sur les traitements thermiques nécessaires à cet alliage⁶⁸, les pièces moulées dans des moules permanents ont besoin d'une mise en solution de quatre à

huit heures à 540°C, suivie d'une trempe à l'eau et d'un vieillissement variant de quatre à huit heures à une température de 171°C.

Shivkumar *et al*⁶⁹. ont étudié l'effet d'une mise en solution à des températures plus élevées que celles proposées pour cet alliage. Leurs conclusions indiquent qu'il ne faut pas monter la température de la mise en solution à plus de 560°C, car les propriétés mécaniques se dégradent en raison des premiers liquides qui se forment alors aux joints de grains. Les meilleures propriétés mécaniques ont été obtenues à la température de 550°C et avec un temps de mise en solution variant entre 0,5 et 1 heure, pour les échantillons modifiés au strontium et coulés dans des moules permanents. Les résultats obtenus sont d'environ 320 MPa pour la limite ultime, de 290 MPa pour la limite élastique et d'un pourcentage de déformation de 9%. Le temps de mise en solution nécessaire pour obtenir des bonnes propriétés mécaniques peut aussi être réduit en modifiant adéquatement les alliages⁷⁰.

Meyers⁵⁴ a étudié les effets de la mise en solution sur les propriétés en traction de l'alliage A357 ainsi que le rôle des modifications et de l'affinage des grains. La première partie des échantillons a simplement subi un dégazage (partie A), tandis que les autres échantillons ont été dégazés, raffinés avec de l'alliage maître de Ti-B et modifiés avec du sodium. Les échantillons ont subi une mise en solution à 540°C pendant différentes périodes : 1, 2, 5, 10, 15 ou 20 heures, pour être ensuite trempés et vieillis. Les résultats obtenus lors de cette analyse sont présentés au tableau 2.6. Ces données montrent que, généralement, toutes les propriétés en traction augmentent avec les temps de mise en solution. Il est par contre difficile d'évaluer, avec les valeurs obtenues, l'effet des modifications et du raffinement du grain, car l'augmentation prévue des propriétés

mécaniques ne s'est pas produite. L'auteur l'explique par la contamination possible en fer causée par l'affinage des échantillons de la partie B, la concentration en fer de ces échantillons étant inhabituellement élevée.

Tableau 2.6. Résultats d'un test de traction double ligament⁵⁴.

Échantillons partie A				
Temps de mise en solution (h)	Nombre d'échantillons	Limite ultime (MPa)	Limite élastique (MPa)	Déformation (%)
1	3	273	209	4.25
2	4	255	194	4.65
5	5	281	195	5.96
10	3	298	211	5.33
15	4	318	213	8.13
20	5	298	222	7.12
Échantillons partie B				
Temps de mise en solution (h)	Nombre d'échantillons	Limite ultime (MPa)	Limite élastique (MPa)	Déformation (%)
1	2	244	206	3.61
2	4	255	204	5.41
5	3	259	190	6.49
10	4	287	212	5.09
15	5	284	190	6.89
20	5	275	186	7.12

Il y a aussi plusieurs autres éléments qui peuvent réduire les propriétés mécaniques des alliages d'aluminium. À l'inverse du strontium qui aide à améliorer les propriétés

mécaniques avec de faibles quantités, l'antimoine, même à l'état de traces, nuit considérablement. Tuttle *et al.*⁷¹ ont étudié les effets de cet élément sur les propriétés de l'alliage A356 modifié au strontium. Les quantités nécessaires pour produire des effets néfastes ne sont vraiment pas élevées. Une baisse de 45% de la déformation a été observée lorsque la concentration en antimoine est passée de 0 à 0,06%. Le pourcentage de déformation est passé de 5,3% à 2,9%. Mais, lorsque la concentration a été augmentée à 0,26%, la ductilité a quelque peu augmenté car la déformation à la rupture à cette concentration a atteint 6,5%.

Récemment, Wanqi *et al.*⁷² ont démontré qu'un traitement de surchauffe de l'aluminium liquide pouvait améliorer, autant et même plus qu'une modification au strontium, les propriétés mécaniques d'un alliage de type Al-7Si0,6Mg semblable à l'alliage A357. Le tableau 2.7 présente la comparaison entre deux traitements différents : des échantillons qui ont subi une surchauffe à 900°C avant un traitement T6 et des échantillons qui ont été modifiés au strontium et avec le même traitement T6, sans avoir dépassé 720°C lors de la coulée.

Tableau 2.7. Propriétés mécaniques après un traitement T6⁷².

Température de surchauffe (°C)	Composition chimique (% massique)	Limite Ultime (MPa)	Limite Élastique (MPa)	Déformation (%)
945°C	7%Si 0,55%Mg 0,13%Fe	330	275	7.0
720°C	7%Si 0,55%Mg 0,13%Fe	330	275	8.5

C'est relativement à la dureté que les échantillons surchauffés dépassent ceux modifiés au strontium. Elle est de 106 HB pour les échantillons surchauffés et de 104 HB

pour ceux modifiés au strontium. Les raisons de ces améliorations par la surchauffe sont causées principalement par la modification de la morphologie des particules de silicium ainsi que par la modification des particules des phases riches en fer.

2.6.5 Alliages eutectiques (type 413)

Les alliages eutectiques aluminium-silicium ont eux aussi été étudiés. La modification de la phase eutectique de ces alliages a un effet important en raison de la grande quantité de silicium présente dans ces derniers. Dans leur étude, Hafiz et Kobayashi⁷³ ont remarqué qu'une addition de strontium de 0,024% (pourcentage massique) pouvait faire augmenter la limite ultime de ces alliages de 177,2 MPa, pour les non modifiés, à 225,6 MPa et la déformation, de 8,02% à 22,2 %. Les échantillons utilisés lors de cette recherche avaient une teneur en pourcentage massique de 12,6% de silicium, 0,004% de cuivre, 0,001% de manganèse, <0,01% de magnésium, 0,0002% de fer et 0,0008% de phosphore. Ces échantillons avaient été coulés dans un moule en acier. Des moules en graphite ont aussi été utilisés, dans cette étude, mais les meilleurs résultats ont été obtenus avec les moules ayant le plus haut taux de refroidissement lors de la solidification.

Iglessis *et al.*⁷⁴ arrivent eux aussi à la même conclusion en ce qui a trait à la vitesse de solidification. Leurs analyses sur un alliage à 10% de silicium (% massique) permettent d'observer qu'un accroissement de la vitesse de solidification a un effet favorable sur la résistance à la traction. Selon eux, un alliage moins chargé en cuivre, en magnésium et en manganèse et n'ayant pas subi de traitement de modification pourrait produire des

caractéristiques mécaniques aussi satisfaisantes que celles des alliages actuellement utilisés dans la fabrication des pistons, à condition que les vitesses de solidification soient suffisamment rapides. Toujours selon eux, la vitesse de solidification demeure le paramètre le plus important pour les propriétés mécaniques. Dans cette étude, ils ont aussi observé la résistance des alliages à chaud (150 et 250°C). Les points principaux qui sont ressortis sont que l'addition de magnésium dans l'alliage entraîne une augmentation de la résistance et une diminution de la déformation à la rupture, surtout à 250°C. Par contre, il n'y a aucune différence à 20°C et 150°C. À partir de 0,33% de Mg, les propriétés restent constantes à 250°C. De plus, il y a une absence d'interaction entre la température et la teneur en cuivre, et la même chose s'est produite pour la teneur en manganèse. La teneur en fer a, quant à elle, a une interaction avec la température de sollicitation.

En étudiant un alliage aluminium-silicium 12% qui contenait aussi du cuivre, du zinc et du nickel, Paul et Exner⁷⁵ sont arrivés à la conclusion que l'état de dureté de la matrice influençait davantage la limite élastique que la microstructure. Comparativement aux alliages binaires eutectiques, les alliages qui contiennent des éléments durcissant subissent une précipitation qui affecte la limite élastique bien plus que la microstructure. Cet état de dureté de la matrice affecte aussi la limite ultime et la déformation à la rupture. Selon eux, des propriétés mécaniques élevées peuvent être atteintes grâce à une dureté élevée de la matrice.

Quelques études ont aussi été faites en comparant deux types d'alliages : les hypoeutectiques (Al-Si 7%) avec les alliages eutectiques (Al-Si 12%). Vorren *et al.*⁷⁶ ont étudié les propriétés mécaniques des alliages AlSi7 et AlSi12 avec des additions en fer, en

magnésium et en titane. Selon les alliages, la température de coulée variait de 700°C pour l'alliage AlSi12Fe0,15 à 720°C pour l'alliage AlSi7Mg0,3Fe0,15. La température du moule variait aussi selon l'alliage : 400°C dans le premier cas et 420°C pour l'autre. Cette étude ne permet cependant pas de comparer les deux types d'alliages, puisque les alliages eutectiques ont été testés tels que coulés tandis que les alliages à 7 % de silicium ont reçu un traitement thermique T4 ou T6. Leurs conclusions sont les suivantes : la limite ultime et la limite élastique des alliages AlSi12 peuvent être grandement améliorées avec l'ajout du magnésium; par contre, la ductilité diminue. Une augmentation de la vitesse de solidification améliore les propriétés mécaniques. Le titane a aussi, dans l'ensemble, un effet positif sur ces alliages. En faibles quantités, et ne dépassant pas 0,3%, le fer peut légèrement améliorer la limite ultime de ces alliages. Les mêmes effets ont aussi été remarqués sur les propriétés des alliages AlSi7.

Pedersen et Arnberg⁵⁷ ont eux aussi étudié deux alliages de composition en silicium différents, mais en leur faisant subir les mêmes traitements thermiques. Les alliages qu'ils ont utilisés sont : Al-7Si-0,2Mg, Al-7Si0,6Mg, Al-11Si0,2Mg et Al-11Si0,6Mg. En réalisant ainsi cette composition en silicium et en magnésium, il était possible d'analyser l'effet de chacun de ces éléments. Les traitements thermiques qui ont été appliqués sur ces échantillons consistent en une mise en solution à 813 K d'une durée de 60, 240 ou 1440 minutes, suivie d'une trempe à l'eau à la température de la pièce (298 K). Le vieillissement qui a été appliqué à ces échantillons était d'une durée de 240 minutes à une température de 423 K. Pour chaque condition, trois échantillons ont subi le même traitement. Il est ressorti de cette étude qu'un temps très long de mise en solution n'affectait pas la résistance des

alliages. Pour les échantillons utilisés, la résistance maximum est atteinte après 60 minutes de mise en solution; un prolongement du temps de mise en solution ne produit pas de meilleures résistances.

Par ailleurs, le temps de mise en solution affecte la ductilité des alliages. Mais même avec un temps de mise en solution très élevé, les échantillons dont le niveau de silicium est élevé ont une très faible ductilité. Les autres points majeurs de cette étude indiquent que la résistance des alliages AlSiMg est principalement reliée à la quantité de magnésium dans l'alliage, et qu'une modification efficace est nécessaire pour obtenir une bonne ductilité. Il est aussi noté qu'une diminution du taux de refroidissement lors de la trempe conduit à une plus faible résistance; la ductilité est, quant à elle, améliorée lorsque les alliages ont une teneur élevée en magnésium. La ductilité des alliages dont la faible teneur en magnésium est faible serait peu affectée par la diminution du taux de refroidissement.

Une étude sur l'alliage A413.1, réalisé par Moustafa *et al.*⁷⁷, permet de tirer plusieurs conclusions concernant les propriétés mécaniques de cet alliage. Selon eux, l'addition de certains éléments tels que le magnésium, le cuivre, le béryllium, l'argent et le zinc augmente la dureté et la résistance de l'alliage de base, surtout après un traitement T6. L'addition de nickel, quant à elle, a provoqué une diminution de la dureté et de la résistance. Le strontium ajouté dans les alliages a un effet évident sur la limite ultime et sur la déformation, et un effet plus discret sur la limite élastique.

Les propriétés mécaniques obtenues pour l'alliage A413.1, additionné de strontium et avec un traitement T5, sont de 237 MPa \pm 3% pour la limite ultime, de 129 MPa \pm 4%

pour la limite élastique et d'une déformation à la rupture de 3%. Une mise en solution de 8 heures à 500°C a fait monter à 5,5% la déformation à la rupture de cet alliage. Une addition d'argent et de béryllium a eu un effet positif sur la limite élastique. Une augmentation de 16% a été observée après un traitement de mise en solution de 4 heures à 500°C. Une addition de 2,74% de zinc a aussi amélioré la limite élastique. Par contre, lorsque le zinc et le nickel ont été ajoutés ensemble, les propriétés mécaniques obtenues ont été inférieures à celles contenant seulement du zinc.

CHAPITRE 3
PROCÉDURES EXPÉRIMENTALES

CHAPITRE 3

PROCÉDURES EXPÉRIMENTALES

3.1 Préparation des alliages

L'alliage de base étudié est l'alliage 413.1 ; sa composition chimique théorique est présentée au tableau 3.1. L'alliage provient de Wabash Alloys et est acheté sous forme de lingots de 10 kilogrammes.

Tableau 3.1. Composition chimique de l'alliage 413¹⁶.

Alliage	Éléments (% poids)						
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ni	Zn
413.0	11,0-13,0	2,0	1,0	0,35	0,10	0,50	0,50

Pour préparer les alliages des échantillons de traction, le métal a été fondu en charges de 35 kg dans des creusets en carbure de silicium pouvant contenir 40 kg. Neuf alliages différents ont été réalisés. Le tableau 3.2 montre les additions qui ont été faites :

Tableau 3.2. Éléments ajoutés et composition désirée pour les différents alliages.

I	Alliage 413	D	Alliage C + 2% Ag
A	Alliage 413 + 200 ppm Sr	F	Alliage C + 0,5% La + 0,5% Ce
B	Alliage A + 0,4% Mg	G	Alliage C + 2,5% Zn
E	Alliage A + 2% Cu	H	Alliage C + 2,5% Zn + 1% Ni
C	Alliage A + 0,4% Mg + 0,5% Cu		

Les éléments ont été ajoutés dans l'aluminium sous différentes formes. Le strontium est ajouté sous forme d'alliage mère Al-10%Sr, le Mg est ajouté à l'état pur, le cuivre sous forme de Al-Cu33%, l'argent en Al-Ag50%, le lanthane en Al-La17%, le cérium en Al-Ce11%, le zinc à l'état pur et le nickel sous forme d'alliage Al-Ni20%. Pour l'addition du Mg pur, on utilise une cloche de graphite perforée que l'on plonge dans le métal liquide, pour éviter que le magnésium reste à la surface et s'oxyde. Tous les alliages reçoivent en plus un affinement au TiB_2 quelques instants avant d'être coulés. Le TiB_2 est ajouté sous forme d'alliage mère Al-5%Ti-1%B.

3.2 Coulée des échantillons de traction

La température de coulée des barreaux de traction est de $735 \pm 5^\circ C$. C'est aussi à cette température que l'alliage a été fondu et que les différents éléments ont été ajoutés. Avant d'être coulé, le métal est dégazé pour en retirer l'hydrogène qui pourrait se trouver à l'intérieur. Le dégazage se fait par l'injection d'argon pur à l'aide d'un agitateur en graphite tournant à une vitesse à 120 RPM pendant 20 minutes. Après le dégazage, un échantillon pour une analyse chimique est pris avant la coulée.

Le moule utilisé est un moule permanent STAHL de type ASTM B-108, montré à la figure 3.1. Ce moule est symétrique et permet de produire deux barreaux de traction par coulée. L'intérieur du moule est recouvert de deux revêtements différents : l'un pour la partie centrale des barreaux de traction et l'autre pour le reste du moule (voir figure 3.2). Le revêtement de la partie centrale est à base de graphite pour permettre une

solidification rapide, tandis que le revêtement qui couvre tout le reste du moule est fait de vermiculite.

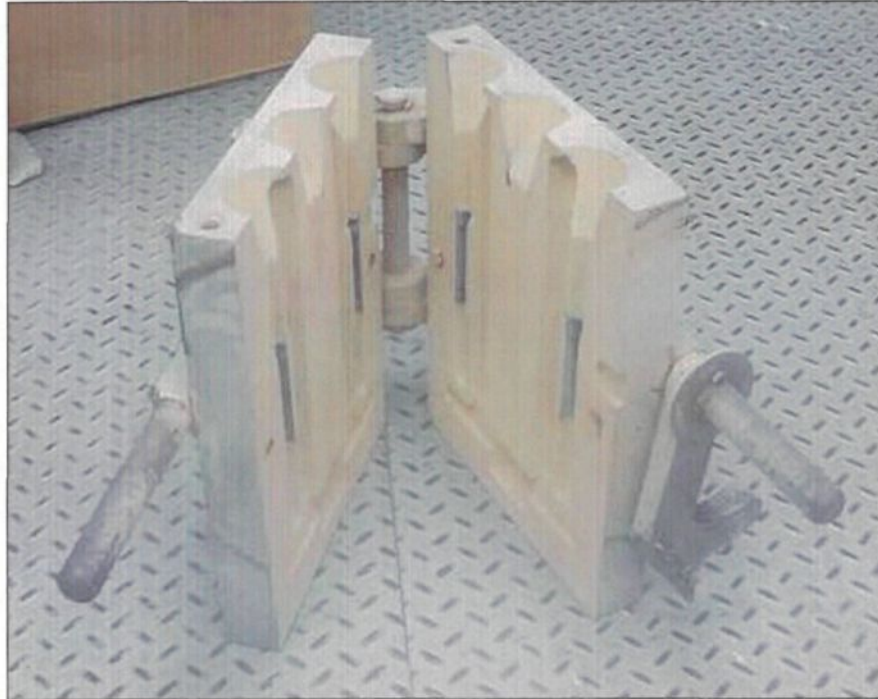


Figure 3.1. Moule permanent STAHL pour barreaux de traction.

Le moule est préchauffé à 450°C avant les coulées. La coulée du métal se fait à l'aide d'une louche. Une attente d'environ 3 minutes est requise afin de solidifier la pièce. Les pièces ainsi coulées sont démoulées lorsque la température du moule, donnée par un thermocouple inséré dans ce dernier, commence à redescendre après avoir atteint un plateau.

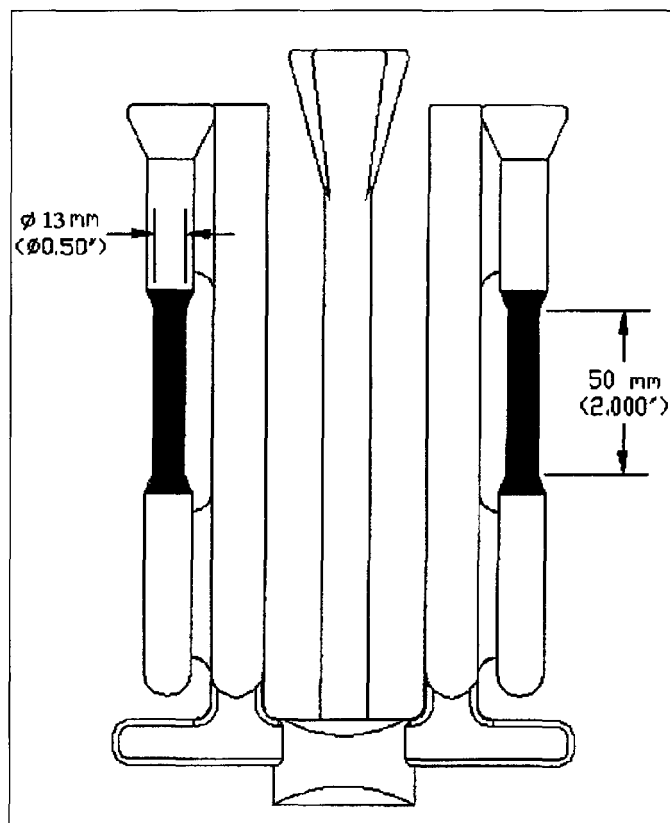


Figure 3.2. Schéma de la pièce obtenue avec le moule de traction (STAHL).

Après la coulée, les barreaux de traction sont libérés des chemins de coulée et des masselottes par une scie à ruban. Ces parties sont refondues et recyclées dans les autres coulées. Les compositions chimiques des alliages produits sont présentées au tableau 3.3.

Tableau 3.3. Compositions chimiques des alliages produits.

		<i>Composition des alliages « A à I » de type 413.0</i>								
		I	A	B	E	C	D	F	G	H
<i>Éléments alliés (%)</i>	Si	12.35	12.32	12.68	12.33	12.38	12.64	10.66	12.34	11.79
	Sr	-	0.0171	0.0193	0.0193	0.0264	0.0219	0.0229	0.0231	0.024
	Mg	0.0404	0.0751	0.389	0.0732	0.449	0.4149	0.326	0.3992	0.382
	Cu	0.3275	0.861	0.83	2.747	2.284	2.573	2.592	2.786	2.638
	Ag	0.0014	0.0016	0.0017	0.0071	0.0016	0.885	0.029	0.0017	0.0019
	Ce	0.0025	0.0027	0.0025	0.002	0.0027	0.0027	0.3369	0.01	0.0096
	La	0.0095	0.0097	0.0095	0.01	0.0097	0.0097	0.3672	0.0125	0.0116
	Zn	0.1281	0.2593	0.2646	0.2446	0.2512	0.2537	0.3133	2.427	2.220
	Ni	0.0865	0.0213	0.0219	0.0193	0.023	0.0242	0.0198	0.0227	0.845
	Fe	0.655	0.659	0.655	0.629	0.637	0.818	0.717	0.627	0.599
	Mn	0.2543	0.2591	0.2462	0.2545	0.2597	0.2041	0.1658	0.2478	0.2256

3.3 Traitements thermiques

Les traitements thermiques ont été réalisés en trois étapes : mise en solution, trempe et vieillissement artificiel. Pour tous les alliages, on a utilisé cinq barreaux de traction pour chaque condition de traitement thermique. Les cinq barreaux sont attachés ensemble avec de la broche d'acier. Avec les neuf alliages et les différents traitements thermiques, ce sont en fait plus de 1200 barreaux de traction qui ont été produits et traités thermiquement.

3.3.1 Mise en solution

Les traitements de mise en solution se sont réalisés à l'aide d'un four à convection de la compagnie Pyradia, que l'on peut voir à la figure 3.3. La température de mise en solution est de $495 \pm 2^\circ\text{C}$ pour deux périodes de temps différentes, soit pendant 4 heures et 24 heures.



Figure3.3. Four à convection Pyradia.

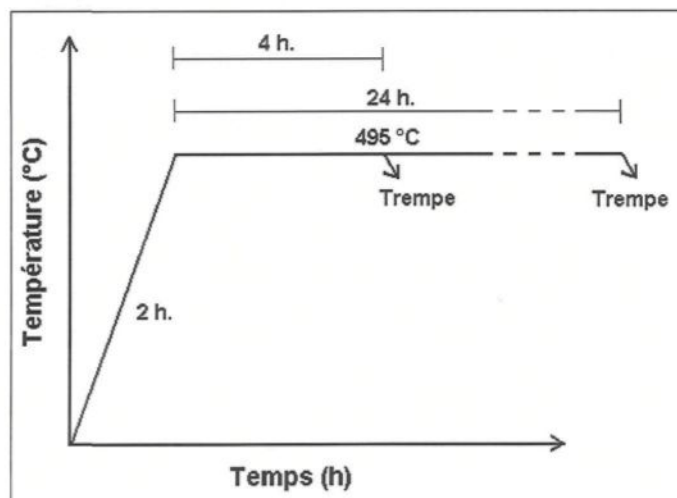


Figure 3.4. Paramètres de la mise en solution.

La température de 495°C est atteinte en deux heures et est maintenue jusqu'à la trempe (figure 3.4).

3.3.2 Trempe

Une fois la mise en solution complétée, le refroidissement des éprouvettes est effectué jusqu'à la température ambiante, selon l'une des quatre trempes ou taux de refroidissement différents. Les quatre taux de refroidissement sont, notamment, la trempe à l'eau, à l'eau giclée chaude, à l'eau giclée froide et à l'air ambiant. Le montage pour effectuer la trempe à l'eau consiste en un bac d'eau dont la température, mesurée à l'aide d'un thermomètre, est voisine de 60°C. Dès la sortie du four, les barreaux y sont immergés et refroidis en agitant, jusqu'à atteindre la température de l'eau. Cette dernière est remplacée par de l'eau nouvelle à tous les trois trempes, pour homogénéiser la température.

L'appareil utilisé pour effectuer les trempes à l'eau giclée chaude et froide est une boîte fermée avec deux fusils à peinture fonctionnant à l'air comprimé et alimentés avec de l'eau ; il est présenté à la figure 3.5. Les deux températures d'eau utilisées sont 12°C pour l'eau froide et 55°C pour l'eau chaude. Ces températures ont été mesurées à l'aide d'un thermomètre avant le début de chaque trempe. Les échantillons sont insérés par le dessus et tombent dans un panier rotatif qui retient les échantillons au milieu, entre les deux gicleurs.



Figure 3.5. Gicleurs pour les trempes aux jets d'eau chaude et froide.

Le refroidissement à l'air ambiant consiste à simplement retirer les échantillons du four et à les laisser refroidir à l'air ambiant. Une fois la trempe terminée, les échantillons ont été entreposés dans un congélateur à une température de -18°C pour ralentir le vieillissement naturel, avant de procéder au vieillissement artificiel.

3.3.3 Vieillissement

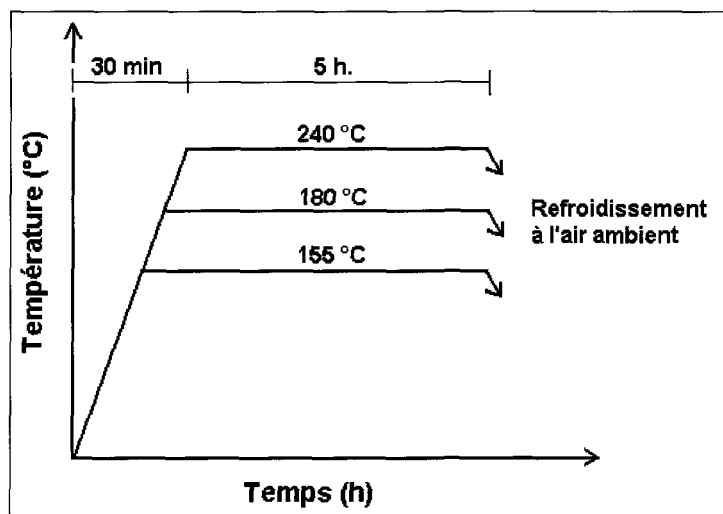


Figure 3.6. Paramètres des vieillissements artificiels.

Les vieillissements ont été réalisés dans le même four à convection que pour la mise en solution. Un temps de vieillissement de cinq heures a été utilisé pour tous les alliages, et avec trois températures différentes. Ces températures sont : 155°C, 180°C et 240°C. Comme le montre la figure 3.6, la température est atteinte en une demi-heure pour ensuite être maintenue pendant cinq heures.

3.4 Essais de traction

Les éprouvettes de traction ont été testées à l'aide d'une presse mécanique Instron (figure 3.7). Les données ont été recueillies par un système d'acquisition de données relié à la presse. Un logiciel de conversion traite ces données pour transformer l'allongement en déformation et la force en contrainte. Le logiciel détermine de façon numérique la limite

élastique, la limite ultime et l'allongement à la rupture. Tous ces résultats sont imprimés sur une feuille et accompagnés d'un diagramme contrainte-déformation (figure 3.8).

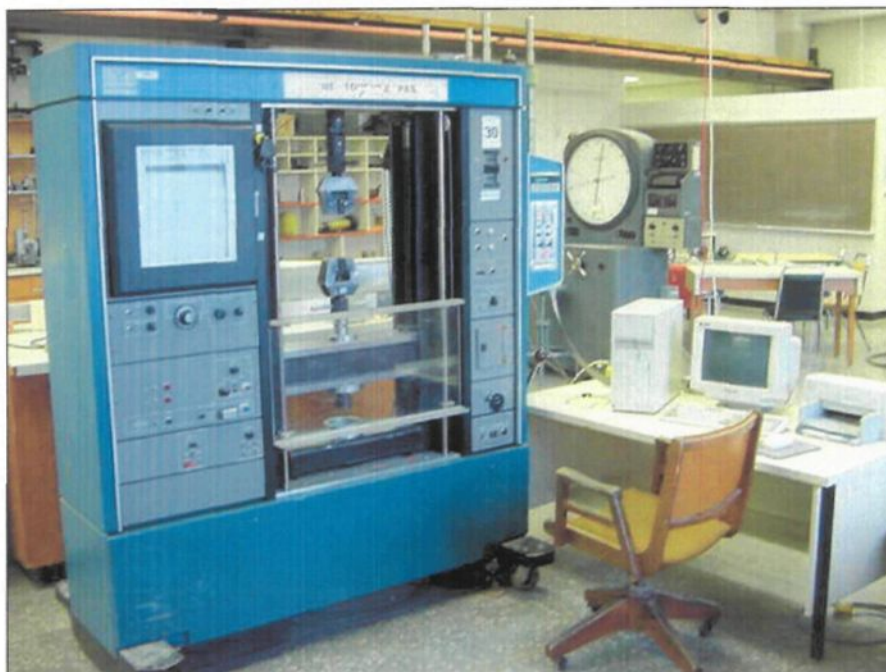


Figure 3.7. Presse mécanique Instron.

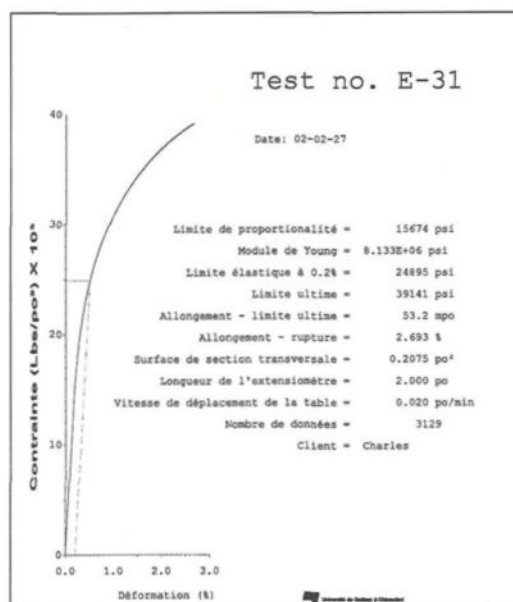


Figure 3.8. Résultats obtenus après un essai de traction.

Comme les valeurs données par le logiciel sont en unités impériales, il faut procéder à une conversion dans le système international. La conversion a été faite avec les équivalences suivantes :

1 pouce = 25,40 mm

1 lbf = 4,448 N

1 lb = 0,454 kg

1 psi = 6894,76 Pa = 6,895 kPa

3.5 Métallographie

Les échantillons destinés aux observations métallographiques ont été prélevés sur les barreaux de traction déjà testés. La figure 3.9 montre comment ont été coupés et pastillés les échantillons pour le polissage. C'est la surface opposée à la rupture qui a été polie.

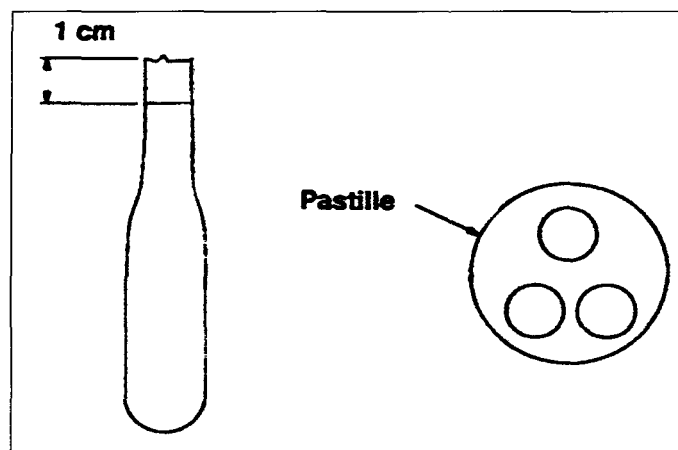


Figure 3.9. Coupe des barreaux de traction pour les observations métallographiques.

Les observations des échantillons polis ont été effectuées avec un microscope optique ainsi qu'avec un microscope électronique à microsonde (JEOL JXA-8900L), équipé d'un système de rayons X à énergie dispersive (EDX) et d'un appareil de spectroscopie à dispersion de longueur d'onde (WDS). Cet appareil, présenté à la figure 3.11, opère à 20 kV et 30 nA. La dimension du faisceau d'électrons était approximativement de zéro, tandis que la surface d'examen était d'environ 2 μm . L'étude fut effectuée pour des surfaces polies, sur lesquelles une fine couche de carbone fut déposée afin d'améliorer leur conductivité électrique. Quinze analyses ont été utilisées pour faire une moyenne de la fraction surfacique des composés intermétalliques. Elles se sont faites au centre de l'échantillon, selon le schéma présenté à la figure 3.10, pour éviter de mesurer les effets du refroidissement important à la surface des échantillons.

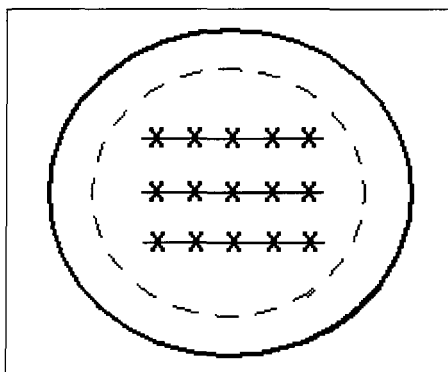


Figure 3.10. Distribution des champs pour les analyses micrographiques.

La morphologie des phases de silicium a été étudiée au moyen d'un microscope optique relié à un logiciel analyseur d'images de type LECO 2001. Cet appareil est conçu pour distinguer les différents tons de gris de l'image provenant du microscope optique.

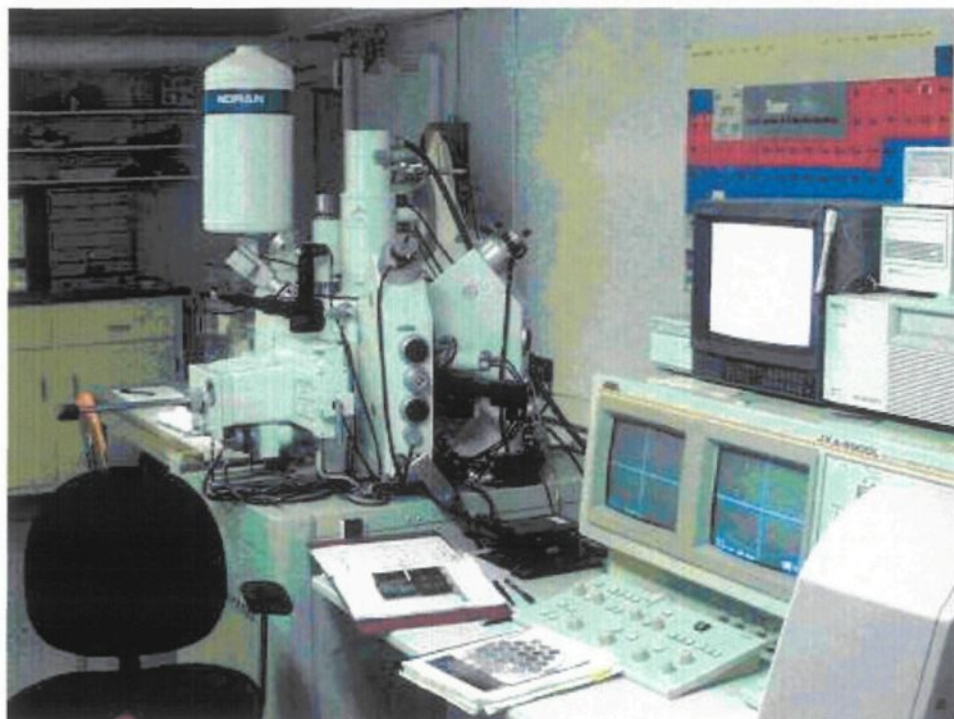


Figure 3.11. Microscope électronique

CHAPITRE 4

EFFETS DES ÉLÉMENTS ALLIÉS DANS LES ALLIAGES TELS QUE COULÉS

CHAPITRE 4

EFFETS DES ÉLÉMENTS ALLIÉS DANS LES ALLIAGES TELS QUE COULÉS

4.1 Introduction

Les éléments alliés ajoutés dans un métal peuvent se retrouver sous différentes formes à l'intérieur du réseau cristallin du solvant. Les atomes de petite taille, tels que l'hydrogène, l'oxygène, l'azote, le carbone et le bore peuvent se retrouver sous la forme d'atomes en insertion. Ces éléments peuvent s'insérer entre les atomes du réseau cristallin, en créant des distorsions plus ou moins grandes. Les atomes de plus grande taille comme ceux du cuivre et du magnésium ne peuvent s'insérer entre les atomes du réseau cristallin du solvant. Comme la plupart des éléments en solution solide, ils sont du type « substitution ». Les atomes remplacent alors une partie des sites du réseau cristallin, qui seraient normalement occupés par le métal de base. Mais cette substitution a ses limites et lorsque la composition est plus élevée que la limite de solubilité, les éléments alliés forment des précipités. Ces précipités peuvent être utiles, nuisibles ou ne pas avoir d'effet significatif selon les cas. Certains éléments peuvent servir à produire un durcissement structural des alliages d'aluminium. Les principales combinaisons d'éléments utilisées de nos jours sont présentées à la figure 4.1 . Il existe plus d'une centaine d'éléments d'alliage possibles dans l'aluminium, ceux qui sont principalement utilisés pour le durcissement

structural sont le silicium, le cuivre, le magnésium et le zinc. Ils peuvent être ajoutés seuls ou simultanément, selon les effets désirés.

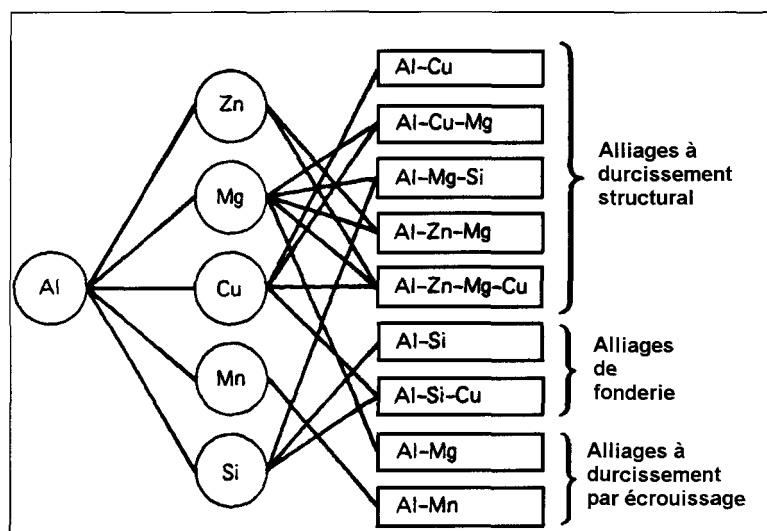


Figure 4.1. Principaux éléments d'alliage pour l'aluminium⁷⁸.

4.2 Microstructure

L'alliage eutectique 413.1 présente une concentration élevée en silicium. Il en résulte une présence importante de particules de silicium dans la microstructure. Les propriétés mécaniques de l'alliage dépendent largement de la morphologie et de la distribution de ces particules. Il est possible de changer ou de modifier les caractéristiques des particules de silicium en ajoutant certains éléments ; il est également possible de le faire en utilisant différents traitements thermiques.

4.2.1 Caractéristiques des particules de silicium

Comme le mentionnaient Igleisis *et al.*⁷⁴, la vitesse de solidification a un effet plus important que la modification au strontium. Le tableau 4.1 montre la surface moyenne des

particules de silicium eutectique selon la vitesse de solidification, représentée ici par l'espace interdendritique moyen. Il est facile de remarquer que plus l'espace entre les dendrites est important, plus les particules de silicium eutectique sont grandes. Les valeurs des particules dont l'espace interdendritique moyen est de $22 \mu\text{m}$ proviennent de ce travail, tandis que les valeurs des alliages dont l'espace interdendritique moyen est de $85 \mu\text{m}$ proviennent des travaux de Moustafa *et al.*⁸ Ces échantillons ont été coulés avec les mêmes alliages lors d'analyses thermiques faites dans des moules en carbone.

Tableau 4.1. Surface moyenne des particules de silicium eutectique selon l'espace interdendritique.

Espace inter dendritique	Surface moyenne des particules de silicium eutectique (μm^2)																	
	I		A		B		C		D		E		F		G		H	
	μ	σ	μ	σ	μ	σ	μ	σ	μ	σ	μ	σ	μ	σ	μ	σ	μ	σ
$85 \mu\text{m}^*$	37.3	60.7	4.03	9.17	9.18	19.5	11.0	22.7	8.13	18.2	13.9	30.6	19.6	37.1	17.0	35.4	18.8	40.2
$22 \mu\text{m}$	4.54	6.41	0.73	1.80	0.91	2.37	1.35	3.39	1.39	3.71	1.27	2.88	1.11	2.58	1.33	2.91	1.37	2.98

* référence 8

Les caractéristiques des particules de silicium des alliages sont présentées au tableau 4.2. Les caractéristiques analysées sont : la surface moyenne des particules en μm^2 , leur longueur moyenne en μm , leur pourcentage de rondeur et leur facteur de forme. Le pourcentage de rondeur se définit comme étant l'aire de la particule, divisée par son périmètre, et multipliée par cent. Dans le cas d'un cercle, le résultat de ce calcul donne 100%. Pour le facteur de forme, il s'agit du ratio entre la plus grande dimension de la particule, par celle de la plus petite. Il est à remarquer que les particules de silicium les plus grandes se trouvent dans l'alliage de base qui n'est pas modifié. L'ajout de strontium a modifié l'alliage et a réduit la taille des particules. Elles sont passées d'une forme aciculaire à une forme fibreuse. Ce changement peut être observé à la figure 4.14. Comme le précisait Moustafa *et al.*⁸, l'effet du strontium diminue lorsqu'il y a d'autres éléments,

comme le magnésium et le cuivre, qui sont ajoutés aux alliages. Cela est provoqué par l'interaction du strontium avec ces éléments, ce qui provoque la formation de phases intermétalliques complexes. Joenoes et Gruzleski⁷⁹ ont rapporté que le magnésium en présence de strontium dans les alliages Al-Si pouvait former le composé $Mg_2Sr(Si_3Al_4)$, ce qui se traduit par une perte de strontium disponible pour la modification des particules de silicium. L'addition de l'argent, du nickel et du zinc, seuls ou combinés, à l'alliage modifié au strontium diminue l'efficacité de la modification.

Tableau 4.2. Caractéristiques des particules de silicium eutectiques des alliages tels que coulés

Alliage	Surface moyenne des particules (μm^2)		Longueur moyenne des particules (μm)		Rondeur (%)		facteur de forme	
	Moyenne	Écart type	Moyenne	Écart type	Moyenne	Écart type	Moyenne	Écart type
I	4.539	6.407	4.359	4.967	61.04	28.97	2.847	1.352
A	0.726	1.799	1.293	1.037	82.55	20.46	1.868	0.7442
B	0.909	2.371	1.425	1.350	79.95	22.63	1.913	0.7850
C	1.347	3.388	1.725	1.772	76.62	24.19	1.916	0.7690
D	1.394	3.709	1.758	1.995	75.30	25.53	1.909	0.7983
E	1.265	2.879	1.753	1.760	74.79	24.68	1.930	0.7756
F	1.110	2.577	1.602	1.649	78.00	23.95	1.939	0.8079
G	1.325	2.913	1.535	1.742	77.60	24.74	1.971	0.8896
H	1.374	2.984	1.676	1.786	80.1	23.37	1.898	0.8378

La modification au strontium augmente aussi le pourcentage de rondeur, et diminue le facteur de forme. Encore là, les éléments ajoutés qui interagissent avec le strontium diminuent les effets de ce dernier.

Tableau 4.3. Densité des particules de silicium eutectique dans les alliages.

Densité (particules/mm ²)	I	A	B	C	D	E	F	G	H
	33 022	55 206	52 389	50 177	52 822	49 085	51 776	49 691	52 992

Comme le montre les microstructures présentées plus bas, les particules de silicium eutectique sont très petites en raison du taux de solidification rapide des éprouvettes de traction. Ce qui est important de noter dans le tableau 4.2 ce sont les écarts-types des valeurs qui y sont présentées. La surface moyenne des particules de silicium dans l'alliage de base est de $4,539 \mu\text{m}$, mais avec un important écart-type. Cela s'explique par la présence de plusieurs petites particules, mais aussi par la plus grande taille de plusieurs d'entre elles. De plus, comme les particules de silicium eutectique dans cet alliage sont fines et allongées, la surface ne change pas beaucoup en comparaison avec les particules plus petites mais plus arrondies présentes dans les autres alliages. Le pourcentage de rondeur des particules devient alors très important. Le pourcentage de rondeur moyen des particules non modifiées est de 61,04%, tandis qu'il devient de 82,55% avec la modification au strontium. Avec cette même modification au strontium, la surface et la longueur moyenne des particules diminuent de moitié et l'écart-type diminue également. Les écarts-types sont plus petits car les particules de silicium eutectique ont une forme plus homogène.

Le tableau 4.3 contient les valeurs de la densité des particules de silicium eutectique par millimètre carré. La plus forte densité de particules se trouve dans l'alliage A. Elle est de $55\,206 \text{ particules/mm}^2$, comparativement à $33\,022 \text{ particules/mm}^2$ pour l'alliage I. Pour les autres alliages modifiés avec du strontium, leur densité se rapproche de celle de l'alliage A.

4.2.1.1 Observations par microscopie optique

Les figures 4.2 à 4.10 sont des images de la microstructure des alliages réalisées par microscopie optique, pour montrer la morphologie des particules de silicium. La figure 4.2 présente l'alliage de base non modifié. Cette figure montre que les particules de silicium sont de forme aciculaire et qu'il y a la présence de particules de silicium primaire. Ces particules de silicium primaire sont largement plus grosses que les particules de silicium eutectique.

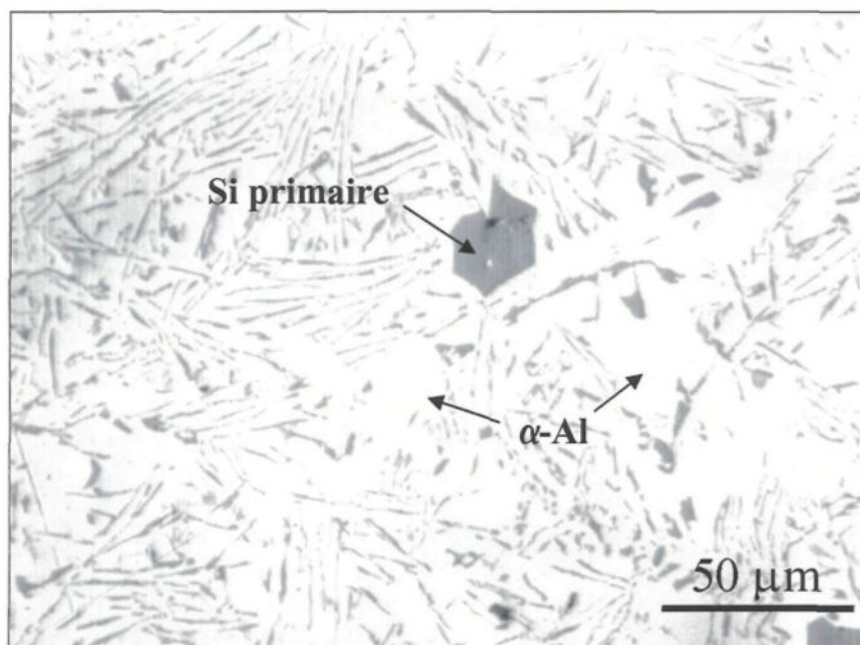


Figure 4.2. Morphologie des particules de silicium de l'alliage I.

En ajoutant 0,02% de strontium, figure 4.3, ces particules de silicium primaire disparaissent en raison du décalage du point eutectique aluminium-silicium. Comme l'alliage est maintenant hypoeutectique, les particules de silicium eutectique sont, quant à elles, de forme arrondie. On remarque facilement les dendrites d' α -Al. Comme nous l'avons vu précédemment, la densité des particules de silicium est devenue très importante.

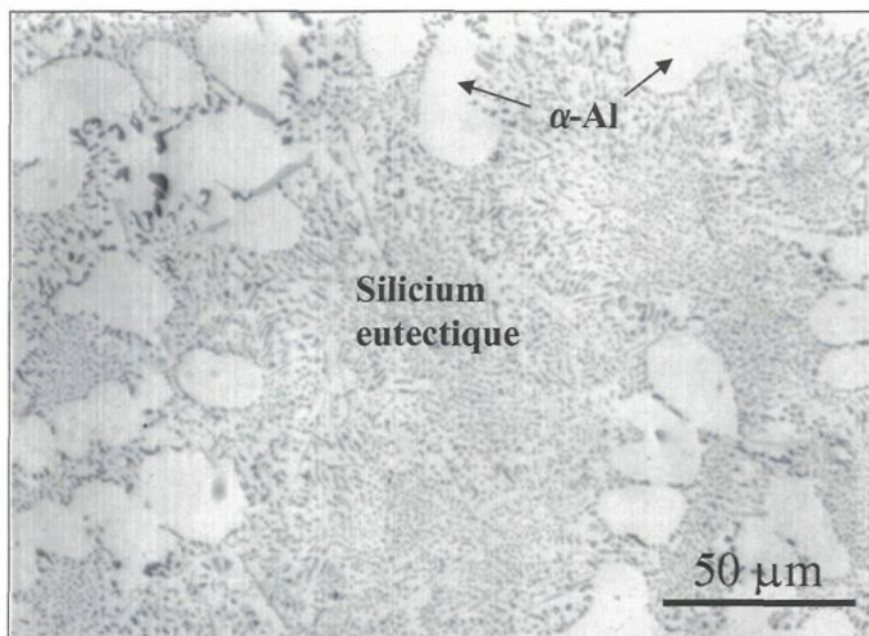


Figure 4.3. Morphologie des particules de silicium de l'alliage A.

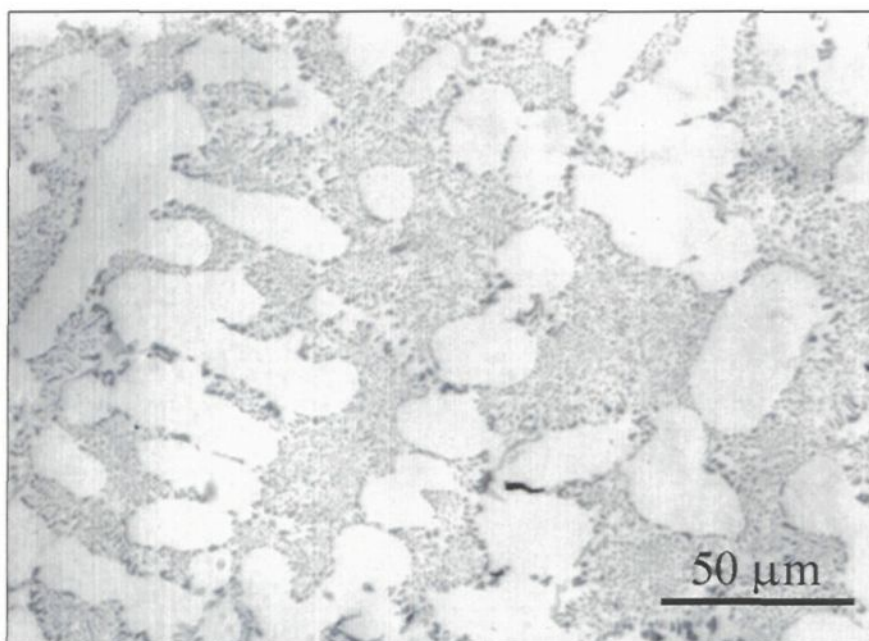


Figure 4.4 Morphologie des particules de silicium de l'alliage B.

L'alliage B, figure 4.4, présente la même microstructure. Les particules de silicium eutectique sont très petites et très denses. Ce que l'on remarque pour les autres alliages

présentés aux figures 4.5 à 4.10, c'est que l'ajout d'autres éléments à l'alliage de base diminue de façon plus ou moins grande l'efficacité de la modification.

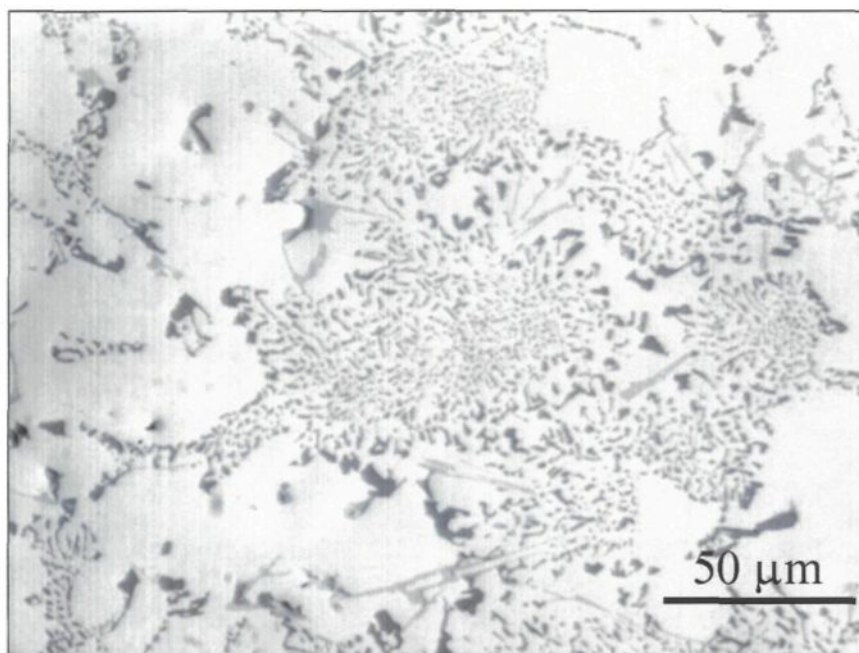


Figure 4.5 Morphologie des particules de silicium de l'alliage C.

Avec l'augmentation des éléments d'addition, la présence plus importante de phases intermétalliques entre les particules de silicium est observable dans la microstructure. Les particules de silicium primaire sont aussi plus grossières. À la figure 4.6, les particules présentes sont plus dispersées et moins denses que ce qui est présent dans les alliages A et B.

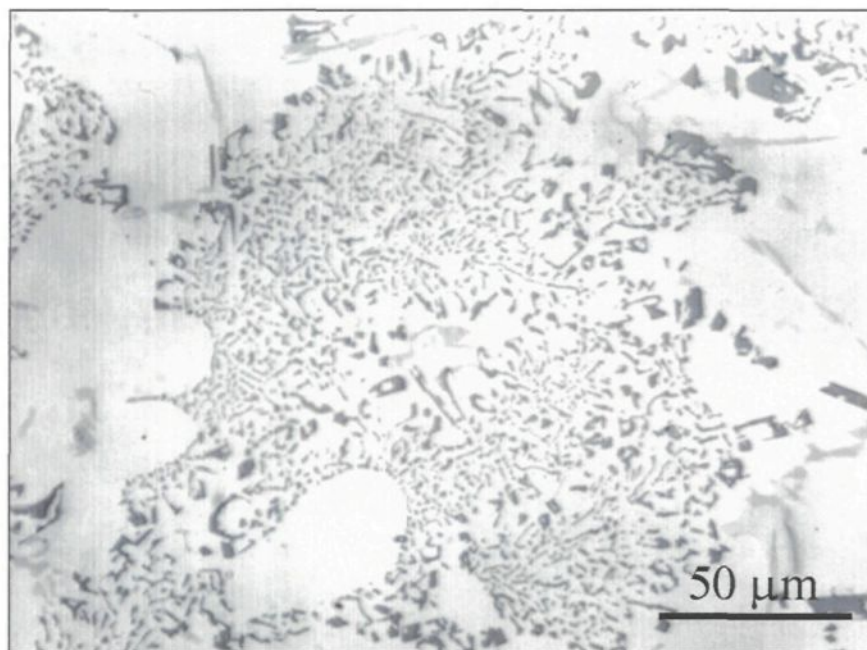


Figure 4.6 Morphologie des particules de silicium de l'alliage D.

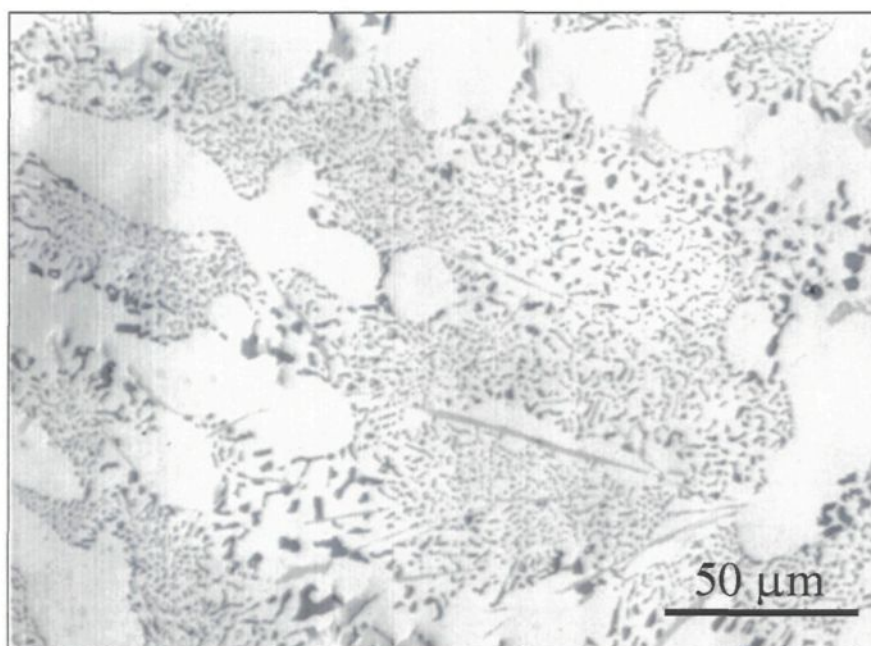


Figure 4.7. Morphologie des particules de silicium de l'alliage E.

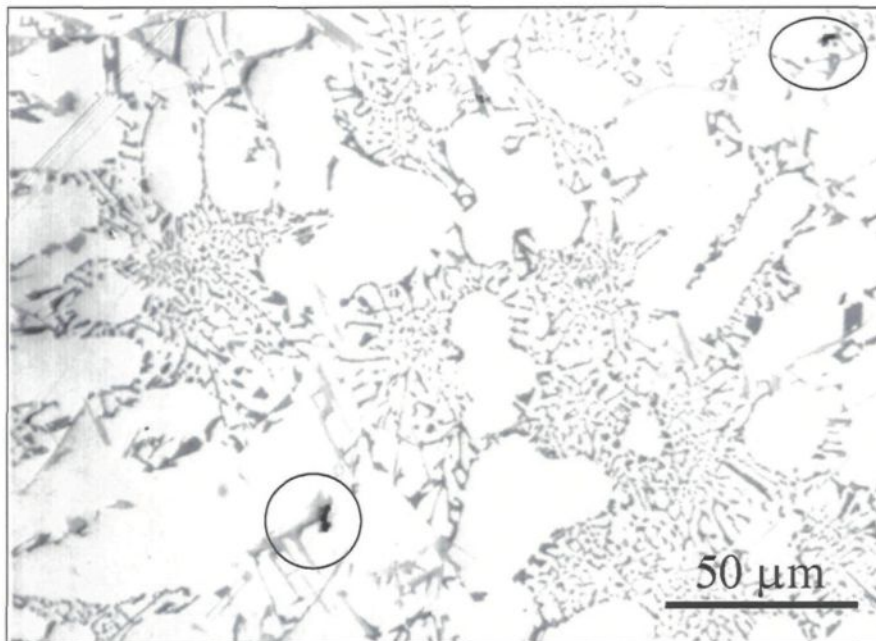


Figure 4.8 Morphologie des particules de silicium de l'alliage F.

Les composés intermétalliques contenant du lanthane et du cérium sont eux aussi observables dans la microstructure. Les deux cercles de la figure 4.8 mettent en évidence ces composés intermétalliques. Nous pouvons aussi observer que les particules de silicium eutectique sont moins efficacement modifiées par le strontium et que l'espace interdendritique des alliages ayant plusieurs éléments d'addition a tendance à diminuer. La figure 4.9 montre la précipitation de la phase Mg_2Si , en noir sur les côtés d'une plaquette de la phase $\beta-Al_5FeSi$. La figure 4.10 montre plusieurs phases présentes dans l'alliage H, tel que Mg_2Si et $CuAl_2$. Cette figure mais aussi en évidence la ségrégation des composés intermétalliques loin des zones de Al-Si eutectique.

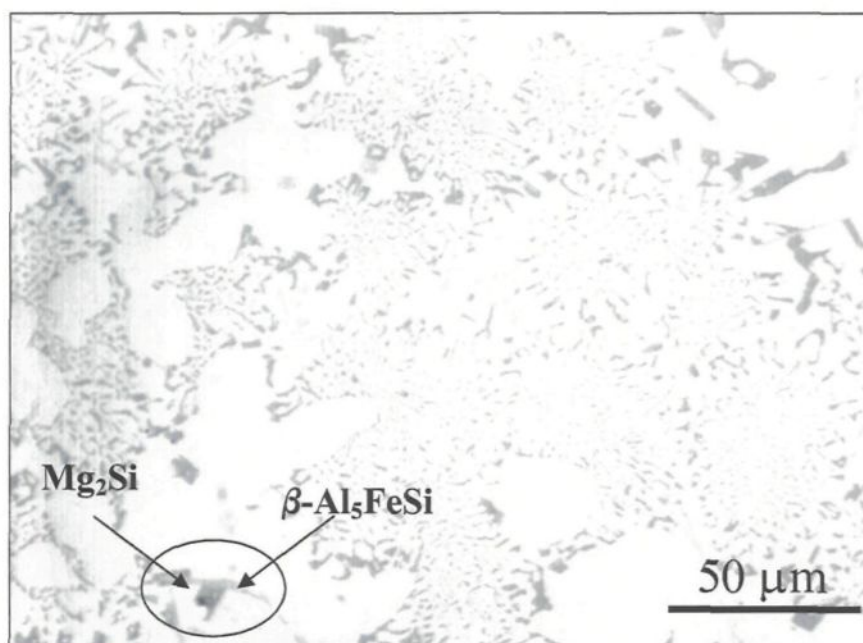


Figure 4.9. Morphologie des particules de silicium de l'alliage G.

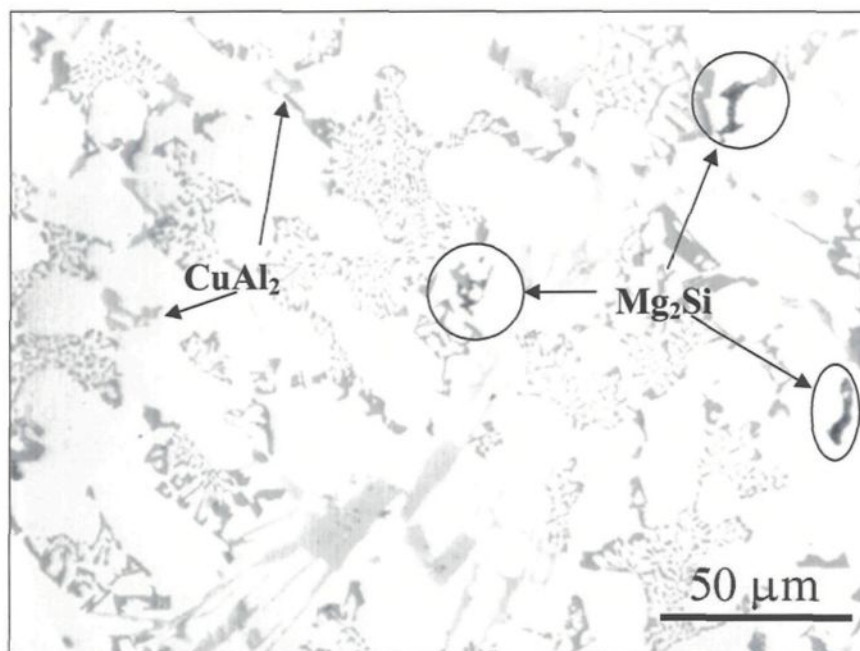


Figure 4.10. Morphologie des particules de silicium de l'alliage H.

4.2.2 Quantification des phases intermétalliques

Plusieurs phases intermétalliques se forment dans les alliages d'aluminium. Ces phases intermétalliques sont des zones de solution solide qui ont une très grande capacité à dissoudre les autres éléments⁸⁰. Dans les alliages Al-Si-Cu-Mg-Fe, les composés intermétalliques les plus souvent retrouvés sont présentés au tableau 4.4.

Tableau 4.4. Composés intermétalliques présents dans les alliages Al-Si-Cu-Mg-Fe^{81,82}.

Phases	Caractéristiques
Al_2Cu	massive
Mg_2Si	script chinois
$\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$	Aiguille/plaquette
$\text{Q-Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$	massive
Al_7FeCu_2	plaquette
$\pi\text{-Al}_8\text{Mg}_3\text{FeSi}_6$	Présent seulement avec un taux de refroidissement élevé
$\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$	Script chinois
$\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn},\text{Cr},\text{Cu})_3\text{Si}_2$	Script chinois

Avec l'addition d'éléments comme le nickel et de métaux terres rares comme le lanthane et le cérium, il y a la formation de nouveaux composés intermétalliques. Moustafa *et al.*⁸ ont étudié les phases intermétalliques qui se forment dans les alliages contenant du nickel. Les principales phases intermétalliques retrouvées sont présentées au tableau 4.5.

Tableau 4.5. Composés intermétalliques retrouvés dans l'alliage Al-11,7% Si contenant du nickel⁹.

Phases	Caractéristiques
Al ₃ NiCu	Script chinois blanc
Al ₁₁ (FeMnNiCu) ₄ Si	Script chinois gris pâle
Al ₁₂ (CrFeMnNiCu) ₃ Si ₂	Plaquette ségrégée grise

Selon Lepage⁹, l'addition de 0,5% de Ce et La dans ces alliages produit la précipitation de la phase Mg₂Si et la transformation partielle de la phase β -Al₅FeSi en π -Al₈Mg₃FeSi₆. Des phases intermétalliques Sr-Ce-La ont aussi été retrouvées. Les formules suggérées de certains composés sont : Al₁₇La₅Ce₂SrSi₁₅ et Al₇₂Si₁₅Ce₄La₃Cu₁₆Fe.

Tableau 4.6. Fraction surfacique des phases intermétalliques dans les alliages à 150X.

Mesures	I	A	B	C	D	E	F	G	H
1	4.3	3.6	3.4	4.9	4.6	4.0	7.3	4.7	5.8
2	3.3	4.8	3.5	4.4	3.9	5.4	6.8	5.6	5.0
3	4.3	5.3	4.3	4.9	5.0	4.0	7.9	4.9	5.4
4	4.0	4.3	3.6	4.8	5.4	4.6	7.2	5.3	5.1
5	4.8	2.9	3.8	4.8	5.6	4.9	6.0	4.8	4.9
6	3.8	5.5	4.1	6.0	5.1	4.5	6.6	4.2	5.4
7	3.7	4.9	4.5	5.1	6.3	4.6	6.1	4.9	4.9
8	4.0	4.3	2.8	4.2	4.0	4.3	6.8	4.9	5.0
9	3.8	3.2	3.9	5.8	4.8	3.9	7.0	4.3	5.6
10	3.8	4.6	4.5	4.6	6.2	4.5	7.8	4.4	4.4
11	4.0	4.8	4.4	6.6	5.8	4.3	5.2	4.6	4.9
12	3.4	5.1	5.3	4.2	4.4	3.5	8.1	6.3	4.8
13	3.8	3.2	4.9	4.9	6.2	6.7	7.1	4.8	5.6
14	4.2	3.9	4.7	4.1	5.7	4.7	6.7	5.4	6.0
15	4.3	4.6	4.9	4.4	4.5	4.5	6.3	5.1	4.8
Moyenne	4.0	4.3	4.2	4.9	5.2	4.6	6.9	4.9	5.2
Écart type	0.38	0.81	0.67	0.72	0.79	0.74	0.77	0.54	0.44

La quantité de phases intermétalliques dépend des éléments présents dans l'alliage et de leur proportion. Le tableau 4.6 montre la fraction surfacique des phases intermétalliques mesurées dans les neuf alliages, à un grossissement de 150X. Comme prévu, l'alliage de base ainsi que les alliages avec additions de cuivre et de magnésium sont les alliages contenant la plus faible proportion de composés intermétalliques. La proportion la plus élevée se retrouve dans l'alliage F.

Le lanthane et le cérium présents dans cet alliage ne se dissolvent pas dans l'aluminium, ils forment plutôt de nouveaux composés complexes. Les alliages D (Al-Si-Cu-Mg-Ag) et H (Al-Si-Cu-Mg-Ni-Zn) possèdent eux aussi une quantité plus importante d'intermétalliques. La fraction surfacique plus élevée de composés intermétalliques dans l'alliage D, comparativement à l'alliage C, ne peut être due qu'à l'écart-type des valeurs puisque l'argent se dissout dans la matrice et ne forme pas de nouveaux composés.

4.2.3 Distribution des phases intermétalliques

Les phases intermétalliques qui ont été observées dans ces alliages sont en accord avec les résultats obtenus par Backarud *et al.*⁸¹ et par Moustafa *et al.*⁸. Plusieurs composés intermétalliques riches en fer ont été retrouvés dans ces alliages en raison de leur teneur en fer relativement élevée (0,7% Fe). Ces composés se retrouvent sous la forme de plaquettes β -Al₅FeSi. Ces plaquettes de β -Al₅FeSi sont toujours observées après une addition de strontium.

La figure 4.11 présente la microstructure de l'alliage de base à un grossissement de 150X. Dans ces images, la luminosité des composés dépend de leur masse : plus un composé contient d'éléments dont la masse atomique est élevée, plus ce composé sera brillant.

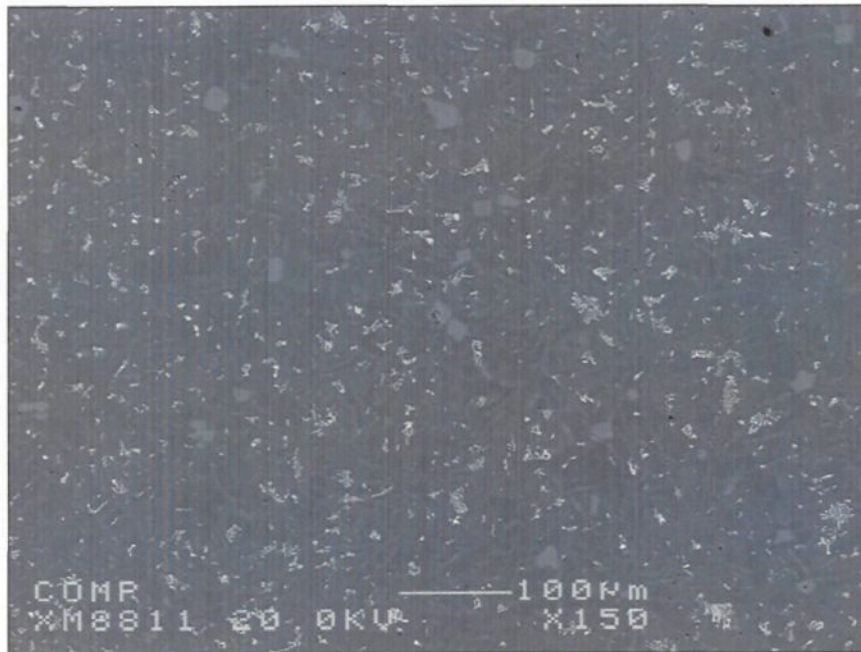


Figure 4.11. Microstructure à 150X de l'alliage 413.1.

La figure 4.12 montre un grossissement à 600X de cet alliage. Le point 1 présente une particule de silicium primaire. Ces particules sont toujours présentes lorsque l'alliage n'est pas modifié.

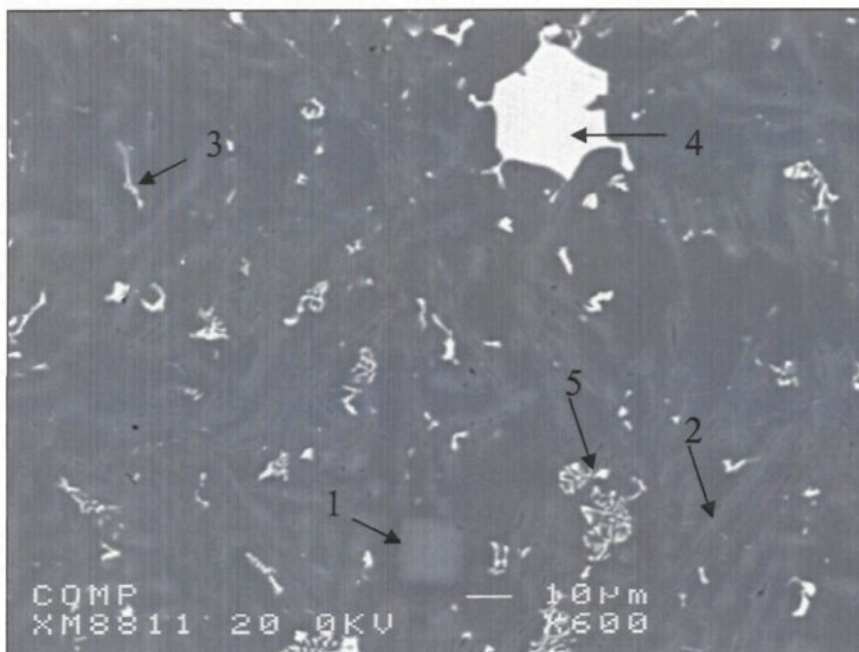


Figure 4.12. Microstructure à 600X de l'alliage 413.1.

Le point 2 montre une particule de silicium eutectique. Elle est de forme allongée et très foncée en raison de la faible masse atomique du silicium. La particule 3 représente une phase β - Al_5FeSi sous forme d'aiguille. La figure 4.13 montre l'analyse par microsonde électronique de la phase β .

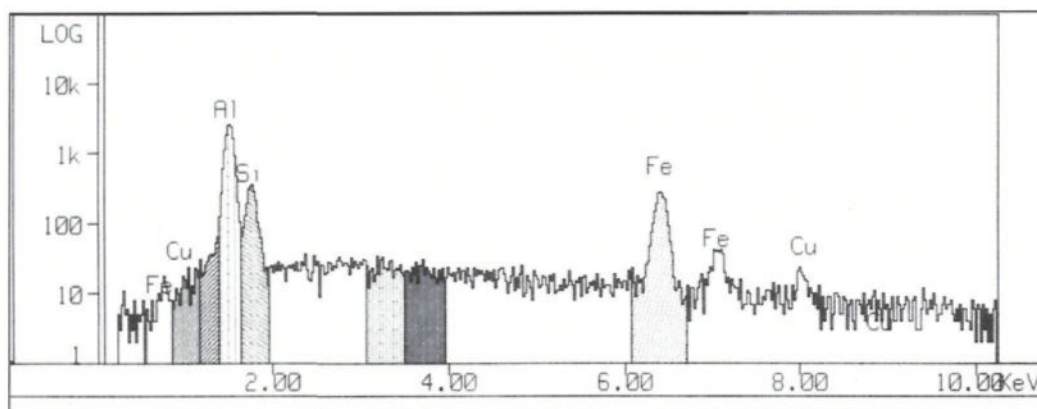


Figure 4.13. Analyse par rayon X à énergie dispersive du composé β - Al_5FeSi .

Le fer dans cet alliage forme aussi d'autres composés intermétalliques, comme le composé numéroté 4, qui est une plaquette ségréguée. La composition de cette phase intermétallique est $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn},\text{Cr},\text{Cu})_3\text{Si}_2$. Ces phases se forment au début de la solidification et précipitent vers le fond en raison de leur taille et de leur masse élevées. Le composé intermétallique identifié par le point 5, de composition $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$ (phase α) précipite sous forme de script chinois.

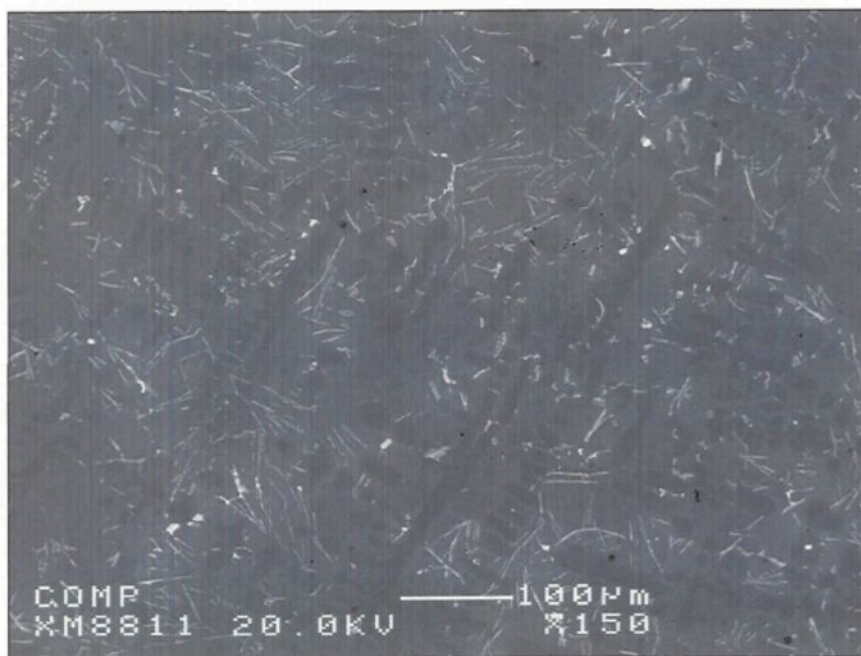


Figure 4.14. Microstructure à 150X de l'alliage 413.1 avec strontium.

L'ajout de strontium aux alliages peut aussi créer certains composés intermétalliques. La figure 4.14 présente la microstructure à 150X de l'alliage A. Les mêmes composés intermétalliques que pour l'alliage de base y sont présents, mais il y a en plus la présence de $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Sr}$ (figure 4.15, point 1).

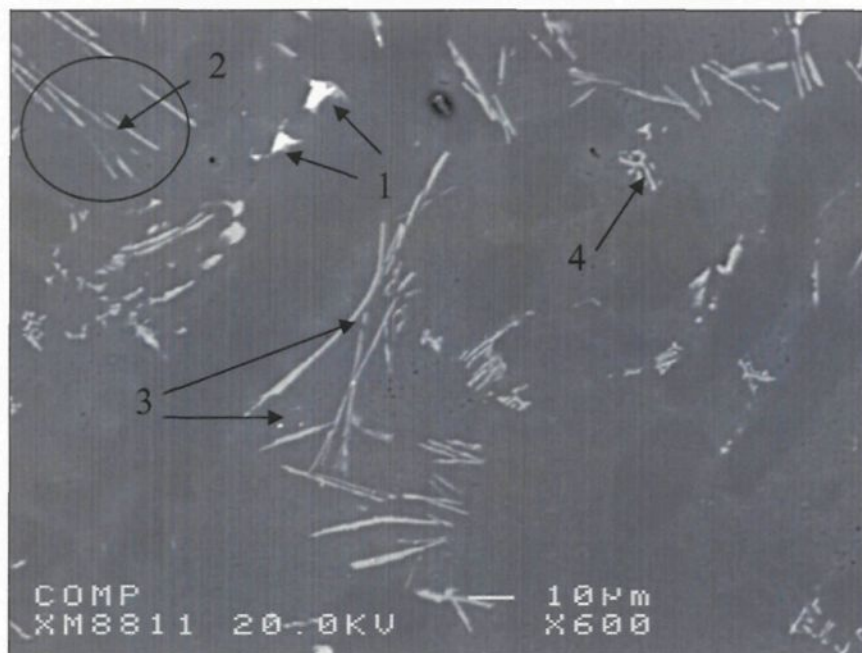


Figure 4.15. Microstructure à 600X de l'alliage 413.1 avec strontium.

La figure 4.16 montre l'analyse par microsonde d'une de ces phases d' $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Sr}$.

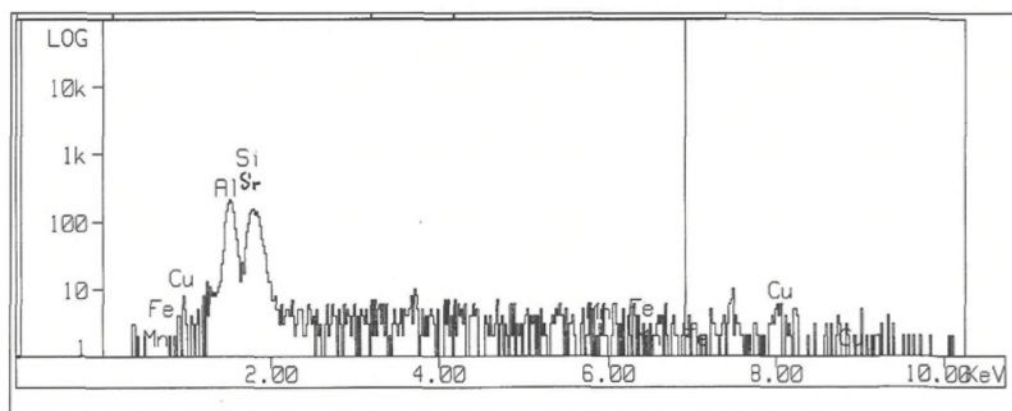


Figure 4.16. Analyse par rayon X à énergie dispersive du composé $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Sr}$.

Selon Samuel *et al.*⁸³, le strontium a aussi comme effet le fractionnement des phases $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$; le point 2 de la figure 4.15 montre ce fractionnement. Au point 3, des phases

β -Al₅FeSi sont aussi observées non fractionnées. Le point 4, montre que la phase α -Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂ est toujours présente.

L'ajout de 0,4% de magnésium ne provoque pas la formation de nouveaux composés intermétalliques, mais peut conduire à la transformation de certains des composés présents. L'addition de Mg à l'alliage de base a mené à la formation de Mg₂Si et à la transformation partielle de la phase β -Al₅FeSi en π -Al₈Mg₃FeSi₆.⁹

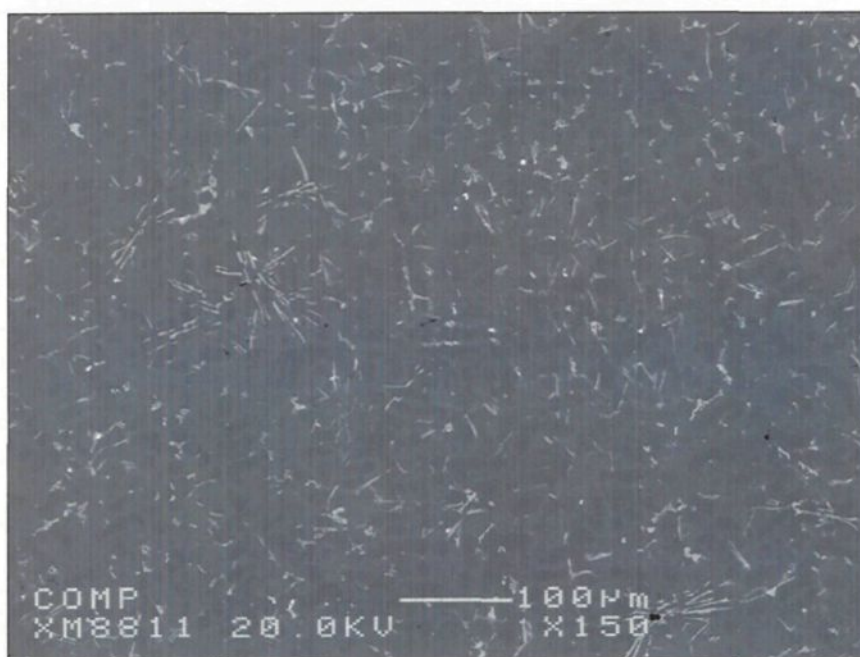


Figure 4.17. Microstructure à 150X de l'alliage 413.1 + Sr + Mg.

Quelques phases intermétalliques identifiées dans cet alliage sont présentées à la figure 4.18 et à la figure 4.20, à différents grossissements. La phase de la figure 4.18 montre une particule de Mg₂Si sous forme de script chinois. C'est sous cette forme que l'on retrouve communément le magnésium dans les alliages Al-Si. L'analyse de cette phase est

présentée à la figure 4.19. Les deux pics en évidence sont bien ceux du magnésium et du silicium.

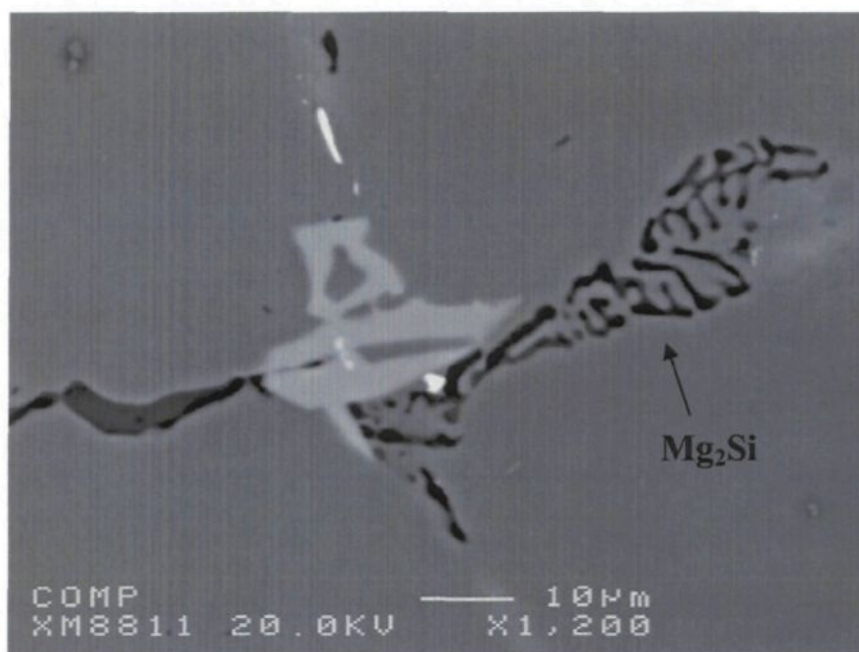


Figure 4.18. Phase de Mg_2Si dans l'alliage 413.1 + Sr + Mg.

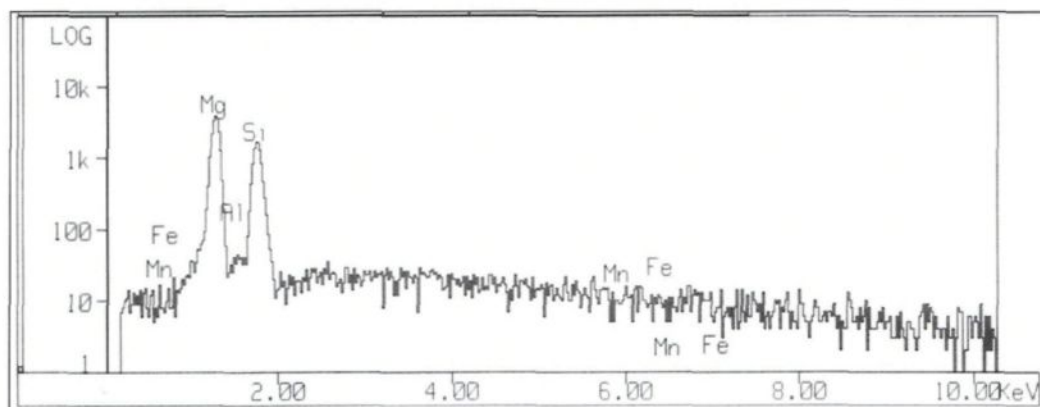


Figure 4.19. Analyse par rayon X à énergie dispersive du composé Mg_2Si .

Dans la figure 4.20, la phase 1 consiste en une aiguille de $\beta-Al_5FeSi$. Ces phases sont toujours présentes en raison de la teneur en fer relativement élevée de cet alliage. La

phase $Q\text{-Al}_5\text{Mg}_8\text{Si}_6\text{Cu}_2$ est identifiée par le point 2, tandis que le point 3 montre une phase $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$.

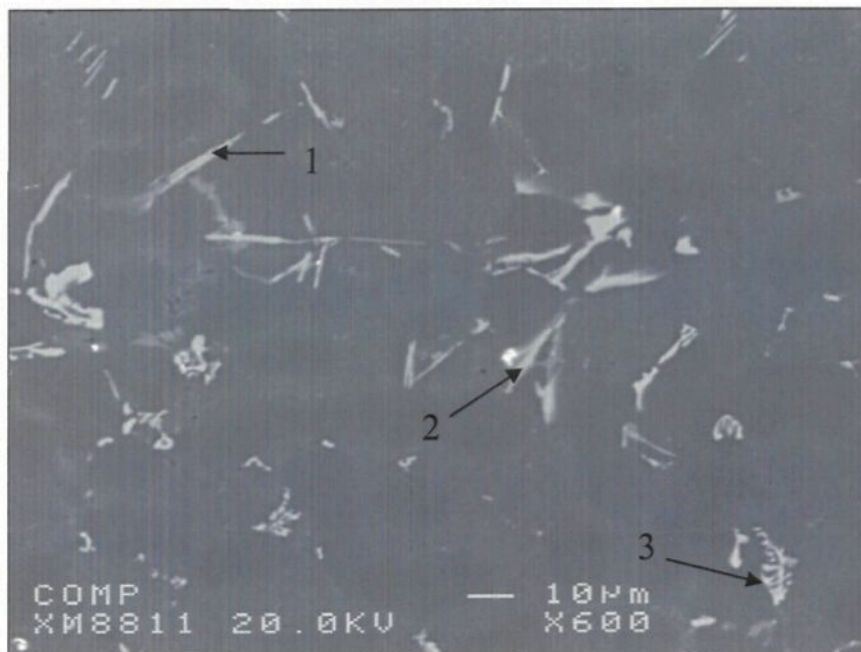


Figure 4.20. Microstructure à 600X de l'alliage 413.1 + Sr + Mg.

La transformation de la phase $\beta\text{-Al}_3\text{FeSi}$ en $\pi\text{-Al}_8\text{Mg}_3\text{FeSi}_6$ est illustrée aux trois prochaines figures. La figure 4.21 présente ces deux phases à un grossissement de 3500X. La figure 4.22 montre la distribution de fer dans ces phases, tandis que la figure 4.23 présente la distribution du magnésium au même endroit.

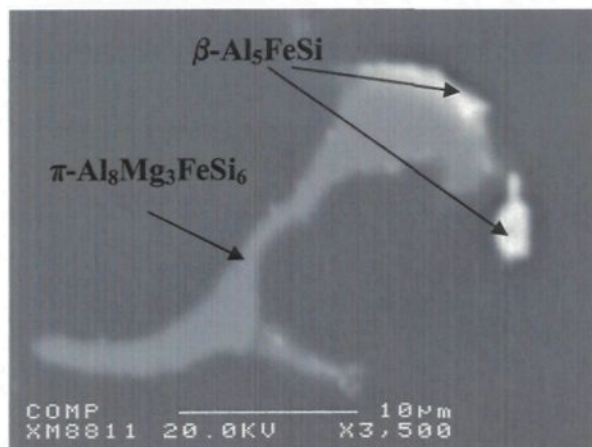


Figure 4.21. Image par électrons rétrodiffusés des phases $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ et $\pi\text{-Al}_8\text{Mg}_3\text{FeSi}_6$.

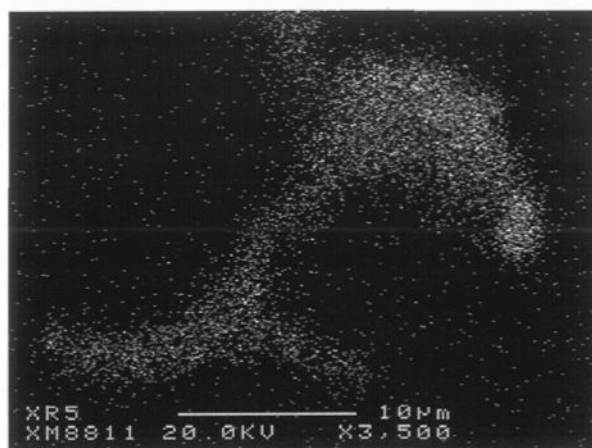


Figure 4.22. Image par rayons X de la distribution du fer dans les composés intermétalliques.

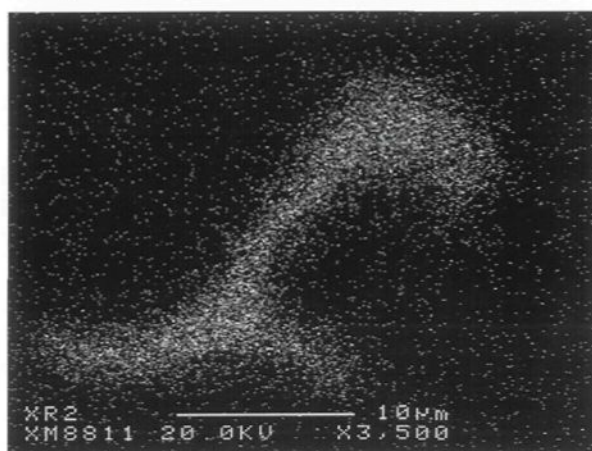


Figure 4.23. Image par rayons X de la distribution du magnésium dans les composés intermétalliques.

La figure 4.24 présente l'analyse d'une phase π - $\text{Al}_8\text{Mg}_3\text{FeSi}_6$ où chacun des pics correspond bien à la phase identifiée.

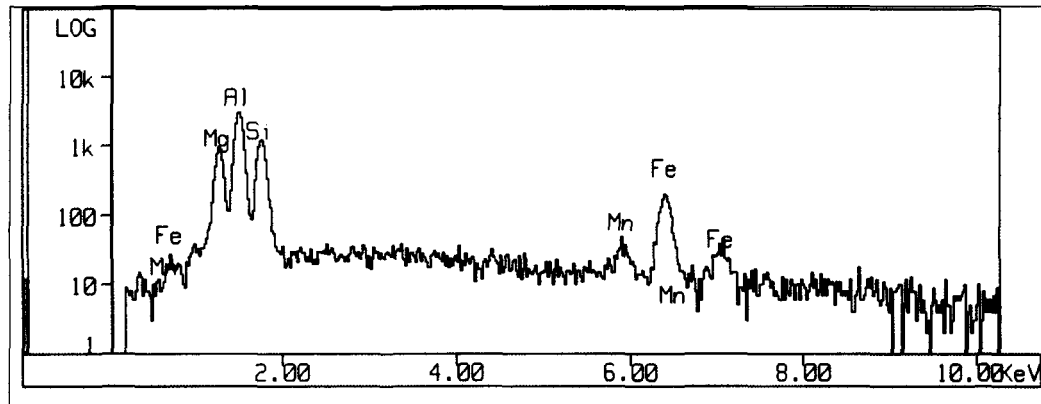


Figure 4.24. Analyse par rayons X à énergie dispersive du composé π - $\text{Al}_8\text{Mg}_3\text{FeSi}_6$.

Le cuivre qui est ajouté aux alliages est un élément très actif pour la formation de phases intermétalliques. On le retrouve sous plusieurs formes, mais il précipite généralement sous forme de Al_2Cu . Cette précipitation se produit sous forme de blocs, directement à partir du liquide, ou sous forme eutectique ($\text{Al}+\text{Al}_2\text{Cu}$) à des concentrations de Cu plus basses. Dans bien des cas, une combinaison des deux formes est retrouvée. Cette phase est présentée à la figure 4.25 et à la figure 4.26. Une analyse par microsonde est aussi présentée à la figure 4.27.

Dans l'alliage E tel que coulé, les particules de Al_2Cu sont de grande taille. La figure 4.25 est une image de la microstructure de cet alliage à un grossissement de 150X ; les particules blanches sont des précipités de Al_2Cu . La figure 4.26 a été réalisée avec le même alliage, à un grossissement de 600X. Les précipités de Al_2Cu sont très grands

(point 1) et sont toujours accompagnés d'aiguilles de $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$. Au point 2, les aiguilles de $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ sont trouvées seules et le point 3 montre des phases $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe,Mn})_3\text{Si}_2$.

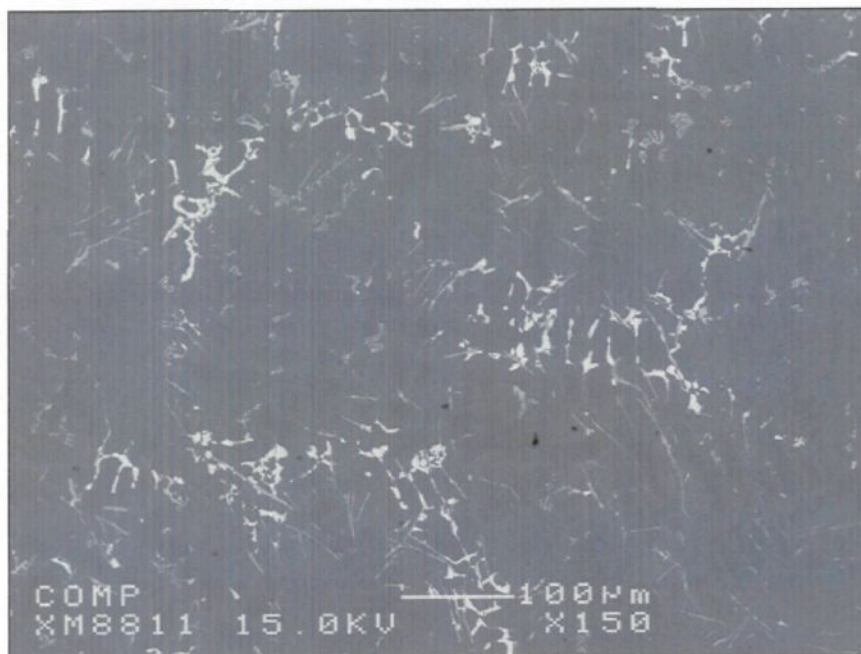


Figure 4.25. Microstructure à 150X de l'alliage 413.1 + Sr + Cu.

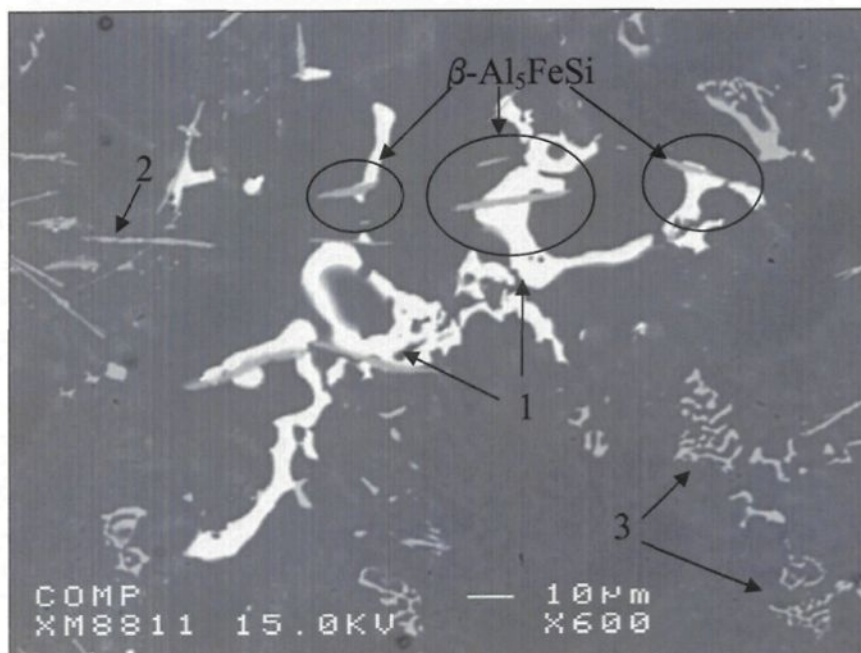


Figure 4.26. Microstructure à 600X de l'alliage 413.1 + Sr + Cu.

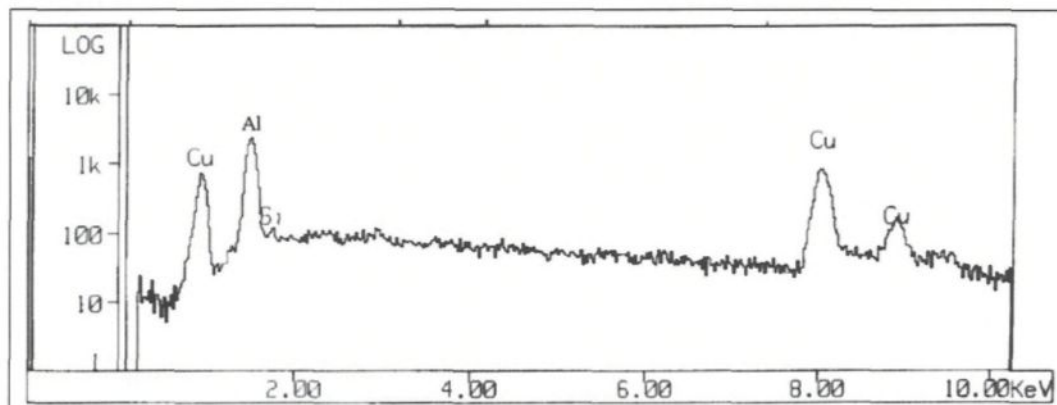


Figure 4.27. Analyse par rayon X à énergie dispersive du composé Al_2Cu .

Lorsque le cuivre et le magnésium sont ajoutés en excès dans cet alliage, la distribution de la phase Al_2Cu est différente. Les particules de Al_2Cu sont alors entremêlées de particules de la phases $\text{Q-Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ (figure 4.29).

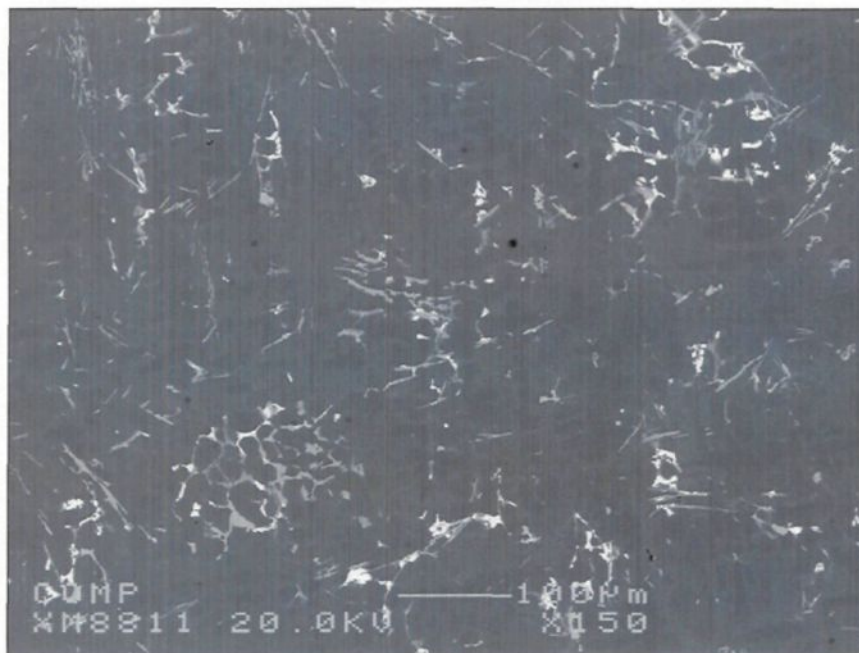


Figure 4.28. Microstructure à 150X de l'alliage 413.1 + Sr + Cu +Mg.

La morphologie globale de cet alliage est présentée à la figure 4.28. L'analyse d'un composé intermétallique de $\text{Q-Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ est présentée à la figure 4.30.

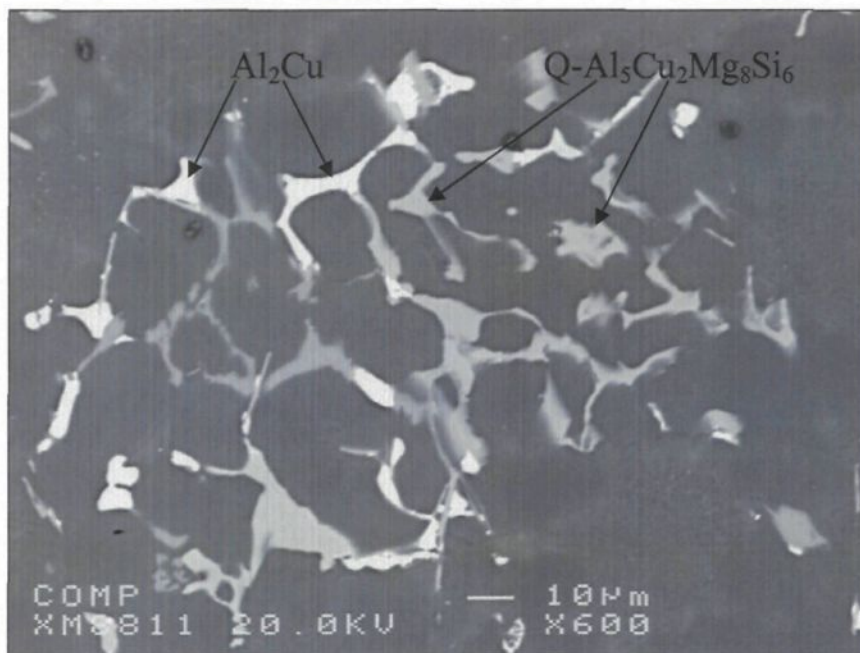


Figure 4.29. Microstructure à 600X de l'alliage 413.1 + Sr + Cu + Mg.

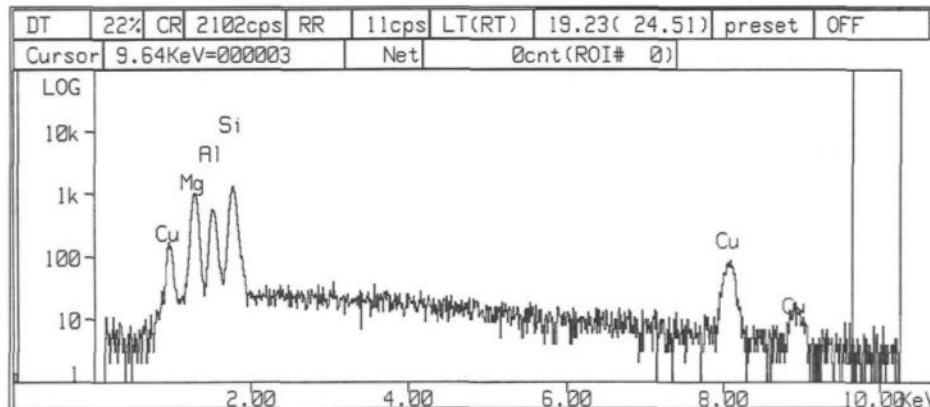


Figure 4.30. Analyse par rayon X à énergie dispersive du composé $Q-Al_5Cu_2Mg_8Si_6$.

Des phases contenant de l'argent n'ont pas été observées dans l'alliage D, malgré une addition de 0,7 % en masse. Selon Vasilakos *et al.*⁸⁴, l'argent entre en solution solide dans l'aluminium et ne forme pas de composé intermétallique dans les alliages aluminium-silicium (A357).

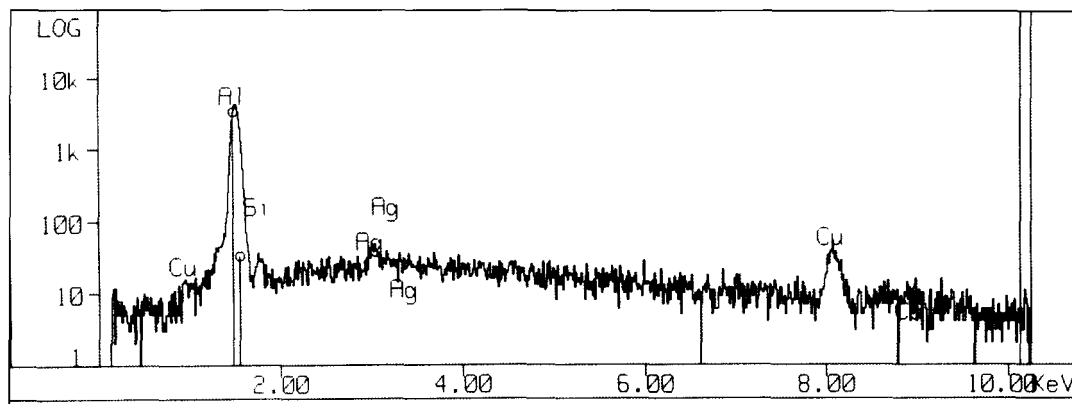


Figure 4.31. Analyse par rayon X à énergie dispersive de la matrice d'aluminium de l'alliage D.

La figure 4.31 est une analyse de la matrice d'aluminium dans l'alliage D. Nous pouvons remarquer que l'argent est présent à l'intérieur de la matrice, tout comme le cuivre. Les principales phases intermétalliques observées sont les mêmes que dans l'alliage précédent, soit : Al_2Cu (figure 4.33, point 1), $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ (figure 4.33, point 2) et $\text{Q-Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$. La figure 4.32 montre la microstructure de l'alliage D à un grossissement de 150X.

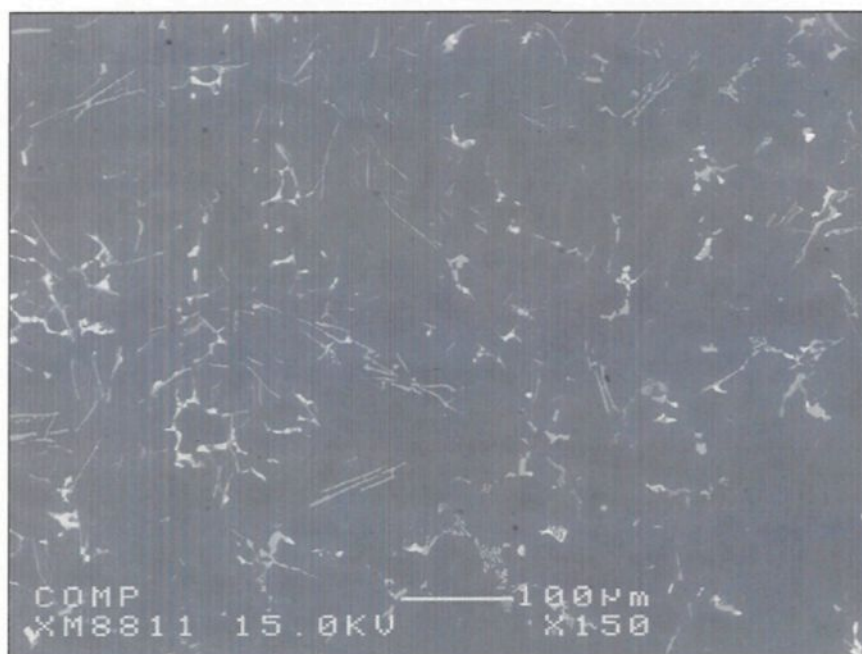


Figure 4.32. Microstructure à 150X de l'alliage 413.1 + Sr + Mg + Cu + Ag.

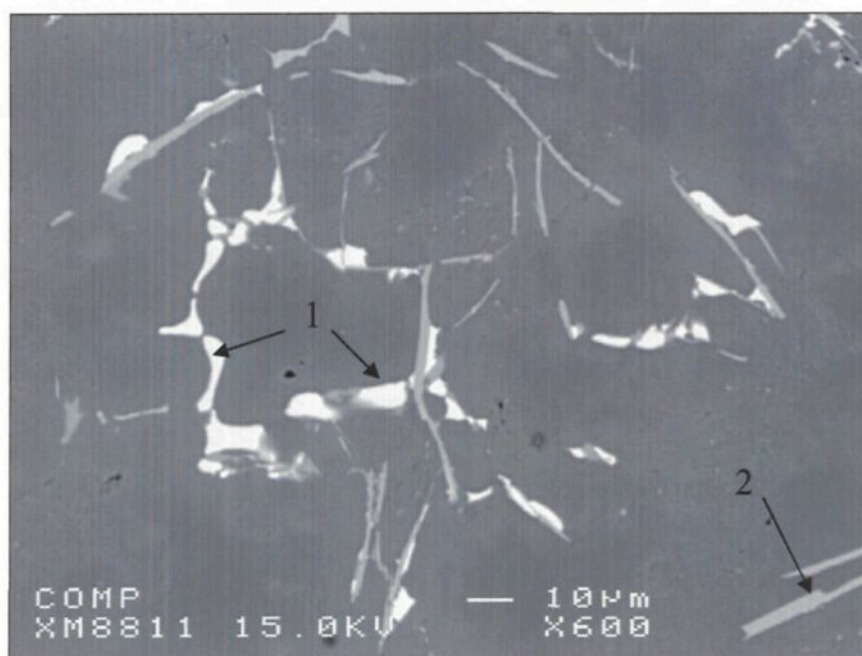


Figure 4.33. Microstructure à 600X de l'alliage 413.1 + Sr + Mg + Cu + Ag.

Les métaux terres rares, tels que le cérium et le lanthane, forment des composés complexes qui ne sont pas solubles dans les alliages d'aluminium. Les différents composés intermétalliques contenant des terres rares précipitent selon diverses morphologies. La figure 4.34 montre une image globale à 150X, tandis que la figure 4.35 montre un agrandissement à 600X. Sur cette dernière figure, trois différents types de solidification sont présents pour ces composés complexes. La première morphologie (point 1) présente un composé sous forme de tiges ramifiées. L'analyse chimique suggérée pour ce composé est $\text{Al}_{72}\text{Si}_{15}\text{Ce}_4\text{La}_3\text{Cu}_{16}\text{Fe}^9$. D'autres composés intermétalliques précipitent sous forme sphérique lorsqu'ils contiennent du strontium (point 2), tandis que certaines phases précipitent en combinaison avec des aiguilles/plaquettes de $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ (point 3).

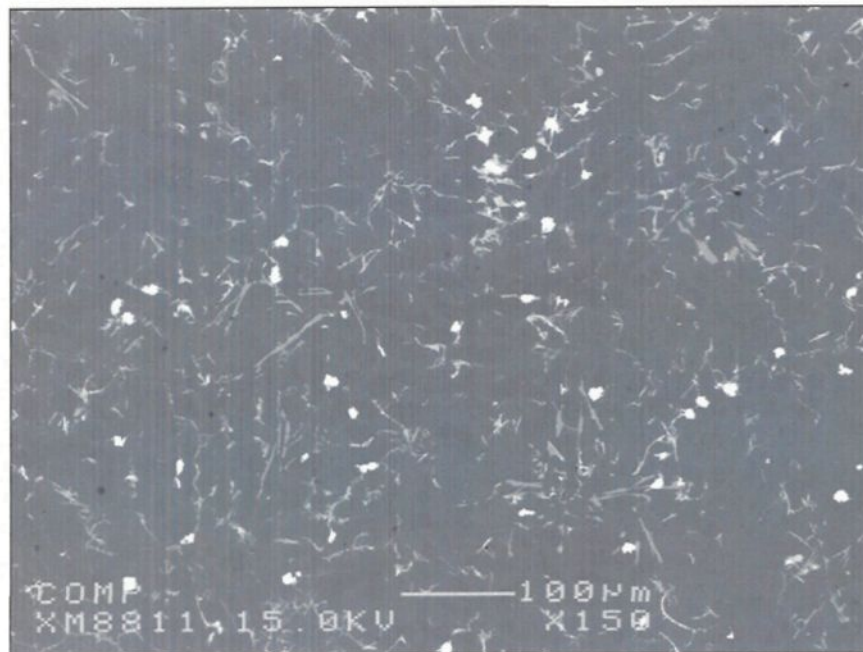


Figure 4.34. Microstructure à 150X de l'alliage 413.1 + Sr + Mg + Cu + La + Ce.

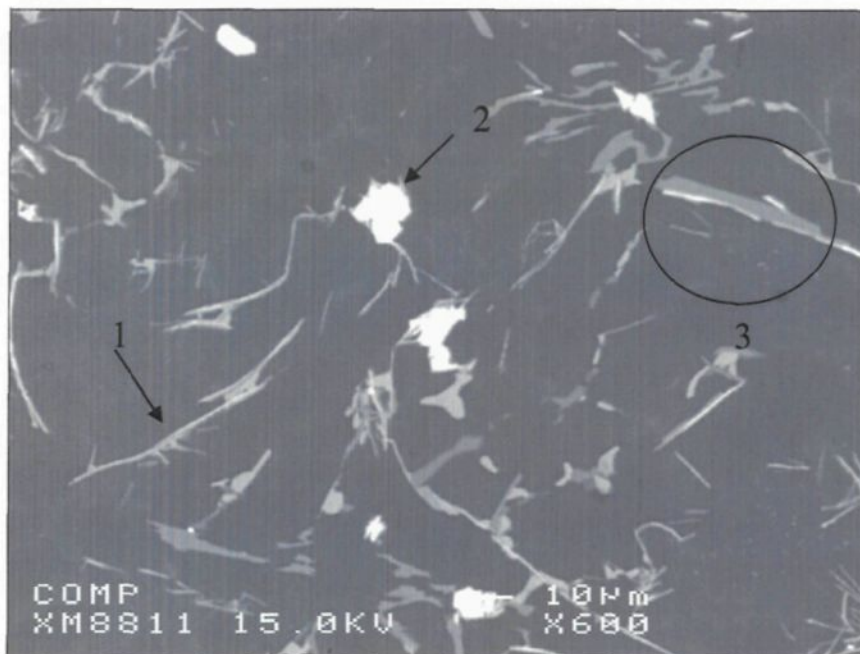


Figure 4.35. Microstructure à 600X de l'alliage 413.1 + Sr + Mg + Cu + La + Ce (alliage F).

La figure 4.36 montre une analyse d'une phase intermétallique présente dans l'alliage F, alliage contenant du cérium et du lanthane. Certains autres éléments peuvent se mélanger dans ces phases comme le cuivre dans le cas présent.

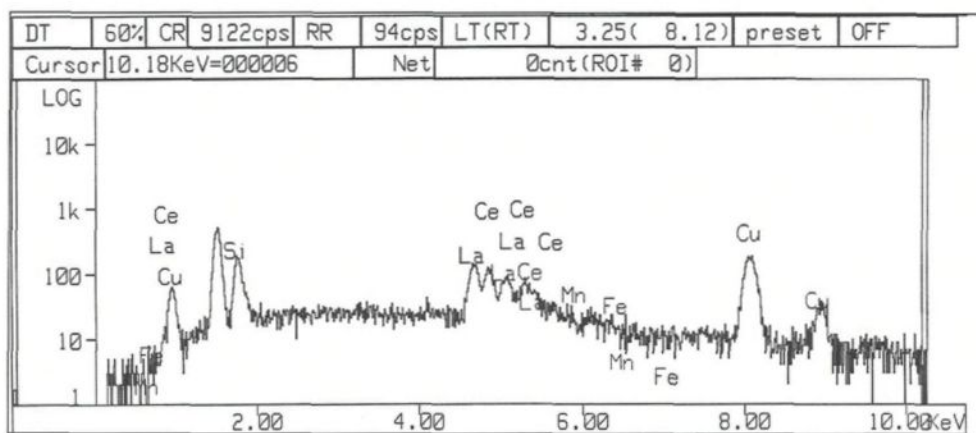


Figure 4.36. Analyse par rayon X à énergie dispersive d'un composé intermétallique contenant du La et du Ce.

Le zinc, dans les alliages d'aluminium, se dissout dans la matrice tout comme le fait l'argent. La figure 4.37 montre la distribution du zinc dans l'alliage G.



Figure 4.37. Distribution du zinc dans l'alliage G tel que coulé.

Les composés intermétalliques retrouvés sont les mêmes que dans l'alliage C. La figure 4.38 montre un aperçu, à 150X, de l'alliage G. Plus précisément, nous pouvons remarquer à la figure 4.39 la présence de certaines phases telles que Al_2Cu (point 1) et $\text{Q-Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ (point 2).

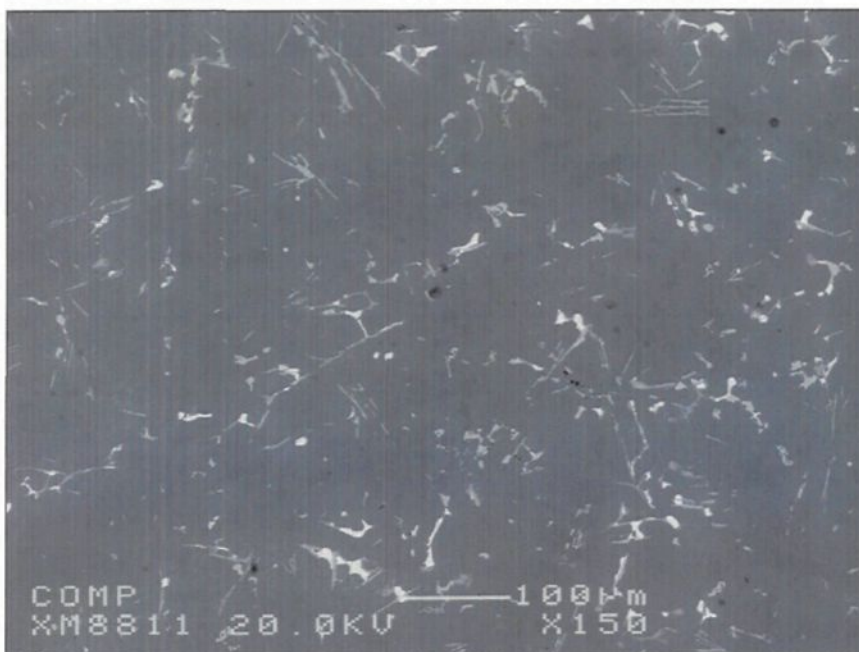


Figure 4.38. Microstructure à 150X de l'alliage 413.1 + Sr + Mg + Cu + Zn.

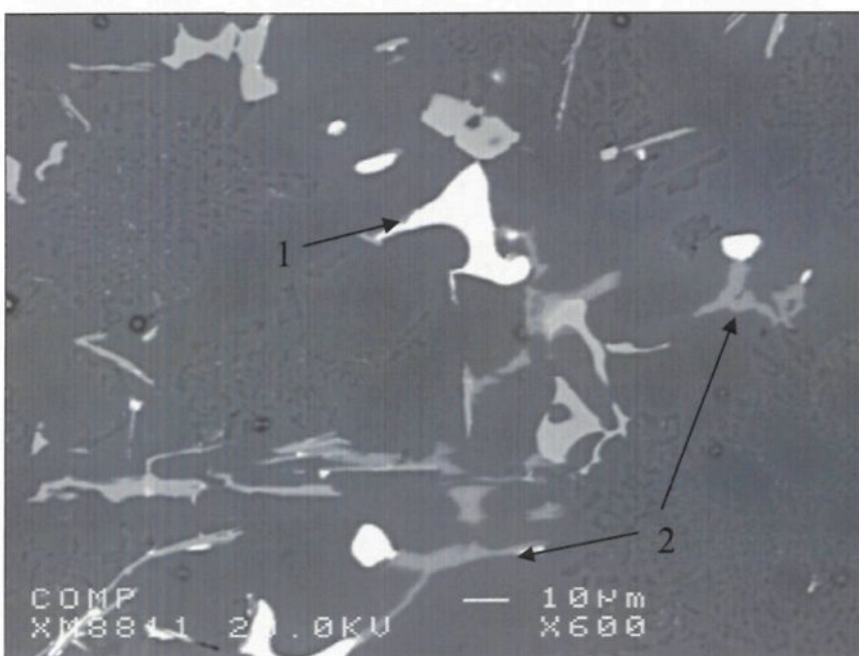


Figure 4.39. Microstructure à 600X de l'alliage 413.1 + Sr + Mg + Cu + Zn.

L'ajout du nickel provoque la formation de plusieurs phases intermétalliques complexes. Le nickel en présence de cuivre forme des phases Al-Ni-Cu telles que Al_3NiCu ,

$\text{Al}_{11}(\text{MnFeNiCu})_4\text{Si}$ et $\text{Al}_{12}(\text{CrMnFeNiCu})_3\text{Si}_2$. La figure 4.40 montre l'analyse par microsonde électronique d'une phase $\text{Al}_{11}(\text{MnFeNiCu})_4\text{Si}$ présente dans l'alliage H (Al-Cu-Mg-Zn-Ni).

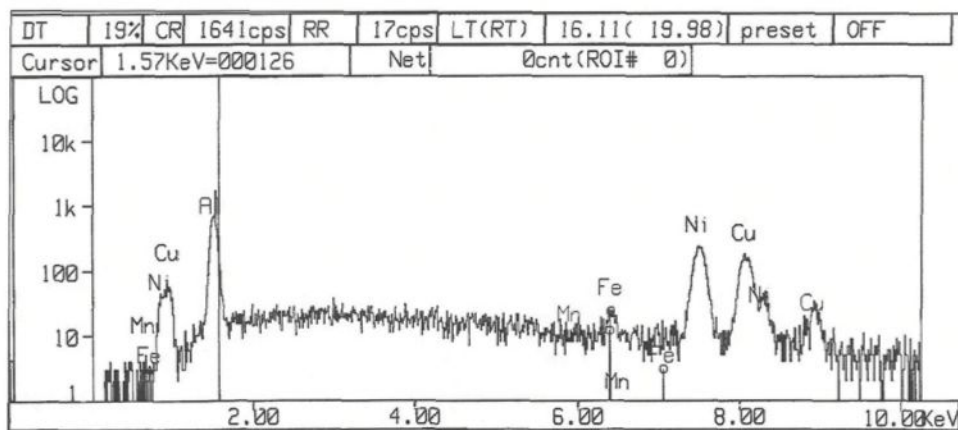


Figure 4.40. Analyse par rayon X à énergie dispersive du composé $\text{Al}_{11}(\text{Mn,Fe,Ni,Cu})_4\text{Si}$.

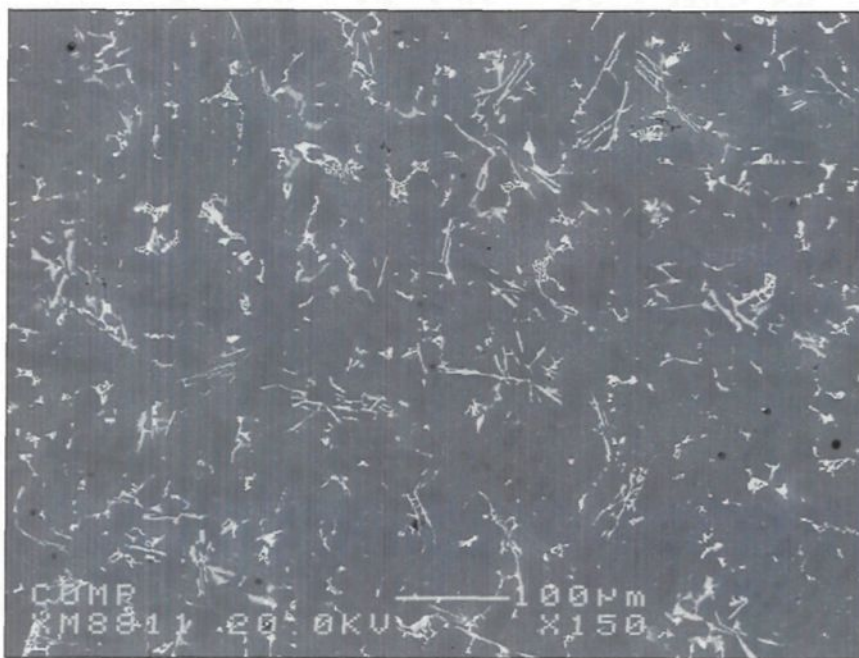


Figure 4.41. Microstructure à 150X de l'alliage 413.1 + Sr + Mg + Cu + Zn + Ni (alliage H).

Ces phases intermétalliques contenant du nickel peuvent être observées à la figure 4.41. À la figure 4.42, il y a un grossissement d'une phase de Al_3NiCu (point 1). L'autre phase intermétallique identifiée sur cette figure est un précipité de $\text{Q-Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$. La présence de cette phase intermétallique était attendue car, selon Moustafa *et al*⁸ les phases contenant du magnésium précipitent sous forme de $\text{Q-Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ en présence de nickel.

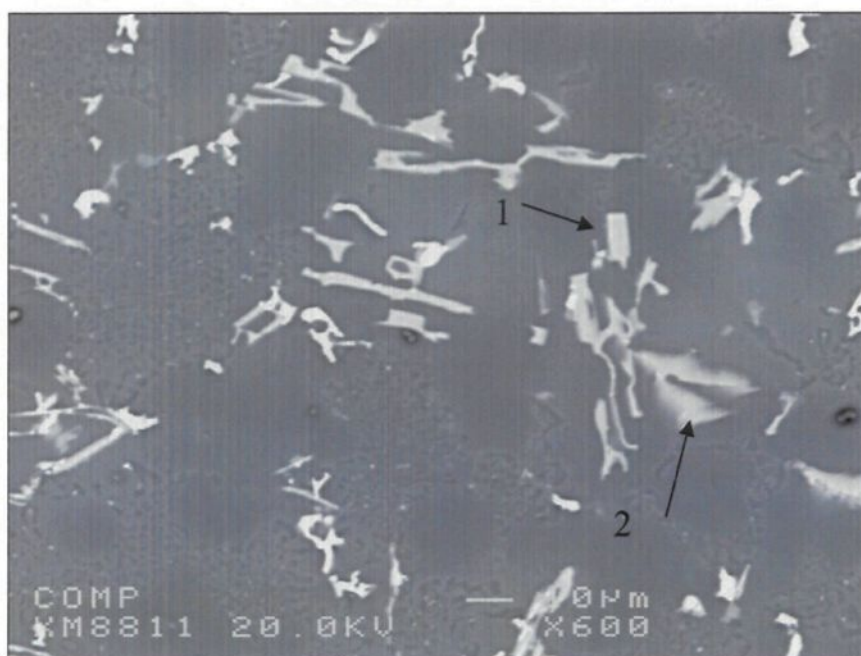


Figure 4.42. Microstructure à 600X de l'alliage 413.1 + Sr + Mg + Cu + Zn + Ni (alliage H)

4.3 Résultats et discussion

4.3.1 Rôle du fer dans les alliages de type 413-F

Les propriétés mécaniques des alliages dépendent principalement de leur composition chimique. Dans le cas d'un même alliage, les propriétés après coulée dépendent du taux de refroidissement imposé ainsi que de la morphologie de la structure eutectique^{73,74,76}. Les propriétés mécaniques en traction que nous avons obtenues pour l'alliage 413.1, sans traitement thermique ou telles que coulées dans le moule métallique, sont présentées au tableau 4.7. Ce sont les propriétés de cet alliage qui serviront de références pour analyser et comparer les effets des différents éléments ajoutés et des différents traitements thermiques réalisés.

Tableau 4.7. Propriétés mécaniques en traction de l'alliage 413.0 tel que coulé.

Alliage	LU (MPa)	LE (MPa)	%Déf (%)
I	187.68	115.24	4.25

Dans la littérature, les propriétés des alliages de type 413 semblent varier considérablement selon les sources. La figure 4.43 montre quelques exemples des propriétés en traction d'alliages de cette famille, classés selon leur teneur en fer. Apparemment, en augmentant la concentration de fer de 0,7 à 2,0%, la limite ultime et la limite élastique de ces alliages augmentent, mais il y a une forte réduction de la ductilité. La précipitation des intermétalliques de fer lors de la solidification peut en être la cause. Cependant, la vitesse de solidification ou la distance interdendritique ne sont pas

mentionnées alors qu'elles ont aussi une très grande influence sur les propriétés mécaniques.

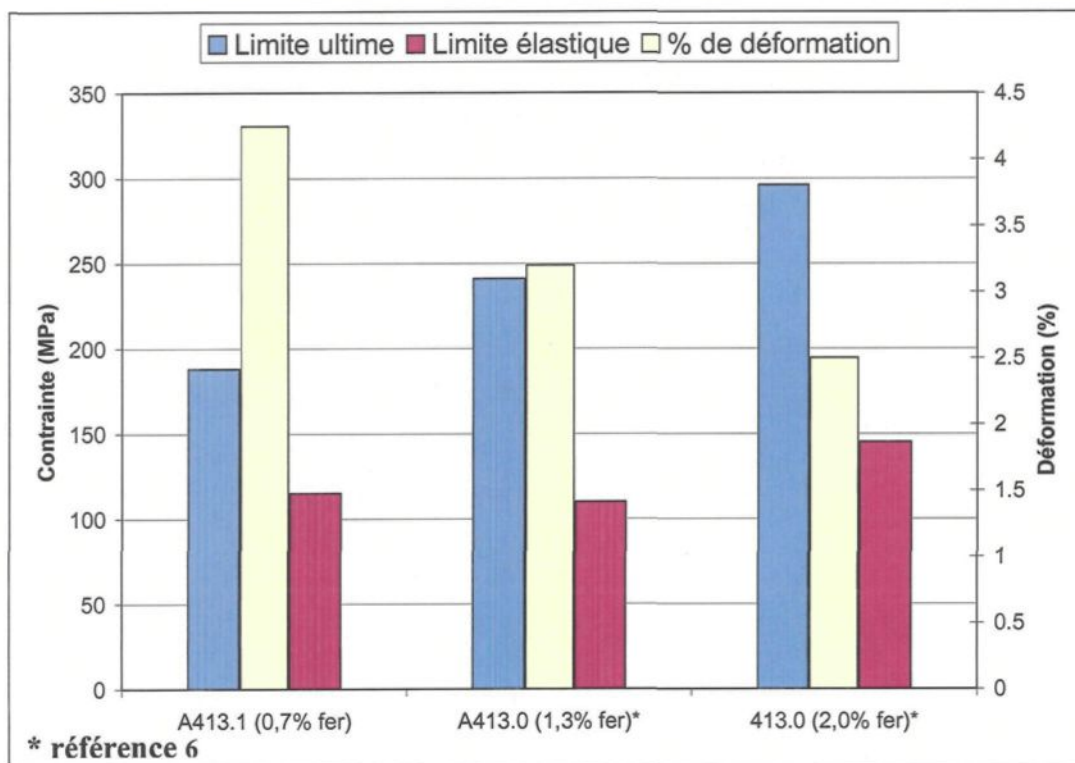


Figure 4.43. Comparaison entre différents alliages de type 413-F (Al-12Si).

La limite ultime des alliages 413.0-F est spécifiée comme étant de 296 MPa. Or, les résultats obtenus avec un alliage A413.1-F ont été de 188 MPa, soit pratiquement une différence de 100 MPa. Perderson et Arnber⁵⁷ ont eu eux aussi des résultats plus faibles que ceux mentionnés en référence pour les alliages de ce type. Avec un alliage contenant 10,59% Si, 0,255% Fe, 0,209% Mg et 0,11% Ti, ils ont obtenu une limite ultime de 160 MPa et une déformation à la rupture de 4% pour les propriétés après coulée.

4.3.2 Alliage A413.1 avec éléments d'addition

Les éléments additionnés aux différents alliages sont rappelés dans la liste suivante :

- I → A413.1
- A → A413.1 + Sr
- B → A + Mg
- E → A + Cu
- C → A + Mg + Cu
- D → A + Mg + Cu + Ag
- F → A + Mg + Cu + Ce + La
- G → A + Mg + Cu + Zn
- H → A + Mg + Cu + Zn + Ni.

Les résultats obtenus lors des essais de traction sont présentés au tableau 4.8 :

Tableau 4.8. Propriétés en traction de tous les alliages tels que coulés.

Alliage	LU (Mpa)	LE (Mpa)	%Déf (%)
I	187.68	115.24	4.26
A	231.17	129.77	3.39
B	234.84	136.87	2.64
E	223.16	145.99	1.60
C	222.80	161.86	1.05
D	228.95	175.90	0.88
F	220.10	162.24	0.97
G	224.01	177.99	0.77
H	230.56	176.42	0.92

Les résultats sont aussi présentés, sous forme d'histogrammes, aux trois figures suivantes pour faciliter l'analyse.

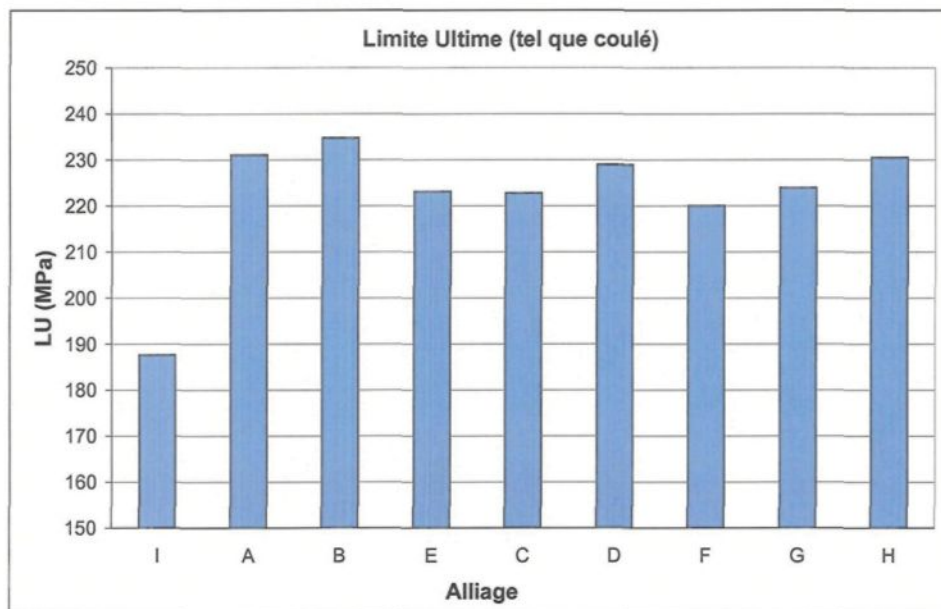


Figure 4.44. Limite ultime de tous les alliages tels que coulés.

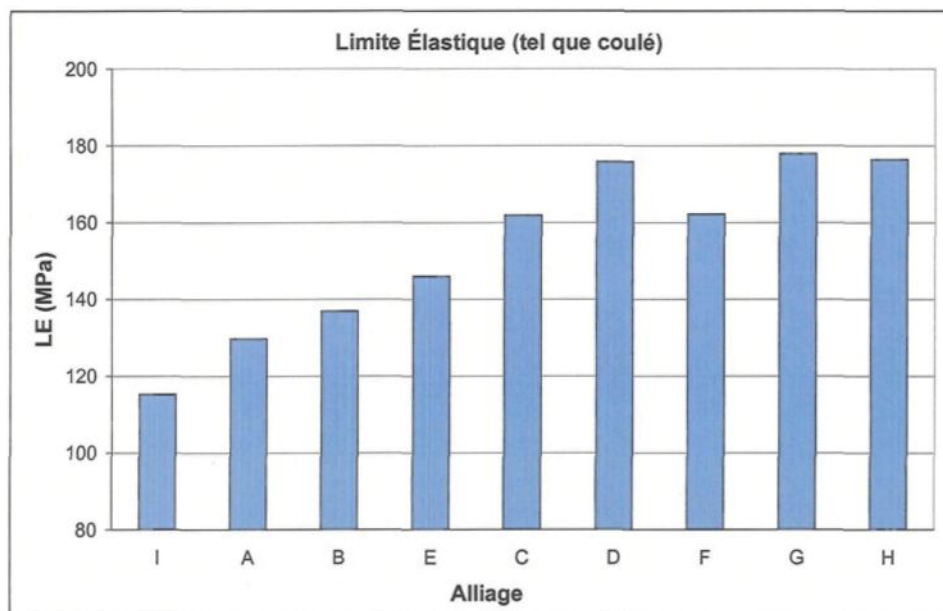


Figure 4.45. Limite élastique de tous les alliages tels que coulés.

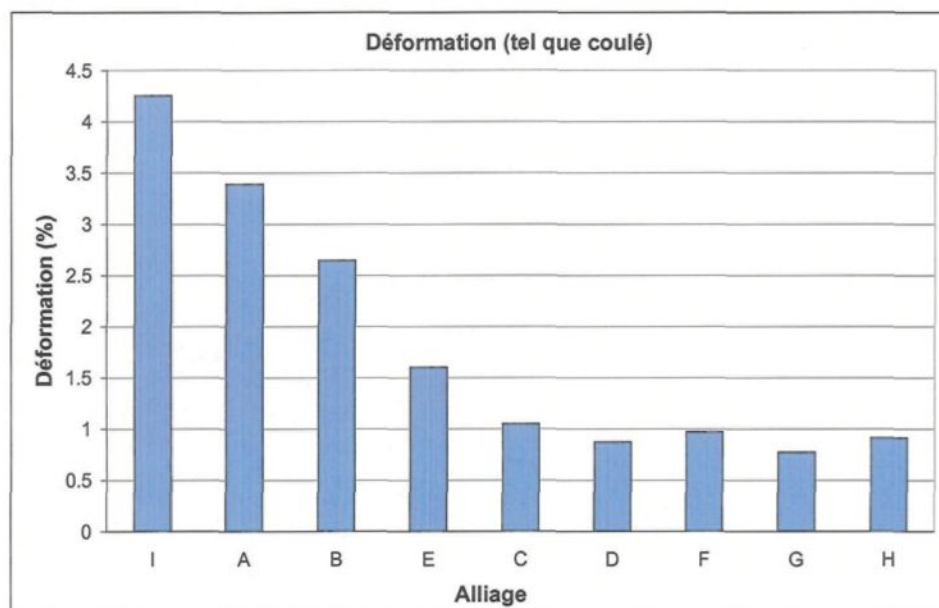


Figure 4.46. Pourcentage de déformation à la rupture de tous les alliages tels que coulés.

Le système de comparaison utilisé consiste à observer la différence entre les propriétés d'un alliage et celles de l'alliage I (413.1). Les valeurs présentées au tableau 4.9 ont été calculées de la façon suivante :

$$LU_x - LU_I = \Delta LU_x.$$

Dans cette formule, LU_x représente la limite ultime de l'alliage avec un ou plusieurs nouveaux éléments ajoutés; LU_I représente la limite ultime de l'alliage I; et ΔLU_x est la différence entre les deux, qui servira d'outil de comparaison. Le même calcul a aussi été appliqué pour la limite élastique (LE) et pour le pourcentage de déformation (%Déf). Selon ce calcul, un résultat de valeur positive indique une augmentation des propriétés, tandis qu'une valeur négative signifie qu'il y a eu une diminution.

Tableau 4.9. Comparaison des propriétés mécaniques en traction des différents alliages tels que coulés avec celles de l'alliage 413.0.

Alliage	ΔLU (MPa)	ΔLE (MPa)	$\Delta \% D\acute{e}f$ (%)
A	43.48	14.52	-0.86
B	47.16	21.63	-1.61
E	35.47	30.75	-2.65
C	35.12	46.62	-3.21
D	41.27	60.65	-3.38
F	32.42	47.00	-3.28
G	36.33	62.75	-3.48
H	42.88	61.18	-3.34

La tendance principale qui se dessine en analysant les résultats obtenus pour les alliages tels que coulés, c'est qu'il y a une augmentation de la limite ultime et de la limite élastique et ce, lorsque les différents éléments sont ajoutés. Par contre, cela se traduit par une diminution plus ou moins marquée du pourcentage de déformation.

4.3.3 Effets du strontium

Des bons résultats sont obtenus avec l'alliage A qui est, en fait, l'alliage I additionné de strontium. La résistance à la traction de cet alliage a augmenté sans que son pourcentage de déformation ne soit trop affecté (figure 4.44 et figure 4.46). Le strontium a aussi eu un effet positif sur la limite élastique. Dans d'autres recherches, ces résultats avaient déjà été observés avec des types d'alliage différents^{55,73,77}.

4.3.4 Effets du magnésium

Comme nous pouvons le voir à la figure 4.44, l'ajout de plusieurs sortes d'éléments en quantité plus importante ne fait pas augmenter d'avantage la limite ultime. Cette dernière atteint rapidement son maximum. Les alliages B et E, qui n'ont eu qu'un ajout de

magnésium et de cuivre respectivement, avaient déjà atteint leur limite ultime maximale. L'ajout des autres éléments dans les autres alliages n'améliore en rien la limite ultime. Par contre, l'ajout en grande quantité d'éléments d'alliage a un effet direct sur le pourcentage de déformation. La figure 4.46 montre très bien cet effet. Le pourcentage de déformation des alliages possédant plus de deux nouveaux éléments ajoutés baisse rapidement pour se stabiliser sous la barre de un pour cent. Iglessis *et al.*⁷⁴ sont arrivés aux mêmes résultats avec un alliage qui contenait 10 % de silicium. Le magnésium a créé une augmentation de la limite ultime, tout en diminuant la ductilité de leur alliage. La ségrégation des éléments lors de la solidification peut être un facteur important pour expliquer ce phénomène. La limite élastique augmente elle aussi grâce au magnésium, mais l'effet est plus discret.

4.3.5 Effets du cuivre

De façon générale, le cuivre a aussi un effet positif sur la résistance en traction. Contrairement au magnésium, son effet est plus important sur la limite élastique que sur la limite ultime. Le cuivre a provoqué une augmentation de 30,8 MPa sur la limite élastique de l'alliage de base, comparativement à 21,6 MPa pour l'alliage avec une addition de magnésium. Par contre, le cuivre fait baisser de façon plus importante la ductilité, avec une réduction de 2,65% de la déformation ; la déformation à la rupture étant de 1,6%, contrairement à 4,25% pour l'alliage de base.

4.3.6 Effets combinés du magnésium et du cuivre

L'alliage C a reçu une addition des deux éléments décrits plus haut, soit le magnésium et le cuivre. L'effet de ces deux éléments combinés est aussi plus important pour la limite élastique que pour la limite ultime. Une augmentation de 46,6 MPa de la limite élastique par rapport à l'alliage de base a été observée, comparativement à 21,6 MPa pour l'alliage additionné de magnésium seul et à 30,8 MPa pour celui additionné de cuivre. La déformation à la rupture a cependant diminué de façon importante, pour atteindre 1% d'élongation : ceci représente une baisse de 75% de la ductilité par rapport à l'alliage A413.1.

4.3.7 Effets de l'argent

L'argent, comme le cérium, le lanthane, le zinc et le nickel, a été ajouté à l'alliage contenant déjà du magnésium et du cuivre. Son apport se situe au niveau de la résistance mécanique de l'alliage. L'argent, présent dans l'alliage D, a fait augmenter la limite ultime et la limite élastique de l'alliage C, mais n'a pas eu d'effet sur le pourcentage de déformation à la rupture. La plus grande différence avec l'alliage C est l'augmentation beaucoup plus importante de la limite élastique par rapport à l'alliage de base.

L'argent ajouté aux alliages d'aluminium produit des alliages à très haute limite élastique. L'alliage 201.0, qui possède 0,7 % Ag, peut atteindre une limite élastique de 414 MPa⁶. L'inconvénient de cet élément est son coût élevé.

4.3.8 Effets du cérium et du lanthane

L'alliage F a la même composition que l'alliage C, mais avec un ajout d'environ 0,4% de cérium et 0,4% de lanthane. Si nous comparons les propriétés mécaniques obtenues par cet alliage avec celles de l'alliage C, il n'y a aucune différence. Le cérium et le lanthane ne semblent pas avoir d'effet sur les propriétés des alliages lorsqu'aucun traitement thermique n'est appliqué.

4.3.9 Effets du zinc et du nickel

Le zinc se retrouve dans deux alliages : dans l'alliage G (alliage C + Zn) où il est seul et dans l'alliage H (alliage C + Zn + Ni) où il est combiné à du nickel. Dans un premier temps, le zinc n'a pas d'effet sur la limite ultime s'il est ajouté seul à l'alliage C, mais il en augmente la limite élastique. Une augmentation de 62,75 MPa par rapport à l'alliage de base a été notée contre, 46,62 pour l'alliage C. Cependant, lorsqu'il est ajouté en même temps que le nickel, les propriétés mécaniques sont comparables à celles obtenues par l'alliage D contenant de l'argent. Les valeurs de la limite ultime et de la limite élastique sont les mêmes, ainsi que celles du pourcentage de déformation à la rupture. L'ajout de nickel ne fait pas augmenter d'avantage la limite élastique, mais la limite ultime de l'alliage H est plus élevée que celle de l'alliage G.

CHAPITRE 5

EFFETS DE LA MISE EN SOLUTION (TRAITEMENT T4) SUR LES CARACTÉRISTIQUES DES PARTICULES DE SILICIUM EUTECTIQUE ET SUR LES COMPOSÉS INTERMÉTALLIQUES

CHAPITRE 5

EFFETS DE LA MISE EN SOLUTION (TRAITEMENT T4) SUR LES CARACTÉRISTIQUES DES PARTICULES DE SILICIUM EUTECTIQUE ET SUR LES COMPOSÉS INTERMÉTALLIQUES

5.1 Introduction

Les traitements thermiques T4 sont composés d'une mise en solution suivie d'une trempe et d'un vieillissement naturel. La mise en solution sert à homogénéiser les éléments ajoutés dans l'alliage, à changer la morphologie des phases interdendritiques et à dissoudre les constituants qui participent au durcissement par précipitation.⁵⁵ La trempe, quant à elle, sert à préserver l'état créé lors de la mise en solution dans les alliages à la température ambiante. Ce chapitre présente les effets de la mise en solution sur les caractéristiques des particules de silicium eutectique ainsi que sur les composés intermétalliques présents dans les alliages.

5.2 Résultats et discussion

5.2.1 Particules de silicium eutectique

Dans cette partie, les deux temps de mise en solution différents qui ont été utilisés seront comparés : un de quatre heures et l'autre de vingt-quatre heures, tous deux suivis d'une trempe à l'eau chaude. Les échantillons choisis pour l'analyse de la microstructure

sont ceux qui ont subi une trempe à l'eau chaude, puisque ce type de trempe est depuis longtemps utilisé. Les effets des deux temps de mise en solution sur ces deux paramètres, déjà mentionnés, des alliages tels que coulés, les caractéristiques des particules de silicium eutectique et les différentes phases intermétalliques présentes dans les alliages, seront traités. Comme l'on déjà indiqué Pedersen et Arnberg⁵⁷, les échantillons en laboratoire sont de petite taille; il en résulte donc que le taux de refroidissement ne varie pas de façon significative selon les différentes trempes. Un autre facteur découlant de la petite taille des échantillons est la quantité d'éléments en solution solide dans le matériau. Comme les échantillons utilisés sont de petite taille et qu'ils ont été coulés dans un moule métallique, leur refroidissement a été très rapide. La quantité d'éléments en solution solide peut ainsi être relativement élevée.

5.2.1.1 Mise en solution de quatre heures

Les caractéristiques des particules de silicium eutectique sont présentées au tableau 5.1. En comparant les alliages entre eux, nous obtenons les mêmes différences que pour les alliages tels que coulés. Les particules dans l'alliage de base (alliage I) sont de forme allongée, contrairement aux particules modifiées. Le pourcentage de rondeur est de 62% pour l'alliage de base et, en moyenne, de 80% pour tous les autres alliages modifiés au strontium.

Tableau 5.1. Caractéristiques des particules de silicium eutectiques après une mise en solution de quatre heures.

Alliage	Surface moyenne des particules (μm^2)		Longueur moyenne des particules (μm)		Rondeur (%)		facteur de forme	
	Moyenne	Écart type	Moyenne	Écart type	Moyenne	Écart type	Moyenne	Écart type
I	6.682	10.12	4.8	4.013	62.38	24.43	2.821	1.28
A	1.221	2.125	1.609	1.138	86.64	15.04	1.732	0.6598
B	2.123	2.569	2.103	1.536	83.45	16.52	1.734	0.6567
C	2.66	3.733	2.362	1.866	81.08	17.99	1.79	0.6890
D	2.332	3.326	2.159	1.713	83.25	16.75	1.73	0.6401
E	2.253	3.317	2.199	1.846	80.85	18.85	1.858	0.7583
F	3.096	4.328	2.646	2.22	79.20	19.5	1.819	0.7247
G	3.186	4.219	2.524	1.982	81.68	17.31	1.696	0.6078
H	3.371	5.22	2.595	2.05	80.99	17.61	1.745	0.6451

En les comparant avec les alliages tels que coulés, les particules subissent une croissance de la surface moyenne dans tous les alliages ainsi que la longueur des particules; toutes deux ont doublé. Dans l'alliage de base, les particules de silicium eutectique après la coulée sont allongées et très minces. C'est ce qui explique leur faible surface moyenne. Après une mise en solution de quatre heures à 495°C, les particules garde leur forme allongées mais leur épaisseur augmente, d'où une augmentation plus importante de la surface moyenne. Ce changement peut être observé à la figure 5.1. La densité de particules de silicium eutectique diminue de façon importante avec cette augmentation de l'épaisseur.

Le pourcentage de rondeur a aussi légèrement augmenté après la mise en solution. De plus, l'écart-type des valeurs a diminué, ce qui indique qu'une certaine homogénéisation s'est produite. Les valeurs des facteurs de forme ont, elles aussi, légèrement varié. Les valeurs moyennes sont plus faibles ainsi que leur écart-type. Cela démontre encore une fois l'effet d'arrondissement et d'homogénéisation de la mise en solution.

Tableau 5.2. Densité des particules de silicium eutectique tel que coulé et après quatre heures de mise en solution.

Densité (particules/mm ²)	I	A	B	C	D	E	F	G	H
tel que coulé	33 022	55 206	52 389	50 177	52 822	49 085	51 776	49 691	52 992
4 heures	13 159	41 788	29 294	27 830	24 060	27 592	19 409	21 303	22 492

Le tableau 5.2 contient les valeurs des densités des particules de silicium eutectique dans les alliages tels que coulés ainsi que ceux ayant subi une mise en solution de quatre heures. Ces valeurs permettent d'apprécier la croissance des particules. La densité des particules est passée de 33 022 particules/mm² à 13 159 particules/mm² dans le cas de l'alliage de base non modifié. L'alliage A est encore celui qui a la densité la plus élevée, avec 41 788 particules/mm². La diminution de la densité des autres alliages est impressionnante. Dans les alliages B à H, la densité des particules de silicium eutectique a pratiquement diminué de moitié. Les alliages modifiés dont la densité de particules est la plus faible sont les alliages contenant plusieurs éléments d'addition, soit les alliages F, G et H.

Les figures suivantes montrent les microstructures des alliages, observées par microscopie optique. La figure 5.1 montre qu'il y a toujours la présence de particules de silicium primaire dans l'alliage de base. Les particules de silicium eutectique sont encore sous forme d'aiguilles, mais elles commencent à se briser et à épaissir.

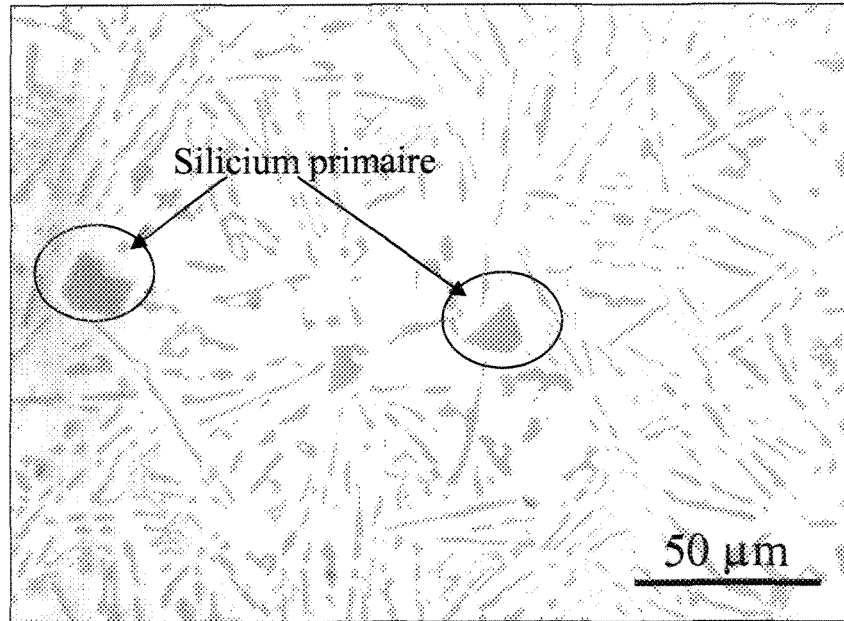


Figure 5.1. Morphologie des particules de silicium de l'alliage I.

Dans les autres alliages, le strontium a modifié ces particules; et le traitement de mise en solution a provoqué le commencement de l'arrondissement des particules et de leur croissance.

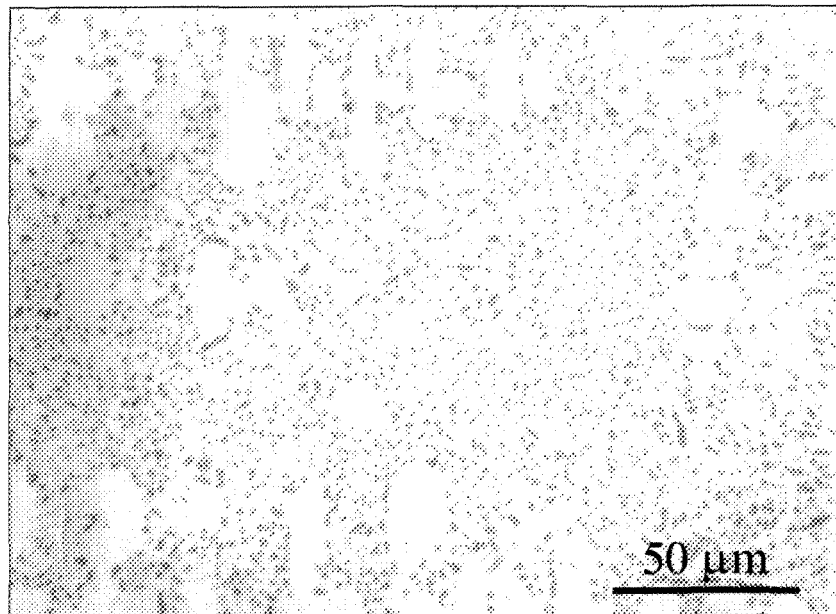


Figure 5.2. Morphologie des particules de silicium de l'alliage A.

Une fois de plus, l'ajout des autres éléments a limité l'effet du strontium en formant des composés intermétalliques. Aux figures 5.2 et 5.3, la baisse de la densité des particules de silicium eutectique ainsi qu'un début de croissance peut être observé.

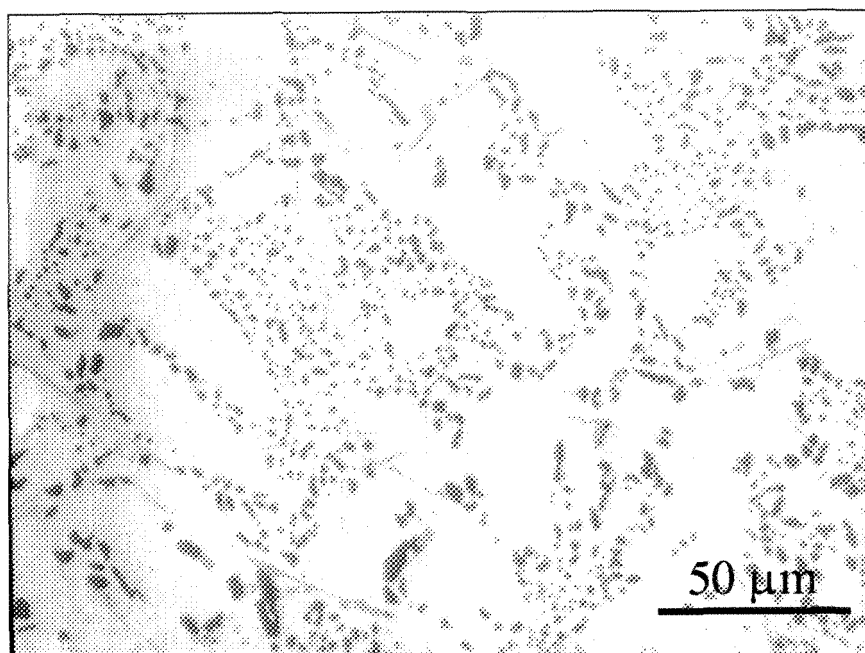


Figure 5.3. Morphologie des particules de silicium de l'alliage B.

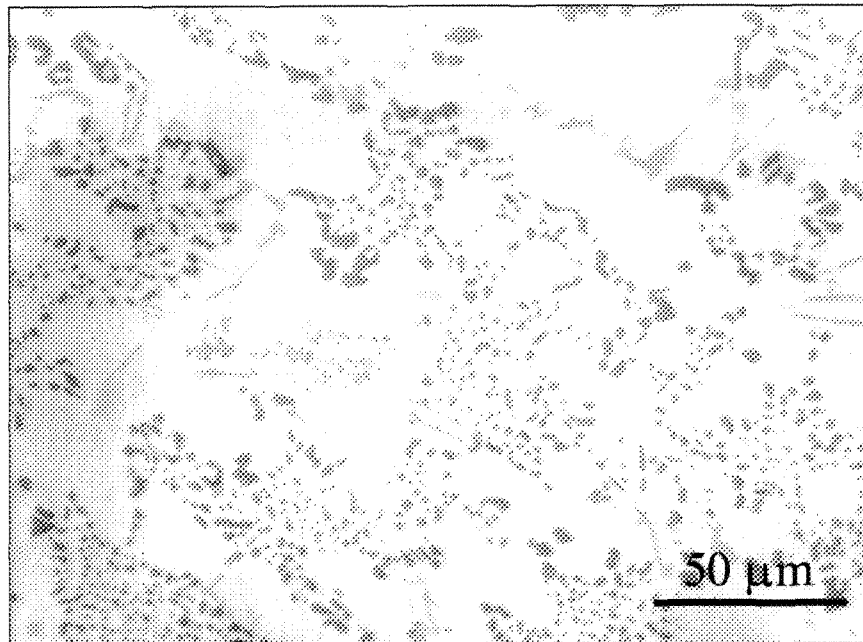


Figure 5.4. Morphologie des particules de silicium de l'alliage C.

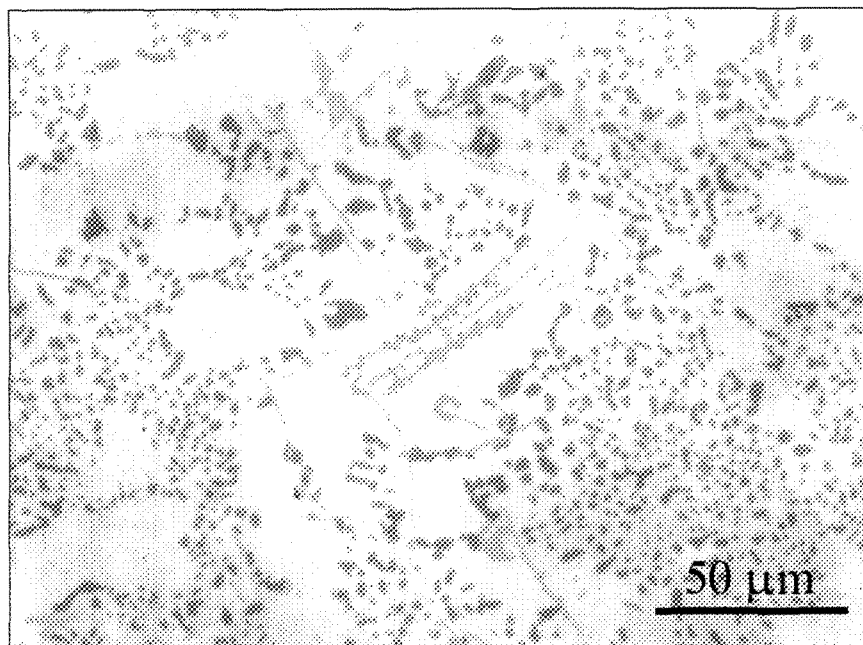


Figure 5.5. Morphologie des particules de silicium de l'alliage D.

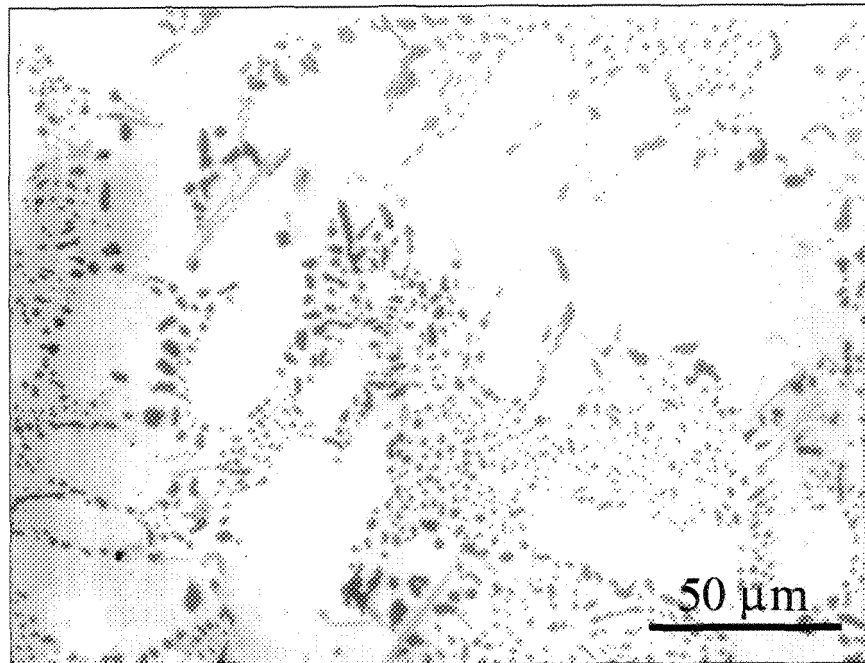


Figure 5.6. Morphologie des particules de silicium de l'alliage E.

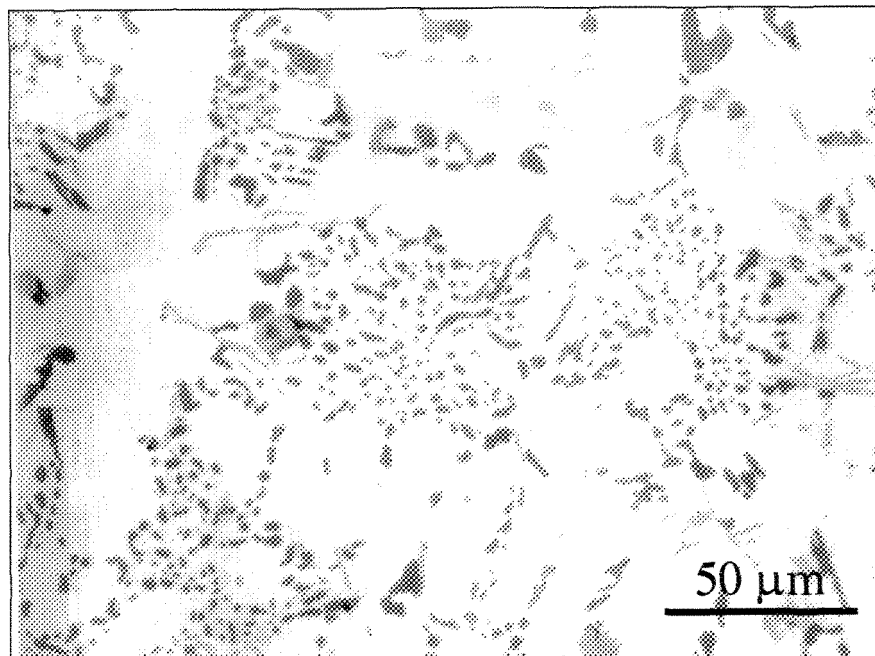


Figure 5.7. Morphologie des particules de silicium de l'alliage F.

Ce ne sont pas tous les composés intermétalliques qui sont dissous après une mise en solution. La figure 5.8 et la figure 5.9 présentent plusieurs types de composés intermétalliques toujours présents après quatre heures de mise en solution. Ces différents composés sont insolubles dans la matrice d'aluminium et ne sont pas affectés par une élévation de la température. Les différents composés intermétalliques retrouvés dans les alliages seront traités dans la prochaine section.

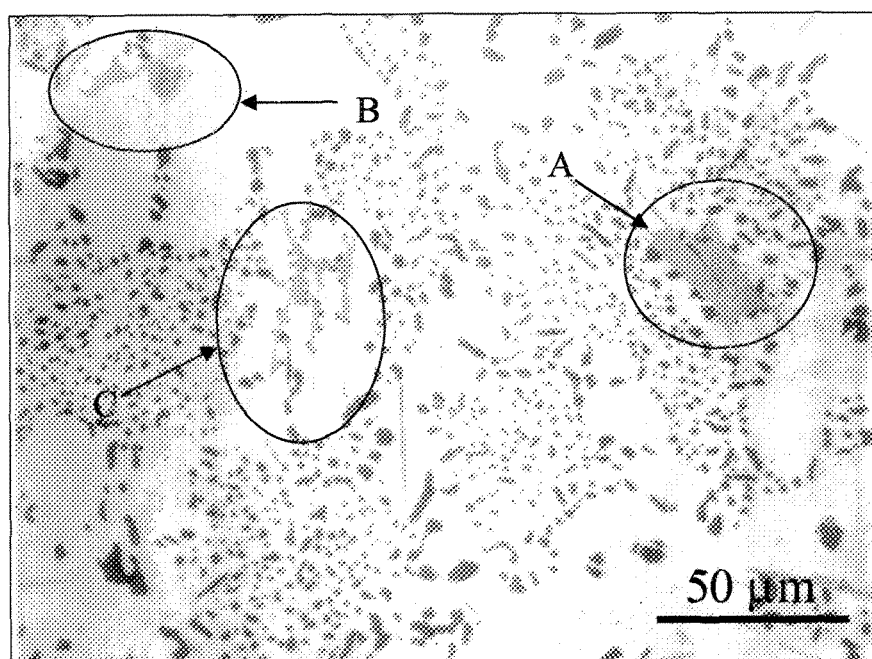


Figure 5.8. Morphologie des particules de silicium de l'alliage G.

Pour ce qui est des particules de silicium eutectiques, les plus grossières se retrouvent dans les figures 5.4 à 5.9 que dans les alliages précédents. La présence d'autres éléments, comme le cuivre et magnésium, a diminué la quantité de strontium disponible pour la modification en s'associant avec quelques particules de strontium.

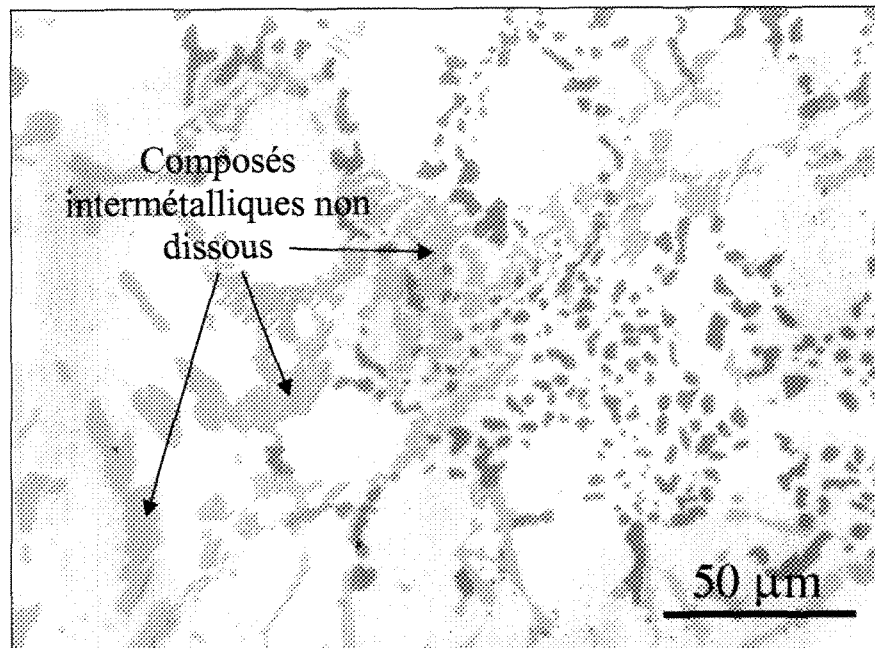


Figure 5.9. Morphologie des particules de silicium de l'alliage H.

5.2.1.2 Mise en solution de vingt-quatre heures

Avec une mise en solution de vingt-quatre heures, les particules de silicium eutectique ont profité d'un temps plus long et sont encore plus grosses. Les caractéristiques des particules eutectiques sont présentées au tableau 5.3. Celles présentes dans l'alliage de base ont commencé à se fractionner. La longueur et la surface moyenne de particules a légèrement diminué. La baisse de la surface moyenne est provoquée par le fractionnement des particules. Si cette baisse n'est pas plus importante, c'est que les particules de silicium eutectique ont continué de croître pendant qu'elles se fractionnaient. Cette croissance peut être observée à la figure 5.10.

Tableau 5.3. Caractéristiques des particules de silicium eutectiques après une mise en solution de vingt-quatre heures.

Alliage	Surface moyenne des particules (μm^2)		Longueur moyenne des particules (μm)		Rondeur (%)		facteur de forme	
	Moyenne	Écart type	Moyenne	Écart type	Moyenne	Écart type	Moyenne	Écart type
I	5.744	6.568	4.844	4.054	61.4	25.14	2.713	1.226
A	2.288	2.65	2.098	1.441	86.65	13.26	1.648	0.5775
B	4.649	5.496	2.95	2.154	83.66	15.15	1.64	0.5714
C	5.836	6.479	3.318	2.373	83.75	14.93	1.579	0.5063
D	5.948	6.802	3.247	2.359	84.59	14.32	1.514	0.4455
E	4.962	5.699	3.069	2.201	84.49	14.17	1.609	0.5483
F	5.497	5.886	3.257	2.263	83.08	15.14	1.612	0.5486
G	5.702	6.586	3.277	2.436	83.74	15.14	1.611	0.5376
H	5.104	6.029	3.129	2.323	82.45	15.83	1.638	0.5446

Dans les autres alliages, les particules de silicium eutectique qui ont été modifiées ont continué de croître. Les particules de l'alliage A sont beaucoup plus grosses que celles présentes après une mise en solution de quatre heures. Leur surface moyenne est maintenant de $2,288 \mu\text{m}^2$. Les particules à l'intérieur des autres alliages ont, elles aussi grossi considérablement. En les comparant avec celles observées après une mise en solution de quatre heures, nous remarquons une augmentation de 100% de la surface moyenne et d'environ 50% de la longueur moyenne.

Les particules de silicium eutectique modifiées au strontium ont également subi un arrondissement, après la mise en solution de vingt-quatre heures. Le pourcentage de rondeur moyen est maintenant de 84%.

Tableau 5.4. Densité des particules de silicium eutectique pour les trois conditions.

Densité (particules/ mm^2)	I	A	B	C	D	E	F	G	H
tel que coulé	33 022	55 206	52 389	50 177	52 822	49 085	51 776	49 691	52 992
4 heures	13 159	41 788	29 294	27 830	24 060	27 592	19 409	21 303	22 492
24 heures	13 788	32 418	20 191	19 278	17 024	15 562	14 693	13 575	14 166

Après vingt-quatre heures de mise en solution, la densité des particules de silicium eutectique a continué de diminuer, à l'exception de l'alliage de base. La densité des particules de l'alliage I est restée la même, mais elle a diminué jusqu'à 32 418 particules/mm² pour l'alliage modifié au strontium. La densité des particules pour les autres alliages suit la même tendance après une mise en solution de vingt-quatre heures qu'après une mise en solution de quatre heures. Les densités les plus basses des alliages modifiés ont encore été obtenues par les alliages F, G et H.

Les figures suivantes montrent les microstructures des alliages, observées par microscopie optique. À la figure 5.10, il y a encore la présence de particules de silicium primaire dans l'alliage de base, même après vingt-quatre heures.

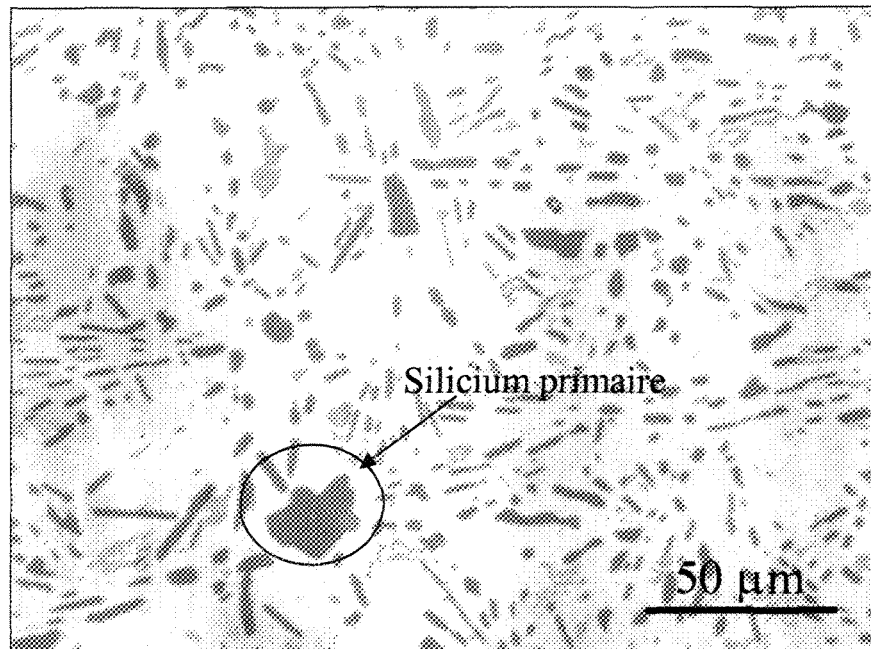


Figure 5.10. Morphologie des particules de silicium de l'alliage I.

Les particules de silicium eutectique sont toujours sous forme d'aiguilles, mais elles sont beaucoup plus brisées et plus petites. Pour l'alliage A, figure 5.11, les particules sont plus grosses et plus distancées que dans le même alliage dont la mise en solution est de quatre heures.

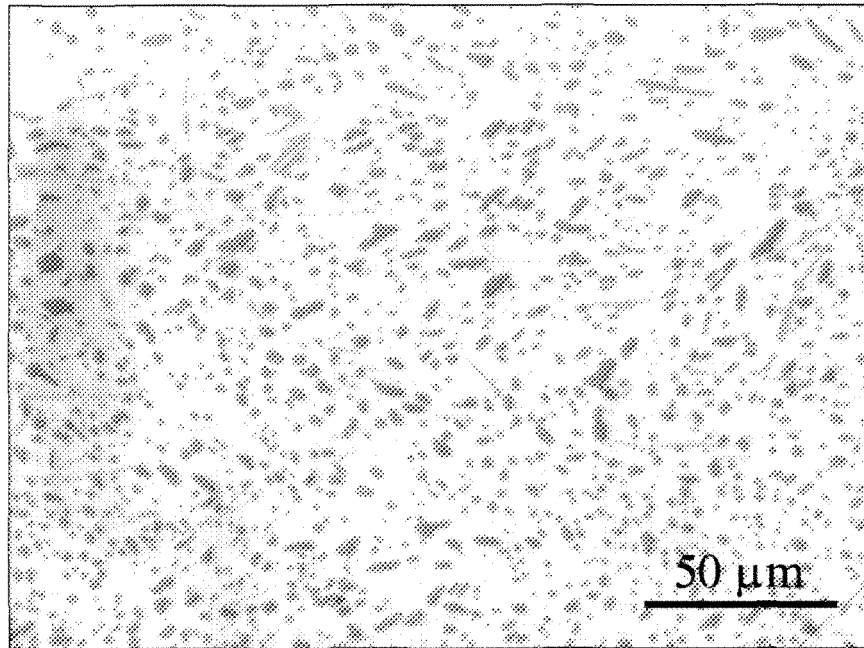


Figure 5.11. Morphologie des particules de silicium de l'alliage A.

Dans les alliages B, E, C et D, les particules de silicium eutectique sont très grosses et distancées en comparaison de celles de l'alliage A. Sur les figures 5.12 à 5.15, l'observation de la morphologie de ces particules permet de remarquer encore la présence de quelques composés intermétalliques. Sur ces figures, la baisse de la densité des particules est facilement observable. Les particules sont plus grosses et plus distancées qu'après la mise en solution de quatre heures.

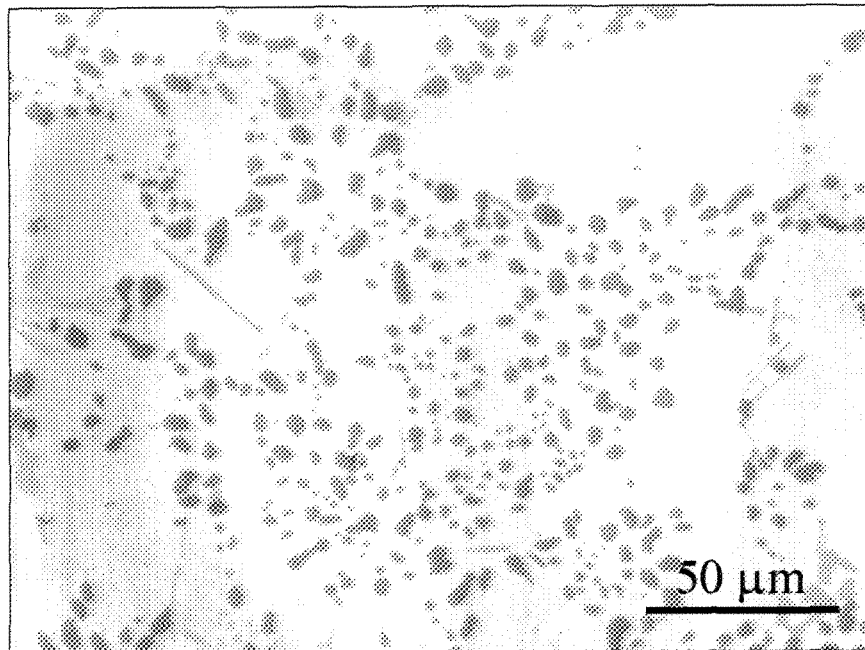


Figure 5.12. Morphologie des particules de silicium de l'alliage B.

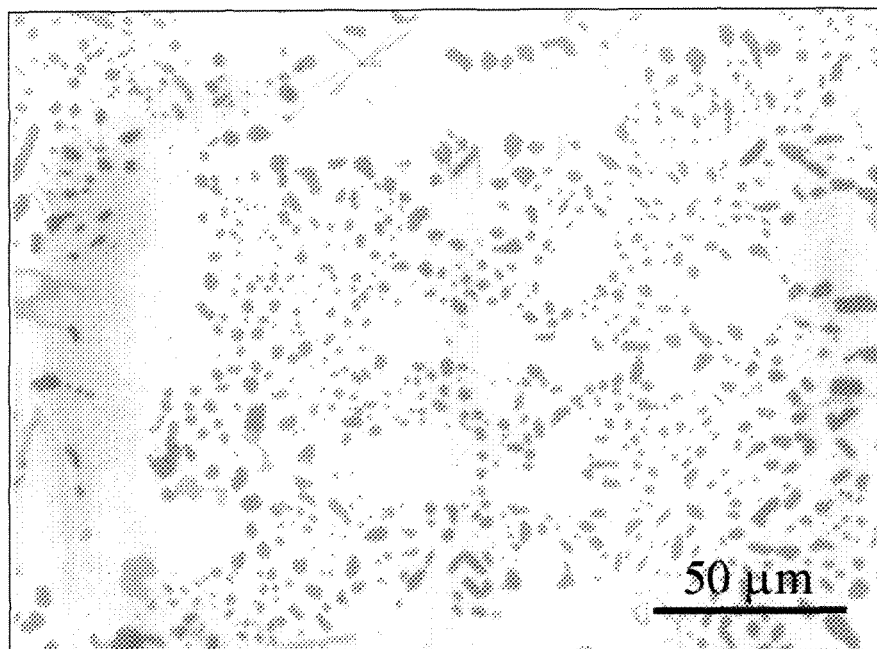


Figure 5.13. Morphologie des particules de silicium de l'alliage E.

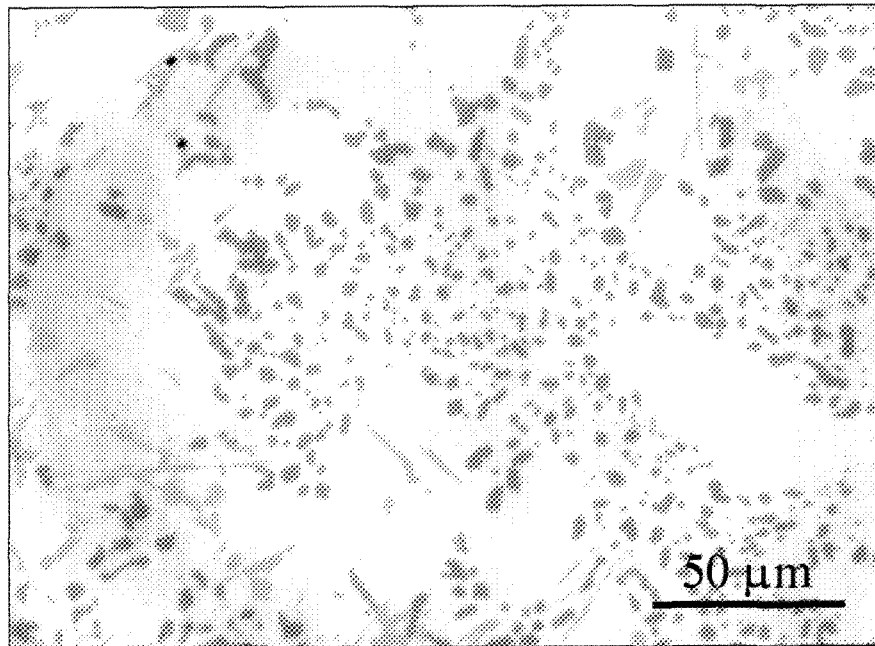


Figure 5.14. Morphologie des particules de silicium de l'alliage C.

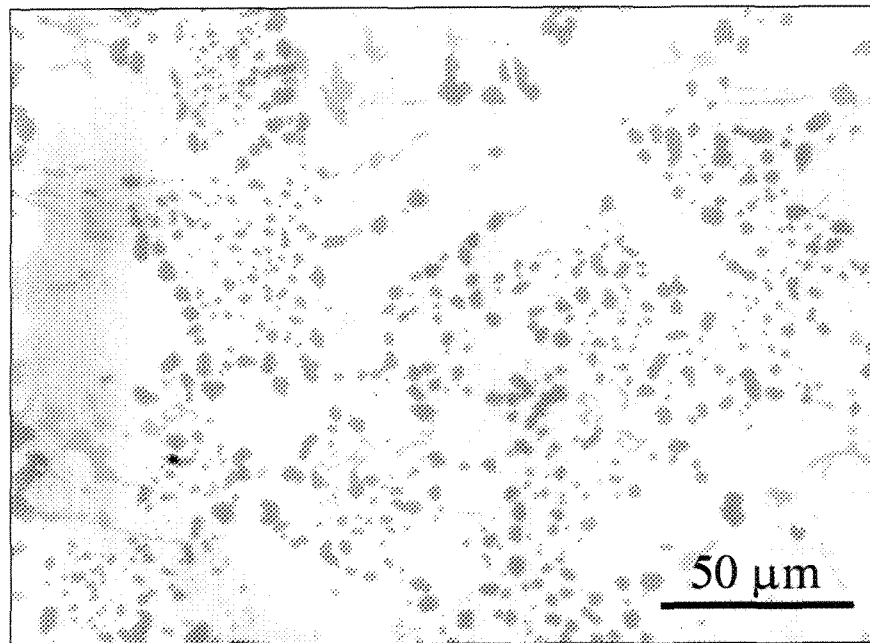


Figure 5.15. Morphologie des particules de silicium de l'alliage D.

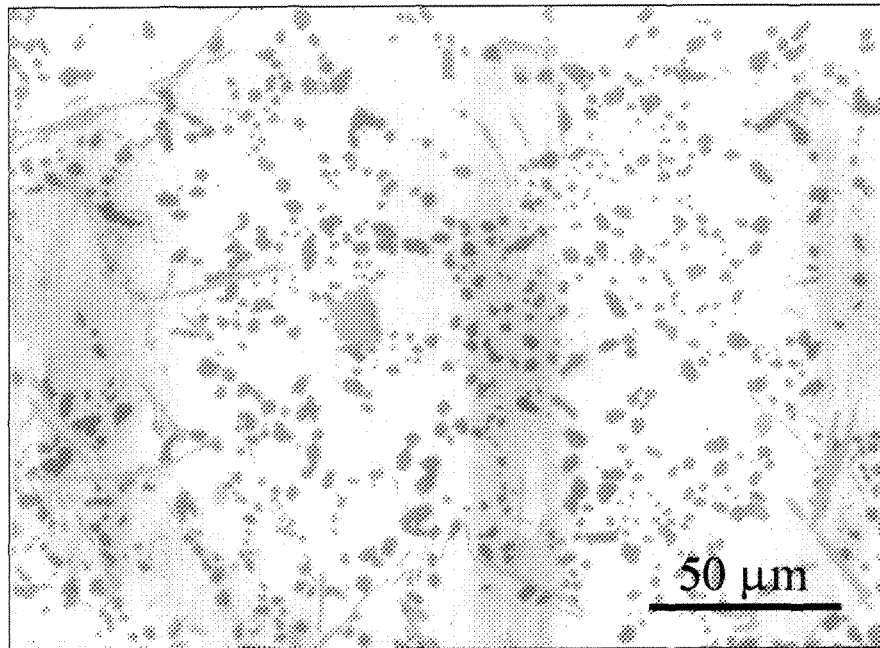


Figure 5.16. Morphologie des particules de silicium de l'alliage F.

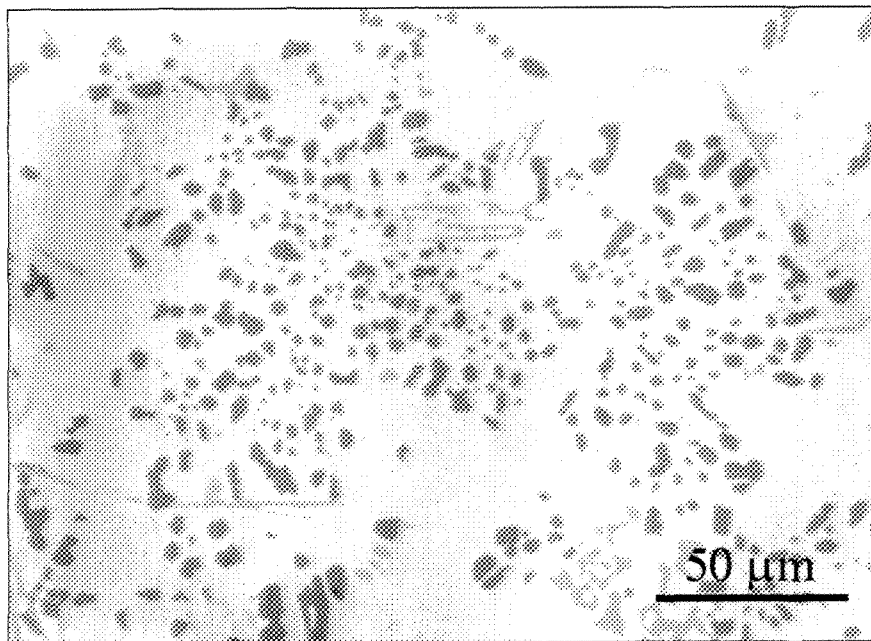


Figure 5.17. Morphologie des particules de silicium de l'alliage G.

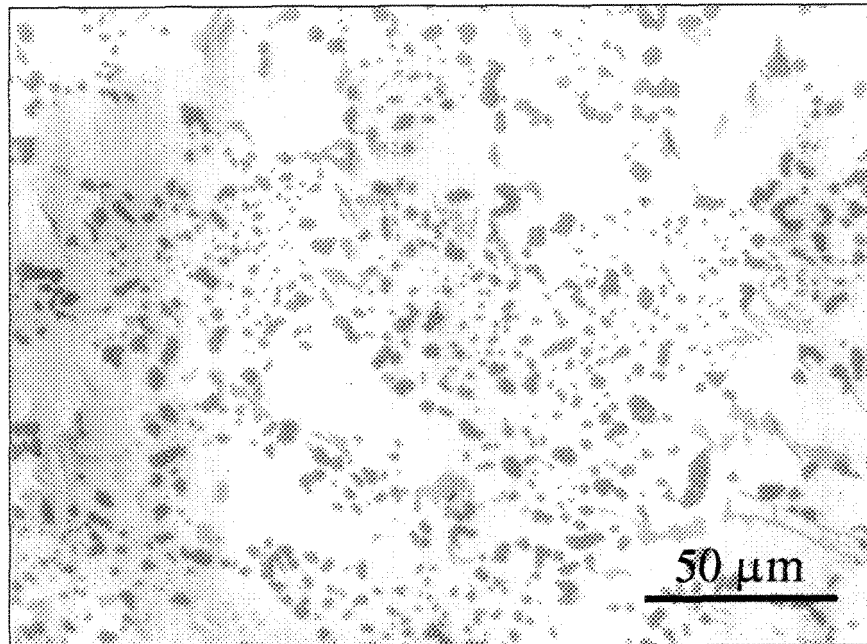


Figure 5.18. Morphologie des particules de silicium de l'alliage H.

La présence de composés intermétalliques est plus élevée lorsque nous observons les alliages F, G et H. Les phases présentes dans ces alliages, comme celles composées de lanthane et de cérium dans l'alliage F, ne sont pas dissoutes lors de la mise en solution. Les microstructures de ces alliages sont présentées aux figures 5.16 à 5.18.

La mise en solution des alliages eutectiques Al-Si peut modifier la morphologie des particules de silicium par différents procédés. La mise en solution provoque tout d'abord l'arrondissement et la croissance des particules, en passant par un stade de fragmentation des grosses particules lorsqu'il s'agit d'un alliage non modifié (figure 5.19)⁴¹.

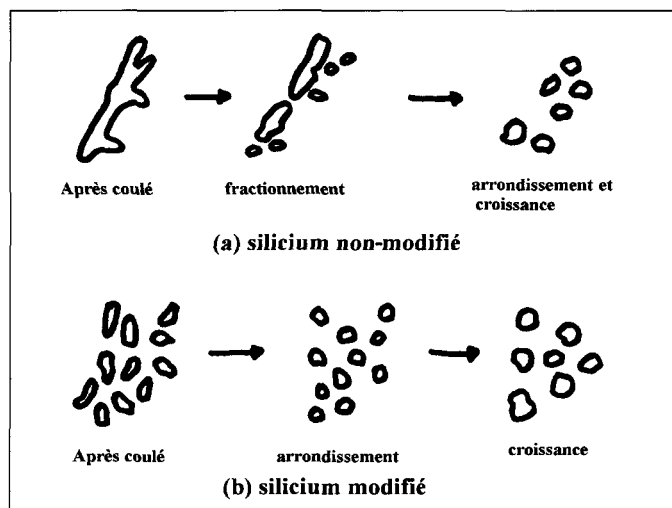


Figure 5.19. Schématisation du développement des particules de silicium eutectique lors d'une mise en solution⁴¹.

Un autre phénomène possible pour modifier la morphologie des particules de silicium eutectique est le mécanisme de dilution d'Ostwald. Selon ce processus, les petites particules se dissolvent dans la matrice, ce qui contribue à la croissance des plus grosses particules. La figure 5.20 présente ce mécanisme, qui peut se produire lors d'une mise en solution.

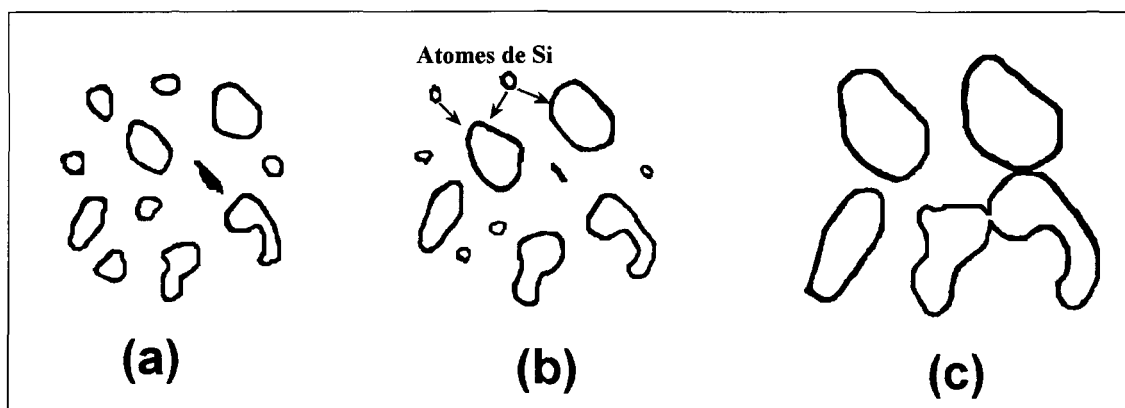


Figure 5.20. Schématisation du mécanisme de dilution d'Ostwald : a) avant la mise en solution, b) les petites particules se dissolvent, c) les plus grosses particules croissent grâce au silicium libéré par les plus petites et se fusionnent.

La trempe est une opération réalisée très rapidement, dans les étapes des traitements thermiques, mais elle a une très grande influence sur les propriétés finales. Ce qui permet de figer le soluté dans la solution solide plus ou moins efficacement, c'est le taux de refroidissement auquel est soumis le métal. Un refroidissement lent produit une précipitation massive le long des joints de grains d'aluminium. Les éléments ainsi précipités ne sont pas utilisables pour un renforcement de l'alliage lors du vieillissement. Le refroidissement rapide du métal empêche la précipitation et préserve de façon homogène la solution solide sursaturée. Les éléments en solution sont alors disponibles pour le durcissement de l'alliage.

Les effets de la mise en solution sur les particules de silicium eutectique ont été observés comme étant conformes à la théorie. Premièrement, il y a fragmentation des particules dans les alliages non modifiés. Cette fragmentation peut être observée sur la figure 5.21, qui provient de l'alliage I, après une mise en solution de vingt-quatre heures à 495°C.

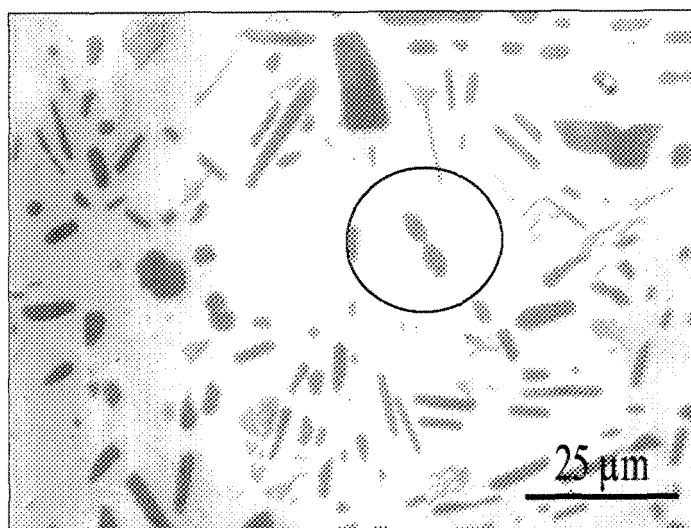


Figure 5.21. Fragmentation des particules de silicium lors d'une mise en solution.

Dans les alliages modifiés au strontium, les particules de silicium eutectique croissent en fonction du temps de mise en solution. La figure 5.22 montre la différence entre les particules de silicium qui ont subi une mise en solution de quatre heures et celles qui ont subi une mise en solution de vingt-quatre heures. La croissance des particules eutectiques est nettement observable après une mise en solution prolongée.

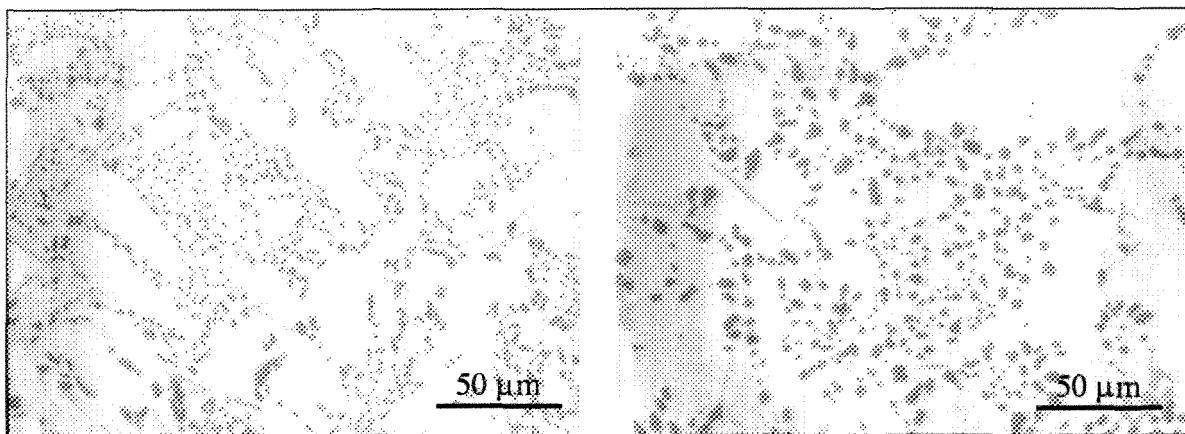


Figure 5.22. Comparaison de la morphologie des particules de silicium eutectique pour les deux temps de mise en solution : a) mise en solution de quatre heures, b) mise en solution de vingt-quatre heures.

Un autre phénomène qui se produit avec les particules de silicium est la croissance par le mécanisme de dilution d'Ostwald. Selon ce processus, les petites particules se dissolvent et les plus grosses croissent. Ce phénomène a été observé dans l'alliage C après une mise en solution de vingt-quatre heures (figure 5.23).

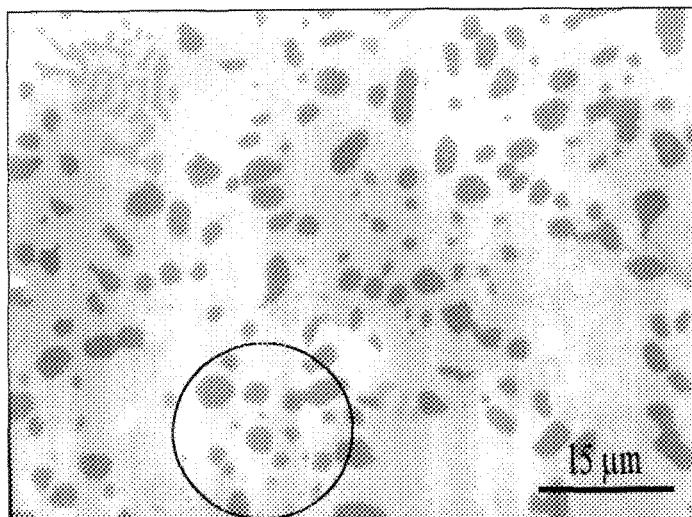


Figure 5.23. Croissance des particules de silicium par le mécanisme de dilution d'Ostwald dans l'alliage C.

Lorsque les particules sont plus grandes, elles peuvent continuer de croître en se fusionnant avec leurs voisines. Les particules grossissent jusqu'à ce qu'elles ne deviennent plus qu'une seule. La figure 5.24 montre le grossissement des particules de l'alliage D après une mise en solution de vingt-quatre heures à 495°C.

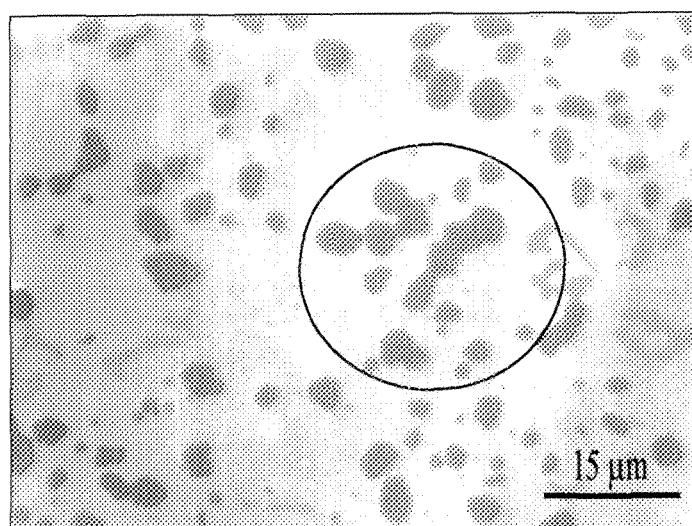


Figure 5.24. Croissance des particules de silicium par fusionnement (alliage D).

Un phénomène intéressant se produit pour les particules de silicium eutectique qui se trouvent près des phases contenant du fer. Comme les composés intermétalliques contenant du fer sont les premiers à se solidifier dans les alliages Al-Si⁷, ils entraînent avec eux une certaine quantité de strontium qui reste à proximité de ces composés. Il en résulte une région plus riche en strontium près des phases intermétalliques contenant du fer. Cette augmentation de la teneur en strontium se répercute sur la morphologie des particules de silicium eutectique. Les particules qui se trouvent près de ces phases sont très petites comparativement aux autres. Ce phénomène est illustré à la figure 5.25. Il a été observé après une mise en solution de quatre heures à 495°C, ce qui démontre que ces particules de silicium ne croissent pas car elles se trouvent dans une région qui a une faible teneur en silicium.

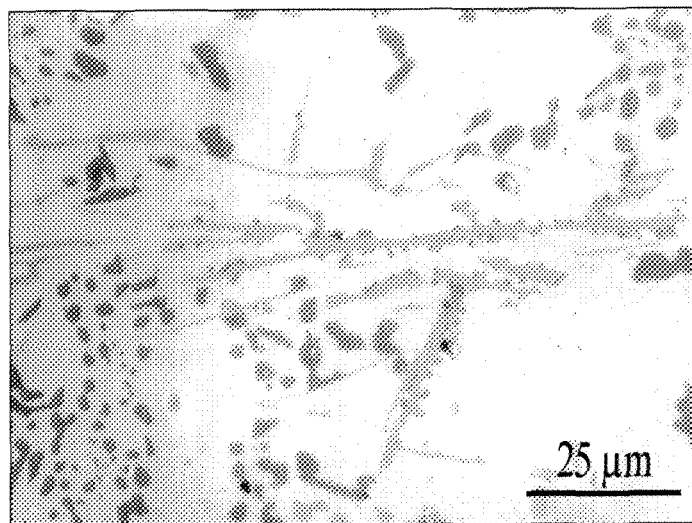


Figure 5.25. Très fines particules de silicium eutectique autour des plaquettes de la phases β -Al₅FeSi dans l'alliage D après quatre heures de mise en solution.

C'est le seul cas dans lequel la présence de composés intermétalliques influence directement la morphologie des particules de silicium eutectique.

5.2.2 Composés intermétalliques

La mise en solution affecte aussi les composés intermétalliques qui se sont formés lors de la solidification de la pièce. Ces composés sont plus ou moins complexes, et certains ne se dissolvent pas. La dissolution des phases intermétallique peut être observée par la fraction surfacique occupée par celles-ci. La figure 5.26 montre les fractions surfaciques

Tableau 5.5. Fraction surfacique de composés intermétalliques dans les alliages à un grossissement de 150X.

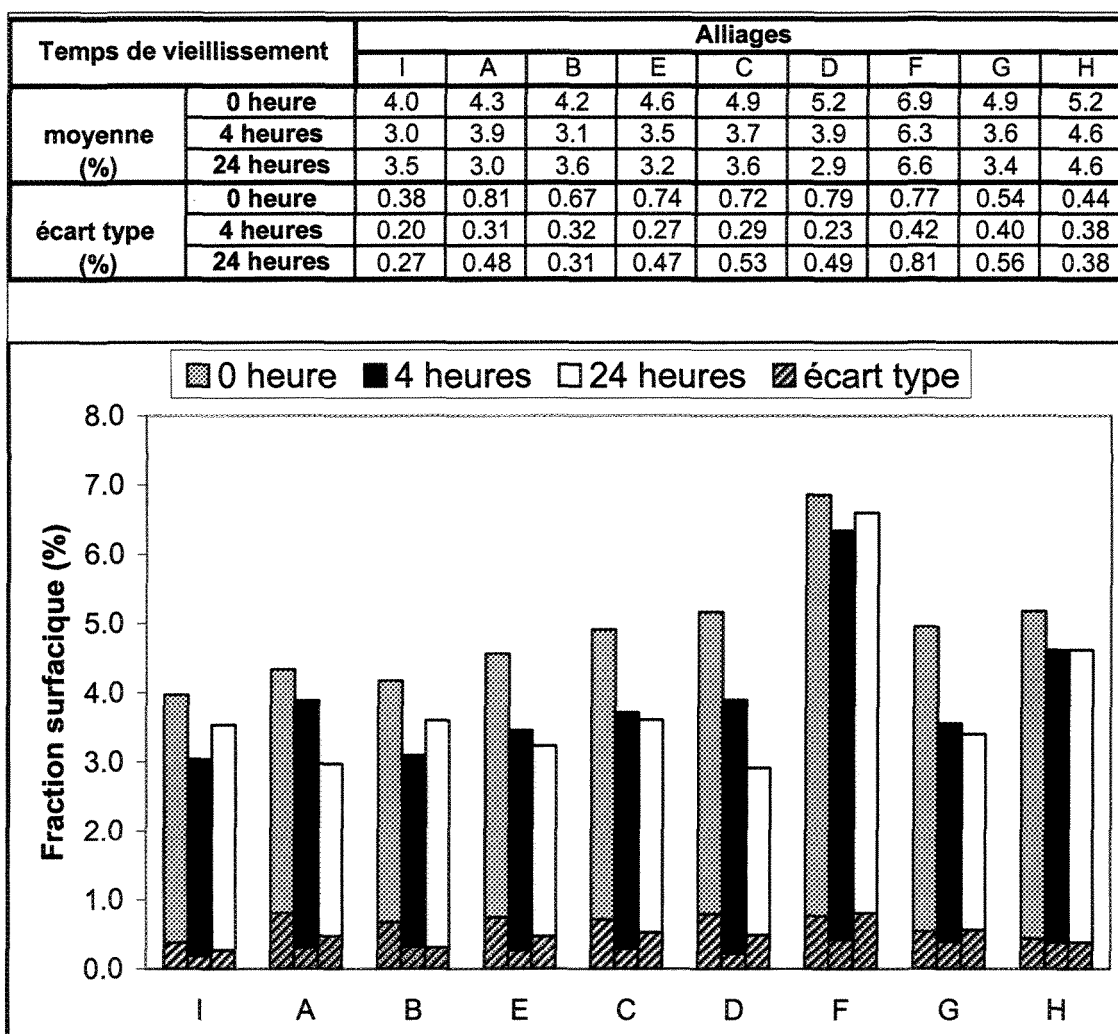


Figure 5.26. Fraction surfacique de composés intermétalliques dans les alliages à un grossissement de 150X.

mesurées à 150 X, par microscopie électronique. Les valeurs numériques sont inscrites au tableau 5.5. Les pourcentages mesurés après une mise en solution de quatre heures et de vingt-quatre heures sont sensiblement les mêmes. Tous les alliages, à l'exception de l'alliage F, ont vu leur fraction surfacique diminuer d'environ 1%.

La diminution de la fraction surfacique des composés intermétalliques est due à la dissolution de certains précipités comme, par exemple, les phases de Al_2Cu . Mais, comme nous pouvons le remarquer, il y a encore la présence de 3,5% de phases intermétalliques dans la majorité des alliages. Cela peut s'expliquer par le fait que certains des composés intermétalliques sont des composés insolubles. Ces deux types de composé, solubles et insolubles, seront discutés dans les prochaines sections.

Les deux figures suivantes présentent la distribution et la morphologie de certaines phases intermétalliques présent à l'intérieur de l'alliage I après une mise en solution de quatre heures. La figure 5.27 présente la microstructure observée à 150X, le même grossissement que celui utilisé lors des mesures effectuées. La figure 5.28 présente, quant à elle, un grossissement à 600X de la microstructure du même alliage. Les composés intermétalliques observables sur la figure 5.28 sont des phases $\alpha-Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ qui ne sont pas dissoutes après une mise en solution.

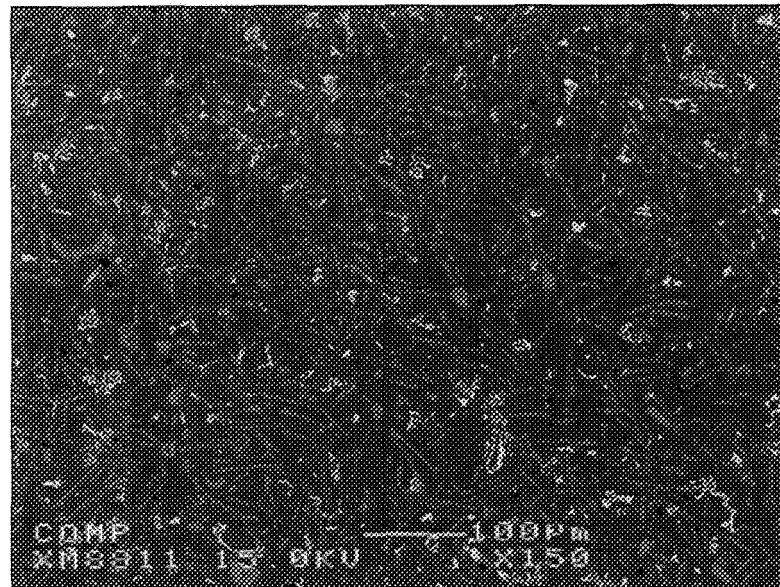


Figure 5.27. Microstructure de l'alliage 413.1 (alliage I) après un traitement T4 avec quatre heures de mise en solution.

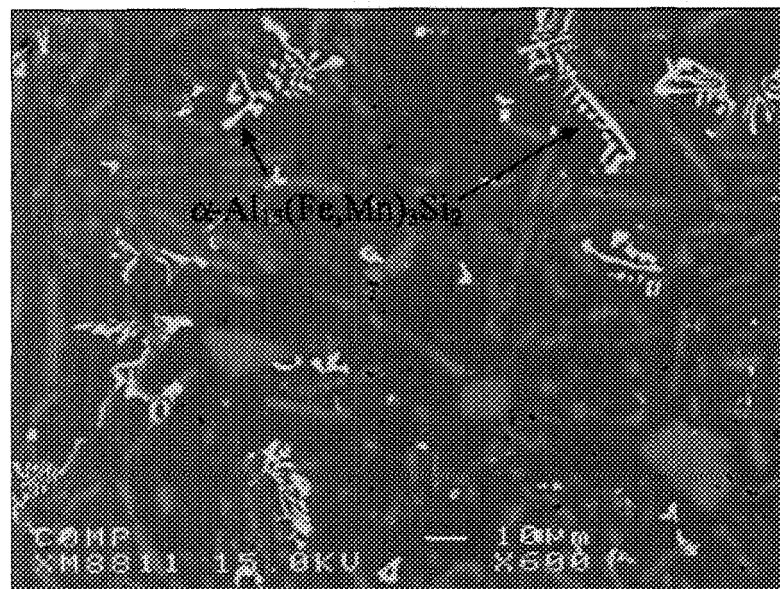


Figure 5.28. Microstructure de l'alliage 413.1 (alliage I) après un traitement T4 avec quatre heures de mise en solution.

5.2.2.1 Composés intermétalliques solubles

Les deux principaux éléments ajoutés aux alliages, le cuivre et le magnésium, forment des composés intermétalliques aptes à se dissoudre. Il est ainsi possible de mettre en solution solide les éléments qui les composent. Les principaux composés intermétalliques solubles sont Al_2Cu et Mg_2Si . Cette dissolution est, par contre, limitée par la limite de solubilité des éléments dans l'aluminium et par la complexité ou la force des liaisons atomiques des composés. La mise en solution à haute température permet d'élever la limite de solubilité des éléments dans l'aluminium, comme nous pouvons le voir à la figure 5.29⁷⁰, dans le cas du magnésium et du silicium.

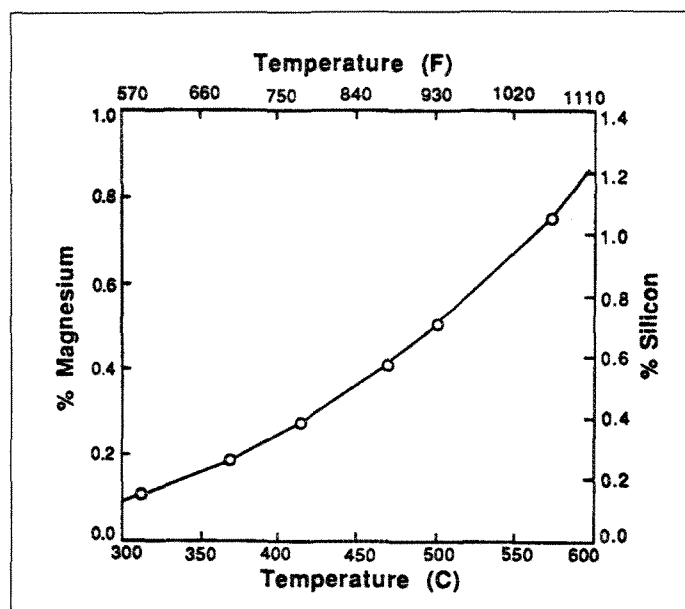
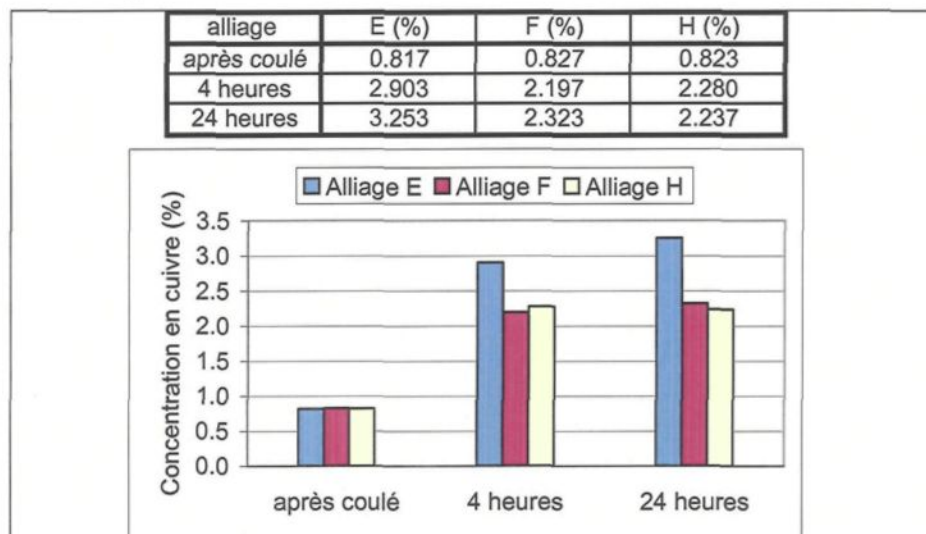


Figure 5.29. Solubilité à l'équilibre du Mg et du Si dans l'aluminium solide en présence simultanée de Mg_2Si et de Si⁷⁰.

Après la mise en solution, la trempe permet de conserver les éléments dissous dans la matrice d'aluminium à la température ambiante. Le tableau 5.6 contient les teneurs en

cuivre mesurées au centre des dendrites pour trois alliages. Ces alliages ont reçu une trempe à l'eau chaude après leur mise en solution. Il est clair que lors de la solidification d'un barreau de traction, le cuivre est rejeté et se solidifie à l'extérieur des dendrites d'aluminium. Avec une mise en solution, il est possible de faire diffuser une certaine quantité de cuivre à l'intérieur de la matrice. La concentration en cuivre devient rapidement importante car après seulement quatre heures de mise en solution, le pourcentage en cuivre atteint près de 3% (alliage E); la limite de solubilité du cuivre, à 495°C, étant d'environ 4%. Avec une mise en solution de vingt-quatre heures, la teneur en cuivre dans la matrice continue d'augmenter, mais de façon moins importante.

Tableau 5.6. Teneurs en cuivre au centre des dendrites pour les alliages E, F et H selon le temps de mise en solution.



La figure 5.30 permet d'observer la distribution du cuivre présent dans l'alliage E ; ces images ont été réalisées à l'aide d'un microscope électronique à microsondes, pour mettre le cuivre en évidence. La première image est l'analyse d'une région interdendritique

dans un alliage tel que coulé, tandis que la deuxième représente une région semblable dans le même alliage après une mise en solution de quatre heures à 495°C. Nous pouvons remarquer que la concentration de cuivre dans les espaces interdendritiques diminue.

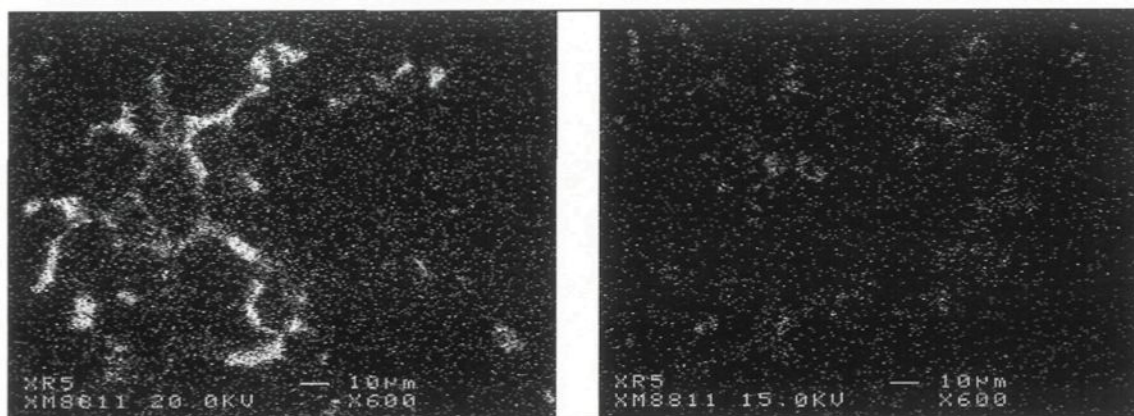


Figure 5.30. Distribution du cuivre dans l'alliage E : a) après coulé, b) après quatre heures de mise en solution.

La dissolution du cuivre peut aussi être observée à l'aide d'un microscope optique. À la figure 5.31, la première image provient de l'alliage E tel que coulé. Nous pouvons voir le cuivre qui a été rejeté hors de la matrice d'aluminium et qui est concentré sous forme de Al_2Cu . Après une mise en solution de quatre heures, ces précipités de cuivre ont presque complètement disparus (deuxième image).

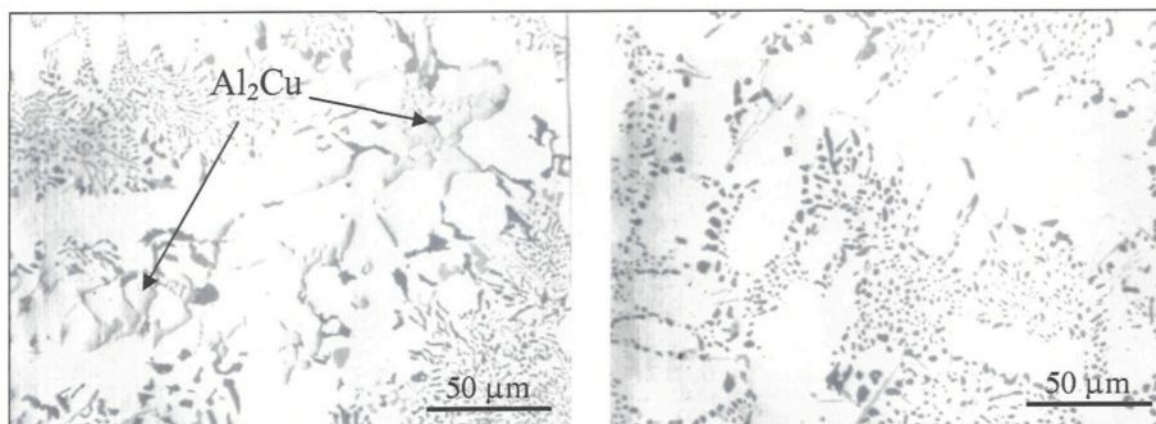


Figure 5.31. Dissolution des composés intermétalliques contenant du cuivre.

Pour le magnésium, il se produit le même phénomène. Par contre, la quantité de magnésium présente dans ces alliages ne permet pas d'apprécier la dissolution de cet élément dans l'aluminium. La teneur en magnésium des alliages est de 0,4%. Le magnésium présent est pratiquement déjà complètement dissout dans l'aluminium. Le tableau 5.7 présente les concentrations en magnésium au centre des dendrites, dans les trois conditions, pour deux alliages.

Tableau 5.7. Teneurs en magnésium au centre des dendrites d' α -Al pour les alliages B et C selon le temps de mise en solution.

alliage	B (%)	C (%)
après coulé	0.314	0.287
4 heures	0.372	0.309
24 heures	0.390	0.312

Le magnésium augmente légèrement en concentration dans la matrice, en raison de la dissolution de certains composés intermétalliques tels que le Mg_2Si . Le magnésium manquant dans la matrice se trouve sous forme de $Q-Al_5Cu_2Mg_8Si_6$ qui reste insoluble.

Pour les éléments déjà en solution solide après la solidification, tels que le zinc et l'argent, la mise en solution n'a pas d'effet observable sur leur concentration dans la matrice. Le tableau 5.8 présente la distribution du zinc après coulée et après une mise en solution de quatre et vingt-quatre heures. Cinq analyses de la concentration ont été réalisées. Après la mise en solution, le zinc se retrouve toujours en solution solide dans la matrice. Le seul changement observé semble être une homogénéisation de la concentration en zinc. Les teneurs dans l'alliage tel que coulé varient de 2,32 à 3,24%, tandis qu'elles ne varient qu'entre 2,67 et 2,84% après une mise en solution de vingt-quatre heures.

Tableau 5.8. Teneurs en zinc au centre des dendrites pour l'alliage H selon le temps de mise en solution.

alliage H	après coulé	4 heures	24 heures
zinc (%)	2.43	2.78	2.76
	2.43	2.72	2.74
	3.2	2.67	2.84
	3.24	2.82	2.78
	2.32	2.44	2.67
Moyenne (%)	2.724	2.686	2.758

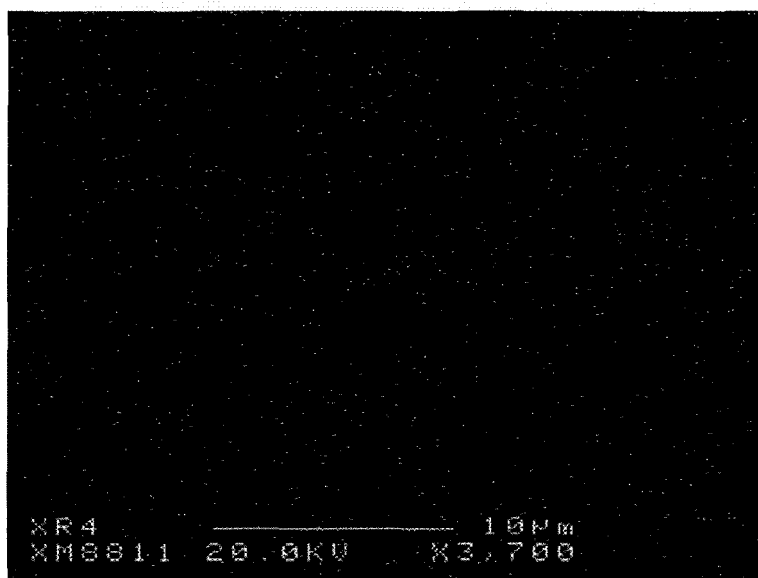


Figure 5.32. Distribution de l'argent dans l'aluminium après une mise en solution de quatre heures (alliage D, trempe à l'eau chaude).

La figure 5.32 montre la distribution de l'argent dans l'alliage D après une mise en solution de quatre heures. La distribution est très uniforme, en raison de la très grande solubilité de cet élément dans l'aluminium à l'état solide.

5.2.2.2 Composés intermétalliques non solubles

Certaines phases intermétalliques ne se dissolvent pas et sont encore présentes après une mise en solution. La principale phase intermétallique rencontrée est $Q-Al_5Cu_2Mg_8Si_6$, qui ne se dissout pas. De plus, la température de mise en solution ne doit pas être trop

élevée, car cette phase peut fondre à des températures se rapprochant de 500°C ⁷. La conséquence de la présence des phases intermétalliques non solubles, est une baisse de la quantité d'éléments disponibles pour le durcissement. Cette diminution est observable dans les concentrations en cuivre de la matrice fournies au tableau 5.6. Dans ce tableau, l'alliage E est l'alliage de base avec une addition de strontium et de cuivre. Après une mise en solution de vingt-quatre heures, la concentration en cuivre dans la matrice a atteint 3,25%. Dans les alliages H, plusieurs autres éléments ont été ajoutés comme du magnésium et du nickel. Ces éléments peuvent former des phases intermétalliques insolubles contenant du cuivre, telles que $\text{Q-Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ et $\text{Al}_{11}(\text{FeMnNiCu})_4\text{Si}$. C'est ainsi que la concentration de cuivre à l'intérieur de la matrice d'aluminium de l'alliage H n'atteint que 2,24% après une mise en solution de vingt-quatre heures. C'est une baisse de un pour cent en cuivre qui n'est plus disponible pour le durcissement.

Les composés intermétalliques présents dans les alliages après une mise en solution de vingt-quatre heures sont les mêmes que ceux qui se retrouvent après une mise en solution de quatre heures. Dans les alliages 413.1 de base, les composés intermétalliques insolubles que l'on retrouve sont de type $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ et $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe,Mn})_3\text{Si}_2$. Ces phases peuvent être observées dans tous les alliages, même après une mise en solution de vingt-quatre heures à 495°C . La phase $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ est présente sur la figure 5.33, qui est une microstructure à 600X de l'alliage A, après une mise en solution de vingt-quatre heures et une trempe à l'eau chaude. La phase $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe,Mn})_3\text{Si}_2$, quant à elle, est présente à la figure 5.28.

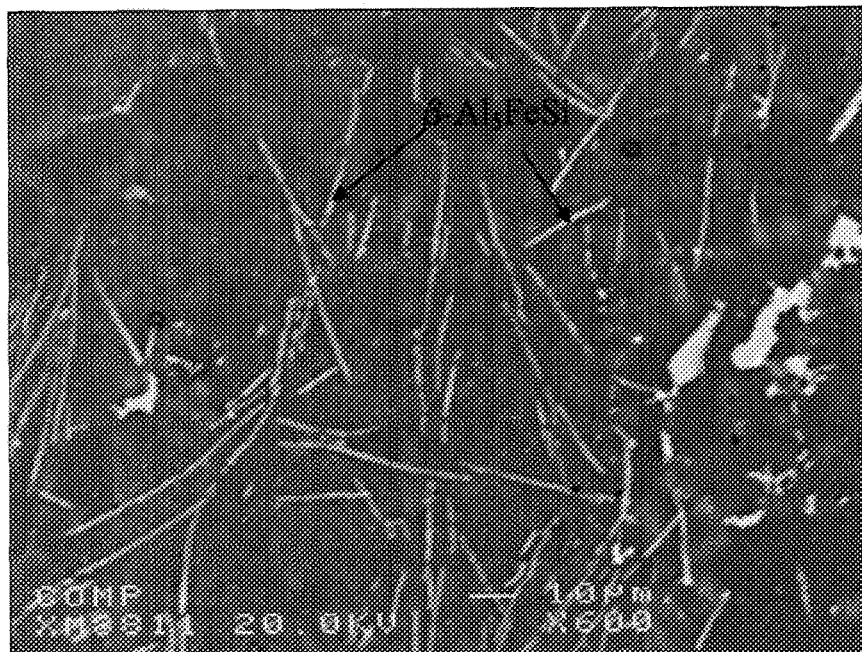


Figure 5.33. Microstructure de l'alliage A après un traitement T4 avec vingt-quatre heures de mise en solution.

Une grande quantité de phases intermétalliques insolubles sont encore présentes dans l'alliage F, après une mise en solution. Dans cet alliage, la fraction surfacique de phases intermétalliques n'a pas réellement diminué avec une mise en solution. Cette fraction surfacique est restée au dessus de 6 %, comparativement à 3 % pour les autres alliages. Les analyses chimiques de ces composés intermétalliques sont très complexes. La figure 5.34 montre plusieurs de ces phases, constituées en partie de lanthane et de cérium, présentes sous forme de plaquettes.

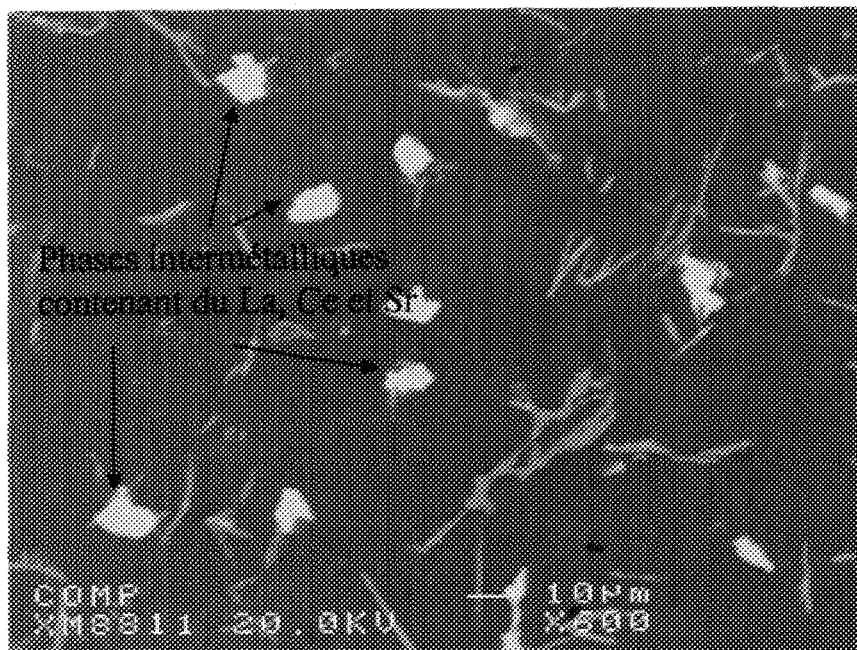


Figure 5.34. Microstructure de l'alliage F après un traitement T4 avec vingt-quatre heures de mise en solution.

Pour l'alliage contenant du nickel, la fraction surfacique des intermétalliques a légèrement diminué, mais elle se situe toujours à 4,6% après une mise en solution de vingt-quatre heures (figure 5.26). Les phases intermétalliques contenant du nickel, toujours présentes dans l'alliage H, sont visibles à la figure 5.35. Cette image a été effectuée sur un échantillon qui a reçu une mise en solution de vingt-quatre heures à 495°C.

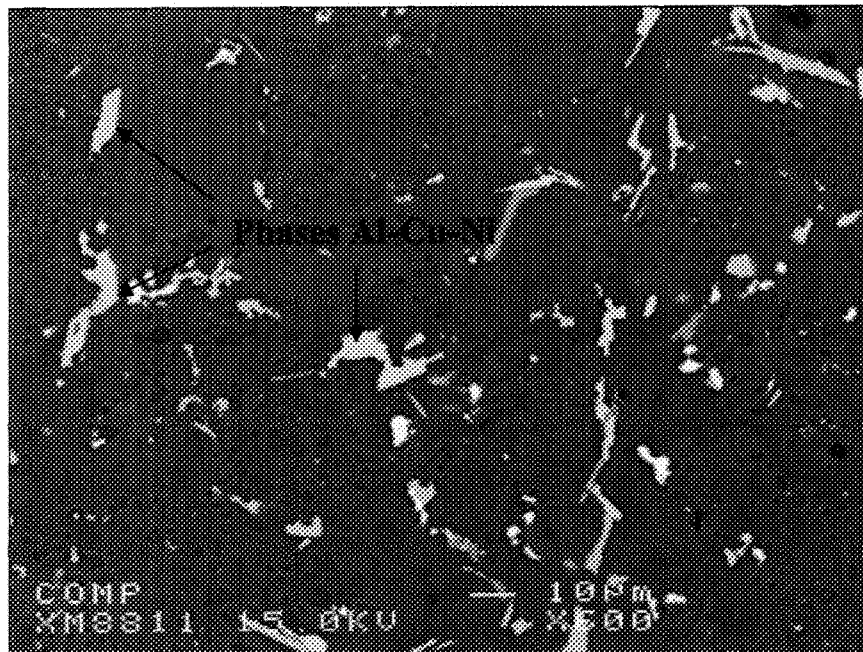


Figure 5.35. Microstructure de l'alliage H après un traitement T4 avec vingt-quatre heures de mise en solution.

5.2.3 Éléments dissous dans la matrice

En regardant la teneur des éléments dissous dans la matrice après la mise en solution et qui seront utiles pour le durcissement après un vieillissement, il est possible de prévoir la réaction au vieillissement des alliages. Les éléments mesurés sont le cuivre, le silicium et le magnésium. Leurs concentrations dans la matrice d' α -Al, en fonction des alliages et de la mise en solution reçue, sont présentées à la figure 5.36.

La concentration des différents éléments dans les alliages à l'état tel que coulé est influencée par la vitesse de solidification. Une solidification rapide permet d'augmenter la solubilité de certains éléments dans la phase α -aluminium⁶. La seule exception rapportée est dans le cas d'alliages d'aluminium-zinc. L'augmentation de la solubilité permet une plus

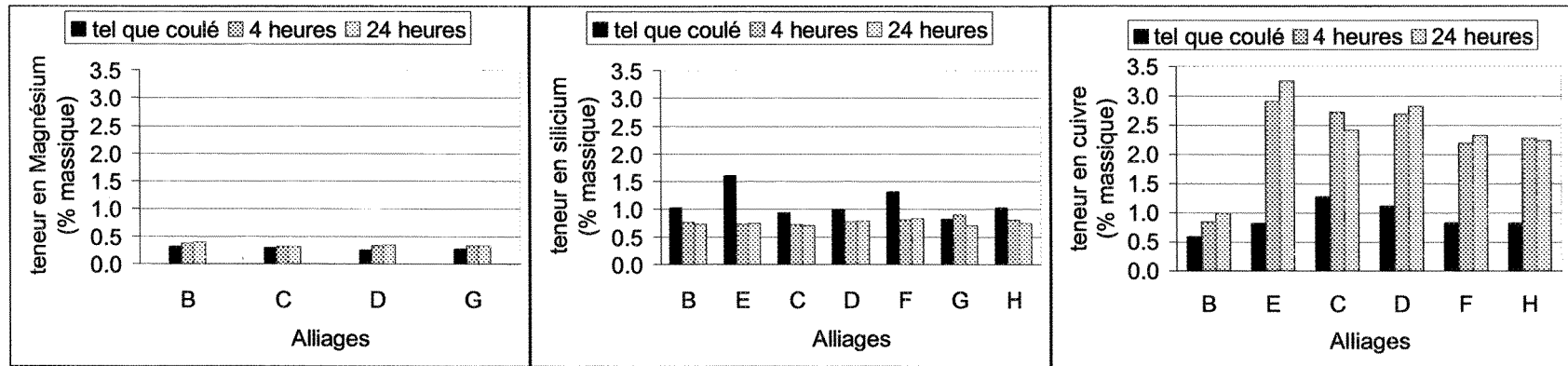


Figure 5.36. Teneur en éléments (Cu, Si, Mg) dans la matrice d'aluminium de différents alliages avant et après une mise en solution de quatre et de vingt-quatre heures.

grande quantité d'éléments alliés qu'à l'équilibre. Cette augmentation de la limite de solubilité s'accroît avec le taux de refroidissement.

Dans le cadre de ce travail, le taux de solidification a été estimé à environ 8°C/s compte tenu de l'espace interdendritique de $22\ \mu\text{m}$. Avec cette solidification relativement rapide, le magnésium dans les alliages tels que coulés se retrouve sous forme de solution solide dans l'aluminium. C'est pour cette raison qu'il n'y a pas vraiment de changement de la concentration de magnésium après la mise en solution. Le silicium a aussi une concentration élevée dans la phase α -aluminium en raison du taux de solidification élevé⁸⁵. Par contre, lors de la mise en solution, le silicium diffuse à l'extérieur des dendrites (figure 5.37).

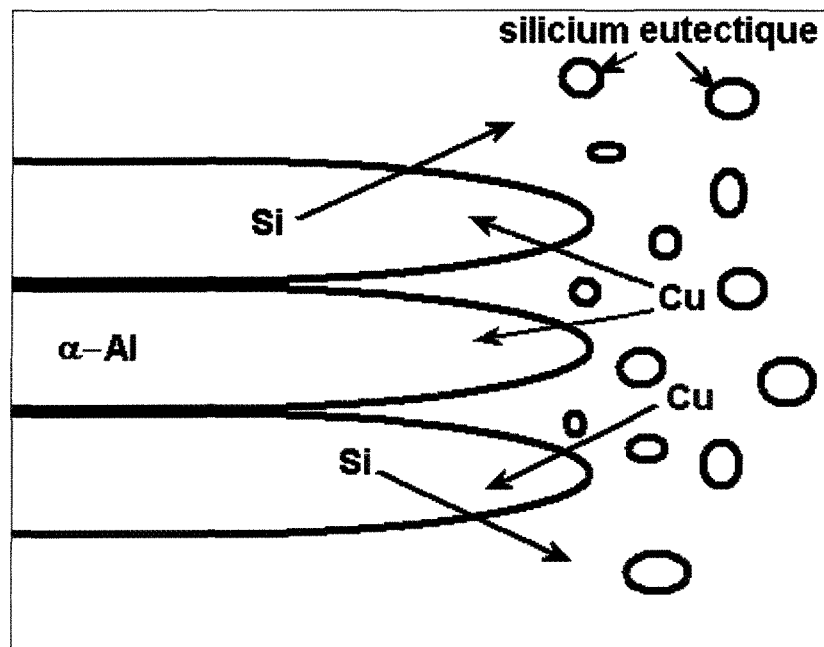


Figure 5.37. Représentation schématique du mouvement du silicium et du cuivre lors de la mise en solution.

À l'inverse du silicium, la concentration de cuivre augmente dans la matrice lors de la mise en solution. Cette augmentation est due à la dissolution des particules de Al_2Cu formées lors de la solidification. Il y a une augmentation importante de la concentration en cuivre dans la matrice, une fois qu'une mise en solution a été réalisée. La différence est toutefois faible entre les concentrations de la mise en solution de quatre heures et celles de vingt-quatre heures. L'alliage E est l'alliage qui a la plus haute concentration en cuivre. Avec l'ajout des autres éléments, une partie du cuivre reste prisonnière dans des phases intermétalliques insolubles et n'est plus disponible pour le durcissement.

CHAPITRE 6

EFFETS DU TRAITEMENT T4 SUR LES PROPRIÉTÉS EN TRACTION

CHAPITRE 6

EFFETS DU TRAITEMENT T4 SUR LES PROPRIÉTÉS EN TRACTION

6.1 Introduction

Les changements produits sur la microstructure par la mise en solution ont aussi un effet sur les propriétés en traction des alliages. Le taux de refroidissement lors de la trempe, après la mise en solution, a aussi un effet considérable sur les propriétés : plus le taux de refroidissement est élevé, plus les concentrations des éléments en solution solide peuvent être élevées dans la matrice.

6.2 Résultats et discussion

Les résultats des essais de traction des alliages qui ont subi un traitement T4 sont présentés dans les trois tableaux suivants. Ces échantillons ont reçu une mise en solution suivie d'une trempe. Deux durées différentes de mise en solution qui ont été utilisées. L'une des mises en solution avait une durée de quatre heures, tandis que l'autre était de vingt-quatre heures. La mise en solution de vingt-quatre heures a été réalisée pour observer les effets d'une mise en solution prolongée sur les propriétés mécaniques en traction des alliages utilisés.

Les trempes effectuées sont : un refroidissement: à l'air ambiant, une trempe à l'eau chaude (60°C) et deux trempes avec des gicleurs à l'eau projetée par de l'air comprimé. Les températures de l'eau giclée étaient de 12° et de 55°C. Les courbes de refroidissement sont présentées à l'annexe A. Cependant, certaines difficultés de reproductibilité des trempes faites aux jets d'eau peuvent avoir été causées par un problème de manipulation ou de configuration. Lors des traitements thermiques, chaque condition est effectuée avec cinq barreaux par alliage. Les cinq barreaux du même alliage sont attachés ensemble, selon une forme circulaire, pour faciliter la manipulation. Pendant le refroidissement à l'air et la trempe à l'eau, ce design n'a pas vraiment d'importance ; mais pour la trempe aux jets d'eau, il est possible que la face extérieure des barreaux de traction se refroidisse plus rapidement que l'intérieur. Le paquet de barreaux est soumis à une rotation entre les deux gicleurs, mais l'intérieur du cercle reste très difficile d'accès pour l'eau.

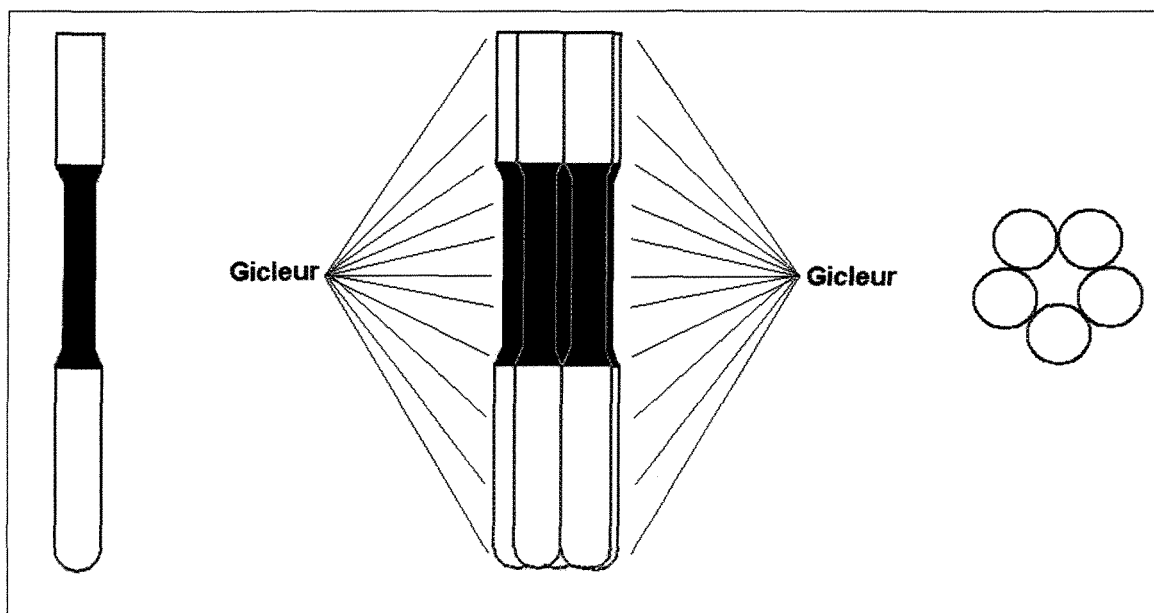


Figure 6.1. Barreau de traction ainsi que leur disposition lors des traitements thermiques.

Il peut alors en résulter une certaine variation des propriétés sur le tour des échantillons dû au gradient de refroidissement. Ce qui a été observé dans les résultats provenant de ce type de trempe, est une augmentation de l'écart type entre les cinq barreaux ainsi que certains résultats hors de la normale. À l'avenir, pour éviter ce problème, il serait souhaitable de changer la disposition des barreaux, de changer le modèle d'arrosage ou encore de tremper chaque barreau individuellement. Une autre méthode possible est l'addition aux alliages d'éléments qui permettent de limiter les effets de la trempe.

Tableau 6.1. Limites ultimes des alliages après un traitement T4.

Mise en solution de 4 heures Limite ultime en MPa				
Alliages	air	eau	jet chaud	jet froid
I	189.59	211.38	205.33	200.14
A	209.59	235.20	216.91	221.52
B	221.90	259.95	243.62	248.70
E	265.16	283.02	278.98	293.31
C	242.07	281.41	276.62	274.81
D	246.02	288.23	282.16	279.32
F	233.68	268.07	254.28	252.22
G	230.85	291.64	287.54	293.45
H	244.17	292.92	267.41	270.61
Mise en solution de 24 heures Limite ultime en MPa				
Alliages	air	eau	jet chaud	jet froid
I	179.39	200.14	192.79	197.25
A	203.12	224.55	219.98	216.60
B	207.84	259.49	216.47	236.87
E	264.87	284.73	252.77	266.25
C	241.08	278.61	254.25	251.28
D	240.34	279.73	251.49	285.12
F	237.54	271.91	239.68	242.84
G	241.69	295.78	272.24	275.20
H	234.35	262.58	253.47	264.15

Le tableau 6.1 présente les limites ultimes des alliages. Ce que nous pouvons remarquer, à première vue, c'est que les résistances obtenues lors du refroidissement à la

température ambiante sont les valeurs les plus faibles. Les trois autres trempes plus rapides donnent une augmentation plus importante.

La limite élastique des échantillons a aussi évolué dans le même sens. Les valeurs obtenues sont présentées au tableau 6.2. Encore ici, les valeurs de limite élastique des échantillons refroidis à l'air ambiant sont les plus faibles. Les meilleures valeurs de limite élastique ont été obtenues par l'alliage G, pour les deux temps de mise en solution et pour tous les types de trempe.

Tableau 6.2. Limites élastiques des alliages après un traitement T4.

Mise en solution de 4 heures Limite élastique en MPa				
Alliages	air	eau	jet chaud	jet froid
I	106.81	119.68	123.24	114.39
A	113.16	134.49	115.08	118.69
B	123.93	160.26	138.92	143.84
E	166.42	196.26	180.61	189.66
C	165.26	207.86	195.92	190.92
D	160.86	208.55	195.86	193.07
F	152.49	200.95	180.04	192.77
G	179.50	221.06	231.17	227.82
H	162.19	209.23	188.22	192.66
Mise en solution de 24 heures Limite élastique en MPa				
Alliages	air	eau	jet chaud	jet froid
I	97.70	107.79	104.71	111.25
A	103.51	113.62	111.23	109.85
B	112.61	156.95	115.89	126.05
E	162.68	194.65	146.00	169.67
C	157.65	201.67	164.05	147.49
D	157.55	212.24	177.89	205.79
F	154.20	196.66	168.63	175.51
G	177.21	237.36	203.90	221.34
H	155.15	192.69	173.00	201.92

La principale différence entre les deux temps de mise en solution concerne le pourcentage de déformation à la rupture. Les résultats obtenus sont présentés au

tableau 6.3. Les échantillons qui ont reçu une mise en solution plus longue ont un pourcentage de déformation à la rupture plus élevé. Par contre, même si les alliages ont subi une mise en solution de vingt-quatre heures, le pourcentage de déformation de plusieurs alliages ne dépasse pas la barre des 2%.

Tableau 6.3. Pourcentage de déformation à la rupture des alliages après un traitement T4.

Mise en solution de 4 heures déformation en %				
Alliages	air	eau	jet chaud	jet froid
I	4.98	4.76	3.86	4.13
A	8.67	9.06	6.73	7.89
B	4.41	3.46	3.94	3.76
E	2.77	2.01	2.25	2.70
C	1.81	1.46	1.69	1.61
D	1.96	1.44	1.89	1.7
F	1.68	1.08	1.34	1.19
G	1.05	1.17	1.03	1.35
H	1.76	1.57	1.63	1.57
Mise en solution de 24 heures déformation en %				
Alliages	air	eau	jet chaud	jet froid
I	8.11	8.08	5.73	6.87
A	9.74	10.49	10.46	8.89
B	4.78	3.97	5.45	5.54
E	3.19	2.55	3.71	2.34
C	2.63	1.84	2.54	3.63
D	2.50	1.37	1.5	1.95
F	2.03	2.17	1.79	1.35
G	1.33	1.69	1.56	1.15
H	1.95	1.76	1.79	1.30

Les résultats sont présentés sous forme d'histogrammes aux pages suivantes. Les figures 6.2 à 6.10 représentent la mise en solution de quatre heures et les figures 6.11 à 6.19, celles de vingt-quatre heures. Sur ces histogrammes, il est plus facile de remarquer que les trois trempes dont les taux de refroidissement sont élevés donnent des valeurs de

résistance mécanique plus élevées et une ductilité plus faible que le refroidissement à l'air.

Il est aussi possible de constater que les résultats des trois trempes rapides sont similaires.

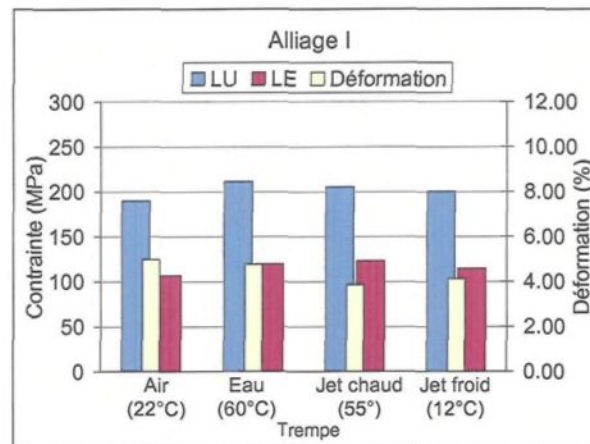


Figure 6.2. Propriétés mécaniques de l'alliage I (T4 - 4heures).

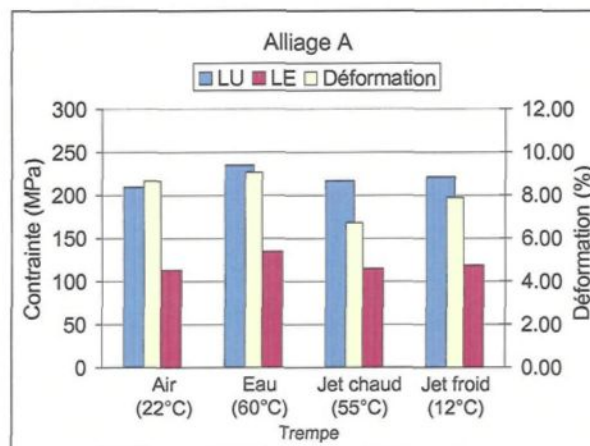


Figure 6.3. Propriétés mécaniques de l'alliage A (T4 - 4heures).

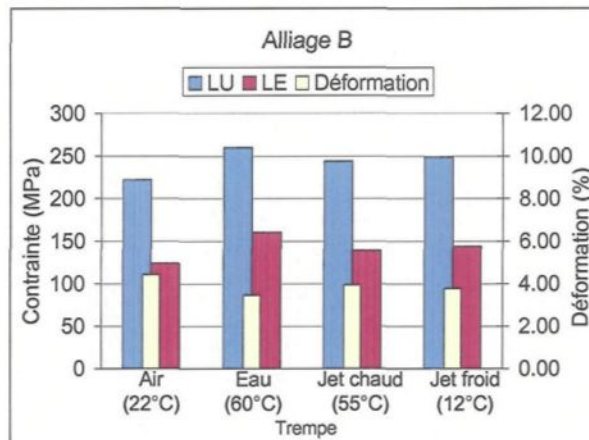


Figure 6.4. Propriétés mécaniques de l'alliage B (T4 - 4heures).

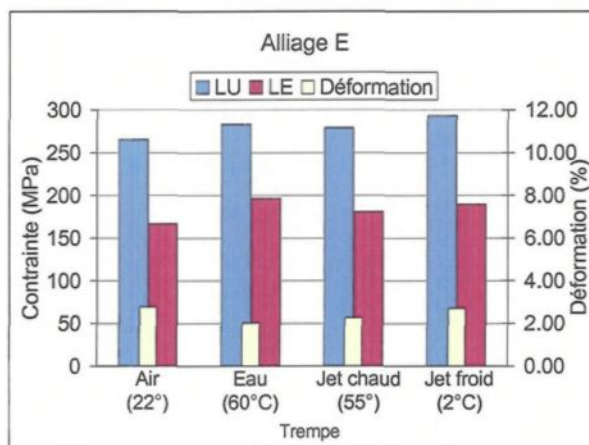


Figure 6.5. Propriétés mécaniques de l'alliage E (T4 - 4heures).

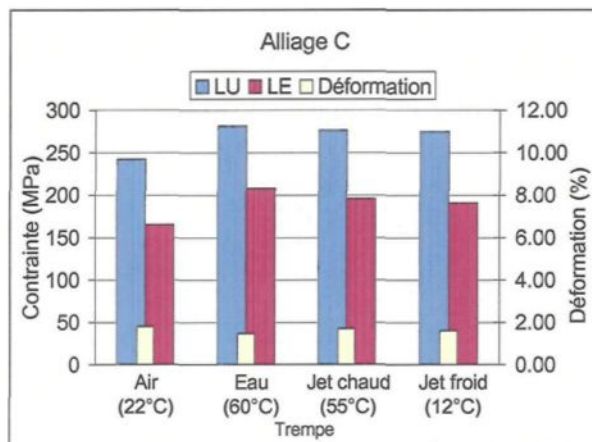


Figure 6.6. Propriétés mécaniques de l'alliage C (T4 - 4heures).

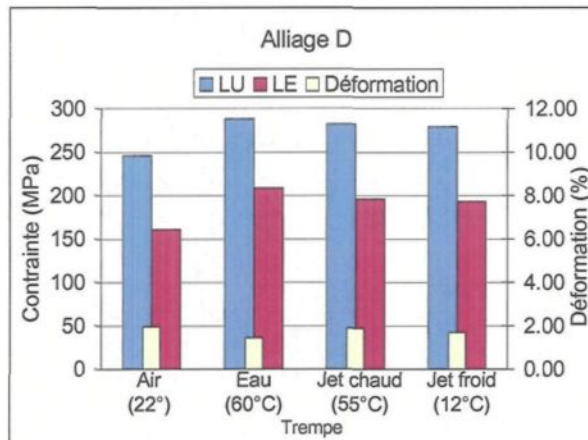


Figure 6.7. Propriétés mécaniques de l'alliage D (T4 - 4heures).

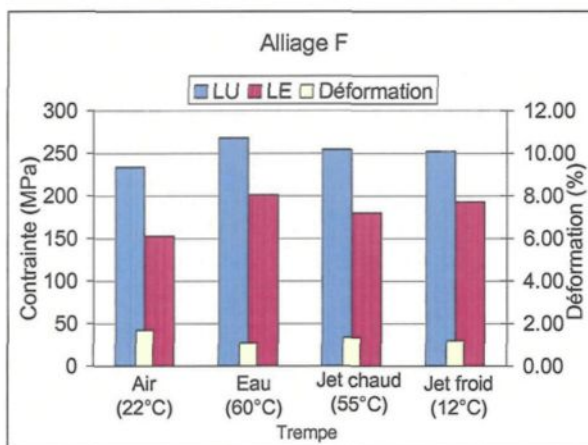


Figure 6.8. Propriétés mécaniques de l'alliage F (T4 - 4heures).

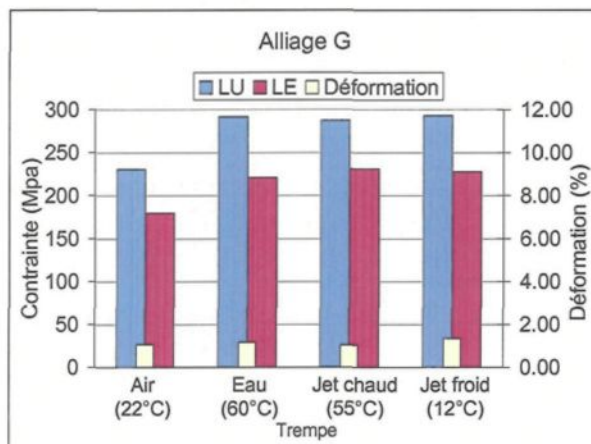


Figure 6.9. Propriétés mécaniques de l'alliage G (T4 - 4heures).

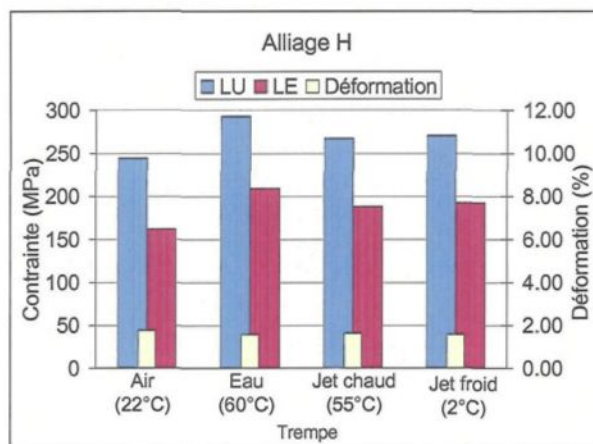


Figure 6.10. Propriétés mécaniques de l'alliage H (T4 - 4heures).

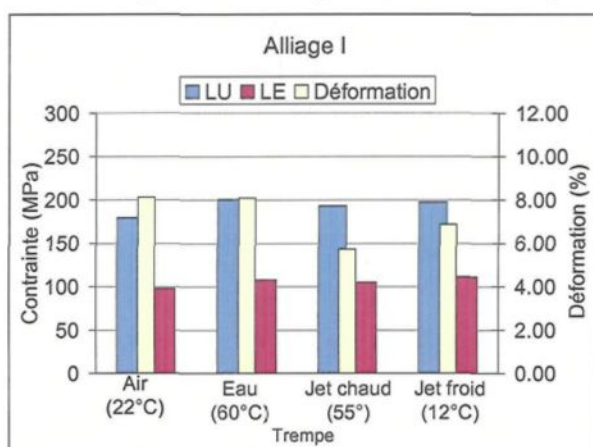


Figure 6.11. Propriétés mécaniques de l'alliage I (T4 - 24heures).

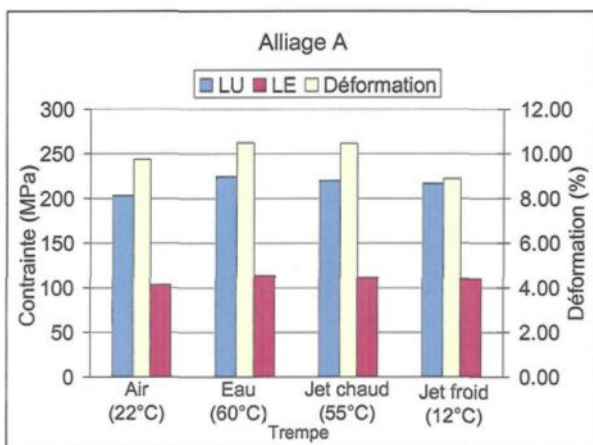


Figure 6.12. Propriétés mécaniques de l'alliage A (T4 - 24heures).

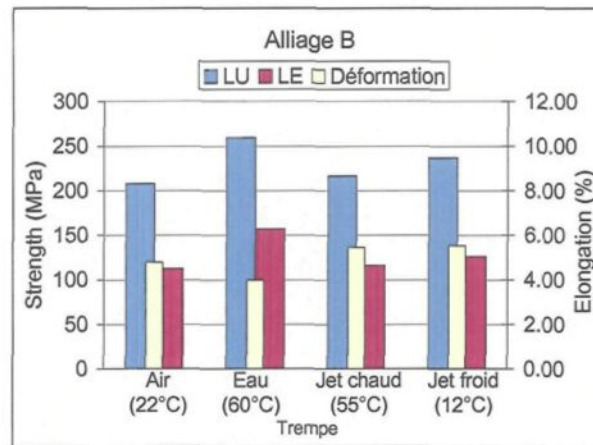


Figure 6.13. Propriétés mécaniques de l'alliage B (T4 - 24heures).

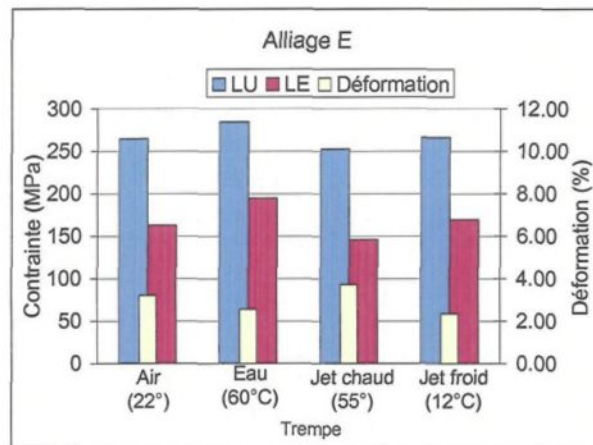


Figure 6.14. Propriétés mécaniques de l'alliage E (T4 - 24heures).

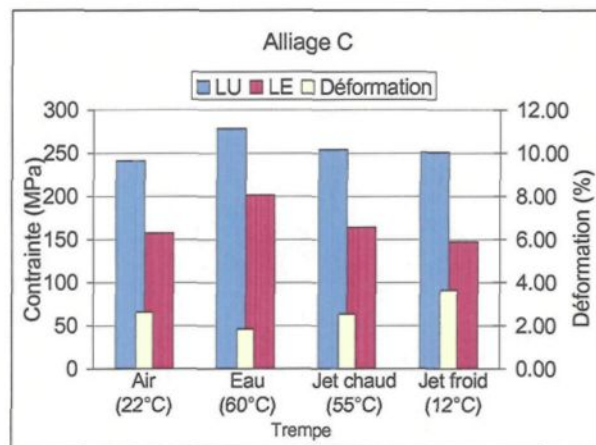


Figure 6.15. Propriétés mécaniques de l'alliage C (T4 - 24heures).

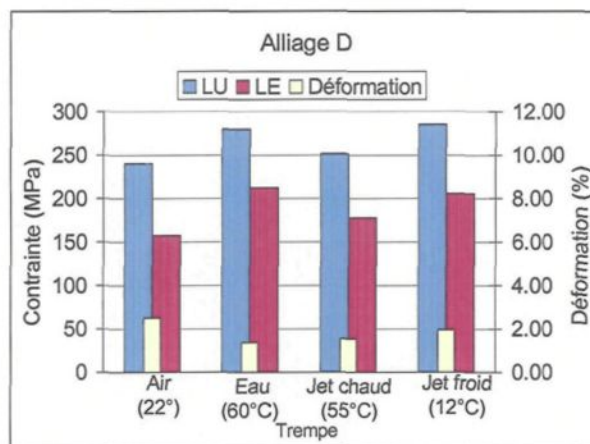


Figure 6.16. Propriétés mécaniques de l'alliage D (T4 - 24heures).

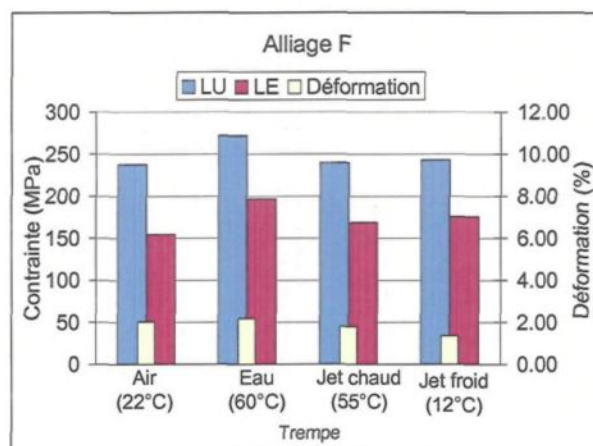


Figure 6.17. Propriétés mécaniques de l'alliage F (T4 - 24heures).

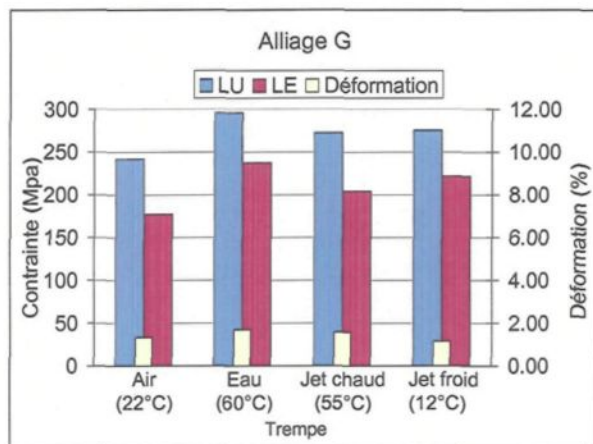


Figure 6.18. Propriétés mécaniques de l'alliage G (T4 - 24heures).

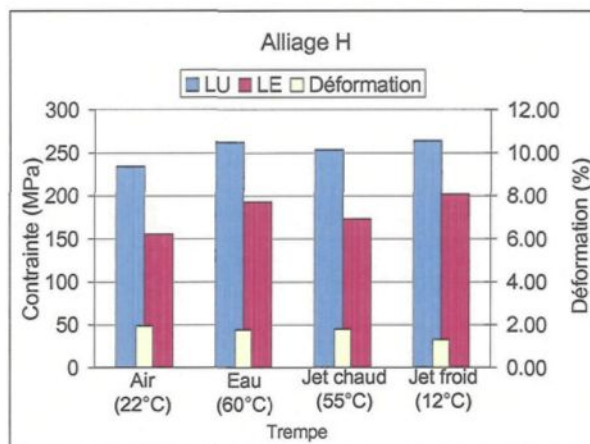


Figure 6.19. Propriétés mécaniques de l'alliage H (T4 - 24heures).

6.2.1 Comparaison avec l'alliage tel que coulé

Deux méthodes de comparaison ont été utilisées pour étudier les effets produits par les traitements thermiques et par les éléments d'additions. La première méthode analyse les effets des traitements thermiques. La façon de faire est la même que celle utilisée pour les propriétés des alliages tels que coulés; mais ici les alliages qui ont reçu un traitement T4 sont comparés avec les échantillons tels que coulés, et non avec l'alliage I. La comparaison avec l'alliage de base est la deuxième méthode, elle sera utilisée pour étudier le rôle des éléments d'addition. La comparaison se fait avec quatre trempes différentes : un refroidissement à l'air ambiant, une trempe à l'eau et deux trempes aux gicleurs, l'une avec un jet d'eau chaude et l'autre avec un jet d'eau froide.

Tableau 6.4. Comparaison des limites ultimes entre les alliages tels que coulés et les alliages trempés sans vieillissement.

Delta entre tel que coulé et trempe sans vieillissement (MES 4 heures)				
LU (MPa)	Δ air	Δ eau	Δ jet chaud	Δ jet froid
I	1.90	23.70	17.65	12.46
A	-21.58	4.04	-14.26	-9.64
B	-12.94	25.10	8.78	13.86
E	36.21	54.07	50.03	64.36
C	18.91	58.25	53.46	51.65
D	23.22	65.43	59.36	56.52
F	13.58	47.97	34.18	32.12
G	6.83	67.62	63.53	69.43
H	13.60	62.35	36.84	40.05

Delta entre tel que coulé et trempe sans vieillissement (MES 24 heures)				
LU (MPa)	Δ air	Δ eau	Δ jet chaud	Δ jet froid
I	-8.29	12.46	5.11	9.56
A	-28.04	-6.61	-11.19	-14.57
B	-27.00	24.65	-18.38	2.03
E	35.92	55.78	23.82	37.30
C	17.92	55.45	31.09	28.12
D	17.54	56.93	28.69	62.32
F	17.44	51.81	19.58	22.74
G	17.67	71.77	48.22	51.19
H	3.78	32.01	22.90	33.58

6.2.1.1 Mise en solution de quatre heures

Ce qui est observable lorsque nous analysons les valeurs du tableau 6.4, c'est la baisse de la limite ultime des échantillons de la série A, peu importe la trempe utilisée. Pour cet alliage, le même phénomène se produit avec la limite élastique (tableau 6.5). La particularité de l'alliage A réside en un ajout de 0,02% de strontium à l'alliage de base. Cet ajout, combiné à un traitement T4, semble nuire à la résistance de l'alliage. Crowell et Shivkumar⁵⁵ ont aussi expérimenté une baisse de propriétés mécaniques avec l'addition de strontium, en raison des porosités provoquées par l'ajout de cet élément.

Tableau 6.5. Comparaison des limites élastiques entre les alliages tels que coulés et les alliages trempés sans vieillissement.

Delta entre tel que coulé et trempe sans vieillissement (MES 4 heures)				
LE (MPa)	Δ air	Δ eau	Δ jet chaud	Δ jet froid
I	-8.43	4.44	8.00	-0.86
A	-16.60	4.72	-14.69	-11.08
B	-12.94	23.39	2.05	6.97
E	-9.48	20.36	4.71	13.76
C	19.27	61.87	49.93	44.93
D	-1.00	46.69	34.00	31.21
F	-9.75	38.71	17.79	30.52
G	1.51	43.07	53.18	49.83
H	-14.22	32.81	11.81	16.24
Delta entre tel que coulé et trempe sans vieillissement (MES 24 heures)				
LE (MPa)	Δ air	Δ eau	Δ jet chaud	Δ jet froid
I	-17.55	-7.46	-10.53	-4.00
A	-26.25	-16.15	-18.53	-19.92
B	-24.26	20.08	-20.99	-10.82
E	-13.22	18.75	-29.90	-6.23
C	11.66	55.68	18.06	1.50
D	-4.31	50.38	16.03	43.93
F	-8.04	34.42	6.39	13.27
G	-0.78	59.37	25.90	43.35
H	-21.27	16.27	-3.42	25.51

Par contre, le pourcentage de déformation à la rupture, présenté au tableau 6.6, a augmenté. C'est l'alliage qui semble avoir obtenu les changements les plus importants quant au pourcentage de déformation à la rupture, avec un traitement T4. Les autres alliages dont la variation notable de déformation est comparable à l'alliage tel que coulé sont les alliages B et E. Dans les deux cas, il y a une légère augmentation du pourcentage de déformation à la rupture. Les autres alliages augmentent aussi leur ductilité, mais très faiblement.

Pour les propriétés en traction des autres alliages, nous remarquons que les valeurs des propriétés mécaniques les plus faibles sont obtenues par le refroidissement à l'air

ambiant. Les valeurs de la trempe à l'eau chaude sont généralement les plus élevées. Les trempes aux jets d'eau chaude et froide semblent donner des résultats similaires, qui se situent entre le refroidissement à l'air ambiant et la trempe à l'eau chaude. La différence entre les deux est faible en raison des taux de refroidissement très semblables. Le traitement T4, avec un refroidissement à l'air, ne semble pas être approprié pour la limite élastique de cet alliage. Tous les alliages, sauf l'alliage C, ont montré une limite élastique plus faible que l'alliage tel que coulé après avoir subi ce traitement.

Tableau 6.6. Comparaison des pourcentages de déformation entre les alliages tels que coulés et les alliages trempés sans vieillissement.

Delta entre tel que coulé et trempe sans vieillissement (MES 4 heures)				
%Déf (%)	Δ air	Δ eau	Δ jet chaud	Δ jet froid
I	0.72	0.51	-0.40	-0.12
A	5.28	5.67	3.33	4.49
B	1.76	0.81	1.30	1.12
E	1.89	1.13	1.37	1.82
C	0.20	-0.14	0.09	0.01
D	0.91	0.39	0.84	0.64
F	0.71	0.11	0.37	0.22
G	0.28	0.40	0.26	0.58
H	0.84	0.66	0.71	0.66
Delta entre tel que coulé et trempe sans vieillissement (MES 24 heures)				
%Déf (%)	Δ air	Δ eau	Δ jet chaud	Δ jet froid
I	3.86	3.83	1.47	2.61
A	6.35	7.09	7.07	5.49
B	2.14	1.33	2.80	2.89
E	2.32	1.68	2.84	1.46
C	1.03	0.23	0.93	2.02
D	1.45	0.32	0.48	0.90
F	1.06	1.20	0.82	0.38
G	0.55	0.91	0.79	0.37
H	1.03	0.84	0.88	0.39

6.2.1.2 Mise en solution de vingt-quatre heures

Les résultats des échantillons, après un traitement T4 avec une mise en solution de vingt-quatre heures, conduisent, en grande partie, aux mêmes conclusions que pour la mise en solution de quatre heures. Le refroidissement à l'air donne les résistances mécaniques les plus faibles, mais avec les plus hautes valeurs de ductilité. Les résistances les plus élevées sont aussi atteintes par la trempe la plus rapide, soit la trempe à l'eau chaude.

Comme cela s'est produit pour la mise en solution de quatre heures, la limite élastique des échantillons après un traitement thermique de type T4 avec un refroidissement à l'air ambiant, n'a pas eu d'effet positif. Dans le cas de la mise en solution de vingt-quatre heures, les effets négatifs ne se limitent pas au refroidissement à l'air ambiant. Plusieurs échantillons trempés par les jets d'eau chauds et froids ont, eux aussi, eu des résultats inférieurs à l'alliage tel que coulé. De plus, comme c'était le cas pour la mise en solution de quatre heures, la résistance à la traction de l'alliage A est plus faible après le traitement thermique.

6.2.1.3 Comparaison entre les deux temps de mise en solution

Nous pouvons aussi observer les différences entre les deux temps de mise en solution, car tous les alliages sont comparés à la même référence, soit les alliages tels que coulés. Ces deux temps de mise en solution n'ont pas eu d'effets différents sur les propriétés de limite ultime et de limite élastique des alliages utilisés. Or, comme nous pouvons le voir à l'annexe B, les alliages ont varié généralement de la même façon selon

que la mise en solution a été de quatre heures ou de vingt-quatre heures, même si les résultats de la mise en solution de vingt-quatre heures sont plus faibles.

La principale différence entre les deux temps de mise en solution se trouve au niveau du pourcentage de déformation à la rupture (tableau 6.6). L'augmentation du pourcentage de déformation est deux fois plus importante avec une mise en solution de vingt-quatre heures. Par exemple : l'alliage I a eu une augmentation de 0,72% (de 4,25% à 4,98%) en subissant une mise en solution de quatre heures et un refroidissement à l'air, et une augmentation de 3,86% (de 4,25% à 8,11%) avec le même traitement mais avec une mise en solution de vingt-quatre heures.

En comparant uniquement les différences entre l'alliage I pour les deux temps de mise en solution, nous remarquons que la limite ultime et la limite élastique de l'alliage varient quelque peu. Il y a une diminution de 5 à 8% de la résistance lorsque l'on passe d'une mise en solution de quatre heures à une autre de vingt-quatre heures. Par contre, le temps de mise en solution a aussi un effet sur le pourcentage de déformation. Il y a une augmentation de plus de 40% du pourcentage de déformation en faveur de la mise en solution de vingt-quatre heures. Comme il a déjà été mentionné, la mise en solution plus longue peut améliorer la ductilité de l'alliage.

Cette augmentation du pourcentage de déformation se produit, comme nous l'avons vu, en raison des changements qui s'opèrent dans les alliages à forte teneur en silicium lors de la mise en solution. Le temps de mise en solution a un effet significatif sur les alliages riches en silicium, qui ont une grande quantité de phases eutectiques. Un temps plus long de mise en solution permet une certaine homogénéisation de l'alliage et l'arrondissement

des particules de silicium eutectique. Ces deux phénomènes aident à réduire les concentrations de contraintes à l'intérieur du matériau, et permettent donc un pourcentage d'allongement plus élevé.

6.2.2 Comparaison avec l'alliage de base A413.1-T4

Une autre façon de comparer les temps de mise en solution est de regarder la différence des alliages A à H avec l'alliage de base, qui a subi le même traitement thermique. Cette comparaison, permet d'observer les effets des différents éléments d'addition. Le tableau 6.7 montre les résultats en traction qu'a obtenus l'alliage I, après une mise en solution de quatre heures pour les quatre différentes trempes ; et le tableau 6.8 montre les résultats pour les mêmes traitements, mais avec un temps de mise en solution de vingt-quatre heures. Dans les deux cas, les échantillons n'ont pas reçu de vieillissement.

Tableau 6.7. Propriétés mécaniques en traction de l'alliage 413.0 après une mise en solution de quatre heures.

Alliage	Trempe	LU (MPa)	LE (MPa)	%Déf (%)
I	Air	189.59	106.81	4.98
I	Eau	211.38	119.68	4.76
I	Jet Chaud	205.33	123.24	3.86
I	Jet Froid	200.14	114.38	4.13

Tableau 6.8. Propriétés mécaniques en traction de l'alliage 413.0 après une mise en solution de vingt-quatre heures.

Alliage	Trempe	LU (MPa)	LE (MPa)	%Déf (%)
I	Air	179.39	97.70	8.11
I	Eau	200.14	107.79	8.08
I	Jet Chaud	192.79	104.71	5.73
I	Jet Froid	197.25	111.25	6.87

Les valeurs des deux tableaux précédents serviront de base pour analyser les écarts suivants. Le tableau 6.9 et le tableau 6.10 contiennent les valeurs calculées de la différence avec l'alliage de base, pour les alliages qui ont subi le même traitement thermique. Ces tableaux permettent de voir, lors de ces traitements, l'effet de chacun des éléments sur l'alliage.

Tableau 6.9. Comparaison des propriétés mécaniques en traction des différents alliages après une mise en solution de 4 heures avec celles de l'alliage 413.0-T4.

Alliages	Trempe	ΔLU (MPa)	ΔLE (MPa)	$\Delta\%Déf$ (%)
A	Air	20.00	6.35	3.69
	Eau	23.82	14.81	4.30
	Jet Chaud	11.58	-8.17	2.87
	Jet Froid	21.38	4.30	3.75
B	Air	32.32	17.12	-0.57
	Eau	48.56	40.58	-1.30
	Jet Chaud	38.29	15.68	0.08
	Jet Froid	48.56	29.46	-0.37
E	Air	75.57	59.61	-2.21
	Eau	71.63	76.58	-2.75
	Jet Chaud	73.65	57.37	-1.61
	Jet Froid	93.17	75.27	-1.43
C	Air	52.49	58.45	-3.17
	Eau	70.03	88.18	-3.30
	Jet Chaud	71.29	72.68	-2.16
	Jet Froid	74.66	76.54	-2.52
D	Air	56.43	54.05	-3.02
	Eau	76.85	88.87	-3.32
	Jet Chaud	76.83	72.62	-1.97
	Jet Froid	79.18	78.68	-2.44
F	Air	44.09	45.68	-3.30
	Eau	56.69	81.28	-3.68
	Jet Chaud	48.95	56.79	-2.52
	Jet Froid	52.08	78.38	-2.94
G	Air	41.26	72.69	-3.92
	Eau	80.25	101.38	-3.59
	Jet Chaud	82.21	107.93	-2.83
	Jet Froid	93.30	113.44	-2.78
H	Air	54.58	55.38	-3.22
	Eau	81.53	89.55	-3.19
	Jet Chaud	62.07	64.98	-2.23
	Jet Froid	70.47	78.27	-2.56

Tableau 6.10. Comparaison des propriétés mécaniques en traction des différents alliages après une mise en solution de 24 heures avec celles de l'alliage 413.0-T4.

Alliages	Trempe	ΔLU (MPa)	ΔLE (MPa)	$\Delta\%Déf$ (%)
A	Air	23.73	5.82	1.63
	Eau	24.41	5.83	2.40
	Jet Chaud	27.19	6.52	4.73
	Jet Froid	19.36	-1.40	2.02
B	Air	28.45	14.92	-3.33
	Eau	59.35	49.16	-4.11
	Jet Chaud	23.67	11.17	-0.28
	Jet Froid	39.63	14.80	-1.33
E	Air	85.48	64.98	-4.92
	Eau	84.59	86.87	-5.53
	Jet Chaud	59.98	41.29	-2.02
	Jet Froid	69.01	58.42	-4.53
C	Air	61.69	59.95	-5.48
	Eau	78.47	93.88	-6.25
	Jet Chaud	61.45	59.34	-3.19
	Jet Froid	54.04	36.25	-3.24
D	Air	60.95	59.85	-5.62
	Eau	79.59	104.46	-6.72
	Jet Chaud	58.70	73.18	-4.20
	Jet Froid	87.87	94.55	-4.92
F	Air	58.15	56.50	-6.08
	Eau	71.77	88.88	-5.92
	Jet Chaud	46.89	63.92	-3.94
	Jet Froid	45.59	64.27	-5.51
G	Air	62.29	79.51	-6.78
	Eau	95.64	129.57	-6.40
	Jet Chaud	79.44	99.18	-4.17
	Jet Froid	77.95	110.09	-5.72
H	Air	54.95	57.45	-6.17
	Eau	62.43	84.90	-6.33
	Jet Chaud	60.68	68.29	-3.94
	Jet Froid	66.90	90.68	-5.56

En analysant ces valeurs, il ressort que le pourcentage de déformation est amélioré seulement dans le cas de l'alliage A, l'alliage de base qui a subi seulement une modification au strontium. Les particules de silicium eutectique modifiées au strontium sont plus petites et ont une forme sphérique. Elles offrent alors moins de points de concentration de

contraintes que des particules aciculaires, ce qui permet à la matrice d'aluminium ductile d'obtenir une déformation plus importante.

Les autres alliages ont un pourcentage de déformation plus faible que l'alliage de base en raison du début de durcissement causé par l'addition des éléments d'alliage ou des composés intermétalliques qui se sont formés lors de la solidification, et qui sont insolubles. Pour ce qui est de leur limite ultime et élastique, elles sont plus élevées que pour l'alliage I. Si nous comparons les résultats obtenus par l'alliage B (alliage A avec un ajout de magnésium) avec ceux de l'alliage E (alliage A avec un ajout de cuivre), nous remarquons que l'addition de 3% de cuivre augmente davantage la limite ultime et la limite élastique que l'addition de 0,4 % de magnésium. Pour l'alliage E, l'augmentation est de 75 MPa dans les cas d'une mise en solution de quatre heures suivie d'une trempe à l'air contre une augmentation de 32 MPa pour l'alliage B avec le même traitement. Par contre, le pourcentage de déformation à la rupture baisse considérablement dans le cas de l'alliage E. Comme mentionné plus loin, l'avantage de l'ajout de cuivre sur le magnésium disparaît lorsqu'un vieillissement est imposé aux alliages.

Comme c'était le cas pour les alliages tels que coulés, les alliages qui contiennent plus de deux nouveaux éléments ajoutés n'ont pas une limite ultime plus élevée que l'alliage E, qui n'a que du cuivre de plus que l'alliage A. Ici aussi, leur pourcentage de déformation diminue en fonction de la concentration en éléments d'alliage. Tant que le vieillissement n'a pas été effectué, ces nouveaux alliages ne profitent guère de l'addition des nouveaux éléments, car il n'y a pas vraiment de précipitation ordonnée qui a eu le temps de se former lors de la trempe.

Pour ce qui est de la limite élastique, les effets remarquables pour les alliages tels que coulés ne sont pas tous présents après une mise en solution. L'alliage D, qui est l'alliage C avec une addition d'argent, n'a pas une limite élastique plus élevée que l'alliage C après un traitement T4. C'est le zinc, ajouté à l'alliage C, qui offre les meilleurs résultats pour l'augmentation de la limite élastique. Les augmentations moyennes de limite élastique pour l'alliage G sont d'environ 100 MPa. La limite élastique est passée de 119,68 MPa pour l'alliage de base avec une mise en solution de quatre heures et une trempe à l'eau chaude, à 221,06 MPa pour l'alliage G avec le même traitement. Avec ce traitement thermique, l'ajout de nickel ne semble pas avoir eu d'effet positif sur cet alliage.

6.2.3 Contribution des différents éléments

Normalement, les éléments en solution solide dans la matrice d'aluminium ne précipitent pas lorsque la trempe est assez rapide; mais dans le cas d'une trempe à l'air, le temps de refroidissement est assez lent pour qu'il y ait une certaine précipitation.

Avec l'alliage 413.1 (alliage I), il n'y a pas de différence majeure, dans les propriétés mécaniques, entre les échantillons tels que coulés et ceux qui ont subi une mise en solution et une trempe. Il y a une légère augmentation pour les trois trempes rapides, mais pas de réels changements dans le cas de la trempe à l'air. Le seul changement majeur observable est l'augmentation significative du pourcentage d'élongation à la rupture des échantillons qui ont subi une mise en solution de vingt-quatre heures.

Quant au strontium, présent dans l'alliage A, il a un effet toujours présent après un traitement T4. En regardant la différence entre l'alliage A tel que coulé et l'alliage A qui a subi une trempe, on remarque que les deux premières étapes du traitement thermique provoquent une baisse des propriétés en traction des alliages. Cette baisse est, par contre, accompagnée d'une augmentation de la ductilité.

L'ajout de magnésium a eu un effet positif sur la limite ultime et sur la limite élastique, si on compare l'alliage B avec l'alliage A. Par contre, le principal effet de l'ajout de magnésium à l'alliage A concerne sa ductilité : une diminution importante des bienfaits produits par le strontium est nettement observable. Les valeurs du pourcentage de déformation à la rupture de l'alliage B sont inférieures à celles de l'alliage de base.

L'ajout de cuivre à l'alliage A produit les mêmes effets que l'ajout de magnésium, mais les changements sont plus importants. L'augmentation de la limite ultime et de la limite élastique est plus grande, mais la diminution de la ductilité est aussi plus importante. Les valeurs du pourcentage de déformation pour cet alliage atteignent une valeur plus élevée que 3% seulement dans le cas d'une mise en solution de vingt-quatre heures suivie d'une trempe à l'air. L'augmentation des propriétés est produite par un durcissement par substitution. Les atomes en solution solide de substitution entraînent une distorsion du réseau cristallin et ainsi une augmentation de l'énergie du cristal.¹⁴

Par ailleurs, lorsque le magnésium et le cuivre sont ajoutés en même temps dans l'alliage A, les résistances obtenues se situent entre celles mesurées pour un ajout de magnésium seul et celles mesurées pour un ajout de cuivre. Les effets négatifs sur la

ductilité se sont, eux, additionnés. Le pourcentage de déformation à la rupture se situe, dans plusieurs cas, sous la barre des 2%.

Les autres éléments tels l'argent, le lanthane, le cérium, le zinc et le nickel ont été ajoutés à l'alliage C. Après un traitement T4, l'effet d'une addition de 0,8% d'argent ne semble pas avoir provoqué de changement sur l'alliage C au plan de la résistance en traction ni pour ce qui est de la ductilité. Quant à l'ajout de lanthane et de cérium, l'effet a été négatif. Les valeurs de résistance en traction et de ductilité de l'alliage F sont toutes légèrement inférieures à celles obtenues par l'alliage C. Cela peut être causé, en partie, par les composés intermétalliques formés avec ces deux éléments, composés qui restent insolubles même après une mise en solution prolongée.

Comme nous l'avons mentionné plus haut, les alliages contenant du zinc sont ceux qui ont obtenu les plus hautes limites élastiques. L'ajout de zinc a aussi augmenté la limite ultime de l'alliage, en comparaison avec l'alliage C. Les effets de cet élément sur le pourcentage de déformation ne sont pas vraiment observables, en comparant l'alliage G avec l'alliage C. Les deux alliages ont un pourcentage de déformation à la rupture très bas, mais ceux de l'alliage G sont tous inférieurs à l'alliage C. C'est, de plus, l'alliage G qui a présenté la plus faible ductilité après un traitement thermique T4.

L'ajout du nickel à l'alliage G provoque une baisse de la résistance mécanique et une légère augmentation de la ductilité. Ces changements sont plus facilement observables après une mise en solution de vingt-quatre heures, car les résultats ne varient pas beaucoup après une mise en solution de quatre heures.

CHAPITRE 7
EFFETS DU TRAITEMENT T6

CHAPITRE 7

EFFETS DU TRAITEMENT T6

7.1 Introduction

Le traitement thermique T6 est un traitement complet qui inclut une mise en solution, une trempe et un vieillissement artificiel. Ce type de traitement est très répandu dans les procédés industriels. Les durées et les températures de vieillissement utilisées peuvent varier d'un alliage à l'autre selon sa composition chimique et la taille de la pièce. Ce vieillissement artificiel appliqué aux alliages favorise un retour à l'équilibre et augmente la vitesse de précipitation des éléments en solution solide. Les effets de ce traitement thermique sur les alliages appropriés montrent une augmentation de la résistance en traction, mais avec une baisse de la ductilité. Pour être utile, le vieillissement doit être utilisé sur des alliages dont une certaine quantité d'éléments sera dissoute en solution solide. Le cuivre et le magnésium sont, généralement, les deux principaux éléments utilisés. Les précipités recherchés avec l'ajout de ces éléments sont Al_2Cu et Mg_2Si . La taille de ces précipités est très importante. Si ces derniers croissent de façon trop importante, les propriétés mécaniques des alliages diminuent; il se produit alors un survieillissement.

7.2 Résultats et discussion

7.2.1 Mise en solution de quatre heures

Les vieillissements choisis pour cette expérience étaient d'une durée de cinq heures, à trois températures différentes : 155°C, 180°C et 240°C. Chacune de ces températures a provoqué des effets plus ou moins élevés sur les propriétés en traction des alliages. Pour chaque alliage, les résultats sont présentés aux pages suivantes sous forme graphique (figures 7.1 à 7.9) et les valeurs, à l'annexe C.

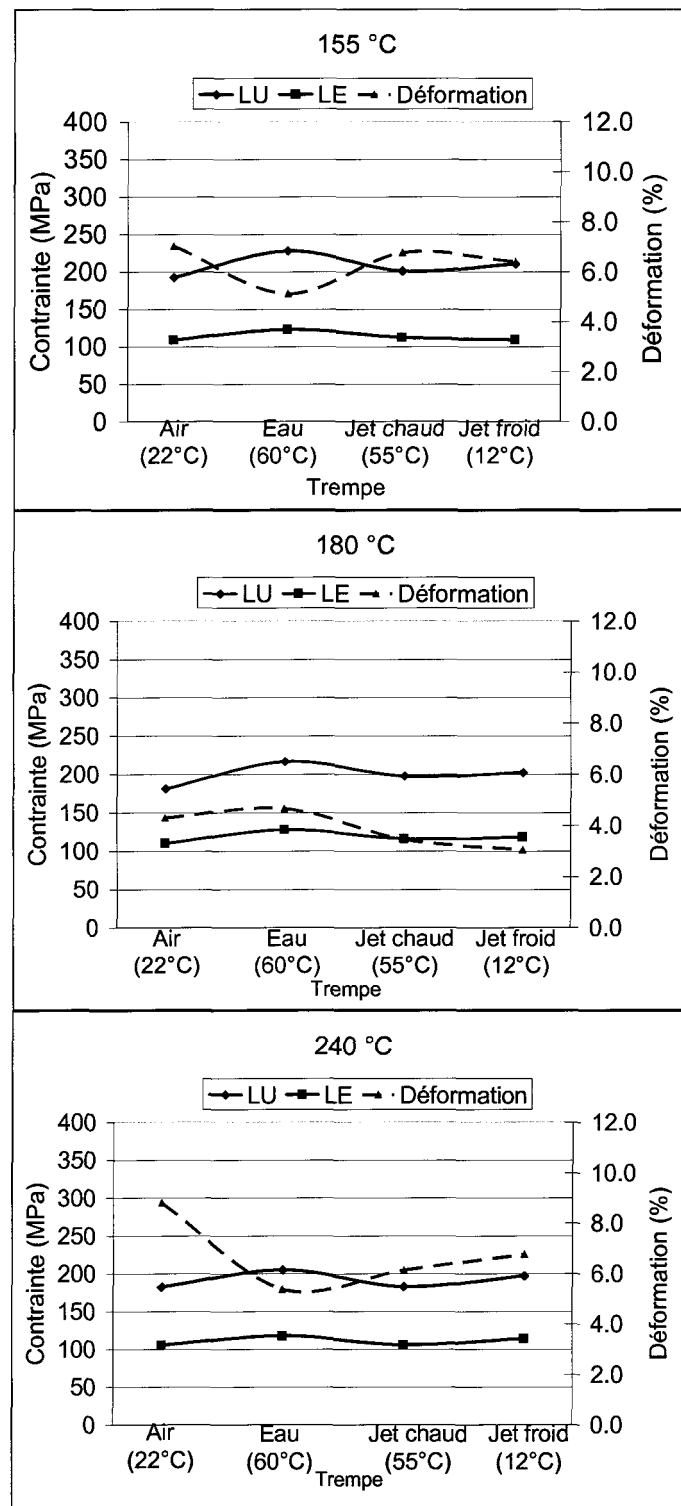


Figure 7.1. Propriétés mécaniques en traction de l'alliage I, après un traitement T6, aux trois différentes températures de vieillissement.

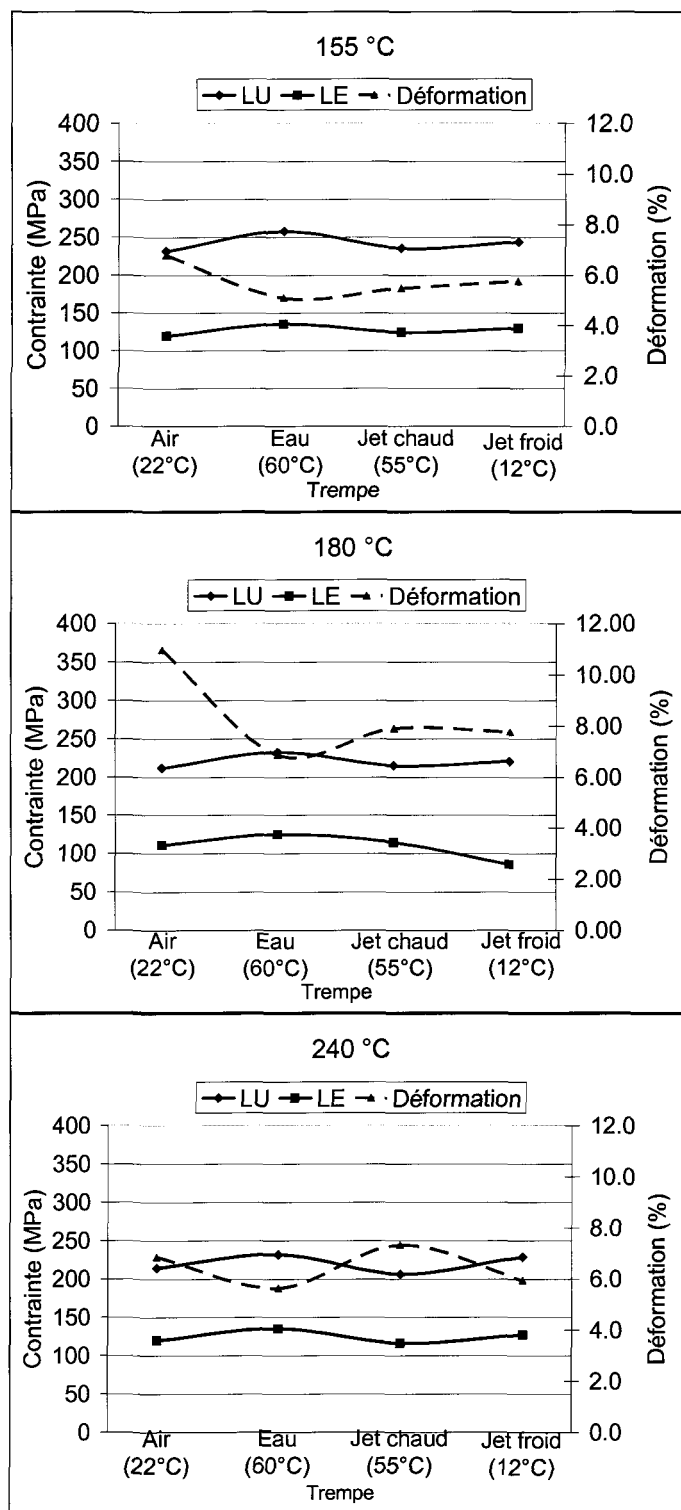


Figure 7.2. Propriétés mécaniques en traction de l'alliage A, après un traitement T6, aux trois différentes températures de vieillissement.

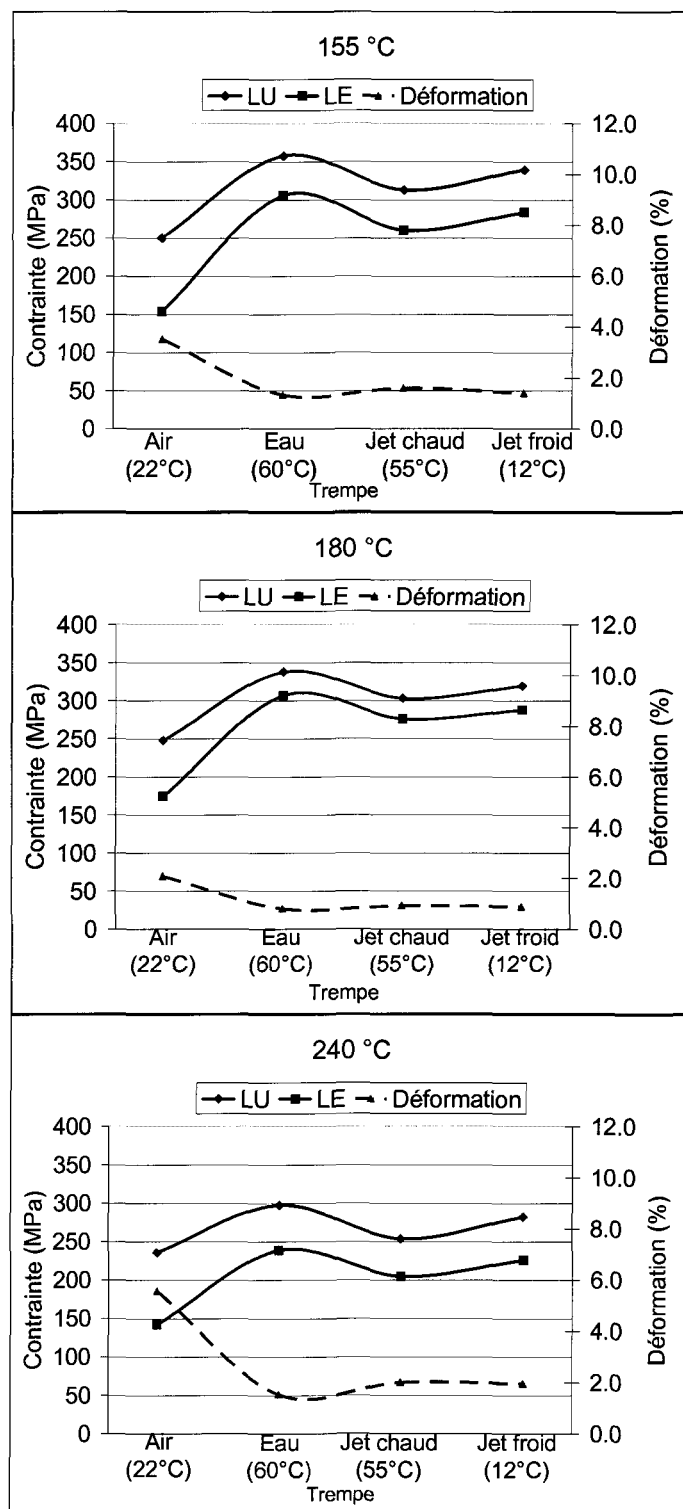


Figure 7.3. Propriétés mécaniques en traction de l'alliage B, après un traitement T6, aux trois différentes températures de vieillissement.

Pour l'alliage de base, les propriétés mécaniques les plus élevées ont été obtenues avec un vieillissement à 155°C. Les résultats de limite ultime pour les échantillons qui ont reçu une trempe à l'eau chaude sont respectivement : 227,7 MPa, 216,7 MPa et 204,6 MPa pour les températures de vieillissement de 155°C, 180°C et 240°C. Les échantillons qui ont reçu les trois autres types de trempe évoluent dans le même sens. En fait, le vieillissement à 155°C est le plus efficace pour augmenter la résistance en traction des alliages I, A et B. Le point commun de ces alliages est qu'ils n'ont pas reçu d'addition de cuivre. Comme il a été mentionné au chapitre 6, la présence de résultats anormaux pour les trempes aux jets d'eau a pu être produite par la configuration de l'appareil utilisé. Un bon exemple est donné par la valeur de la limite élastique de l'alliage A traité avec une trempe aux jets d'eau froide suivi d'un vieillissement à 180°C. Cette valeur de limite ultime n'a atteint que 85 MPa, comparativement à 115 MPa pour le même alliage mais traité avec une trempe aux jets d'eau chaude.

Les effets d'un ajout de strontium à l'alliage de base sont encore perceptibles après un traitement T6. Comme pour le traitement T4, la limite ultime est plus élevée. Le pourcentage de déformation est aussi plus élevé dans le cas des deux températures de vieillissement suivantes : le vieillissement à 180°C et le vieillissement à 240°C. L'ajout de magnésium combiné à un traitement T6 a produit un alliage beaucoup plus résistant mais aussi beaucoup moins ductile. Pour cet alliage, seuls les échantillons dont le traitement inclut un refroidissement à l'air ambiant après la mise en solution obtiennent un pourcentage de déformation de près de 5%. Pour les trois trempes rapides, ce pourcentage diminue à moins de 2%.

L'ajout de cuivre à l'alliage de base provoque une augmentation moindre de la résistance, après un traitement T6, qu'avec l'ajout de magnésium. Ce résultat concorde avec ceux obtenus par R.F. Smart²⁶ (figure 2.7) avec un alliage similaire. Les alliages qui contiennent près de 3% de cuivre réagissent plus fortement au vieillissement à 180°C. Par exemple : l'alliage C, qui contient 0,5% de Mg et 2.3% de Cu, a obtenu des limites ultimes de 330,8 MPa, 341,5 MPa et 283,4 MPa pour les vieillissements de 155°C, 180°C et 240°C, après une trempe à l'eau chaude. Tous les alliages qui ont une addition de cuivre, soient les alliages E, C, D, F, G et H, ont tous atteints une valeur de limite ultime et de limite élastique plus élevée avec le vieillissement de cinq heures à 180°C. Pour ces alliages, la différence entre les propriétés mécaniques des deux trempes aux jets d'eau sous pression est plutôt faible. Le pourcentage de déformation suit la tendance prévue : plus la limite ultime est élevée, plus le pourcentage de déformation est bas. Par contre, ce pourcentage de déformation à la rupture est tellement faible que les alliages C, D, F, G et H, vieillis à 180°C, se rompent dans la zone élastique. La différence entre la limite ultime et la limite élastique de ces alliages est très faible, elle est même nulle dans plusieurs cas.

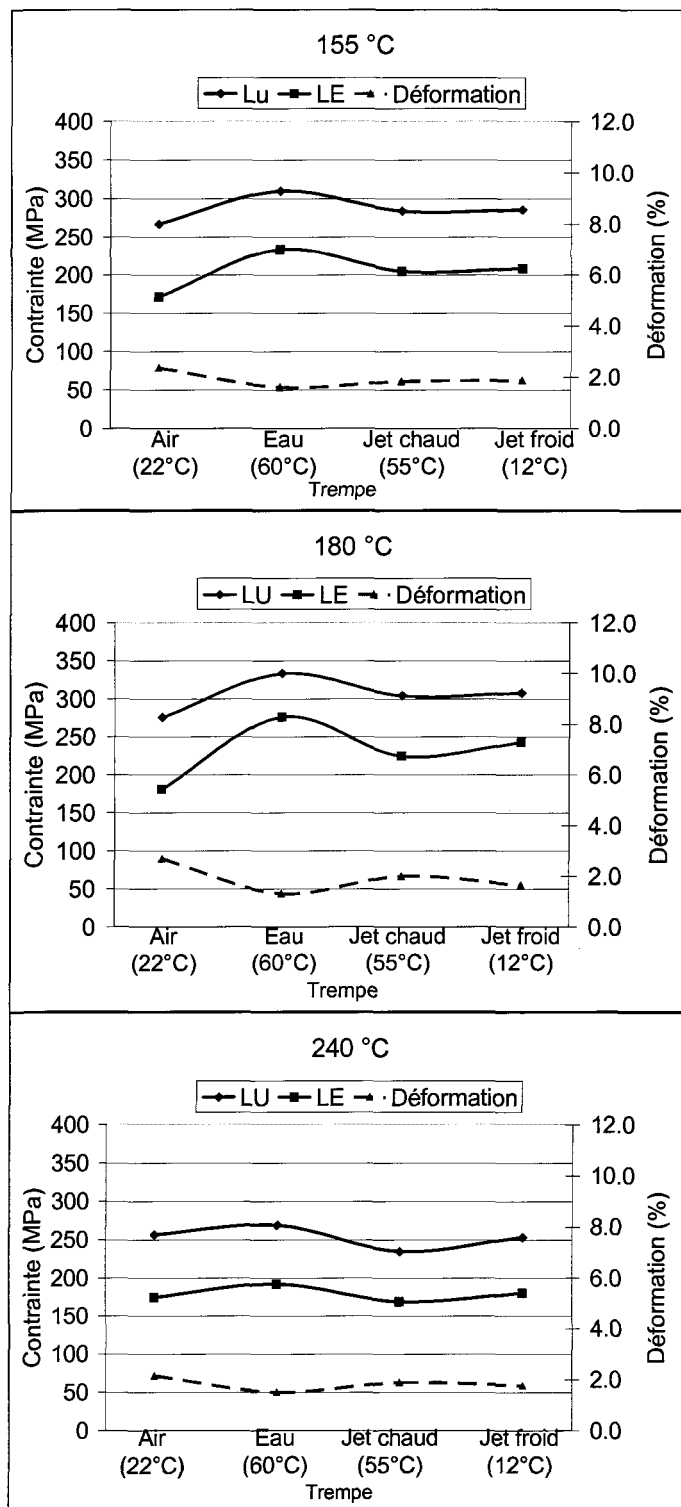


Figure 7.4. Propriétés mécaniques en traction de l'alliage E, après un traitement T6, aux trois différentes températures de vieillissement.

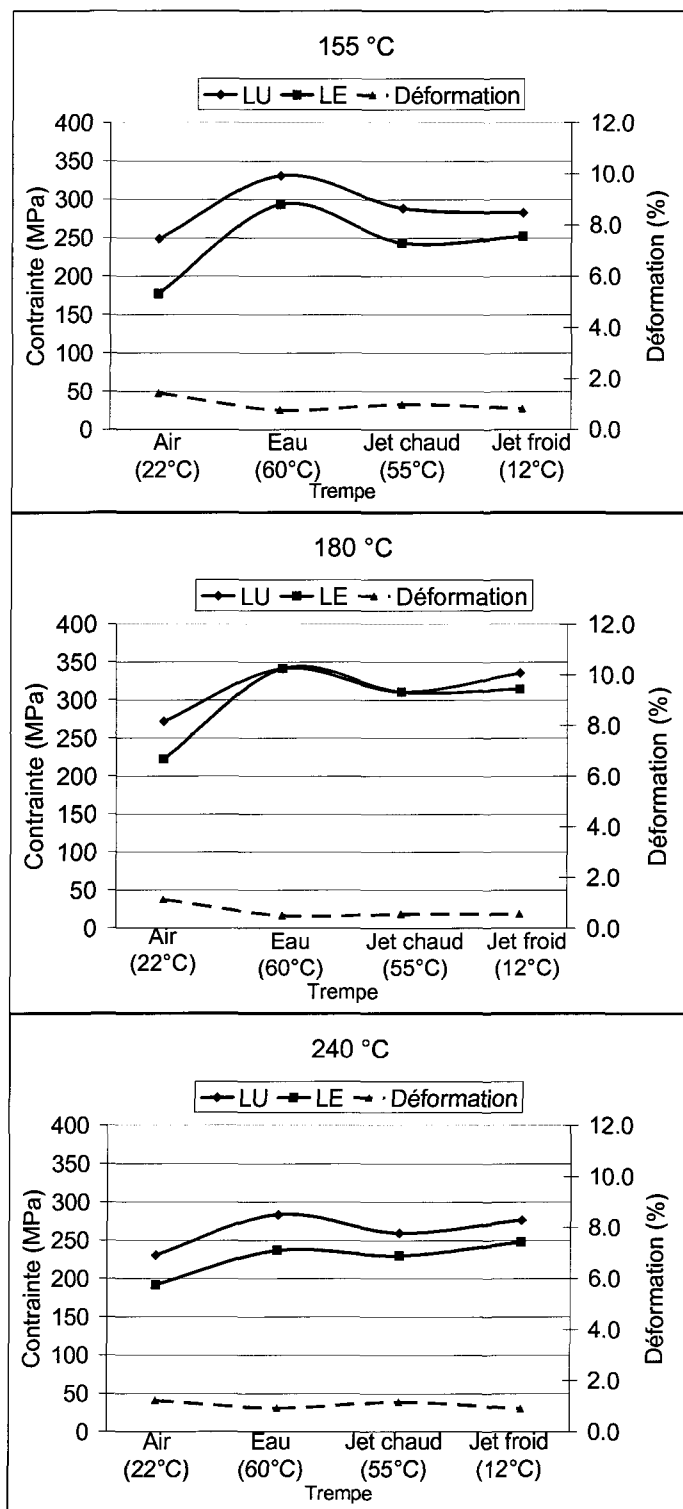


Figure 7.5. Propriétés mécaniques en traction de l'alliage C, après un traitement T6, aux trois différentes températures de vieillissement.

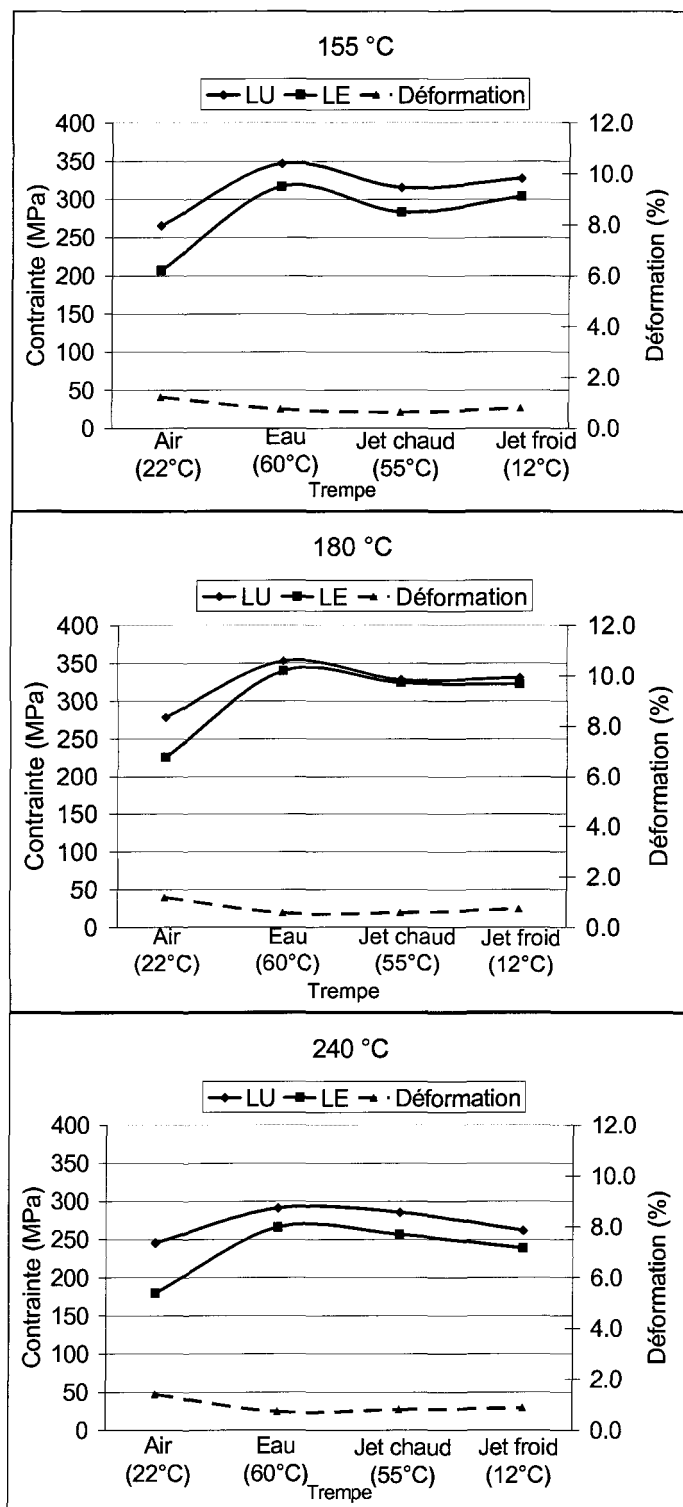


Figure 7.6. Propriétés mécaniques en traction de l'alliage D, après un traitement T6, aux trois différentes températures de vieillissement.

Des trois températures de vieillissement expérimentées, les valeurs les plus élevées du pourcentage de déformation ont été majoritairement obtenues par le vieillissement à 240°C, mais sans une très grande démarcation. Lorsque le magnésium et le cuivre sont ajoutés simultanément (alliage C), les valeurs de limite ultime et limite élastique se situent entre celles de l'alliage avec un ajout de magnésium seul (alliage B) et celles de l'alliage avec une addition de cuivre (alliage E). Cette diminution est provoquée en raison de la diminution du magnésium disponible pour le durcissement par la formation de phases $Q-Al_5Cu_2Mg_8Si_6$ qui restent insolubles. L'ajout d'autres éléments à l'alliage C produit différents effets sur les propriétés en traction. Ce qui résulte de l'addition de plusieurs éléments à l'alliage de base est la baisse importante du pourcentage de déformation à la rupture. Les deux éléments qui entrent en solution solide, l'argent et le zinc, augmentent la limite élastique des alliages. Les deux alliages contenant ces éléments, l'alliage D et l'alliage G, obtiennent les valeurs les plus élevées de limite élastique. Les valeurs de limite ultime et de limite élastique les plus élevées, tout alliages confondus, sont l'alliage D et l'alliage G avec un vieillissement à 180°C. La moyenne des quatre trempes de l'alliage D donne 322,55 MPa pour la limite ultime et 302,9 MPa pour la limite élastique; pour l'alliage G, elle est de 321,0 MPa pour la limite ultime et de 310,5 MPa pour la limite élastique. Le pourcentage de déformation moyen le plus élevé est celui de l'alliage A : avec un vieillissement de cinq heures à 180°C, il obtient une moyenne de 8,38 % pour les quatre trempes. L'ajout de nickel à l'alliage G n'a pas eu d'effet positif. Les résultats obtenus pour l'alliage H sont tous inférieurs à ceux de l'alliage G.

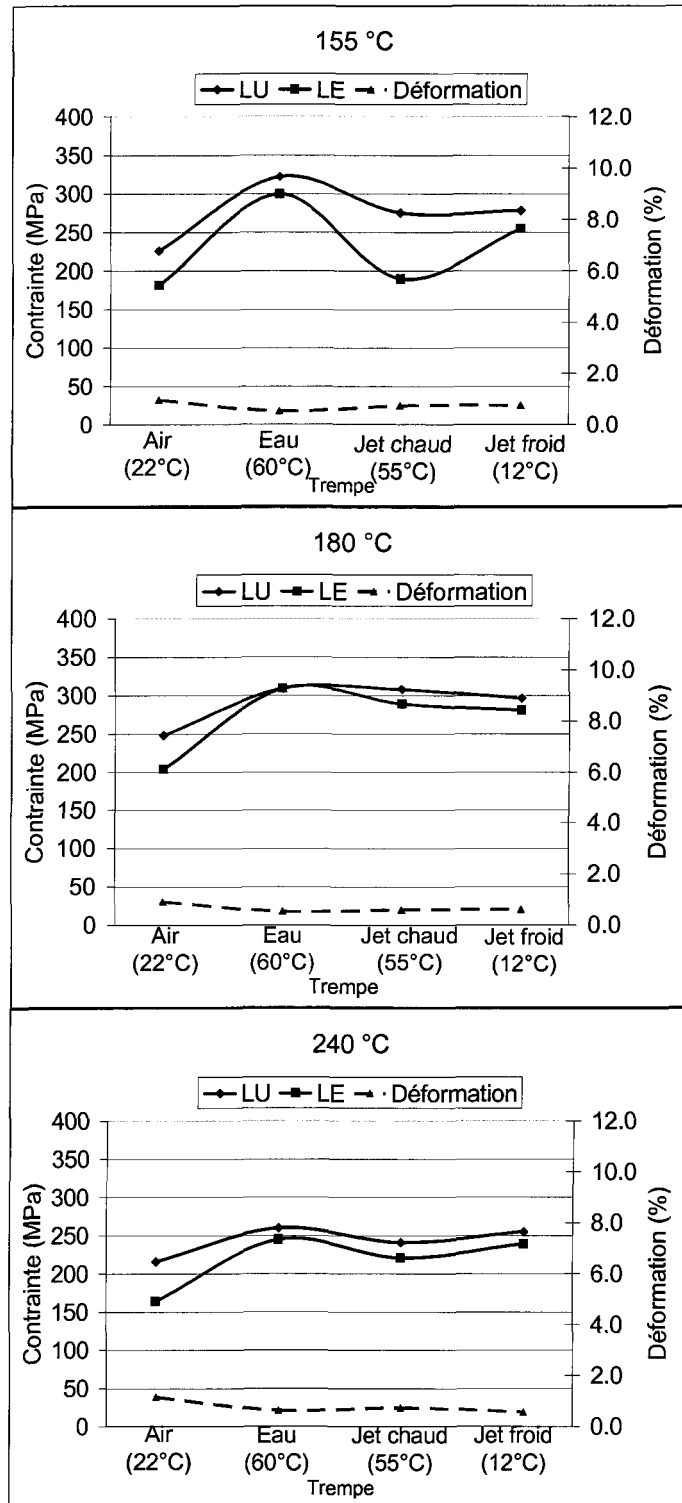


Figure 7.7. Propriétés mécaniques en traction de l'alliage F, après un traitement T6, aux trois différentes températures de vieillissement.

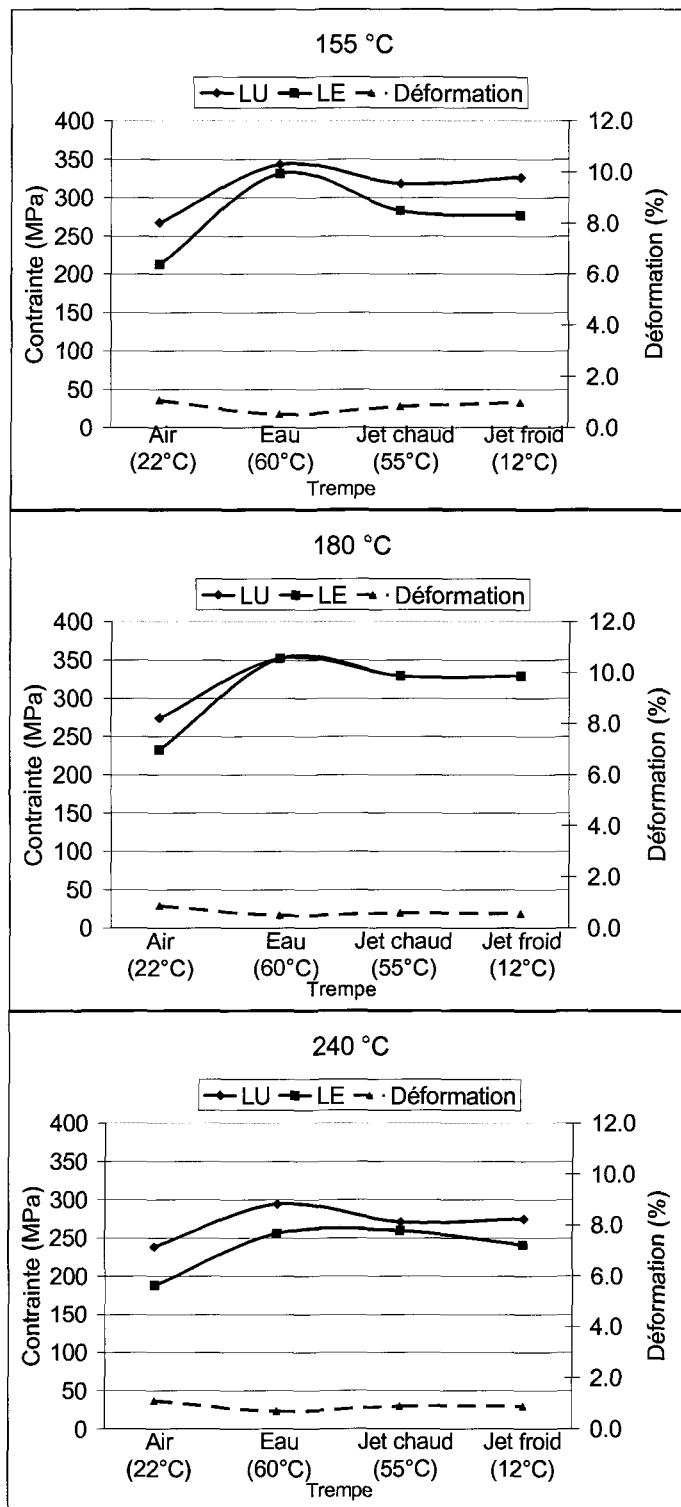


Figure 7.8. Propriétés mécaniques en traction de l'alliage G, après un traitement T6, aux trois différentes températures de vieillissement.

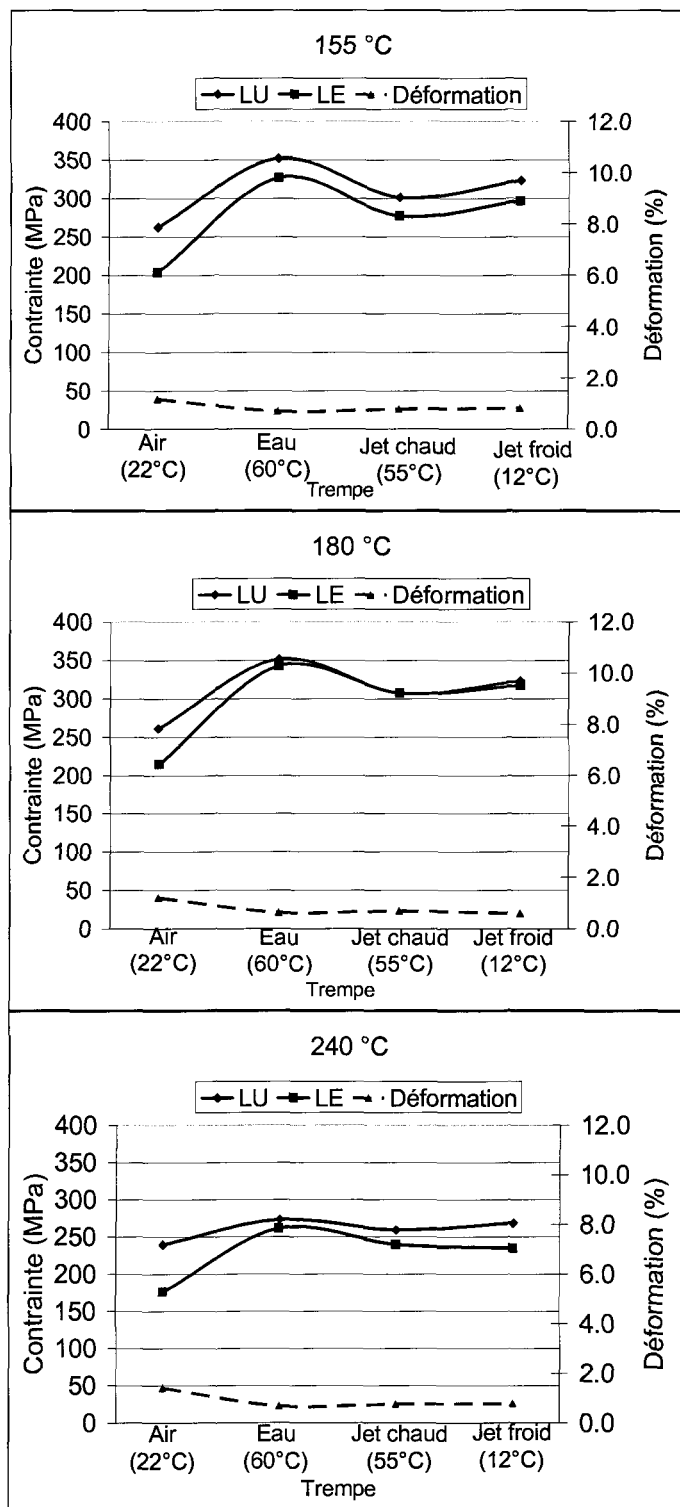


Figure 7.9. Propriétés mécaniques en traction de l'alliage H, après un traitement T6, aux trois différentes températures de vieillissement.

7.2.1.1 Mesures de dureté

Pour confirmer les résultats des essais de traction, quelques essais de dureté ont été réalisés sur certains alliages choisis en raison de leur rupture dans la zone élastique après un vieillissement à 180°C. La trempe analysée est celle à l'eau chaude. Les tests de dureté ont été effectués sur la base des éprouvettes de traction, usinées de chaque côté pour les rendre plates. Les mesures ont été prises à l'aide d'un appareil de dureté Brinell, avec une bille de 10 mm et une pression de 500 kg pendant 30 secondes. Les valeurs présentées à la figure 7.10 sont une moyenne de six mesures de duretés prises sur chaque échantillon, à raison de trois mesures par côté.

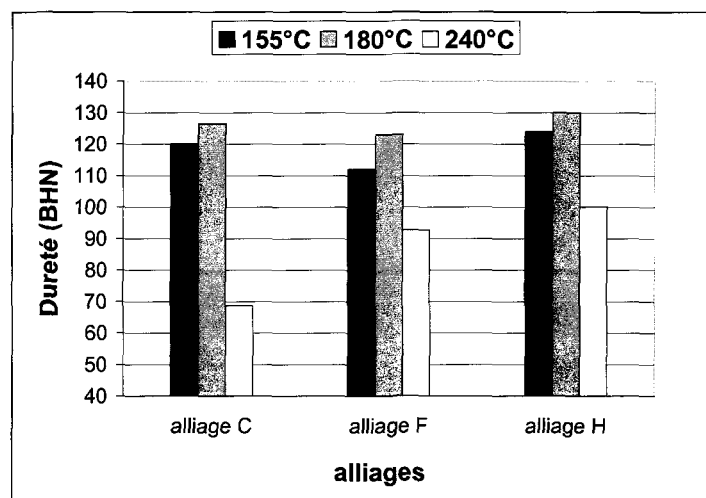


Figure 7.10. Dureté des alliages trempés à l'eau chaude en fonction de la température de vieillissement.

La dureté la plus élevée a été atteinte après le vieillissement à 180°C. À cette température, ces trois alliages se rompent dans la partie élastique de la courbe de traction, avec un très faible pourcentage de déformation. Les vieillissements à 240°C produisent clairement un survieillissement des alliages, tandis que les duretés atteintes après un

vieillissement à 155°C sont moins élevées mais très semblables à celles avec un vieillissement à 180°C. Par contre, même si les valeurs de dureté sont semblables, les barreaux de traction vieillis à 155°C se brisent dans la zone plastique.

L'addition de nouveaux éléments à l'alliage C - comme le cérium et le lanthane dans l'alliage F ou comme le zinc et le nickel dans l'alliage H - semble atténuer les effets négatifs du vieillissement à haute température. Les duretés de ces deux derniers alliages sont toutes deux supérieures à celle mesurée sur l'alliage C. Les composés intermétalliques insolubles présents dans ces alliages contribuent à conserver une certaine dureté après un vieillissement à haute température.

7.2.2 Mise en solution de vingt-quatre heures

La mise en solution de vingt-quatre heures a eu un effet plus important sur la morphologie des particules de silicium eutectique. Avec un traitement thermique T4, la résistance mécanique des alliages qui ont reçu une mise en solution de vingt-quatre heures était légèrement plus faible qu'avec une mise en solution de quatre heures. C'est toujours le cas après un traitement T6, à l'exception de certains alliages vieillissés à 180°C. Les résultats graphiques sont présentés aux figures 7.11 à 7.19 et les valeurs numériques, à l'annexe C.

Les meilleures propriétés en limite ultime pour l'alliage de base, après un traitement T6 comprenant une mise en solution de vingt-quatre heures, ont été atteintes avec le vieillissement de cinq heures à 155°C. De fait, il se produit le même phénomène que pour les alliages ayant subi une mise en solution de quatre heures. Les alliages qui n'ont pas reçu d'addition de cuivre, les alliages I, A et B, réagissent plus fortement avec le vieillissement à 155°C. La seule différence avec la mise en solution de quatre heures est que l'alliage E, qui n'a eu qu'une addition de cuivre de plus que l'alliage A, entre aussi dans cette catégorie. Il en ressort donc que les alliages avec une addition combinée de cuivre et de magnésium réagissent plus fortement au vieillissement à une température de 180°C. Il s'agit des alliages C, D, F, G et H. Le pourcentage de déformation à la rupture de l'alliage de base réagit plus fortement à la trempe que la limite ultime ou la limite élastique. La figure 7.11 montre une très grande variation du pourcentage de déformation à la rupture, tandis que les autres propriétés ne varient pratiquement pas.

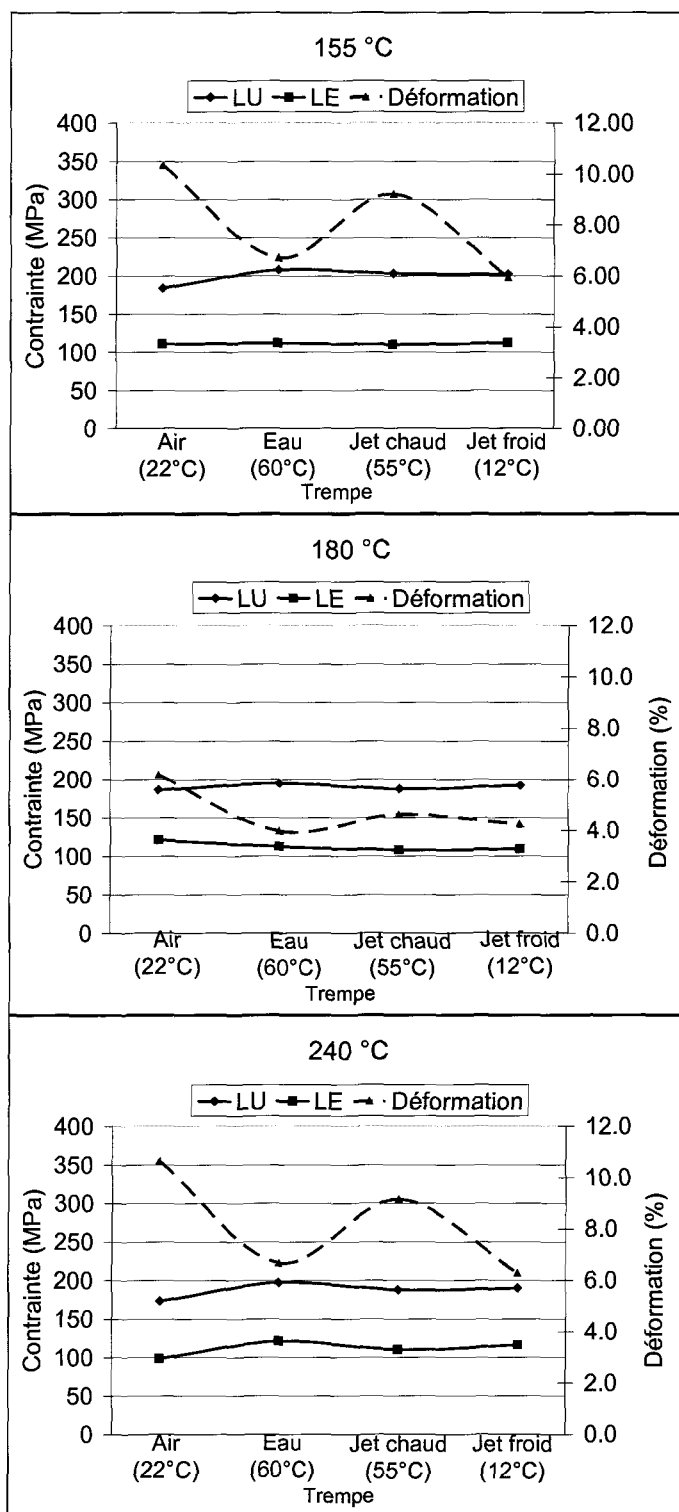


Figure 7.11. Propriétés mécaniques en traction de l'alliage I, après un traitement T6, aux trois différentes températures de vieillissement.

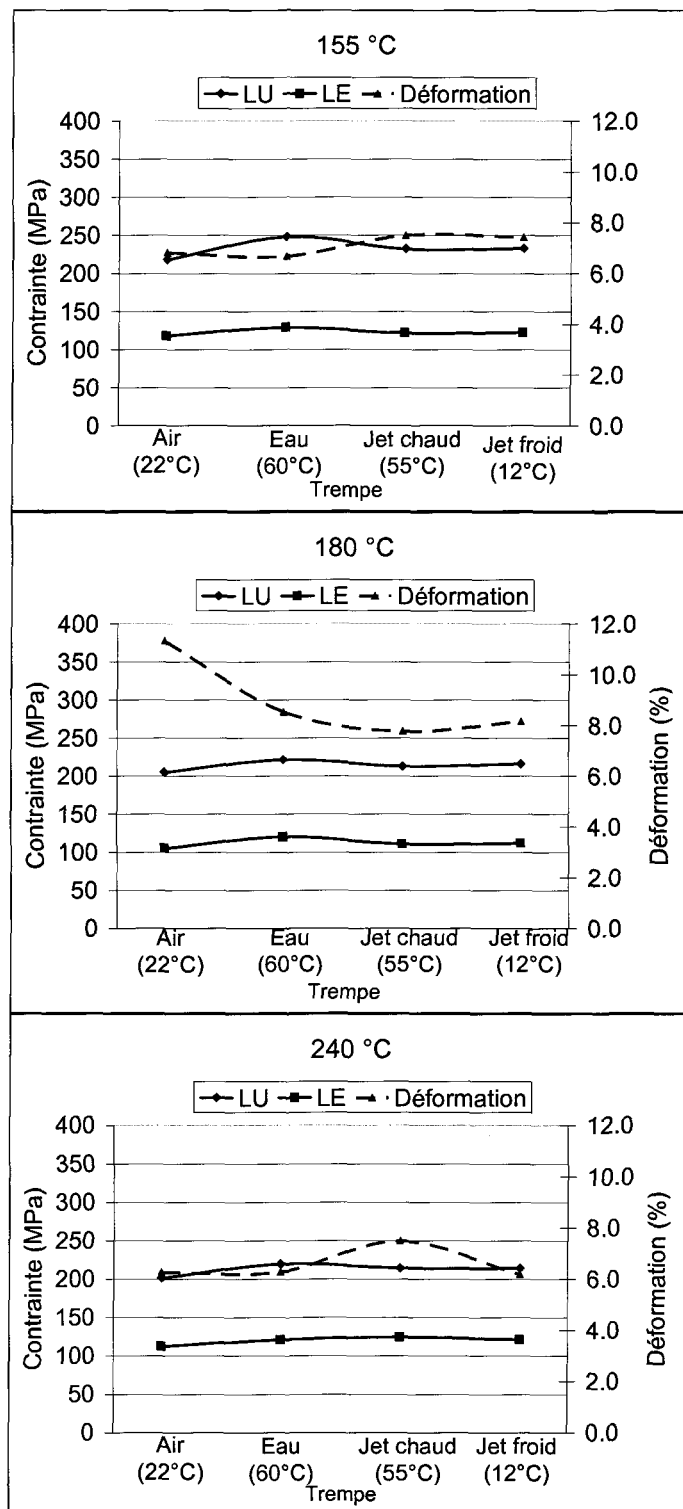


Figure 7.12. Propriétés mécaniques en traction de l'alliage A, après un traitement T6, aux trois différentes températures de vieillissement.

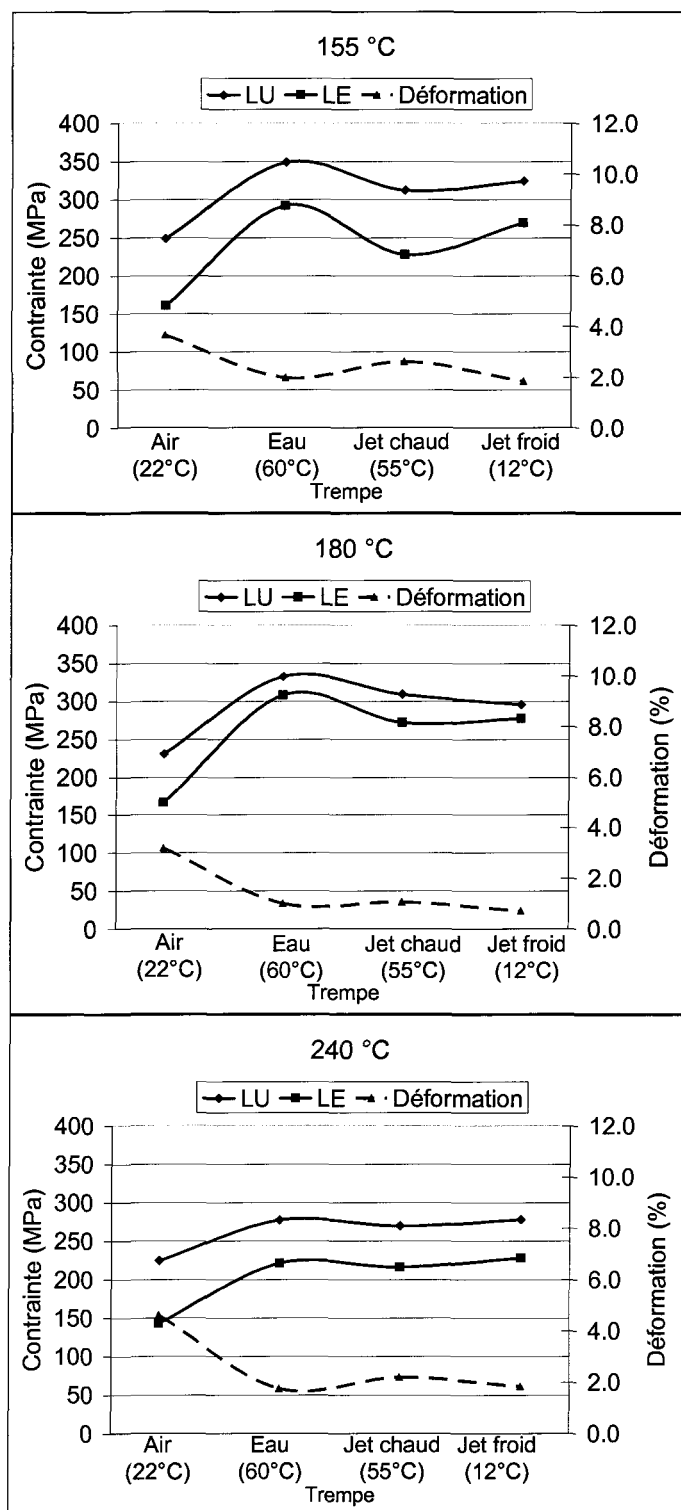


Figure 7.13. Propriétés mécaniques en traction de l'alliage B, après un traitement T6, aux trois différentes températures de vieillissement.

Comme pour l'alliage de base, la limite ultime et la limite élastique de l'alliage A ne varient pas beaucoup selon le type de trempe. Par contre, le pourcentage de déformation à la rupture semble être moins affecté par le taux de refroidissement que l'alliage I. En comparant les trois vieillissements, le pourcentage de déformation à la rupture n'est pas vraiment plus élevé pour l'un que pour l'autre. Comme pour la mise en solution de quatre heures, le vieillissement à 240°C présente une légère supériorité sur les deux autres températures ; mais c'est encore une fois l'alliage A, après un vieillissement à 180°C, qui obtient la plus haute moyenne de pourcentage de déformation à la rupture, avec un pourcentage de 8,95% pour la moyenne des quatre trempes. Les résistances maximales se retrouvent encore une fois après le vieillissement à 180°C et, encore une fois, les alliages D et G sont en tête de liste. Par contre, c'est l'alliage C qui a les meilleurs résultats. La moyenne de la limite ultime pour les quatre trempes de l'alliage C est de 339,0 MPa, contre 334,6 MPa pour l'alliage D et de 338,9 MPa pour l'alliage G. Dans ce même ordre, les moyennes des limites élastiques sont de 315,7 MPa, 309,7 MPa et 324,9 MPa.

Les alliages avec un ajout de magnésium ou de cuivre réagissent de la même façon que les échantillons avec une mise en solution de quatre heures, mais les résultats sont légèrement plus faibles. Les résistances atteintes par l'alliage B sont plus grandes que celles atteintes par l'alliage E, de même pour l'alliage C qui est composé d'un ajout des deux éléments simultanément. L'alliage D, alliage contenant de l'argent, obtient des résultats similaires à ceux dont la mise en solution est de quatre heures. Ces résultats, après la mise en solution de vingt-quatre heures, sont, comme pour les alliages précédents, plus faibles que ceux de la mise en solution moins prolongée.

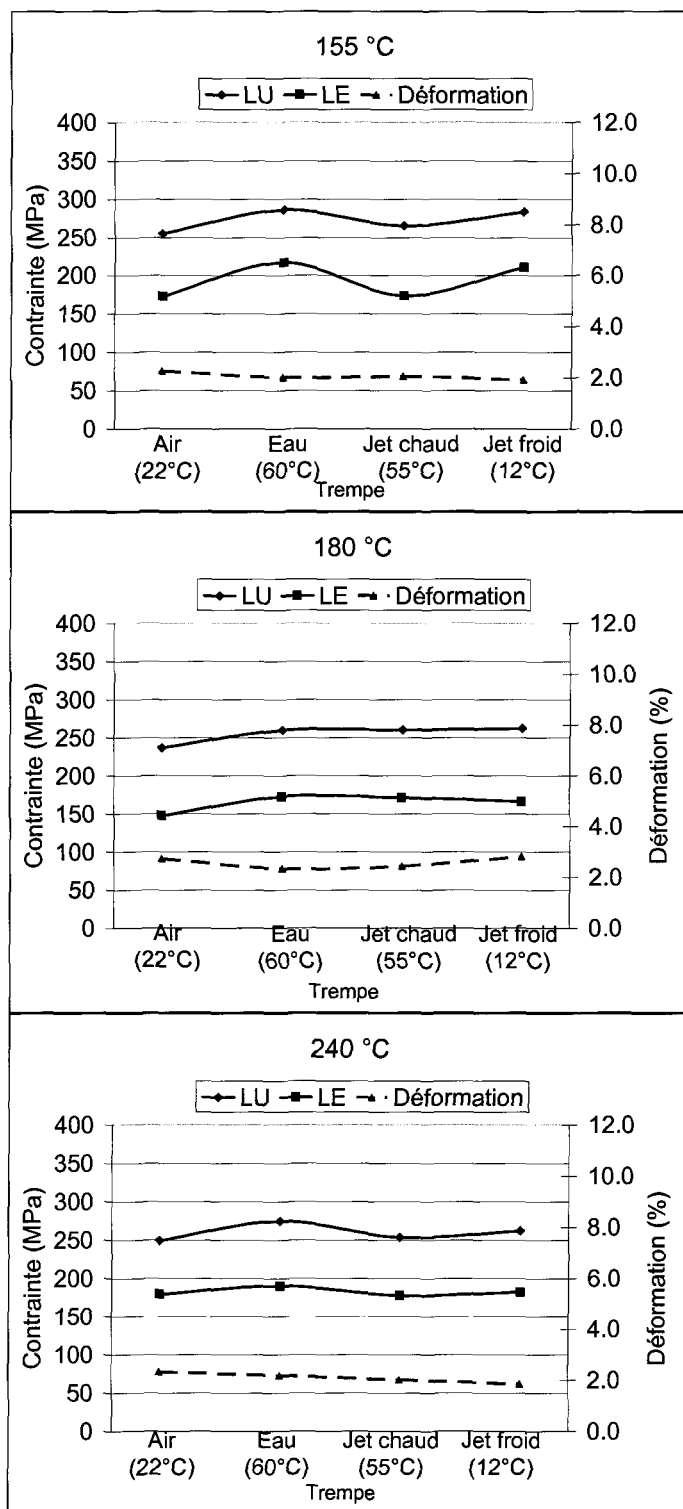


Figure 7.14. Propriétés mécaniques en traction de l'alliage E, après un traitement T6, aux trois différentes températures de vieillissement.

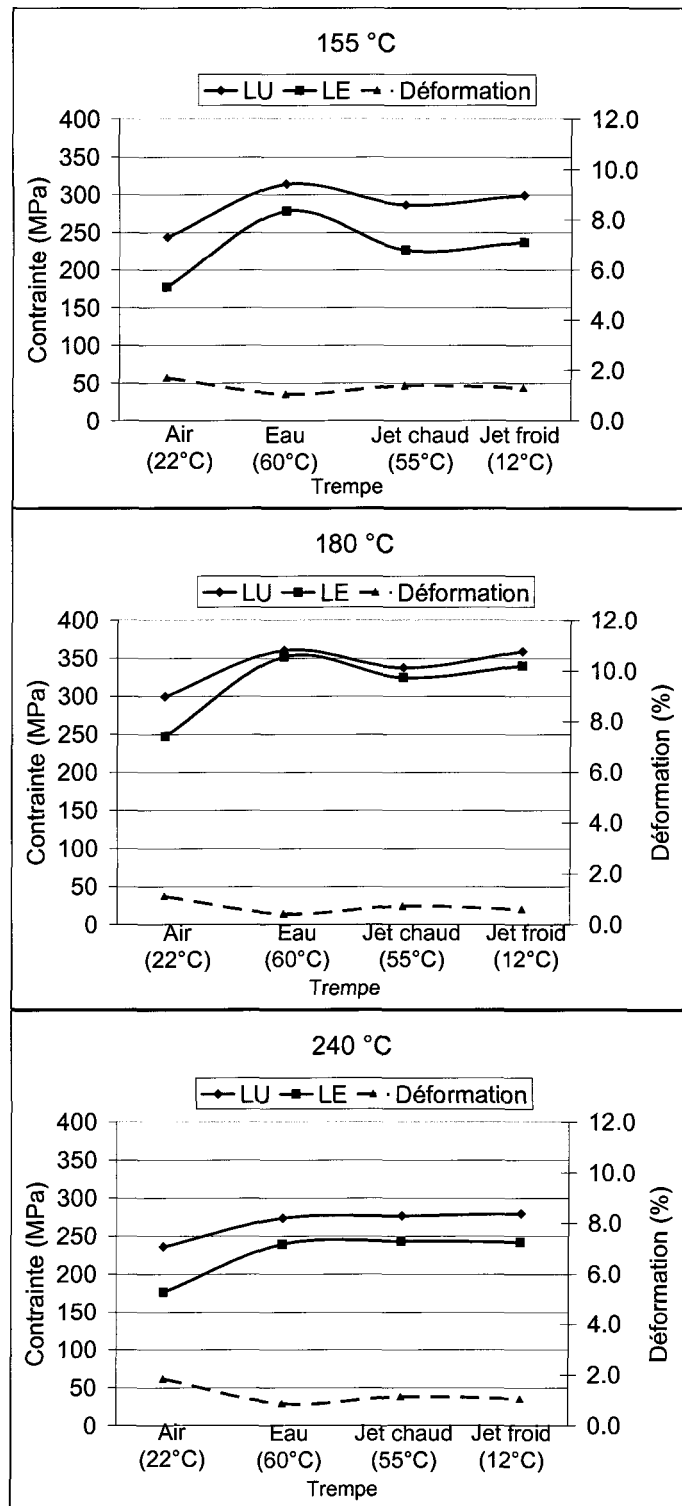


Figure 7.15. Propriétés mécaniques en traction de l'alliage C, après un traitement T6, aux trois différentes températures de vieillissement.

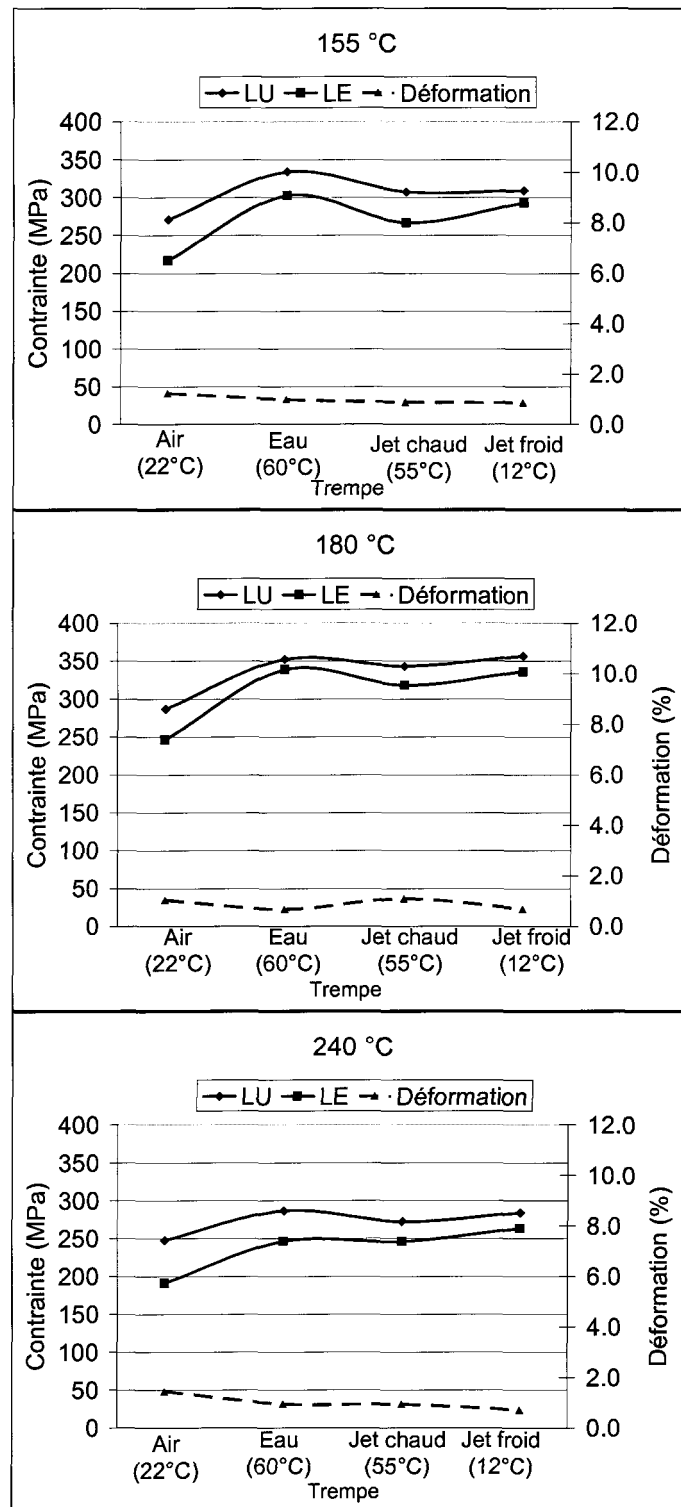


Figure 7.16. Propriétés mécaniques en traction de l'alliage D, après un traitement T6, aux trois différentes températures de vieillissement.

L'ajout de métaux terres rares à l'alliage C, sous forme de lanthane et de cérium, a fait diminuer sa limite ultime. C'est que, comme mentionné au chapitre 5, les composés intermétalliques qui se forment dans l'alliage F retiennent une certaine partie du cuivre qui, ne peut donc plus servir pour le durcissement. La limite élastique et le pourcentage de déformation ont, eux aussi, diminué avec l'ajout des métaux terres rares. La même chose se produit avec l'ajout de nickel. Encore une fois, et comme c'était le cas pour la mise en solution de quatre heures, l'ajout de nickel à l'alliage G n'a pas provoqué d'amélioration apparente des propriétés mécaniques en traction. Tout comme les métaux terres rares, le nickel provoque la formation de nouveaux composés intermétalliques et réduit ainsi la quantité des éléments disponibles pour le durcissement. Selon Smart²⁶, les précipités formés par le nickel sont trop distancés les uns des autres pour que leurs effets soient appréciables. De façon générale, la prolongation de la mise en solution de quatre à vingt-quatre heures n'a pas amélioré les propriétés mécaniques des alliages. Les effets présents après une mise en solution de quatre heures le sont encore après une mise en solution de vingt-quatre heures. Les échantillons C, D, F, G et H, après un vieillissement à 180°C, se rompent de nouveau dans la zone élastique en raison de leur faible ductilité.

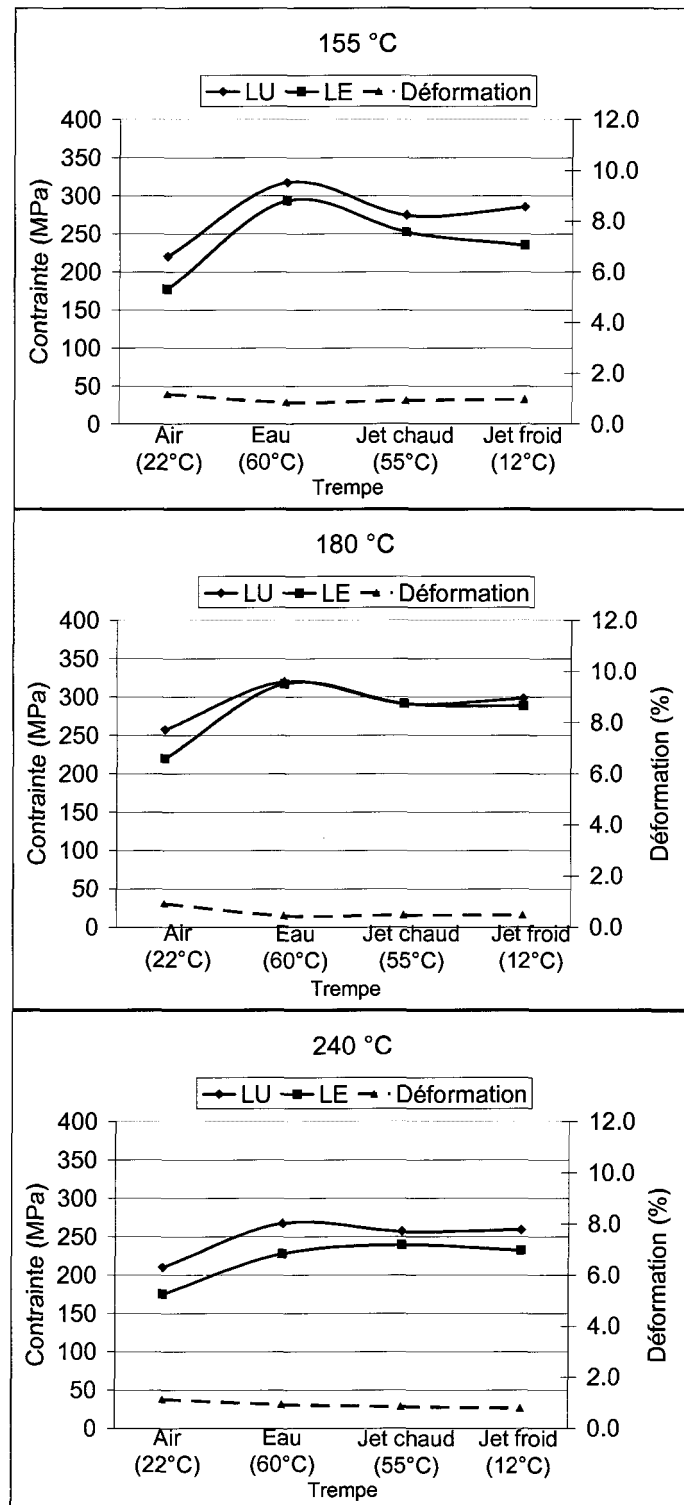


Figure 7.17. Propriétés mécaniques en traction de l'alliage F, après un traitement T6, aux trois différentes températures de vieillissement.

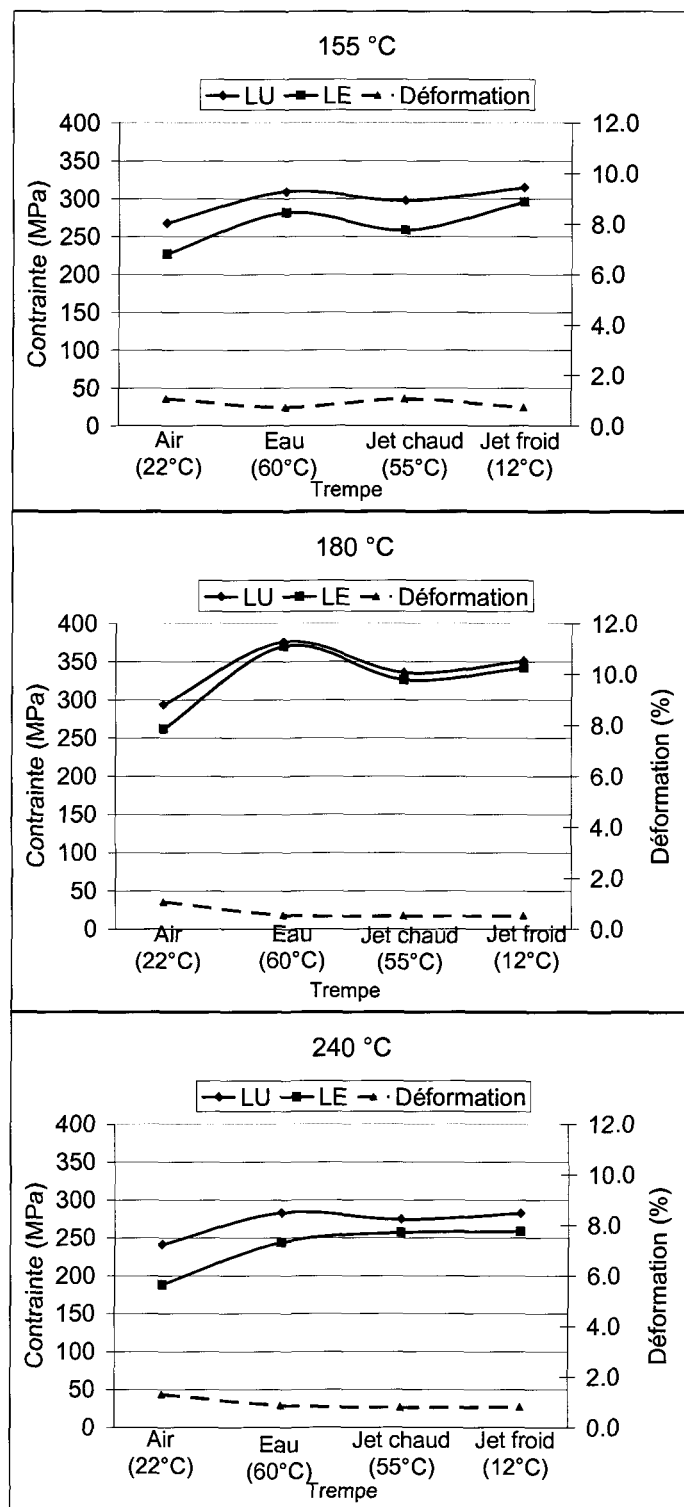


Figure 7.18. Propriétés mécaniques en traction de l'alliage G, après un traitement T6, aux trois différentes températures de vieillissement.

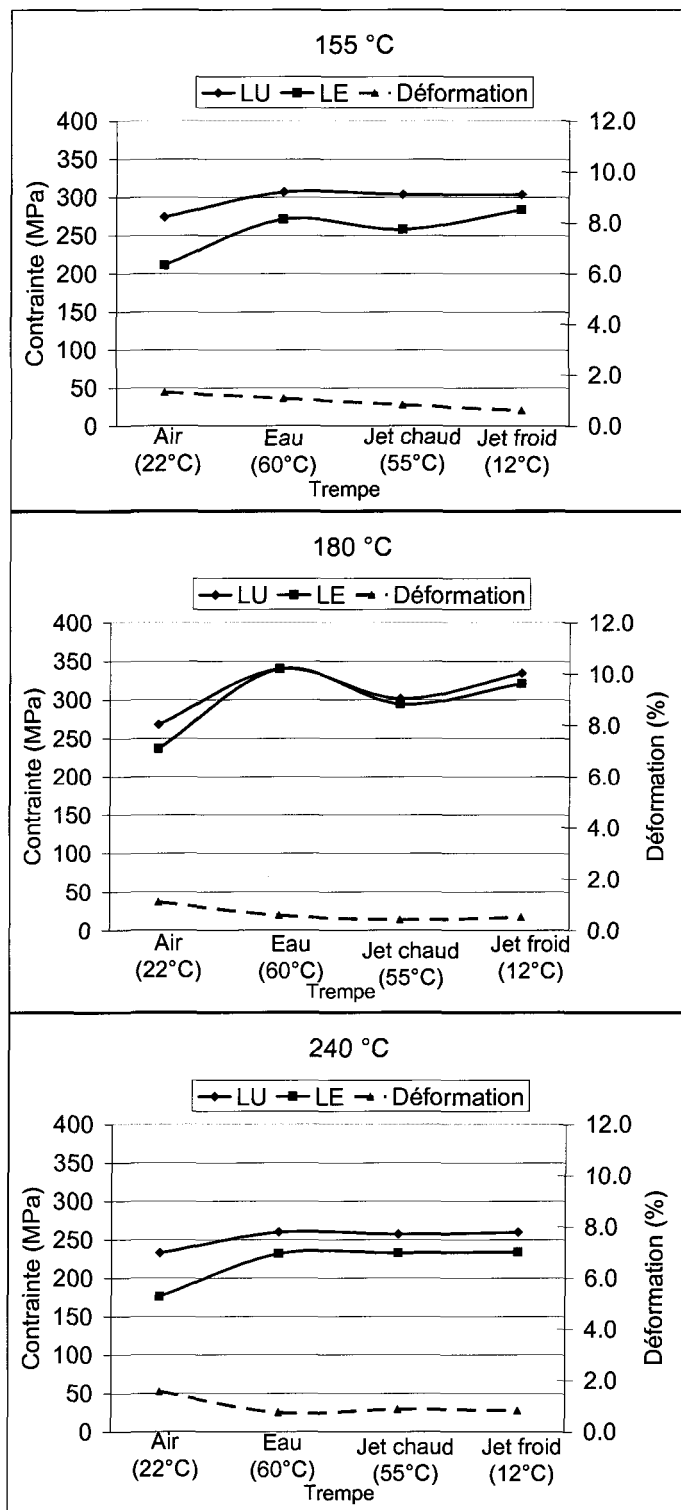


Figure 7.19. Propriétés mécaniques en traction de l'alliage H, après un traitement T6, aux trois différentes températures de vieillissement.

7.3 Comparaison avec le traitement T4

7.3.1 Mise en solution de quatre heures

Les deux différents traitements thermiques, le traitement T4 et le traitement T6, produisent des effets différents sur les alliages. Le traitement de vieillissement permet d'utiliser le durcissement par précipitation des éléments qui se sont dissous dans la matrice lors de la mise en solution. Pour être efficace, le traitement thermique T6 doit être effectué sur des alliages contenant une certaine quantité d'éléments en solution solide. En comparant les propriétés mécaniques en traction des alliages qui ont subi les deux différents traitements, T4 et T6, la différence est plus importante lorsqu'il y a une quantité plus importante d'éléments destinés à former des précipités tels le magnésium et le cuivre. Les comparaisons entre les alliages avec un traitement T6 et ceux avec un traitement T4 sont présentées dans les trois tableaux suivants. Le tableau 7.1 contient les différences entre les alliages T6, avec un vieillissement à 155°C, et les alliages T4 ; le tableau 7.2 présente les comparaisons pour le vieillissement à 180°C et le tableau 7.3 présente celles pour le vieillissement à 240°C.

Comme mentionné ci-haut, il n'y a pas vraiment de différence entre les propriétés des alliages T6 et celles des alliages T4 lorsqu'il n'y a pas d'éléments disponibles pour le durcissement par précipitation. C'est le cas pour les alliages I et A, qui sont l'alliage de base et l'alliage de base avec addition de strontium. Quel que soit le vieillissement utilisé, le traitement T6 n'est pas plus avantageux. L'augmentation de la résistance, grâce au traitement T6, commence lorsque les alliages reçoivent une addition de magnésium

(alliage B). Dans le cas des trois vieillissements, l'augmentation de la limite ultime est appréciable, mais c'est la limite élastique qui augmente le plus.

Tableau 7.1. Comparaison des propriétés mécaniques en traction des différents alliages, après une mise en solution de 4 heures et un vieillissement à 155°C, avec celles des mêmes alliages à l'état T4.

	Trempe	LU (MPa)	LE (Mpa)	%Déf (%)
I	Air	2.8	2.2	2.1
	Eau	16.3	3.3	0.4
	Jet Chaud	-4.3	-10.7	2.9
	Jet Froid	10.4	-5.2	2.3
A	Air	21.8	6.4	-1.9
	Eau	22.5	0.7	-4.0
	Jet Chaud	18.4	9.2	-1.3
	Jet Froid	22.1	11.0	-2.1
B	Air	28.2	30.0	-0.9
	Eau	97.8	145.4	-2.1
	Jet Chaud	69.1	121.1	-2.3
	Jet Froid	90.9	139.7	-2.4
E	Air	1.4	4.6	-0.4
	Eau	26.5	36.8	-0.4
	Jet Chaud	4.5	23.7	-0.4
	Jet Froid	-8.1	18.4	-0.8
C	Air	6.5	11.7	-0.4
	Eau	49.4	85.4	-0.7
	Jet Chaud	11.8	47.3	-0.7
	Jet Froid	7.9	61.0	-0.8
D	Air	19.2	45.8	-0.7
	Eau	58.5	108.0	-0.7
	Jet Chaud	33.2	87.3	-1.3
	Jet Froid	47.9	110.4	-0.9
F	Air	-7.7	29.0	-0.7
	Eau	53.9	98.3	-0.6
	Jet Chaud	21.0	9.5	-0.6
	Jet Froid	25.9	61.8	-0.4
G	Air	36.6	32.9	0.0
	Eau	51.5	110.4	-0.6
	Jet Chaud	30.6	51.8	-0.2
	Jet Froid	33.1	49.0	-0.4
H	Air	18.7	41.8	-0.6
	Eau	58.9	117.4	-0.9
	Jet Chaud	33.8	88.9	-0.8
	Jet Froid	52.7	104.1	-0.7

Des augmentations de plus de 140 MPa ont été enregistrées dans le cas de l'alliage B. Par contre, le pourcentage de déformation à la rupture a diminué de façon importante. Les échantillons de l'alliage B ont vu leur pourcentage de déformation à la rupture diminuer, en moyenne, de 2,5%.

Il ne se produit pas le même phénomène avec l'alliage qui a reçu une addition de cuivre (alliage E). Il n'y a pas d'augmentation significative des propriétés, pour l'alliage E, après un vieillissement à 155°C ; les propriétés semblent cependant être plus faibles que celles du traitement T4 après un vieillissement à 240°C. De façon générale, le vieillissement à 240°C n'a pas produit de meilleurs résultats que le traitement T4 et ce, pour tous les alliages. Les seules augmentations de la résistance en traction pour l'alliage E se retrouvent après un vieillissement à 180°C. Comme pour l'addition de magnésium, c'est avec la limite élastique que l'augmentation est la plus importante. Lorsque les deux éléments sont ajoutés simultanément, l'amélioration de l'alliage C comparativement au traitement T4 se situe entre celles de l'alliage B et de l'alliage E. Encore une fois, c'est le vieillissement à 180°C qui offre les meilleurs résultats ; le vieillissement à 240°C, quant à lui, n'a pas produit de bons résultats comparativement au traitement T4. La seule amélioration, à cette température de vieillissement, se trouve au niveau de la limite élastique.

Les autres éléments qui sont ajoutés n'ont pas vraiment d'effet supplémentaire après un traitement T6. L'addition d'argent n'a pas produit d'effet différent après un vieillissement. Les augmentations des propriétés de l'alliage D sont du même ordre que celles de l'alliage C. Ces augmentations sont produites par le magnésium et le cuivre qui

ont été ajoutés. Pour l'alliage F, qui contient du lanthane et du cérium, le même phénomène se produit. Ces métaux terres rares ont formé des composés intermétalliques insolubles, ils n'ont donc pas d'effet positif après un vieillissement.

Tableau 7.2. Comparaison des propriétés mécaniques en traction des différents alliages, après une mise en solution de 4 heures et un vieillissement à 180°C, avec celles des mêmes alliages à l'état T4.

	Trempe	LU (MPa)	LE (Mpa)	%Déf (%)
I	Air	-8.4	3.3	-0.7
	Eau	5.3	8.0	-0.1
	Jet Chaud	-7.6	-7.1	-0.8
	Jet Froid	2.2	3.7	-0.7
A	Air	2.5	-2.2	2.3
	Eau	-2.6	-9.7	-2.2
	Jet Chaud	-1.8	-0.8	1.0
	Jet Froid	-0.9	-33.0	0.0
B	Air	25.6	50.2	-2.3
	Eau	77.8	146.7	-2.7
	Jet Chaud	59.4	137.0	-3.0
	Jet Froid	70.8	144.1	-2.9
E	Air	10.2	14.6	-0.1
	Eau	49.9	79.7	-0.7
	Jet Chaud	24.9	44.0	-0.2
	Jet Froid	14.3	52.9	-1.1
C	Air	29.6	57.1	-0.7
	Eau	60.1	133.6	-1.0
	Jet Chaud	33.9	114.6	-1.1
	Jet Froid	60.8	123.6	-1.1
D	Air	32.5	64.5	-0.8
	Eau	64.5	131.0	-0.9
	Jet Chaud	46.0	128.4	-1.3
	Jet Froid	51.5	129.4	-1.0
F	Air	14.5	51.5	-0.8
	Eau	41.2	108.4	-0.5
	Jet Chaud	53.5	109.1	-0.7
	Jet Froid	44.1	88.2	-0.6
G	Air	43.3	52.8	-0.2
	Eau	60.4	131.0	-0.7
	Jet Chaud	41.4	97.8	-0.4
	Jet Froid	35.5	101.1	-0.8
H	Air	16.9	52.7	-0.5
	Eau	58.7	133.3	-0.9
	Jet Chaud	40.1	129.1	-0.9
	Jet Froid	52.5	114.8	-1.0

L'effet négatif de ces composés intermétalliques insolubles est qu'ils contiennent une certaine quantité de cuivre qui n'est donc plus disponible pour le durcissement. C'est pour cette raison que l'augmentation des propriétés de l'alliage F, comparativement au traitement T4, est plus faible que celle de l'alliage C.

L'addition de zinc, tout comme l'addition d'argent, n'a pas d'effet lors du vieillissement comparativement au traitement T4. Il reste dissous dans la matrice et n'affecte pas les propriétés lors du vieillissement. L'augmentation de la résistance de l'alliage G après les trois températures de vieillissement, comparativement à la résistance mesurée après un traitement T4, est la même que pour l'alliage C ; elle est provoquée, une fois de plus, par l'addition de magnésium et de cuivre. En ajoutant du nickel à cet alliage, deux phénomènes différents se produisent après le vieillissement. Premièrement, la limite ultime augmente de façon moins importante que pour l'alliage sans nickel. Cela est probablement provoqué par la diminution du cuivre disponible pour le durcissement, cuivre qui reste prisonnier des composés intermétalliques insolubles contenant du nickel. Deuxièmement, la limite élastique de l'alliage H a eu une plus forte augmentation que celle de l'alliage G et ce, pour les trois températures de vieillissement.

Tableau 7.3. Comparaison des propriétés mécaniques en traction des différents alliages, après une mise en solution de 4 heures et un vieillissement à 240°C, avec celles des mêmes alliages à l'état T4.

	Trempe	LU (MPa)	LE (Mpa)	%Déf (%)
I	Air	-7.2	-1.4	3.8
	Eau	-6.8	-2.0	0.6
	Jet Chaud	-22.7	-17.5	2.3
	Jet Froid	-3.4	-0.2	2.6
A	Air	4.6	6.6	-1.8
	Eau	-3.6	0.7	-3.4
	Jet Chaud	-10.8	0.9	0.6
	Jet Froid	6.9	8.5	-1.9
B	Air	13.7	18.1	1.2
	Eau	37.5	78.4	-1.9
	Jet Chaud	9.9	65.5	-1.9
	Jet Froid	33.5	81.9	-1.8
E	Air	-8.8	8.4	-0.6
	Eau	-14.2	-4.2	-0.5
	Jet Chaud	-44.3	-11.5	-0.4
	Jet Froid	-40.4	-9.4	-0.9
C	Air	-11.7	26.4	-0.6
	Eau	2.0	28.7	-0.5
	Jet Chaud	-17.3	33.6	-0.5
	Jet Froid	1.8	56.8	-0.7
D	Air	-0.5	19.0	-0.5
	Eau	2.7	57.2	-0.7
	Jet Chaud	-20.6	42.7	-1.1
	Jet Froid	6.3	63.4	-0.8
F	Air	-17.8	11.5	-0.5
	Eau	-8.4	43.8	-0.4
	Jet Chaud	-13.3	40.6	-0.6
	Jet Froid	2.6	46.2	-0.6
G	Air	7.3	8.4	0.0
	Eau	2.6	34.5	-0.3
	Jet Chaud	-16.9	27.9	-0.3
	Jet Froid	-18.7	12.8	-0.5
H	Air	-4.6	14.0	-0.3
	Eau	-20.0	51.9	-0.9
	Jet Chaud	-8.1	51.4	-0.9
	Jet Froid	-2.1	42.0	-0.8

7.3.2 Mise en solution de vingt-quatre heures

Comme pour les échantillons qui ont reçu un traitement thermique T4, la différence des propriétés en traction des deux temps de mise en solution n'est pas très importante.

Tableau 7.4. Comparaison des propriétés mécaniques en traction des différents alliages, après une mise en solution de 24 heures et un vieillissement à 155°C, avec celles des mêmes alliages à l'état T4.

	Trempe	LU (MPa)	LE (Mpa)	%Déf (%)
I	Air	4.5	12.7	2.2
	Eau	7.5	4.1	-1.4
	Jet Chaud	10.2	5.2	3.5
	Jet Froid	4.9	0.9	-0.9
A	Air	14.8	14.7	-2.9
	Eau	23.5	15.4	-3.8
	Jet Chaud	12.0	10.5	-3.0
	Jet Froid	16.4	12.7	-1.5
B	Air	40.9	48.1	-1.1
	Eau	89.0	135.0	-2.0
	Jet Chaud	95.4	111.8	-2.8
	Jet Froid	87.2	143.6	-3.7
E	Air	-9.8	9.9	-0.9
	Eau	1.3	21.8	-0.5
	Jet Chaud	12.6	27.4	-1.7
	Jet Froid	17.3	40.8	-0.4
C	Air	2.4	19.4	-0.9
	Eau	35.0	76.5	-0.8
	Jet Chaud	31.9	62.3	-1.1
	Jet Froid	47.8	89.3	-2.3
D	Air	30.6	59.2	-1.3
	Eau	53.9	90.2	-0.4
	Jet Chaud	55.9	88.8	-0.6
	Jet Froid	23.9	87.2	-1.1
F	Air	-17.6	22.5	-0.8
	Eau	45.2	96.5	-1.3
	Jet Chaud	34.4	83.6	-0.9
	Jet Froid	41.8	59.1	-0.4
G	Air	26.3	49.9	-0.2
	Eau	13.1	43.8	-1.0
	Jet Chaud	24.9	54.3	-0.5
	Jet Froid	39.2	74.1	-0.4
H	Air	39.5	56.1	-0.6
	Eau	44.0	78.4	-0.7
	Jet Chaud	50.0	84.9	-1.0
	Jet Froid	39.4	81.7	-0.7

Les différences entre les échantillons qui ont reçu un traitement thermique T6 avec une mise en solution de vingt-quatre heures et ceux qui ont reçu un traitement T4 sont présentées, selon la température de vieillissement, dans les tableaux 7-4 à 7-6.

Comme pour la mise en solution de quatre heures, l'alliage de base, modifié ou non, ne retire aucun bénéfice important à être vieilli. La résistance à la traction de l'alliage I et A reste la même, tandis que le pourcentage de déformation baisse considérablement. L'addition de magnésium a le même effet que pour les échantillons dont la mise en solution est de quatre heures. C'est dans l'alliage B que les plus hautes augmentations de résistance ont été mesurées. L'ajout de cuivre seul (alliage E) n'a pas eu autant d'impact que le magnésium. Il n'y a donc pas d'avantage réel à faire vieillir artificiellement cet alliage, car les augmentations sont très mineures. De plus, les propriétés sont légèrement inférieures aux propriétés de l'état T4, dans le cas du vieillissement à 180°C. Cet effet négatif du cuivre lors du vieillissement se répercute sur les propriétés de l'alliage C lorsque les deux éléments, le magnésium et le cuivre, sont ajoutés simultanément.

L'augmentation des propriétés de l'alliage C se situe entre celle de l'alliage B et celle de l'alliage E. Avec une addition d'argent, en plus du magnésium et du cuivre, il n'y a pas beaucoup de changement après le vieillissement sauf, peut-être, une augmentation légèrement plus élevée de la limite élastique, en comparaison avec l'alliage C. Les phases intermétalliques contenant du lanthane et du cérium sont restées insolubles, même après une mise en solution de vingt-quatre heures. L'effet de ces phases non dissoutes est la présence d'une quantité moins importante de cuivre libre pour le durcissement. Il en résulte donc que l'augmentation de la résistance mécanique, après un vieillissement, est moins

importante pour cet alliage que pour l'alliage avec la même composition mais sans métaux terres rares.

Tableau 7.5. Comparaison des propriétés mécaniques en traction des différents alliages, après une mise en solution de 24 heures et un vieillissement à 180°C, avec celles des mêmes alliages à l'état T4.

	Trempe	LU (MPa)	LE (Mpa)	%Déf (%)
I	Air	6.4	23.3	-1.9
	Eau	-5.6	4.6	-4.1
	Jet Chaud	-5.7	3.3	-1.1
	Jet Froid	-5.3	-2.1	-2.6
A	Air	1.9	1.5	1.6
	Eau	-3.0	6.5	-2.0
	Jet Chaud	-7.0	-0.5	-2.7
	Jet Froid	-0.3	2.1	-0.7
B	Air	22.7	53.6	-1.6
	Eau	72.8	151.0	-3.0
	Jet Chaud	92.5	156.1	-4.4
	Jet Froid	58.8	151.4	-4.8
E	Air	-28.1	-15.2	-0.5
	Eau	-25.1	-22.2	-0.2
	Jet Chaud	7.5	25.2	-1.3
	Jet Froid	-4.2	-3.4	0.5
C	Air	58.2	89.3	-1.5
	Eau	81.8	150.1	-1.4
	Jet Chaud	83.0	160.2	-1.8
	Jet Froid	107.7	192.4	-3.0
D	Air	46.3	88.7	-1.4
	Eau	72.3	126.3	-0.7
	Jet Chaud	91.6	140.1	-0.4
	Jet Froid	71.4	130.1	-1.3
F	Air	19.6	65.5	-1.1
	Eau	47.7	120.2	-1.7
	Jet Chaud	51.7	122.7	-1.3
	Jet Froid	55.1	112.7	-0.9
G	Air	51.9	84.6	-0.3
	Eau	79.9	132.5	-1.1
	Jet Chaud	63.4	122.2	-1.1
	Jet Froid	75.6	120.5	-0.6
H	Air	33.3	81.3	-0.8
	Eau	77.1	147.0	-1.2
	Jet Chaud	47.9	121.5	-1.4
	Jet Froid	69.7	119.0	-0.8

L'addition de zinc a eu un effet légèrement négatif sur les propriétés mécaniques en traction. L'augmentation des propriétés de l'alliage G est légèrement moins importante que pour l'alliage C. Le nickel ajouté à l'alliage G provoque une diminution plus importante des propriétés en traction. L'ajout de nickel n'a pas produit d'effet positif, quel que soit le traitement thermique apporté aux alliages.

De façon générale, les traitements de vieillissement de 155°C et de 180°C offrent de bons résultats, en comparaison avec le vieillissement à la température de 240°C. Cette dernière température provoque un survieillissement qui diminue les propriétés après la mise en solution. Les propriétés en traction des alliages qui ont reçu un vieillissement de cinq heures à 240°C sont inférieures à celles qui n'ont eu qu'une mise en solution avec un traitement T4. Le temps de vieillissement de cinq heures est donc trop long pour cette température.

Tableau 7.6. Comparaison des propriétés mécaniques en traction des différents alliages, après une mise en solution de 24 heures et un vieillissement à 240°C, avec celles des mêmes alliages à l'état T4.

	Trempe	LU (MPa)	LE (Mpa)	%Déf (%)
I	Air	-6.3	0.8	2.5
	Eau	-3.0	13.2	-1.4
	Jet Chaud	-5.2	5.1	3.4
	Jet Froid	-7.5	4.7	-0.6
A	Air	-1.7	9.1	-3.5
	Eau	-4.9	7.3	-4.2
	Jet Chaud	-5.6	13.3	-3.0
	Jet Froid	-2.5	11.5	-2.7
B	Air	16.4	30.3	-0.2
	Eau	17.9	64.3	-2.2
	Jet Chaud	53.2	100.2	-3.3
	Jet Froid	41.1	102.2	-3.7
E	Air	-15.6	16.8	-0.9
	Eau	-10.2	-4.4	-0.4
	Jet Chaud	0.7	31.9	-1.7
	Jet Froid	-4.2	12.6	-0.5
C	Air	-5.2	18.6	-0.8
	Eau	-5.0	37.5	-1.0
	Jet Chaud	22.3	79.2	-1.4
	Jet Froid	28.2	94.6	-2.6
D	Air	7.0	33.4	-1.0
	Eau	6.7	33.9	-0.4
	Jet Chaud	20.5	68.0	-0.6
	Jet Froid	-1.1	57.4	-1.2
F	Air	-27.6	20.8	-0.9
	Eau	-4.6	31.0	-1.2
	Jet Chaud	16.9	70.5	-0.9
	Jet Froid	16.1	56.6	-0.6
G	Air	-0.6	11.0	0.0
	Eau	-12.9	6.5	-0.8
	Jet Chaud	1.7	52.9	-0.8
	Jet Froid	7.1	37.0	-0.3
H	Air	-1.9	20.8	-0.4
	Eau	-3.1	38.9	-1.0
	Jet Chaud	3.8	59.6	-0.9
	Jet Froid	-4.6	32.0	-0.5

CHAPITRE 8
CONCLUSIONS

CHAPITRE 8

CONCLUSIONS

Les conclusions suivantes sont basées sur les résultats observés dans le présent travail sur les alliages de types 413.1 contenant différents éléments d'addition.

8.1 Microstructure

1. La vitesse de solidification de l'alliage a un effet plus important que la modification au strontium sur la grosseur des particules de silicium eutectique. L'effet du strontium est de provoquer la sphéroïdisation des particules. Son effet est, par contre, réduit lors de l'addition de plusieurs éléments aux alliages, dû à l'interaction de ce dernier avec les autres éléments. La mise en solution permet aussi de changer la morphologie des particules de silicium eutectique. Son effet augmente avec la durée de la mise en solution.
2. Lors de la mise en solution, les particules de silicium eutectique se fragmentent en suivant les mécanismes suivant : dans le cas d'un alliage non-modifié, fragmentation, arrondissement, croissance et fusionnement et dans le cas d'un alliage modifié, arrondissement, croissance et fusionnement. La croissance des particules a été observée se produisant par le mécanisme de la dilution d'Ostwald.
3. Dans les alliages modifiés au strontium, les composés intermétalliques $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ influencent la grosseur des particules de silicium eutectique qui précipitent près d'eux. Ces composés se solidifient en premier et entraînent avec eux une certaine

quantité de strontium qui reste à proximité de ces composés pour modifier de façon plus importante les particules de silicium eutectique des alentours. Les autres phases intermétalliques n'affectent pas la morphologie des particules de silicium eutectique.

4. Les phases intermétalliques qui se dissolvent l'ont fait en quatre heures de mise en solution. Les composés intermétalliques $Q-Al_5Cu_2Mg_8Si_6$ ainsi que ceux contenant du fer, du nickel ou des métaux terres rares ne se sont pas dissout après vingt-quatre heures de mise en solution. L'addition de Mg à l'alliage de base a mené à la transformation partielle de la phase $\beta-Al_5FeSi$ en $\pi-Al_8Mg_3FeSi_6$.
5. L'addition de lanthane et de cérium (0,5% en masse) mène à la précipitation de la plus importante fraction de phases intermétalliques.

8.2 Analyse mécanique

6. À l'état tel que coulé, l'addition de nouveaux éléments produit différents effets sur les propriétés mécaniques. Les résistances les plus élevées en limite ultime ont été obtenues par l'alliage 413.1 avec une addition de strontium (alliage A) et l'alliage avec une addition de magnésium (alliage B). L'addition d'argent et l'addition de zinc provoquent l'augmentation de la limite élastique.
7. Une mise en solution de vingt-quatre heures n'améliore pas les résistances des alliages comparativement à une mise en solution de quatre heures. Après un traitement thermique T4, les valeurs de résistance en traction les plus élevées ont été obtenues avec l'alliage 413.1 + strontium + cuivre (LU 293 MPa). Le cuivre est l'élément qui réagit le plus lors d'une mise en solution en se mettant en solution solide dans la matrice d'aluminium.

8. Seules quelques compositions d'alliage obtiennent un pourcentage de déformation à la rupture supérieur à 2%. Après un traitement T4, il s'agit des alliages I, A, B et E. En ajoutant une quantité plus importante d'éléments d'addition, le pourcentage de déformation n'est plus assez important. Avec un traitement T6, seuls les alliages I et A ont un pourcentage de déformation à la rupture supérieur à 2% ainsi que les alliages B et E avec un refroidissement à l'air ambiant après la mise en solution.
9. Le montage de jet d'eau avec de l'air comprimé ou la disposition en cercle des échantillons doit être modifiés pour éviter certains problèmes de reproductibilité. La surface extérieure des échantillons, qui est exposée aux jets, est refroidie rapidement, mais la surface intérieure se refroidit à une vitesse plus lente, créant un *certain gradient thermique à l'intérieur des l'échantillons*.
10. Le vieillissement à 155°C est plus approprié pour les alliages ne contenant pas de cuivre et le vieillissement à 180°C fait plus augmenter les propriétés des alliages qui en contiennent. Par contre, la température de vieillissement de 240°C est trop élevée pour être appliqué pendant cinq heures et elle produit un survieillissement.
11. Plusieurs alliages se rompent dans la zone élastique lorsqu'ils reçoivent un vieillissement à 180°C. La dureté de ces alliages a été mesurée pour confirmer que ce sont les alliages les plus durs.
12. Après les vieillissements, le nickel n'a pas montré d'effet positif sur les propriétés en traction des alliages mais il aide à conserver une dureté plus élevée après un vieillissement à haute température.

RECOMMENDATIONS

RECOMMANDATIONS

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

1. L'étude des éléments modifiant la sensibilité à la trempe des alliages d'aluminium pourrait être plus approfondie.

2. Pour l'utilisation future du montage expérimental utilisé lors de ce projet, il pourrait être souhaitable de tremper les échantillons un à la fois. Cela peut être plus long à effectuer, mais les résultats seraient homogènes.

3 Une étude de la dureté sur tous les échantillons ainsi que d'autres propriétés tel la ténacité pourrait être envisagée.

BIBLIOGRAPHIE

BIBLIOGRAPHIE

-
1. « Aluminum Industry Technology Roadmap : Industry/Government Partnerships for the Future », *Aluminum Association Inc. and U.S. Department of Energy*, 1996.
 2. « U.S. Automakers Prepare for Tougher CAFÉ Standards », Aluminum Association Inc., *Automotive Transportation News*, page web, Mars 2002.
 3. « Axle Carrier Switch May Sweeten Detroit's CAFÉ », Aluminum Association Inc., *Automotive Transportation News*, page web, Novembre 2002.
 4. M. Santarini, « L'Aluminium Moulé dans l'Industrie Automobile », *Matériaux et Techniques*, Janvier- Février 1991, pp. 15-26.
 5. « GM Completes Plans for All-Aluminum V-8 Engine », Aluminum Association Inc., *Automotive Transportation News*, page web, Novembre 2002
 6. « Aluminum: Properties and Physical Metallurgy », J.E. Hatch (ed.), American Society for Metals, Metals Park, OH, 1984, pp. 242-350.
 7. M. A. Moustafa, F. H. Samuel, H. W. Doty, S. Valtierra, « Effect of Mg and Cu on the microstructural characteristics and tensile properties of Sr-modified Al-Si eutectic alloys », *International Journal of Cast Metals Research*, Vol. 14, 2002, pp. 235-253.
 8. M. A. Moustafa, C. Lepage, F.H. Samuel, H.W. Doty, « Metallographic Observations on Phase Precipitation in Strontium-Modified Al-11,7% Si Alloys: Role of Alloying Elements », *International Journal of Cast Metals Research*, Vol. 15, 2003, pp. 609-626.
 9. C. Lepage, « Effet des éléments alliés et des traitements thermiques sur la microstructure et les propriétés de traction des alliages aluminium-silicium 413.0 », Mémoire de maîtrise en ingénierie, UQAC, août 2003.
 10. Registration Record of Aluminum Association Alloy Designation and Chemical Composition Limits Aluminium Alloys in the Form of Casting and Ingots, The Aluminum Association, Washington, DC, Août 1982.

-
11. J. Campbell, « Casting », Butterworth-Heinemann Ltd, Oxford, 1991, pp. 175-208.
 12. R. E. Cope, « The Position of Low Pressure Process in the Aluminum Casting Market », *Modern Casting*, Avril 1982, pp. 50-53.
 13. T. Vo Van, « Fonderie », Département de mines et métallurgie, Faculté de science et génie, Université Laval, Automne 1999, 202 p.
 14. J.M. Dorlot, J.-P. Baillon, J. Masounave, « Des Matériaux » Édition de l'École Polytechnique de Montréal, Montréal, 1986, pp. 332-335.
 15. Delvest Inc., Non-ferrous alloys information, site web de Delvest Inc.
 16. ASM, « Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Material », Metals Handbook Tenth Edition, Vol. 2, American Society for Metals (ASM), 1990, pp. 171-172.
 17. W.D. Griffiths, M.R. Jolly, W. Kätlitz, R. Kendrick, A.M. Niblett, « The Effect of Simultaneous Additions of Sodium and Strontium on the Modification of Aluminium Silicon Alloy », *Light Metals*, 1991, pp. 1047-1055.
 18. S.M.D. Glenister, R. Elliott, « Strontium Modification of Al-12.7 wt-% Si alloys », *Metal Science*, Vol. 15 (4), avril 1981, pp. 181-184.
 19. Y. Shimizu, Y. Kato, S. Hashimoto, N. Tsuchiya, « Modification of hypereutectic Al-Si alloys by simultaneous addition of P and Na », *Journal of Japan Institute of Light Metals*, Vol. 34, no 12, 1984, pp. 682-688.
 20. J.E. Gruzleski, B.M. Closset, « The Treatment of Liquid Aluminum-Silicon alloys », The American Foundrymen's Society, Inc., Illinois, 1990, p. 112.
 21. Z. Ma, « Effets des intermétalliques de fer et de porosités sur les propriétés de traction et d'impact sur les alliages de coulée Al-Si-Cu et Al-Si-Mg », Thèse de doctorat, UQAC, août 2002, 281p.
 22. M.A. Moustafa, F.H. Samuel, H.D. Doty, S. Valtierra, « Effect of Mg and Cu additions on the micro structural characteristics and tensile properties of Sr-modified Al-Si eutectic alloys », *International Journal of Cast Metals Research*, 14, November 2001, pp. 1-19.

-
23. M. Murayama, K. Hono, W.F. Miao, D.E. Laughlin, « The effect of Cu additions on the precipitation kinetics in an Al-Mg-Si alloy with excess Si », *Metallurgical and Materials Transactions A*, Volume 32A, February 2001, pp. 239-246.
 24. F.A. Shunk, « Constitution of binary alloys », McGraw-Hill, Toronto, 1969, 720p.
 25. ASM Metals Reference Book, Second Edition, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1983, 560 p.
 26. R.F. Smart, « Metallurgical aspects of aluminium-silicon eutectic alloys », *The British Foundryman*, November 1971, pp. 430-446.
 27. I. Dutta, S.M. Allen, *Journal of Material Science*, Vol. 10, 1991, pp. 323.
 28. W.F. Miao and D.E. Laughlin, « Effects of Cu content and preaging on precipitation characteristics in aluminum alloy 6022 », *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 31A, février 2000, pp. 361-371.
 29. G. Sha and A. Cerezo, « Characterization of Precipitates in an Aged 7xxx Series Al Alloy », IVM Conference, Lyon, France, 2002.
 30. F. Andreatta, J.R. Flores, E.P.M. van Westing, J.H.W. de Wit, « AFM and SEM Characterization of the Microstructure of AA7075-T6 », The Electrochemical Society 203rd Meeting, Paris, France, May 2003.
 31. S. an Mey and G. Effenberg, *Z. Metallkde*, Vol. 77, 1986, pp. 449-453.
 32. Scientific Group Thermodata Europe Database, SGTE website.
 33. ASM Handbook, « Alloy Phase diagrams », Vol. 3, Metals Park, Ohio, 1992, pp. 2.25-2.54.
 34. R. Sharan, N. P. Saksena, « Rare Earth Additions as Modifiers of Aluminum Silicon Alloys », *AFS International Cast Metals Journals*, Vol. 3, No. 1, 1978, pp. 29-33.
 35. R. Sharan, « Influence of the rare earth additions on the machinability and mechanical properties of aluminum alloys », 41st International Foundry Congress, Liege, Belgium, Vol. 23. 1974, pp. 9-14.
 36. B. J. Ye, C. R. Loper Jr., D. Y. Lu, C. S. Kang, « An assessment of the role of rare earth in the eutectic modification of cast aluminum-silicon alloys », *AFS Transactions*, Vol. 93, 1985, pp. 533-544.

-
37. R. Sharan, T.R. Anantharaman, « Modification of aluminum-silicon alloys by mishmetals additions », *Current Science*, Vol. 21, November 1967, pp. 568-570.
 38. F. Pan, D. V. Edmonds, X. Yang, S.Zhou, P. Ding, « Effects of rare earth additions on the as-cast microstructure and intermetallic compounds in commercial-purity aluminum », Proc. Int. Symposium on Advances in Production and Fabrication of Light Metals and Metal Matrix Composites, M. M. Avedisian, L. J. Larouche and J. Masounave (Eds.), The Canadian Institute of Mining, Metallurgy and Petroleum, Montréal, Qc, 1992, pp. 361-368.
 39. J.Q. Wang, B.J. Zhang, M.K. Tseng, G.G. Doncel, « Effect of rare-earth elements on the microstructural characterisation in rapidly quenched thermally strengthened aluminium alloys », *Journal of Materials Science*, Vol. 33, 1998, pp. 497-505.
 40. H. Liangyu, W. Yucong, Z. Chunquan, D. Wenjiang, « Influence of additive Sr or Sb on modification of Al-Si alloys », *Advanced Casting Technologies*, Vol. 12-14, November 1986, pp-187-195.
 41. F. Paray and J.E. Gruzleski, « Microstructure-mechanical property relationships in a 356 alloy, Part 1: Microstructure », *Cast Metals*, Vol. 7, Number 1, February 1994, pp. 29-40.
 42. F. Paray and J. E. Gruzleski, « Effect of modification on aluminum matrix of Al-Mg-Si alloys », *The Institute of Materials*, 1994, pp. 757-761.
 43. X. Bian, G. Zhang, S. Zhao, J. Ma, « The Spheroidisation of Needle-form Iron Compounds in an Al-Si Alloy », *Cast Metals*, Vol. 5, 1992, pp. 39-41.
 44. K.E. Tynelius, « A Parametric Study of the Evolution of Microporosity in Al – Si Foundry Alloys », Ph.D. Thesis, Drexel University, March 1992.
 45. B. Closset, H. Dugas, M. Pekguleryuz, J.E. Gruzleski, « The Aluminum-Strontium Phase Diagram », *Metallurgical Transactions*, Vol. 17A, juillet 1986, pp. 1250-1253.
 46. H.R. Habibi, « Métallurgie de l'aluminium », notes de cours, UQAC, Hiver 2003.
 47. A. Kaye, « Controlling Aluminum-Alloy Melt for Die-Casting », *Foundry Trade Journal*, Vol. 154, mai 1983, pp. 661-670.
 48. D.E. Groteke, « A Production Filtration Process for Aluminum Melts », International Die Casting Congress and Exposition, 1983, 7 p.

-
49. R. Tremblay, « Production de l'aluminium », notes de cours, Université Laval, Département de Mines et Métallurgie, 1999.
 50. R. Tremblay, « Transformation à l'état solide », notes de cours, Université Laval, Département de Mines et Métallurgie, 1999.
 51. J. Bernard, A. Michel, J. Philibert, J. Talbot, « Métallurgie Générale », Masson et Cie Ed., Paris, 1969, pp. 178-184.
 52. G.W. Lorimer, R.B. Nicholson, « The mechanism of phase transformations in crystalline solid », conf. Process, 1968, pp. 36-42.
 53. ASM Committee on heat treating of aluminum alloys, « Heat treating of aluminum alloys », Metals Handbook, ASM, Metals Park, Ohio, Vol. 2, 1976, pp. 220-232.
 54. C.W. Meyer, « Solution heat treatment effects on ultimate tensile strength and uniform elongation in A357 aluminum alloys », *AFS Transactions*, Vol. 94, 1986 pp. 511-518.
 55. N. Crowell, S. Shivkumar, « Solution treatment effects in cast Al-Si-Cu alloys », *AFS Transactions*, Vol. 103, 1995, pp. 721-726.
 56. C. W. Meyers, « Solution heat treatment effects in A357 alloys », *AFS Transactions*, Vol. 93, 1985, pp. 741-750.
 57. L. Pedersen and L. Arnberg, « The effect of solution heat treatment and quenching rates on mechanical properties and microstructures in AlSiMg foundry alloys », *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 32A, March 2001, pp. 525-532.
 58. B.M. Closset, R.A.L. Drew, J.E. Gruzleski, « eutectic silicon shape control by in situ measurement of resistivity », *AFS Transactions*, Vol. 94, 1986, pp. 9-16.
 59. G.E. Totten, D.S. Mackenzie, « Aluminum quenching technology: A review », *Materials Science Forum*, Vols 331-337, 2000, pp. 589-594.
 60. M.Taya, K.E. Lulay, D.J. Lloyd, « Strengthening of a particulate metal matrix composite by quenching », *Acta Metallurgica et Materialia*, Vol. 39, Issue 1, janvier 1991, pp. 73-87.
 61. Metals Handbook, 9th Edition, Vol. 4, Heat Treating, American Society for Metals, Metals Park, OH, 1981, pp. 696-697.

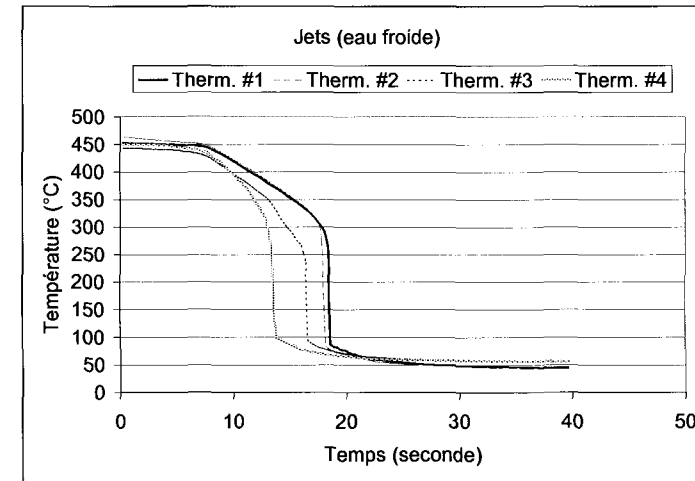
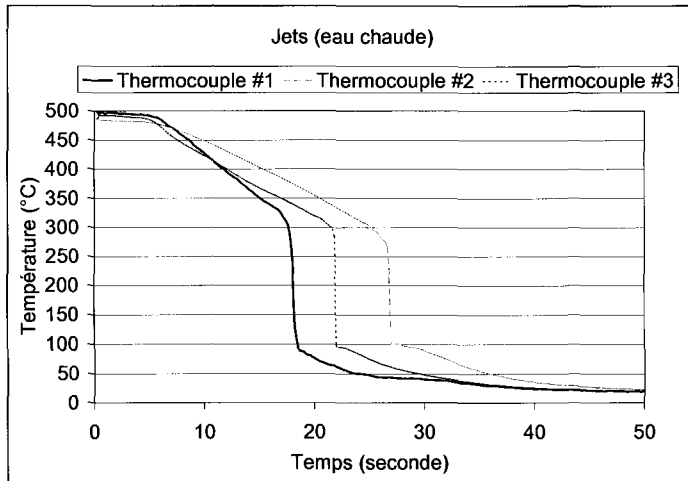
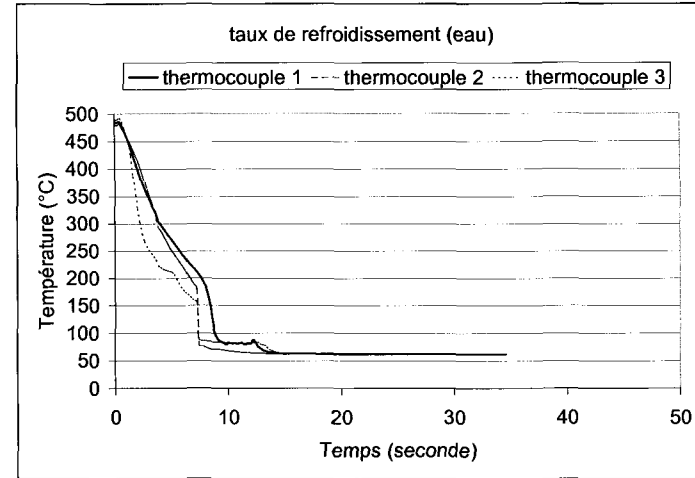
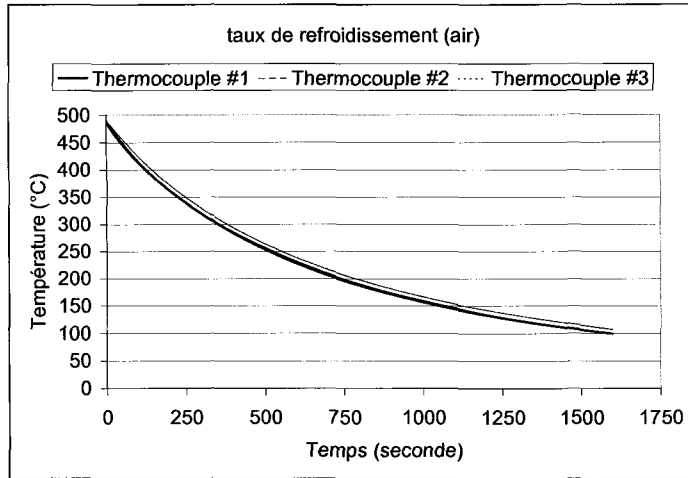
-
62. L.K. Berg, J. Gjonnes, V. Hansen, X.K. Li, M. Knutson-Wedel, G. Watterloo, D. Schryvers, L.R. Wallenberg, « GP-Zones in Al-Zn-Mg Alloys and their Roles in Artificial Aging », *Acta Materialia*, Vol. 49, Octobre 2001, pp. 3443-3451.
 63. P. Meyer, D. Massinon, P. Guerin, « Influence of Microstructure on the Static and Thermal Fatigue Properties of 319 Alloys », SAE paper #970705, SAE International, Warrendale, PA, 1997.
 64. H.D. Brody and M.C. Fleming, « Solute Redistribution in Dendritic Solidification », TMS-AIME, 1996, pp. 496-502.
 65. P. Ouellet, F.H. Samuel, « Effect of Mg on the ageing behaviour of Al-Si-Cu 319 type aluminium casting alloys », *Journal of Materials Science*, Vol. 34, no 19, Octobre 1999, pp. 4671-4697.
 66. J.H. Sokolowski, M.B. Djurdjevic, C.A. Kierkus, D.O. Northwood, « Improvement of 319 aluminum alloy casting durability by high temperature solution treatment », *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 109, février 2001, pp. 174-180.
 67. M.S. Mirsa, K.J. Oswalt, « Aging Characteristics of Titanium-Refined A356 and A357 Aluminum Castings », *AFS Transactions*, 82-70, pp. 1-10.
 68. Metals Handbook, Ninth Edition, American Society for Metals, Vol. 15, 1988, pp. 758-759.
 69. A. Shivkumar, S. Ricci, jr. and D. Apelian, « Influence of solution treatment on tensile properties of Sr-modified Al-Si-Mg alloys », Proceedings of the International Symposium on Production and Electrolysis of Light Metals, Halifax, august 1989.
 70. D. Apelian, S. Shivkumar, G. Sigworth, « Fundamental Aspects of Heat Treatment of Cast Al-Si-Mg Alloys », *AFS Transactions*, Vol. 97, 1989, pp. 727-742.
 71. B.L. Tuttle, A. Keslinke, D. Twarog, E. Daniels, « Influence of Antimony on A356 Sr-Modified Aluminum Melts », *AFS Transactions*, Vol. 97, 1989, pp. 889-902.
 72. Jie Wanqi, Chen Zhongwei, W. Reif and K. Müller, « Superheat Treatment of Al-7Si-0,55Mg Melt and Its Influences on the Solidification Structures and the Mechanical Properties », *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 34A, mars 2003, 799-804.
 73. M.F. Hafiz, T. Kobayashi, « Mechanical properties of modified and nonmodified eutectic Al-Si alloys », *Journal of the Japan Institute of Light Metals*, Vol. 44, No 1, 1994, pp. 28-34.

-
74. J. Iglesias, C. Frantz, M. Gantois, « Structure et propriétés mécaniques des alliages de fonderie A-S10 UG pour pistons automobiles », *Fonderie* 377, avril 1978, pp 113-122.
 75. J. Paul, H.E. Exner, « Microstructure and Mechanical Properties of the Age-Hardening Eutectic Aluminium-silicon Alloy G-AlSi12(CuMgNi) », *Z. Metallkde*, mars 1990, pp. 816-825.
 76. O. Vorren, J.E. Evensen, T.B. Pedersen, « Microstructure and Mechanical Properties of AlSi(Mg) Casting Alloys », *AFS Transactions*, Vol. 92, 1984, pp. 459-466.
 77. M.A. Moustafa, F.H. Samuel, H.W. Doty, « Effect of solution heat treatment and additives on the hardness, tensile properties and fracture behaviour of Al-Si (A413.1) automotive alloys », *Journal of Materials Science*, Vol. 38, 2003, pp. 1-12.
 78. D. Altenpohl, « Aluminum Viewed From Within », Aluminium-Verlag, Dusseldorf, 1982.
 79. A.T. Joenoes, J.E. Gruzleski, *International Journal of Cast Metals Research*, Vol.4, 1991, pp. 62-71
 80. R.E. Reed-Hill, *Physical Metallurgy Principles*, Van Nostrand Co., New York, 1973, pp. 195-202.
 81. L. Backerud, G.Chai et J. Taminen, « Solidification Characteristics of Aluminum Alloys », *Foundry alloys*, Vol. 2, 1990, AFS/Skanaluminium, pp. 71-84.
 82. Z. Li, « Paramètres contrôlant la précipitation et la dissolution de la phase CuAl_2 du cuivre dans les alliages d'aluminium de type 319 et leurs influences sur la performance », Mémoire de maîtrise en ingénierie, UQAC, mai 2003.
 83. A.M. Samuel and F.H. Samuel and W.H. Doty, « Observations on the Formation of β - Al_3FeSi Phase in 319 Type Al-Si Alloys », *Journal of Materials Science*, Vol.31, 1996, pp. 5529-5539.
 84. A.N. Vasilakos, G.N. Haidemenopoulos, P. Polatidis, « Thermodynamic analysis and mechanical properties of cast aluminum alloy A357 with Cu, Ag and Sm additions », *Metall-Heidelberg*, Vol 50(9), 1996, pp. 556-560.

-
85. M. Hansen, « Constitution of binary alloys », Metallurgy and Metallurgical Engineering Series, McGraw-Hill, Toronto, 1958, pp. 132-134.

ANNEXE A

Annexe A : Taux de refroidissement



ANNEXE B

Annexe B : Propriétés mécaniques de tous les alliages T4.

alliages	air (4 heures)			air (24 heures)		
	LU (Mpa)	LE (Mpa)	%Déf (%)	LU (Mpa)	LE (Mpa)	%Déf (%)
I	189.59	106.81	4.98	179.39	97.70	8.11
A	209.59	113.16	8.67	203.12	103.51	9.74
B	221.90	123.93	4.41	207.84	112.61	4.78
E	265.16	166.42	2.77	264.87	162.68	3.19
C	242.07	165.26	1.81	241.08	157.65	2.63
D	246.02	160.86	1.96	240.34	157.55	2.50
F	233.68	152.49	1.68	237.54	154.20	2.03
G	230.85	179.50	1.02	241.69	177.21	1.33
H	244.17	162.19	1.76	234.35	155.15	1.95
alliages	eau chaude (4 heures)			eau chaude (24 heures)		
	LU (Mpa)	LE (Mpa)	%Déf (%)	LU (Mpa)	LE (Mpa)	%Déf (%)
I	211.38	119.68	4.76	200.14	107.79	8.08
A	235.20	134.49	9.06	224.55	113.62	10.49
B	259.95	160.26	3.46	259.49	156.95	3.97
E	283.02	196.26	2.01	284.73	194.65	2.55
C	281.41	207.86	1.46	278.61	201.67	1.84
D	288.23	208.55	1.44	279.73	212.24	1.37
F	268.07	200.95	1.08	271.91	196.66	2.17
G	291.64	221.06	1.17	295.78	237.36	1.69
H	292.92	209.23	1.57	262.58	192.69	1.76
alliages	jets eau chaude (4 heures)			jets eau chaude (24 heures)		
	LU (Mpa)	LE (Mpa)	%Déf (%)	LU (Mpa)	LE (Mpa)	%Déf (%)
I	205.33	123.24	3.86	192.79	104.71	5.73
A	216.91	115.08	6.73	219.98	111.23	10.46
B	243.62	138.92	3.94	216.47	115.89	5.45
E	278.98	180.61	2.25	252.77	146.00	3.71
C	276.62	195.92	1.69	254.25	164.05	2.54
D	282.16	195.86	1.89	251.49	177.89	1.53
F	254.28	180.04	1.34	239.68	168.63	1.79
G	287.54	231.17	1.03	272.24	203.90	1.56
H	267.41	188.22	1.63	253.47	173.00	1.79
alliages	jets eau froide (4 heures)			jets eau froide (24 heures)		
	LU (Mpa)	LE (Mpa)	%Déf (%)	LU (Mpa)	LE (Mpa)	%Déf (%)
I	200.14	114.39	4.13	197.25	111.25	6.87
A	221.52	118.69	7.89	216.60	109.85	8.89
B	248.70	143.84	3.76	236.87	126.05	5.54
E	293.31	189.66	2.70	266.25	169.67	2.34
C	274.81	190.92	1.61	251.28	147.49	3.63
D	271.21	190.50	1.55	285.12	205.79	1.95
F	252.22	192.77	1.19	242.84	175.51	1.35
G	293.45	227.82	1.35	275.20	221.34	1.15
H	270.61	192.66	1.57	264.15	201.92	1.30

ANNEXE C

Annexe C-1 : Propriétés mécaniques en traction des alliages T6 (4h MES- vieillissement à 155°C)

	Trempe	LU (MPa)	LE (Mpa)	%Déf (%)
I	Air	192.4	109.0	7.03
	Eau	227.7	123.0	5.12
	Jet Chaud	201.0	112.5	6.77
	Jet Froid	210.5	109.2	6.41
A	Air	231.4	119.6	6.78
	Eau	257.7	135.2	5.09
	Jet Chaud	235.3	124.3	5.47
	Jet Froid	243.7	129.7	5.75
B	Air	250.2	153.9	3.54
	Eau	357.8	305.7	1.34
	Jet Chaud	312.7	260.0	1.60
	Jet Froid	339.6	283.6	1.41
E	Air	266.6	171.0	2.36
	Eau	309.5	233.1	1.61
	Jet Chaud	283.5	204.3	1.83
	Jet Froid	285.2	208.1	1.88
C	Air	248.6	177.0	1.43
	Eau	330.8	293.3	0.77
	Jet Chaud	288.5	243.2	0.99
	Jet Froid	282.7	251.9	0.83
D	Air	265.2	206.7	1.23
	Eau	346.7	316.5	0.75
	Jet Chaud	315.3	283.2	0.63
	Jet Froid	327.2	303.5	0.79
F	Air	226.0	181.5	0.97
	Eau	322.0	299.3	0.53
	Jet Chaud	275.3	189.5	0.74
	Jet Froid	278.2	254.6	0.75
G	Air	267.5	212.4	1.06
	Eau	343.1	331.5	0.52
	Jet Chaud	318.1	282.9	0.83
	Jet Froid	326.5	276.8	0.98
H	Air	262.8	204.0	1.18
	Eau	351.9	326.7	0.70
	Jet Chaud	301.2	277.1	0.78
	Jet Froid	323.3	296.8	0.82

Annexe C-2 : Propriétés mécaniques en traction des alliages T6 (4h MES- vieillissement à 180°C)

	Trempe	LU (MPa)	LE (Mpa)	%Déf (%)
I	Air	181.2	110.1	4.30
	Eau	216.7	127.6	4.66
	Jet Chaud	197.7	116.1	3.05
	Jet Froid	202.3	118.1	3.45
A	Air	212.1	111.0	10.97
	Eau	232.6	124.8	6.88
	Jet Chaud	215.1	114.3	7.76
	Jet Froid	220.7	85.6	7.90
B	Air	247.5	174.2	2.08
	Eau	337.7	306.9	0.80
	Jet Chaud	303.0	275.9	0.92
	Jet Froid	319.5	287.9	0.89
E	Air	275.3	181.0	2.69
	Eau	332.9	276.0	1.32
	Jet Chaud	303.9	224.6	2.00
	Jet Froid	307.6	242.6	1.65
C	Air	271.6	222.3	1.13
	Eau	341.5	341.5	0.49
	Jet Chaud	310.5	310.5	0.55
	Jet Froid	335.6	314.5	0.56
D	Air	278.5	225.4	1.19
	Eau	352.7	339.6	0.57
	Jet Chaud	328.2	324.2	0.58
	Jet Froid	330.8	322.5	0.73
F	Air	248.2	204.0	0.91
	Eau	309.3	309.3	0.53
	Jet Chaud	307.8	289.1	0.60
	Jet Froid	296.4	280.9	0.60
G	Air	274.1	232.3	0.86
	Eau	352.1	352.1	0.49
	Jet Chaud	329.0	329.0	0.58
	Jet Froid	328.9	328.9	0.56
H	Air	261.1	214.9	1.21
	Eau	309.3	309.3	0.53
	Jet Chaud	296.4	280.9	0.60
	Jet Froid	307.8	289.1	0.60

Annexe C-3 : Propriétés mécaniques en traction des alliages T6 (4h MES- vieillissement à 240°C)

	Trempe	LU (MPa)	LE (Mpa)	%Déf (%)
I	Air	182.4	105.4	8.81
	Eau	204.6	117.7	5.38
	Jet Chaud	182.6	105.7	6.13
	Jet Froid	196.7	114.1	6.77
A	Air	214.2	119.8	6.86
	Eau	231.6	135.2	5.94
	Jet Chaud	206.1	116.0	5.64
	Jet Froid	228.4	127.2	7.32
B	Air	235.6	142.0	5.57
	Eau	297.4	238.6	1.96
	Jet Chaud	253.5	204.5	1.53
	Jet Froid	282.2	225.8	2.00
E	Air	256.4	174.8	2.15
	Eau	268.8	192.0	1.51
	Jet Chaud	234.7	169.1	1.89
	Jet Froid	253.0	180.2	1.77
C	Air	230.4	191.7	1.22
	Eau	283.4	236.5	0.93
	Jet Chaud	259.3	229.6	1.16
	Jet Froid	276.6	247.7	0.91
D	Air	245.5	179.9	1.41
	Eau	291.0	265.8	0.73
	Jet Chaud	285.6	256.5	0.81
	Jet Froid	261.5	238.5	0.87
F	Air	215.8	164.0	1.16
	Eau	259.6	244.7	0.63
	Jet Chaud	241.0	220.6	0.74
	Jet Froid	254.8	239.0	0.56
G	Air	238.2	187.9	1.10
	Eau	294.2	255.6	0.89
	Jet Chaud	270.6	259.1	0.69
	Jet Froid	274.7	240.6	0.90
H	Air	239.6	176.2	1.41
	Eau	272.9	261.2	0.78
	Jet Chaud	259.3	239.7	0.68
	Jet Froid	268.5	234.7	0.76

**Annexe C-4 : Propriétés mécaniques en traction des alliages T6 (24h MES-
vieillessement à 155°C)**

	Trempe	LU (MPa)	LE (Mpa)	%Déf (%)
I	Air	183.9	110.4	10.35
	Eau	207.7	111.8	6.72
	Jet Chaud	203.0	109.9	9.21
	Jet Froid	202.2	112.2	5.94
A	Air	218.0	118.2	6.81
	Eau	248.0	129.0	7.50
	Jet Chaud	231.9	121.8	7.43
	Jet Froid	233.0	122.5	6.68
B	Air	248.7	160.7	3.66
	Eau	348.5	291.9	1.98
	Jet Chaud	311.9	227.7	2.61
	Jet Froid	324.0	269.7	1.84
E	Air	255.1	172.5	2.26
	Eau	286.0	216.5	2.01
	Jet Chaud	265.4	173.4	2.05
	Jet Froid	283.5	210.5	1.92
C	Air	243.5	177.1	1.71
	Eau	313.6	278.2	1.05
	Jet Chaud	286.1	226.3	1.39
	Jet Froid	299.1	236.8	1.31
D	Air	270.9	216.8	1.24
	Eau	333.6	302.4	0.99
	Jet Chaud	307.4	266.6	0.89
	Jet Froid	309.0	293.0	0.87
F	Air	220.0	176.7	1.18
	Eau	317.1	293.2	0.85
	Jet Chaud	274.1	252.2	0.93
	Jet Froid	284.6	234.6	0.97
G	Air	267.9	227.1	1.08
	Eau	308.9	281.2	0.73
	Jet Chaud	297.1	258.2	1.06
	Jet Froid	314.4	295.5	0.73
H	Air	273.8	211.2	1.33
	Eau	306.6	271.1	1.09
	Jet Chaud	303.4	257.9	0.83
	Jet Froid	303.5	283.6	0.61

**Annexe C-5 : Propriétés mécaniques en traction des alliages T6 (24h MES-
vieillessement à 180°C)**

	Trempe	LU (MPa)	LE (Mpa)	%Déf (%)
I	Air	185.8	121.0	6.17
	Eau	194.5	112.4	3.97
	Jet Chaud	187.1	108.0	4.61
	Jet Froid	191.9	109.2	4.25
A	Air	205.0	105.0	11.32
	Eau	221.6	120.2	8.53
	Jet Chaud	213.0	110.7	7.77
	Jet Froid	216.3	111.9	8.16
B	Air	230.6	166.2	3.18
	Eau	332.3	308.0	1.00
	Jet Chaud	308.9	272.0	1.06
	Jet Froid	295.7	277.4	0.71
E	Air	236.8	147.5	2.73
	Eau	259.6	172.5	2.44
	Jet Chaud	260.2	171.2	2.82
	Jet Froid	262.0	166.3	2.34
C	Air	299.3	246.9	1.11
	Eau	360.4	351.7	0.42
	Jet Chaud	337.3	324.3	0.73
	Jet Froid	359.0	339.9	0.60
D	Air	286.6	246.3	1.05
	Eau	352.1	338.5	0.68
	Jet Chaud	343.1	318.0	1.09
	Jet Froid	356.6	335.9	0.69
F	Air	257.1	219.7	0.92
	Eau	319.6	316.8	0.45
	Jet Chaud	291.3	291.3	0.47
	Jet Froid	297.9	288.2	0.47
G	Air	293.6	261.8	1.07
	Eau	375.7	369.9	0.55
	Jet Chaud	335.6	326.1	0.51
	Jet Froid	350.8	341.8	0.52
H	Air	267.7	236.5	1.10
	Eau	339.7	339.7	0.59
	Jet Chaud	301.3	294.5	0.42
	Jet Froid	333.9	321.0	0.51

**Annexe C-6 : Propriétés mécaniques en traction des alliages T6 (24h MES-
vieillessement à 240C)**

	Trempe	LU (MPa)	LE (Mpa)	%Déf (%)
I	Air	173.1	98.5	10.64
	Eau	197.1	121.0	6.67
	Jet Chaud	187.6	109.9	9.15
	Jet Froid	189.7	116.0	6.27
A	Air	201.5	112.6	6.26
	Eau	219.6	120.9	7.49
	Jet Chaud	214.3	124.6	6.19
	Jet Froid	214.1	121.3	6.28
B	Air	224.3	142.9	4.61
	Eau	277.4	221.2	1.75
	Jet Chaud	269.6	216.1	2.19
	Jet Froid	277.9	228.3	1.83
E	Air	249.3	179.4	2.32
	Eau	274.6	190.3	2.18
	Jet Chaud	253.5	177.9	2.02
	Jet Froid	262.0	182.3	1.85
C	Air	235.8	176.2	1.85
	Eau	273.6	239.2	0.87
	Jet Chaud	276.5	243.3	1.14
	Jet Froid	279.5	242.1	1.05
D	Air	247.4	191.0	1.45
	Eau	286.4	246.1	0.95
	Jet Chaud	272.0	245.9	0.93
	Jet Froid	284.0	263.2	0.70
F	Air	209.9	175.0	1.13
	Eau	267.3	227.7	0.93
	Jet Chaud	256.6	239.1	0.84
	Jet Froid	259.0	232.1	0.79
G	Air	241.1	188.2	1.31
	Eau	282.9	243.8	0.87
	Jet Chaud	273.9	256.8	0.79
	Jet Froid	282.3	258.3	0.81
H	Air	232.5	175.9	1.31
	Eau	259.5	231.6	0.87
	Jet Chaud	257.2	232.6	0.79
	Jet Froid	259.5	233.9	0.81