

UNIVERSITÉ DU QUÉBEC À CHICOUTIMI

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

PAR

CARL VILLENEUVE

**NEUTRALISATION ET DISSOLUTION
DES INTERMÉTALLIQUES DE FER
DANS LES ALLIAGES Al-Si**

AOÛT 1998



Mise en garde/Advice

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

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

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

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

RÉSUMÉ

Les alliages hypoeutectiques de type 319 et 380 de même que l'alliage eutectique Al-Si-Mg sont souvent utilisés dans l'industrie automobile en raison de leur excellent rapport poids/résistance et de leur facilité de mise en forme. La présence d'éléments durcissants tels que le cuivre et/ou le magnésium combinés à certains traitements thermiques confèrent aux alliages déjà cités un équilibre optimum entre la résistance mécanique et la ductilité.

La réduction du prix de revient des alliages aluminium-silicium de même que la quantité croissante de rebuts d'aluminium justifient l'utilisation accrue des alliages de deuxième fusion dans le secteur automobile. La forte tendance au recyclage entraîne cependant des titres en fer pouvant parfois atteindre jusqu'à 1.5%. Ce dernier élément est particulièrement néfaste aux propriétés mécaniques lorsque son titre excède 0.7%, puisqu'il favorise la précipitation de la phase β -Al₅FeSi qui affaiblit surtout la ductilité. D'après de nombreuses études réalisées, le strontium (Sr), le manganèse (Mn) et le beryllium (Be) permettent de neutraliser en partie les effets nuisibles du fer. Le Sr fragmente la phase β -Al₅FeSi alors que le Mn transforme les aiguilles/plaquettes en écriture chinoise. Quant au beryllium, il est efficace à la fois en affinant la phase β et/ou en la transformant en une nouvelle phase de type BeSiFe₂Al₈.

Le but de ce travail est de créer une base de données complète se rapportant aux propriétés mécaniques (limite élastique, limite ultime et pourcentage d'allongement à la rupture) des alliages Al-Si-Cu (319.2, 319.1, 380), et eutectiques Al-Si-Mg. Tout d'abord, il s'agit de préciser l'effet du titre en fer de même que d'évaluer l'influence de l'addition d'éléments modifiants/neutralisants tels que le Sr, Be, Mn, Be + Sr et Mn + Cr sur les alliages de type 319 et 380 ayant subi le traitement thermique T6. La deuxième partie qui se rapporte à l'alliage eutectique, étudie la dissolution de la phase β en évaluant l'effet de la teneur en fer, l'influence de la modification par le Sr (alliage G6291G), et l'effet de la durée du traitement de mise en solution de 0 à 200 heures à 540°C. La dernière étape consiste à établir un lien entre les propriétés mécaniques obtenues et les caractéristiques de la microstructures, soit le pourcentage de porosités et la longueur et l'épaisseur des aiguilles/plaquettes. Au total, 68 compositions différentes ont été préparées avec un nombre moyen de 6-8 éprouvettes/composition. Également, le mode de rupture a été étudié au moyen de la microsonde électronique à balayage.

La fluidité pour les alliages 319.2 et eutectiques non-modifiés et modifiés a été mesurée à l'aide de la technique Ragone dans le but de quantifier l'influence des éléments neutralisants ajoutés aux alliages de base. Aussi, quelques radiographies d'éprouvettes de traction ont été réalisées afin de vérifier la présence de défauts dans la microstructure tels que des porosités et/ou retassures. Ces deux moyens, c'est-à-dire la mesure de la fluidité et les radiographies, servent à s'assurer de la qualité des alliages après coulée.

Les résultats concernant la fluidité indiquent que les éléments alliés ont peu d'influence lorsque la température de coulée est aussi élevée que 735°C. L'augmentation du titre en fer jusqu'à 1.5% dans les alliages 319 et 380 engendre la précipitation de la phase β -Al₅FeSi de très grande taille, ce qui occasionne la formation de porosités importantes tout en affaiblissant la résistance mécanique et la ductilité. Parmi les éléments neutralisants utilisés pour améliorer les propriétés mécaniques, les traitements classiques, soit l'addition de Mn (Mn/Fe ~0.7) et de Mn + Cr, s'avèrent très efficaces dans l'amélioration de la limite élastique et de la limite ultime. Ces traitements peuvent être remplacés par l'addition de Sr (~ 0.02%) et de Sr + Be (0.02% Sr, 0.13% Be), ces derniers résultant en des augmentations importantes de l'allongement à la rupture.

Le traitement de mise en solution à 540°C appliqué aux alliages eutectiques Al-Si-Mg non-modifiés et modifiés à haute teneur en fer, accélère la dissolution de la phase β -Al₅FeSi, ceci étant dû à la réjection des atomes de silicium vers l'aluminium et entraînant la décomposition de la phase β en un nouveau composé, soit Al₆Fe. L'alliage modifié montre une réduction maximale dans la longueur de la phase β après 30 heures de mise en solution, comparativement à 10 heures pour l'alliage modifié. Le strontium diminue donc la durée du traitement par la fragmentation initiale des aiguilles/plaquettes.

L'analyse de la microstructure c'est-à-dire de la phase β -Al₅FeSi et des porosités de même que les observations métallographiques se sont avérées en parfaite logique avec les propriétés mécaniques déjà obtenues. Les réductions dans la taille, c'est-à-dire la longueur et l'épaisseur des aiguilles/plaquettes ainsi que la diminution des pourcentages de porosités sont dus à la transformation de la phase β en écriture chinoise (Mn), en plaquettes ségrégées (Mn + Cr), en phase de type Be-Fe (Be, Be + Sr) ou simplement par fragmentation (Sr). Ces changements de morphologies sont directement liés à l'augmentation des propriétés mécaniques.

REMERCIEMENTS

Je tiens tout spécialement à remercier M. F. H. Samuel, Professeur à l'Université du Québec à Chicoutimi, pour ses conseils techniques, son expérience et pour m'avoir si bien guidé dans la réalisation de ce projet.

Je remercie également M. Régis Boucher et M. André Bouchard pour leur travail de fonderie, c'est-à-dire la préparation des éprouvettes de traction et pour le polissage des échantillons utilisés pour la micrographie. J'exprime aussi ma reconnaissance à M. Paul Bédard pour l'analyse des alliages au moyen de la microsonde électronique à balayage et à M. Denis Blackburn pour l'impression des photographies se rapportant à la microstructure et au mode de rupture.

Je voudrait exprimer ma gratitude aux organisme ayant contribué à ce travail, soit : le Conseil de Recherches en Sciences Naturelles et Génie du Canada (CRSNG), le Centre Québécois de Recherche et de Développement de l'Aluminium (CQRDA) et la Fondation de l'Université du Québec à Chicoutimi (FUQAC).

Je veux également remercier le Centre Technique des Industries de la Fonderie (CTIF, France), le Centre de Technologie Noranda (Pointe-Claire, Québec), General Motors Corporation (Saginaw, MI., E.U), Corporation Nemak (Monterrey, Mexico), K.B. Alloys (Robards, E.U) et Alcoa Technical Center (Pennsylvania, E.U).

Enfin je remercie sincèrement Mme A.M Samuel, M. Pascal Ouellet, Mme Li Liu et Mme Anne Pennors pour leurs conseils et leur support pendant le cours de ce projet.

TABLE DES MATIÈRES

RÉSUMÉ.....	II
REMERCIEMENTS	IV
TABLE DES MATIÈRES	V
LISTE DES FIGURES	IX
LISTE DES TABLEAUX	XIV
CHAPITRE 1	
INTRODUCTION	1
1.1 PROBLÉMATIQUE.....	2
1.2 OBJECTIFS.....	4
CHAPITRE 2	
REVUE BIBLIOGRAPHIQUE.....	6
2.1 INTRODUCTION	7
2.2 PHASES INTERMÉTALLIQUES DE FER DANS LES ALLIAGES AI-Si.....	9
2.2.1 Composition chimique	9
2.2.2 Morphologie des intermétalliques	10
2.2.3 Diagrammes d'équilibre Al-Si, Al-Fe et Al-Fe-Si.....	11
2.2.4 Conditions favorisant la formation d'intermétalliques	13
2.3 SOLIDIFICATION DES ALLIAGES AI-Si.....	14
2.3.1 Principaux alliages Al-Si	14
2.3.2 Réactions pendant la solidification	14
2.3.2.1 Réaction eutectique	15
2.3.2.2 Réaction post-eutectique	16
2.3.2.3 Phases β -Al ₅ FeSi pré-eutectique et co-eutectique	16
2.4 FACTEURS INFLUENCANT LA FORMATION D'INTERMÉTALLIQUES	17
2.4.1 Taux de refroidissement.....	17
2.4.2 Composition chimique	18
2.4.3 Rapports stochiométriques.....	19
2.5 MODIFICATION/NEUTRALISATION DES INTERMÉTALLIQUES	19
2.4.1 Solidification rapide	20
2.4.2 Influence du strontium	21
2.4.2.1 Effet sur le silicium.....	22
2.4.2.2 Effet sur les phases intermétalliques	22
2.4.2.3 Effet sur les porosités.....	25
2.4.2.4 Effet dans les alliages corroyés	25

2.4.3	Influence du manganèse	26
2.4.4	Influence combinée de manganèse et du chrome.....	28
2.4.5	Influence du beryllium.....	29
2.4.6	Influence du magnésium	30
2.4.7	Surchauffe	31
2.4.8	Traitement thermique hors équilibre.....	32
2.5	FACTEURS INFLUENCANT LES PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES	35
2.5.1	Effet des intermétalliques de fer	35
2.5.2	Effet des porosités.....	38
CHAPITRE 3		
MÉTHODOLOGIE EXPÉRIMENTALE		40
3.1	PRÉPARATION DES ÉCHANTILLONS	41
3.1.1	Alliages de base	41
3.1.2	Préparation des éprouvettes de traction.....	42
3.2	FLUIDITÉ.....	46
3.3	TRAITEMENTS THERMIQUES	47
3.3.1	Traitement thermique T6	47
3.3.2	Traitement thermique de mise en solution	47
3.4	ESSAIS DE TRACTION	48
3.5	MÉTALLOGRAPHIE.....	48
3.5.1	Préparation des échantillons	48
3.5.2	Analyse de la microstructure	49
3.5.2.1	Pourcentage surfacique de porosités	49
3.5.2.2	Phase β -Al ₅ FeSi	49
1)	Alliage 319.2.....	50
2)	Alliages eutectiques non-modifiés et modifiés	50
3.6	FRACTOGRAPHIE	51
CHAPITRE 4		
FLUIDITÉ ET RADIOGRAPHIES		52
4.1	INTRODUCTION	53
4.2	RÉSULTATS ET DISCUSSION.....	54
4.2.1	Fluidité	54
4.2.2	Radiographies	59
CHAPITRE 5		
MESURE DES PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES PAR ESSAIS DE TRACTION		62
5.1	INTRODUCTION	63
5.2	ANALYSE DES RÉSULTATS.....	64
5.2.1	Effet des éléments d'alliage	64
5.2.1.1	Alliage G.....	65
1)	Effet du strontium ; série G.....	65
2)	Effet du strontium ; série GF	67

3) <i>Effet du strontium ; série G2F</i>	69
4) <i>Effet du manganèse et du manganèse + chrome ; alliage GF et G2F.....</i>	71
5) <i>Effet du beryllium et du beryllium + strontium ; alliage G, GF et G2F</i>	72
5.2.1.2 Alliage W	76
1) <i>Effet du strontium ; série W.....</i>	76
2) <i>Effet du strontium ; série W2F.....</i>	78
5.2.1.3 Alliage D	80
1) <i>Effet du strontium ; série D.....</i>	80
2) <i>Effet du strontium ; série D2F.....</i>	80
3) <i>Effet du magnésium et du manganèse ; alliage D et D2F.....</i>	81
5.2.2 Effet de la durée de mise en solution	85
5.2.2.1 Alliage eutectique synthétique non-modifié	85
1) <i>Limite élastique.....</i>	85
2) <i>Limite ultime</i>	86
3) <i>Allongement à la rupture</i>	87
5.2.2.2 Alliage eutectique synthétique non-modifié	89
1) <i>Limite élastique.....</i>	89
2) <i>Limite ultime</i>	90
3) <i>Allongement à la rupture</i>	90
5.3 DISCUSSION	92
5.3.1 Effet des éléments alliés	92
5.3.1.1 Propriétés mécaniques des alliages de base	92
5.3.1.2 Effet du strontium	93
5.3.1.3 Effet du fer	95
5.3.1.4 Effet du manganèse en présence de fer	97
5.3.2 Effet de la durée de mise en solution	101
CHAPITRE 6	
ANALYSE QUANTITATIVE DES POROSITÉS ET DE LA PHASE β-Al_5FeSi ..105	
6.1 INTRODUCTION	106
6.2 ANALYSE DES RÉSULTATS.....	107
6.2.1 Porosité	108
6.2.2.1 Effet du strontium ; série G.....	108
6.2.2.2 Effet du strontium ; série GF.....	108
6.2.2.3 Effet du strontium ; série G2F.....	109
6.2.2.4 Effet du manganèse et du manganèse+chrome ; alliage GF et G2F	111
6.2.2.5 Effet du beryllium et du beryllium + strontium ; alliage G, GF et G2F..	112
6.2.2.6 Effet du fer ; alliage eutectique non-modifié (E) et modifié (E2S).....	114
6.2.2 Caractéristiques de la phase β - Al_5FeSi	115
6.2.2.1 Alliage 319.2 (G)	115
1) <i>Longueur maximale moyenne des aiguilles/plaquettes.....</i>	115
1.1) <i>Effet du strontium ; série G.....</i>	115
1.2) <i>Effet du strontium ; série GF</i>	116
1.3) <i>Effet du strontium ; série G2F</i>	117
1.4) <i>Effet du manganèse et du manganèse + chrome ; alliage GF et G2F.....</i>	119
1.5) <i>Effet du beryllium et du beryllium + strontium ; alliage G, GF et G2F</i>	119

2.1) <i>Effet du strontium ; série G2F</i>	121
2.2) <i>Effet des éléments alliés : alliage G2F</i>	122
3) <i>Surface</i>	124
3.1) <i>Effet du strontium ; série G2F</i>	124
3.2) <i>Effet des éléments alliés ; série G2F</i>	124
6.2.2.2 Effet de la durée de mise en solution	126
1) <i>Longueur des aiguilles/plaquettes</i>	126
1.1) <i>Effet de la teneur en fer</i>	126
1.2) <i>Longueur maximale moyenne des aiguilles/plaquettes</i>	127
1.3) <i>Longueur moyenne des aiguilles/plaquettes</i>	129
2) <i>Épaisseur</i>	129
3) <i>Surface</i>	131
6.3 DISCUSSION	132
6.3.1 Porosités	132
6.3.2 Caractéristiques de la phase β -Al ₅ FeSi	133
6.3.2.1 Fragmentation	133
6.3.2.2 Dissolution	134
CHAPITRE 7	
ÉTUDE DE LA MICROSTRUCTURE ET DU MODE DE RUPTURE	140
7.1 INTRODUCTION	141
7.2 MICROSTRUCTURE	141
7.2.1 Porosités	141
7.2.2 Caractéristiques de la phase β -Al ₅ FeSi	145
7.2.2.1 Effet des éléments alliés	145
7.3.2.2 Effet de la durée de mise en solution (M.E.S)	153
1) <i>Effet sur le silicium eutectique</i>	153
2) <i>Effet sur la phase β-Al₅FeSi</i>	157
7.3 MODE DE RUPTURE	164
7.3.1 Effet des éléments alliés ; série G2F	164
7.3.1 Effet de la durée de mise en solution ; série E2F	168
CONCLUSIONS	172
RECOMMANDATIONS	178
BIBLIOGRAPHIE	181
ANNEXE	188

LISTE DES FIGURES

Figure 1	Diagramme d'équilibre Cu-Zn : Présence des phases α , β , ϵ et ξ	8
Figure 2	Morphologie de la phase β -Al ₅ FeSi ⁸	10
Figure 3	Morphologie de l'écriture chinoise (a), et des plaquettes ségrégées (b).	11
Figure 4	Diagrammes d'équilibre ; a) Al-Si, b) Al-Fe ⁹	12
Figure 5	Répartition des phases a) à l'équilibre et b) hors-équilibre ⁹	12
Figure 6	Fragmentation de la phase β -Al ₅ FeSi, a) sans Sr et b) avec Sr.	23
Figure 7	Effet du strontium sur le pourcentage en volume d'intermétalliques pour l'alliage 413.....	24
Figure 8	Effet du strontium sur la longueur moyenne des aiguilles.	24
Figure 9	Diagramme de phase de l'alliage Al-Fe-Si pour des titres en Mn de 0% (a), et 0.4% (b) ⁸	28
Figure 10	Effet du temps de solidification sur la précipitation des composés intermétalliques dans les alliages Al-7%Si-0.3%Mg-0.4%Fe ²⁰	31
Figure 11	Températures utilisées pour les traitements de mise en solution à l'équilibre et hors équilibre.....	33
Figure 12	Mécanisme de la dissolution et de la fragmentation de la phase β -Al ₅ FeSi ^{5, 13}	35
Figure 13	Effet du traitement thermique hors-équilibre sur la limite ultime de l'alliage 319.	37
Figure 14	Schéma de montage pour l'opération de dégazage.	45
Figure 15	Schéma de la pièce obtenue avec le moule STAHL.....	46
Figure 16	Effet du strontium sur la fluidité ; série G.....	56
Figure 17	Effet du strontium sur la fluidité ; série GF.	56
Figure 18	Effet du strontium sur la fluidité ; série G2F.	57
Figure 19	Effet du manganèse et du manganèse + chrome sur la fluidité ; alliage GF et G2F.....	57
Figure 20	Effet du beryllium et du beryllium + strontium sur la fluidité ; alliage G, GF et G2F.....	58
Figure 21	Effet du fer sur la fluidité ; alliage eutectique non-modifié et modifié.	58

Figure 21 Effet du fer sur la fluidité ; alliage eutectique non-modifié et modifié.....	58
Figure 22 Radiographies des éprouvettes de traction.	60
Figure 23 Effet du strontium sur la résistance mécanique ; série G.	66
Figure 24 Effet du strontium sur l'allongement à la rupture ; série G.	66
Figure 25 Effet du strontium sur la résistance mécanique ; série GF.	68
Figure 26 Effet du strontium sur l'allongement à la rupture ; série GF.	68
Figure 27 Effet du strontium sur la résistance mécanique ; série G2F.	70
Figure 28 Effet du strontium sur l'allongement à la rupture ; série G2F.	70
Figure 29 Effet du manganèse et du manganèse + chrome sur la résistance mécanique ; alliage GF et G2F.	74
Figure 30 Effet du manganèse et du manganèse + chrome sur l'allongement à la rupture ; alliage GF et G2F.	74
Figure 31 Effet du beryllium et du beryllium + strontium sur la résistance mécanique ; alliage G, GF et G2F.	75
Figure 32 Effet du beryllium et du beryllium + strontium sur l'allongement à la rupture ; alliage G, GF et G2F.	75
Figure 33 Effet du strontium sur la résistance mécanique ; série W.	77
Figure 34 Effet du strontium sur l'allongement à la rupture ; série W.	77
Figure 35 Effet du strontium sur la résistance mécanique ; série W2F.	79
Figure 36 Effet du strontium sur l'allongement à la rupture ; série W2F.	79
Figure 37 Effet du strontium sur la résistance mécanique ; série D.	82
Figure 38 Effet du strontium sur l'allongement à la rupture ; série D.	82
Figure 39 Effet du strontium sur la résistance mécanique ; série D2F.	83
Figure 40 Effet du strontium sur l'allongement à la rupture ; série D2F.	83
Figure 41 Effet du magnésium et du manganèse sur la résistance mécanique ; alliage D et D2F.	84
Figure 42 Effet du magnésium et du manganèse sur l'allongement à la rupture ; alliage D et D2F.	84
Figure 43 Effet du fer et de la durée de mise en solution sur la limite élastique (a), la limite ultime (b) et l'allongement à la rupture (c) ; alliage eutectique non-modifié (E).	88
Figure 44 Effet du fer et de la durée de mise en solution sur la limite élastique (a), la limite ultime (b) et l'allongement à la rupture (c) ; alliage eutectique modifié (E2S OU G6291G).	91
Figure 45 Effet du strontium sur le pourcentage surfacique de porosité ; série G.	110

Figure 46 Effet du strontium sur le pourcentage surfacique de porosités ; série GF.....	110
Figure 47 Effet du strontium sur le pourcentage surfacique de porosités ; série G2F.....	111
Figure 48 Effet du manganèse et du manganèse + chrome sur le pourcentage surfacique de porosités ; alliage GF et G2F.....	113
Figure 49 Effet du beryllium et du beryllium + strontium sur le pourcentage surfacique de porosités ; alliage G, GF et G2F.....	113
Figure 50 Effet du fer sur le pourcentage surfacique de porosités ; alliage eutectique non-modifié et modifié.....	114
Figure 51 Effet du strontium sur la longueur maximale moyenne des aiguilles ; série G	117
Figure 52 Effet du strontium sur la longueur maximale moyenne des aiguilles ; série GF	118
Figure 53 Effet du strontium sur la longueur maximale moyenne des aiguilles ; série G2F	118
Figure 54 Effet du manganèse et du manganèse + chrome sur la longueur maximale moyenne des aiguilles ; alliage GF et G2F.....	120
Figure 55 Effet du beryllium et du beryllium + strontium sur la longueur maximale moyenne des aiguilles ; alliage G, GF et G2F.....	121
Figure 56 Effet du strontium sur l'épaisseur maximale moyenne des aiguilles ; série G2F	123
Figure 57 Effet du beryllium et du beryllium + strontium sur la l'épaisseur maximale moyenne des aiguilles ; alliage G, GF et G2F.....	123
Figure 58 Effet du strontium sur la surface maximale moyenne des aiguilles ; série G2F	125
Figure 59 Effet des éléments alliés sur la surface maximale moyenne des aiguilles ; série G2F.....	126
Figure 60 Effet du titre en fer sur la longueur maximale moyenne des aiguilles ; alliage eutectique non-modifié et modifié.....	128
Figure 61 Effet de la durée de mise en solution sur la longueur maximale moyenne des aiguilles ; alliage eutectique non-modifié et modifié à haut titre en fer	128
Figure 62 Effet de la durée de mise en solution sur la longueur moyenne des aiguilles ; alliage eutectique non-modifié (E2F) et modifié (E2F2S).	130
Figure 63 Effet de la durée de mise en solution sur la l'épaisseur moyenne des aiguilles ; alliage eutectique non-modifié (E2F)et modifié (E2F2S).	130

Figure 64	Effet de la durée de mise en solution sur la surface moyenne des aiguilles ; alliage eutectique non-modifié (E2F) et modifié (E2F2S)	131
Figure 65	Réflexion des éléments tels que Al, Fe et Si pour l'alliage E2F2S n'ayant pas subi de mise en solution (EDX)	136
Figure 66	Réflexion des éléments tels que Al et Fe pour l'alliage E2F2S ayant subi 100 heures de mise en solution.....	136
Figure 67	Dissolution du fer et du silicium avant la mise en solution ; a) image électronique, b) distribution du fer et c) distribution du silicium.....	137
Figure 68	Dissolution du fer et du silicium dans la phase β après 100 heures de mise en solution ; a) image électronique, b) distribution du fer et c) distribution du silicium.	138
Figure 69	Représentation schématique du mécanisme de décomposition de la phase β -Al ₅ FeSi durant le traitement de mise en solution à 540°C.	139
Figure 70	Présence de cavités par retassure ; a) alliage G2F et b) alliage G2FS2.....	143
Figure 71	Absence de cavités par retassure ; a) alliage G2F2M et b) alliage G2F2MC.....	144
Figure 72	Microstructure des intermétalliques ; a) alliage G (Sr < 3ppm) et b) alliage GS2 (~ 200 ppm Sr).	146
Figure 73	Effet du Sr sur la fragmentation et la dissolution de la phase β -Al ₅ FeSi ; alliage a) G2F, b) G2FS2 et c) G2F2S.....	148
Figure 74	Effet du beryllium et du beryllium + strontium sur la phase β ; alliage a) G2FB, b) G2FS2B et c) G2F2SB.....	151
Figure 75	Effet du Mn et du Mn + Cr sur la formation d'intermétalliques ; a) alliage G2F2M (écriture chinoise) et b) alliage G2F2MC (plaquettes ségrégées).	152
Figure 76	Changement de morphologie du silicium (alliage E) durant le traitement de M.E.S ; a) après coulée, b) 30 h , c) 60 h.	155
Figure 77	Changement de morphologie du silicium (alliage E2S) durant le traitement de M.E.S ; a)après coulée, b)30h, c)60h.	156
Figure 78	Dissolution de la phase β (alliage E) durant le traitement de mise en solution ; a) après coulée, b) 10 h, c)30 h et d)100 h.	160
Figure 79	Sectionnement longitudinal des aiguilles pour la condition après coulée ; a) grossissement faible et b) élevé.	161
Figure 80	Dissolution des aiguilles/plaquettes pour l'alliage E2S durant le traitement de M.E.S après ; a) 10 h, b) 30 h et c) 100 h.....	163
Figure 81	Surface de rupture de l'alliage de base G.....	165
Figure 82	Surface de rupture de l'alliage G2F.....	165

Figure 83 Surface de rupture de l'alliage G2F2S.	166
Figure 84 Surface de rupture de l'alliage G2F2MC.	166
Figure 85 Surface de rupture de l'alliage G2FB.	167
Figure 86 Surface de rupture de l'alliage G2FS2B.	167
Figure 87 Surface de rupture de l'alliage E2F après coulée.	169
Figure 88 Surface de rupture de l'alliage E2F après 30 h de M.E.S.	169
Figure 89 Surface de rupture de l'alliage G2F après 100 h de M.E.S.	170
Figure 90 Surface de rupture de l'alliage E2F2S après coulée.	170
Figure 91 Surface de rupture de l'alliage E2F2S après 30 h de M.E.S.	171
Figure 92 Surface de rupture de l'alliage E2F2S après 100 h de M.E.S.	171

LISTE DES TABLEAUX

Tableau 1	Compositions chimiques et structures des phases de fer dans les alliages Al-Si.	9
Tableau 2	Précipitation des phases dans les alliages Al-Si eutectiques.	15
Tableau 3	Premières phases de fer formées selon le taux de solidification ⁸	17
Tableau 4	Compositions chimiques des alliages de base utilisés.....	41
Tableau 5	Compositions chimiques des alliages de type G (%).	43
Tableau 6	Compositions chimiques des alliages de type W (%).	44
Tableau 7	Compositions chimiques des alliages de type D (%).	44
Tableau 8	Compositions chimiques des alliages eutectiques (%).	45
Tableau 9	Analyse des radiographies.	61
Tableau 10	Résultats des caractéristiques des porosités pour les alliages E et E2S.....	103
Tableau 11	Résultats des caractéristiques du silicium pour les alliages E et E2S.	104
Tableau A1	Propriétés mécaniques des alliages de type G.....	188
Tableau A2	Propriétés mécaniques des alliages de type W.....	189
Tableau A3	Propriétés mécaniques des alliages de type D.....	189
Tableau A4	Propriétés mécaniques des alliages eutectiques non-modifiés.....	190
Tableau A5	Propriétés mécaniques des alliages eutectiques modifiés.....	191

CHAPITRE 1

INTRODUCTION

CHAPITRE 1

INTRODUCTION

1.1 PROBLÉMATIQUE

Au fil des années, l'aluminium ainsi que ses multiples alliages ont vu leurs usages croître tant par l'augmentation de leur production que par la diversité de leurs applications. Étant hautement réactif en raison de son état trivalent sous forme ionique et de sa forte électronégativité, l'aluminium constitue un élément très souple d'utilisation.

Les alliages aluminium-silicium (Al-Si) forment une classe importante de matériaux qui sont employés principalement dans l'aéronautique, et dans l'industrie automobile pour la fabrication de blocs moteur et de têtes de cylindre. Cet alliage possède d'excellentes propriétés notamment une bonne capacité de mise en forme, une excellente usinabilité¹, et une densité trois fois plus faible que celle de la fonte². Le remplacement de ce dernier matériau par l'aluminium pour la fabrication de pièces automobiles est donc largement justifié dans le sens qu'il permet de réduire le poids du véhicule et par conséquent, d'optimiser la consommation d'essence.

La réduction du prix de revient des alliages Al-Si de même que la quantité croissante de rebuts d'aluminium sont deux excellentes raisons qui expliquent l'utilisation accrue des alliages recyclés ou de deuxième fusion dans le secteur automobile. Le recyclage entraîne cependant la contamination des alliages par la présence d'éléments d'impuretés. Parmi ces impuretés, le fer lorsqu'il excède la limite de solubilité dans les alliages Al-Si, agit comme un élément fragilisant qui influe directement sur les propriétés mécaniques, plus particulièrement sur la ductilité. Les problèmes dus à la formation de composés intermétalliques causent donc de sérieuses préoccupations quant à la fabrication d'éléments de structure. Les sources les plus importantes de contamination par le fer dans les procédés de fonderie proviennent des alliages de deuxième fusion ainsi que des équipements servant à mélanger et couler le métal en fusion. La force tendance à recycler les pièces automobile dans le but de réduire les coûts de production entraîne des teneurs en fer pouvant atteindre 1.5%. Contrairement au magnésium et certains autres éléments, le fer ne peut être éliminé facilement du métal liquide à l'aide de techniques conventionnelles utilisées pour les alliages de fonderie.

L'alliage d'aluminium 319 occupe une place importante dans la gamme de métaux recyclés utilisés surtout pour la fabrication de têtes de cylindre. Celui-ci possède une excellente coulabilité de même qu'une bonne résistance à la formation de retassures¹. L'alliage commercial de première fusion (319.2) comporte nécessairement de meilleures caractéristiques mécaniques que l'alliage recyclé (319.1), ce dernier comportant des teneurs plus élevées en éléments d'impuretés. Par ailleurs, l'alliage de coulée sous pression (380.1)

est employé pour la fabrication de pièces nécessitant une grande précision. Ce dernier possède une excellente résistance au craquage à chaud de même qu'un bonne fluidité. Quant à l'alliage eutectique, il est utilisé comme alliage de coulée sous pression en raison de son excellente coulabilité et capacité de mise en forme. Pour les alliages eutectiques modifiés, la plus grand titre en silicium provoque une légère hausse dans la résistance mécanique, ce qui est attribuable à la plus grande fraction volumique de particules durcissantes de silicium formées pendant la solidification. Ces quatre alliages possèdent de faibles teneurs en magnésium et/ou cuivre, deux éléments provoquant le durcissement du métal lors de traitements thermiques par la formation de précipités comme le CuAl_2 et le Mg_2Si ce qui améliore la résistance mécanique^{3,4}.

1.2 OBJECTIFS

La première partie de ce travail à comme objectifs d'évaluer l'effet du titre de fer (0.5%, 1%, 1.5%) sur les propriétés mécaniques de même que d'étudier l'effet d'éléments neutralisants, tels que le strontium (0 à 600 ppm), le manganèse ($\text{Mn}/\text{Fe} = 0.5$ et 0.7), le beryllium (0,13%), et la combinaison du strontium (Sr) et du beryllium (Be) et ce pour les alliages 319.2, 319.1 et 380.1. Ces éléments permettent de modifier la morphologie de la phase $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ soit en la transformant en écriture chinoise ou en la fragmentant en plus petites aiguilles.

La seconde étape qui se consacre à l'alliage eutectique, consiste à étudier la dissolution de la phase β -Al₅FeSi en évaluant l'effet de la teneur en fer (0.5% ,1%, 1.5%), l'effet de la durée du traitement de mise en solution variant de 0 à 100 heures, de même que l'influence de l'addition du strontium (400 ppm).

La dernière phase a pour objectif d'établir un lien entre les propriétés mécaniques obtenues et la microstructure en mesurant à l'aide d'un analyseur d'images, certains paramètres tels que le pourcentage surfacique de porosités, la densité, la longueur, l'épaisseur et la surface moyenne de la phase β -Al₅FeSi. Cette partie se consacre à l'alliage eutectique non-modifié et modifié, et l'alliage 319.2 qui est le plus couramment utilisé dans le secteur automobile. Cette phase a aussi comme objectif de préciser le mode de rupture des alliages au moyen d'un microscope électronique à balayage.

Par ailleurs, le but ultime de cet ouvrage est de créer une base de données complète se rapportant aux propriétés mécaniques des quatre alliages déjà énumérés, ainsi que de mieux saisir les mécanismes de neutralisation/dissolution de la phase β -Al₅FeSi par l'observation et l'analyse de la microstructure.

CHAPITRE 2

REVUE BIBLIOGRAPHIQUE

CHAPITRE 2

REVUE BIBLIOGRAPHIQUE

2.1 INTRODUCTION

En cette fin de vingtième siècle, la nécessité d'utiliser des alliages de deuxième fusion, tant au point de vue économique qu'au point de vue environnemental a considérablement augmenté. Les techniques pour recycler l'aluminium se sont rapidement développées. Or, les alliages recyclés contiennent habituellement des métaux en faibles concentrations, mais ayant un effet extrêmement néfaste sur les propriétés mécaniques.

Parmi les impuretés présentes, les plus importantes étant le fer, le manganèse, le cuivre et le zinc, le fer est sans aucun doute le plus nuisible. Il provoque la formation de composés ou phases intermétalliques, également désignées sous le nom de phases intermédiaires. Parmi ces composés, la phase β -Al₅FeSi est présentée dans la littérature comme la plus nuisible aux propriétés mécaniques^{5, 6}. Le contrôle optimal de la concentration de fer dans un alliage de fonderie est donc essentiel et a d'ailleurs été l'objet de plusieurs travaux de recherche antérieurs.

Les phases intermédiaires se subdivisent en trois catégories ; la première est appelée composés électroniques ou phase de Hume-Rothery. Ces composés correspondent à des concentrations en électrons libres par atome à partir desquelles une modification de la structure cristalline provoque une diminution de l'énergie du solide. Pour le laiton, il existe plusieurs phases intermédiaires se situant entre les phases α et ζ comme le montre la figure 1. Le deuxième type de phases intermédiaires correspond aux composés ioniques et covalents. Ce sont des composés non métalliques à caractère covalent (ZnS) ou ionique (Mg_2Si). Pour le dernier type, c'est-à-dire les phases de laves, la composition et la structure cristalline sont définies par le rapport des diamètres atomiques des éléments présents dans le composé et sont à caractère métallique⁷ ($CuAl_2$, Mg_2Cu). Les phases qui seront étudiées subséquemment se rapportent essentiellement au premier type, soit aux composés électroniques.

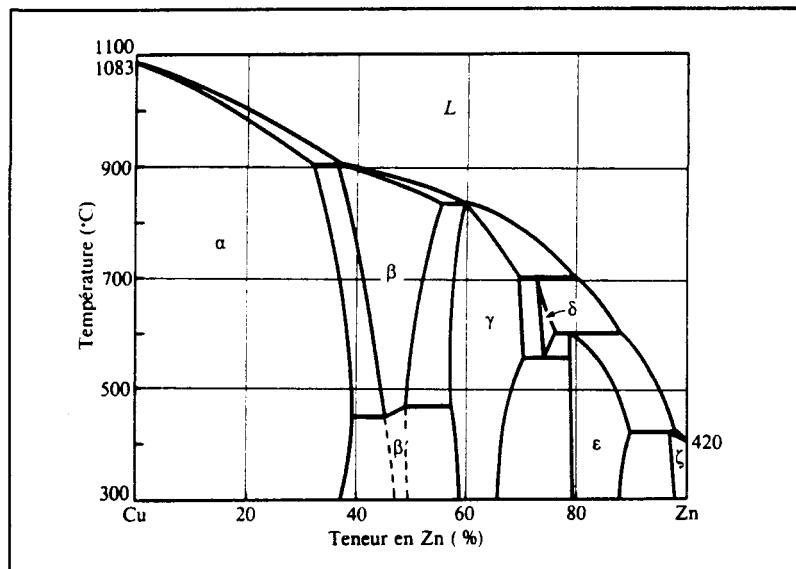


Figure 1 Diagramme d'équilibre Cu-Zn : Présence des phases α , β , ϵ et ζ .

2.2 PHASES INTERMÉTALLIQUES DE FER DANS LES ALLIAGES AI-SI

La solubilité du fer et de plusieurs autres éléments dans l'aluminium est très faible. Ainsi, pendant la solidification, le liquide situé dans les régions interdendritiques devient progressivement enrichi en éléments d'alliage. Le fer peut se combiner à l'aluminium, au silicium, au manganèse et au chrome pour former des phases intermétalliques. *Il faut préciser qu'une bonne proportion d'alliages présentés dans ce travail est exprimée selon leur pourcentage en poids, par exemple : Al-13%Si-0.7%Fe.*

2.2.1 Composition chimique

Les phases β -Al₅FeSi et α -Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂ sont considérées comme les deux phases les plus importantes dans les alliages Al-Si de fonderie, la phase α -Al₈Fe₂Si se retrouvant uniquement dans les alliages corroyés. La phase β , qui prend la forme d'aiguilles/plaquettes dans la microstructure, possède une composition chimique mieux définie que la phase α , dans le sens qu'elle dissout des quantités limitées d'éléments⁸. Quant à la phase α , elle peut selon le cas contenir des quantités plus variables d'éléments tels que le manganèse, le chrome et le cuivre comme le montre le tableau 1.

Tableau 1 Compositions chimiques et structures des phases de fer dans les alliages Al-Si.

Phase	Composition (% en poids)	Structure cristalline
Al ₅ FeSi	20-30 Fe, 12-15 Si	Monocyclique $a = b = 6.12, c = 41.5, \alpha = 91$
Al ₈ Fe ₂ Si	30-33 Fe, 6-12 Si	Hexagonale, $a = 12.3, c = 26.3$
Al ₁₅ (Fe,Mn) ₃ Si ₂	0-7 Cu, 0-31 Fe, 1.5-29 Mn, 8-13 Si	Cubique, $a = 12.65-12.68$

2.2.2 Morphologie des intermétalliques

Les phases α et β se présentent sous différentes morphologies. La phase β prend la forme de plaquettes apparaissant comme des aiguilles selon une coupe transversale, alors que la phase α apparaît sous deux principales morphologies, soit en écriture chinoise ou en plaquettes ségrégées. Les figures 2 et 3 illustrent chacune de ces phases. Il faut souligner que les plaquettes ségrégées sont formées dans la zone liquide tandis que les aiguilles/plaquettes et l'écriture chinoise précipitent dans la zone pâteuse⁸, c'est-à-dire la zone liquide-solide.

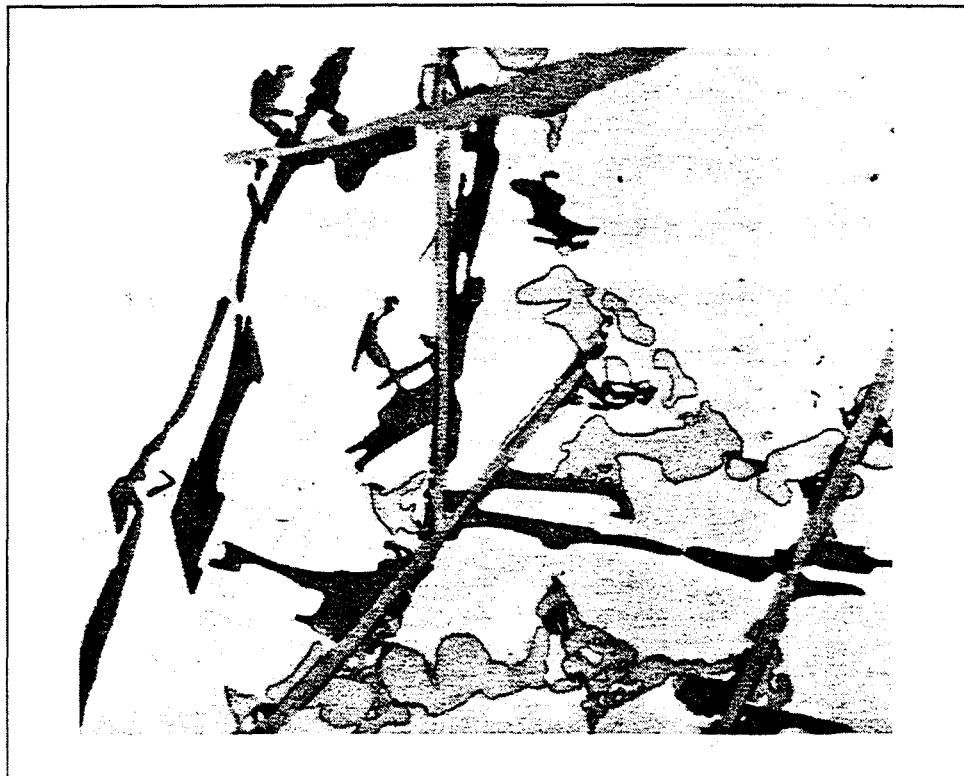


Figure 2 Morphologie de la phase β -Al₅FeSi⁸.

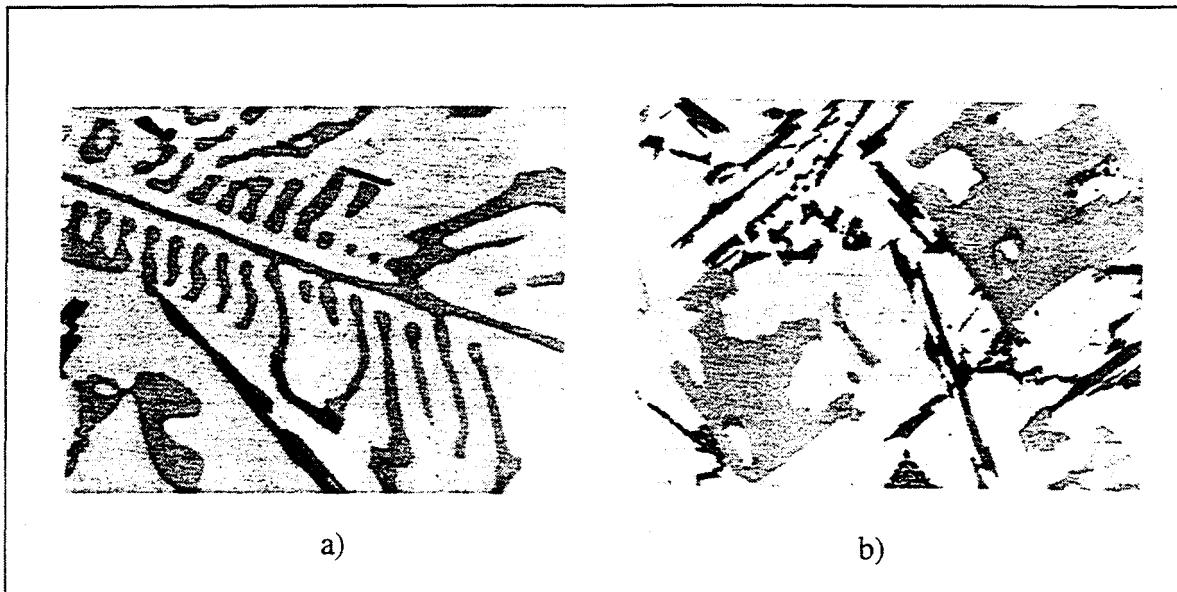


Figure 3 Morphologie de l'écriture chinoise (a), et des plaquettes ségrégées (b).

2.2.3 Diagrammes d'équilibre Al-Si, Al-Fe et Al-Fe-Si

Le diagramme d'équilibre Al-Si illustré à la figure 4(a) est caractérisé par la formation d'un eutectique fondant à 577°C contenant 11.7% de silicium et par une solubilité maximale en silicium de 1.65%. Le diagramme d'équilibre Al-Fe présenté à la figure 4(b) comporte un eutectique formé par l'aluminium et la phase FeAl_3 fondant à 655°C et possédant 1.8% de fer. À cette température, la solubilité maximale du fer dans l'aluminium est de 0.052%⁹.

Le diagramme Al-Fe-Si de la figure 5(a), illustre les phases en présence à l'état solide dans les conditions d'équilibre. On remarque qu'une faible addition de fer réduit notablement la solubilité du silicium dans l'aluminium. La figure 5(b) illustre les phases hors-équilibre : il est possible de rencontrer les quatre phases simultanément soit, Al, Si, α et β (Al-Fe-Si). Le cuivre en faible teneur modifie légèrement l'allure du diagramme. Par

contre, le manganèse, le cobalt, le magnésium et le chrome enlèvent tout intérêt à ce système puisque le fer et le silicium vont s'allier à ces éléments plutôt que l'un à l'autre.

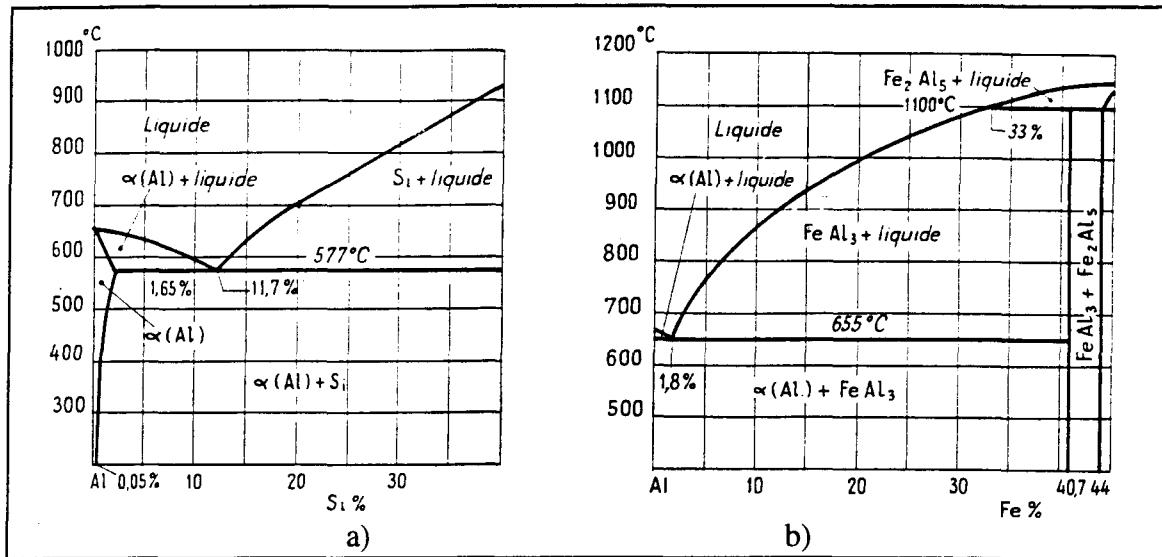


Figure 4 Diagrammes d'équilibre ; a) Al-Si, b) Al-Fe⁹.

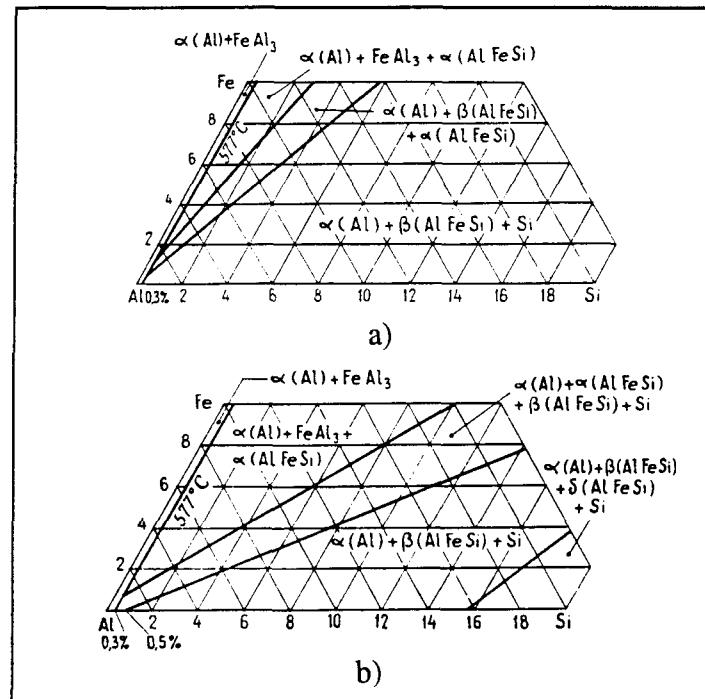


Figure 5 Répartition des phases a) à l'équilibre et b) hors-équilibre⁹.

2.2.4 Conditions favorisant la formation d'intermétalliques

La phase β -Al₅FeSi est souvent citée dans la littérature comme la plus nuisible aux propriétés mécaniques telles que la ductilité, en raison de son faible degré de cohérence avec la matrice d'aluminium¹⁰. Sa précipitation dépend des facteurs suivants :

1. Rapport Fe/Si $\sim 1^{11}$.
2. Faible taux de refroidissement (~ 0.8 °C/s).
3. Faible teneur ou absence de manganèse et/ou chrome.

La phase en écriture chinoise, α -Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂ de forme plus arrondie que la phase β est favorisée par les conditions suivantes :

1. Rapport Fe/Si $> 1^{11}$.
2. Vitesse de solidification assez rapide.
3. Présence de manganèse et/ou chrome¹².
4. Surchauffe du métal liquide avant la coulée^{12, 13}.

La précipitation des plaquettes ségrégées, dépend des paramètres suivants :

1. Faible vitesse de solidification¹⁴.
2. Présence combinée du manganèse et du chrome
(facteur de ségrégation > 1.8)^{12, 14}.
3. Faible température et/ou long temps de maintien avant la coulée⁸.

Il faut mentionner que ces conditions varient selon le type et la pureté de l'alliage.

2.3 SOLIDIFICATION DES ALLIAGES AI-Si

2.3.1 Principaux alliages Al-Si

Les alliages Al-Si constituent une gamme importante de matériaux utilisés dans les alliages de fonderie en raison de leur rapport poids/résistance élevé et de leur remarquable coulabilité¹. Ceux-ci sont caractérisés par la formation d'eutectiques pour une concentration en silicium d'environ 12%. Il se classent en trois principaux groupes, selon leur teneur en silicium : Les alliages hypoeutectique (5-10%Si), eutectique (11-12%Si) et hypereutectique (14-20%Si). Le silicium, lorsqu'il est combiné à l'aluminium pur, améliore les caractéristiques de mise en forme, la résistance au craquage à chaud et la fluidité¹.

2.3.2 Réactions pendant la solidification

Dans les alliages hypoeutectiques, le processus de solidification est marqué par la succession de précipitation des phases suivantes⁸ :

1. Formation du réseau dendritique α -aluminium.
2. Réaction Al-Si eutectique.
3. Précipitation des phases eutectiques secondaires.

Dans les alliages eutectiques, la réaction pré-eutectique est complètement inexisteante (voir tableau 2) alors que pour les alliages hypereutectiques, cette réaction est caractérisée par la précipitation de particules de silicium jusqu'à l'atteinte de la composition eutectique.

Les réactions principales, c'est-à-dire dendritique et eutectique sont précédées et suivies par des réactions secondaires. La réaction dendritique est parfois précédée par la formation de plaquettes ségrégées selon les teneurs en Fe, Mn et Cr, et suivie par la formation d'écriture chinoise. Quant à la réaction eutectique, elle est selon le cas, précédée et accompagnée par la formation de la phase β -Al₅FeSi et succédée par la formation de phases de durcissement comme le CuAl₂ et d'autres phases plus complexes¹⁵. Ces réactions peuvent être présentes ou absentes selon le type d'alliage, le taux de refroidissement utilisé de même que les concentrations en éléments alliés.

Tableau 2 Précipitation des phases dans les alliages Al-Si eutectiques.

Température (°C)	Phases précipitées	Réaction
650	Al ₁₅ (FeMn) ₃ Si ₂ (plaquettes ségrégées)	Pré-dendritique
600	Dendrites d'aluminium Al ₁₅ (FeMn) ₃ Si ₂ et/ou Al ₅ FeSi	Dendritique Post-dendritique Pré-eutectique
550	Al + Si eutectique Al ₅ FeSi et/ou Mg ₂ Si	Eutectique Co-eutectique
500	CuAl ₂ et d'autres phases complexes	Post eutectique

2.3.2.1 Réaction eutectique

Pendant la réaction eutectique, il y a précipitation simultanée de la phase α -aluminium, du silicium et de la phase β -Al₅FeSi (selon la teneur en fer). Dans les alliages hypoeutectiques, la durée de la réaction eutectique est plus courte lorsqu'elle accompagnée

par la précipitation de la phase β étant donné que cette dernière agit comme un nucléant dans la précipitation des particules de silicium¹³.

2.3.2.2 Réaction post-eutectique

La réaction post-eutectique est caractérisée par la précipitation de phases de durcissement possédant des points de fusion plus faibles telles que le CuAl₂ et le Mg₂Si. Le type de phase qui précipite dépend de la concentration en éléments tel que Fe, Mg, Cu et Zn. Les dernières phases formées à partir de la fraction liquide restante sont beaucoup plus complexes. Ces dernières précipitent dans l'intervalle de température de 480 à 550°C selon le type d'alliage⁸.

2.3.2.3 Phases β -Al₅FeSi pré-eutectique et co-eutectique

Lorsque le taux de refroidissement est faible et/ la teneur en fer excède une valeur critique soit environ 0.7%¹⁶, il y a formation des phases β pré-eutectiques et co-eutectiques. Puisque que la diffusivité au cours de la solidification diminue et est directement fonction de la température¹, il s'en suit que la phase β pré-eutectique possède une longueur et selon le cas, une épaisseur supérieure à la co-eutectique. Comme elle précipite dans la zone liquide-solide, la phase pré-eutectique peut engendrer la formation de porosités dans l'alliage en bloquant l'écoulement du métal liquide pendant la suite de la solidification^{13, 16, 17}.

2.4 FACTEURS INFLUENCANT LA FORMATION D'INTERMÉTALLIQUES

Deux facteurs essentiels déterminent la morphologie et la nature des phases qui apparaissent au cours de la solidification des alliages¹⁸ soit, les conditions de solidification et la composition chimique.

2.4.1 Taux de refroidissement

Le taux de refroidissement a un impact direct sur l'équilibre cinétique et la quantité de phases de fer présentes dans la microstructure. De faibles vitesses de refroidissement favorisent la formation de la phase β , étant donné que celle-ci se développe selon des plans cristallographiques bien précis. À l'opposé, la phase en écriture chinoise possède une surface irrégulière ce qui facilite la diffusion des éléments vers son interface. Cette dernière phase domine donc lorsque le taux de refroidissement (ou solidification) est plus élevé¹².

Le tableau 3 illustre la formation des phases de fer selon la vitesse de refroidissement.

Tableau 3 Premières phases de fer formées selon le taux de refroidissement⁸.

Taux de refroidissement (°C/s)	Premières phases de fer formées
< 0,1	Plaquettes ségrégées pré-dendritiques suivies par α -Al.
= 0,3	Écriture chinoise sous forme dendritique suivie par α -Al.
> 0,5	α -Al suivie par la formation d'écriture chinoise.
< 10	α -Al suivie par la formation d'écriture chinoise, encore plus dominante que pour le cas précédent.

Iglessis *et al.*¹⁸ ont étudié l'influence du taux de refroidissement dans les alliages commerciaux Al-Si utilisés pour la fabrication de pistons automobiles. Ceux-ci ont démontré que la transition entre la phase β et la phase α (écriture chinoise) s'effectue à une vitesse de refroidissement plus basse lorsque la teneur en fer est plus faible.

2.4.2 Composition chimique

Plusieurs auteurs ont démontré que la teneur en éléments, les plus importants étant le Fe, Mn, et Cr influent directement sur la formation de phases intermétalliques. Normalement, un titre en fer supérieur à 0.7%¹⁷ provoque la formation de la phase β selon le taux de solidification et la concentration en éléments d'alliage. Lorsque l'écart entre la teneur en fer de l'alliage et limite de solubilité s'élève, ce n'est pas le nombre d'aiguilles qui s'accroît, mais plutôt leur taille (longueur et selon le cas, l'épaisseur).

Narayanan *et al.*^{13, 17} ont constaté que pour l'alliage 319, l'augmentation de la teneur en fer provoque le grossissement de la taille des grains particulièrement pour de faibles vitesses de solidification et diminue l'espace dendritique en raison de la phase β pré-eutectique qui agit comme un nucléant dans le développement du silicium eutectique. Yaneva *et al.*¹⁹ ont montré que le pourcentage de phase β dans les alliages Al-Si dépend directement de la teneur en fer et en silicium. Les éléments tels que Mn et Cr participent à la formation de composés intermétalliques. Leur influence sera discuté à la section 2.4.

2.4.3 Rapports stochiométriques

Les rapports stochiométriques entre le pourcentage des constituants dans les alliages Al-Si indique s'il y a formation de la phase β ou de la phase α . Un rapport Fe/Si d'environ 1, implique qu'il y aura formation de la phase β -Al₅FeSi¹¹. Dans les alliages corroyés, la teneur en fer est très souvent supérieure à celle du silicium ce qui favorise la formation de la phase α -Al₈Fe₂Si. Les problèmes causés par la formation de la phase β sont donc plus importants dans les alliages de fonderie que dans les alliages corroyés.

2.5 MODIFICATION/NEUTRALISATION DES INTERMÉTALLIQUES DE FER

Dans le but de minimiser les effets nuisibles du fer dans les alliages Al-Si, différentes techniques ont été étudiées et pratiquées. Parmi celles-ci, on retrouve :

1. Le refroidissement rapide.
2. La modification par le strontium (Sr).
3. L'addition d'éléments neutralisants tels que Mn, Cr et Be.
4. Les traitements thermiques hors-équilibre.
5. La surchauffe.

Les techniques 1, 3 et 5 permettent de transformer la phase β -Al₅FeSi en écriture chinoise ou en plaquettes ségrégées, tandis que les techniques 2 et 5 ont pour effet de dissoudre la phase β dans la matrice d'aluminium. Chacune de ces pratiques comporte ses propres avantages et ses limites.

2.4.1 Refroidissement rapide

Le taux de refroidissement est considéré comme un des plus importants paramètres en métallurgie, puisqu'il influence la microstructure des alliages, c'est-à-dire l'espace dendritique, la taille des grains, le degré de modification du silicium eutectique, la quantité de microporosités de même que les différentes inclusions et phases intermétalliques.

La technique de refroidissement rapide ($\geq 10^{\circ}\text{C/s}$) permet de maintenir une plus grande concentration d'éléments et/ou impuretés en solution solide tels que Fe, Mn et Cr. Ainsi, les différentes phases de fer présentes dans la microstructure sont de plus petites tailles.

Plusieurs recherches scientifiques ont étudié l'effet du taux de refroidissement sur la morphologie des intermétalliques de fer^{12, 13, 17, 18}. Awano et Shimizu²⁰ ont démontré que la formation d'écriture chinoise est favorisée lorsque la vitesse de solidification est élevée. Mascré²¹ a constaté que l'augmentation du taux de solidification dans les alliages Al-Si eutectiques, permet d'augmenter la teneur en fer pour laquelle il y a formation de la phase β . Yaneva *et al.*¹⁹ ont observé que pour de faibles teneurs en fer (< 0.15%), il y a formation d'intermétalliques de fer dans les zones où le refroidissement est lent (section épaisse).

Lorsque le taux de refroidissement est faible ($\leq 0.5^{\circ}\text{C/s}$), les aiguilles/plaquettes apparaissent sous une forme plus grossière et se concentrent principalement au joints de grains ce qui accentue la fragilité de l'alliage. Lorsqu'il est rapide ($\geq 10^{\circ}\text{C/s}$), la phase β devient plus fine et mieux dispersée dans la microstructure. En conséquence, des concentrations plus élevées en fer sont tolérées dans les alliages de fonderie et de coulée sous pression comparativement aux alliages coulés à l'aide de moules à sable. Dans les

alliages de coulées sous pression, les taux de refroidissement élevés permettent de réduire la taille de ces composés en réduisant la durée de réaction. Ainsi, une teneur en fer de l'ordre de 1.3% dans ces alliages est justifiée étant donné que cet élément agit comme un lubrifiant et diminue la tendance de la pièce solide à se souder aux parois du moule¹⁴.

Cependant, la technique de refroidissement rapide est pratiquement difficile à réaliser. Lorsqu'une pièce est complexe, c'est-à-dire qu'elle comporte des sections d'épaisseur différentes comme un moteur automobile, il est ardu de pouvoir lui appliquer un taux de refroidissement uniforme. Les métallurgistes ont donc dû développer d'autre techniques, notamment l'ajout d'éléments neutralisant et/ou modifiant la structure de la phase β .

2.4.2 Influence du strontium

Le strontium (Sr) a d'abord été utilisé pour modifier la morphologie du silicium eutectique dans les alliages Al-Si, le silicium non-modifié présentant une morphologie plutôt aciculaire et/ou fibreuse. Le Sr fait partie de la même classe que l'antimoine et le calcium mais présente l'avantage de se dégrader moins rapidement lors de la fusion. De plus, le degré de modification augmente avec le temps d'attente avant la coulée. Une modification efficace du silicium peut être réalisée par une addition très faible de l'ordre de 0.008% à 0.04%²². L'addition requise en cet élément dans un alliage est fonction de la composition du métal, de la technique de coulée et de la qualité du lingot.

2.4.2.1 Effet sur le silicium

Shivkumar *et al.*²³ ont évalué l'effet de la modification par le Sr sur le traitement T6 de mise en solution pour l'alliage Al-Si-Mg (A356.2). Il a été observé que la modification accroît le taux de sphéroïdisation et diminue le taux de grossissement des particules de silicium ce qui permet de réduire la durée de mise en solution. Un haut degré de sphéroïdisation est observé dans les alliages modifiés après 50 min de traitement à 540°C, comparativement à 800 min pour les alliages non-modifiés. Le Sr s'avère un agent de modification actif qui est absorbé par le silicium ; il entraîne une instabilité aux interfaces entre le silicium et l'aluminium. Cet élément améliore la limite élastique, la limite ultime et plus particulièrement l'allongement à la rupture. Fat-Halla²⁴ a étudié la modification par le Sr (0.02%) sur l'alliage eutectique A-13%Si. Celui-ci a constaté que pour l'alliage de haute pureté, la limite ultime et l'allongement à la rupture passaient respectivement de 254 à 280 MPa et de 5.5 à 9.2% pour le cas de moules métalliques.

2.4.2.2 Effet sur les phases intermétalliques

Samuel *et al.*²⁵ ont étudié l'effet du Sr sur la formation de la phase β dans les alliages de type 319. Ils ont observé que l'addition de 300 ppm en strontium accélère la dissolution de la phase β en la fragmentant en aiguilles de plus petites tailles. Pour cette concentration optimale, la longueur moyenne des plus longues aiguilles passait de 130 μm pour l'alliage non-modifié à 70 μm pour l'alliage modifié. Le Sr agit donc comme un inhibiteur dans la germination de la phase β . La figure 6 illustre ce phénomène de fragmentation.

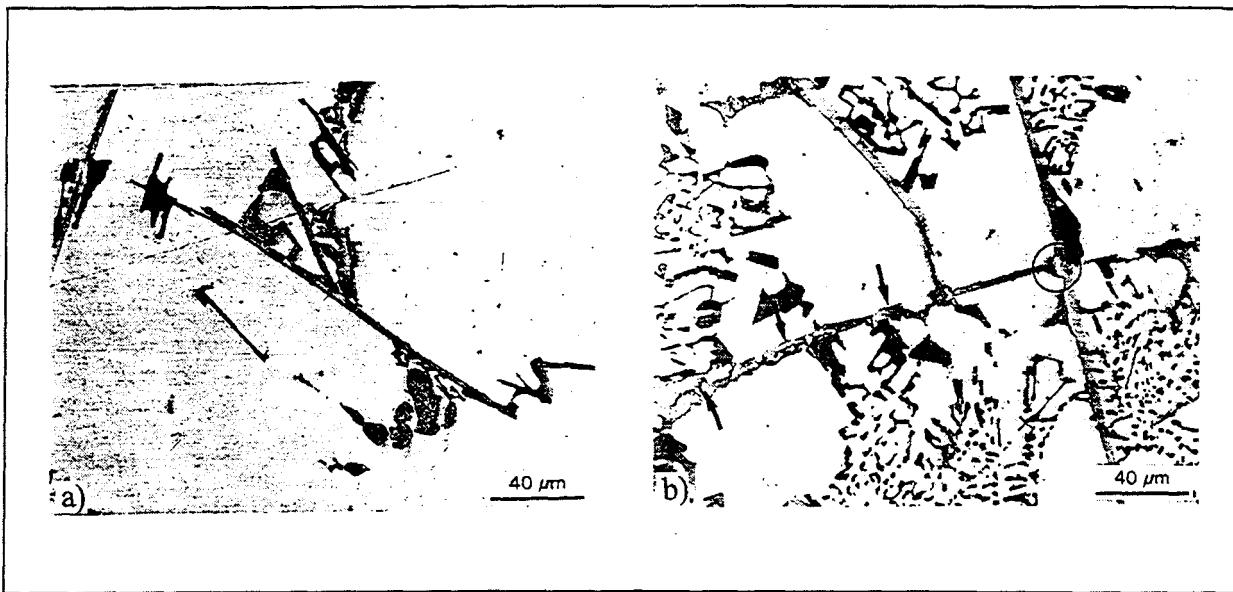


Figure 6 Fragmentation de la phase β -Al₅FeSi, a) sans Sr et b) avec Sr.

Shabestari¹² a étudié l'influence de l'addition du Sr dans les alliages A413, 413P et 413 synthétique et a constaté que cet élément modifie les phases intermétalliques en réduisant la taille, le nombre et le pourcentage volumique de la phases β , de l'écriture chinoise et des plaquettes ségrégées. Sous certaines conditions, le Sr élimine complètement les composés intermétalliques dans les alliages commerciaux coulés au moyen de moules métalliques. Cet élément est efficace dans le sens qu'il permet de transformer la morphologie de la phase β en phase α . Shabestari a aussi remarqué qu'il existe un optimum dans la teneur en Sr se situant entre 0.04 et 0.06% pour l'alliage 413, et qui réduit au maximum la densité, la taille et le pourcentage volumique des phases de fer. Comme l'illustre la figure 7, l'addition de 600 ppm Sr affaiblit nettement le pourcentage en volume d'intermétalliques de 1.2 à environ 0.1%.

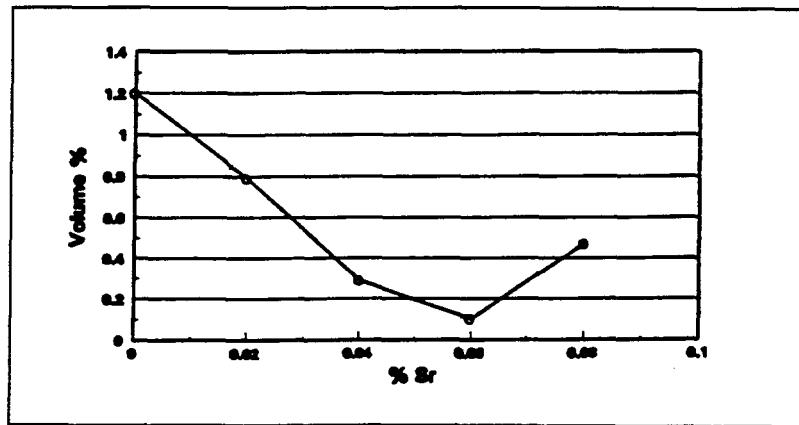


Figure 7 Effet du strontium sur le pourcentage en volume d'intermétalliques pour l'alliage 413.

Pennors *et al.*²⁶ ont évalué l'influence du Sr dans les alliages de type 319 et ont constaté par observation microstructurale, que l'addition de cet élément est efficace dans la fragmentation et la dissolution des aiguilles/plaquettes comme l'illustre la figure 8.

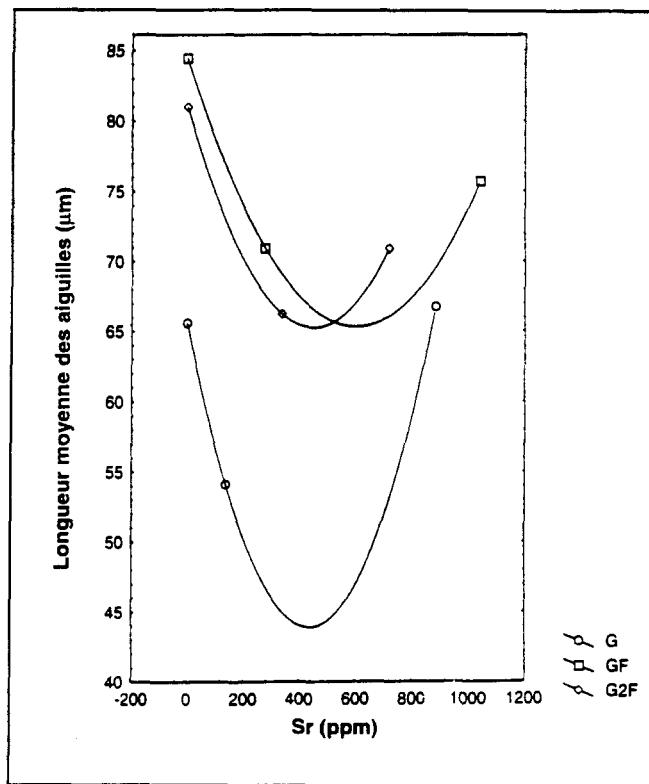


Figure 8 Effet du strontium sur la longueur moyenne des aiguilles.

Selon les mêmes auteurs, pour une teneur élevée en Sr, il y a décomposition de la phase β en raison de la réjection du silicium à partir de cette dernière. Un optimum d'environ 400 ppm Sr a été observé, diminuant la longueur moyenne de la phase β , surtout pour de faibles taux de solidification (sections épaisses de la pièce).

2.4.2.3 Effet sur les porosités

Lorsque le strontium est utilisé dans une teneur appropriée, il a pour effet de modifier la distribution des porosités dans la microstructure²⁷. Cet élément diminue la tension de surface de l'alliage, facilitant la nucléation de micropores. Les macropores présents en absence d'agent modifiant se transforment par l'ajout de Sr, en micropores plus nombreux et plus finement dispersés ce qui améliore les propriétés mécaniques (résistance mécanique et allongement à la rupture). Une teneur trop élevée en Sr peut cependant favoriser la formation de porosités, surtout dans les opérations de mise en forme où le taux de solidification utilisé est rapide, et nuire à l'efficacité de l'opération de dégazage²². Il existe, selon le type d'alliage, une teneur optimale en Sr qui minimise la formation de porosités et qui améliore les propriétés mécaniques.

2.4.2.4 Effet dans les alliages corroyés

Le strontium agit dans les alliages corroyés de base Al-Si-Mg (6XXX)²⁸ en inhibant la réaction péritectique au moment de la solidification, c'est-à-dire :



La présence de la phase $\text{Al}_5\text{Fe}_2\text{Si}$ plutôt que la phase β - Al_5FeSi dans les alliages traités par le Sr indique qu'il y a suppression de cette réaction. Mulazimoglu *et al.*¹¹ ont étudié l'effet du Sr dans les alliages corroyés 1XXX, 6061 et 5182 et ont noté, pour les deux premiers alliages, que cet élément transforme la phase β en écriture chinoise. Dans les alliages 1XXX, cette transformation est favorisée par un rapport Fe/Si (≥ 1) et un taux de solidification élevé ($> 2^\circ\text{C/s}$). Dans l'alliage 5182, le strontium change la morphologie du Mg_2Si de la forme d'écriture chinoise en forme d'aiguille ressemblant à la phase β .

2.4.3 Influence du manganèse

Le manganèse, tout comme le chrome, est souvent présent dans les alliages de pureté commerciale que ce soit sous forme d'impuretés ou comme addition volontaire. Cet élément est le plus couramment utilisé pour neutraliser les effets néfastes du fer en modifiant la morphologie des intermétalliques²⁹. Il est également considéré comme le plus efficace comparativement au chrome, au nickel, au cobalt et au molybdène¹⁰.

L'addition de manganèse dans les alliages Al-Si entraîne la formation de la phase intermétallique quaternaire (Al-Fe-Mn-Si) pouvant, selon les conditions de solidification, précipiter en trois morphologies distinctes³⁰:

1. En aiguilles/plaquettes.
2. En écriture chinoise moins nuisible aux propriétés mécaniques.
3. En phase polyédrique ou en forme d'étoile (phase α primaire), favorisée par un ratio Mn/Fe élevé et un faible taux de refroidissement.

Iglessis *et al.*¹⁸ ont démontré le rôle du Mn qui favorise la formation d'écriture chinoise ($\text{Al}_{15}(\text{Fe,Mn})_3\text{Si}_2$) ou de plaquettes ségrégées selon les conditions de solidification et la concentration en élément tel que Cr. Certains auteurs³¹ affirment que lorsque la teneur en fer d'un alliage excède 0.45%, il est conseillé d'ajouter une teneur en Mn égale à la demie de celle du fer. Mascré²¹ a développé une formule de neutralisation pour les alliages de fonderie Al-13%Si pour des titres en Fe et Mn allant respectivement jusqu'à 1.2% et 1.3%. Cowell et Kissling³² ont démontré que le manganèse, selon le rapport Mn/Fe de 1:2, élimine en grande partie la formation de la phase β - Al_5FeSi et améliore par conséquent la coulabilité de les propriétés mécaniques.

Iwahori *et al.*³³ ont étudié la coulabilité de l'alliage Al-Si-Cu et ont montré que la formation de porosités par retassure est favorisée par une augmentation du titre en fer, puisque la phase β précipite dans la zone pâteuse, plus précisément dans la stade pré-eutectique. L'addition de Mn permet de convertir la phase β en écriture chinoise plus sphérique, améliorant la coulabilité et de minimisant la formation de retassure.

Komiyama *et al.*³⁴ ont constaté que le Mn a une influence plus importante sur les propriétés mécaniques lorsque le titre en fer est élevé (> 1%). Narayanan *et al.*^{13, 17} ont observé qu'en absence totale de manganèse, l'alliage 319 avec 1% de fer précipite uniquement en phase β qui est considérée comme stable pour des taux de refroidissement variant de 0.1 à 20 °C/s. L'augmentation de la teneur en Mn permet aussi d'élargir la zone pour laquelle il y a précipitation de la phase $\text{Al}_{15}(\text{Fe,Mn})_3\text{Si}_2$ comme le montre la figure 9.

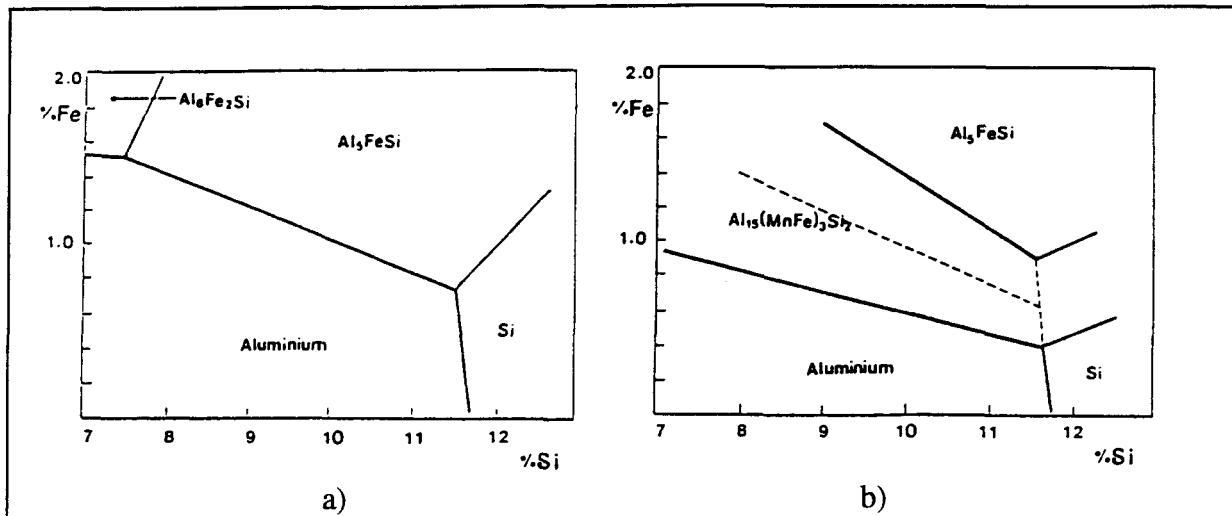


Figure 9 Diagramme de phase de l'alliage Al-Fe-Si pour des titres en Mn de 0% (a), et 0.4% (b)⁸.

2.4.4 Influence combinée de manganèse et du chrome

L'addition conjointe et/ou la présence sous forme d'impuretés des éléments tels que Mn et Cr favorise la formation de plaquettes ségrégées, particulièrement lorsque les températures de coulées et de maintien pratiquées sont faibles⁸. La présence du Cr transforme la phase en écriture chinoise en une forme plus arrondie et compacte^{14, 35}.

Des rapports Mn/Fe élevés et/ou la présence de Cr facilitent la formation de plaquettes ségrégées. Celles-ci sont constituées par des cristaux primaires contenant les éléments tels que Al, Fe, Mn et Cr. Elles possèdent un point de fusion et une gravité spécifique élevée ce qui provoque leur ségrégation dans le bas du bain de fusion^{35, 36}.

Granger³⁷ a constaté que des teneurs élevées en Cr dans les alliages 339 contribuent à la formation de la phase en forme d'étoile. Gustaffson *et al.*²⁹ ont remarqué que l'ajout de Cr dans les alliages Al-7%Si-0.3%Mg-0.5%Fe convertie la phase β en écriture chinoise.

La formation de plaquettes ségrégées dépend de la température de coulée ou de maintien, ainsi que des teneurs en Fe, Mn et Cr. Des températures de coulée et de maintien élevées permettent de dissoudre une plus grande quantité de ces éléments. Ainsi, des concentrations supérieures en ces éléments peuvent être tolérées. Les alliages de coulée sous pression sont donc souvent exposés à la formation de plaquettes ségrégées en raison de leurs plus faibles températures de coulée.

Une formule empirique appelée facteur de ségrégation a été suggérée par différents auteurs^{14, 36, 37} et est utilisée comme guide pour éviter la formation de plaquettes ségrégées. Ce facteur est fonction des teneurs en Fe, Mn et Cr et s'écrit comme suit :

$$F. S. = \%Fe + 2(\%Mn) + 3(\%Cr)$$

Un facteur de 1.8 permet d'éviter la formation de plaquettes ségrégées dans le cas de coulée sous pression où la température de coulée est égale ou supérieure à 650°C. Si elle est inférieure, un facteur de 1.4 est suggéré.

2.4.5 Influence du beryllium

Le beryllium (Be) est utilisé dans les alliages Al-Si pour diminuer l'oxydation du magnésium dans le métal liquide. Son addition permet d'augmenter la concentration en Mg dans la matrice d'aluminium, ce qui réduit le temps de vieillissement pour obtenir des propriétés mécaniques équivalentes (comparativement à un alliage sans Be). Cet élément est employé en faible concentration (0.01-0.05%) dans les alliages de fonderie, et améliore la fluidité et la coulabilité des alliages utilisés pour la fabrication de pièces automobile¹.

Murali *et al.*³⁸ ont étudié le changement de morphologie de la phase β par l'addition de Be dans les alliages Al-7%Si-0.3%Mg-0.6%Fe. Ils ont remarqué que de faibles additions provoquent la précipitation d'une nouvelle phase, soit $\text{BeSiFe}_2\text{Al}_8$ et que celle-ci est de forme polygonale ou en forme d'écriture chinoise. De plus, les phases de type Be-Fe sont situées uniquement dans les zones dentritiques alors que la phase β est le plus souvent observée dans les régions interdentritiques. L'addition de Be dans les alliages Al-7%Si-0.3%Mg convertie la phase β en écriture chinoise ou en cristaux de forme plus équiaxe et arrondie^{39, 40}. Comparativement aux autres éléments neutralisants, le beryllium est employé en très faible concentration en raison de sa toxicité.

2.4.6 Influence du magnésium

Le magnésium est intensivement utilisé dans les alliages Al-Si où sa concentration peut varier de 0.07 à 0.4%. Son rôle est de durcir et d'améliorer la résistance mécanique par la précipitation de la phase Mg_2Si .

Samuel *et al.*¹⁵ ont constaté que l'addition de 0.35% en Mg dans les alliages commerciaux de type 319, transforme partiellement la phase $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ en une nouvelle phase soit, $\text{Al}_5\text{Mg}_3\text{FeSi}_6$. L'augmentation de la teneur en Mg accroît la fraction volumique de cette phase apparaissant dans le stade post-eutectique. Narayanan *et al.*^{13, 17} ont noté que l'accroissement du titre en Mg diminue la température de réaction du silicium eutectique, ce qui nuit à la formation de l'écriture chinoise même si le métal liquide est surchauffé à haute température.

2.4.7 Surchauffe

Awano et Shimizu²⁰ ont remarqué qu'en surchauffant le métal liquide avant la coulée, il était possible de neutraliser les effets nuisibles du fer sans même y ajouter des éléments tels que Mn et/ou Cr. Ceux-ci ont étudié la relation entre la température de surchauffe et les phases de fer formées, et ont constaté l'importance de maintenir en faible concentration les éléments tels que Fe, Si et Mg et d'appliquer des taux de solidification rapides afin de favoriser la précipitation complète du fer sous forme d'écriture chinoise, comme le présente la figure 10.

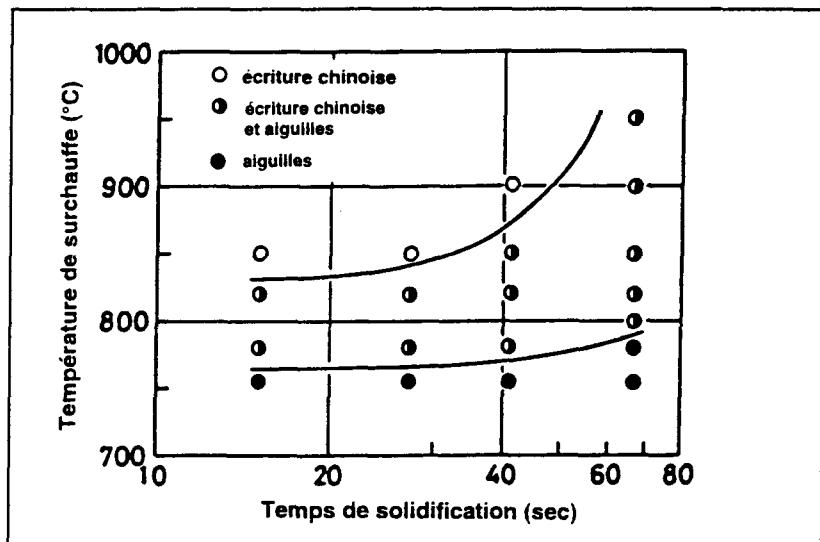


Figure 10 Effet du temps de solidification sur la précipitation des composés intermétalliques dans les alliages Al-7%Si-0.3%Mg-0.4%Fe²⁰.

Narayanan *et al.*^{5, 17} ont étudié l'effet de la surchauffe sur les alliages 319 contenant 1% de fer. Ils ont remarqué qu'en absence complète de Mn, l'influence combinée de la surchauffe et d'une vitesse de solidification rapide entraîne la formation d'écriture chinoise

chinoise sous forme métastable. Ceux-ci ont aussi découvert que l'augmentation de la température de surchauffe permet de rapprocher la température de formation de la phase β pré-eutectique vers la réaction eutectique. À ce stade, la composition chimique du liquide favorise la formation d'écritures chinoises. Ceux-ci ont conclu que la précipitation du fer sous cette dernière phase est causée par la transformation de l'oxyde d'aluminium ($\gamma \Rightarrow \alpha$), la phase γ étant un meilleur site de germination pour la formation de la phase β .

2.4.8 Traitement thermique hors équilibre

Plusieurs spécifications pour les traitements thermiques restreignent la température de mise en solution à une valeur inférieure au point final de solidification. Ces standards de températures ont été élaborés avec la prétention que l'utilisation d'une température supérieure au liquidus peut provoquer une fusion partielle des joints de grains et nuire aux propriétés mécaniques. La figure 11 illustre les températures utilisées pour les traitements de mise en solution à l'équilibre et hors-équilibre.

Apelian *et al.*⁴¹ ont étudié l'effet de la température (505 et 515°C) et la durée de mise en solution sur le traitement T6, et ce pour les alliages commerciaux de type 319. Ils ont noté que le silicium, les phases de cuivre (CuAl_2), la phase β et l'écriture chinoise sont tous soumis à un processus de fragmentation. Pour la phase β , l'augmentation de la température de mise en solution de 505 à 515°C donne une structure après coulée plus fine, et accélère le processus de fragmentation et de sphéroïdisation. Huit heures de mise en solution à 515°C se révèlent plus efficace qu'une semaine à 505°C.

Awano et Shimizu²⁰ ont aussi suggéré un traitement de mise en solution hors-équilibre pour l'alliage Al-7%Si-3%Cu. Ceux-ci ont constaté que l'application d'une température de mise en solution supérieure à la température finale de solidification permet de dissoudre 100% du Cu intermétallique alors que pour la mise en solution à température normale, la majorité des phases riches en cuivre demeuraient non dissoutes et ce, même pour des temps prolongés de mise en solution.

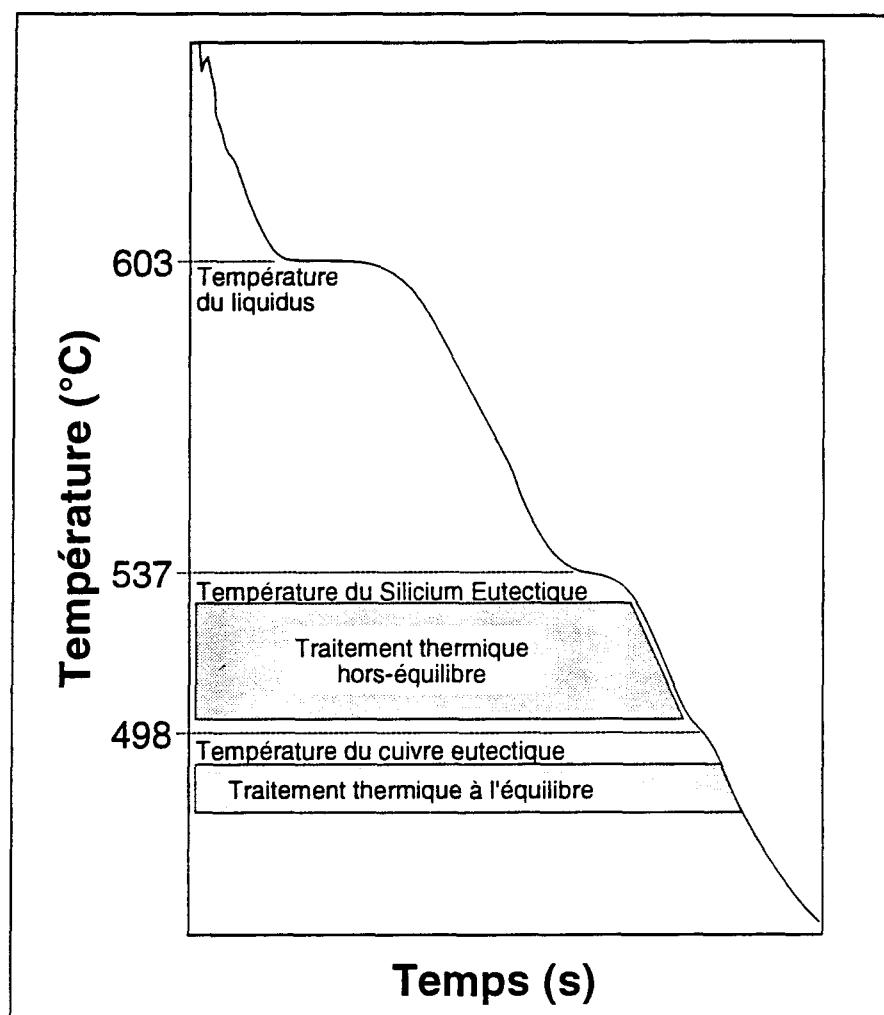


Figure 11 Températures utilisées pour les traitements de mise en solution à l'équilibre et hors-équilibre.

Plus récemment, Narayanan *et al.*^{5, 13} ont étudié l'effet du traitement hors-équilibre sur les alliages de type Al-6%Si-3.5%Cu-0.3%Mg-1%Fe par observation de la microstructure et par mesure des propriétés mécaniques. Ceux-ci ont trouvé que le traitement thermique optimal qui dissout la quantité maximale de fer intermétallique et qui maximise les propriétés mécaniques se situe entre 515 et 520°C. Au dessus de cette température, une quantité importante de phases liquides se forme principalement dans les zones interdentritiques et dans les joints de grains.

Le mécanisme de dissolution qu'ils proposent se résume comme suit : la fragmentation et la dissolution de la phase β augmente avec la température jusqu'à 520°C, et est d'autant plus facile lorsque la longueur et l'épaisseur de la phase β sont initialement plus faibles, c'est-à-dire lorsque le taux de refroidissement est élevé. La dissolution de la phase β se produit principalement aux extrémités des aiguilles plutôt que sur les côtés, ce qui explique la diminution de la longueur moyenne plutôt que de l'épaisseur. La solubilité du fer et du silicium présents dans la phase β n'est pas constante étant donné la présence d'irrégularités le long des plaquettes. Comme le montre la figure 12, la solubilité du Fe et Si est supérieure aux points A (défaut de surface) ou B (extrémité). Pendant le traitement hors-équilibre, le transport de soluté survient spécifiquement dans ces zones de hautes énergies . Ainsi, les atomes de fer et de silicium sont rejetés vers la matrice d'aluminium et sont remplacés par des atomes d'aluminium. Ce phénomène se poursuit avec la durée du traitement et mène à la fragmentation et la sphéroïdisation de la phase β .

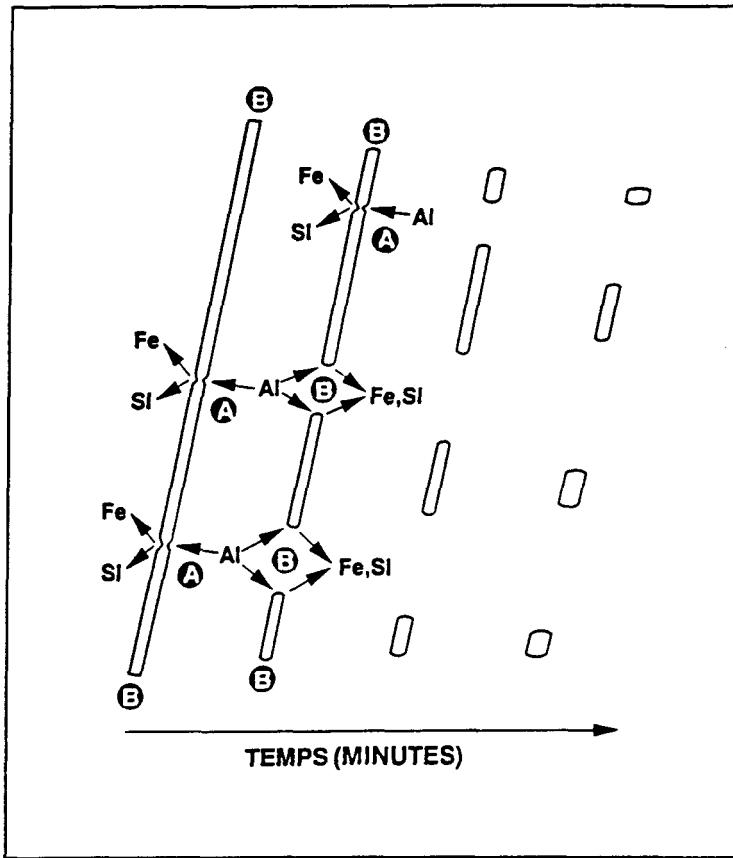


Figure 12 Mécanisme de la dissolution et de la fragmentation de la phase β -Al₅FeSi^{5, 13}.

2.5 FACTEURS INFLUENCANT LES PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES

2.5.1 Effet des intermétalliques de fer

Parmi les différentes phases présentes dans la microstructure, les intermétalliques de fer ont une influence directe sur les propriétés mécaniques. Les nombreux travaux de recherches réalisés sur ce sujet démontrent l'importance du fer dans les alliages Al-Si.

Vorobev *et al.*⁴² ont montré que de faibles additions en fer dans les alliages Al-Si diminuent considérablement l'allongement à la rupture et la résistance mécanique. Cette détérioration est dûe à la formation de la phase β -Al₅FeSi très fragile, qui est présente pour

toute la gamme de taux de refroidissement utilisés dans les moules à sable et les moules métalliques. La phase β prend la forme de minces plaquettes ressemblant à des aiguilles selon une coupe transversale. Elle est très dure et fragile et possède une force de liaison ou degré de cohérence relativement faible avec la matrice d'aluminium. Un accroissement de la teneur en fer provoque une augmentation non pas dans le nombre, mais plutôt dans la taille de la phase β . Par conséquent, quand la teneur en fer dépasse 0.7%, cette phase tend à précipiter en plus grosses plaquettes, plus précisément dans le stade pré-eutectique¹⁷. Marcré²¹ affirme que la phase β est nuisible aux propriétés mécaniques plus particulièrement si elle est dans sa forme primaire ; lorsqu'elle fait partie de la réaction eutectique (co-eutectique), son effet est presque négligeable et parfois même bénéfique.

Hajas⁴³ a constaté que la présence de la phase β dans les alliages Al-Si-Mg peut causer des fissures de tension et des retassures. Selon Bonsack⁴⁴, un titre en fer supérieur à 0.5% améliore la résistance mécanique mais diminue nettement l'allongement à la rupture et la machinabilité.

La phase en écriture chinoise est de forme plus sphérique et globulaire que la phase β et entraîne par conséquent moins de porosités pendant la solidification. Narayanan *et al.*^{5, 17} ont constaté que pour l'alliage 319 contenant 1% de fer, la dissolution de la phase β (par une mise en solution entre 515 et 520°C, améliore la limite ultime comme le montre la figure 13. Ce phénomène est plus évident à un taux de refroidissement de 10°C/s où à 520°C. L'alliage sans Mn possède une limite ultime supérieure à celui qui en contient 0.5%. Pour ce cas, on voit que la transformation de la phase β (1% Fe) à α (1% Fe + 0.5%

inutile à la température optimale de 520 °C. Ceci montre que la longueur moyenne de la phase β , lorsqu'elle est réduite au maximum par fragmentation, joue un rôle bénéfique sur les propriétés mécaniques comparativement à la phase α , en autant que l'alliage comporte un pourcentage en porosités après coulée acceptable ($\leq 0.1\%$).

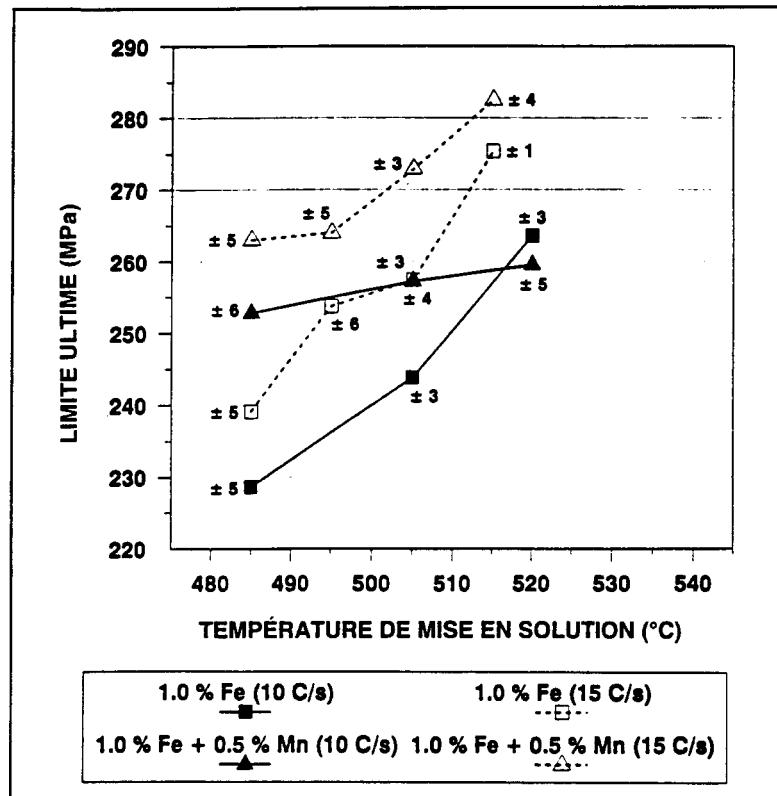


Figure 13 Effet du traitement thermique hors-équilibre sur la limite ultime de l'alliage 319.

Les plaquettes ségrégées entraînent souvent la présence d'inclusions prenant la forme de taches noires sur l'intérieur et la surface de la pièce coulée et intensifient la soudabilité entre la pièce et le moule dans les alliages coulés sous pression. Ces phénomènes provoquent l'appauvrissement du métal liquide en fer³⁵.

De nombreux ouvrages scientifiques affirment que la conversion de la phase β à α , permet d'obtenir de meilleures propriétés mécaniques. Pourtant, peu de recherche se sont concentrées à quantifier ce phénomène.

2.5.2 Effet des porosités

Les porosités constituent un des plus importants défauts affectant les propriétés mécaniques. Elles peuvent se présenter sous forme de gaz ou de retassures²⁷ et sont extrêmement nuisibles à la qualité des pièces coulées puisqu'elles réduisent la qualité de surface et la pression de serrage.

Herrera et Kondic⁴⁵ ont étudié les alliages Al-Si et Al-Si-Mg comportant de faibles niveaux de porosités (< 0.4%) et ont montré que la grande dispersion des données dans la corrélation entre la fraction volumique moyenne de porosités et la résistance mécanique était due à la dispersion non-uniforme des pores dans les échantillons. Ils ont aussi découvert une meilleure corrélation et une plus faible dispersion dans les données lorsque la diminution dans la résistance mécanique était tracée en fonction de la longueur⁴⁵ ou de la surface projetée^{45, 46} des pores selon la surface de rupture. Surappa *et al.*⁴⁶ ont démontré que la ductilité et la résistance des alliages Al-7%Si-0.3%Mg ayant subi le traitement thermique T6, dépend surtout de la taille des micropores selon la surface de rupture plutôt que le pourcentage volumique de porosités.

Plus récemment, Caceres et Selling⁴⁷ ont étudié l'effet de différents défauts sur la résistance mécanique des alliages Al-7%Si-0.4%Mg-T6 en utilisant des échantillons

contenant à la fois des films d'oxydes, des porosités de gaz ou de petits trous perforés. La résistance mécanique a montré peu ou pas de corrélation avec le pourcentage de porosités et ce, spécialement lorsque les échantillons renfermaient des films d'oxydes.

Samuel *et al.*⁴⁸ ont étudié les relations entre les paramètres de coulées et de solidification, le contenu en porosités, la microstructure, la résistance mécanique et le mode de rupture dans l'alliage 319.2 solidifié unidirectionnellement. Leurs résultats sont les suivants :

1. Selon la vitesse de refroidissement, l'effet entre le niveau d'hydrogène (H_2), de strontium et d'affineur de grains (TiB_2) sur les porosités suit l'ordre, $H_2 > Sr > TiB_2$.
2. Pour de faibles vitesses de refroidissement, la morphologie des pores est plus allongée, ces derniers étant présents le long des joints de grains. Lorsque la vitesse de refroidissement augmente, les pores deviennent plus arrondis. L'addition de strontium donne des pores plus sphériques et accroît la fraction volumique et la taille des porosités. L'addition de TiB_2 provoque la formation de pores plus fins et mieux dispersés.
3. La limite ultime et l'allongement à la rupture sont à la fois sensibles (de façon non-linéaire) aux porosités et aux conditions de solidification, alors que la limite élastique demeure pratiquement inchangée. La modification due au strontium et à l'affineur de grains permettent d'augmenter le niveau de porosité pour lequel il y a dégradation dans l'allongement à la rupture.

CHAPITRE 3

MÉTHODOLOGIE EXPÉRIMENTALE

CHAPITRE 3

MÉTHODOLOGIE EXPÉRIMENTALE

3.1 PRÉPARATION DES ÉCHANTILLONS

3.1.1 Alliages de base

Les alliages de base utilisés pour ce travail sont les alliages 319.2, 319.1, 380.1, eutectiques non-modifiés synthétiques (E) et eutectiques modifiés (G6291G ou E2S). Leur composition chimique est illustrée au tableau 4. Les alliages industriels sont fabriqués en lingot de 12.5 kg par la compagnie Alcan. Ils sont pour la plupart utilisés dans le secteur automobile pour la fabrication de têtes de cylindre et d'autres usages nécessitant une bonne coulabilité.

Tableau 4 Compositions chimiques des alliages de base utilisés.

Alliages/élément(%)	Cr	Cu	Fe	Mg	Mn	Ni	Pb	Si	Sn	Ti	Zn
G (A319.2)	---	3.25	0.47	0.01	0.08	---	---	5.81	---	0.07	0.07
W (A319.1)	0.08	3.20	0.79	0.09	0.34	0.18	0.02	5.85	0.02	0.14	0.45
D (380.1)	0.03	3.22	1.01	0.06	0.16	0.04	0.08	9.18	0.02	0.02	2.28
E (synthétique)	---	---	0.04	0.35	---	---	---	12.7	---	---	---
G6291G (E2S)	---	0.02	0.14	0.01	0.01	---	---	11.7	.038	0.01	0.01

3.1.2 Préparation des éprouvettes de traction

Les alliages sont fondus dans un creuset en carbure de silicium au moyen d'une fournaise électrique. La température du métal est portée à $735 \pm 5^\circ\text{C}$ et maintenue pour le reste de la fusion, soit l'addition d'éléments tels que Fe, Sr, Mn, Cr, Be et Mg, le dégazage et la mise en forme.

Pour les alliages G, W, et D, les éléments alliés spécifiques sont ajoutés sous forme de morceaux d'alliages maîtres soit respectivement, Al-25%Fe, Al-10%Sr, Al-20%Mn, Al-5%Be et Al-25%Cr. Un dégazage de 15 min est par la suite effectué après l'addition de ces éléments, à l'exception du Sr pour lequel 15 min et 120 min de dégazage ont été appliquées d'où la notation du chiffre 1 (15 min) ou 2 (120 min) précédant le code de quelques alliages. Pour les alliages eutectiques E et E2S, l'addition de Fe et Sr est faite sous forme d'alliage maître, soit Al-25%Fe et Al-10%Sr. Ces deux derniers alliages sont ensuite dégazés pendant 15 min. Au total, 67 alliages de notations différentes ont été fabriqués. La signification des codes se résume comme suit : 0.5%Fe (MF), 1%Fe (F), 1.5%Fe (2F), 100 ppm Sr (S1), 200 ppm Sr (S2), 300 ppm Sr (1S), 600 ppm Sr (2S), Mn/Fe~0.5 (1M), Mn/Fe~0.7 (2M), 0.13%Be (B), 0.1%Cr (C), 0.3%Mg (3G) et 0.5%Mg (5G). Les tableaux 5, 6, 7 et 8 donnent les compositions chimiques des différents alliages.

Ensuite, chacun des alliages a été dégazé au moyen d'argon pur injecté à l'aide d'un agitateur en graphite. Le dégazage a pour but de réduire la quantité d'hydrogène gazeux soluble dans le métal. Une analyse chimique a été effectuée au début et à la fin de chaque procédure de mise en forme, c'est-à-dire lorsque le creuset est à sa charge maximale et

minimale. Pour l'analyse du beryllium, l'appareil de type PIHF (plasma induit à haute fréquence) a été utilisé.

Tableau 5 Compositions chimiques des alliages de type G (%).

Alliage	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	B	Sn	Sr	V	Ti	Al
<i>Effet du strontium ; série G</i>														
G	6,20	0,372	3,67	0,095	0,0067	0,0073	<,005	0,0451	0,0022	0,0059	<0,000	0,0125	0,153	89,37
GS1	6,27	0,359	3,65	0,105	0,0695	0,0072	0,0164	0,0475	0,002	0,0069	0,0087	0,0127	0,150	89,29
GS2	6,23	0,348	3,74	0,103	0,0693	0,0071	0,0163	0,0459	0,0019	0,0067	0,0128	0,0124	0,149	89,25
1G1S	6,10	0,364	3,55	0,0956	0,0675	0,0074	<,005	0,0461	0,0021	0,0066	0,0342	0,0126	0,154	89,56
2G1S	6,24	0,378	3,66	0,0926	0,0680	0,0074	<,005	0,0467	0,0024	0,0066	0,0394	0,0128	0,154	89,29
1G2S	6,11	0,378	3,62	0,0954	0,0675	0,0074	<,005	0,0445	0,0022	0,0063	0,0487	0,0127	0,153	89,45
2G2S	6,24	0,390	3,62	0,0946	0,0624	0,0076	<,005	0,044	0,0021	0,006	0,0328	0,0126	0,153	89,33
<i>Effet du strontium ; série GF</i>														
GF	6,08	0,888	3,57	0,0933	0,0654	0,0073	<,005	0,0436	0,0048	0,0066	<,0001	0,0125	0,149	89,07
GFS1	6,19	0,914	3,72	0,128	0,0425	0,0117	0,0201	0,0692	0,0049	0,0078	0,0096	0,0130	0,138	88,73
GFS2	6,16	0,901	3,69	0,128	0,0427	0,012	0,0213	0,0692	0,0051	0,0079	0,0131	0,0130	0,136	88,80
1GF1S	6,06	0,884	3,51	0,0938	0,0647	0,0075	<,005	0,0446	0,0048	0,0069	0,0468	0,0124	0,149	89,11
2GF1S	6,09	0,900	3,53	0,0935	0,0622	0,0075	<,005	0,0437	0,0048	0,0068	0,04	0,0126	0,149	89,05
1GF2S	6,10	0,920	3,60	0,094	0,0668	0,008	<,005	0,0434	0,0048	0,0657	0,0544	0,0126	0,149	89,93
2GF2S	6,10	0,916	3,55	0,0937	0,0613	0,0085	<,005	0,0434	0,0048	0,0069	0,0378	0,0125	0,148	89,00
<i>Effet du strontium ; série G2F</i>														
G2F	5,88	1,360	3,47	0,0915	0,0644	0,0082	<,0050	0,0407	0,0077	0,0069	0,0002	0,0125	0,143	88,91
G2FS1	5,88	1,360	3,47	0,0915	0,0644	0,0082	<,0050	0,0407	0,0077	0,0069	0,009	0,0125	0,143	88,91
G2FS2	6,40	0,985	3,81	0,118	0,0452	0,0108	0,0192	0,0626	0,0051	0,0075	0,0147	0,0130	0,148	88,36
1G2F1S	5,91	1,390	3,47	0,0922	0,0598	0,0081	<,005	0,0422	0,0073	0,0072	0,0389	0,0123	0,143	88,82
2G2F1S	5,98	1,400	3,54	0,0916	0,0564	0,0085	<,0050	0,0421	0,0074	0,007	0,031	0,0123	0,144	88,68
1G2F2S	6,00	1,340	3,47	0,0918	0,0603	0,0079	<,005	0,042	0,0072	0,0071	0,0545	0,0124	0,145	88,76
2G2F2S	6,04	1,350	3,56	0,0926	0,0615	0,0083	<,0051	0,0427	0,0073	0,0072	0,0429	0,0127	0,144	88,62
<i>Effet du beryllium et du beryllium + strontium</i>														
GB	6,05	0,596	3,78	0,0954	0,0814	0,0006	<,005	0,108	0,0039	0,005	<,0001	0,0123	0,099	89,16
GFB	6,05	1,220	3,79	0,0925	0,0783	0,0013	<,005	0,104	0,0073	0,004	0,0011	0,0125	0,105	88,52
G2FB	5,79	1,750	3,64	0,0927	0,0763	0,0017	<,0051	0,102	0,0102	0,0044	0,0009	0,0119	0,102	88,41
G2FS2B	5,79	1,750	3,64	0,0927	0,0763	0,0017	<,0051	0,102	0,0102	0,0044	0,0251	0,0119	0,102	88,41
G2F2SB	5,90	1,760	3,69	0,0917	0,0859	0,0019	<,0055	0,101	0,0111	0,0047	0,0848	0,0125	0,104	88,15
<i>Effet du manganèse et du manganèse + chrome</i>														
GF1M	6,24	0,898	3,58	0,478	0,0664	0,0116	0,0172	0,0457	0,0048	0,0074	<,0004	0,0129	0,142	88,50
GF2M	6,27	0,929	3,52	0,688	0,0615	0,0133	0,0176	0,0471	0,005	0,0077	<,0001	0,0135	0,141	88,28
G2F1M	6,08	1,410	3,53	0,66	0,0577	0,0143	0,0177	0,0452	0,0075	0,0077	<,0003	0,0132	0,138	88,02
G2F2M	6,04	1,380	3,49	0,939	0,0576	0,0159	0,0178	0,0453	0,0074	0,0083	<,0001	0,0138	0,133	87,85
G2F2MC	6,11	1,270	3,49	0,786	0,0535	0,108	0,0183	0,0429	0,0066	0,0076	<,0005	0,0128	0,133	87,96

Tableau 6 Compositions chimiques des alliages de type W (%).

Alliage	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	B	Sn	Sr	V	Ti	Al
<i>Effet du strontium ; série W</i>														
W	5,80	0,765	3,21	0,18	0,0862	0,0709	0,036	0,972	0,0041	0,0186	0,0002	0,0115	0,127	88,37
WS1	6,00	0,724	3,31	0,19	0,0904	0,0721	0,0522	0,994	0,0044	0,0194	0,0092	0,0115	0,134	88,39
WS2	5,93	0,720	3,25	0,192	0,0882	0,0722	0,0508	0,98	0,0038	0,0191	0,0178	0,0115	0,132	88,53
1W1S	5,87	0,755	3,23	0,178	0,0860	0,0706	0,0358	0,967	0,0041	0,0187	0,0431	0,0116	0,126	88,60
2W1S	5,84	0,751	3,21	0,178	0,0813	0,0707	0,0373	0,949	0,004	0,0183	0,0288	0,0115	0,125	88,70
<i>Effet du strontium ; série W2F</i>														
W2F	5,68	1,260	3,17	0,175	0,0829	0,0699	0,0357	0,969	0,0064	0,0188	<,0001	0,0115	0,122	88,39
W2FS1	5,80	1,170	3,21	0,187	0,0850	0,0713	0,0514	0,97	0,0063	0,0192	0,0107	0,0114	0,130	88,28
W2FS2	5,73	1,150	3,17	0,189	0,0853	0,0725	0,051	0,957	0,0061	0,0195	0,0165	0,0115	0,128	88,41
1W2F1S	5,66	1,230	3,12	0,175	0,0831	0,0698	0,0364	0,955	0,0064	0,019	0,0506	0,0113	0,121	88,46
2W2F1S	5,80	1,260	3,20	0,178	0,0791	0,0715	0,0361	0,965	0,0064	0,0189	0,0346	0,0113	0,123	88,21

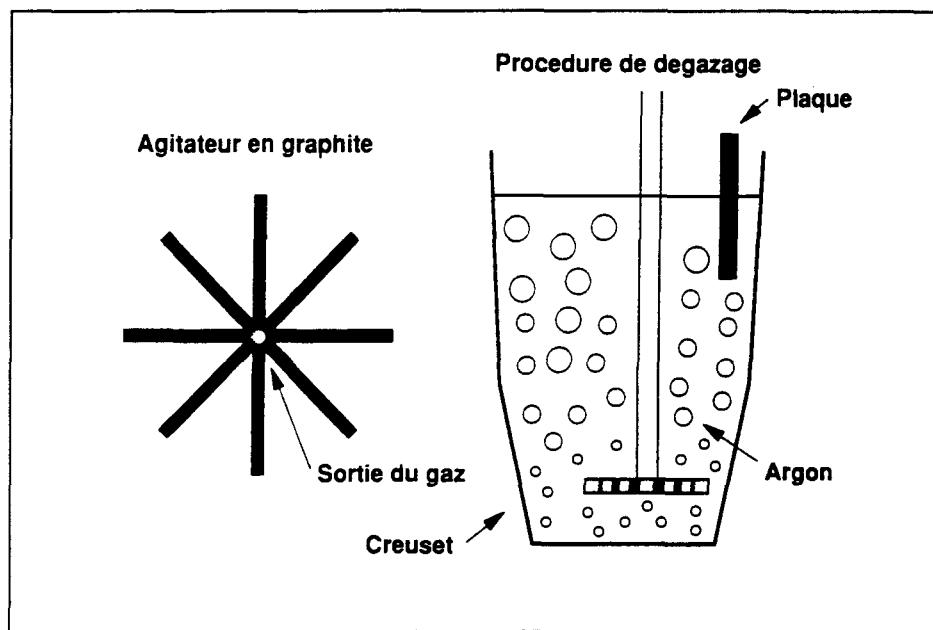
Tableau 7 Compositions chimiques des alliages de type D (%).

Alliage	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	B	Sn	Sr	V	Ti	Al
<i>Effet du strontium ; série D</i>														
D	9,21	1,010	3,15	0,165	0,0803	0,0247	0,0348	2,01	0,0064	0,0182	<,0001	0,0116	0,067	84,23
DS1	9,50	1,010	3,18	0,173	0,0588	0,0273	0,0417	2,02	0,0052	0,0209	0,0082	0,0122	0,073	83,86
DS2	9,62	1,020	3,14	0,172	0,0579	0,0275	0,0415	2,01	0,005	0,0208	0,016	0,0120	0,072	83,79
1D1S	9,21	0,760	3,15	0,17	0,0606	0,0247	0,0348	2,01	0,0064	0,0182	0,028	0,0116	0,067	84,23
2D1S	9,21	0,800	3,15	0,18	0,0606	0,0247	0,0348	2,01	0,0064	0,0182	0,021	0,0116	0,067	84,23
1D2S	9,17	0,988	3,12	0,168	0,0646	0,0249	0,0351	2,04	0,0064	0,0185	0,0475	0,0114	0,067	84,24
2D2S	9,29	1,000	3,11	0,167	0,0578	0,0252	0,0347	2	0,0065	0,0185	0,0337	0,0115	0,067	84,17
<i>Effet du strontium ; série D2F</i>														
D2F	9,11	1,470	3,06	0,157	0,0627	0,024	0,0329	1,94	0,009	0,0184	<,0006	0,0114	0,063	84,04
D2FS1	9,52	1,500	3,12	0,166	0,0563	0,0267	0,0401	1,99	0,0074	0,0213	0,0112	0,0122	0,072	83,45
D2FS2	9,57	0,150	3,14	0,167	0,0558	0,027	0,0422	1,98	0,0071	0,0215	0,0187	0,0123	0,071	83,38
1D2F1S	9,21	1,460	3,15	0,174	0,0606	0,0247	0,0348	2,01	0,0064	0,0182	0,029	0,0116	0,067	84,23
2D2F1S	9,21	1,470	3,15	0,18	0,0606	0,0247	0,0348	2,01	0,0064	0,0182	0,026	0,0116	0,067	84,23
1D2F2S	9,16	1,460	3,04	0,158	0,0649	0,024	0,0338	1,94	0,009	0,0178	0,0395	0,0112	0,064	83,98
2D2F2S	9,07	1,440	3,02	0,16	0,0167	0,024	0,0334	1,97	0,0089	0,0182	0,0273	0,0112	0,063	84,09
D2FS2B	9,21	1,430	3,15	0,16	0,0606	0,0247	0,0348	2,01	0,0064	0,0182	0,022	0,0116	0,067	84,23
<i>Effet du magnésium et du manganèse</i>														
D3G	9,21	1,010	3,15	0,165	0,3000	0,0247	0,0348	2,01	0,0064	0,0182	<,0001	0,0116	0,067	84,23
D5G	9,21	1,010	3,15	0,165	0,5000	0,0247	0,0348	2,01	0,0064	0,0182	<,0001	0,0116	0,067	84,23
D2F1M	9,21	1,410	3,15	>0,60	0,0606	0,0247	0,0348	2,01	0,0064	0,0182	<,002	0,0116	0,067	84,23
D2F2M	9,21	0,990	3,15	>0,60	0,0606	0,0247	0,0348	2,01	0,0064	0,0182	<,002	0,0116	0,067	84,23

Tableau 8 Compositions chimiques des alliages eutectiques (%).

Alliage	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	B	Sn	Sr	V	Ti	Al
E	12,70	0,140	0,23	0,009	0,3500	9E-04	0,017	0,014	0,007	<.001	2E-04	0,0071	0,013	87,45
EMF	12,70	0,700	0,23	0,009	0,3500	9E-04	0,017	0,014	0,007	<.001	2E-04	0,0071	0,013	87,45
EF	12,70	1,100	0,23	0,009	0,3500	9E-04	0,017	0,014	0,007	<.001	2E-04	0,0071	0,013	87,45
E2F	12,70	1,500	0,23	0,009	0,3500	9E-04	0,017	0,014	0,007	<.001	2E-04	0,0071	0,013	87,45
E2S	11,70	0,140	0,23	0,009	0,0100	9E-04	0,017	0,014	0,007	<.001	0,044	0,0071	0,013	87,45
EMFS	11,70	0,700	0,23	0,009	0,0100	9E-04	0,017	0,014	0,007	<.001	0,053	0,0071	0,013	87,45
EFS	11,70	1,100	0,23	0,009	0,0100	9E-04	0,017	0,014	0,007	<.001	0,047	0,0071	0,013	87,45
E2FS	11,70	1,500	0,23	0,009	0,0100	9E-04	0,017	0,014	0,007	<.001	0,053	0,0071	0,013	87,45

La figure 14 illustre l'appareil utilisé pour la procédure de dégazage. La figure 15 montre le schéma et les dimensions des échantillons obtenus à partir du moule permanent STAHL (type ASTM B-108) utilisé pour la fabrication des éprouvettes de traction. Ce moule est préchauffé à 400°C avant le versement du métal liquide. Sa partie centrale (zone de déformation) est faite en graphite, ce qui favorise un refroidissement rapide.

**Figure 14** Schéma de montage pour l'opération de dégazage.

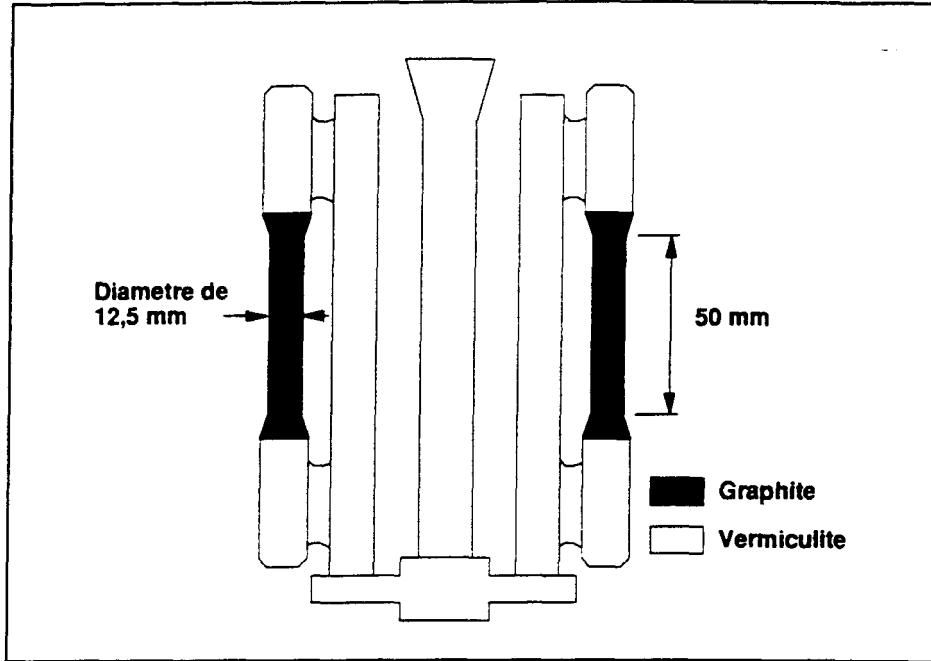


Figure 15 Schéma de la pièce obtenue avec le moule STAHL.

3.2 FLUIDITÉ

La fluidité des alliages de type 319.2 et eutectiques non-modifiés et modifiés a été mesurée à l'aide de l'appareil Ragone Fluidity Tester 4210. Pour cette opération, un tube vertical en verre de 7 mm de diamètre est d'abord chauffé pour chassé l'humidité, et plongé à une profondeur approximative de 2.5 cm sous la surface du métal liquide afin d'éviter qu'il y ait contamination par la couche d'oxyde. Une pression à vide de 200 mmHg dans le tube de verre aspire le métal. Les mesures ont été effectuées lors du refroidissement, c'est-à-dire lorsque la température du bain passait de 740 à 620°C. Environ trois mesures ont été réalisées pour chaque alliage (G, E et E2S), à des intervalles de température de 20°C. Chaque tige d'alliage solidifiée dans le tube de verre a été mesurée, puis sectionnée, une tige creuse indiquant que la mesure devait être rejetée.

3.3 TRAITEMENTS THERMIQUES

Tous les traitements de mise en solution solide et de vieillissement ont été réalisés au moyen du four à air forcé de type CDF-147, fabriqué par BLUE M ELECTRIC.

3.3.1 Traitement thermique T6

Le traitement thermique T6 a été appliqué aux alliages G (319.2), W (319.1) et D (380.1). Ce traitement se divise en trois étapes ; tout d'abord, une mise en solution solide à 500°C durant 8 h afin de dissoudre les phases solubles dans l'aluminium, suivie d'une trempe à l'eau (volume ~20 litres) à environ 60°C dans le but de maintenir en sursaturation les phases dissoutes. Finalement, le traitement de vieillissement d'une durée de 5h à 150°C a pour objectif la précipitation des phases durcissantes (Mg_2Si , $CuAl_2$ et plusieurs autres). Il faut préciser qu'aucun vieillissement artificiel a été réalisé ; les échantillons, quelques minutes après la trempe, ont été portés directement au congélateur.

3.3.2 Traitement thermique de mise en solution

Ce traitement consiste tout d'abord en une mise en solution à 540°C d'une durée variant de 0 à 200 h s'appliquant aux alliages eutectiques non-modifiés et modifiés. Les échantillons ont par le suite été trempés après 5, 10, 20, 30, 40, 60, 80, 100, 150 et 200 h de mise en solution, suivie par un vieillissement naturel pendant 24 h à 25°C, et par un vieillissement artificiel de 5 h à 150°C. Il faut mentionner que les échantillons ont été trempés en paquet de six, agités vigoureusement afin d'obtenir un refroidissement uniforme et puis refroidis à la température ambiante.

3.4 ESSAIS DE TRACTION

Les éprouvettes de traction ont été testées au moyen d'une presse Instron à une vitesse de déplacement constante de 0.5 mm/min (0.020 po/min). Les éléments de mesures sont reliés à un système d'acquisition de données externe à la presse. Un logiciel permet de transformer l'allongement en déformation et la force en contrainte. Pour les 68 types d'alliages préparés, ce qui équivaut à environ 500 éprouvettes de traction, en moyenne 6-8 essais de traction par alliage ont été effectués afin d'obtenir la moyenne et l'écart-type des paramètres suivants : la limite élastique (L.E), la limite ultime (L.U) et l'allongement à la rupture (A%). Ces paramètres sont présentés à l'annexe A.

3.5 MÉTALLOGRAPHIE

3.5.1 Préparation des échantillons

Pour l'analyse métallographique, l'échantillon de traction comportant les meilleures propriétés mécaniques pour chaque type d'alliage (G, E et E2S) a été sélectionné. Ces échantillons sont coupés à 1.5 cm éloigné de la zone de rupture . La section transversale est utilisée pour l'étude de la microstructure .

Les échantillons coupés sont par la suite enrobés dans un plastique à une température de 150°C et une pression de 650 kPa. Ensuite, le polissage des pastilles est réalisé à l'aide d'une polisseuse automatique (Buehler) en utilisant un disque abrasif de plus en plus fin.

3.5.2 Analyse de la microstructure

Pour l'analyse de la microstructure, les alliages G, E et E2S ont été observés à l'aide d'un analyseur d'image de type LECO 2001. Les deux paramètres qui ont été mesurés sont le pourcentage surfacique de porosités et les caractéristiques de la phase β -Al₅FeSi c'est-à-dire la longueur, l'épaisseur et la surface.

3.5.2.1 Pourcentage surfacique de porosités

Le pourcentage surfacique de porosités (A%) a été évalué pour les alliages 319.2 (31 compositions), eutectiques non-modifiés et modifiés (8 compositions avec temps de mise en solution nul soit, E, EMF, EF, E2F, E2S, EMF2S, EF2S, E2F2S). Au total, 65-70 champs répartis uniformément sur la surface parallèle à celle du plan de rupture ont été mesurés avec un agrandissement de 100X.

3.5.2.2 Phase β -Al₅FeSi

Les deux paramètres de la phase β qui ont été mesurés sont la longueur, l'épaisseur (la surface ayant été calculée à partir de la longueur et l'épaisseur) et ce pour les alliages 319.2 et eutectiques non-modifiés et modifiés.

1) Alliage 319.2

Pour cet alliage, un total de 80-100 aiguilles/plaquettes les plus longues ont été mesurées pour chaque échantillon, selon un trajet fixe de déplacement sur la surface ronde parallèle à la surface de rupture. La longueur et l'épaisseur ont été évaluées à des agrandissement respectifs de 500X et 1000X afin d'obtenir une bonne précision. Les moyennes et écart-types pour la longueur, et l'épaisseur ont été calculés à l'aide du logiciel Microsoft Excel™, ce qui a permis d'en déduire la surface moyenne des aiguilles les plus longues pour chaque échantillon analysé.

Également, il faut souligner que les mesures d'épaisseurs ont été effectuées uniquement pour les alliages contenant 1.5% de fer (série G2F) contrairement pour la longueur des aiguilles qui a été mesurée pour tous les alliages (31 compositions) de type 319.2.

2) Alliages eutectiques non-modifiés et modifiés

Pour ces alliages, deux techniques différentes ont été utilisées pour la mesure des aiguilles. Pour évaluer l'effet de la teneur en fer, la longueur maximale des aiguilles (80-100) ont été mesurées avec un agrandissement de 500X et suivant un motif de déplacement régulier. Les alliages ayant subi aucun traitement de mise en solution (traitement T5), soit les alliages E, EMF, EF, E2F, E2S, EMF2S, EF2S et E2F2S ont été analysés de cette façon.

Pour évaluer l'effet de la durée du traitement de mise en solution (0 à 200 h) sur la longueur et l'épaisseur de la phase β , les alliages non-modifiés et modifiés contenant 1.5% de fer ont été sélectionnés (E2F et E2F2S), et ce pour des durées de 0, 10, 30 et 100 h. Étant

donné la densité très élevée des aiguilles dans la microstructure et pour illustrer le phénomène de fragmentation, 10 champs (pour lesquels toutes les longueurs d'aiguilles ont été mesurées) répartis uniformément sur la surface de chaque échantillon ont été analysés. Des agrandissement de 500X et 1000X ont été utilisés respectivement pour les alliages non-modifiés et modifiés en raison de la densité plus élevée des aiguilles pour les alliages modifiés. La technique de mesure mentionnée plus haut (80-100 plus grandes aiguilles) a d'abord été employée pour ces mêmes alliages, mais reflétait moins bien le processus de fragmentation. La mesure de l'épaisseur de la phase β (60 aiguilles/échantillon) a été effectuée en même temps que la longueur afin d'en déduire la surface moyenne.

3.6 FRACTOGRAPHIE

Les alliages 319.2, E et E2S ont été sélectionnés pour l'étude du mode de rupture. Les échantillons ont été examinés au moyen d'un microscope électronique à balayage de type JEOL, modèle JSM-840A, au centre de recherche et développement Arvida (Canada) et chez General Motors Powertrain, Saginaw (USA).

CHAPITRE 4

FLUIDITÉ ET RADIOGRAPHIES

CHAPITRE 4

FLUIDITÉ ET RADIographies

4.1 INTRODUCTION

La fluidité se définit comme la capacité du métal liquide à remplir un moule avant la solidification⁴⁹ et constitue un des plus important paramètre pouvant affecter la coulabilité d'un alliage. La technique Ragone qui est simple d'utilisation, permet d'évaluer l'effet de l'addition d'éléments alliés sur la fluidité d'un alliage. Le fer et les différents neutralisants employés pour modifier les phases intermétalliques influent directement sur la capacité de mise en forme du métal liquide^{1, 17}.

Ce chapitre se consacre à l'effet de l'addition de Fe, Sr, Mn, Be, Mg, Mn + Cr et Be + Sr sur la fluidité des alliages 319.2 et à l'influence de l'ajout du fer sur la fluidité des alliages eutectiques non-modifiés (E), et modifiés (G6291G ou E2S). Également, quelques éprouvettes de traction pour les alliages de type 319.2 ont été sélectionnées pour la prise de radiographies, afin de vérifier si l'addition des éléments déjà mentionnés peut affecter la taille, la distribution et la morphologie des porosités de même que la taille des grains. Les radiographies ont été effectuées par la compagnie Alcan International Limitée, au centre de recherche et développement situé à Kingston.

4.2 RÉSULTATS ET DISCUSSION

4.2.1 Fluidité

Tel qu'il a été cité dans le chapitre précédent, la fluidité est mesurée par la longueur du métal solidifié qui est aspiré sous vide dans un tube de verre. La figure 16 illustre l'effet de l'addition du Sr sur l'alliage de base G. On remarque que cet élément améliore la fluidité de 38%, celle-ci passant de 31 cm pour l'alliage G à 42.8 cm pour l'alliage 1G2S. De plus, on peut constater la proportionnalité entre l'augmentation de la fluidité et l'accroissement de la teneur en Sr. On observe que l'addition de Sr améliore aussi la fluidité pour les séries GF et G2F (figure 17 et 18), qui passe respectivement de 34.8 à 41.2 cm (18%) et de 36 à 43.1 cm (19%). L'augmentation est particulièrement importante à partir de 300 ppm en strontium (1S), après quoi les résultats demeurent sensiblement constants. Également, on remarque que les figures 16 et 17 présentent la même tendance.

Le manganèse (figure 19) améliore la fluidité, surtout pour le rapport Mn/Fe ~0.7 (GF2M et G2F2M) et pour la composition G2F2MC, où la longueur du métal solidifié est passée de 36 cm pour l'alliage G2F à 43.7 cm, ce qui équivaut à une élévation de 21%. La figure 20 montre une amélioration remarquable de la fluidité due à l'addition de Be (0.13%), et ce pour les alliages G, GF et G2F, c'est-à-dire respectivement de 37, 23 et 17%. De plus, on observe une amélioration importante entre les alliages G2FS2B (250 ppm Sr - 33.3 cm) et G2F2SB (850 ppm Sr - 42.4 cm). D'un autre côté, on note que l'augmentation du titre en fer pour l'alliage G, soit les compositions G, GF et G2F, entraîne peu de variation sur la fluidité, qui est dans l'ordre de 31, 34.8 et 36 cm.

Concernant l'alliage eutectique (figure 21), on remarque que la teneur plus élevée en silicium (~12%) améliore nettement la fluidité qui passe de 31 cm pour l'alliage de base G, à 43.4 cm pour l'alliage E soit une amélioration de 40%. Ceci a d'ailleurs été démontré par Gruzleski et Closset²⁷. De plus, on constate que l'addition de fer dans les alliages eutectiques synthétiques (E) fait augmenter faiblement la fluidité qui passe de 43.4 cm pour l'alliage E à 48.4 cm pour l'alliage E2F. Par contre, pour l'alliage eutectique modifié, l'élévation du titre en fer ne provoque pas d'effet significatif.

De façon globale, on note que le Sr, Mn, Be et l'augmentation de la teneur en Si (alliages E et E2S) contribuent à améliorer la fluidité. D'un autre côté, la faible hausse de la fluidité due à l'addition de fer dans les alliages 319.2 et eutectiques non-modifiés reste difficile à expliquer. Il apparaît donc évident que la température de coulée utilisée, soit 735 ± 5 °C, constitue un paramètre plus important que les éléments d'alliage.

Fleming *et al.*⁴⁹ ont étudié l'effet de l'addition de Fe, Mn, Sr, Cr et Be sur la fluidité de l'alliage Al-5%Cu à l'aide de la technique Ragone. Eux aussi ont remarqué que l'élément le plus efficace dans l'amélioration de la fluidité est le Be, un ajout de 1% provoquant une augmentation de 25%. Ceux-ci ont conclu que l'accroissement de la teneur en éléments alliés tend à augmenter la fluidité, surtout lorsque la composition de l'alliage se rapproche de l'eutectique. Plus récemment, Mollard *et al.*⁵⁰ ont observé que les plus importants paramètres affectant la fluidité sont la composition d'un alliage, la surchauffe et le taux de transfert de chaleur pendant la solidification ; la pureté du métal, la présence d'affineur de grains et d'agents de modification sont considérés comme des paramètres secondaires.

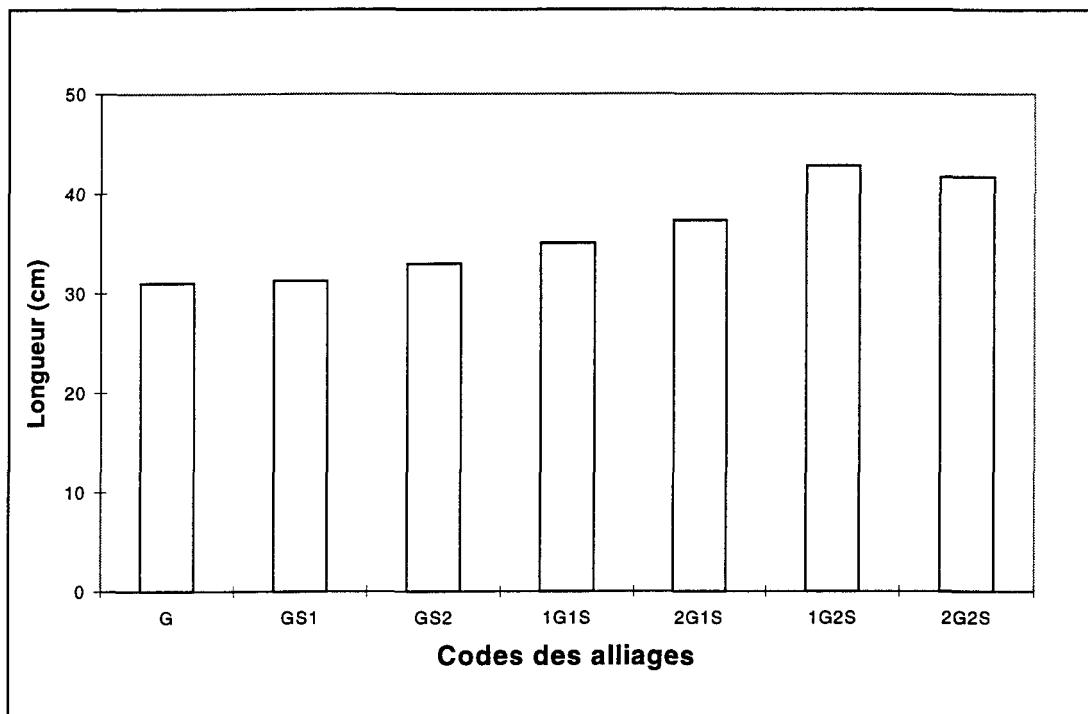


Figure 16 Effet du strontium sur la fluidité ; série G.

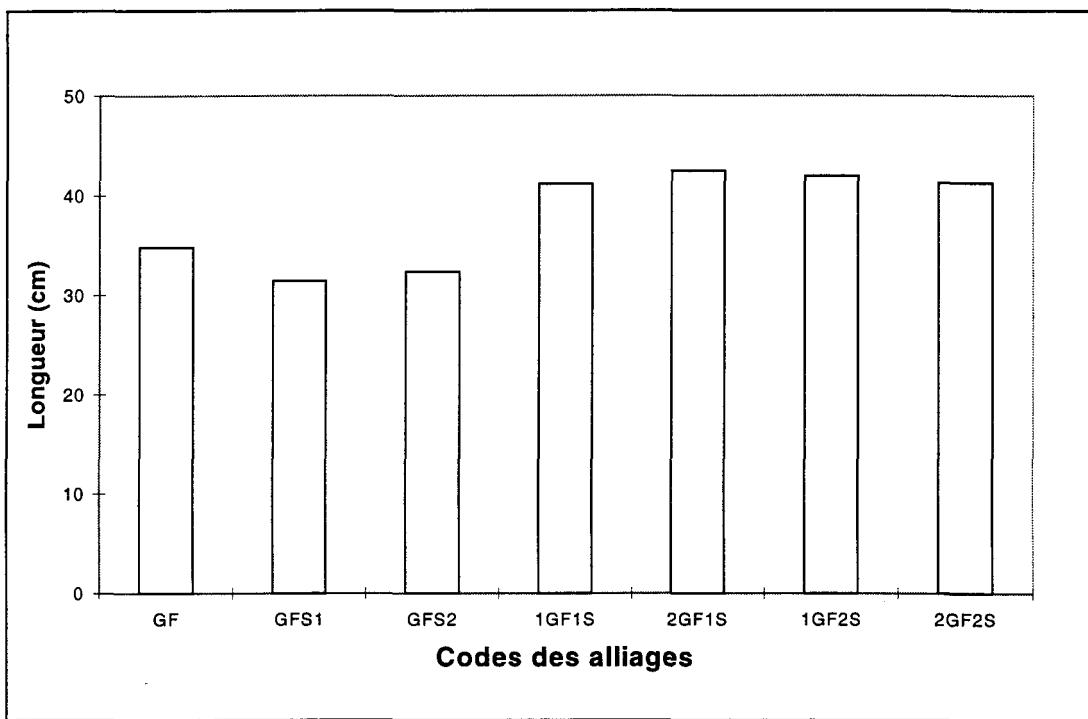


Figure 17 Effet du strontium sur la fluidité ; série GF.

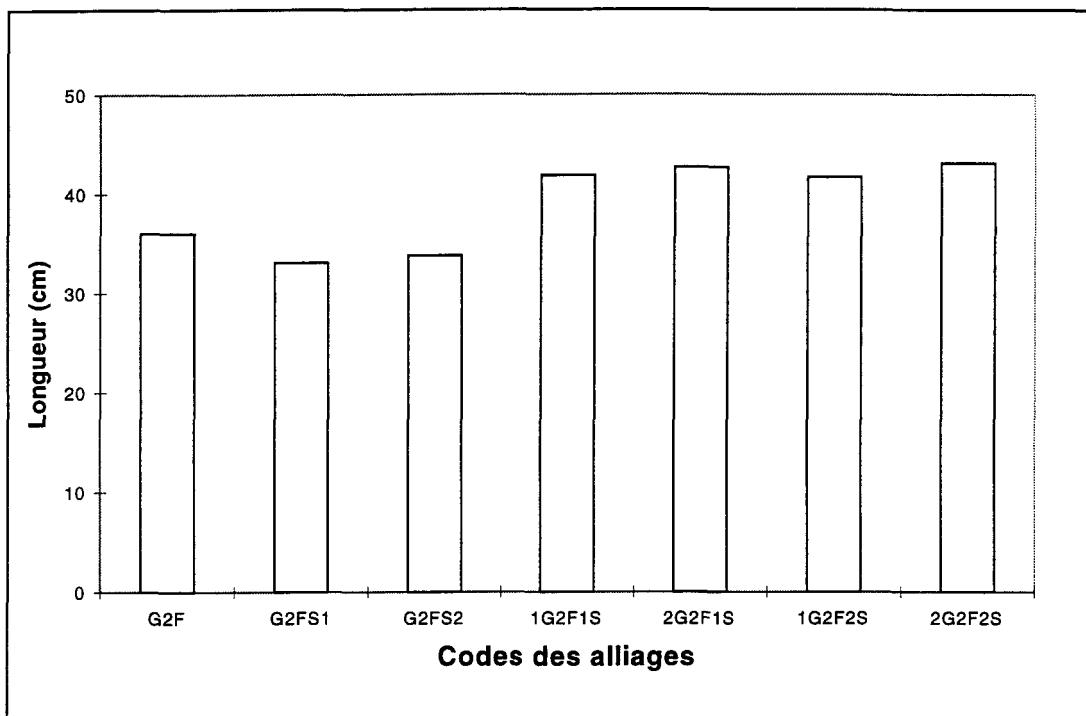


Figure 18 Effet du strontium sur la fluidité ; série G2F.

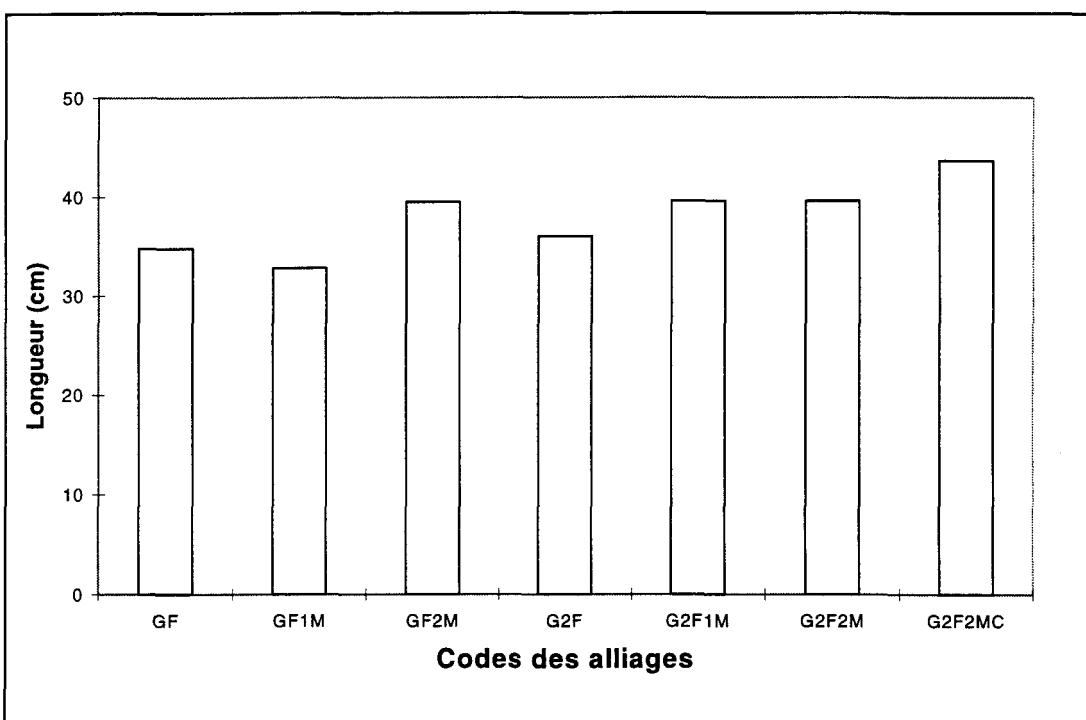


Figure 19 Effet du manganèse et du manganèse + chrome sur la fluidité ; alliage GF et G2F.

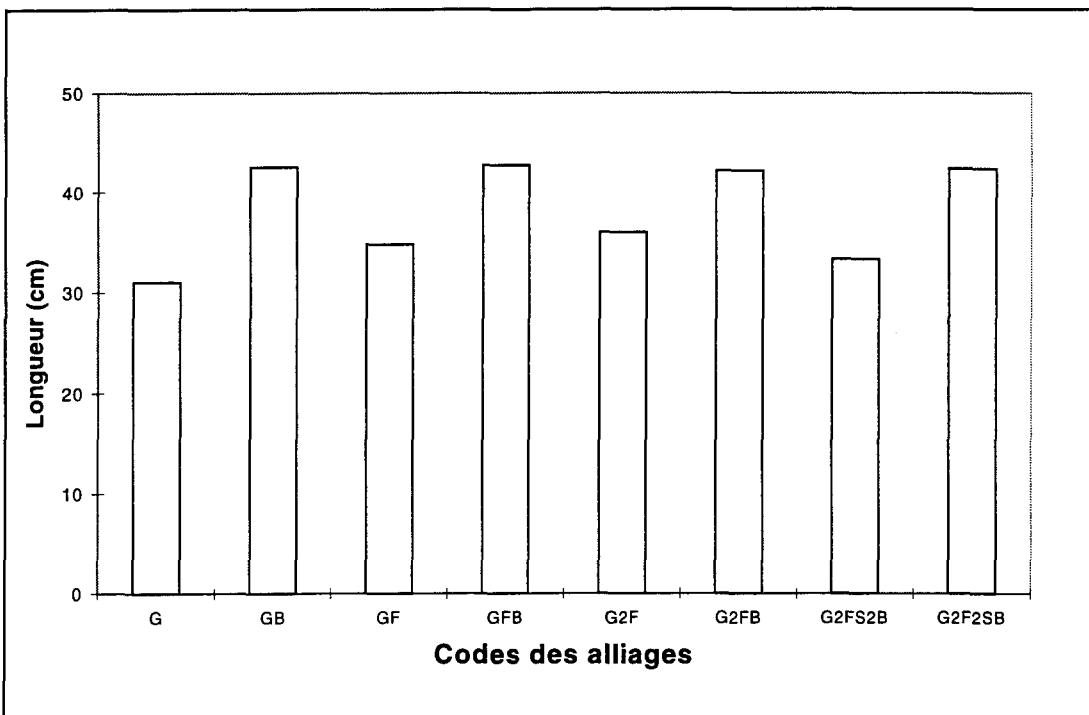


Figure 20 Effet du béryllium et du béryllium + strontium sur la fluidité ; alliage G, GF et G2F.

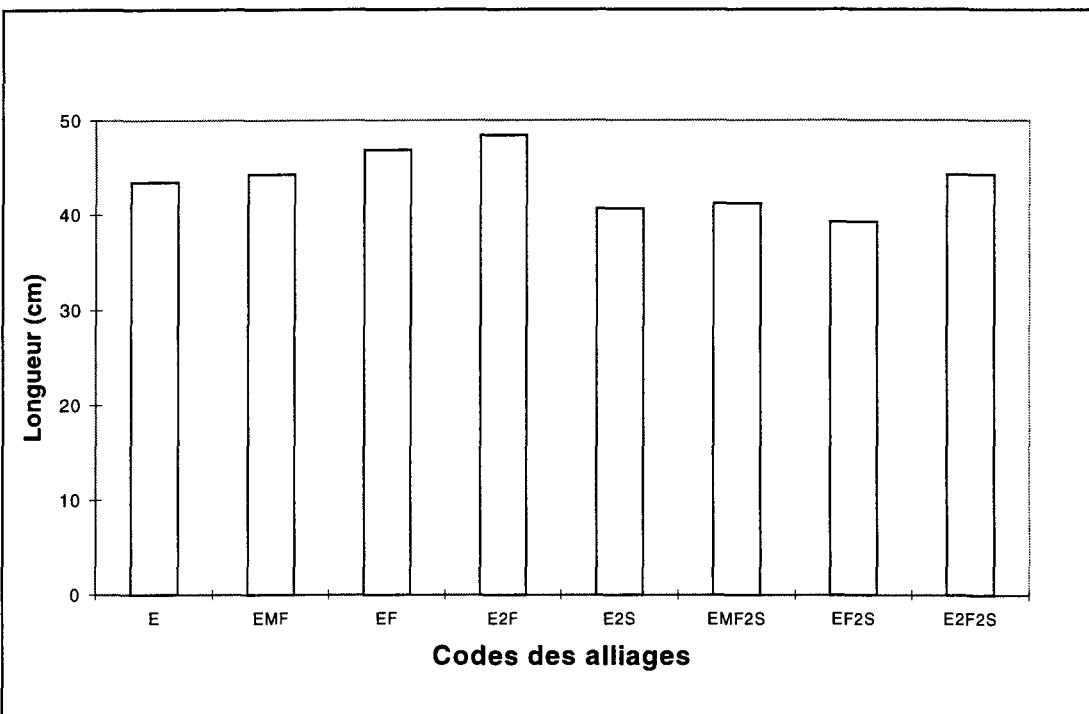


Figure 21 Effet du fer sur la fluidité ; alliage eutectique non-modifié et modifié.

Venkateswaran *et al.*⁵¹ ont constaté que l'addition d'éléments modifiants comme le sodium (Na), la combinaison du Na et Sr et la présence simultanée de Na, Sr et Ti (titane), engendre une diminution de la fluidité pour les alliages Al-Si eutectiques, tandis que l'addition combinée de l'antimoine et du titane provoque une augmentation de ce même paramètre.

4.2.2 Radiographies

Pour la prise de radiographies, douze éprouvettes de traction pour les alliages de type 319.2 ont été sélectionnées (2 éprouvettes/composition choisies au hasard) ; elles sont présentées au tableau 9. Les photographies illustrées à la figure 22 permettent d'observer la présence de porosités de gaz ou de retassures, et donnent une indication sur la taille des grains. Les porosités ou vides se présentent comme des taches blanches sur la zone centrale des échantillons. Les radiographies donnent une bonne indication sur l'effet du Fe, Sr, Mn et Be sur la distribution des porosités ainsi que sur la coulabilité des alliages.

Comme le montre la figure 22 et le tableau 9, l'augmentation du titre en fer à 1% (GFS) sur l'alliage GS a peu d'effet sur la formation de porosités par retassure. Par contre, on observe une légère augmentation de porosités pour une hausse de la teneur en Sr, soit sur les alliages G2FS2B (250 ppm) et G2FS2B (850 ppm). Cette dernière observation est en accord avec les travaux réalisés par Argo et Gruzleski⁵². On remarque qu'une augmentation de la teneur en fer favorise la formation de cavités par retassure plus spécifiquement pour l'alliage G2F, qui est exempt d'éléments neutralisants (Sr, Mn, Be).

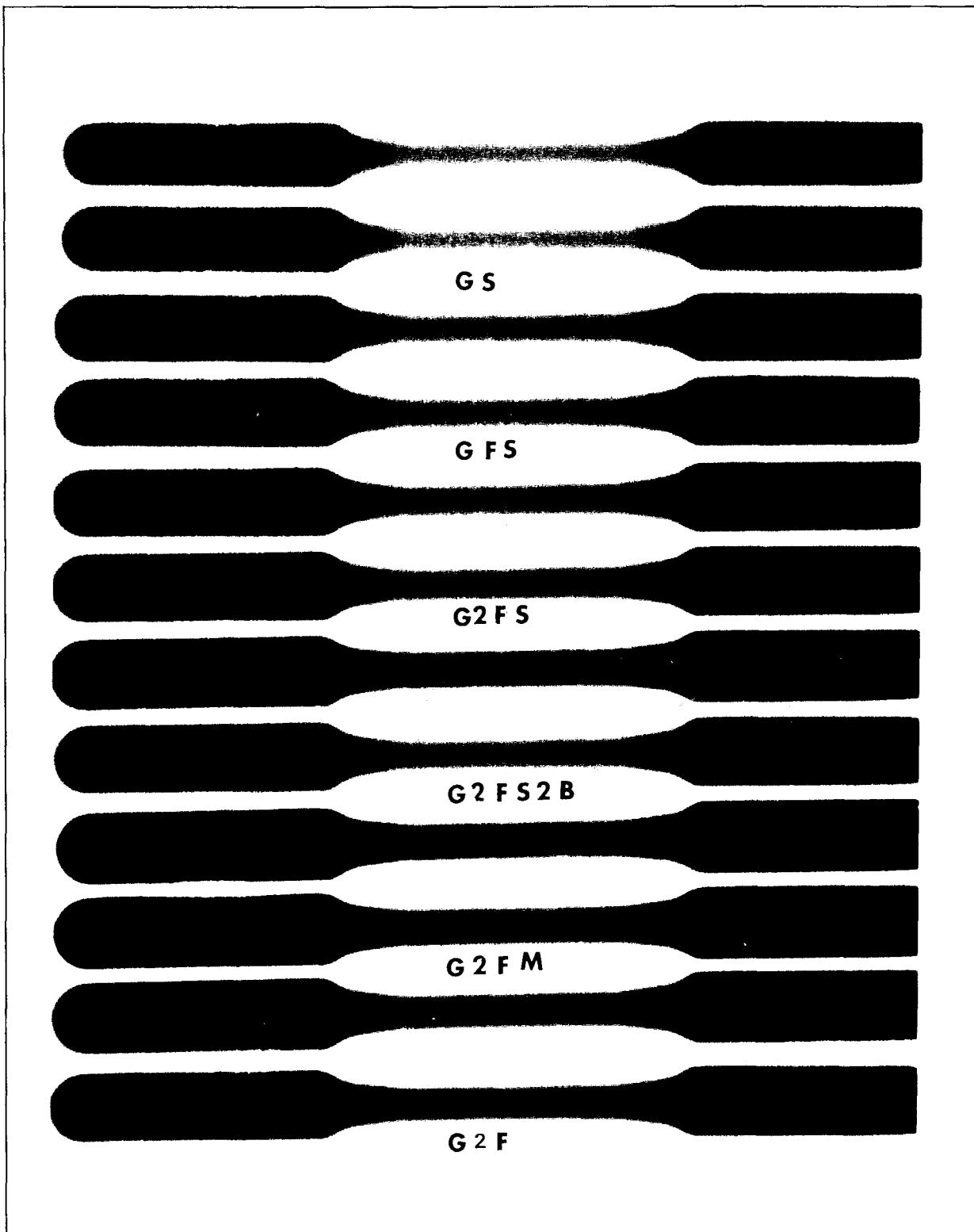


Figure 22 Radiographies des éprouvettes de traction.

Tel que Narayanan *et al.*^{13, 17} l'ont observé, la phase β pré-eutectique favorise la formation de porosités en bloquant l'écoulement du métal liquide pendant la suite de la solidification. La combinaison du Be (0.13%) et du Sr (250 ppm) s'est avérée très efficace (figure 22). En effet, l'alliage G2FS2B ne présente pratiquement aucune discontinuité, possède peu de porosités et des grains plus petits comme l'indique le tableau 9.

Tableau 9 Analyse des radiographies.

Alliage (code)	Retassures	Cavités par retassure	Occlusions gazeuses	Taille des grains
GS-1	3			3
GS-2	4			4
GFS-1	4			4
GFS-2	4	3*		4
G2FS-1	3			3
G2FS-2	3	2*		4
G2F2SB	3	3		4
G2FS2B	2		3	2
G2F1M-1	2	5*		3
G2F1M-2	2	6*		3
G2F-1	2	6		4
G2F-2	2	7		4
<hr/>				
Légende	Remarques			
1-2 - léger	(1) L'échantillon G2FS2B est exempt de gaz et présente de fines ségrégations bien distribuées. (2) L'addition de Mn dans les alliages G2F redistribue les retassures concentrées dans la partie centrale de la pièce en "éponges ségrégées" pour les alliages G2F1M, où il y a peu de ségrégation. (3) Les échantillons GS-1 et GS-2 contiennent de fines ségrégations apparaissant comme des taches blanches sur les radiographies. Ce type de ségrégation est moins dominant pour les autres alliages.			
3-4 - modéré				
5-6 - élevé				
7-8 - excessif				
*retassure				
[Sr] ~ 300 ppm				

CHAPITRE 5

MESURE DES PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES PAR ESSAIS DE TRACTION

CHAPITRE 5

MESURE DES PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES PAR ESSAIS DE TRACTION

5.1 INTRODUCTION

Parmi les moyens utilisés pour optimiser les propriétés mécaniques, plus spécifiquement la limite élastique (L.E), la limite ultime (L.U) et l'allongement à la rupture (A%), les traitements thermiques T6 et de mise en solution sont fréquemment employés. Le premier, consistant en une mise en solution solide à température élevée, suivie d'une trempe à l'eau chaude et d'un vieillissement artificiel, permet d'obtenir une balance optimale de résistance mécanique et de ductilité. Le deuxième traitement qui est semblable au traitement T6, à l'exception de la température de mise en solution solide qui est plus longue que normale, favorise la dissolution de la phase β -Al₅FeSi^{5, 13, 20, 41} en accélérant le processus de fragmentation. Ce traitement est donc bénéfique particulièrement pour les alliages dont la teneur en fer est élevée, puisqu'il permet de réduire en combinaison avec le strontium, la longueur des aiguilles dans la microstructure.

Ce chapitre se divise en deux principales parties. La première étudie l'influence des éléments alliés tels que Fe, Sr, Mn, Be, Mg et Cr de même que l'effet du traitement T6 sur les propriétés mécaniques des alliages 319.2, 319.1 et 380.1.

La seconde partie porte sur la dissolution de la phase β -Al₅FeSi dans les alliages eutectiques non-modifiés synthétiques (E) et modifiés (G6291G ou E2S) ainsi que sur l'effet du fer et de la durée de mise en solution sur les propriétés mécaniques. Il faut mentionner que les propriétés mécaniques c'est-à-dire la limite élastique, la limite ultime et l'allongement à la rupture sont mesurées par essais de traction.

5.2 ANALYSE DES RÉSULTATS

5.2.1 Effet des éléments d'alliage

Les figures 23 à 32 illustrent les propriétés mécaniques obtenues pour les alliages G (319.2), W (319.1) et D (380.1). Les propriétés sont mesurées après le traitement thermique T6 (6-8 éprouvettes/alliage). Il faut souligner que pour l'analyse des résultats, les variations en pourcentage dans les propriétés mécaniques sont établies selon l'alliage sans agent de modification (exemple : G, GF, G2F, W, W2F, etc...). De plus, les titres ou teneurs (%) et les concentrations (ppm) mentionnées dans cette partie se réfèrent aux compositions chimiques présentées aux tableaux 5, 6, 7 et 8 du chapitre 3.

5.2.1.1 Alliage G

1) Effet du strontium ; série G

Les figures 23 et 24 montrent l'effet de la variation de la teneur en strontium sur l'alliage de base G, dont la composition chimique est donnée comme suit : Al-6.2%Si-3.6%Cu-0.4%Fe. On peut observer que l'addition de Sr de 0 à 400 ppm a peu d'influence sur la limite élastique (L.E), la limite ultime (LU) et l'allongement à la rupture (A%). En effet, les alliages 1G1S et 2G1S présentent sensiblement les mêmes résultats soit une réduction minime dans la résistance mécanique et une faible amélioration de la ductilité. Pour les alliages GS1 et GS2 contenant 90 et 130 ppm en Sr, on remarque que la diminution dans la limite élastique et la limite ultime est plus significative ; pour ces deux compositions, la limite élastique est réduite de 16% et la limite ultime est affaiblie de 11%. Toutefois, on peut affirmer que pour les cinq premières compositions, c'est-à-dire de G à 2G1S, les propriétés mécaniques sont très voisines les unes par rapport aux autres.

Une différence significative (L.E, L.U, A%) est constatée pour les alliages 1G2S et 2G2S. Pour ces deux alliages, cette diminution est d'environ 20% (L.E) et de 19% (L.U). Des diminutions de 31% et de 19% (A%) sont observées respectivement pour les alliages 1G2S et 2G2S. Ces réductions sont imputables au phénomène de surmodification déjà observé par Dasgupta *et al.*⁵³ et par Shrivkumar *et al.*⁵⁴, qui est engendré par une concentration élevée en Sr. Il y a alors formation de porosités majeures dans la microstructure et de phases intermétalliques de type $\text{Al}_4\text{Si}_2\text{Sr}^{27}$, ce qui diminue la résistance mécanique et la ductilité en fragilisant l'alliage.

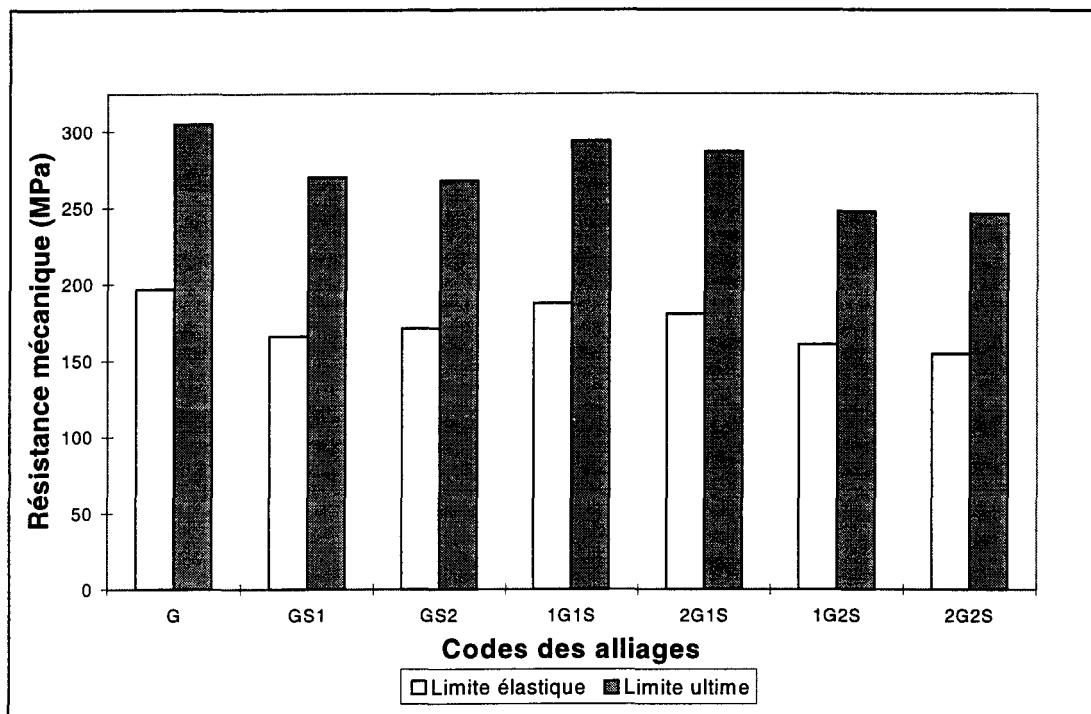


Figure 23 Effet du strontium sur la résistance mécanique ; série G.

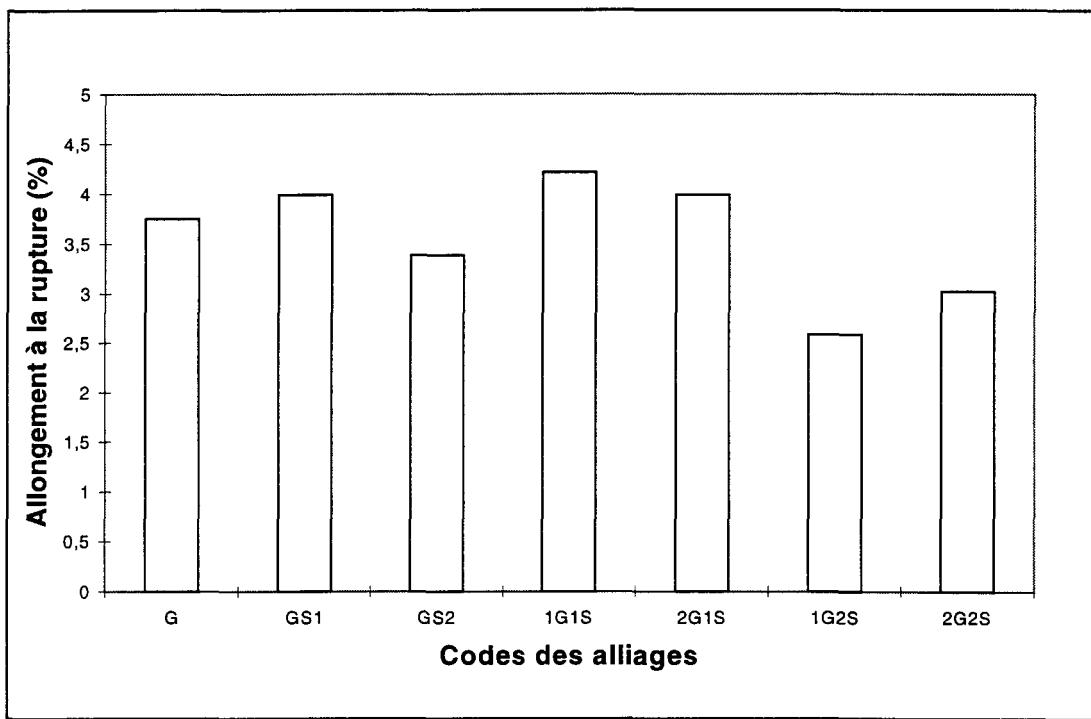


Figure 24 Effet du strontium sur l'allongement à la rupture ; série G.

2) Effet du strontium ; série GF

Les figures 25 et 26 illustrent l'influence du strontium dans les alliages de la série GF contenant 0.9% en fer. On remarque une amélioration évidente par rapport à l'alliage GF dans les propriétés mécaniques (L.E, L.U, A%) concernant les compositions GFS1, GFS2, 1GF1S et 2GF1S. L'alliage ayant obtenu les meilleures propriétés, soit 1GF1S (400 ppm Sr), a montré des augmentations de 31% (L.E), 42% (L.U) et de 71% (A%). L'accroissement du titre en Sr de 100 ppm (GFS1) à 400 ppm (2GF1S) améliore l'efficacité du processus de fragmentation de la phase β -Al₅FeSi, qui est considérée comme la plus nuisible aux propriétés mécaniques. De plus, l'allure des graphiques pour la résistance mécanique et l'allongement à la rupture font ressortir la présence d'une concentration optimale en strontium se situant autour de 400 ppm (1GF1S), tel que Samuel *et al.*²⁵ de même que Pennors *et al.*²⁶ l'ont déjà observé.

Par contre, pour les compositions 1GF2S et 2GF2S contenant environ 600 ppm en strontium, on note une importante réduction dans les propriétés mécaniques (L.E, L.U et A%). Cette diminution est particulièrement prononcée pour la composition 2GF2S présentant des propriétés inférieures à l'alliage sans strontium (GF), plus spécialement pour la ductilité qui est réduite de 32%. Comme pour le cas précédent, la détérioration des propriétés mécaniques est causée par le phénomène de surmodification^{52, 53, 54} qui survient pour des teneurs élevées en strontium, soit 600 ppm, et qui se manifeste pour les deux derniers alliages de chaque série.

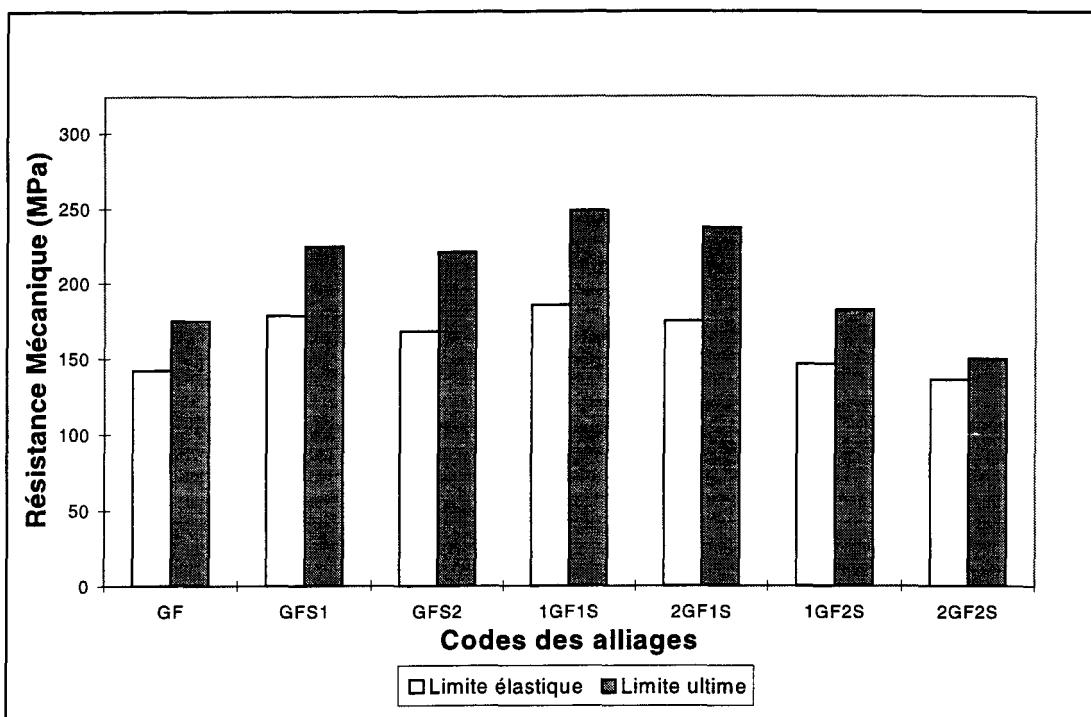


Figure 25 Effet du strontium sur la résistance mécanique ; série GF.

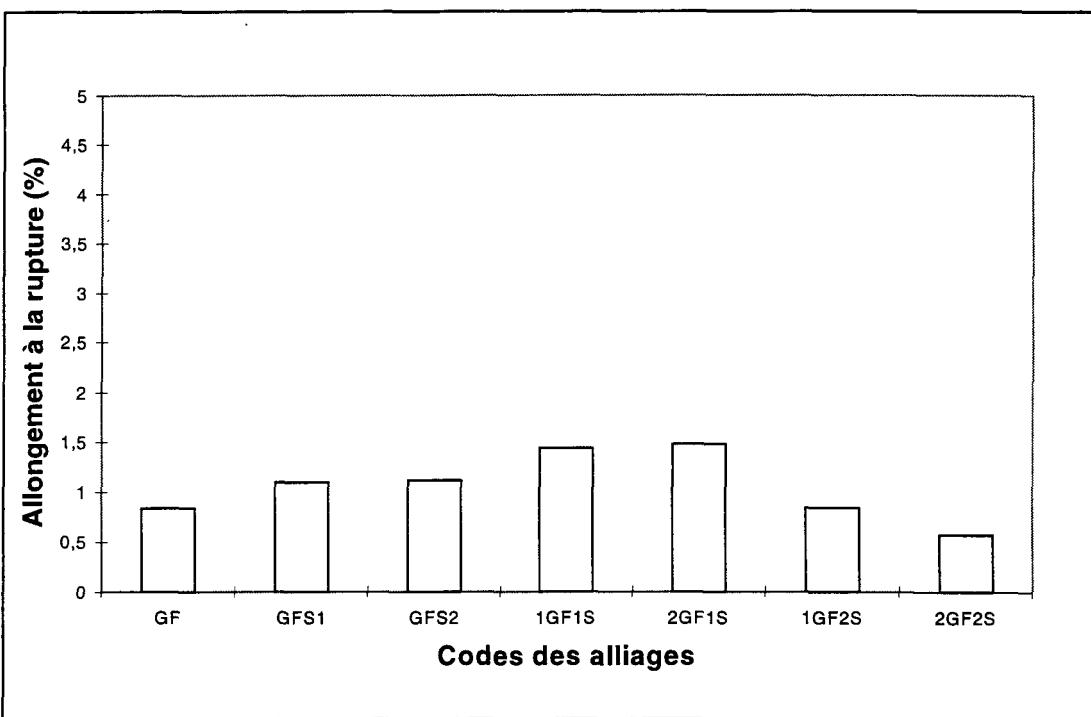


Figure 26 Effet du strontium sur l'allongement à la rupture ; série GF.

3) Effet du strontium ; série G2F

Les figures 27 et 28 présentent l'effet du strontium sur les alliages de la série G2F dont le titre moyen en fer est d'environ 1.3%. La composition G2F donne les pires propriétés mécaniques, c'est-à-dire une limite élastique de 138 MPa, une limite ultime de 168 MPa, et un allongement à la rupture de 0.71%. On observe pour l'alliage G2FS1 (100 ppm Sr), une amélioration évidente de 35% (L.E), 47% (L.U), et de 88% (A%), comparativement à l'alliage G2F. L'allure des graphes pour la résistance mécanique et l'allongement à la rupture font ressortir, comme pour le cas de la série GF, la présence d'une teneur optimale en Sr de 100 ppm qui provoque la fragmentation de la phase β -Al₅FeSi^{25, 26}. Pour l'alliage G2FS2 (150 ppm Sr), on constate des augmentations de 26% (L.E), 25% (L.U), et de 58% (A%) par rapport à la composition G2F.

Quant aux alliages 1G2F1S, 2G2F1S, 1G2F2S et 2G2F2S, on remarque que les propriétés mécaniques sont très voisines de l'alliage G2F. Ainsi, une concentration trop élevée en strontium (310 à 550 ppm) provoque une surmodification dans ces alliages, soit la formation de porosités majeures^{53, 54} et d'intermétalliques de type Al₄Si₂Sr²⁷. Ces deux défauts annihilent par conséquent l'effet bénéfique de la fragmentation sur les propriétés mécaniques.

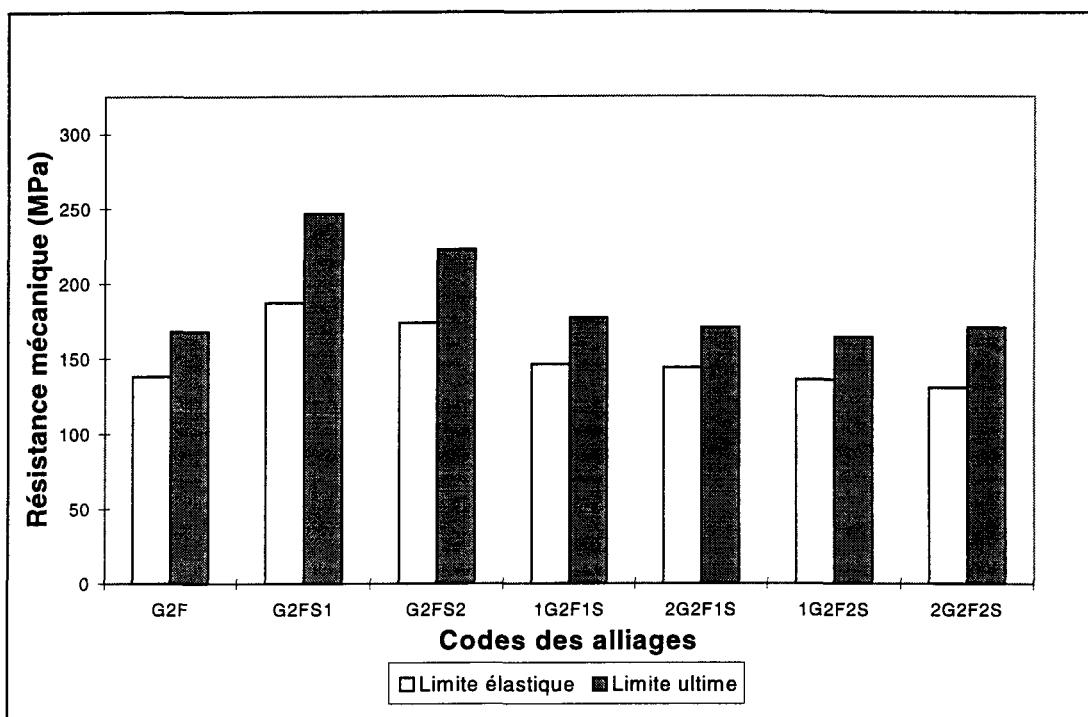


Figure 27 Effet du strontium sur la résistance mécanique ; série G2F.

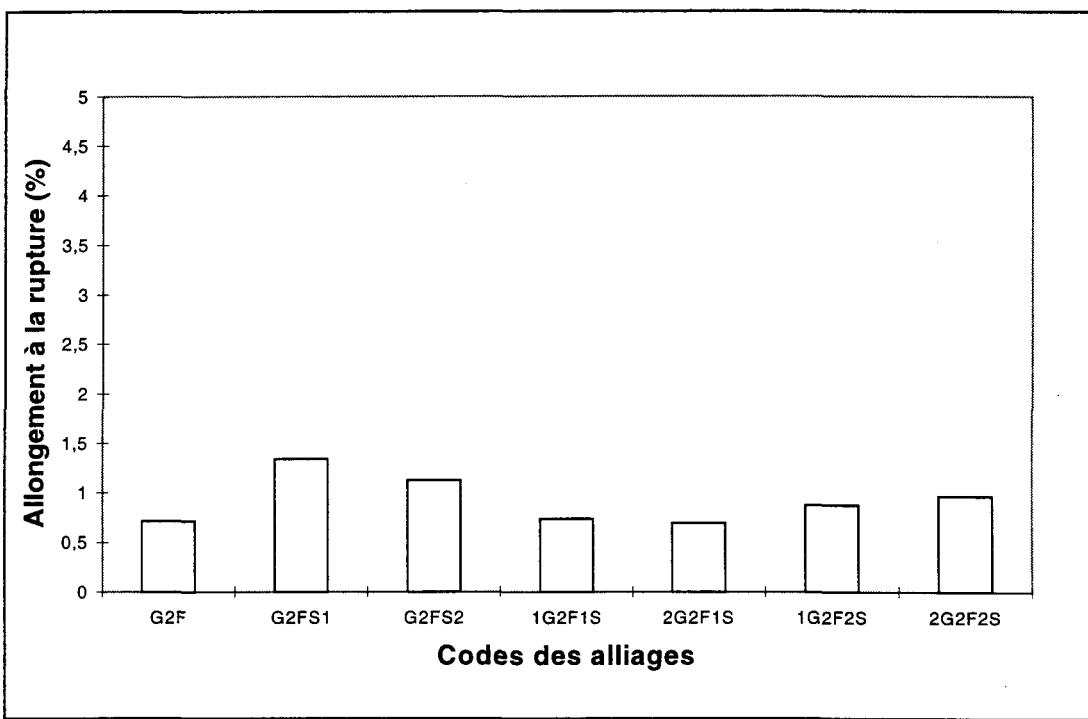


Figure 28 Effet du strontium sur l'allongement à la rupture ; série G2F.

4) Effet du manganèse et du manganèse + chrome ; alliage GF et G2F

Le manganèse et la combinaison du manganèse et du chrome (figures 29 et 30) s'avèrent très efficaces dans l'amélioration des propriétés mécaniques et ce pour les alliages GF (0.9% Fe) et G2F (1.4% Fe). En effet, on observe par rapport à l'alliage GF, une augmentation significative de 33% (L.E) pour l'alliage GF1M dont le rapport Mn/Fe est de 0.5. L'accroissement de la teneur en manganèse selon le rapport Mn/Fe de 0.7, soit de 0.48% (1M) à 0.68% (2M) a peu d'influence sur la limite élastique de l'alliage GF2M alors que pour la limite ultime, on note une hausse de 36% pour l'alliage GF1M et de 49% pour GF2M. Concernant l'allongement à la rupture, les alliages GF1M et GF2M ont présenté par rapport à l'alliage GF, des augmentations respectives de 28% et de 66%.

L'addition de manganèse à l'alliages G2F se révèle très efficace améliorant la limite ultime d'environ 40% et ce pour les alliages G2F1M, G2F2M et G2F2MC (0.1% Cr). Quant à la limite ultime, on remarque une élévation de 50% pour l'alliage G2F1M et de 66% pour les alliages G2F2M et G2F2MC, tandis que pour l'allongement à la rupture, on peut observer une amélioration constante, soit de 61% pour G2F1M, 159% pour G2F2M et de 219% pour G2F2MC.

Il est clair que la transformation de la phase β -Al₅FeSi en écriture chinoise (α -Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂ ; alliages se terminant par 1M ou 2M) et/ou en plaquettes ségrégées (α -Al₁₅(Fe,Mn,Cr)₃Si₂ ; G2F2MC), neutralise les effets néfastes du fer, plus particulièrement la ductilité. Les figures 29 et 30 montrent que le manganèse et l'effet combiné du manganèse et du chrome sont bénéfiques spécifiquement pour le rapport Mn/Fe

de 0.7 et l'alliage G2F2MC. Les radiographies pour l'alliage G2F1M présentées au chapitre précédent confirment l'efficacité du manganèse qui redistribue les retassures concentrées dans la partie centrale des échantillons G2F en "éponges ségrégées", et ce par la formation d'écriture chinoise favorisant une meilleure coulabilité. Également, la composition G2F2MC à présenté une importante augmentation pour l'allongement à la rupture qui est passée de 0.71% pour la composition G2F à 2.28%.

5) Effet du beryllium et du beryllium + strontium ; alliage G, GF et G2F

L'effet du beryllium et l'influence combinée du beryllium et du strontium sont représentées aux figures 31 et 32. Il faut souligner que la concentration moyenne en beryllium pour les alliages contenant cet élément se situe autour de 0.11-0.13%. L'alliage GB montre un adoucissement par rapport à l'alliage G de 23% (L.E), et de 15% (L.U) et une amélioration de 11% (A%). Également, la formation de phases intermétalliques de type $\text{BeSiFe}_2\text{Al}_8$ qui a déjà été observée par Murali *et al.*^{6, 38} explique la diminution de la limite élastique et de la limite ultime.

L'alliage GFB présente une augmentation de 17% (L.E), 27% (L.U) et de 44% (A%) comparativement à l'alliage GF. L'addition de beryllium à l'alliage G2F soit la composition G2FB, donne des propriétés mécaniques équivalentes (L.E, L.U et A%) à celles obtenues dans le cas de l'alliage GFB. Le beryllium est donc efficace lorsque la teneur en fer de l'alliage 319.2 est élevée. Pour le cas des alliages GFB et G2FB, la

transformation de la phase β -Al₅FeSi en phase BeSiFe₂Al₈ moins fragile, permet d'élever les limites élastiques et ultimes de même que la ductilité.

L'influence combinée du beryllium et du strontium sur l'alliage G2F s'avère très efficace particulièrement pour l'allongement à la rupture, la limite élastique et la limite ultime étant pratiquement semblables à celles de l'alliage G2FB. Pour les compositions G2FS2B et G2F2SB contenant des teneurs en strontium de 250 et 850 ppm, on constate par rapport à l'alliage G2F, des hausses respectives de 242% et de 145% pour l'allongement à la rupture. Ainsi, on peut remarquer que l'alliage G2F2SB possède une ductilité nettement inférieure à l'alliage G2FS2B, ce qui est dû à la formation de porosités majeures et d'occlusions gazeuses tel qu'observé dans les radiographies (figure 22).

L'addition de beryllium est donc bénéfique pour les alliages à hautes teneurs en fer, soit GF et G2F. Également, l'alliage G2FS2B a montré une amélioration de importante de 47% (L.E) et de 242% (A%), ce qui est attribuable à la transformation des aiguilles/plaquettes en phase de type Be-Fe^{6, 38, 39} et à l'affinage de la phase β causé par le beryllium. L'alliage G2FS2B montre avec les compositions G2F2M et G2F2MC, les meilleures propriétés mécaniques obtenues pour le cas de la série G2F.

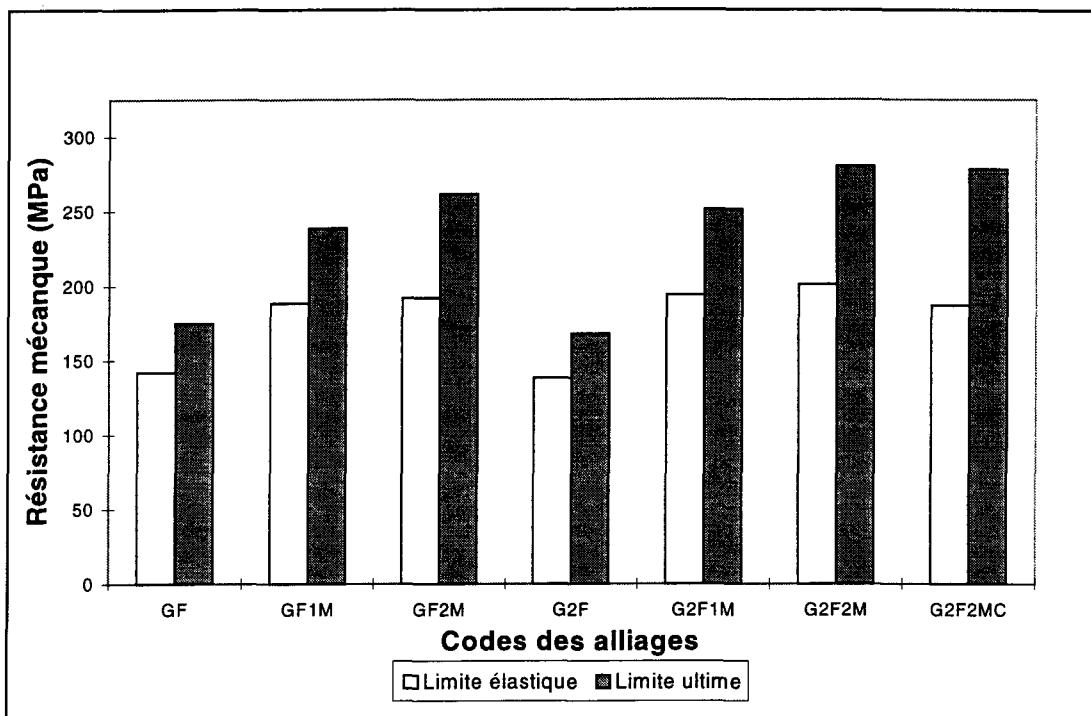


Figure 29 Effet du manganèse et du manganèse + chrome sur la résistance mécanique ; alliage GF et G2F.

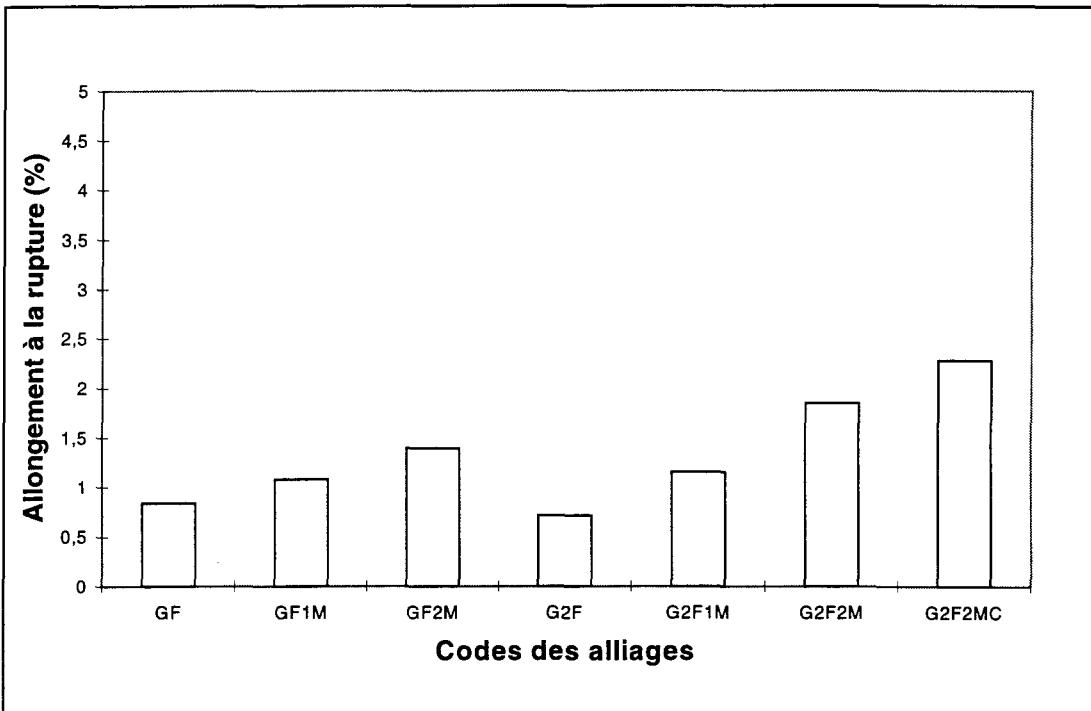


Figure 30 Effet du manganèse et du manganèse + chrome sur l'allongement à la rupture ; alliage GF et G2F.

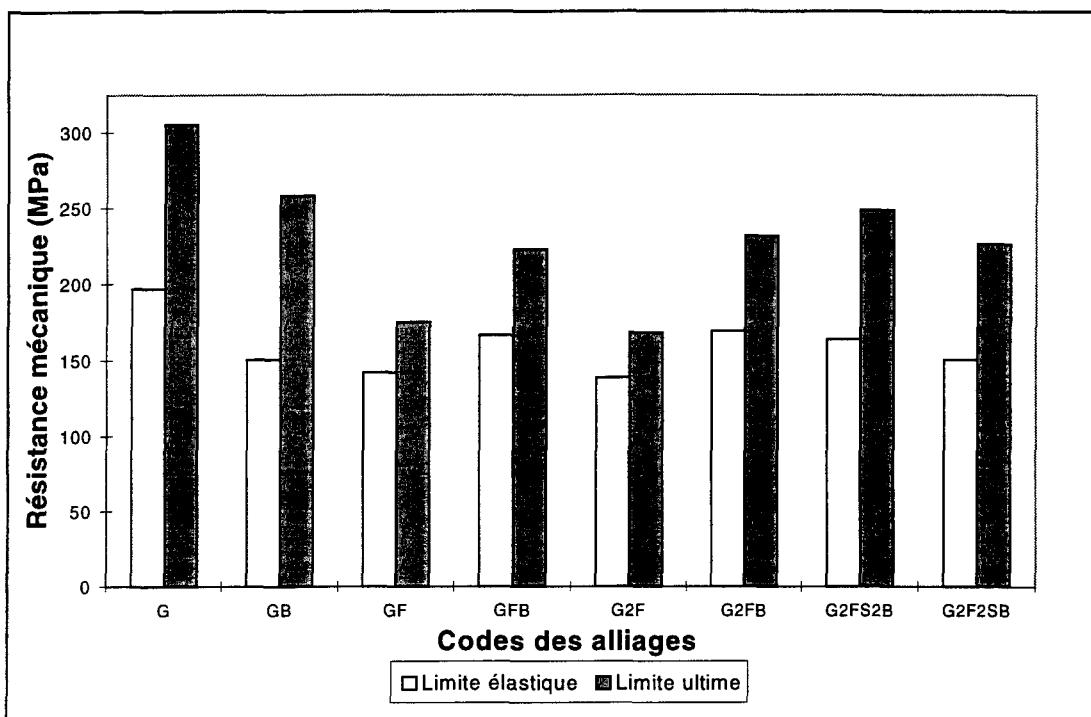


Figure 31 Effet du beryllium et du beryllium + strontium sur la résistance mécanique ; alliage G, GF et G2F.

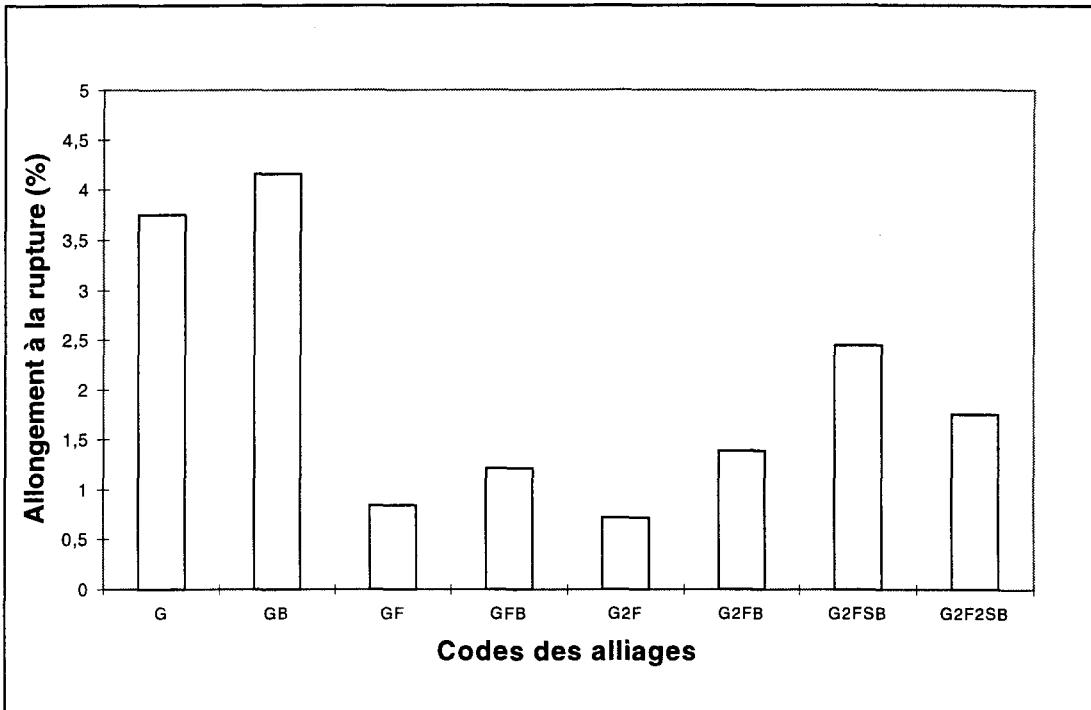


Figure 32 Effet du beryllium et du beryllium + strontium sur l'allongement à la rupture ; alliage G, GF et G2F.

5.2.1.2 Alliage W

1) Effet du strontium ; série W

Les figures 33 et 34 illustrent l'influence du strontium dans l'alliage W (319.1) de type Al-6%Si-3.2%Cu-0.8%Fe. On observe une nette amélioration d'environ 33% (L.U) et de 238% (A%) pour les compositions WS1 et WS2, dont les titres respectifs en Sr sont de 90 et 100 ppm. Pour ces deux alliages, la limite élastique est demeurée pratiquement inchangée celle-ci étant passée de 163 MPa pour l'alliage W à 183 MPa, ce qui équivaut à une faible augmentation de 12%. De plus, comme pour les séries GF et G2F modifiées par le strontium, on remarque que la limite ultime et l'allongement à la rupture atteignent tous les deux un maximum pour une teneur optimale comprise dans l'intervalle 90-180 ppm, ce qui s'explique par le processus de fragmentation de la phase β -Al₅FeSi^{25, 26}.

Pour les deux dernières compositions, soit 1W1S (430 ppm Sr) et 2W1S (290 ppm Sr), on note de faibles réductions pour les limites élastiques et ultimes de même que pour la ductilité. Ce phénomène est une fois de plus le résultat de la surmodification par le strontium, ce dernier provoquant la formation d'intermétalliques de type Al₄Si₂Sr²⁷ et de porosités majeures dans les échantillons^{53, 54}.

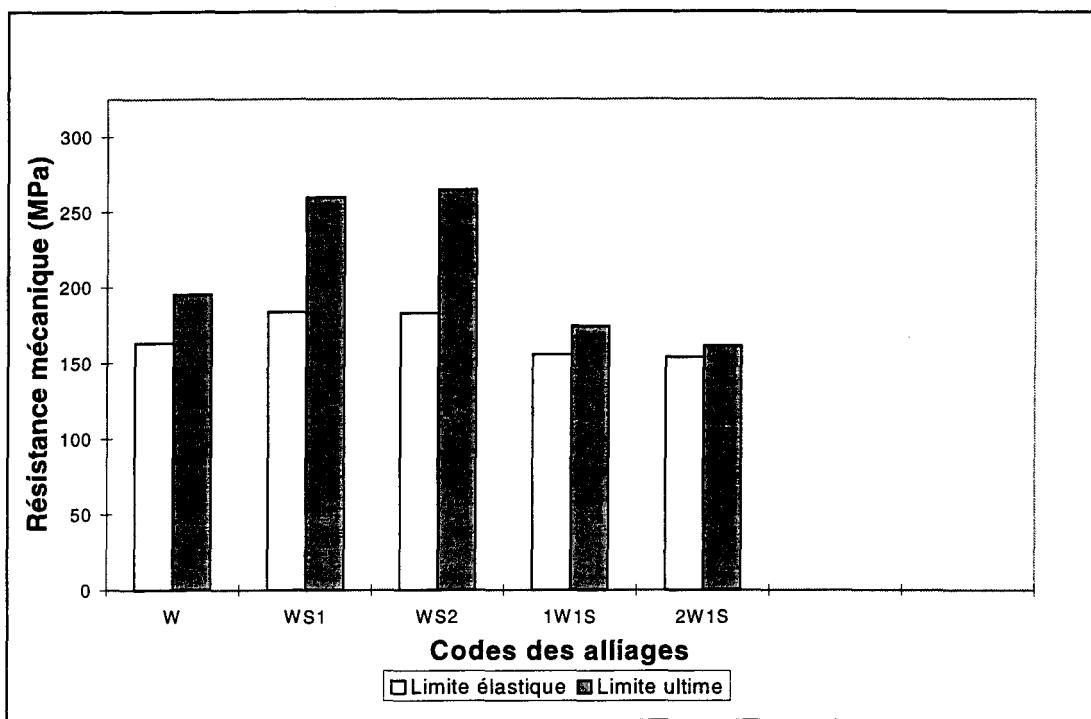


Figure 33 Effet du strontium sur la résistance mécanique ; série W.

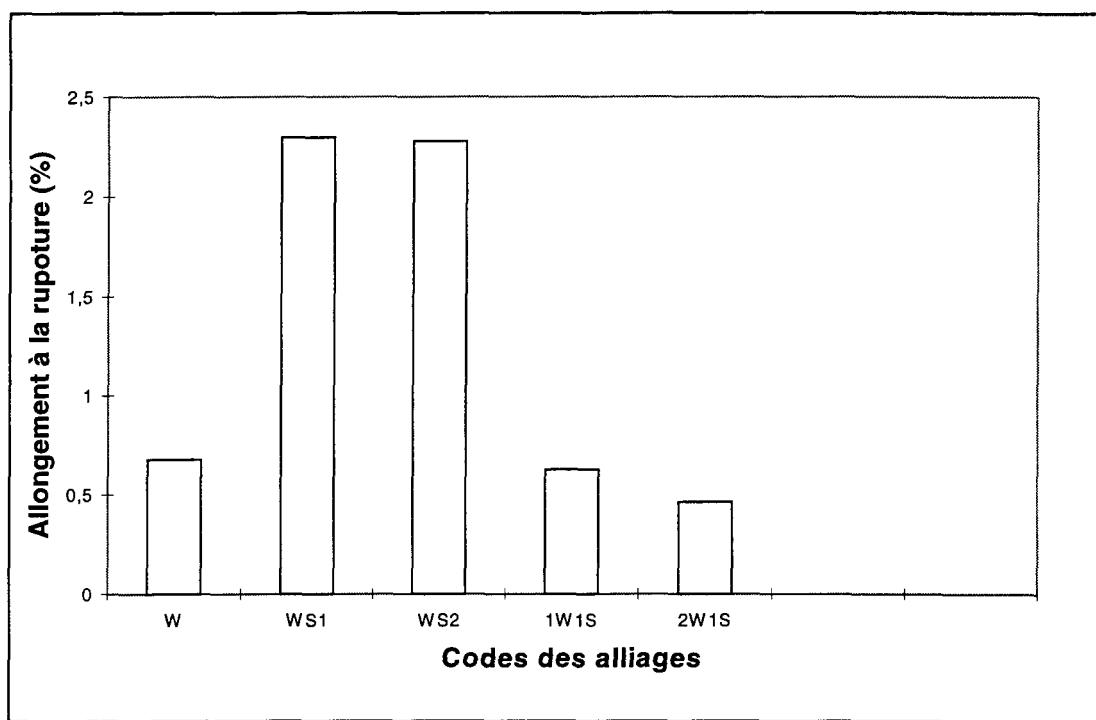


Figure 34 Effet du strontium sur l'allongement à la rupture ; série W.

2) Effet du strontium ; série W2F

Les alliages de la série W2F, dont le titre moyen en fer est de 1.2%, sont présentés aux figures 35 et 36. La même tendance, soit un maximum dans les propriétés mécaniques suivi d'une baisse est observable comme dans le cas de la série W, modifiée par le strontium. En effet, l'alliage W2FS1 montre une amélioration de 16% (L.E), 46% (L.U) et de 223% (A%). Pour ce dernier, une teneur en strontium autour de 110 ppm s'avère optimale pour la fragmentation de la phase β -Al₅FeSi^{25, 26}. Pour la composition W2FS2 dont la concentration en strontium est de 170 ppm, l'augmentation dans la limite élastique et la limite ultime est équivalente à l'alliage W2FS1, alors que pour l'allongement à la rupture, une hausse de 137% est observée.

Quant aux compositions 1W2F1S et 2W2F1S dont les teneurs en strontium sont respectivement de 500 et 350 ppm, on constate que les propriétés mécaniques (L.E, L.U et A%) sont voisines à l'alliage W2F. Pour ces deux compositions, on remarque que la formation de porosités et de retassures occasionnées par un titre plus élevé en strontium est compensée par la fragmentation des aiguilles/plaquettes.

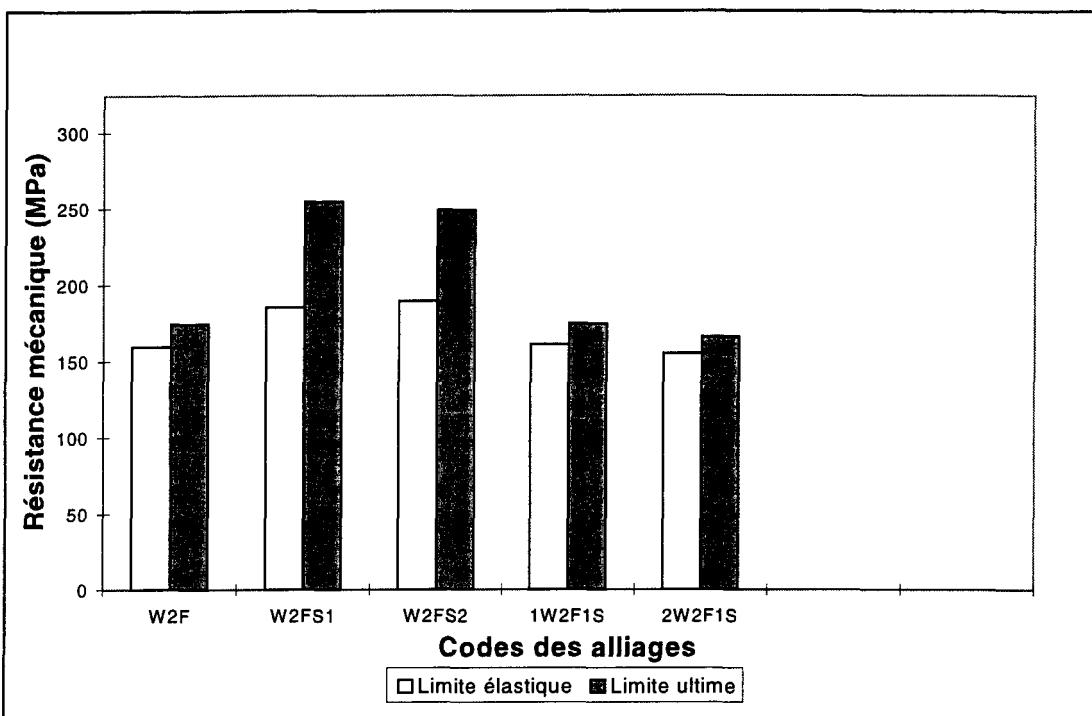


Figure 35 Effet du strontium sur la résistance mécanique ; série W2F.

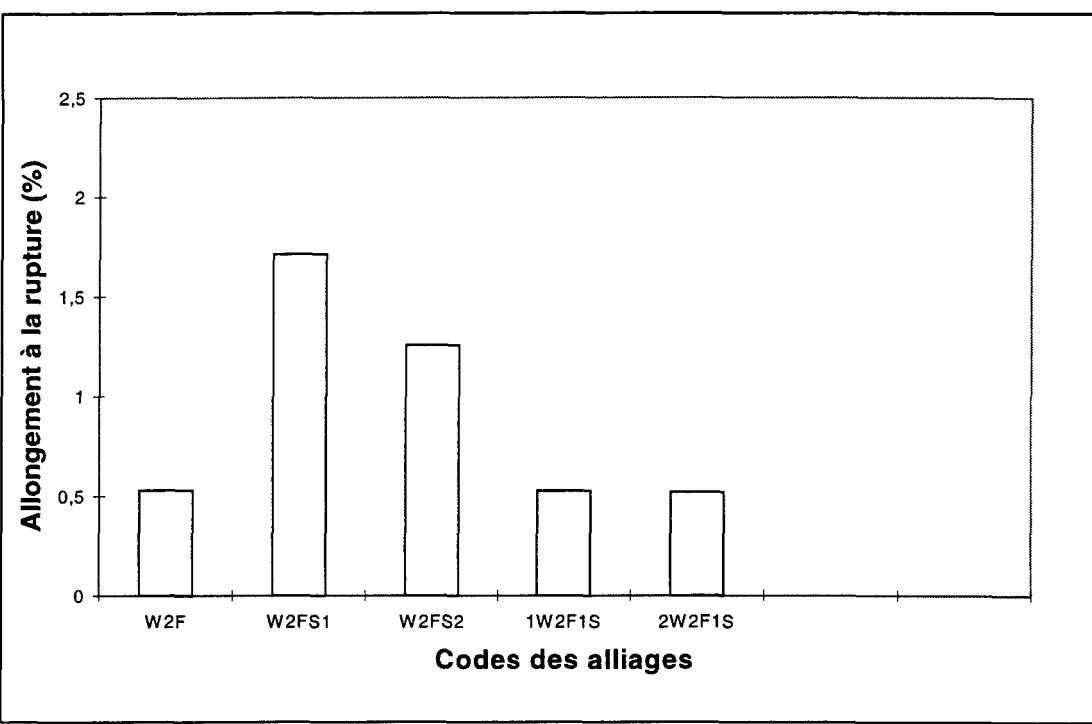


Figure 36 Effet du strontium sur l'allongement à la rupture ; série W2F.

5.2.1.3 Alliage D

1) Effet du strontium ; série D

Pour les alliages de la série D ,“de coulée sous pression”, la composition chimique est la suivante ; Al-10%Si-3.2%Cu-1%Fe. Les propriétés mécaniques obtenues sont illustrées aux figures 37 et 38. Pour les alliages DS1 (80 ppm Sr) et DS2 (160 ppm Sr), l'allongement à la rupture est amélioré respectivement de 23% et de 36% tandis que les limites élastiques et ultimes demeurent pratiquement inchangées. Les alliages 1D1S et 1D2S dont les teneurs respectives en strontium sont de 280 et 210 ppm, montrent de faibles augmentations de 14% (L.E) et de 13% (L.U) alors que les pourcentages de déformation pour ces mêmes alliages, sont équivalents à l'alliage D.

Concernant les alliages 1D2S (480 ppm Sr) et 2D2S (340 ppm Sr), on remarque une réduction minime dans les propriétés mécaniques (L.E, L.U et A%) qui est provoquée par le phénomène de surmodification^{27, 53, 54}. L'allures des graphes pour les figures 37 et 38 font ressortir une teneur optimale en Sr se rapprochant de 160 ppm, soit de l'alliage DS2.

2) Effet du strontium ; série D2F

Les figures 39 et 40 montrent l'effet du Sr et l'influence combinée du Sr + Be sur l'alliage D2F contenant environ 1.5% en fer. On constate que l'addition de strontium provoque peu de variation sur les propriétés mécaniques (L.E, L.U et A%), à l'exception de la composition D2FS2B (220 ppm Sr - 0.13% Be), pour laquelle on observe une amélioration de 19% (L.U) et de 120% (A%). Pour ce même alliage, on note que la limite élastique est équivalente à celle de la composition de base D2F, soit de 182 MPa.

Pour tous les alliages contenant uniquement du Sr comme élément modifiant, c'est-à-dire D2FS1, D2FS2, 1D2F1S, 2D2F1S, 1D2F2S et 2D2F2S, on note que les propriétés sont très proches de l'alliage non-modifié D2F. Pour ce cas, le Sr est nettement moins efficace.

3) Effet du magnésium et du manganèse ; alliage D et D2F

Les figures 41 et 42 illustrent l'effet de l'addition du Mg sur l'alliage D ainsi que l'influence du Mn sur l'alliage D2F. On constate une amélioration de 28% (L.E), 33% (L.U) et de 37% (A%) pour l'alliage D3G (Mg ~0.3%) comparé à l'alliage D. Pour la composition D5G (Mg ~0.5%), on observe une augmentation similaire à l'alliage D3G pour la limite élastique alors que la limite ultime est élevée de 25%. Pour même alliage, on voit que la ductilité est voisine de la l'alliage D. L'addition de Mg selon un titre optimum de 0.3%, améliore les propriétés mécaniques. Ceci qui est dû à la transformation de la phase β -Al₅FeSi en phase moins fragile de type Al₅Mg₃FeSi₆¹⁵.

L'addition de manganèse selon les rapports Mn/Fe de 0.5 (D2F1M) et de 0.7 (D2F2M) améliore surtout l'allongement à la rupture. En effet, on remarque par rapport à l'alliage D2F, une augmentation de 33% pour la composition D2F1M et de 90% pour D2F2M. Concernant la limite élastique et la limite ultime de ces deux dernières compositions, celles-ci demeurent pratiquement inchangées. La transformation de la phase β en écriture chinoise (α -Al₁₅(Fe, Mn)₃Si₂) est donc efficace surtout pour l'allongement à la rupture.

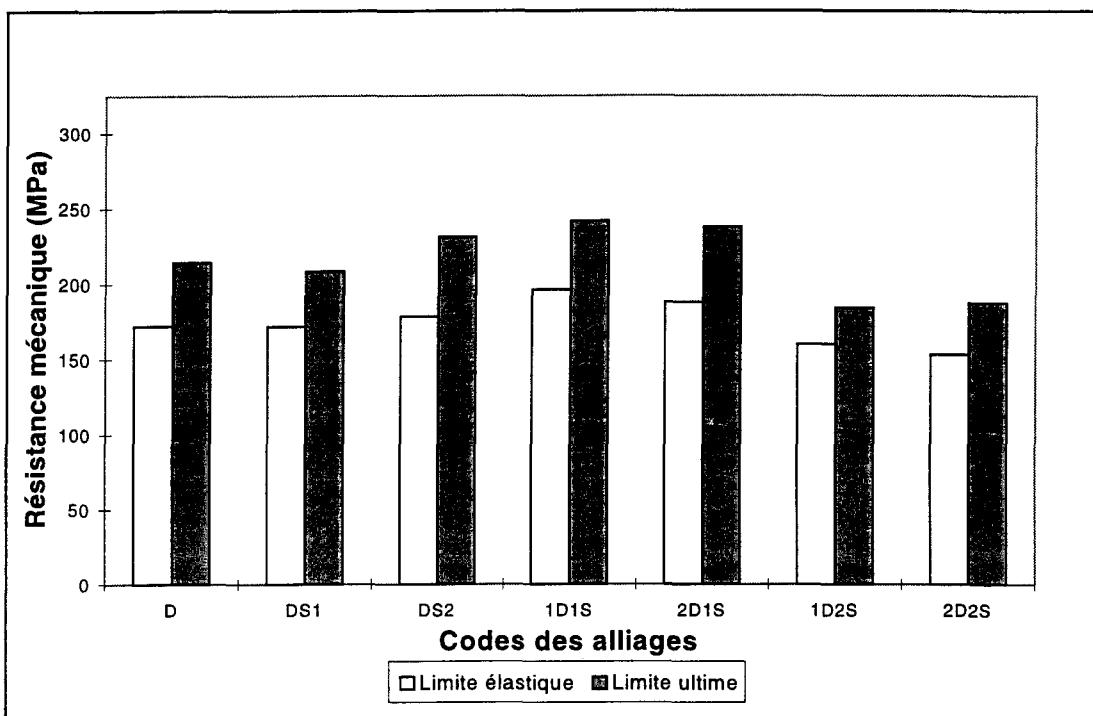


Figure 37 Effet du strontium sur la résistance mécanique ; série D.

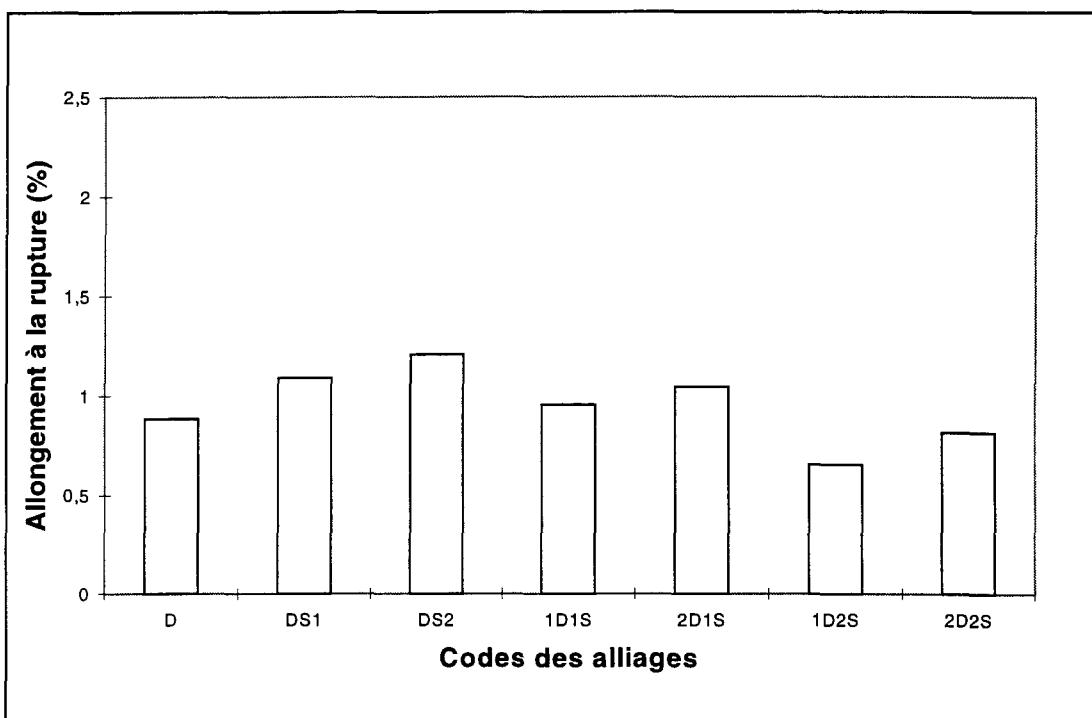


Figure 38 Effet du strontium sur l'allongement à la rupture ; série D.

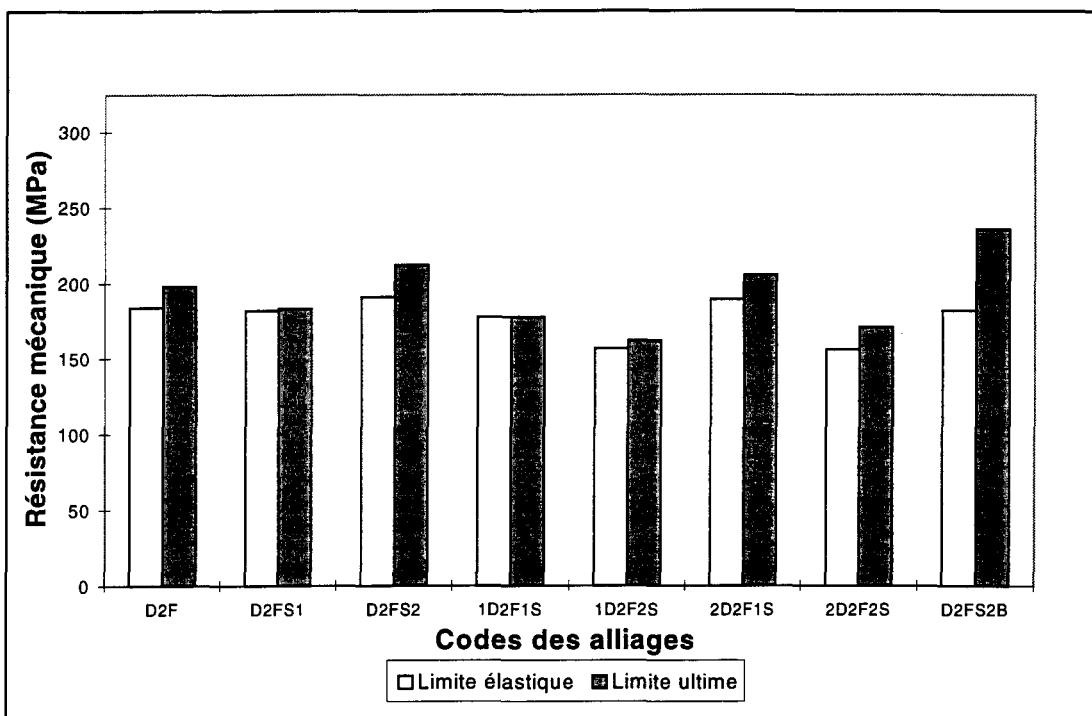


Figure 39 Effet du strontium sur la résistance mécanique ; série D2F.

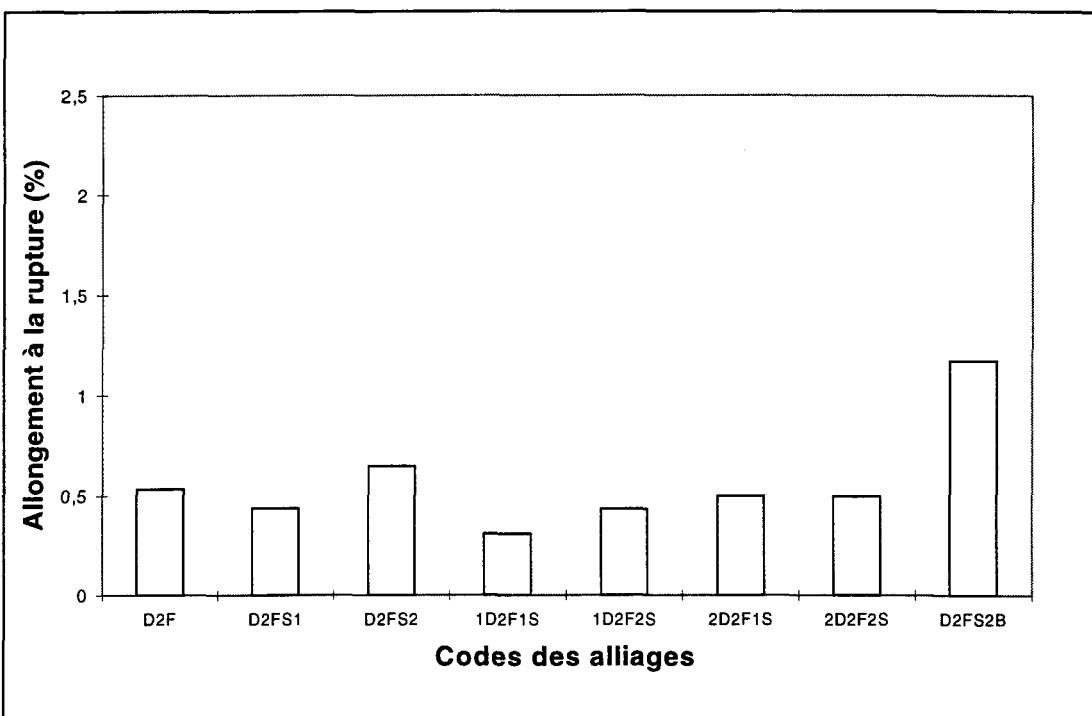


Figure 40 Effet du strontium sur l'allongement à la rupture ; série D2F.

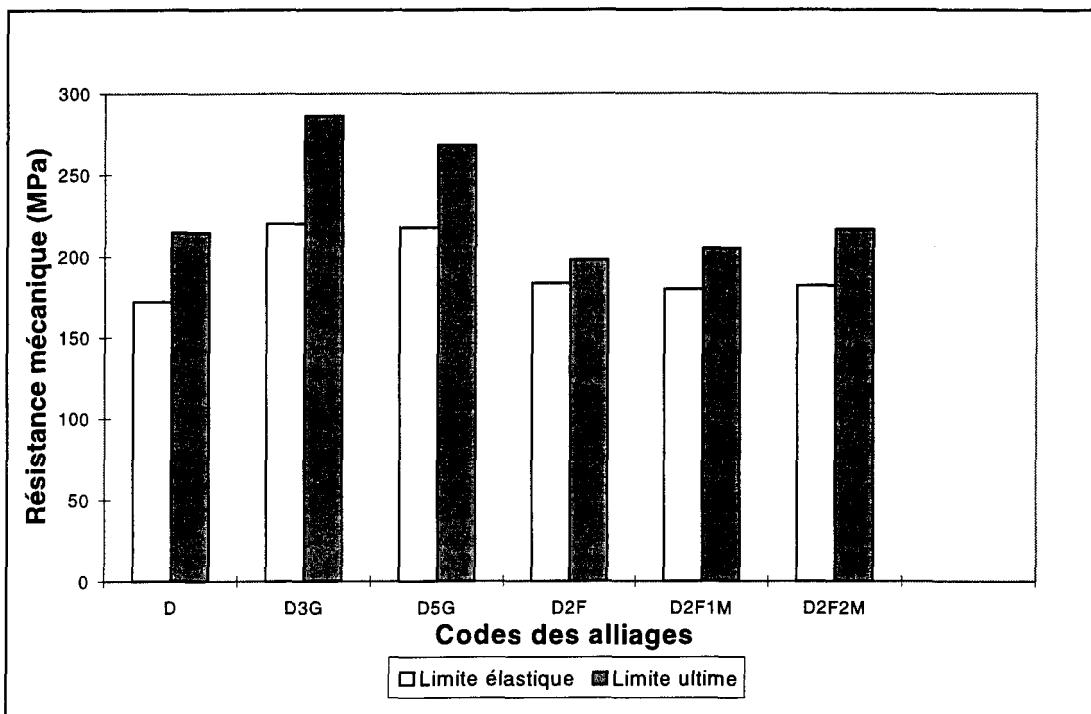


Figure 41 Effet du magnésium et du manganèse sur la résistance mécanique ; alliage D et D2F

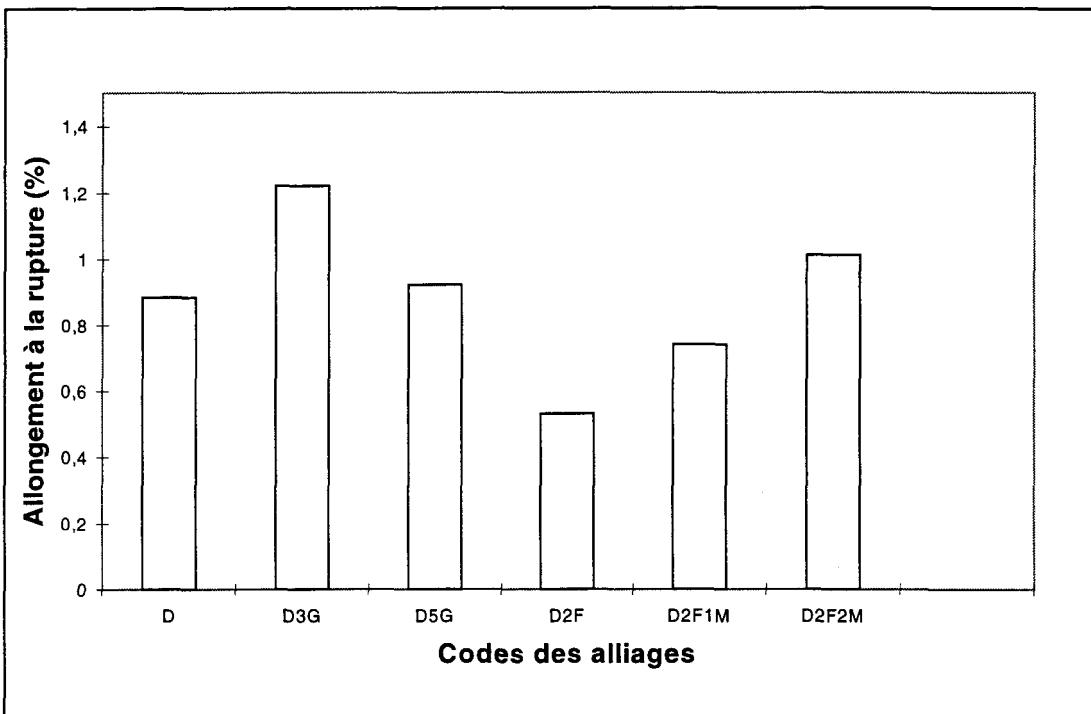


Figure 42 Effet du magnésium et du manganèse sur l'allongement à la rupture ; alliage D et D2F.

5.2.2 Effet de la durée de mise en solution

Les figures 43 et 44 montrent l'effet de la teneur en fer de 0.15 à 1.5% et de la durée de mise en solution (M.E.S) de 0 à 200 heures sur les propriétés mécaniques (L.E, L.U et A%), et ce pour les alliages eutectiques synthétiques non-modifiés (E) et modifiés (G6291G ou E2S) dont les compositions chimiques sont respectivement ; Al-13%Si-0.35%Mg-0.23%Cu et Al-12%Si-0.23%Cu. Il faut préciser que le traitement thermique T5, soit un vieillissement de 5 heures à 150°C, a été appliqué pour les alliages n'ayant pas subi de mise en solution.

5.2.2.1 Alliage eutectique synthétique non-modifié

1) Limite élastique

À la figure 43(a), on remarque une amélioration importante de la limite élastique pour des durées de M.E.S de 5 et 10 heures. À partir de 5 heures, on constate une augmentation d'environ 90% pour les alliages E, EMF, EF et E2F, dont les titres respectifs en fer sont de 0.14, 0.7, 1.1 et 1.5% et ce, comparativement aux alliages ayant subi uniquement le traitement T5. Après 10 heures de M.E.S, une hausse approximative de 100% est observable pour les mêmes alliages. L'addition de 0.7% de fer (EMF) est particulièrement efficace sur la limite élastique. En effet, l'alliage EMF présente pour des durées de 5 et 10 heures, une limite élastique supérieure à l'alliage E.

Pour des temps de M.E.S de 20, 30 et 40 heures, on note un adoucissement soit une réduction de la limite élastique et ce pour les quatre alliages déjà cités. Pour l'alliage de

base E, la diminution est évidente. Après 30 heures de M.E.S, la limite élastique est améliorée seulement de 22% par rapport au temps zéro, alors que de 60 à 200 heures, on remarque que celle-ci demeure stable, soit à environ 210 MPa pour les quatre alliages étudiés. On peut observer que la composition EF (1.1% Fe) affiche le plus haut module d'élasticité, soit 215 MPa de 60 à 200 heures de M.E.S, ce qui est dû à la fragmentation de la phase β -Al₅FeSi^{25, 26}. Ainsi, lorsque la longueur moyenne des aiguilles/plaquettes est réduite, le fer agit comme un élément durcissant et ce pour un titre optimum de 1.1%.

2) Limite ultime

La figure 43(b) présente l'effet de la durée de mise en solution sur la limite ultime des alliages E, EMF, EF et E2F. On note une tendance similaire dans les courbes se rapportant à la limite ultime et celles de la limite élastique. En effet, on constate une hausse importante variant de 50 à 60% pour les mêmes alliages et ce, pour des durées de 5 à 10 heures. Par la suite, on observe un adoucissement pour des temps de mise en solution de 20 et 30 heures, suivi par une stabilisation dans la limite ultime des quatre alliages à partir de 40 jusqu'à 200 heures. Également, on peut remarquer que les compositions E et EMF donnent sensiblement les mêmes limites ultimes de 40 à 200 heures, ce qui équivaut à une augmentation d'environ 53% comparativement au temps initial. Pour les compositions EF et E2F, les limites ultimes obtenues pour des durées comprises entre 40 et 200 heures sont inférieures aux deux premières compositions soit respectivement de 270 et 255 MPa, ce qui est dû à la formation de porosités dans ces alliages à l'état liquide. En effet, les titres plus

élevés en fer (1.1 et 1.5%) entraînent la précipitation de la phase β -Al₅FeSi pré-eutectique formée dans la zone liquide-solide qui bloque l'écoulement du métal pendant la suite de la solidification^{5, 13}.

3) Allongement à la rupture

L'allongement à la rupture (figure 43(c)) est particulièrement amélioré pour l'alliage E par rapport à l'alliage après coulée. Des augmentations de 71%, 90% et de 256% sont observables pour des durées de mise en solution respectives de 5, 10 et 30 heures. Par la suite, on note pour le même alliage, un léger affaiblissement à 40 heures de mise en solution, suivi par une stagnation dans la ductilité équivalant à une augmentation d'environ 190% de 40 à 200 heures. Concernant la composition EMF dont le titre en fer est de 0.7%, on remarque un accroissement significatif de l'ordre de 64% pour des temps de 10 et 20 heures. De 30 à 200 heures, on observe une réduction dans la ductilité comparativement aux durées de 10 et 20 heures. Pour cet intervalle (30-200 heures), une faible amélioration de 165% est perceptible comparativement au temps zéro. Pour les alliages EF et E2F dont les teneurs en fer sont de 1.1 et 1.5%, la mise en solution n'a pas d'influence majeure sur la ductilité, cette dernière se situant autour de 4% pour l'alliage EF et près de 2% pour E2F.

L'augmentation du titre en fer affecte l'allongement à la rupture, par la formation de porosités provoquées par la phase β -Al₅FeSi. À mesure que le titre en fer augmente, soit de 0,14% (E) à 1.5% (E2F), le pourcentage surfacique de porosités s'accroît et la ductilité diminue progressivement pour les durées de mise en solution équivalentes.

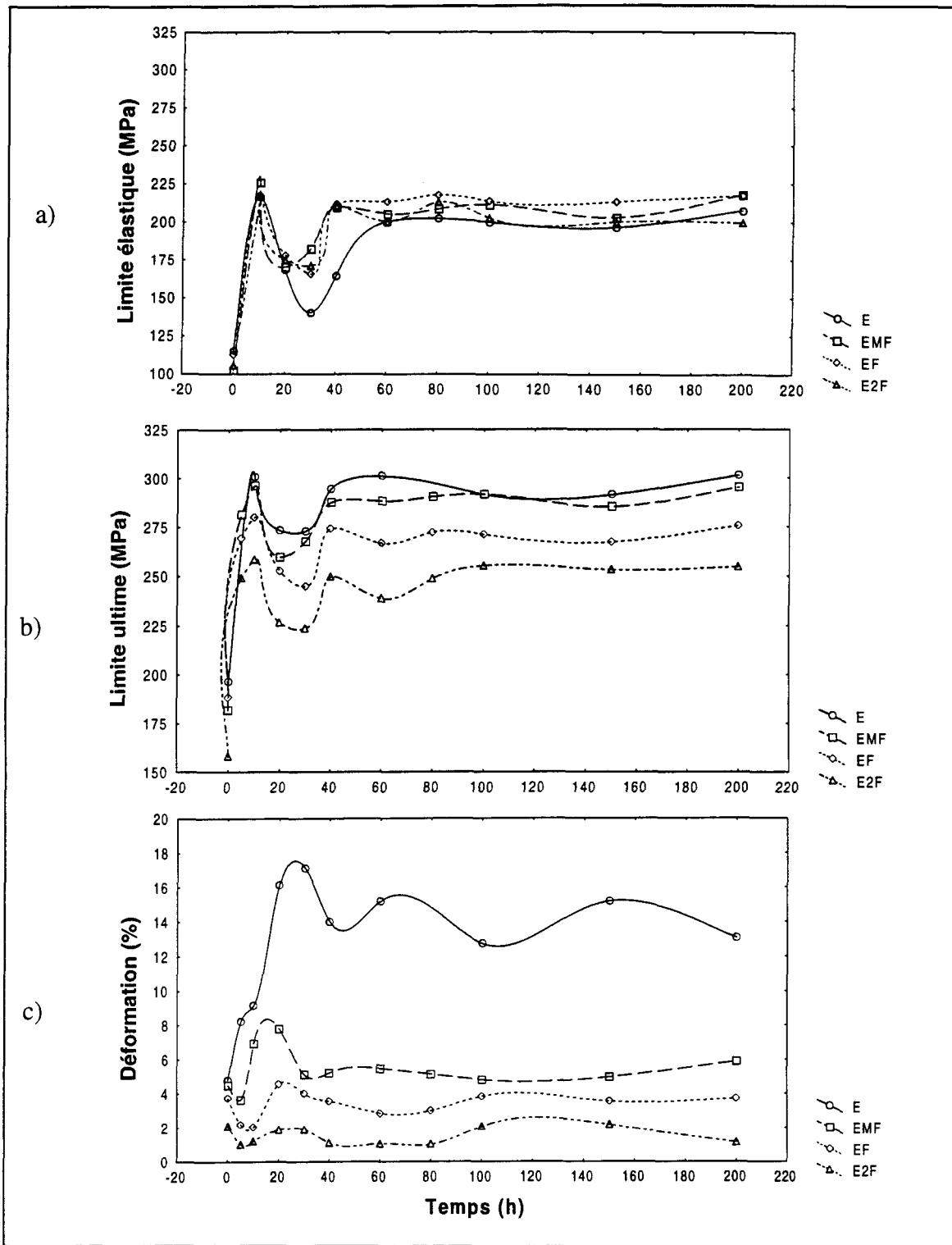


Figure 43 Effet du fer et de la durée de mise en solution sur la limite élastique (a), la limite ultime (b) et l'allongement à la rupture (c) ; alliage eutectique non-modifié (E).

5.2.2.2 Alliage eutectique modifié (G6291G)

1) Limite élastique

La figure 44(a) illustre l'effet de la durée de mise en solution sur la limite élastique des alliages eutectiques modifiés de type G6291G (Al-12%Si-0.32%Cu), soit les compositions E2S, EMF2S, EF2S et E2F2S. Les titres respectifs en fer de ces quatre alliages sont de 0.14, 0.7, 1.1 et 1.5% et la concentration moyenne en strontium est d'environ 450 ppm. Pour l'ensemble des alliages, on observe une amélioration rapide de la limite élastique pour des durées de 5 et 10 heures. Plus spécifiquement, l'alliage à haute teneur en fer c'est-à-dire E2F2S montre la plus grande augmentation de 0 et 5 heures soit de 125 à 250 MPa alors que la composition E2S affiche un accroissement de 70% et ce, pour la même durée de M.E.S. Il semble donc que l'élévation de la teneur en fer dans l'alliage G6291G, est bénéfique dû au strontium qui fragmente les aiguilles/plaquettes^{25, 26}, ce qui favorise un meilleur durcissement. L'addition de strontium à l'alliage eutectique, si on compare les figures 43(a) et 44(a), améliore la limite élastique en moyenne de 200 à 225 MPa.

Pour les quatre alliages, on remarque un adoucissement pour des durées de 20, 30 et 40 heures, plus particulièrement pour les compositions E2S, EMF2S et EF2S. À partir de 60 heures jusqu'à 200 heures, la limite élastique demeure constante et ce pour toutes les compositions. Pour cette même période de traitement thermique, l'alliage E2F2S donne la meilleure amélioration, soit d'environ 100% par rapport au temps initial.

2) Limite ultime

La figure 44(b) qui se rapporte à la limite ultime présente une allure semblable à la figure 43(b), c'est-à-dire une hausse importante de la limite ultime après 5 et 10 heures de mise en solution. Par exemple, les alliages E2S et EMF2S montrent pour des durées de 10 heures, des augmentations de 48% et de 73%. Par la suite, on note un adoucissement concernant les alliages EMF2S et EF2S pour des périodes de 20 et 30 heures (l'adoucissement pour EF2S persiste jusqu'à 40 h) suivi par une stabilisation jusqu'à 200 heures. Pour les compositions E2S et E2F2S, la limite ultime atteint un maximum après 10 heures pour E2S et 20 heures pour E2F2S, puis reste stable jusqu'à 200 heures. Également, on peut remarquer que les alliages E2S et EMF2S offrent une limite ultime supérieure aux alliages EF2S et E2F2S, ce qui s'explique par la formation de porosités de plus grandes tailles dans ces deux dernières compositions.

3) Allongement à la rupture

La figure 43(c) illustre que la mise en solution n'a pas d'effet significatif sur l'allongement à la rupture. On observe peu de variation de la ductilité des alliages E2S, EMF2S, EF2S et E2F2S se situant respectivement à environ 8%, 2%, 4% et 1%. En comparant l'allongement à la rupture obtenu pour les alliages E et E2S, on remarque que la modification par le Sr diminue ce paramètre, ce qui contredit certains travaux^{24, 55} qui ont été réalisés. Une attention particulière sera donc accordée à cette ambiguïté dans la discussion afin de mieux saisir les causes qui justifient ce comportement.

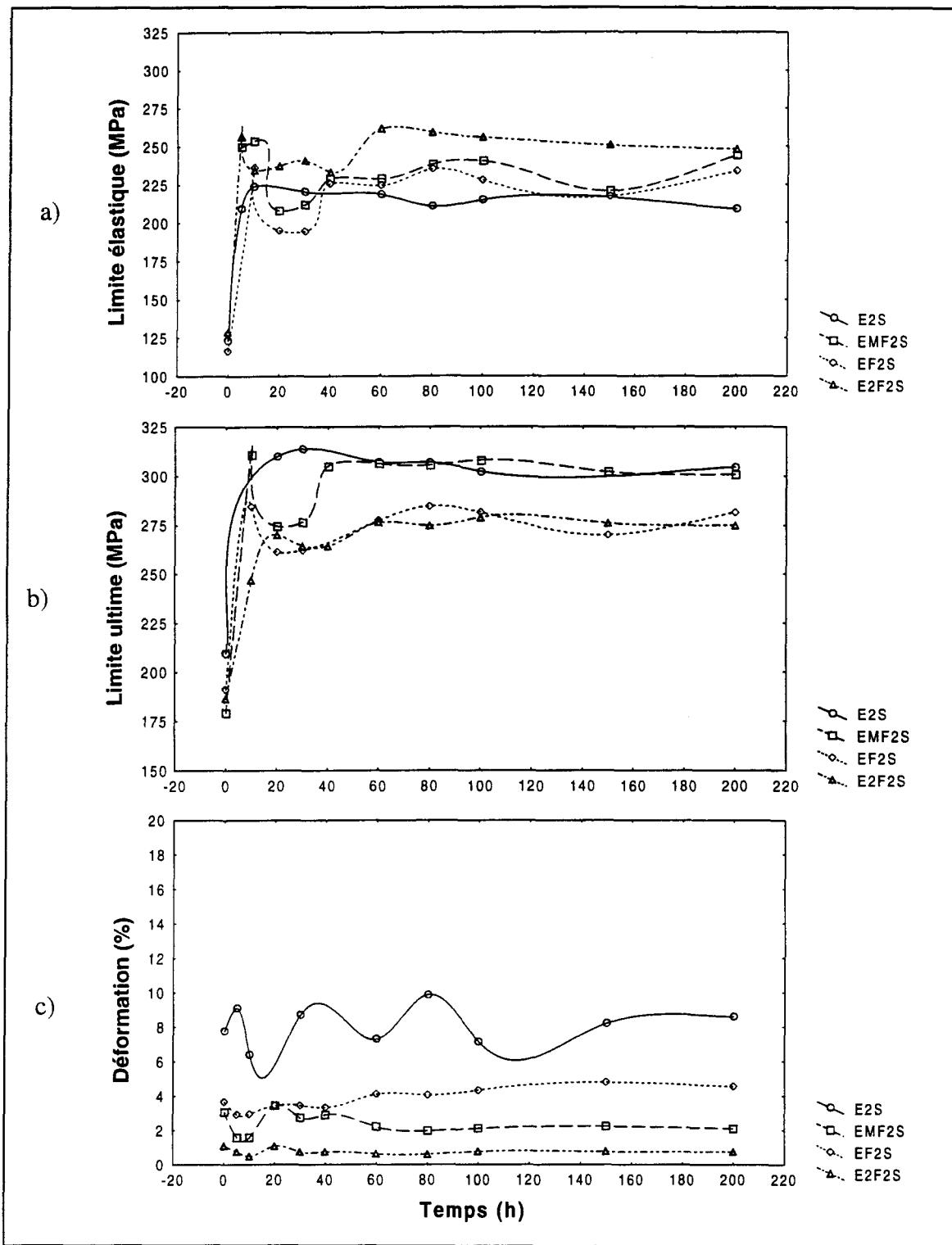


Figure 44 Effet du fer et de la durée de mise en solution sur la limite élastique (a), la limite ultime (b) et l'allongement à la rupture (c) ; alliage eutectique modifié (E2S OU G6291G).

5.3 DISCUSSION

5.3.1 Effet des éléments alliés

5.3.1.1 Propriétés mécaniques des alliages de base

L'Aluminium Association^{56, 57} suggère pour l'alliage de type 319 coulé dans un moule permanent, le traitement thermique T6 constitué dans un premier temps d'une mise en solution solide à 500-510°C d'une durée de 6 à 9 heures, suivie par une trempe dans l'eau chaude (60-90°C) puis d'un vieillissement artificiel de 2-5 heures à 150-155°C et d'un refroidissement à l'air. Ce traitement thermique donne les propriétés mécaniques suivantes ; une limite élastique d'environ 185 MPa, une limite ultime de 275 MPa et un allongement à la rupture de 3%.

Gauthier *et al.*⁵⁸ a étudié l'effet du traitement T6 soit une mise en solution de 5h à 515°C suivie d'une trempe et d'un vieillissement artificiel de 8h à 155°C sur l'alliage de type 319.2 et a obtenu une limite élastique de 225 MPa, une limite ultime de 340 MPa et un allongement à la rupture de 3.1%. Également, Ouellet⁵⁹ a noté que le traitement T6 sur l'alliage A319.2, dont les conditions sont les même que celles spécifiées par l'Aluminium Association, donne une limite élastique d'environ 200 MPa, une limite ultime de 270 MPa et un allongement à la rupture de 1.6%. De la Sablonnière⁶⁰ a observé que le traitement T6 appliqué à l'alliage de type W (319.1), c'est-à-dire une mise en solution de 12 heures à 480°C suivie d'une trempe à l'eau chaude et d'un vieillissement artificiel de 5 heures à 158°C permet d'obtenir une limite élastique de 160 MPa, une limite ultime de 220 MPa et un pourcentage de déformation de 0.9%.

Dans ce travail, les propriétés mécaniques obtenues pour les alliages de bases G et W, à partir du traitement thermique T6, soit une mise en solution de 8 heures 500°C suivie d'une trempe l'eau chaude et d'un vieillissement artificiel de 5 heures à 150°C sont les suivantes ; les limites élastiques ont été respectivement de 195 et 160 MPa, les limites ultimes de 305 et 195 MPa et les allongements à la rupture de 3.8 et 0.7%. Ces résultats sont donc dans le même ordre de grandeur que ceux de Gauthier *et al.*⁵⁸ et de Ouellet⁵⁹ pour l'alliage G, et de De la Sablonnière⁶⁰ pour l'alliage W.

5.3.1.2 Effet du strontium

Gruzleski et Closset²⁷ ont étudié l'effet de la modification par le strontium sur l'alliage de type A356 (Al-7%Si-0.35%Mg). Il ont constaté que pour une addition de 150-200 ppm , la limite ultime et l'allongement à la rupture sont augmentés respectivement de 10 et 133%. Shivkumar *et al.*⁶¹ ont évalué l'effet du traitement T6 sur l'alliage A356.2 non-modifié et modifié par 230 ppm en strontium coulé dans un moule permanent. Le traitement thermique consistait en une mise en solution de 50 minutes à 550°C, suivie d'une trempe à l'eau à 60°C et d'un vieillissement artificiel de 6 heures à 160°C. Ceux-ci ont constaté que la modification par le strontium a peu d'influence sur la limite élastique et la limite ultime, ces dernières demeurant fixes à environ respectivement, 315 et 365 MPa , alors que l'allongement à la rupture passait de 5.3 à 6%. Plus récemment, Paray et Gruzleski⁶² ont étudié l'effet du Sr comme élément modifiant sur l'alliage 356 de composition Al-7%Si-0.4%Mg. Ils ont observé que pour les alliages coulés à l'aide de moules permanents et ayant subi le traitement T6 (mise en solution de 8 h à 540°C suivi d'une

trempe et d'un vieillissement de 5 h à 155°C, les alliages modifiés présentaient comparativement aux alliages non-modifiés, des réductions de 16% pour la limite élastique, 13% pour la limite ultime et de 20% pour l'allongement à la rupture, ceci étant dû au strontium qui retarde la précipitation du Mg₂Si durant le traitement thermique.

Shivkumar *et al.*⁵⁴ affirment que l'un des problèmes majeurs de la modification est la tendance à augmenter le niveau de porosités dans l'alliage. L'amélioration des propriétés mécaniques suivant la modification peut être compromis par la présence de porosités, qui lorsque supérieure à 1%, provoque une détérioration des propriétés mécaniques, plus spécialement de l'allongement à la rupture. Plusieurs autres études^{12, 25, 26, 63} ont également relaté que le strontium est particulièrement efficace lorsqu'il atteint une concentration optimum en fragmentant les aiguilles/plaquettes et en réduisant la quantité d'intermétalliques dans la microstructure.

Les figures 23 à 28 qui illustrent l'effet du strontium sur les séries G, GF et G2F, font ressortir pour les deux derniers cas une teneur optimale en strontium. Pour la série G, le strontium est peu efficace provoquant même pour les alliages 1G2S et 2G2S une diminution significative dans les propriétés mécaniques (L.E, L.U et A%). Pour les séries GF et G2F, on observe des teneurs optimales respectives d'environ 200 ppm au-delà desquelles il y a surmodification des alliages. Pour les séries W et W2F, on perçoit le même phénomène, c'est-à-dire une amélioration des propriétés mécaniques jusqu'à des titres respectifs en strontium de 100 et 200 ppm, suivie par une réduction des propriétés due à la surmodification. Par contre, il faut insister sur le fait que tous les alliages de type G et

W possèdent une concentration en magnésium de 0.07%, contrairement à ce qui a été rapporté par les auteurs tels que Shivkumar *et al.*^{23, 54, 61, 64} de même que Paray et Gruzleski⁶² dont les alliages en contenaient 0.35%. Dans les alliages G et W étudiés, c'est le cuivre selon un titre de 3.6% qui agit comme élément principal de durcissement en formant le CuAl₂, dont la précipitation durant le traitement thermique n'est pas du tout affectée par le strontium.

5.3.1.3 Effet du fer

Narayanan *et al.*^{5, 13} ont étudié l'effet du fer (1%) sur les alliages de type Al-6%Si-3.5%Cu-0.3%Mg. Ceux-ci ont remarqué que l'accroissement de la teneur en fer de 0.15 à 1% pour un taux de solidification de 10°C/sec (moule métallique), affecte les propriétés mécaniques plus particulièrement l'allongement à la rupture. Ainsi, une réduction de 57% dans la ductilité est constatée pour les alliages après coulée, alors que pour les limites élastiques et ultimes, des diminutions de l'ordre de 18% sont observées. Takahashi *et al.*⁶⁵ ont évalué l'effet de l'addition de fer, soit 0.8%, sur l'alliage de type Al-9%Si-3%Cu-1%Mg. Pour un traitement thermique T6 constitué d'une mise en solution de 8 heures à 520°C suivie d'une trempe à l'eau et d'un vieillissement artificiel de 8 heures à 170°C, ils ont remarqué qu'il existait très peu de différence (5% au maximum) entre la résistance mécanique et la ductilité des alliages à faible (0.2%) et à moyenne (0.8%) teneur en fer. Murali *et al.*⁶⁶ ont également étudié l'influence du fer sous forme d'impuretés et du taux de solidification sur la tenacité des alliages de type Al-7%Si-0.3%Mg. Ils ont constaté que le fer agit comme un élément nuisible en favorisant la formation de la phase β -Al₅FeSi,

plus particulièrement lorsque la teneur en fer est élevée et que le taux de refroidissement est lent. Vorobev *et al.*⁴² ont montré que lorsque la teneur en fer excède 0.7% dans les alliages Al-Si, une nette diminution de l'allongement à la rupture et de la résistance mécanique (L.E et L.U) est observée, étant donné la formation d'aiguilles/plaquettes de plus grandes tailles. Bonsack⁴⁴ affirme qu'une teneur en fer supérieure à 0.5% améliore la résistance mécanique mais affaiblie nettement la ductilité.

Gruzleski *et al.*²⁸ ont remarqué que le strontium (20 ppm) a peu d'effet sur les propriétés mécaniques (L.E, L.U et A%) de l'alliage corroyé 6201 contenant 0.2% de fer, et ce pour un traitement de vieillissement de 5 heures à 160°C. Ceux-ci ont aussi constaté pour ce même traitement, une diminution des limites élastiques et ultimes de l'ordre de 15% des alliages modifiés comparativement aux alliages non-modifiés et ce en raison de la précipitation moins rapide du Mg₂Si en présence de strontium.

Les figures 31 et 32 qui présentent les propriétés mécaniques (L.E, L.U et A%) des alliages G, GF et G2F dont les titres respectifs en fer sont de 0.4, 0.9 et 1.3%, montrent des réductions approximatives de la limite ultime de 25% et de l'allongement à la rupture de 80% et ce, pour les compositions GF et G2F comparées à G. Également, on remarque qu'il y a peu de différence entre les propriétés mécaniques (L.E, L.U et A%) des alliages W (figures 33 et 34) et W2F (figures 35 et 36). La réduction importante dans les propriétés est donc évidente entre l'alliage G et l'alliage GF, soit dans l'intervalle 0.4-0.9% de fer. Ces résultats sont donc en accord avec les conclusions de Vorobev *et al.*⁴².

5.3.1.4 Effet du manganèse en présence de fer

Plusieurs recherches scientifiques^{10, 29, 67} se sont attardées à mieux saisir le rôle du manganèse dans la neutralisation des intermétalliques de fer, plus spécialement la phase β -Al₅FeSi. Cependant, peu de recherche se sont concentrées à mesurer la variation dans les propriétés mécaniques (L.E, L.U, A%) associée à la transformation des aiguilles/plaquettes en écriture chinoise. Narayanan *et al.*^{5, 13} ont observé que l'addition de 0.5% de manganèse aux alliages de type Al-6%Si-3.5%Cu-1%Fe améliore pour un traitement de mise en solution à 520°C la limite élastique de 47%, la limite ultime de 23% et l'allongement à la rupture de 50% et ce, comparativement aux alliages après coulée.

Telles que l'illustrent les figures 29, 30, 41 et 42 portant sur l'effet de l'addition du manganèse sur les propriétés mécaniques des alliages G et D, on remarque pour des rapports Mn/Fe de 0.5 et 0.7, des augmentations significatives des limites élastiques et ultimes de même que de la ductilité et ce particulièrement pour l'alliage G (compositions GF1M, GF2M, G2F1M, G2F2M et G2F2MC). Cette observation concorde donc avec les résultats obtenus par Narayanan *et al.*^{5, 13}. Par contre, l'ajout de Mn à l'alliage D (série D2F), améliore d'avantage l'allongement à la rupture, la résistance mécanique (L.E et L.U) demeurant inchangée.

5.3.1.5 Effet du beryllium

Bailey³⁹ a démontré le rôle du beryllium dans l'amélioration des propriétés mécaniques (L.E, L.U) pour l'alliage de type 356 de haute pureté ayant subit le traitement thermique T6. Celui-ci a remarqué que la teneur en beryllium requise pour augmenter au maximum la résistance mécanique (L.E et L.U) se situe entre 0.1 et 0.15% en poids. Pour des taux de solidification rapides, des améliorations de 35 à 55% sont observées et ce pour des teneurs en beryllium variant de 0.04 à 0.20%, alors que pour de plus lentes vitesses de refroidissement, des hausses se situant entre 17 et 33% sont constatées.

Plus récemment, Wikle⁴⁰ a montré que le beryllium est un élément modifiant efficace qui transforme la phase β -Al₅FeSi en une nouvelle phase plus globulaire de type BeSiFe₂Al₈, ce qui améliore la résistance mécanique et la ductilité. Celui-ci a constaté qu'une addition de 0.25% de beryllium sur les alliages A356-T6 coulés dans des moules à sable provoque, par rapport aux alliages non-modifiés, des augmentations de 18% (L.E), 21% (L.U) et de 71% (A%). Murali *et al.*⁶ ont remarqué que parmi les éléments neutralisants tels que le beryllium, le chrome, le manganèse et le cobalt, le beryllium s'avère très efficace en convertissant dans les alliages Al-7%Si-0.3%Mg contenant 0.2 à 1% de fer, la phase β -Al₅FeSi en la nouvelle phase de fer de type BeSiFe₂Al₈ de forme polygonale ou en écriture chinoise. Ainsi, le beryllium stabilise les propriétés mécaniques à environ 200 MPa (L.E), 260 MPa (L.U) et 2.5% (A%) et ce pour des titres en fer variant de 0.2 à 1%.

De la même façon, Murali *et al.*⁶⁸ ont confirmé l'avantage du beryllium qui modifie la morphologie de la phase β -Al₅FeSi en la nouvelle phase telle que citée précédemment, soit BeSiFe₂Al₈, cette dernière étant présente principalement dans les dendrites d'aluminium, tandis que la phase β est le plus souvent observée dans les régions interdendritiques. Une addition de 0.26% en beryllium permet, pour les alliages Al-7%Si-0.3%Mg, de maintenir constante la tenacité même pour des teneurs en fer allant jusqu'à 0.8%.

Les figures 31 et 32 illustrent que l'addition de beryllium, soit 0.13% (cette concentration ayant été choisie en se basant sur les travaux de Bailey³⁹) aux alliages G, GF et G2F, est bénéfique lorsque la teneur en fer est élevée. Pour la composition GB, on voit qu'il y a adoucissement par rapport à l'alliage G, ce qui est dû à la formation de la phase BeSiFe₂Al₈ qui réduit les limites élastique et ultime. Pour les alliages GF (0.9%Fe) et G2F (1.4%Fe), l'ajout de beryllium est particulièrement efficace dans l'amélioration des propriétés mécaniques (L.E, L.U et A%). En effet, la composition G2FB affiche des propriétés mécaniques équivalentes à l'alliage GFB. Comme pour le cas de l'alliage de type Al-7%Si-0.3%Mg, le beryllium est un élément modifiant efficace lorsque le titre en fer est élevé, en stabilisant les propriétés mécaniques, ce qui est en accord avec les conclusions de Wikle⁴⁰ et de Murali *et al.*^{6, 68}. Aussi, on note que l'efficacité du beryllium est fortement augmentée en présence de strontium (~ 200 ppm).

5.3.1.6 Effet du magnésium

Les résultats de Dasgupta *et al.*⁶⁹ indiquent que l'accroissement du titre en magnésium à peu d'effet sur les propriétés mécaniques de l'alliage 319 coulé dans un moule à sable, c'est-à-dire aux conditions après coulée et après le traitement thermique T5. Ouellet *et al.*¹⁵ ont démontré que l'addition de 0.35% en magnésium dans les alliages de type 319 transforme partiellement la phase β -Al₅FeSi en une nouvelle phase, soit Al₅Mg₃FeSi₆.

Sukuraman *et al.*⁷⁰ ont évalué l'effet du Mg sur les propriétés mécaniques de l'alliage Al-7%Si-0.3%Mg pour les conditions après coulée, après mise en solution et après le traitement T6. À la condition après coulée, ceux-ci ont remarqué que l'augmentation en Mg de 0.3 à 2.6% (0.3, 0.9, 1.8 et 2.6%) avait pour effet d'améliorer la limite élastique, l'allongement à la rupture et la dureté, et ce pour des concentrations de 0.3 et 0.9%. À la condition après mise en solution, les limites élastiques de tous les alliages étaient équivalentes. La limite ultime de l'alliage de base et celle de l'alliage contenant 0.9% Mg furent élevées de 20 à 25%, alors que celles des alliages contenant 1.8 et 2.6% fut élevée de 50%.

Apelian *et al.*³ ont étudié l'effet de la teneur en magnésium, soit 0.25, 0.35 et 0.45% sur les propriétés mécaniques des alliages Al-Si-Mg. Ceux-ci ont constaté que le traitement T6 avec un vieillissement de 4 heures à 155°C donne une balance optimale entre la résistance mécanique (L.E et L.U) et la ductilité (A%). L'augmentation du titre en magnésium de 0.25 à 0.45% a entraîné une amélioration de 30% (L.E), 10% (L.U) et une réduction de 85% (A%). Plus récemment, Ouellet⁵⁹ a observé que l'addition de 0.4% de magnésium à

l'alliage 319, permet après le traitement thermique T6 et comparativement à l'alliage de base, d'améliorer de 65% la limite élastique et de 20% la limite ultime et ce pour un vieillissement de 8 heures à 180°C. Pour ce qui est de l'allongement à la rupture, l'élévation de la concentration en magnésium ne provoque pas de variation significative.

Les figures 41 et 42 qui présentent l'effet de l'augmentation du titre en Mg sur l'alliage D, soit D3G (0.3%Mg) et D5G (0.5%Mg), démontrent que cet élément est efficace dans l'amélioration des propriétés mécaniques, particulièrement pour l'alliage D3G. Pour l'alliage D5G, on note tout comme Ouellet⁵⁹, des augmentations importantes par rapport à l'alliage D (L.E, L.U), l'allongement à la rupture étant pratiquement inchangé. Pour un titre optimum de 0.3% en Mg, la modification de la phase β en la nouvelle phase moins fragile, soit $\text{Al}_5\text{Mg}_3\text{FeSi}_6$ ¹⁵ de même que la précipitation du Mg_2Si en grande fraction volumique permettent d'augmenter toutes les propriétés mécaniques (L.E, L.U et A%). Il faut préciser que la teneur en fer dans les alliages D, D3G et D5G est d'environ 1%, ce qui implique qu'il y a présence de la phase $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ dans ces derniers.

5.3.2 Effet de la durée de mise en solution

Shivkumar *et al.*²³ ont étudié l'effet de la modification par le strontium pour l'alliage A356.2 de même que l'influence de la température (540 à 560°C) et de la durée (0 à 1600 minutes) de mise en solution sur les propriétés mécaniques (L.E, L.U et A%). Ceux-ci ont observé pour seulement 60 minutes de mise en solution à 540°C, des améliorations importantes de l'ordre de 150% pour les limites élastiques et ultimes et une réduction

d'environ 25% pour l'allongement à la rupture et ce pour les alliages non-modifiés et modifiés. De plus, il ont remarqué que la température de 540°C, comparée à celle de 550 et 560°C, donnait des propriétés mécaniques supérieures, spécialement la ductilité. Pour cette température, les alliages non-modifiés et modifiés ont présenté des limites élastiques équivalentes, respectivement de 275 et 325 MPa, tandis que l'allongement était augmenté d'environ 30% par la modification.

Fat-Halla²⁴ a démontré que la modification par le strontium (220 ppm) dans les alliages eutectiques Al-13%Si provoque une amélioration de 10% (L.U) et de 6%(A%), la limite élastique restant inchangée. Cette hausse dans les propriétés mécaniques est attribuable à la fragmentation du silicium en plus petites particules. Apelian *et al.*³ ont constaté que l'addition de strontium sur les alliages Al-Si-Mg accélère le taux de sphéroïdisation et par conséquent, réduit la durée du traitement de mise en solution pour les alliages modifiés comparés à ceux non-modifiés, et ce pour l'obtention de propriétés mécaniques équivalentes. Lee *et al.*⁵⁵ ont remarqué que l'ajout de strontium soit environ 200 ppm dans les alliages de type Al-12%Si-0.35%Mg, améliore l'allongement à la rupture particulièrement lorsque le taux de refroidissement est lent tandis que la limite élastique et la limite ultime semblent peu affectées par la modification. Il faut mentionner que le présent travail utilise le même type d'alliage eutectique que celui déjà cité.

Les figures 43 et 44 qui montrent l'effet de la durée de mise en solution et de la teneur en fer sur les propriétés mécaniques (L.E, L.U et A%) des alliages eutectiques non-modifiés et modifiés, permettent de mettre en évidence les phénomènes suivants ; la modification par

le Sr (~ 450 ppm) augmente la limite élastique en moyenne de 200 MPa pour les alliages non-modifiés à environ 225 MPa pour ceux modifiés, alors que pour la limite ultime, cet élément ne provoque pas de variation majeure. Concernant l'allongement à la rupture, on observe que la modification provoque une diminution considérable des propriétés pour la composition E2S par rapport à E, contrairement à Fat-Halla²⁴ et à Lee *et al.*⁵⁵ qui ont noté dans leur recherche, des ductilités supérieures pour les alliages modifiés comparés à ceux non-modifiés. En effet, la ductilité moyenne de l'alliage E est d'environ de 14% alors que pour la composition E2S, elle est de 8%.

Afin d'expliquer la différence dans l'allongement à la rupture entre nos résultats et ceux obtenus par les auteurs déjà mentionnés, trois échantillons pour les alliages non-modifiés et modifiés ont été sélectionnés, correspondant à des durées de mise en solution de 0, 30 et 60 heures. Les échantillons ont été préparés pour la mesure des caractéristiques des porosités (18 champs avec un agrandissement de 50X) et des particules de silicium (24 champs avec un agrandissement de 500X) et ce, au moyen d'un analyseur d'image de type LECO 2001. Les résultats obtenus figurent aux tableaux 10 et 11.

Tableau 10 Résultats des caractéristiques des porosités pour les alliages E et E2S.

Durée de M.E.S* (h)	Type d'alliage	% surfacique	Longueur moyenne des pores (μm)	Facteur de forme	Densité (#/cm ²)
0	non-modifié	0.059	22.81	1.19	297
0	modifié	0.032	30.58	2.17	99
30	non-modifié	0.106	45.02	1.82	222
30	modifié	0.025	24.50	2.04	52
60	non-modifié	0.171	42.48	1.76	158
60	modifié	0.041	36.35	1.82	77

* Mise en solution

Tableau 11 Résultats des caractéristiques du silicium pour les alliages E et E2S.

Durée de M.E.S (h)	Type d'alliage	% surfacique	Surface moyenne des particules(μm^2)	Longueur moyenne des particules (μm)	Facteur de forme	Rondeur (%)	Densité (#/ cm^2)
0	non-modifié	2.00	1.472	1.86	2.02	78.14	$1.39*10^6$
0	modifié	2.47	0.935	1.31	1.81	85.66	$2.72*10^6$
30	non-modifié	6.62	8.979	4.30	1.78	79.19	$0.76*10^6$
30	modifié	9.41	7.065	3.26	1.52	84.74	$1.38*10^6$
60	non-modifié	6.80	9.598	4.22	1.66	81.98	$0.74*10^6$
60	modifié	10.48	8.858	3.69	1.47	86.25	$1.28*10^6$

On remarque que l'écart entre le pourcentage surfacique de porosités et la différence entre la surface moyenne des pores est relativement faible, et ce pour l'alliage E comparé à E2S. Également, dans les alliages modifiés, la densité des particules de silicium est deux fois supérieure à celle des alliages non-modifiés, et ce pour des durées de mise en solution de 0, 30 et 60 heures ce qui reviens à dire que la distance moyenne entre deux particules consécutives de silicium dans l'alliage E2S est inférieure à l'alliage E. Par conséquent, la fraction surfacique supérieure de l'aluminium dans les alliages non-modifiés, explique pourquoi l'allongement à la rupture est aussi élevée que 14%.

Un autre paramètre à considérer est la présence d'intermétalliques de type $\text{Al}_4\text{Si}_2\text{Sr}$ dans les alliages modifiés qui sont formés par une dose excessive en strontium, soit environ 400-500 ppm. Ce type d'intermétallique qui est indissoluble même à une température de 540°C, justifie en combinaison avec la densité supérieure du silicium dans l'alliages E2S, la réduction de l'allongement à la rupture.

CHAPITRE 6

ANALYSE QUANTITATIVE DES POROSITÉS ET DE LA PHASE β -Al₅FeSi

CHAPITRE 6

ANALYSE QUANTITATIVE DES POROSITÉS ET DE LA PHASE β -Al₅FeSi

6.1 INTRODUCTION

Parmi les paramètres de la microstructure affectant directement les propriétés mécaniques (L.E, L.U et A%), le pourcentage surfacique de porosités après coulée ainsi que les caractéristiques de la phase β -Al₅FeSi, soit la longueur et l'épaisseur sont toujours considérés comme très importantes.

Plusieurs études ont été réalisées concernant l'influence de la modification par le strontium sur la quantité et la répartition des porosités^{27, 52, 53, 54, 71} de même que sur la longueur de la phase β -Al₅FeSi. Parmi ces recherches, Shabestari *et al.*^{12, 63} ont constaté que le strontium permet de réduire la taille, la densité et le pourcentage des phases de fer dans les alliages de type 413. D'un autre côté, Samuel *et al.*²⁵, ainsi que Pennors *et al.*²⁶ ont observé que l'addition de strontium à l'alliage 319 est efficace dans la fragmentation de la phase β -Al₅FeSi. Pourtant, à travers ces études, peu se sont consacrées à établir un lien direct entre les propriétés mécaniques et les caractéristiques de la microstructure citées plus haut.

Ce chapitre se subdivise en deux parties. La première porte sur l'effet des éléments tels que Sr, Fe, Mn, Be, Mg, Mn + Cr et Be + Sr sur le pourcentage surfacique de porosités dans les alliages 319.2 et sur l'influence du fer sur le niveau de porosités de l'alliage eutectique synthétique non-modifié (E) et modifié (G6291 G ou E2S). La seconde partie se consacre à l'étude des caractéristiques de la phase β -Al₅FeSi, c'est-à-dire la longueur, l'épaisseur et la surface et se subdivise en deux sections ; la première se rapporte à l'alliage de type G (319.2) et la seconde se consacre à l'effet de la durée de mise en solution de 0 à 200 heures à 540°C sur les caractéristiques de la phase β citées précédemment. Il faut souligner que pour cette dernière section, qui porte sur les alliages E et E2S (G6291G), toutes les aiguilles réparties sur 10 champs ont été mesurées.

6.2 ANALYSE DES RÉSULTATS

L'analyse de la microstructure, c'est-à-dire le pourcentage surfacique de porosités et les caractéristiques de la phase β -Al₅FeSi, a été réalisée à l'aide d'un analyse d'image ou microscope optique. Les échantillons utilisés sont ceux qui pour chaque alliage étudié, ont présenté les meilleures propriétés mécaniques lors des essais de traction.

6.2.1 Porosité

6.2.2.1 Effet du strontium ; série G

La figure 45 illustre l'influence de l'addition du Sr sur le pourcentage surfacique de porosité de l'alliage de base G, de composition chimique : Al-6%Si-3.7%Cu-0.4%Fe. On remarque que l'ajout de Sr ne provoque pas de variation significative dans le pourcentage surfacique de porosités et ce comparativement à l'alliage G, quoique des augmentations approximatives de 50% sont perçues pour les compositions 1G1S (340 ppm Sr) et 2G1S (390 ppm Sr). Ainsi, le niveau de porosités reste compris entre 0.1 et 0.2% pour cette série. Lorsqu'il est inférieur ou qu'il se rapproche de 0.1%, le pourcentage surfacique de porosités est considéré comme acceptable.

Il faut mentionner que les porosités provoquées par l'addition de Sr dans le métal liquide, sont indépendantes de la façon d'introduction puisque par la suite, le métal liquide est soigneusement dégazé. De plus, l'alliage de type 319.2, ce qui inclut les figures 45, 46, 47 et 48, est caractérisé par une teneur en silicium de 6% et un titre élevé en cuivre de 3.7%. Cette combinaison a pour effet de réduire nettement la fluidité et la coulabilité¹.

6.2.1.2 Effet du strontium ; série GF

L'effet du strontium sur l'alliage de base GF, dont la composition chimique est Al-6%Si-3.6%Cu-0.9%Fe est montré à la figure 46. On observe que le Sr permet d'abaisser le niveau de porosités de tous les alliages modifiés et ce comparativement à l'alliage GF non-modifié. Plus précisément, on note pour les alliages GFS1 (100 ppm Sr)

et GFS2 (130 ppm Sr) des réductions respectives par rapport à l'alliage GF de 52% et 44%.

Pour les compositions se terminant par 1S ou 2S, pour lesquelles les teneurs en strontium se situent dans l'intervalle 400-550 ppm, on constate des diminutions variant de 34 à 55%.

Par conséquent, le strontium s'avère beaucoup plus efficace pour la série GF comparativement à la série G en minimisant la formation de porosités et de retassures par la fragmentation des aiguilles/plaquettes^{25, 26} dans le stade pré-eutectique.

6.2.1.3 Effet du strontium ; série G2F

L'ajout de Sr à l'alliage G2F, de composition Al-6%Si-3.5%Cu-1.4% permet de réduire le niveau de porosités comme le présente la figure 47. En effet, on note une diminution progressive de l'alliage G2F à l'alliage 1G2F2S, ce qui équivaut pour ce dernier à un affaiblissement de 65%. Cette chute du pourcentage de porosités due à l'addition de strontium est attribuable à la fragmentation de la phase β -Al₅FeSi^{25, 26}, ce qui a pour effet d'améliorer l'alimentation du métal liquide avant la solidification.

Pour la composition G2F, la grande taille des aiguilles/plaquettes engendre des cavités par retassure de plus grandes dimensions, telles qu'observées dans les radiographies (voir tableau 9). Pour cette série, le strontium est particulièrement bénéfique en transformant les retassures en "retassures éponges". De plus, on peut affirmer à partir des résultats obtenus pour les alliages 2G2F1S, 1G2F2S et 2G2F2S que la surmodification^{53, 54} qui augmente le niveau de porosités, est annulée par le phénomène de fragmentation puisque le contenu en porosités pour ces alliages est inférieur à la composition G2F.

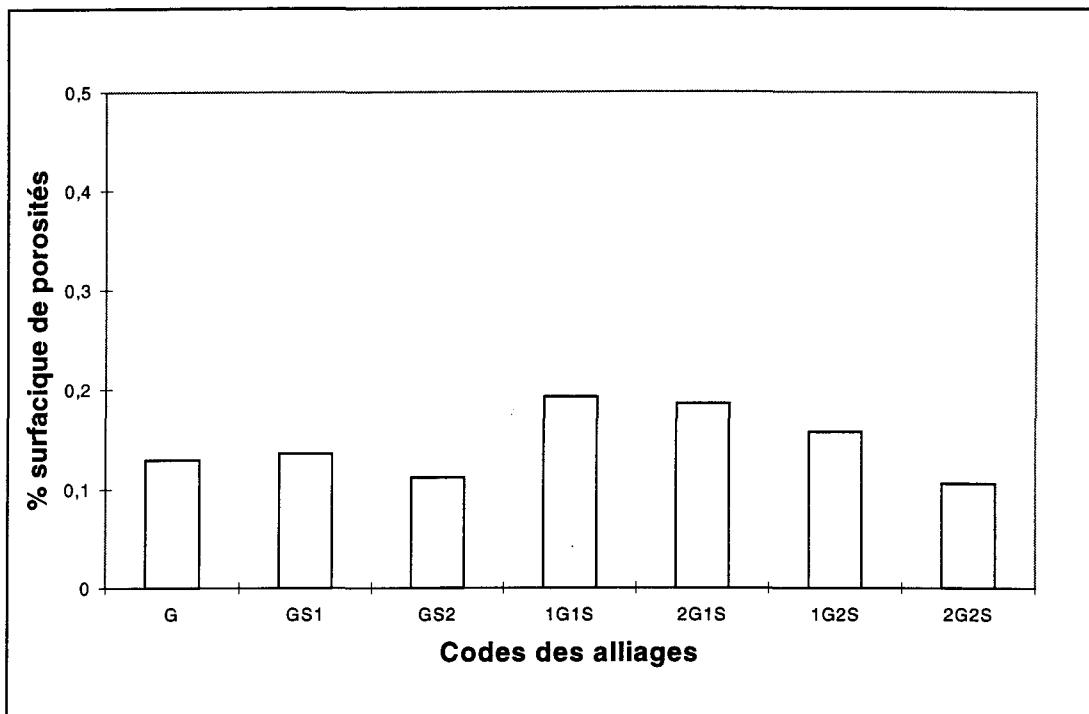


Figure 45 Effet du strontium sur le pourcentage surfacique de porosités ; série G.

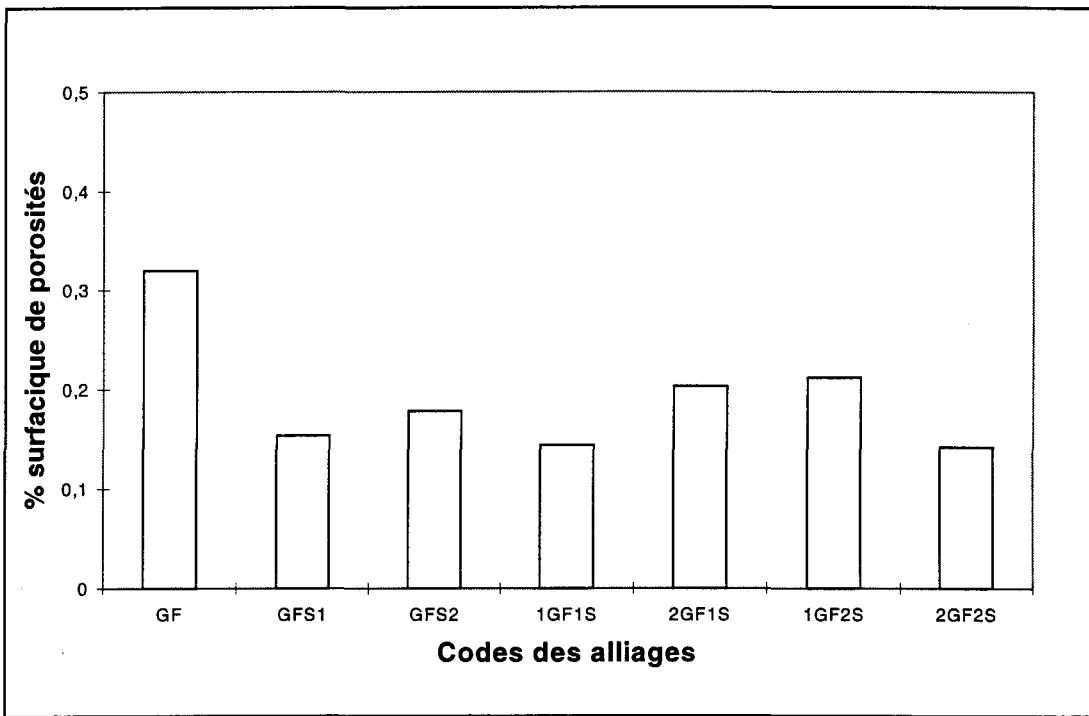


Figure 46 Effet du strontium sur le pourcentage surfacique de porosités ; série GF.

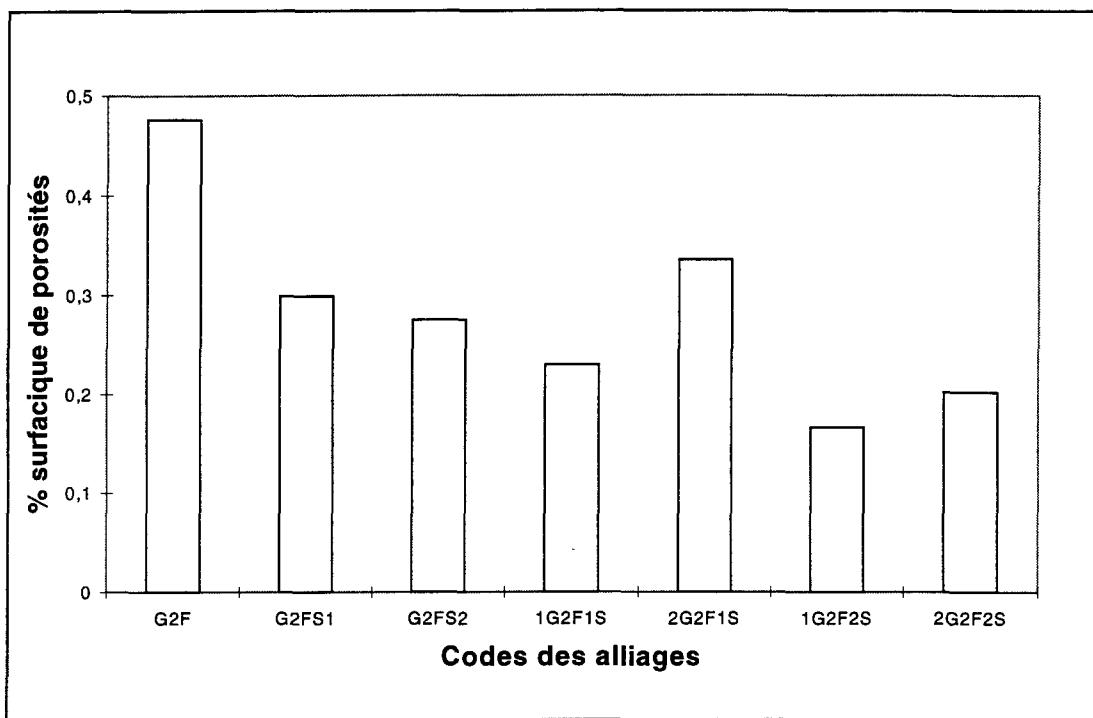


Figure 47 Effet du strontium sur le pourcentage surfacique de porosités ; série G2F.

6.2.1.4 Effet du manganèse et du manganèse+chrome ; alliage GF et G2F

La figure 48 montre l'influence du manganèse sur les alliages GF et G2F, selon les rapports Mn/Fe de 0.5 (GF1M et G2F1M) et de 0.7 (GF2M et G2F2M), de même que l'effet combiné du manganèse et du chrome (G2F2MC) sur le pourcentage surfacique de porosités. On constate pour les alliages GF1M et GF2M des réductions respectives par rapport à l'alliage GF de 74 et 70% dans les contenus en porosités.

D'un autre côté, l'addition de manganèse à l'alliage G2F redistribue les retassures concentrées dans la zone centrale de la pièce en “éponges ségrégées”, et ce particulièrement pour la composition G2F1M comme le montre le tableau 9 et la figure 22 illustrant les résultats des radiographies. Ce comportement résulte en une diminution de 89% dans le

pourcentage surfacique de porosité de l'alliage G2F1M, comparativement à l'alliage G2F.

De la même façon, les compositions G2F1M et G2F2M présentent par rapport à G2F, des réductions d'environ 70%.

Ainsi, la transformation des aiguilles/plaquettes en écriture chinoise pour les compositions GF1M, GF2M, G2F1M et G2F2M et en phases en forme d'étoiles (voir chapitre 7) pour la composition G2F2MC, affaiblit le niveau de porosités dans ces alliages en améliorant l'alimentation du métal liquide dû à la forme plus sphérique de ces dernières phases.

6.2.1.5 Effet du beryllium et du beryllium + strontium ; alliage G, GF et G2F

À la figure 49, on remarque que l'ajout de beryllium, soit 0.13%, réduit de façon minime le pourcentage surfacique de porosités pour le cas de l'alliages GB comparé à G. Quant à la composition GFB, on note une diminution importante de 82% par rapport à GF. De plus, le beryllium (G2FB) et la combinaison du Be + Sr (G2FS2B et G2F2SB) présentent comparativement à l'alliage G2F, des réductions respectives de 91, 84 et 78%. Ces énormes diminutions dans le pourcentage de porosités sont attribuables à l'action du beryllium qui transforme la phase β -Al₅FeSi en une nouvelle phase soit BeSiFe₂Al₈³⁸ et/ou en cristaux de forme plus équiaxes et arrondis^{39, 40}. Le beryllium affine également la phase β (voir chapitre 7) et améliore par conséquent la fluidité et la coulabilité¹. Enfin, la combinaison du Be + Sr est encore plus efficace étant donné l'action du Sr qui contribue à réduire davantage la longueur de la phase β -Al₅FeSi par fragmentation^{25, 26}.

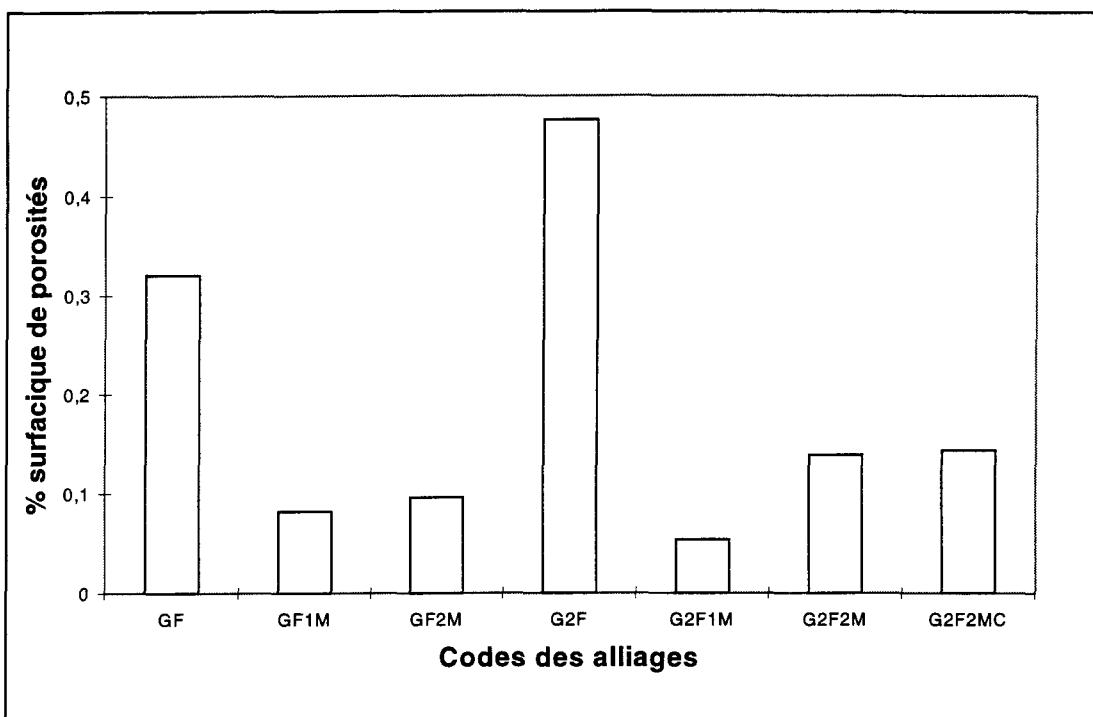


Figure 48 Effet du manganèse et du manganèse + chrome sur le pourcentage surfacique de porosités ; alliage GF et G2F.

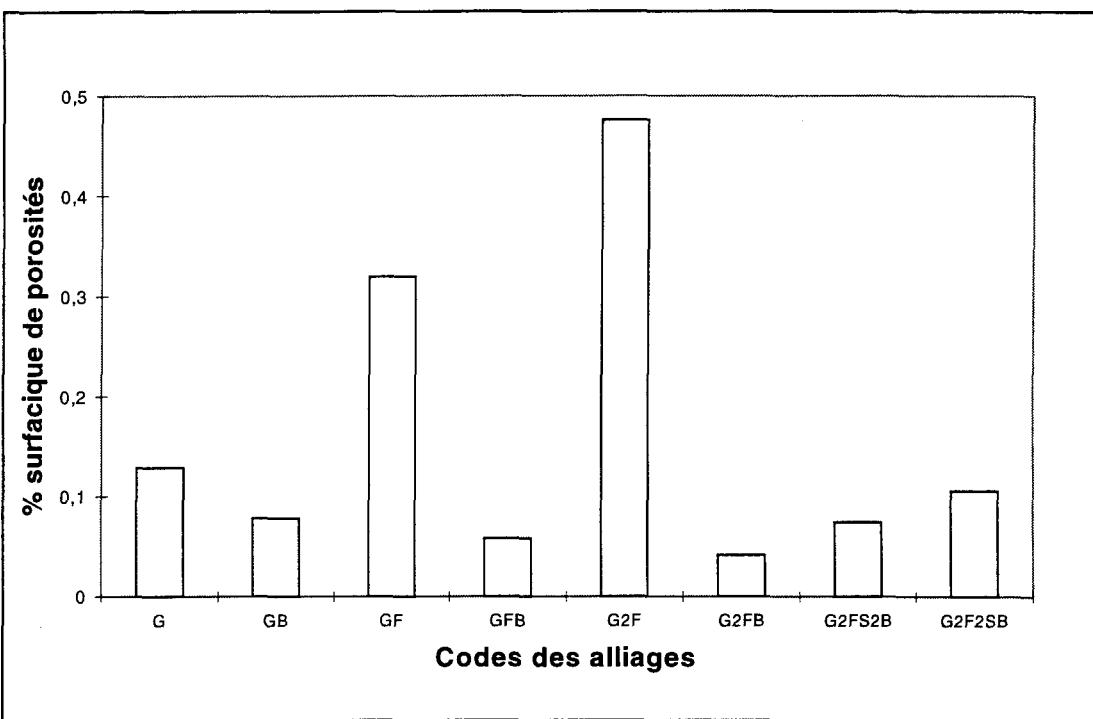


Figure 49 Effet du beryllium et du beryllium + strontium sur le pourcentage surfacique de porosités ; alliage G, GF et G2F.

6.2.1.6 Effet du fer ; alliage eutectique non-modifié (E) et modifié (E2S)

La figure 50 illustre l'effet de l'addition du fer soit 0.7% (MF), 1.1% (F) et 1.5% (2F) sur l'alliage eutectique synthétique non-modifié (E) et modifié (E2S ou G6291G). On observe que l'augmentation du titre de fer de 0.14% (E et E2S) à 1.5% (E2F et E2F2S) n'entraîne pas de variation importante, les valeurs étant comprises entre 0.05% et 0.14%. Pour les alliages non-modifiés et modifiés, les titres plus élevés en silicium (13%) et plus faibles en cuivre (0.23%) comparativement à l'alliage G, contribuent à améliorer la fluidité et à réduire la quantité et la taille des porosités. Même pour les alliages à haute teneur en fer soit E2F et E2F2S, le niveau de porosité dans les échantillons demeure acceptable ($\leq 0.1\%$), si on le compare à l'alliage G2F où il était de 0.48%.

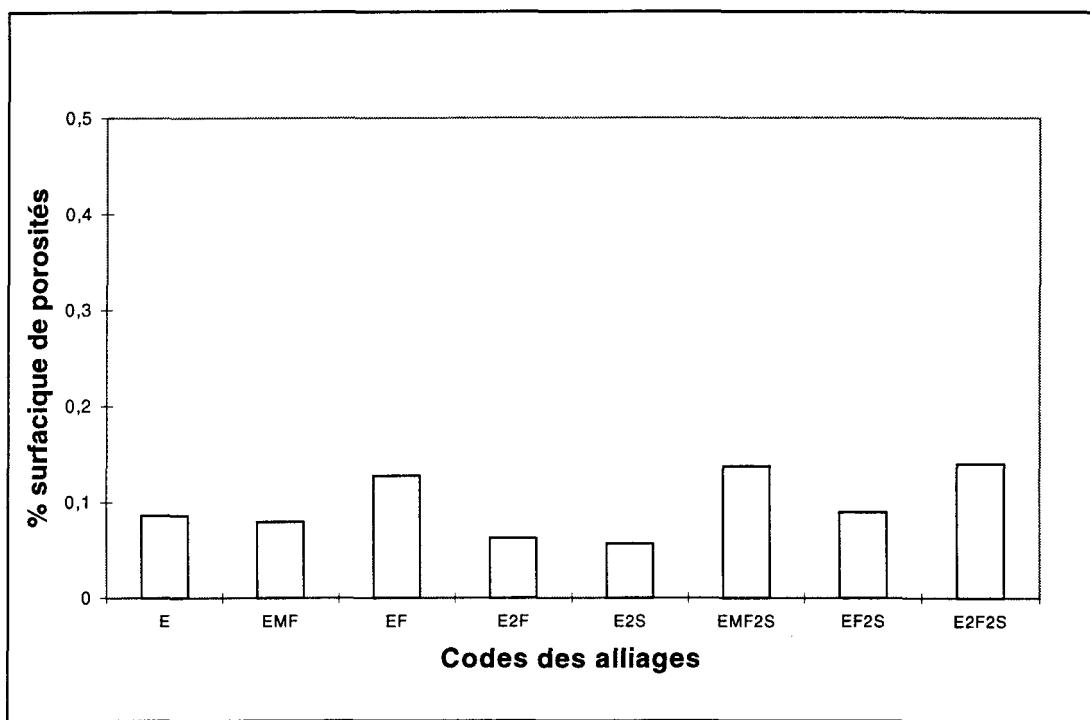


Figure 50 Effet du fer sur le pourcentage surfacique de porosités ; alliage eutectique non-modifié et modifié.

6.2.2 Caractéristiques de la phase β -Al₅FeSi

6.2.2.1 Alliage 319.2 (G)

Pour mieux saisir le rôle des agents modifiants (Sr, Mn, Cr, Be) utilisés dans ce travail, les caractéristiques de la phase β -Al₅FeSi, soit la longueur, l'épaisseur et la surface moyenne des plus longues aiguilles ont été déterminées. Il faut souligner que pour la mesure de la longueur, les 31 compositions pour l'alliage G ont été observées alors que pour l'épaisseur et la surface, cette dernière ayant été calculée en combinant la longueur et l'épaisseur, seulement les alliages de type 319.2 à haute teneur en fer (G2F...) ont été sélectionnés, soit en tout 13 alliages.

1) Longueur maximale moyenne des aiguilles/plaquettes

1.1) Effet du strontium ; série G

L'addition de strontium à l'alliage de base G (figure 51), de composition Al-6%Si-3.7%Cu s'avère peu profitable, cet élément provoquant une augmentation de l'ordre de 100% dans la longueur moyenne des plus longues aiguilles/plaquettes pour les alliages GS1 (70 ppm Sr), GS2 (130 ppm Sr), 1G1S (340 ppm Sr) et 2G1S (390 ppm Sr) et ce, comparativement à l'alliage G. Pour les compositions 1G2S et 2G2S, dont les titres respectifs en Sr sont de 490 et 330 ppm, l'augmentation dans la longueur moyenne de la phase β -Al₅FeSi par rapport à l'alliage G (20.1 μ m) est particulièrement importante, soit de 335% pour 1G2S (86.9 μ m) et de 154% pour 2G2S (50.7 μ m). La présence de strontium à pour effet de réduire la durée de la réaction eutectique et par conséquent, la teneur en

silicium qui reste au moment de la solidification est assez élevée pour favoriser la précipitation de la phase β -Al₅FeSi post-eutectique.

1.2) Effet du strontium ; série GF

Le strontium, lorsqu'il est ajouté à l'alliage GF de composition chimique Al-6%Si-3.7%Cu-0.9%Fe, s'avère plus bénéfique que dans le cas de la série G, comme le montre la figure 52. En effet, on observe une réduction considérable dans la longueur de la phase β , cette dernière étant réduite à un maximum de 35% pour la composition 1GF1S (470 ppm Sr) comparativement à l'alliage GF. Cette composition, c'est-à-dire 1GF1S, est d'ailleurs celle qui a présenté les meilleures propriétés mécaniques (L.E, L.U et A%) comme l'indique les figures 25 et 26. Une fois de plus, on remarque qu'il y a présence d'un titre optimum en strontium, ici de 470 ppm, qui réduit par fragmentation la longueur maximale moyenne des aiguilles^{25,26}. Au delà de cette concentration, soit pour les alliages 2GF1S, 1GF2S et 2GF2S dont les teneurs respectives en Sr sont de 400, 540 et 380 ppm, on remarque qu'il y a augmentation de la longueur de la phase β -Al₅FeSi, ce qui est provoqué par la surmodification due à un titre en strontium trop élevé de même qu'à la formation de porosités^{27, 53, 54} et d'intermétalliques de type Al₄Si₂Sr²⁷.

1.3) Effet du strontium ; série G2F

Comme pour le cas de la série GF, on constate que l'ajout de strontium à l'alliage G2F (figure 53) dont le titre en fer est de 1.4%, permet de réduire par fragmentation la longueur maximale moyenne de la phase β -Al₅FeSi. Par rapport à l'alliage G2F, on note des diminutions respectives de 50 et 45% pour les compositions G2FS1 (125 ppm Sr) et G2FS2 (130 ppm Sr). Pour les quatre autres compositions, soit 1G2F1S, 2G2F1S, 1G2F2S et 2G2F2S, une réduction moins importante d'environ 30% dans la longueur moyenne des plus longues aiguilles/plaquettes est observable, ce qui est dû encore une fois à la surmodification^{27, 53, 54}. On peut donc affirmer qu'il existe un titre optimum d'environ 130-200 ppm Sr, qui réduit au maximum la longueur de la phase β -Al₅FeSi.

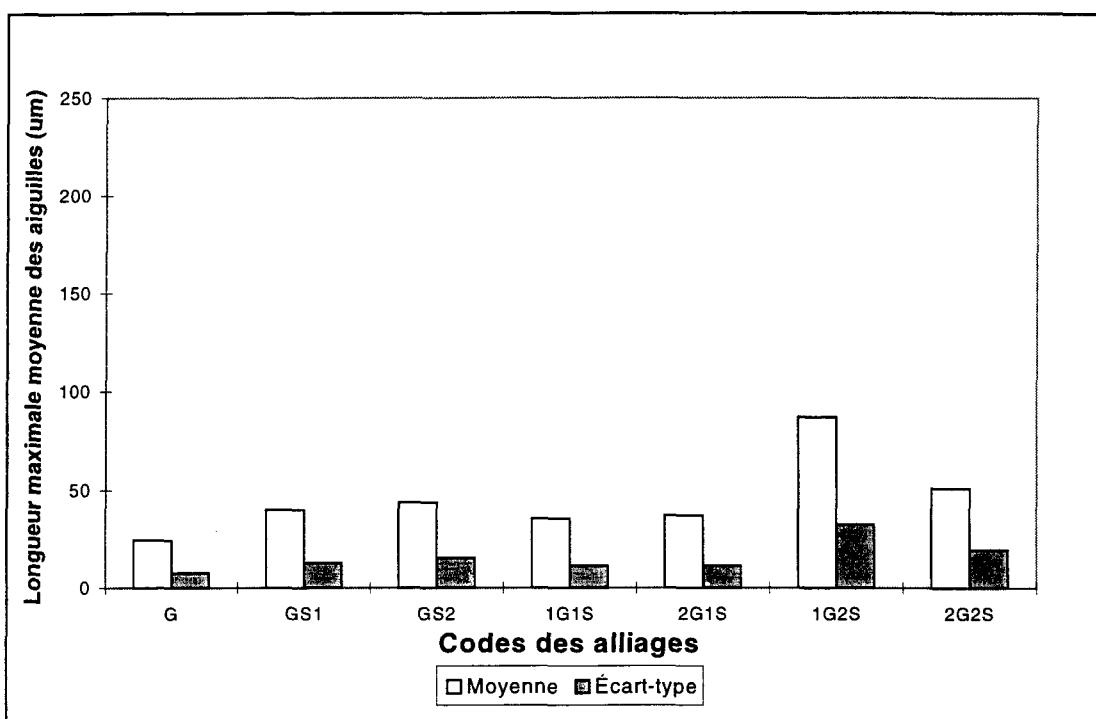


Figure 51 Effet du strontium sur la longueur maximale moyenne des aiguilles ; série G.

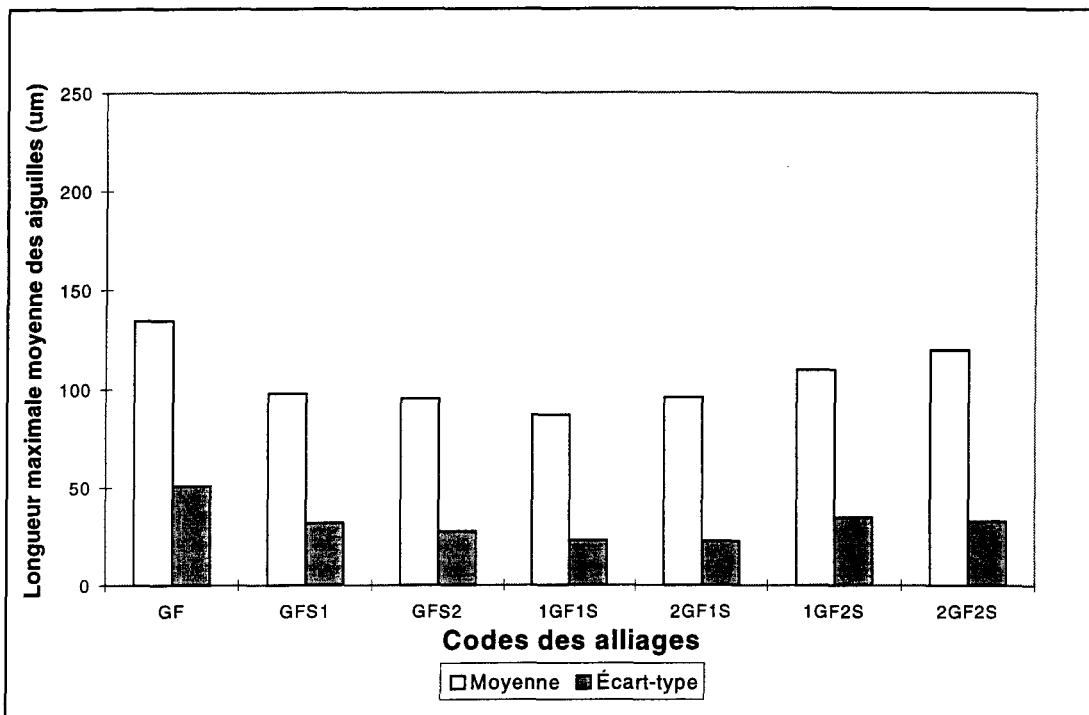


Figure 52 Effet du strontium sur la longueur maximale moyenne des aiguilles ; série GF.

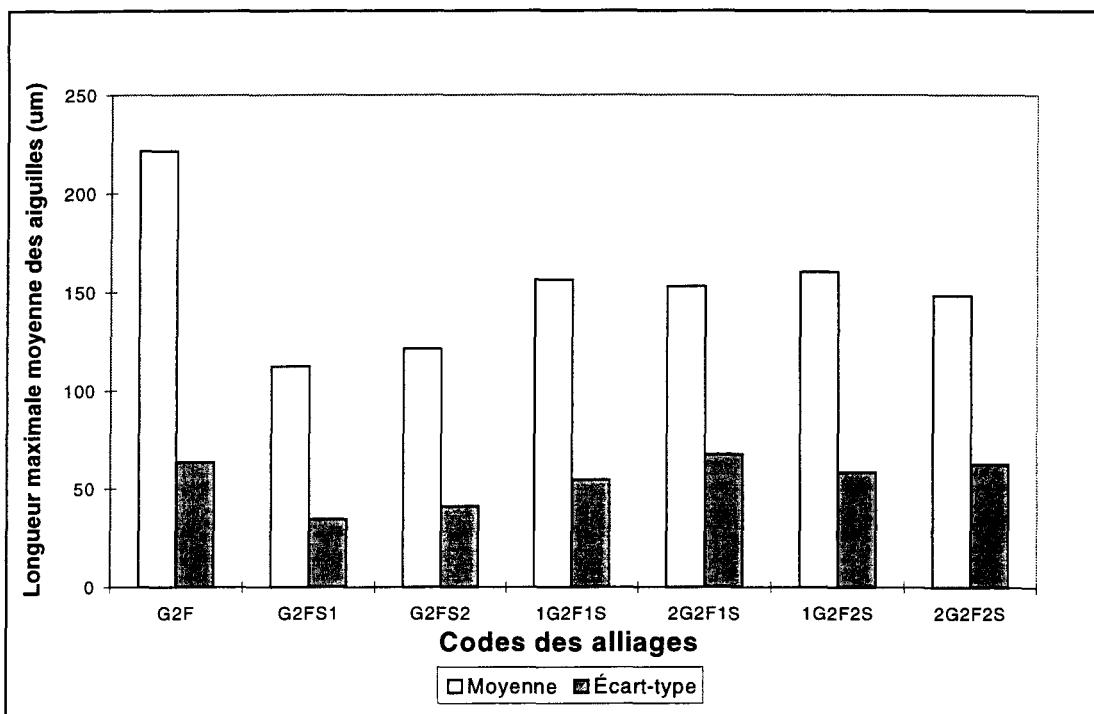


Figure 53 Effet du strontium sur la longueur maximale moyenne des aiguilles ; série G2F.

1.4) Effet du manganèse et du manganèse + chrome ; alliage GF et G2F

Tel que l'illustre la figure 54, l'addition de manganèse à l'alliage GF selon des rapports Mn/Fe de 0.5 (1M) et 0.7 (2M) réduit respectivement de 48 et 56% la longueur maximale moyenne des aiguilles et ce pour les compositions GF1M et GF2M. De la même façon, l'ajout de Mn à l'alliage G2F est très efficace en abaissant de 60% la longueur moyenne de la phase β pour l'alliage G2F1M, et de 76% celle de l'alliage G2F2M. La transformation de la phase β en phase α ou écriture chinoise est donc bénéfique particulièrement pour l'alliage G2F, celle-ci ayant pour effet de réduire la teneur en fer résiduel dans les alliages, favorisant ainsi la précipitation d'aiguilles/plaquettes de plus petites tailles (voir chapitre 7).

Pour la composition G2F2MC, la formation de plaquettes ségrégées sous forme de phases en forme d'étoiles élimine complètement la formation de la phase β -Al₅FeSi, probablement en raison de l'appauvrissement du métal liquide en fer pendant la suite de la solidification (les plaquettes ségrégées précipitant en premier).

1.5) Effet du beryllium et du beryllium + strontium ; alliage G, GF et G2F

À la figure 55, on peut observer que l'addition de beryllium, soit 0.13%, entraîne une augmentation de 131% dans la longueur de la phase β -Al₅FeSi pré-eutectique, et ce par rapport à l'alliage G. En effet la longueur passe de 20 μm (G) à 46 μm (GB).

Pour l'alliage GF, l'ajout de Be ne provoque pas de variation significative alors que pour la composition G2F, cet élément réduit la longueur des aiguilles/plaquettes de 47%. Le beryllium est donc particulièrement efficace lorsque le titre en fer est élevé, celui-ci permettant à la fois de convertir la phase β en phase de type $\text{BeSiFe}_2\text{Al}_8$ ³⁸ et d'affiner la phase β en aiguilles de plus de petites tailles (voir chapitre 7).

Par rapport à l'alliage G2F, les compositions G2FS2B (250 ppm Sr) et G2F2SB (850 ppm Sr) affichent des réductions respectives de 63 et 52% dans la longueur de la phase β . Ces diminutions sont dues aux actions combinées du beryllium et du strontium. Le titre supérieur en strontium pour l'alliage G2F2SB entraîne une surmodification^{27, 53, 54}, ce qui justifie la longueur supérieure de la phase β comparé à l'alliage G2FS2B.

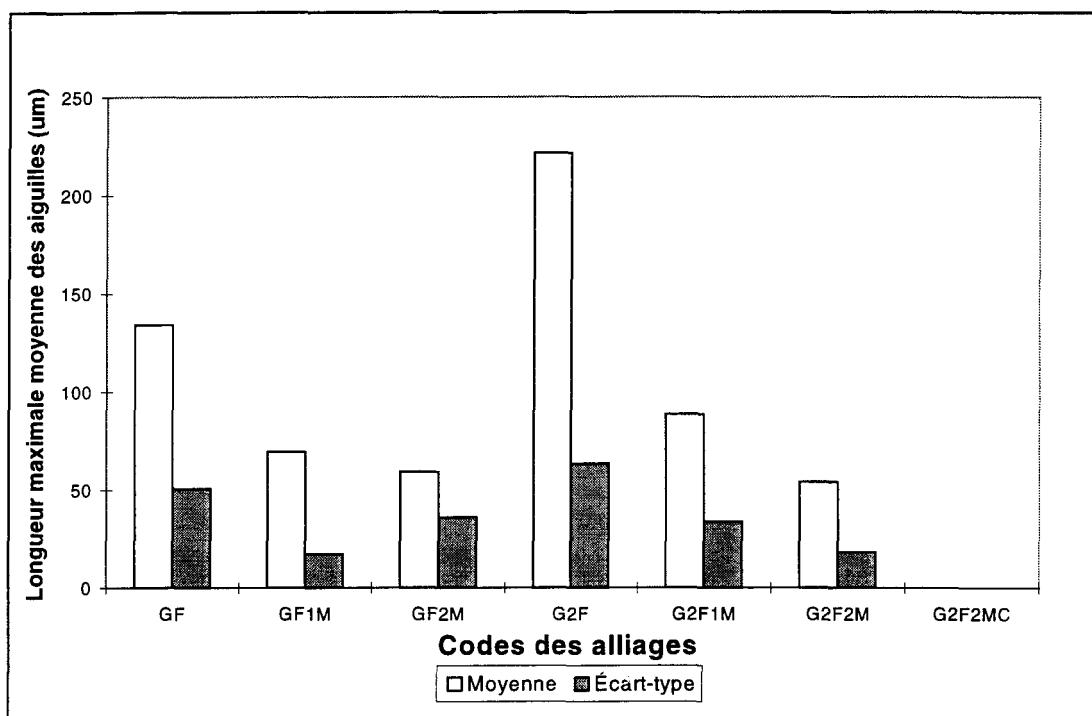


Figure 54 Effet du manganèse et du manganèse + chrome sur la longueur maximale moyenne des aiguilles ; alliage GF et G2F.

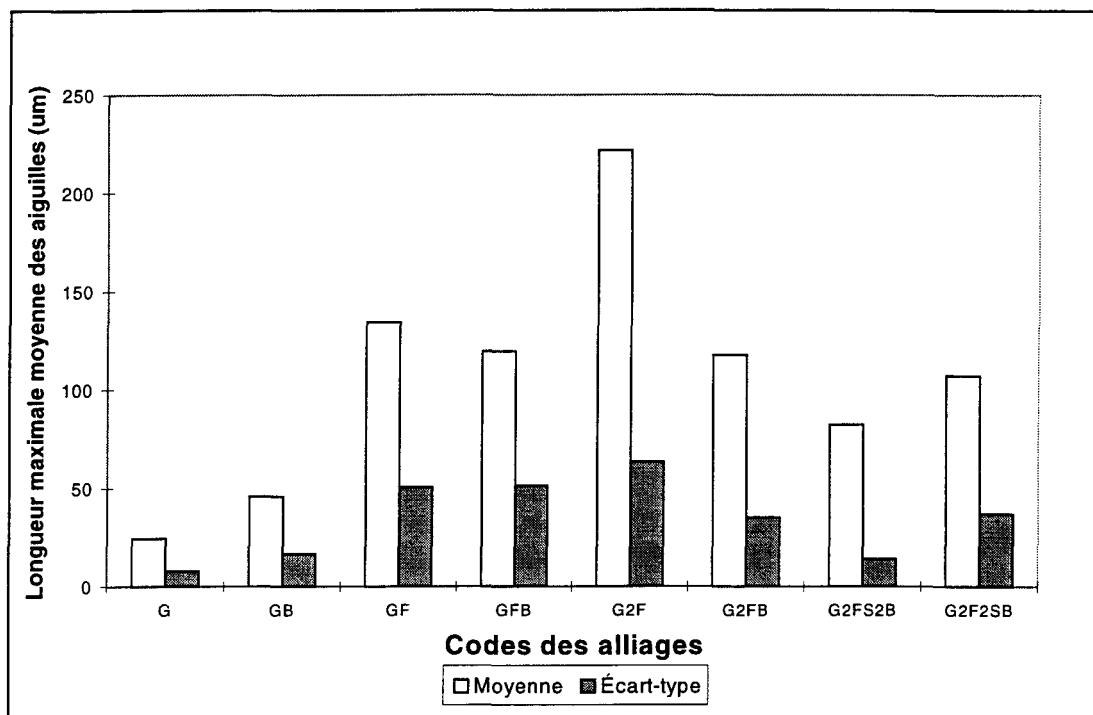


Figure 55 Effet du beryllium et du beryllium + strontium sur la longueur maximale moyenne des aiguilles ; alliage G, GF et G2F.

2) Épaisseur maximale moyenne des aiguilles/plaquettes

2.1) Effet du strontium ; série G2F

La figure 56 montre l'effet de la modification par le strontium sur l'épaisseur moyenne des aiguilles pré-eutectiques, et ce pour la série à haute teneur en fer soit 1.4%. On remarque, comme dans le cas de la longueur pour la série G2F (figure 52), la présence d'un titre optimum en strontium soit environ 130 ppm, qui amincit la phase β -Al₅FeSi comparé à l'alliage G2F d'environ 20% et ce pour les alliages G2FS1 et G2FS2. Pour les quatre autres compositions, c'est-à-dire 1G2F1S, 2G2F1S, 1G2F2S, 2G2F2S, les titres trop élevés en strontium (300-450 ppm) entraînent une surmodification^{27, 53, 54}, ce qui explique la plus faible réduction d'épaisseur.

2.2) Effet des éléments alliés : alliage G2F

L'addition de beryllium (figure 57) à l'alliage G2F amincit de 18% l'épaisseur moyenne de la phase β pré-eutectique. Conjointement, le beryllium et le strontium sont très efficaces, surtout pour l'alliage G2FS2B (250 ppm Sr - 0.13%Be) qui affiche une réduction d'épaisseur de 33% par rapport à la composition G2F. Le beryllium affine la phase β alors que le strontium fragmente les aiguilles/plaquettes. Pour ce qui est de l'alliage G2FS2B, on remarque que l'épaisseur est équivalente à l'alliage G2FB, ce qui révèle que la fragmentation des aiguilles est annulée par la surmodification qui provoque la formation de porosités majeures^{53, 54} et d'intermétalliques de type $\text{Al}_4\text{Si}_2\text{Sr}^{27}$.

Quant aux alliages G2F1M et G2F2M, ceux-ci présentent des réductions d'épaisseurs respectives de 34 et 41% par rapport à G2F, alors que la composition G2F2MC est totalement exempte d'aiguilles/plaquettes. La conversion de la phase β en écriture chinoise (G2F1M et G2F2M) ou en plaquettes ségrégées (G2F2MC) réduit la teneur en éléments tels que le fer et le silicium, ce qui entraîne la formation d'aiguilles plus minces.

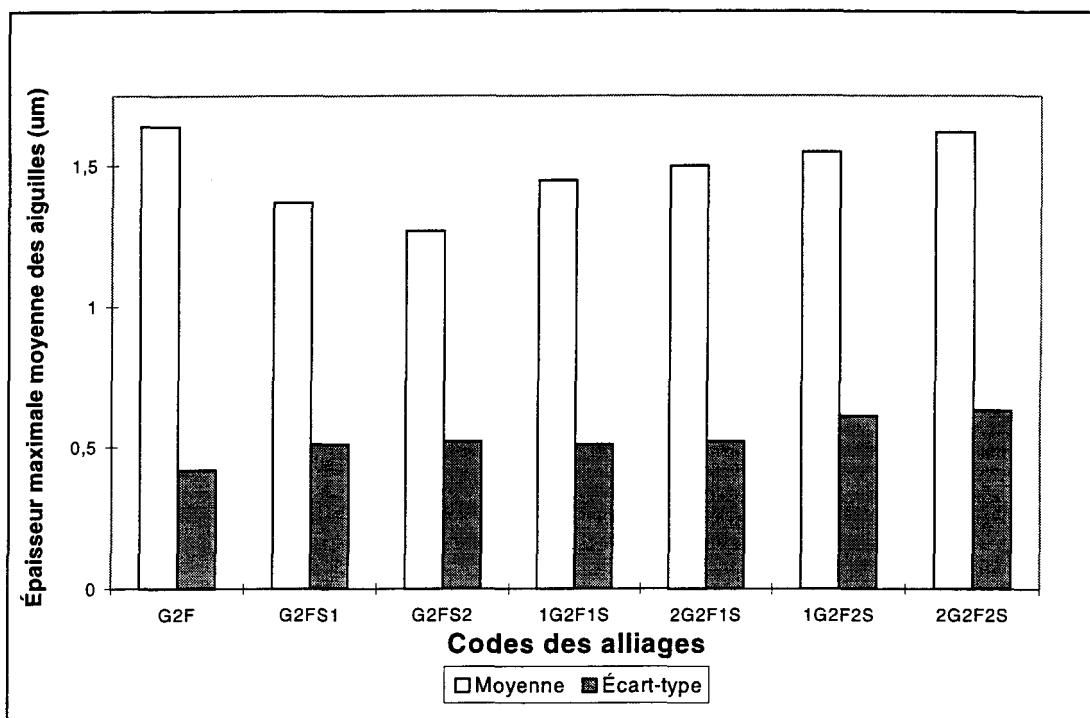


Figure 56 Effet du strontium sur l'épaisseur maximale moyenne des aiguilles ; série G2F.

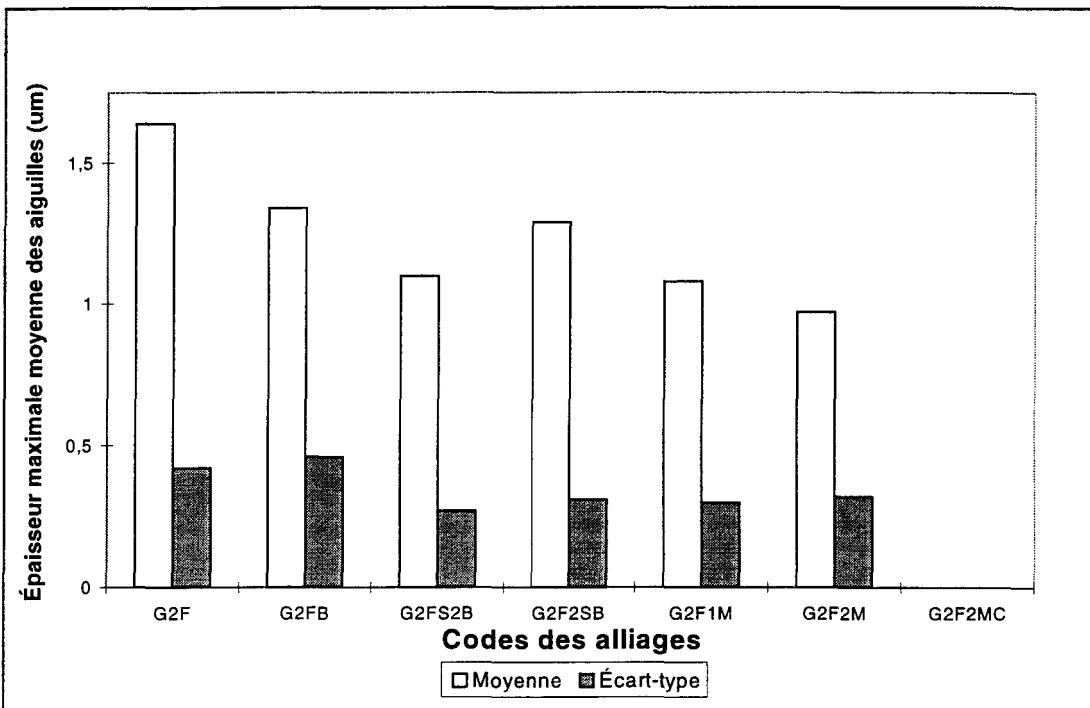


Figure 57 Effet du beryllium et du beryllium + strontium sur la l'épaisseur maximale moyenne des aiguilles ; alliage G, GF et G2F.

3) Surface

3.1) Effet du strontium ; série G2F

La figure 58 illustre l'influence de la modification par le strontium sur la surface moyenne des plus longues aiguilles/plaquettes. Comme pour le cas de la longueur (figure 53) et de l'épaisseur (figure 56), on constate qu'il existe un titre optimum en strontium se situant autour de 130 ppm et correspondant aux alliages G2FS1 et G2FS2. Ces deux derniers alliages montrent une réduction de surface d'environ 58%, ce qui est considérable. Pour les quatre dernières compositions (les 1S et 2S), on remarque que la réduction est moins significative, soit environ de 34%, ce qui est dû à la surmodification^{27, 53, 54} qui est entraînée par une teneur trop élevée en strontium (310 à 550 ppm).

Également, on voit qu'il y a très peu de variation dans la longueur de la phase β -Al₅FeSi pour les quatre mêmes alliages, ce qui est pertinent avec les propriétés mécaniques (L.E, L.U et A%) obtenues pour la même série, soit G2F, et illustrées aux figures 27 et 28 du chapitre précédent.

3.2) Effet des éléments alliés ; série G2F

À la figure 59, on peut observer que le beryllium, le beryllium combiné au strontium et le manganèse sont très efficaces dans la diminution de la surface moyenne des plus longues aiguilles.

En effet, les alliages G2FB, G2FS2B et G2F2SB affichent des réductions respectives par rapport à G2F de 57, 75 et 62%. Concernant les compositions G2F1M et G2F2M, celles-ci présentent des diminutions dans l'ordre de 74 et 86%, tandis que l'alliage G2F2MC est caractérisé par une absence totale de phase β -Al₅FeSi. Tel qu'il a déjà été cité, la combinaison du beryllium et du strontium est extrêmement efficace, le premier élément affinant la phase β , et le second la fragmentant^{25, 26}. Quant au manganèse, il appauvrit le métal liquide en élément tel que Fe et Si par la formation d'écriture chinoise, ce qui favorise la précipitation d'aiguilles/plaquettes plus fines.

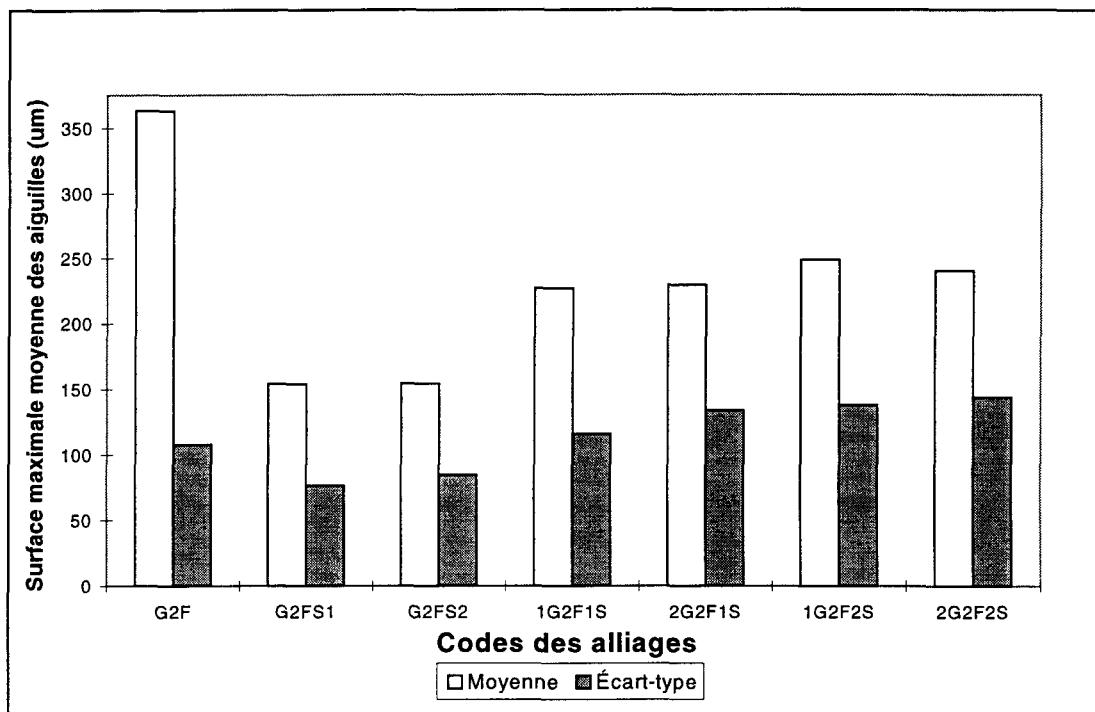


Figure 58 Effet du strontium sur la surface maximale moyenne des aiguilles ; série G2F.

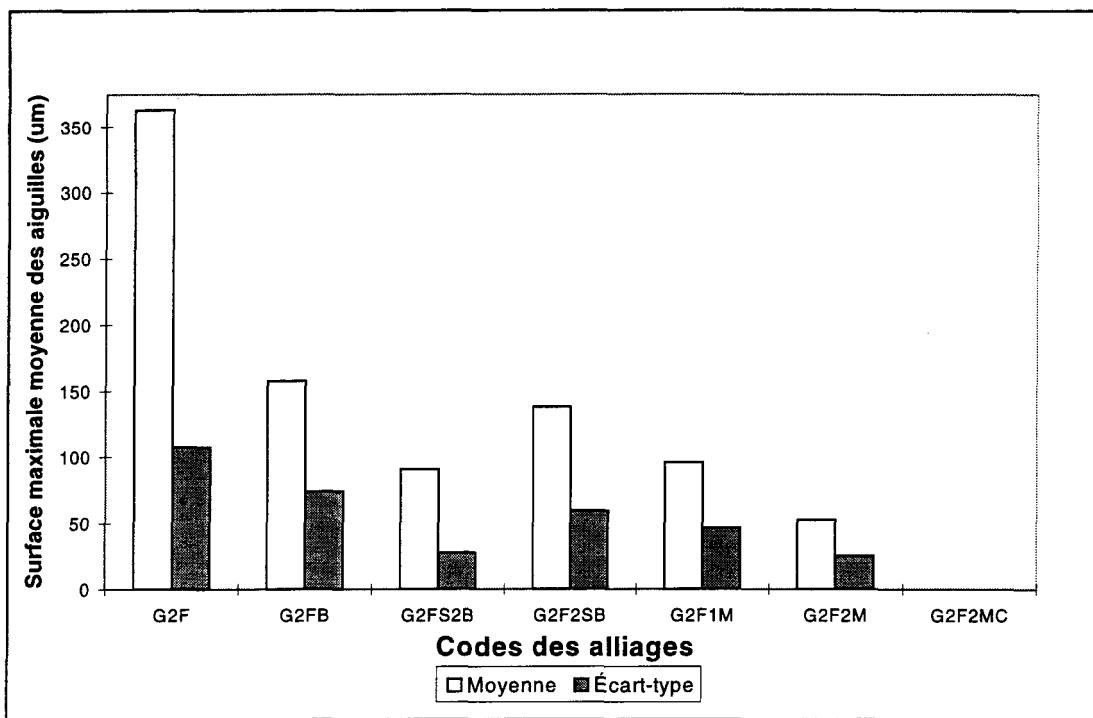


Figure 59 Effet des éléments alliés sur la surface maximale moyenne des aiguilles ; série G2F.

6.2.2.2 Effet de la durée de mise en solution

Afin de simplifier l'analyse métallographique de la phase β -Al₅FeSi pour l'alliage eutectique synthétique non-modifié (E2F) et l'alliage eutectique modifié (E2F2S), les échantillons ayant subi 0, 10, 30 et 100 heures de mise en solution ont été sélectionnés, soit 4 échantillons par alliages.

1) Longueur des aiguilles/plaquettes

1.1) Effet de la teneur en fer

La figure 60 illustre l'effet de l'augmentation du titre en fer soit 0.7% (MF), 1.1% (F) et 1.5% (2F) sur la longueur maximale moyenne des aiguilles des alliages E et E2S (G6291G).

On remarque pour les deux types d'alliages, qu'il y a relation linéaire entre le titre de fer et la longueur de la phase β -Al₅FeSi, ce qui est en accord avec les observations de Iwahori *et al.*³³ et de Narayanan¹³. Par rapport aux alliages à moyenne teneur en fer (EMF et EMF2S), on observe pour l'alliage eutectique non-modifié des augmentations respectives de 57 et 106% pour les compositions EF et E2F. Pour l'alliage modifié, on constate des accroissements de 72 et 120% respectivement pour les alliages EF2S et E2F2S.

1.2) Longueur maximale moyenne des aiguilles/plaquettes

L'influence de la durée de mise en solution sur la longueur maximale moyenne des aiguilles, et ce pour les alliages eutectiques à haute teneur en fer (E2F et E2F2S) est présentée à la figure 61. Les résultats indiquent clairement qu'une proportion importante d'aiguilles/plaquettes (80-100 aiguilles/échantillons mesurées) résistent à la fragmentation, la longueur moyenne de la phase β restant comprise entre 100 et 117 μm , et ce pour les huit compositions. Ce phénomène est sans doute causé par l'état de sursaturation en fer de la matrice d'aluminium, le titre de cet élément d'impureté étant de 30 fois supérieur à la solubilité maximale de l'aluminium (1.5% comparé à 0.05%).

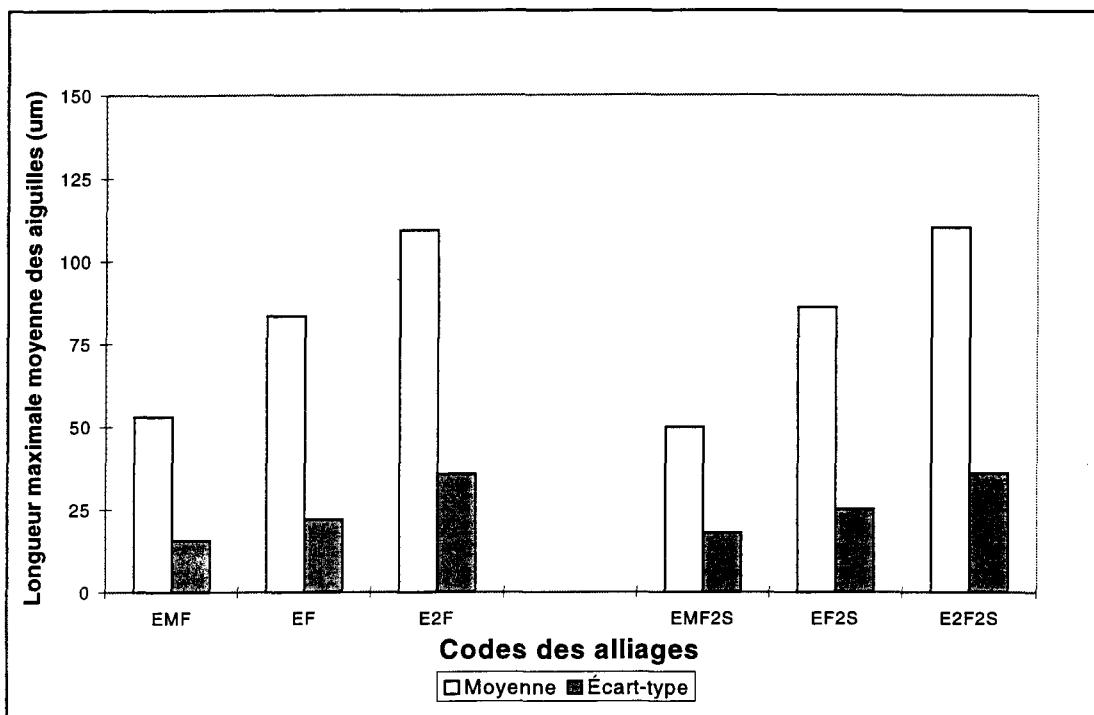


Figure 60 Effet du titre en fer sur la longueur maximale moyenne des aiguilles ; alliage eutectique non-modifié et modifié.

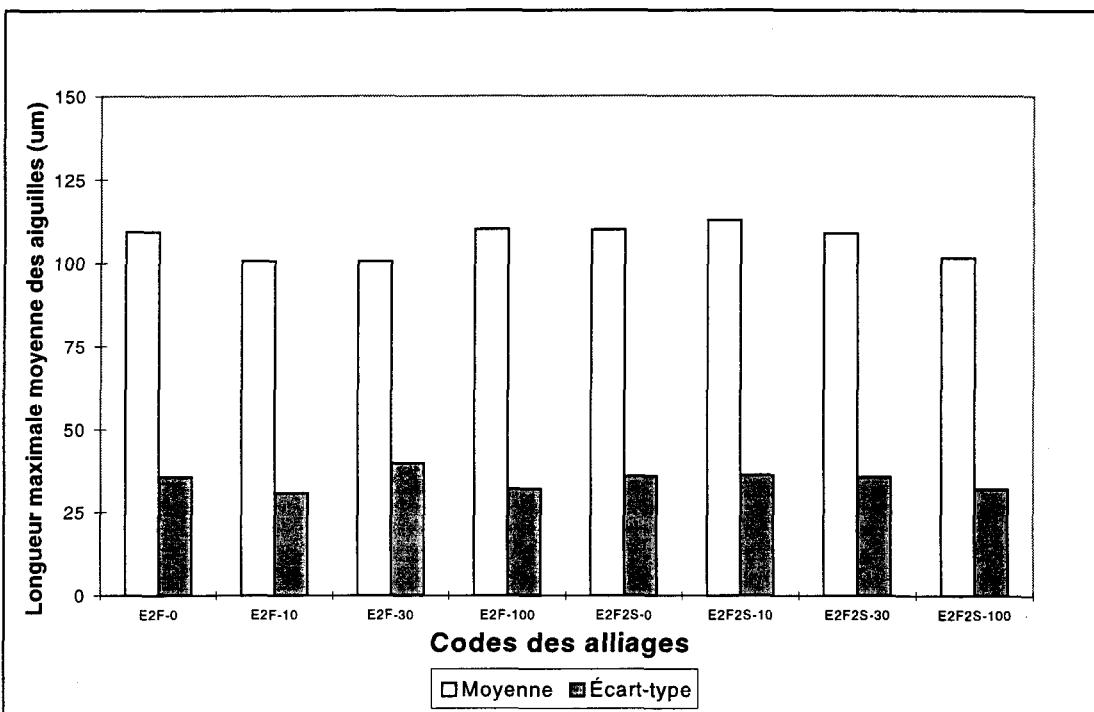


Figure 61 Effet de la durée de mise en solution sur la longueur maximale moyenne des aiguilles ; alliage eutectique non-modifié et modifié à haut titre en fer.

1.3) Longueur moyenne des aiguilles/plaquettes

La figure 62 présente l'effet de la durée de mise en solution sur la longueur moyenne de la phase β -Al₅FeSi, et ce pour l'alliage non-modifié et modifié. On peut observer pour l'alliage E2F, une diminution de 47% après 10 heures et d'environ 65% après 30 et 100 heures. La composition E2F2S montre une réduction de 44% et ce, suivant 10, 30 et 100 heures de mise en solution. Ainsi, on remarque que la modification par le strontium, si on compare les compositions E2F-0 et E2F2S-0, permet d'affaiblir initialement la longueur de la phase β -Al₅FeSi, soit de 28.7 μm à 18.3 μm . De plus, on note que la réduction maximale dans la longueur pour l'alliage modifié est atteinte après seulement 10 heures de mise en solution, comparativement à 30 heures pour l'alliage non-modifié. Ceci démontre clairement que le strontium est un agent modifiant efficace qui accélère le processus de fragmentation.

2) Épaisseur

À la figure 63, on constate des diminutions respectives, pour les alliages E2F et E2F2S d'environ 32 et 14%. On remarque également que le strontium amincit davantage la phase β pour l'alliage E2F2S-0 (1.14 μm) ayant subit uniquement le traitement T5, comparé à l'alliage E2F non-modifié, et ce même après 100 heures de mise en solution. La modification s'avère donc bénéfique dans la réduction d'épaisseur de la phase β .

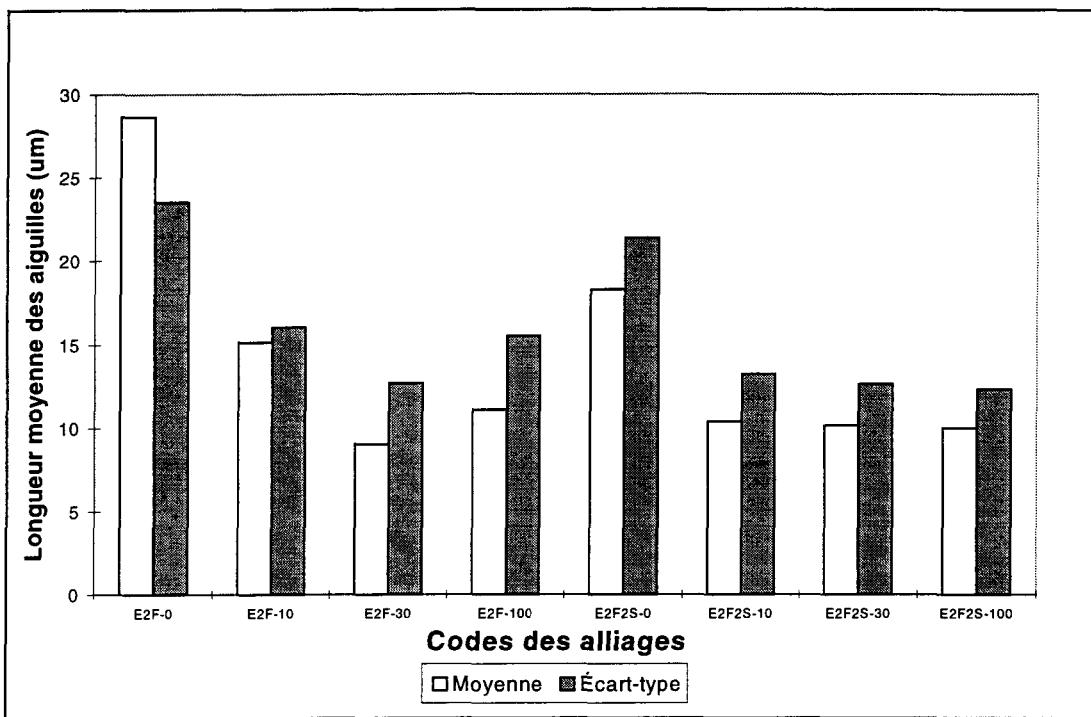


Figure 62 Effet de la durée de mise en solution sur la longueur moyenne des aiguilles ; alliage eutectique non-modifié (E2F) et modifié (E2F2S).

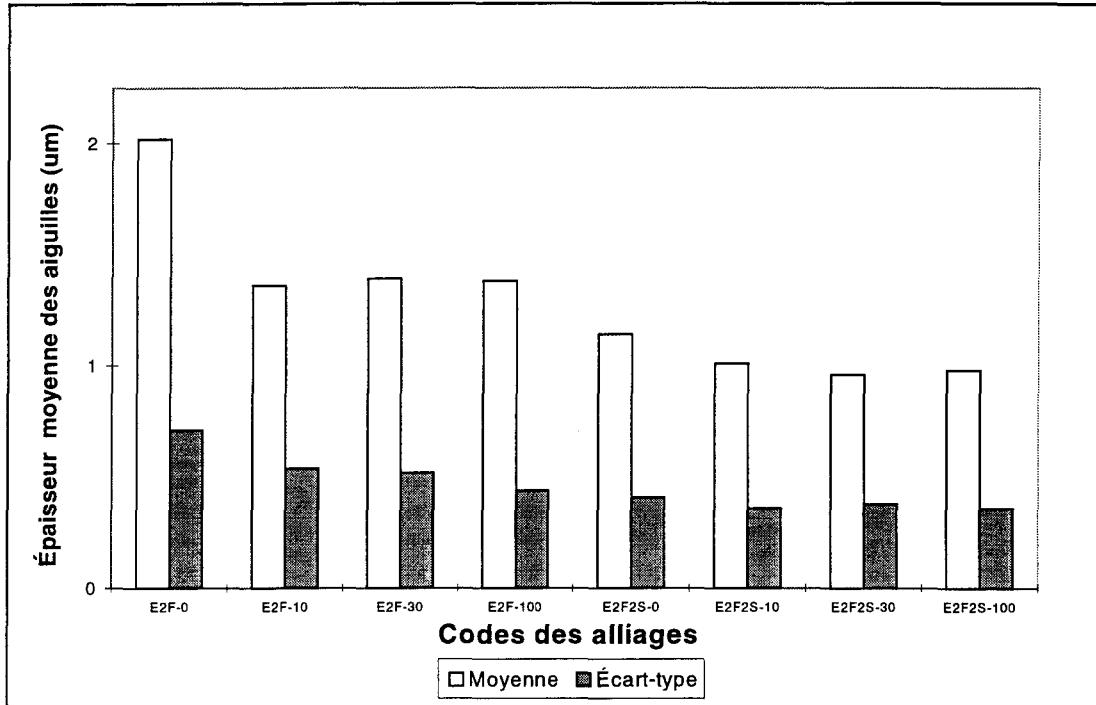


Figure 63 Effet de la durée de mise en solution sur la l'épaisseur moyenne des aiguilles ; alliage eutectique non-modifié (E2F) et modifié (E2F2S).

3) Surface

À la figure 64, on peut observer dans le cas de l'alliage non-modifié (E2F), des diminutions de surface de 64% après 10 heures de mise en solution, et d'environ 76% après 30 et 100 heures. L'alliage modifié affiche une réduction maximale dans la surface moyenne de la phase β après seulement 10 heures de mise en solution, soit approximativement de 50%, contrairement à l'alliage non-modifié qui nécessite une durée de 30 heures. Également, on peut constater que comme pour le cas de la longueur, le strontium réduit initialement la surface de l'alliage E2F2S-0 à $20.8 \mu\text{m}^2$, comparativement à $57.9 \mu\text{m}^2$ pour l'alliage E2F-0, ce qui constitue un affaiblissement de 64%.

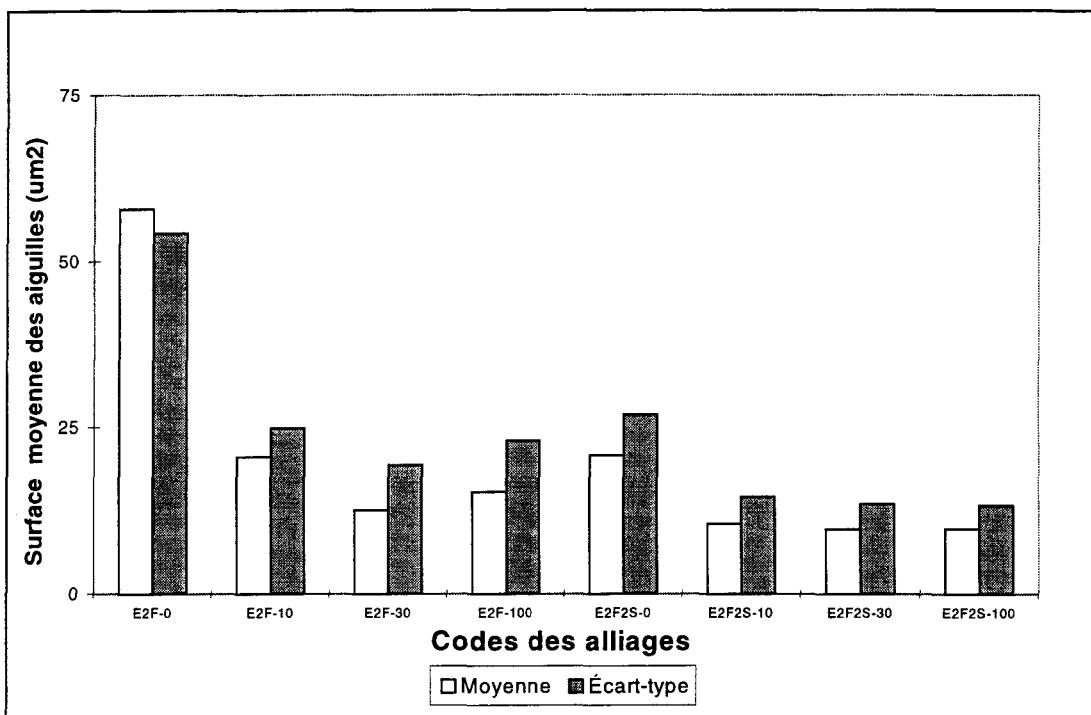


Figure 64 Effet de la durée de mise en solution sur la surface moyenne des aiguilles ; alliage eutectique non-modifié (E2F) et modifié (E2F2S).

6.3 DISCUSSION

6.3.1 Porosité

Argo et Gruzleski⁵² ont étudié l'effet de la modification par le strontium sur les alliages de type A356. Ceux-ci ont remarqué que cet élément a pour effet de redistribuer le volume global de porosités et de retassures en microporosités plus fines et mieux dispersées à travers le volume des échantillons. Gruzleski et Closset²⁷ ont également noté que le strontium, lorsque utilisé selon un titre trop élevé, a pour effet de rendre les particules de silicium plus grossières et occasionne la formation d'un nouvel intermétallique, soit $\text{Al}_4\text{Si}_2\text{Sr}$. Ainsi, pour l'alliage A356 modifié à l'aide de 900 ppm Sr, les propriétés mécaniques obtenues ont été inférieures à celles des alliages non-modifiés, ceci étant dû à la fois au grossissement des particules de silicium et de la formation de l'intermétallique déjà mentionné.

D'un autre côté, Dasgupta *et al.*⁵³ ont constaté que la surmodification pour l'alliage A356 qui est provoquée par une dose excessive en strontium, est responsable de la formation de porosités majeures dans la microstructure et d'intermétalliques de type $\text{Al}_4\text{Si}_2\text{Sr}$, ce qui réduit la résistance mécanique (L.E et L.U) et la ductilité. Shivkumar *et al.*⁵⁴ ont également montré que l'un des problèmes causé par la surmodification est la tendance à augmenter le niveau de porosités dans les échantillons.

Les résultats obtenus concernant l'effet du strontium sur l'alliage G (figure 45) et l'alliage GF (figure 46) semblent en accord avec les résultats de Dasgupta *et al.*⁵³ et de Shivkumar *et al.*⁵⁴. En effet, on note pour ces deux alliages, que la modification entraîne

une augmentation dans le niveau de porosités lorsque le titre en strontium excède environ 400 ppm.

Pour l'alliage G2F (figure 47), l'addition de strontium à pour effet de réduire le pourcentage de porosités ce qui semble en désaccord avec les résultats des auteurs déjà cités^{53, 54}. Cependant, la diminution dans ce cas, est le résultat de la fragmentation de la phase β -Al₅FeSi, ce qui annule le phénomène de surmodification. Pour les autres éléments neutralisants utilisés tels que Be et Mn, leur rôle dans la diminution du pourcentage surfacique de porosités est davantage lié à l'action qu'ils exercent sur la phase β -Al₅FeSi.

6.3.2 Caractéristiques de la phase β -Al₅FeSi

Les recherches bien détaillées portant sur les caractéristiques de la phase β qui ont déjà été réalisées se divisent en deux volets ; le premier se rapporte à la fragmentation des aiguilles/plaquettes due à la modification par le strontium alors que le second concerne la dissolution de la phase β dans la matrice d'aluminium.

6.3.2.1 Fragmentation

Shabestari *et al.*^{12, 63} ont montré qu'il existe un titre optimum en strontium se situant entre 400 et 600 ppm pour l'alliage 413 synthétique, qui diminue la taille et le pourcentage volumique des phases de fer. Également, Samuel *et al.*²⁵ qui ont étudié l'effet du strontium sur l'alliage 319, on noté que l'addition de 300 ppm accélère la dissolution de la phase β en la fragmentant en aiguilles de plus petites tailles. De la même façon, Pennors *et al.*²⁶ ont

constaté qu'un titre optimum d'environ 400 ppm ajouté à l'alliage 319 diminue au maximum la longueur moyenne de la phase β . Tel qu'on observé les auteurs cités précédemment, les figures 51 et 52 portant respectivement sur l'effet du strontium sur l'alliage GF et l'alliage G2F, font ressortir la présence d'un titre optimum qui réduit par fragmentation, la longueur moyenne de la phase β pré-eutectique. En effet, on note des teneurs optimales se situant autour de 200 ppm pour les séries GF et G2F.

6.3.2.2 Dissolution

Apelian *et al.*⁴¹ ont étudié l'effet de la température (505 et 515°C) et la durée de mise en solution sur le traitement thermique T6, et ce pour l'alliage de type 319. Ceux-ci ont remarqué que la phase β -Al₅FeSi est soumise à la fragmentation, surtout pour la température de 515°C. Ainsi, huit heures de mise en solution à 515°C s'avèrent plus efficace qu'une semaine à 505°C, en décomposant la phase β en une structure plus fine.

Narayanan *et al.*^{5, 17} ont également étudié l'effet du traitement hors-équilibre sur les alliages de type Al-6%Si-3.5%Cu-0.3%Mg-1%Fe. Ceux-ci ont élaboré que la dissolution de la phase β , qui augmente avec la température, est plus aisée lorsque la longueur et l'épaisseur des aiguilles/plaquettes sont initialement plus faibles. Ils affirment que la dissolution se produit davantage aux extrémités des aiguilles que sur les côtés, ce qui explique la diminution de longueur plutôt que d'épaisseur (voir figure 12).

Les résultats obtenus concernant les alliages eutectiques non-modifiés et modifiés sont partiellement en accord avec les auteurs cités précédemment. On remarque que la température de mise en solution utilisée, soit 540°C entraîne la fragmentation de la phase β ,

plus spécialement en présence de strontium, cet élément permettant d'abaisser initialement la longueur et l'épaisseur des aiguilles. Ainsi, pour l'alliage modifié, une durée de mise en solution de 10 heures diminue au maximum la longueur de la phase β tandis que pour l'alliage non-modifié, ce maximum est atteint après 30 heures. Cependant, contrairement aux observations de Narayanan *et al.*^{5, 13}, on constate pour les alliages E et E2S qu'il y a réduction significative d'épaisseur de la phase β -Al₅FeSi après seulement 10 heures de mise en solution. Le nouveau mécanisme de fragmentation proposé est donc le suivant ; durant le traitement de mise en solution, la réjection des atomes de soluté, c'est-à-dire le silicium, se produit sur les côtés des plaquettes soit dans les zones de hautes énergies où il y a présence d'irrégularités à la surface des aiguilles. Par conséquent, la phase β -Al₅FeSi se décompose en la nouvelle phase Al₆Fe suite à la réjection du silicium⁷². Ce phénomène est d'ailleurs responsable de la fragmentation et de la dissolution de la phase β -Al₅FeSi.

Afin de confirmer le mécanisme de réjection du silicium, les échantillons des alliages E2F2S ayant subi 0 heures (figure 65) et 100 heures (figure 66) de mise en solution ont été examiné au moyen d'une microsonde électronique à balayage et d'un analyseur à rayons-X par énergie dispersive. Le dernier appareil a permis de confirmer le transport du Si ; les analyses révèlent que le rapport Si/Fe passe de 38/58 pour l'alliage E2F2S-0 à 0/81 pour l'alliage E2F2S-100, ce qui prouve hors de tout doute que le silicium est complètement expulsé des aiguilles. D'ailleurs, la figure 65 illustre qu'il y a réflexion des éléments tels que Al, Fe et Si pour l'alliage E2F2S-0 comparativement à la figure 66, où seulement le Fe et l'Al sont réfléchis et ce pour l'alliage E2F2S-100. La figure 67 montre la distribution du

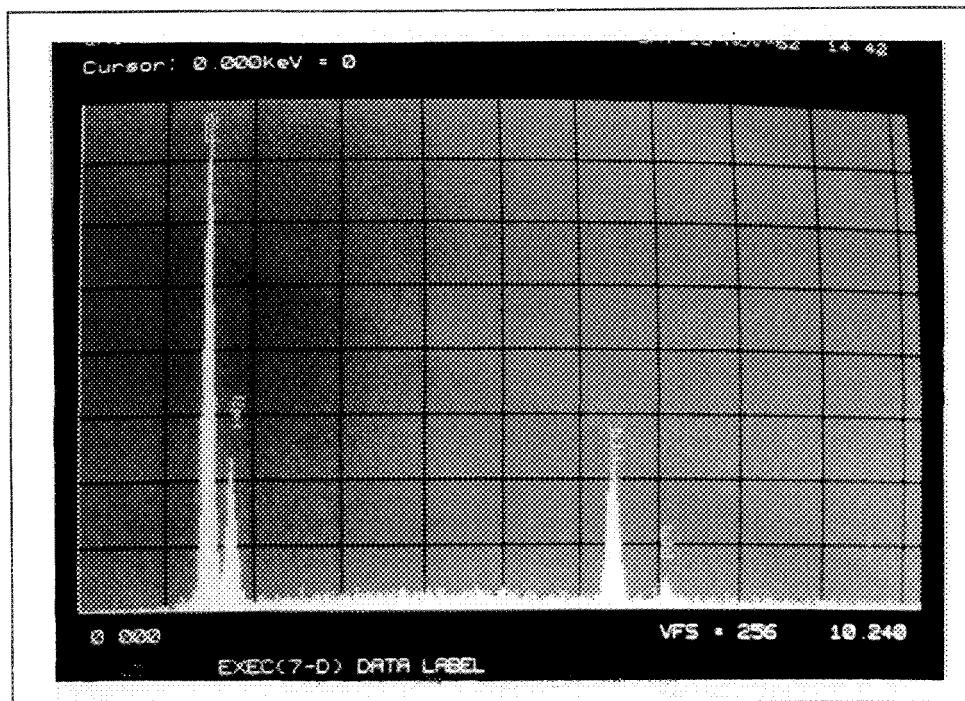


Figure 65 Réflexion des éléments tels que Al, Fe et Si pour l'alliage E2F2S n'ayant pas subi de mise en solution (EDX).

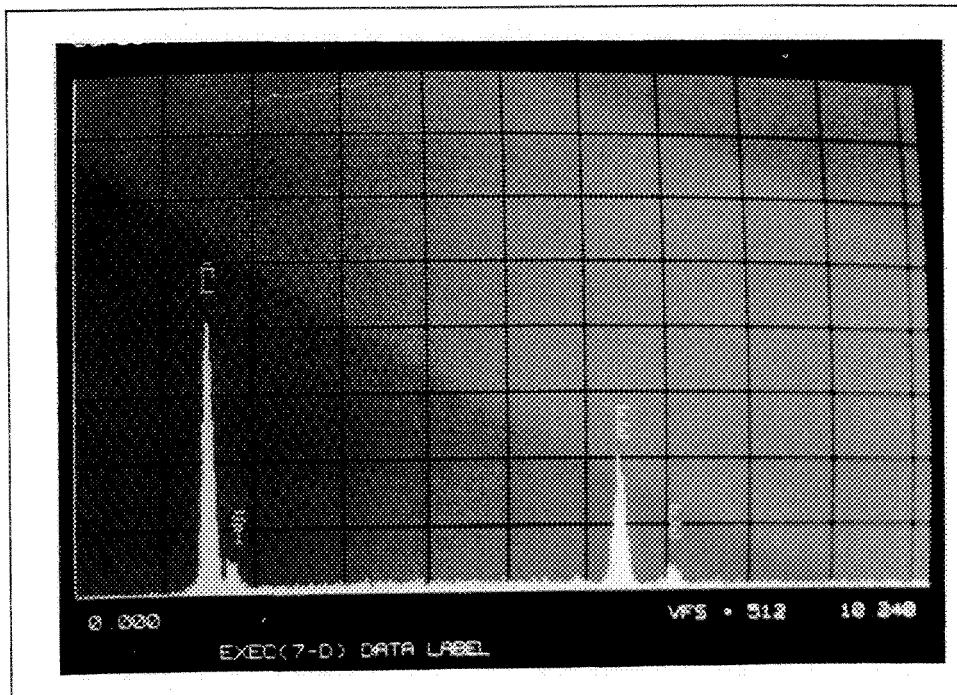


Figure 66 Réflexion des éléments tels que Al et Fe pour l'alliage E2F2S ayant subi 100 heures de mise en solution.

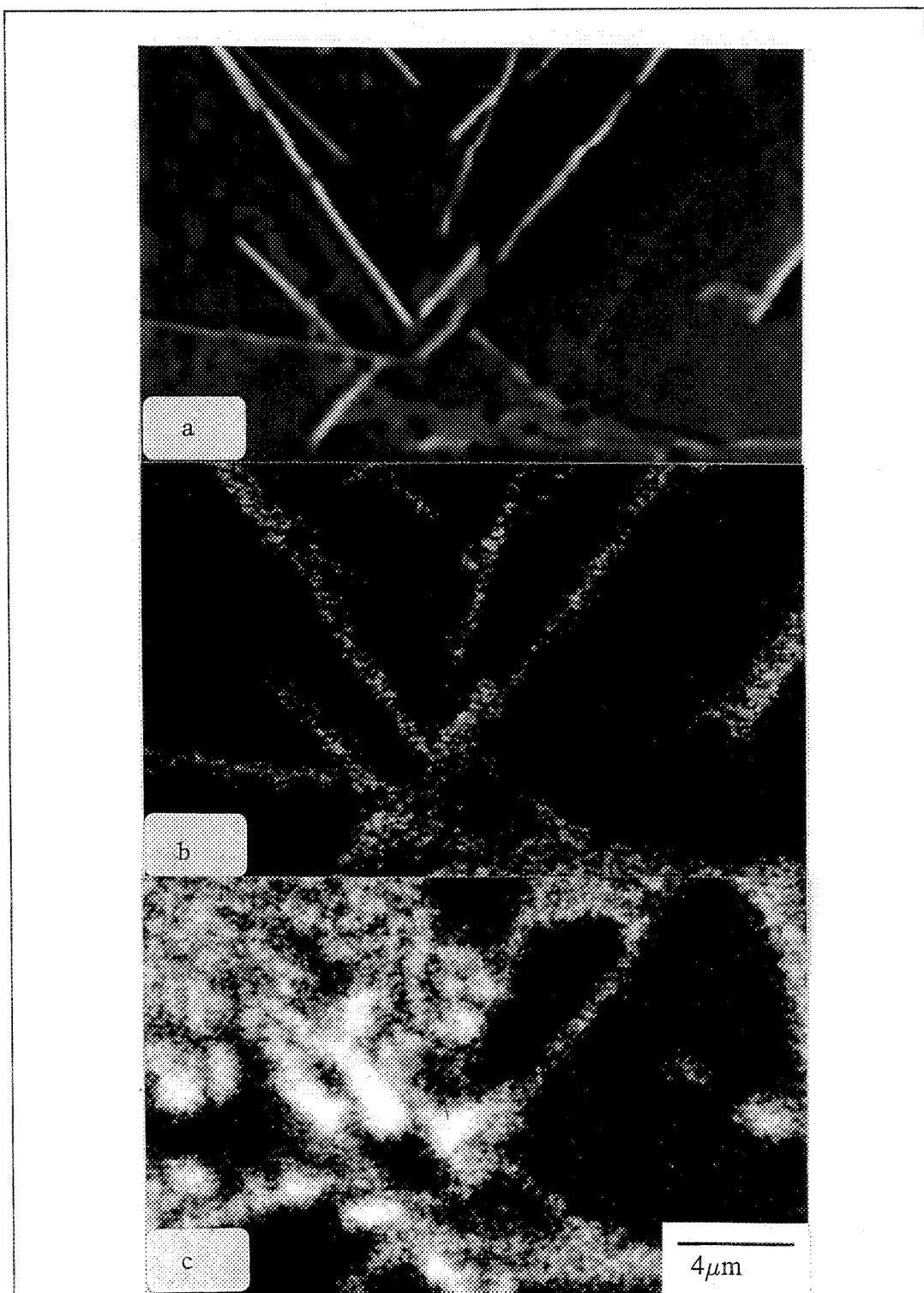


Figure 67 Dissolution du fer et du silicium avant la mise en solution ; a) image électronique, b) distribution du fer et c) distribution du silicium.

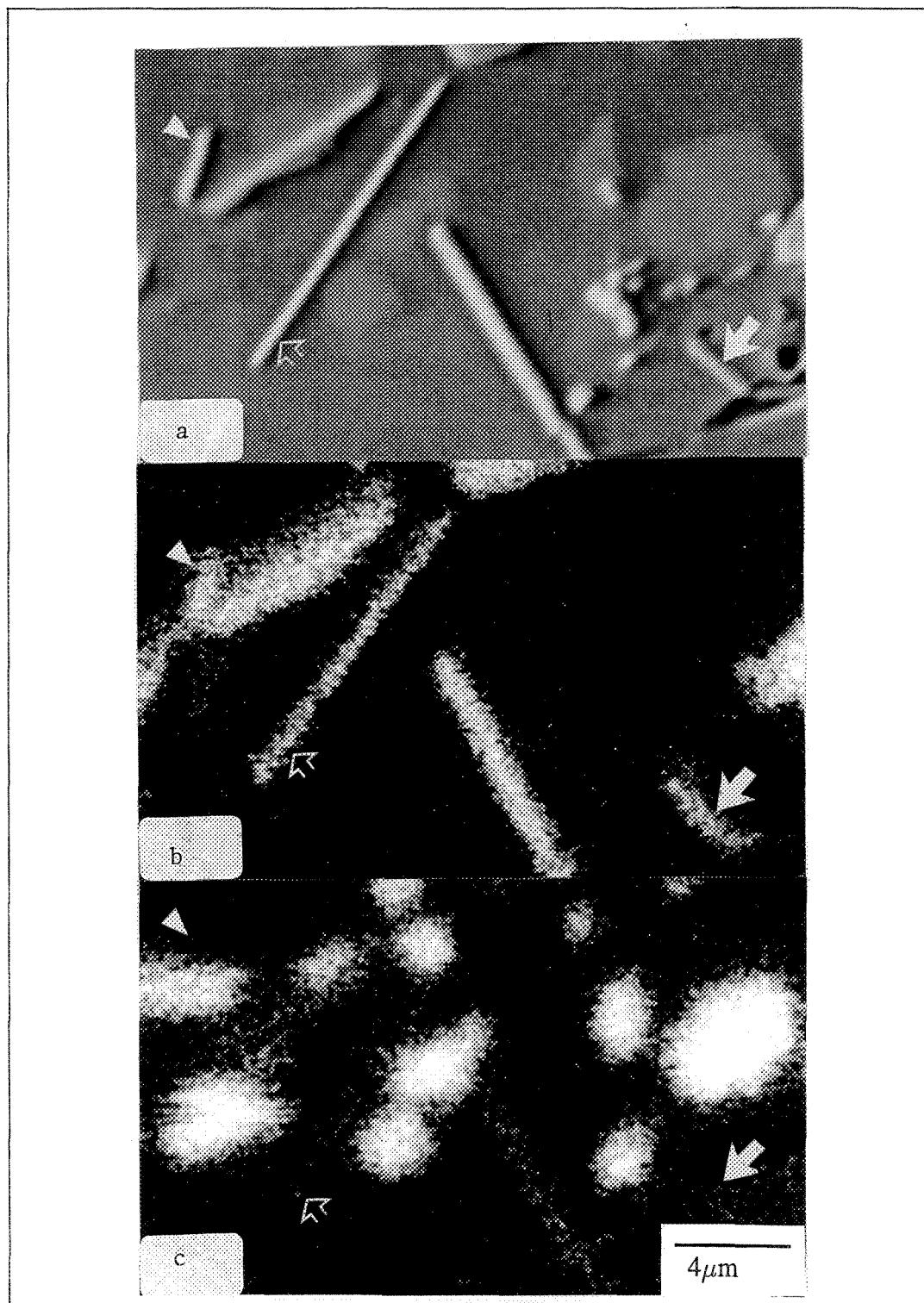


Figure 68 Dissolution du fer et du silicium dans la phase β après 100 heures de mise en solution ; a) image électronique, b) distribution du fer et c) distribution du silicium.

fer et du silicium dans les aiguilles/plaquettes où ces deux éléments sont présents en quantités équivalentes. Après 100 heures de mise en solution, on note à la figure 68 l'absence du silicium dans les fragments de la phase de fer. Ceci indique qu'il y a décomposition de la phase β -Al₅FeSi en Al₆Fe. Ce mécanisme est présenté schématiquement à la figure 69.

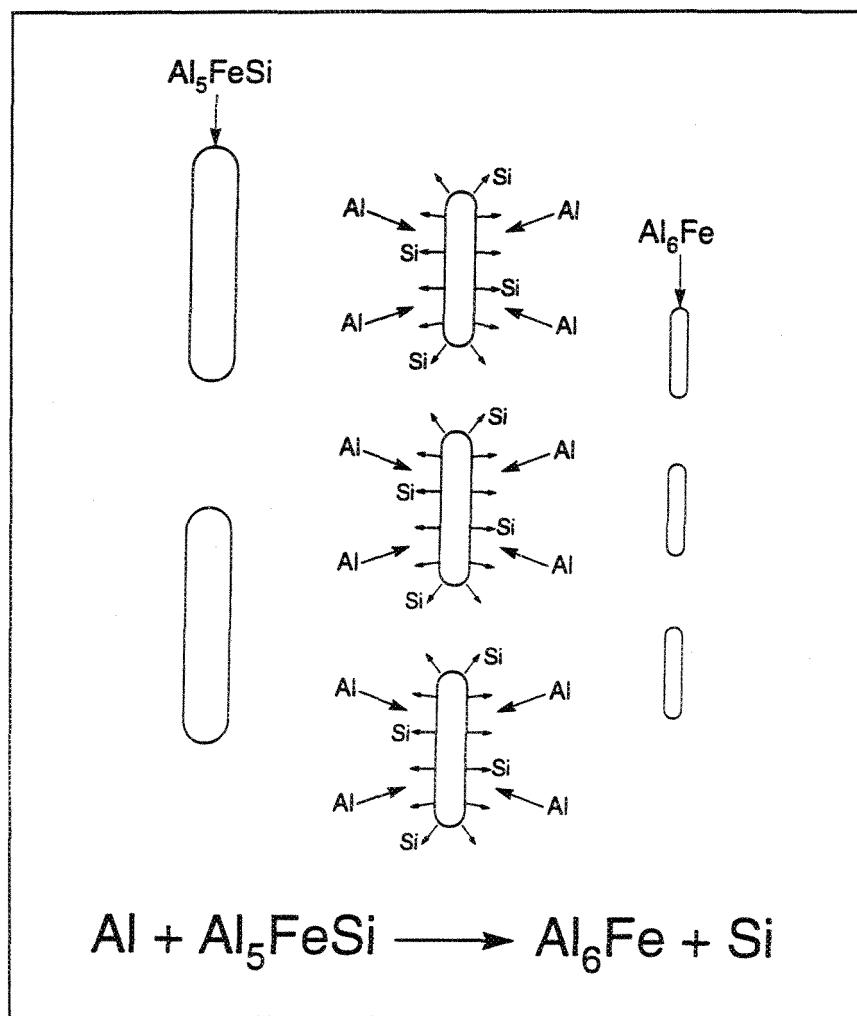


Figure 69 Représentation schématique du mécanisme de décomposition de la phase β -Al₅FeSi durant le traitement de mise en solution à 540°C.

CHAPITRE 7

ÉTUDE DE LA MICROSTRUCTURE ET DU MODE DE RUPTURE

CHAPITRE 7

ÉTUDE DE LA MICROSTRUCTURE ET DU MODE DE RUPTURE

7.1 INTRODUCTION

Le chapitre qui suit se consacre à l'étude des principales caractéristiques de la microstructure pouvant expliquer les variations dans les propriétés mécaniques observées au chapitre 5 et ce, en fonction des éléments alliés et de la durée du traitement de mise en solution. L'étude se concentre principalement sur les alliages à haute teneur (Fe ~ 1.5%) c'est-à-dire aux compositions G2F, E2F et E2F2S. Tel que mentionné au chapitre 3, les échantillons pour l'analyse métallographique ont été coupés dans des régions éloignées de la déformation plastique.

7.2 MICROSTRUCTURE

7.2.1 Porosités

Tel qu'illustré à la figure 22 se rapportant aux radiographies, le titre élevé en fer (1.5%) dans l'alliage G2F entraîne la formation de retassures concentrées dans la partie centrale des échantillons, ce qui affaiblit les propriétés mécaniques, spécialement la ductilité. Un exemple de ce type de retassure est montré à la figure 70(a). Comme on peut l'observer, la

formation de ramifications ou branches attachées à la phase β , étant donné la teneur en fer de 1.5%, rend le métal liquide incapable de remplir complètement tous les espaces se situant à proximité de ces zones où les aiguilles/plaquettes sont de forme plus complexes. L'addition de Sr entraîne une réduction importante dans la taille des retassures en provoquant la fragmentation^{25, 26} de la phase β pré-eutectique, comme le montre la figure 70(b). La flèche indique un exemple de microporosités formées par l'intersection de deux plaquettes.

L'addition de manganèse à l'alliage G2F selon un rapport Mn/Fe d'environ 0.7 (G2F2M), provoque l'élimination de la plupart des cavités par retassure en transformant la phase β en écriture chinoise (figure 71(a)), ce qui améliore nettement les propriétés mécaniques. L'effet combiné du manganèse et du chrome (G2F2MC) est présenté à la figure 71(b). Pour cet alliage, le fer précipite presque en totalité en plaquettes ségrégées grossières, plus spécialement en phases dites en forme d'étoile^{14, 37}. À partir des figures 71(a) et 71(b), il apparaît évident que la fraction volumique de ces deux types d'intermétalliques est très élevée. Par conséquent, l'amélioration observée dans les propriétés mécaniques pour les alliages G2F2M et G2F2MC est davantage occasionnée par la réduction dans le pourcentage de porosités plutôt que par la transformation de la phase β à α (écriture chinoise ou plaquettes ségrégées).

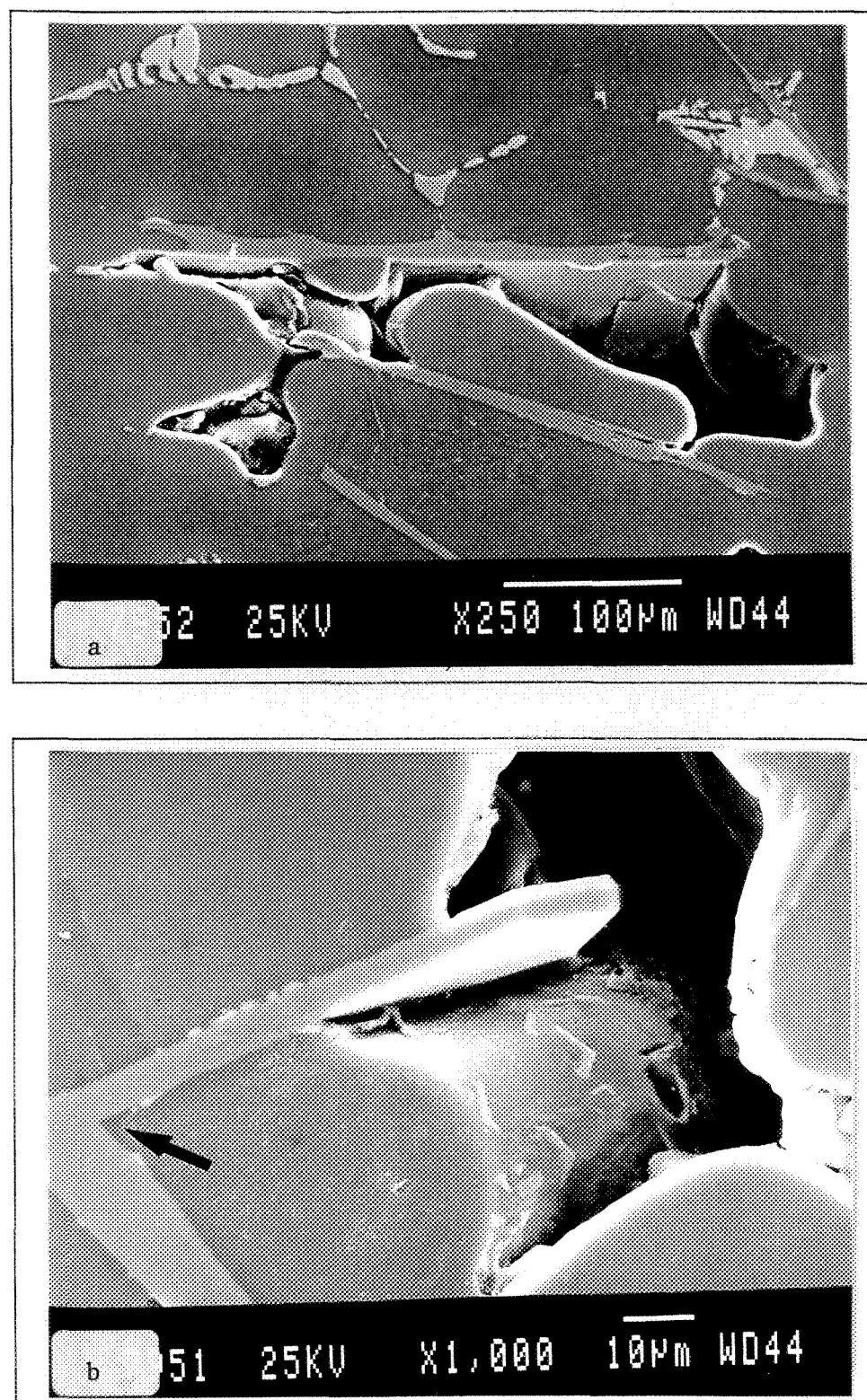


Figure 70 Présence de cavités par retassure ; a) alliage G2F et b) alliage G2FS2.

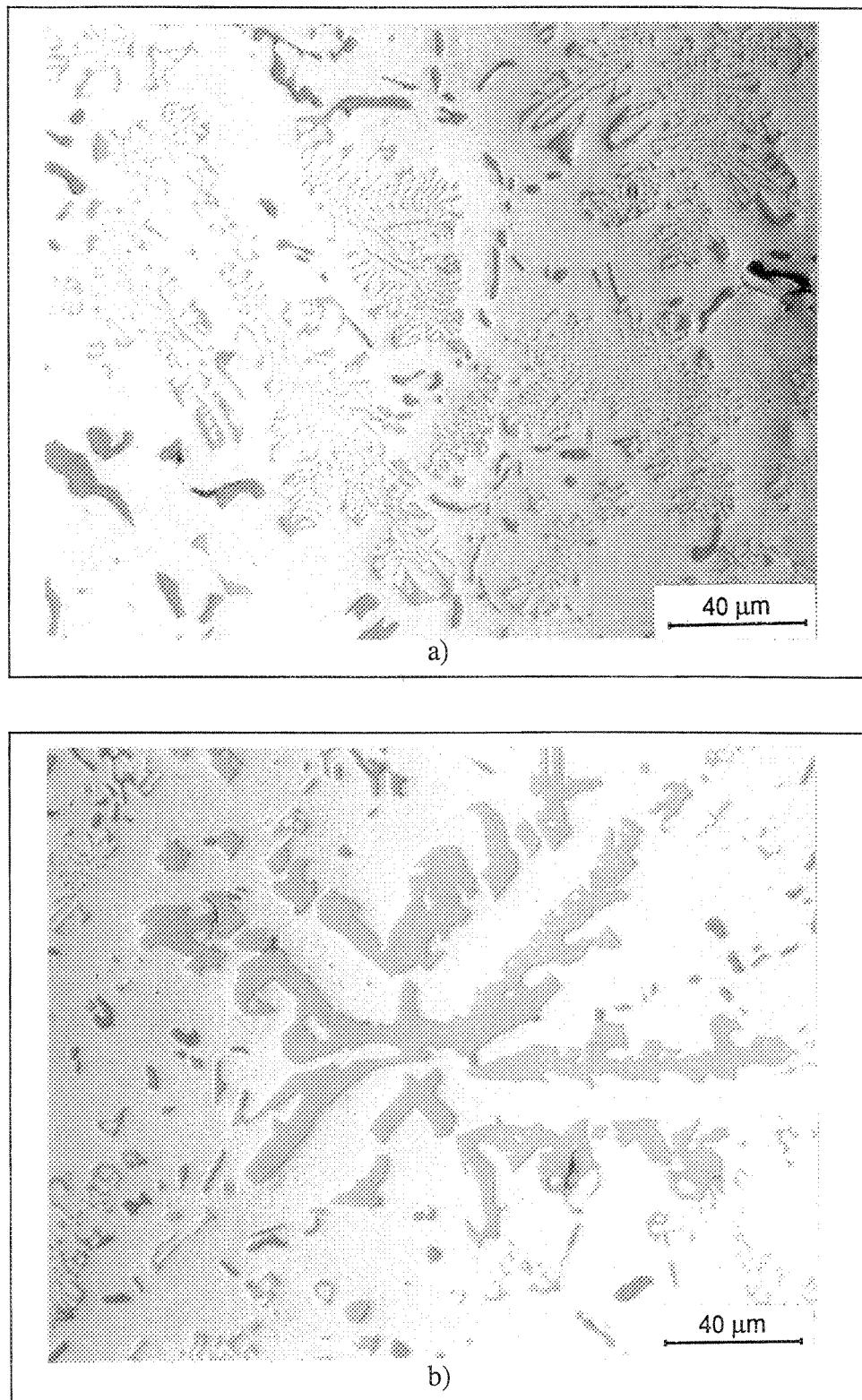


Figure 71 Absence de cavités par retassure ; a) alliage G2F2M et b) alliage G2F2MC.

7.2.2 Caractéristiques de la phase β -Al₅FeSi

7.2.2.1 Effet des éléments alliés

Tel que présenté au tableau 4, l'alliage de base G contient 0.4% Fe et 0.1% Mn. L'utilisation du moule métallique STAHL, qui permet d'obtenir des taux de solidification élevés (~ 8-10°C/s), entraîne la transformation des aiguilles/plaquettes en écriture chinoise et entourée par des particules de silicium eutectique (figure 72(a)). Également, on peut constater que l'ajout de strontium à l'alliage G (200 ppm), soit la composition GS2, engendre la précipitation de la phase β plutôt que la phase α (écriture chinoise), comme l'illustre la figure 72(b). Pour ce cas, la phase β -Al₅FeSi est séparée des régions renfermant le silicium eutectique. En conséquence, il est raisonnable de supposer que les aiguilles/plaquettes sont formées à la fin de la réaction eutectique (post-eutectique). Ainsi, le silicium restant dans le métal liquide à la fin de la solidification est assez concentré pour favoriser l'augmentation de la teneur en cet élément et ce, par la formation de la phase β (rapport Fe/Si ~ 1). Ce phénomène peut être interprété en terme d'une durée de réaction eutectique plus courte dans le cas des alliages modifiés avec le strontium comparé à l'alliage non-modifié.

L'effet de l'augmentation du titre en fer de 0.4% à 1.3% est présenté à la figure 73(a). Des aiguilles possédant de longues ramifications sont fréquemment observées pour l'alliage G2F. Tel qu'attendu, l'addition de 200 ppm Sr (G2FS2) provoque la fragmentation de ces longues aiguilles.

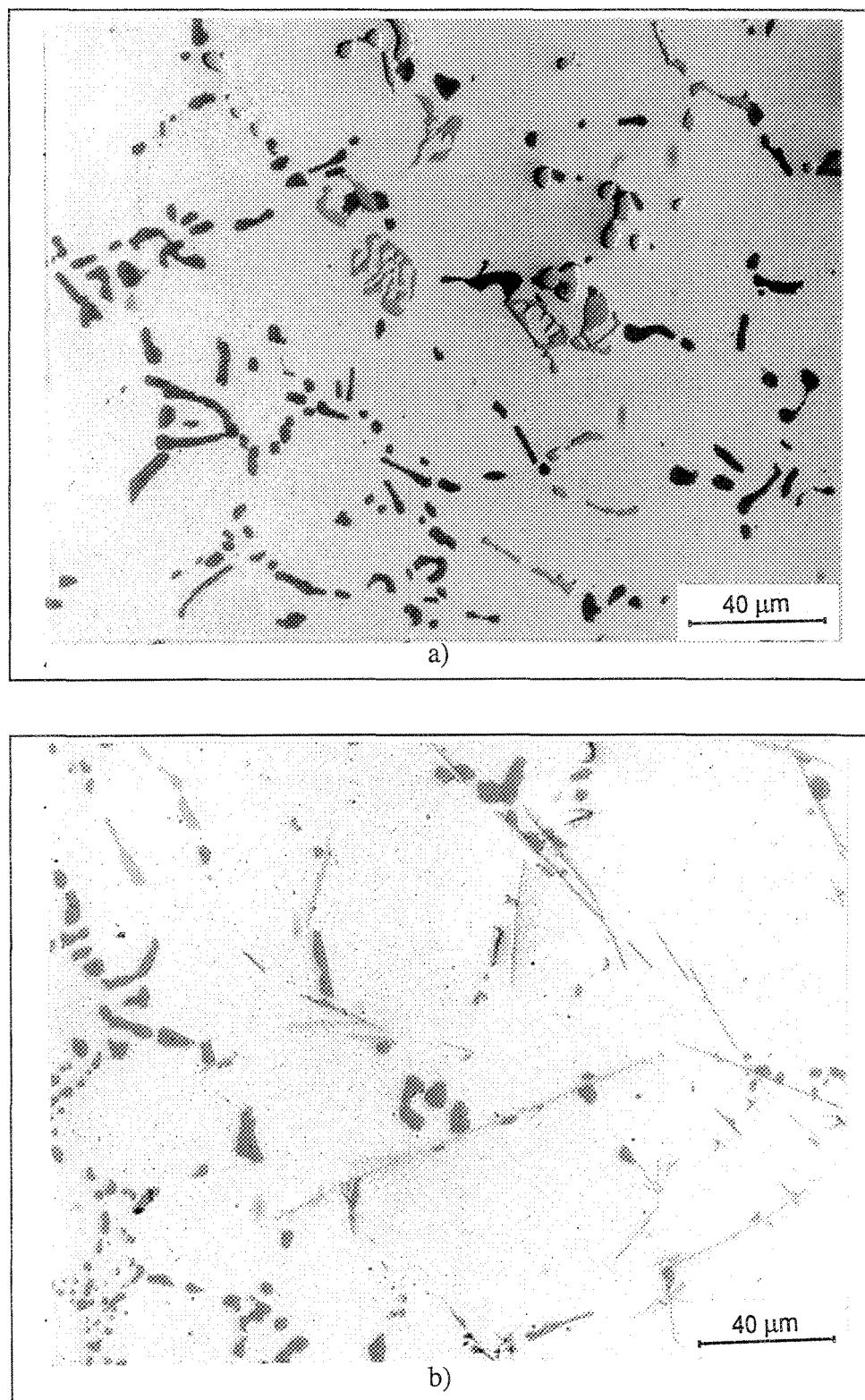
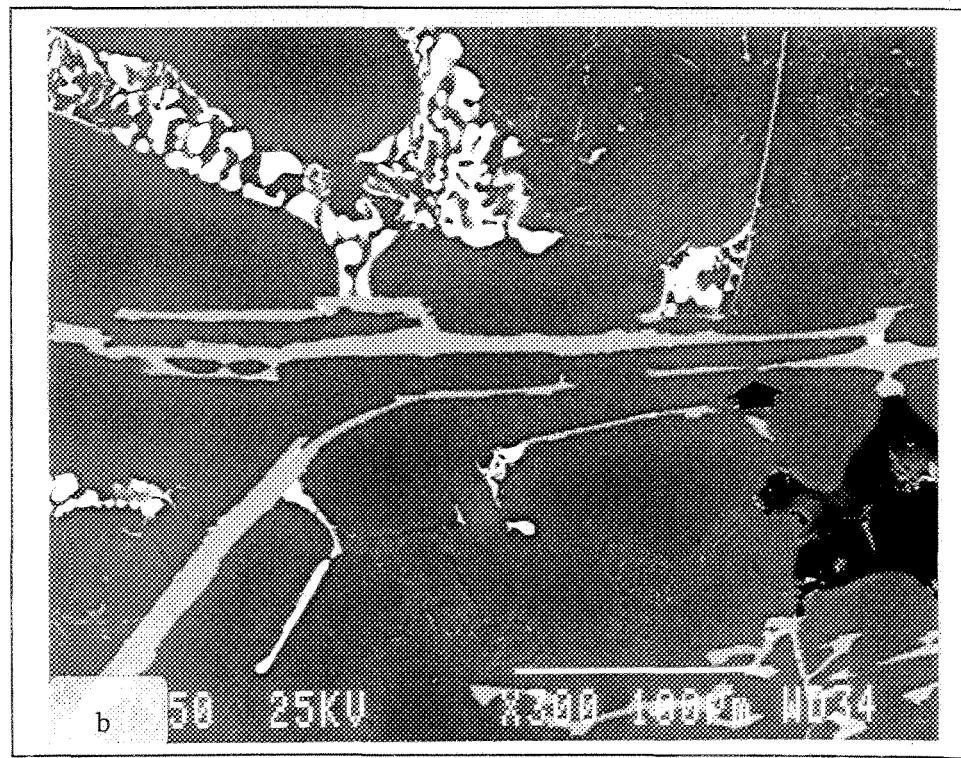
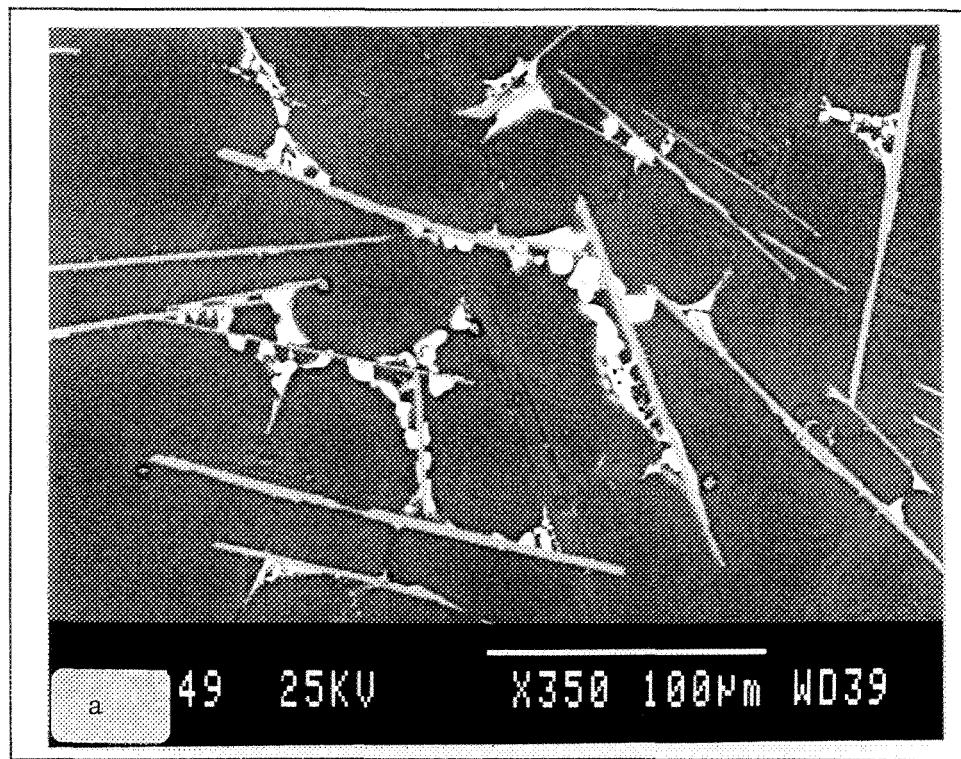


Figure 72 Microstructure des intermétalliques ; a) alliage G ($\text{Sr} < 3 \text{ ppm}$) et b) alliage GS2 ($\sim 200 \text{ ppm Sr}$).



À la figure 73(b), la flèche indique la réduction importante dans l'épaisseur des plaquettes, étant donné la diffusion des atomes de fer vers la matrice d'aluminium (α -Al). On peut aussi remarquer pour la même microstructure, la présence d'irrégularités se situant sur les côtés des aiguilles (flèche blanche). L'augmentation de la concentration en strontium de 200 à 400 ppm (G2F2S) a pour effet d'amincir la phase β , ce qui combiné à la fragmentation^{25, 26}, contribue à réduire considérablement la fraction surfacique de cette même phase (figure 73(c)).

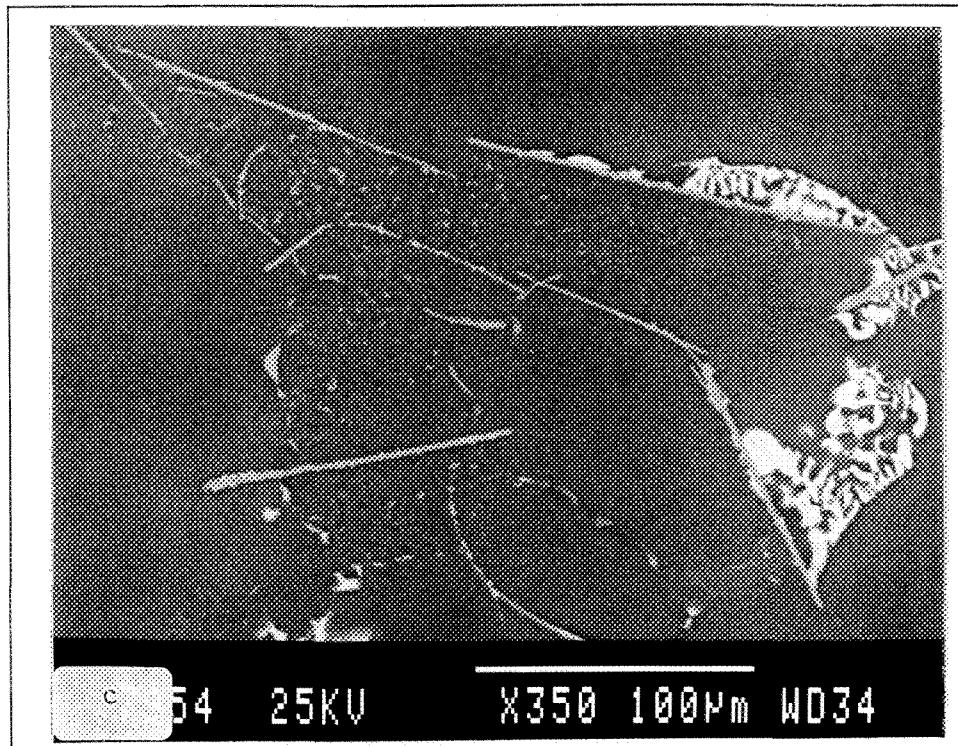
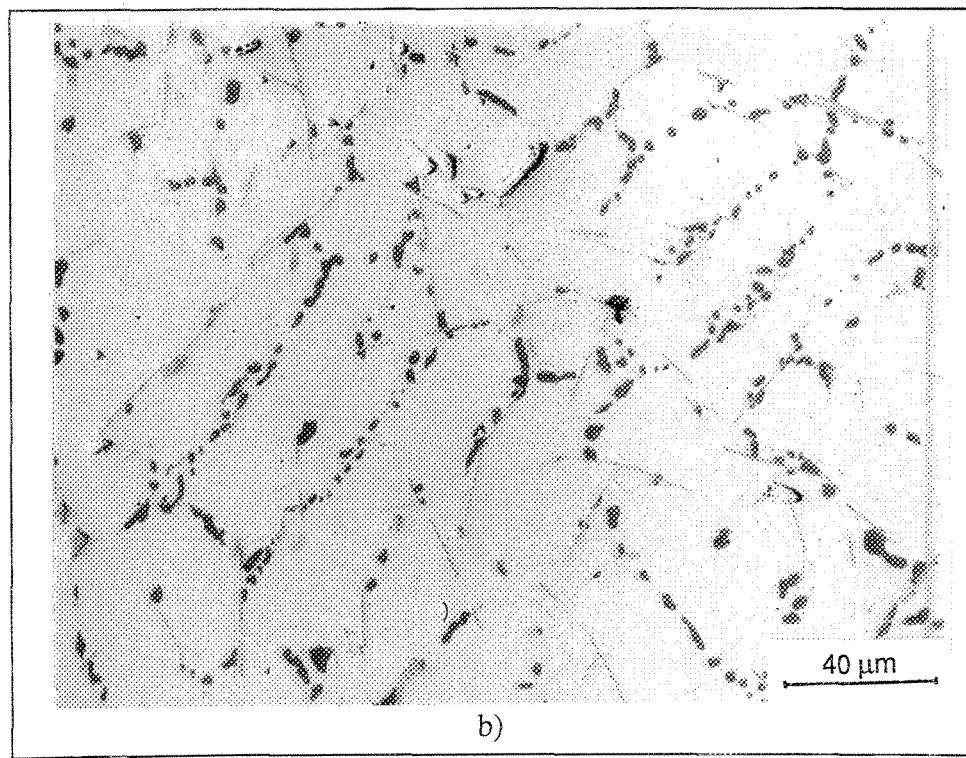
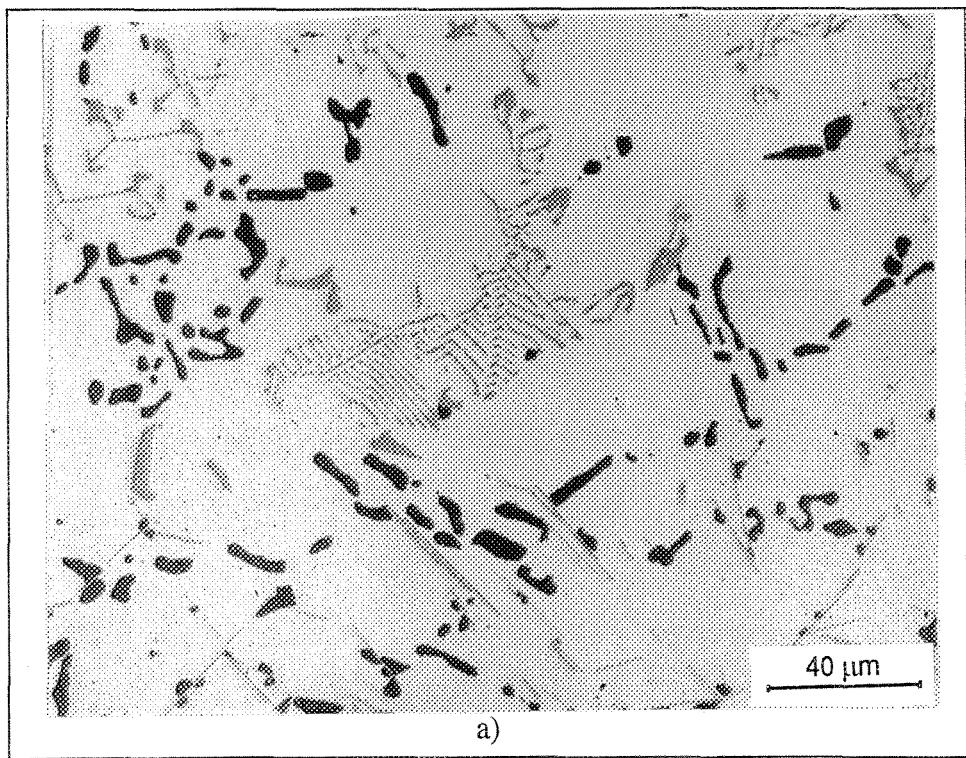


Figure 73 Effet du Sr sur la fragmentation et la dissolution de la phase β -Al₅FeSi ; alliage a) G2F, b) G2FS2 et c) G2F2S.

L'ajout d'environ 0.13% Be à l'alliage G2F entraîne la précipitation de la phase intermétallique de type $\text{Al}_3\text{Fe}_2\text{BeSi}$ qui prend la forme d'écriture chinoise caractérisée par un faible espace dendritique (distance entre deux dendrites consécutives), comme l'illustre la figure 72(a). De plus, le beryllium s'avère un puissant agent de modification sur la phase β en diminuant la teneur en fer résiduel ce qui défavorise la précipitation d'aiguilles grossières comme celles présentées à la figure 73(a). Comme le montre la figure 74(b), l'efficacité du Be est améliorée en présence de strontium, c'est-à-dire pour l'alliage G2FS2B, où très peu d'aiguilles sont observées. L'élévation de la teneur en Sr, soit environ 400 ppm (G2F2SB) engendre une surmodification^{27, 53, 54} ce qui cause le grossissement de la phase β , comme l'affiche la figure 74(c). Pourtant, même sous ces conditions, la longueur moyenne de la phase β pré-eutectique est inférieure à celle de l'alliage G2F, tel que mentionné au chapitre 6.

L'augmentation de la teneur en Mn à 70% de celle du fer (G2F2M) convertie en totalité la phase β en phase $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe, Mn,})_3\text{Si}_2$ ou écriture chinoise comme le montre la figure 75(a). L'addition de chrome, soit 0.1% en présence de Mn (G2F2MC), favorise la précipitation complète du fer en plaquettes ségrégées, soit en phases dites en formes d'étoile^{14, 37}. Les plaquettes ségrégées sont reliées avec la phase en écritures chinoises (figure 75(b)). Ceci indique que ces deux phases ont pratiquement la même composition chimique ($\text{Al}_{15}(\text{Fe, Mn, Cr})_3\text{Si}_2$) et la même structure cristalline (cubique).



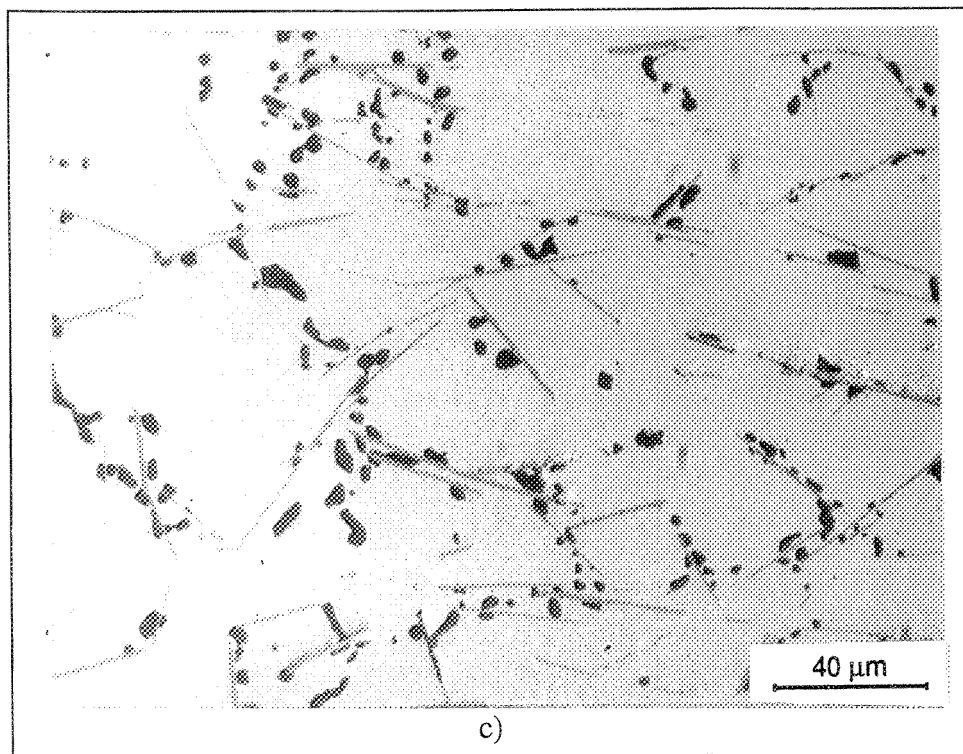


Figure 74 Effet du beryllium et du beryllium + strontium sur la phase β ; alliage a) G2FB, b) G2FS2B et c) G2F2SB.

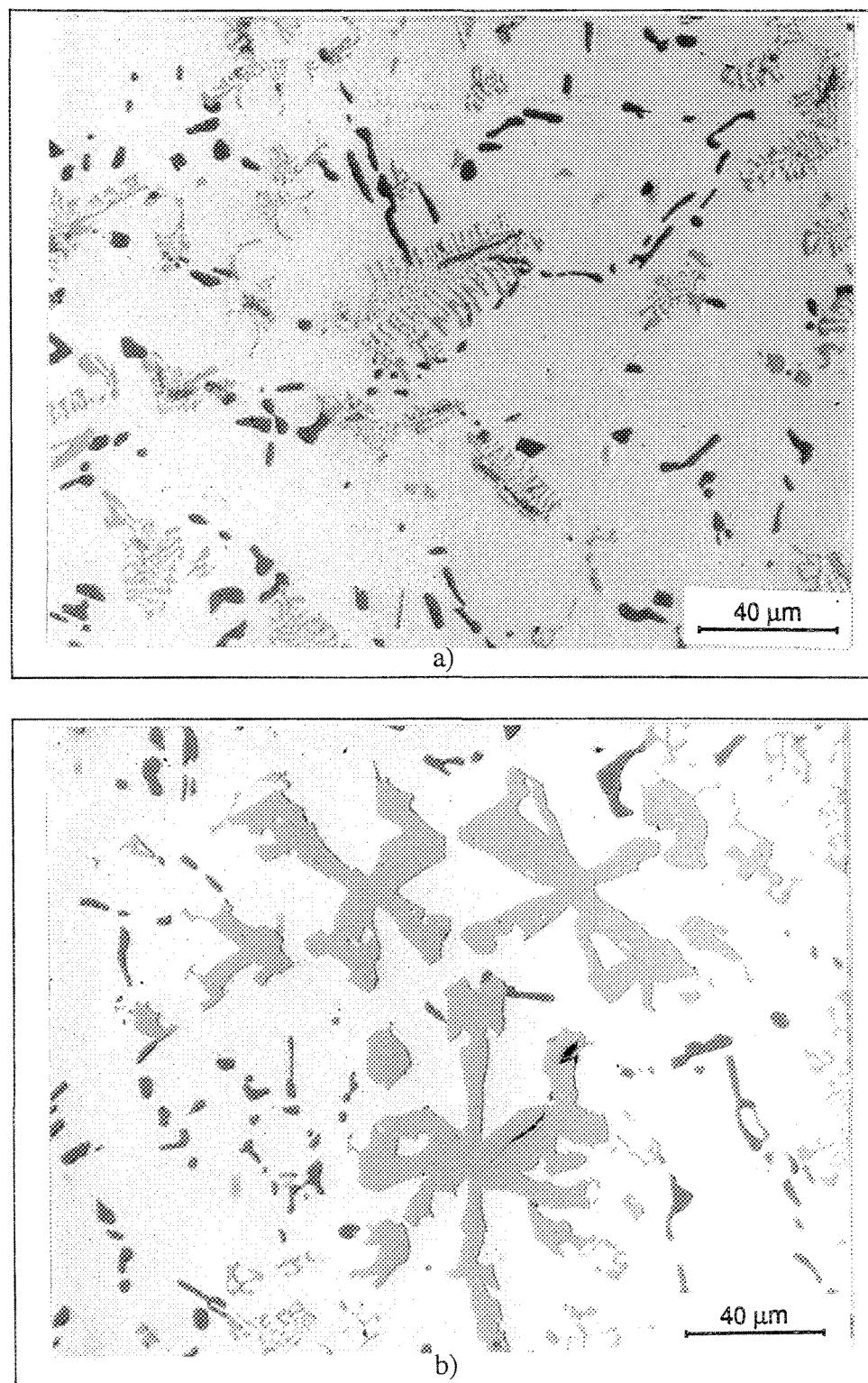


Figure 75 Effet du Mn et du Mn + Cr sur la formation d'intermétalliques ; a) alliage G2F2M (écriture chinoise) et b) alliage G2F2MC (plaquettes ségrégées).

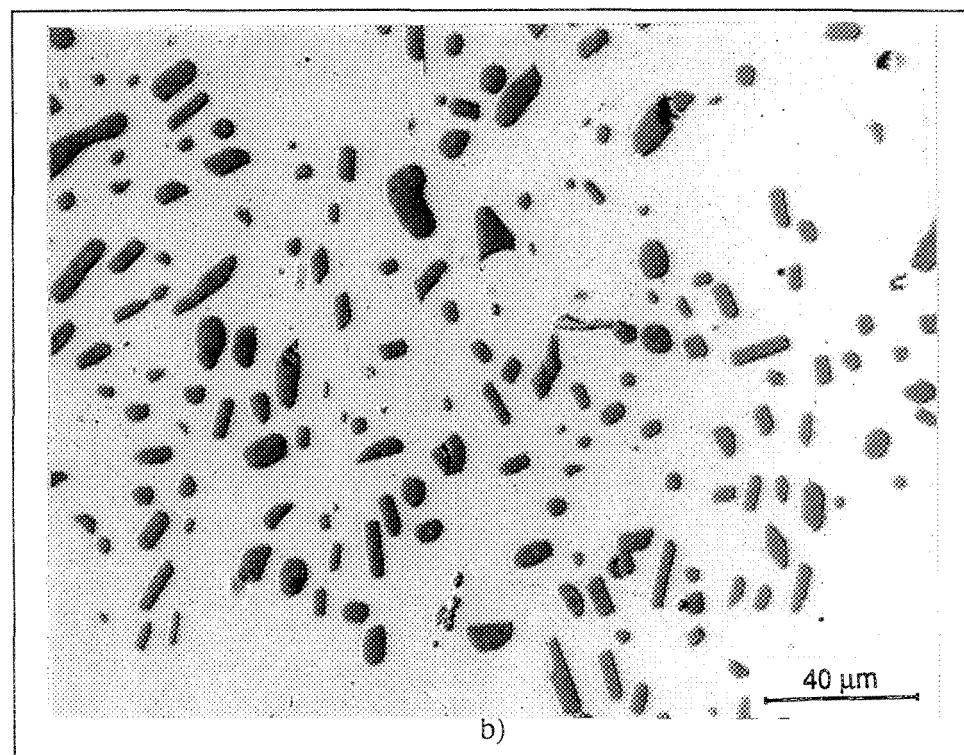
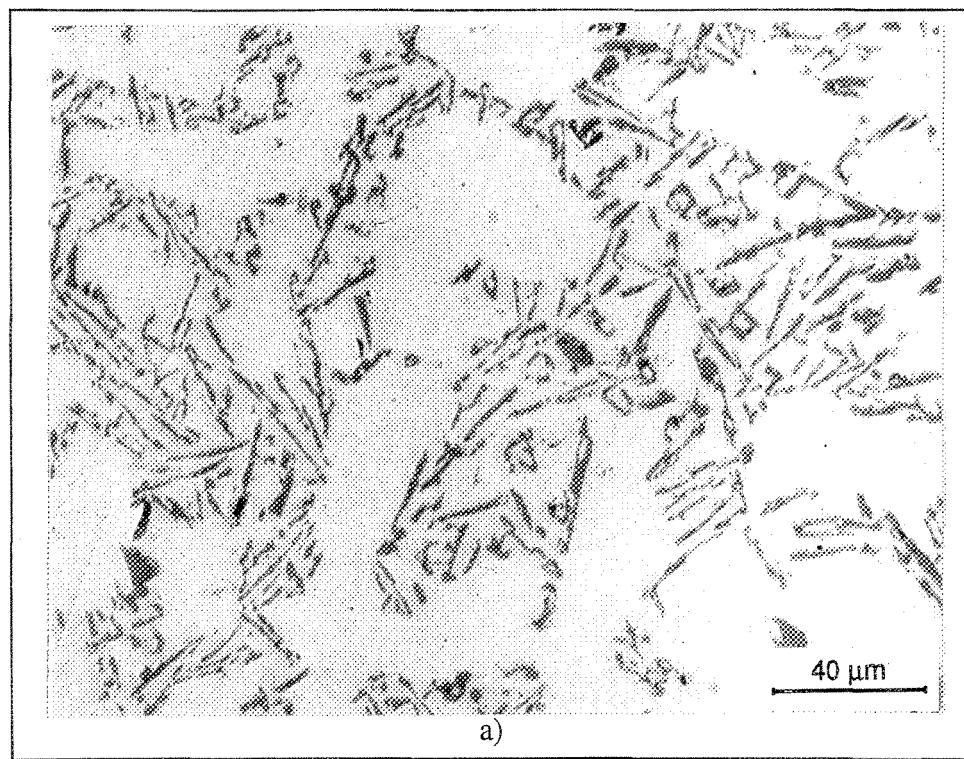
7.3.2.2 Effet de la durée de mise en solution (M.E.S)

1) Effet sur le silicium eutectique

La figure 76(a) illustre la microstructure de l'alliage eutectique non-modifié (E) après coulée, de composition Al-13%Si-0.35%Mg-0.03%Fe. Pour cet alliage, on remarque que le silicium eutectique précipite sous la forme de particules aciculaires et fibreuses (modification partielle). Après seulement 10 heures de M.E.S à 540°C, on remarque la sphéroïdisation du silicium tandis qu'après 30 heures (figure 76(b)) et 60 heures (figure 76(c)), on constate qu'il y a grossissement de ce même élément ce qui contribue à accroître la fraction volumique de la matrice d'aluminium (α -Al). Ceci explique donc pourquoi la ductilité des alliages ayant subi 10 et 30 heures de M.E.S est supérieure.

L'addition d'une dose excessive de strontium (~ 400 - 450 ppm) à l'alliage eutectique après coulée, soit E2F2S provoque la formation de l'intermétallique de type $\text{Al}_4\text{Si}_2\text{Sr}^{27}$. Ce type d'intermétallique prend la forme d'aiguilles très minces et courbées comme le montre la figure 77(a). Également, il faut préciser que l'intermétallique de type $\text{Al}_4\text{Si}_2\text{Sr}$ reste indissoluble et persiste même pour des durées de M.E.S supérieures à 60 heures.

Tel que le présentent les figures 77(a), 77(b) et 77(c) se rapportant à l'alliage E2F2S ayant subi respectivement 0, 30 et 60 heures de M.E.S, on constate que le grossissement et la coalescence des particules de Si eutectique est plus rapide comparativement aux alliages non-modifiés. Ces derniers montrent d'ailleurs une densité du silicium inférieure aux alliages modifiés.



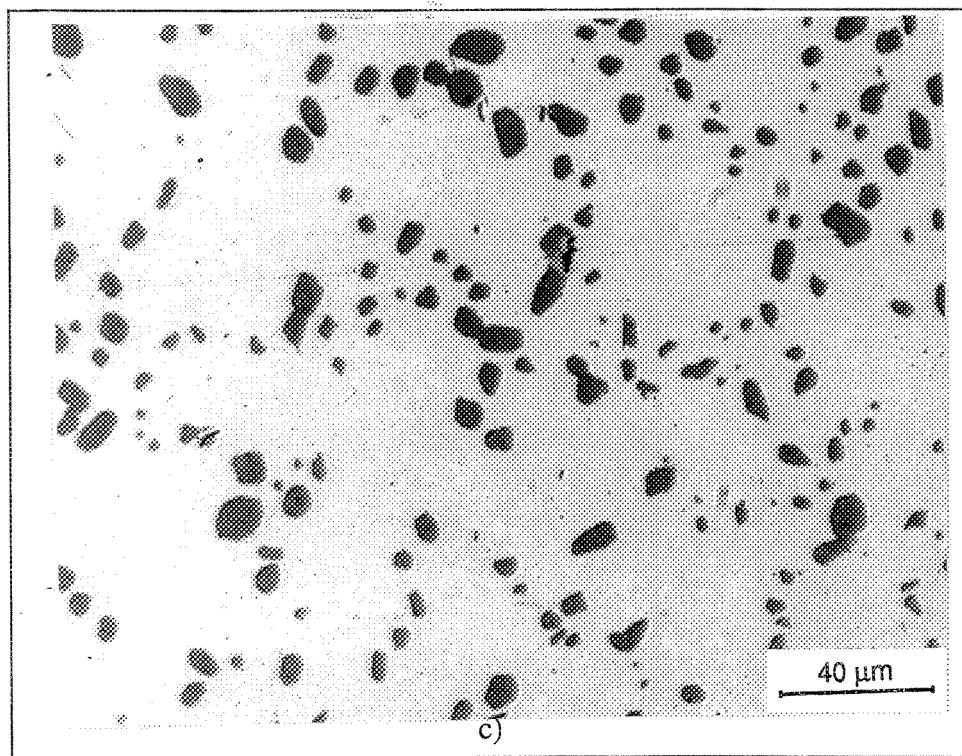


Figure 76 Changement de morphologie du silicium (alliage E) durant le traitement de M.E.S ; a) après coulée, b) 30 h , c) 60 h.

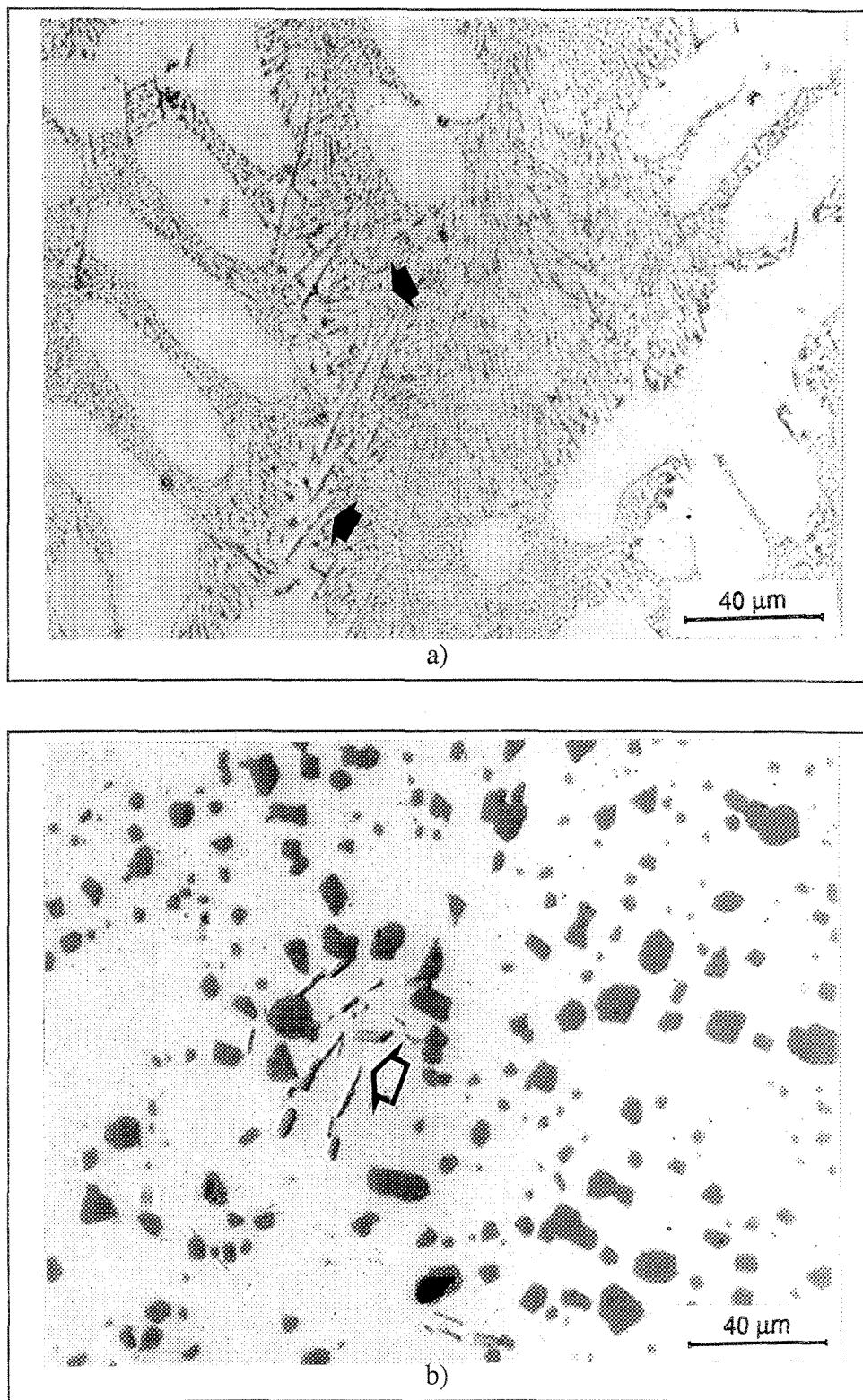


Figure 77 Changement de morphologie du silicium (alliage E2S) durant le traitement de M.E.S ; a)après coulée, b)30h, c)60h.

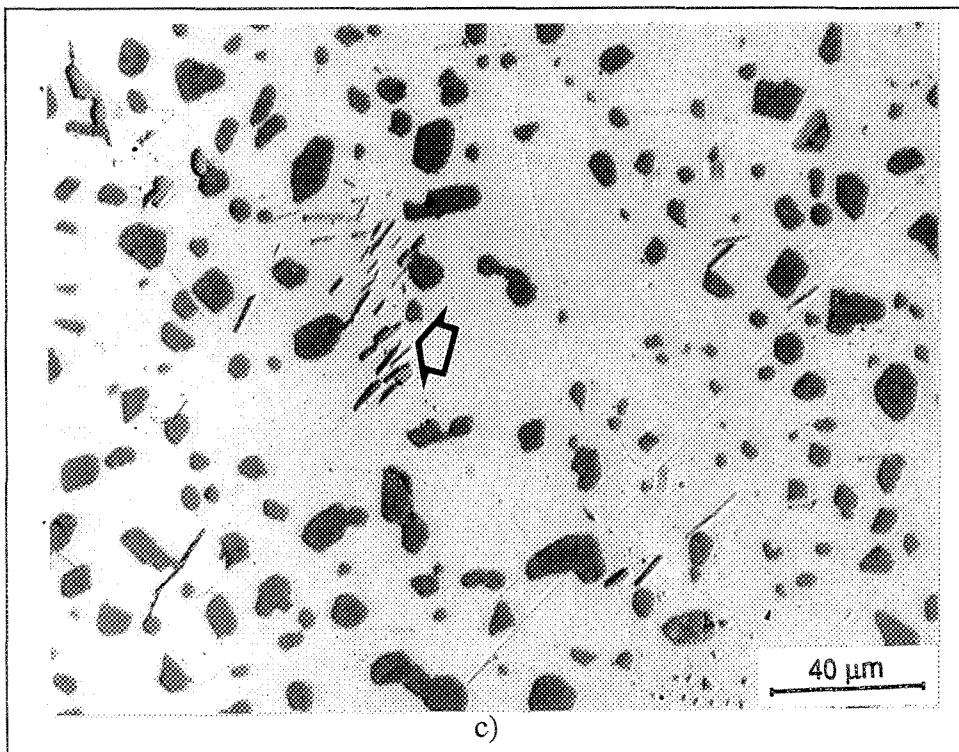


Figure 77

2) Effet sur la phase β -Al₅FeSi

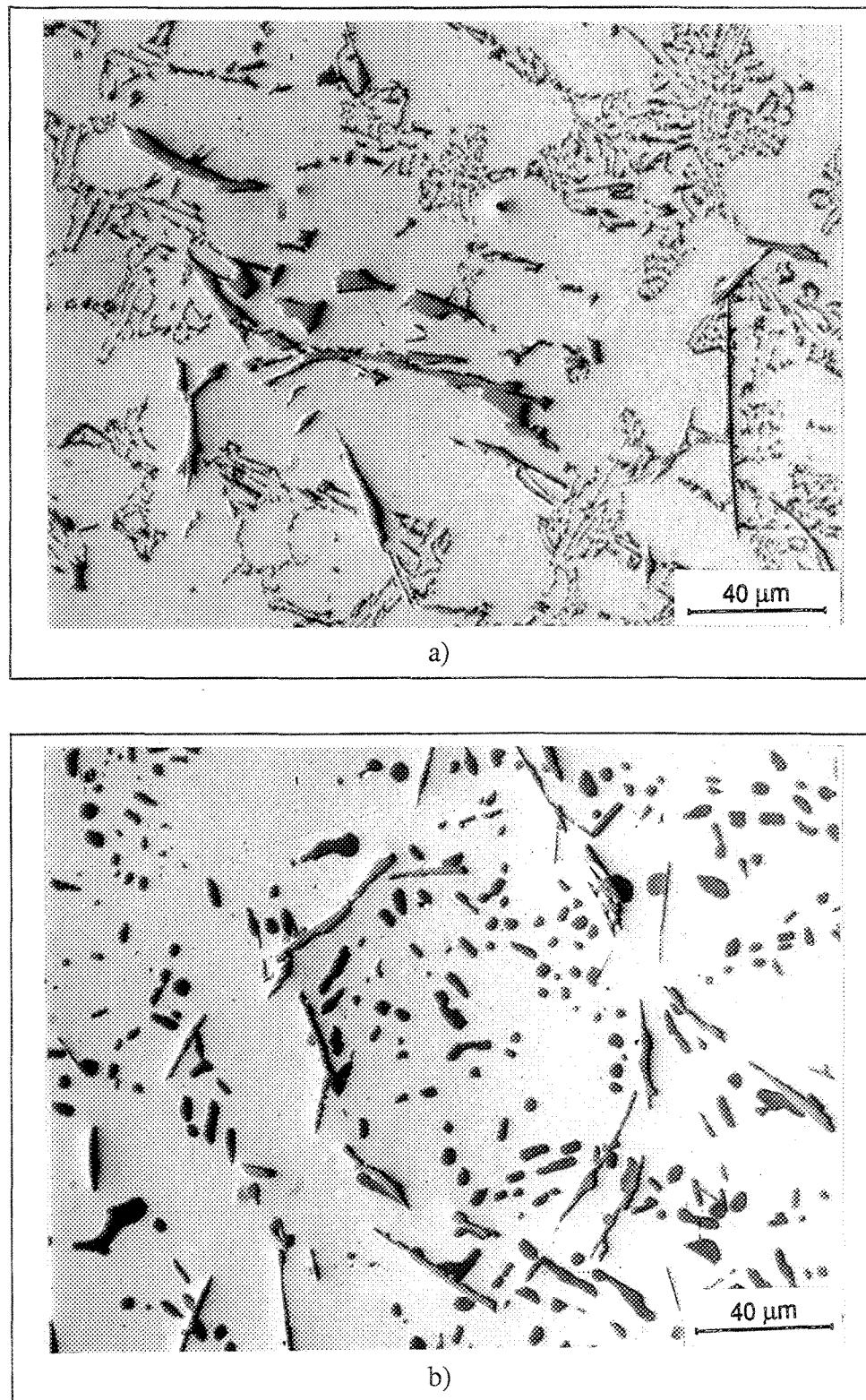
La figure 78(a) correspond à l'alliage de composition Al-13%Si-0.35%Mg-1.5%Fe (E2F) pour la condition après coulée. La présence d'aiguilles/plaquettes longues et épaisses est évidente dans la microstructure. Une durée de M.E.S de 10 heures cause la sphéroïdisation complète des particules de silicium eutectique et la fragmentation partielle de la phase β , comme l'illustre la figure 78(b). L'augmentation de la durée de M.E.S à 30 heures entraîne le grossissement du silicium accompagné par la décomposition de la phase β en aiguilles encore plus petites. Tel que l'affiche la figure 78(c), la dimension de ces fragments est inférieure à celle du silicium. Après 100 heures de M.E.S, la microstructure

est composée de particules de silicium grossières et de phases β -Al₅FeSi très fines (figure 78(d)).

La microstructure de l'alliage E2S après coulée est illustrée à la figure 79(a). Il apparaît évident que la modification par le Sr, pour l'alliage à haute teneur en fer permet de fractionner longitudinalement en deux parties les aiguilles/plaquettes. Cette dernière observation est beaucoup plus claire à la figure 79(b), où un agrandissement plus élevé est utilisé. Ce phénomène explique conjointement avec la fragmentation, la réduction dans la surface moyenne de la phase β pour les alliages modifiés, comparativement à ceux non-modifiés.

Les figures 80(a), 80(b) et 80(c) illustrent la dissolution des aiguilles/plaquettes dans la microstructure pendant le traitement de mise en solution, et ce pour des durées de M.E.S respectives de 10, 30 et 100 heures.

La dissolution de la phase β pendant le traitement de M.E.S présente une tendance similaire à celle rapportée pour l'alliage non-modifié. Cependant, puisque la longueur et l'épaisseur des aiguilles sont initialement plus faibles pour l'alliage modifié, la cinétique de dissolution pour ce dernier est donc plus rapide.



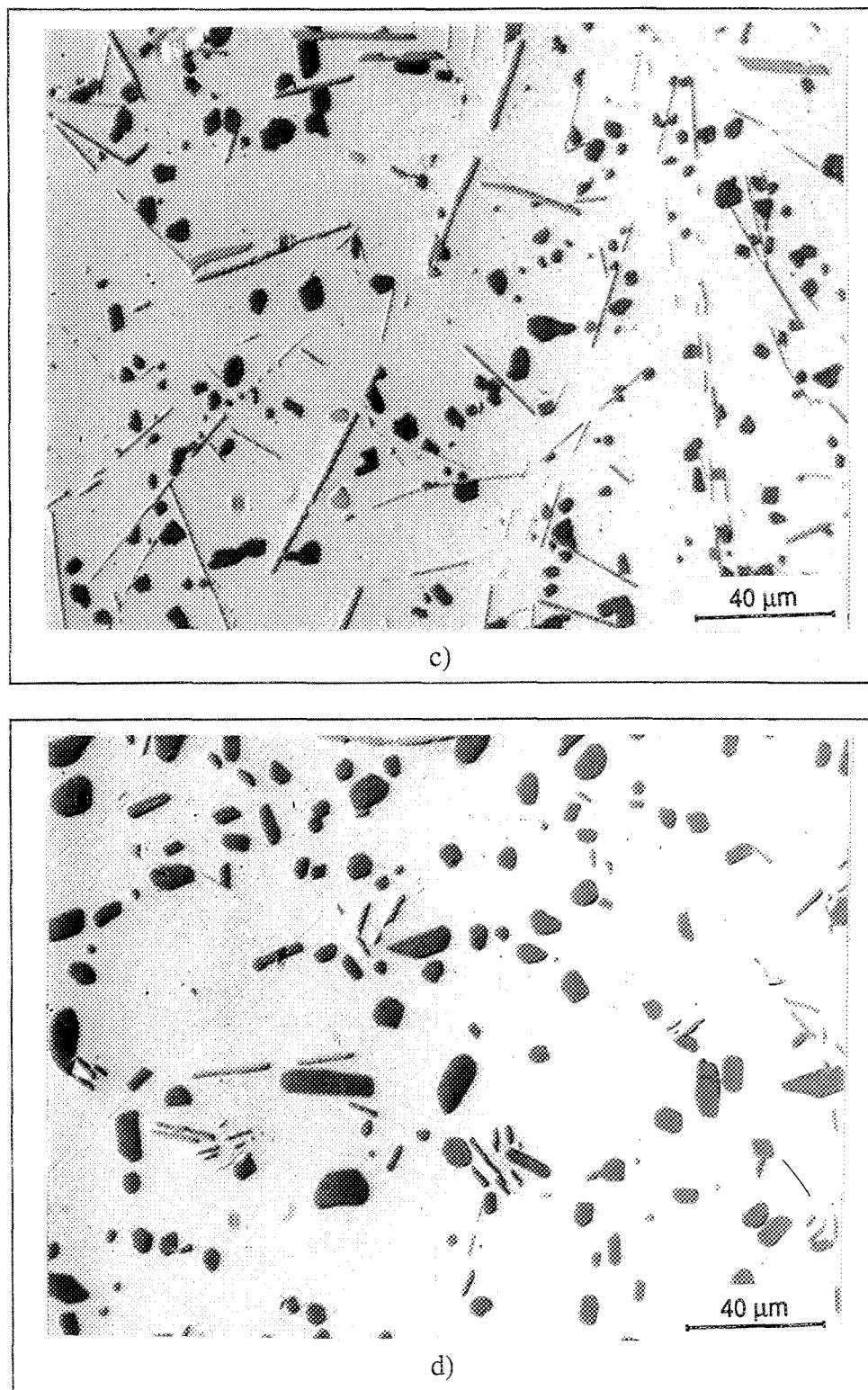


Figure 78 Dissolution de la phase β (alliage E) durant le traitement de mise en solution ; a) après coulée, b) 10 h, c) 30 h et d) 100 h.

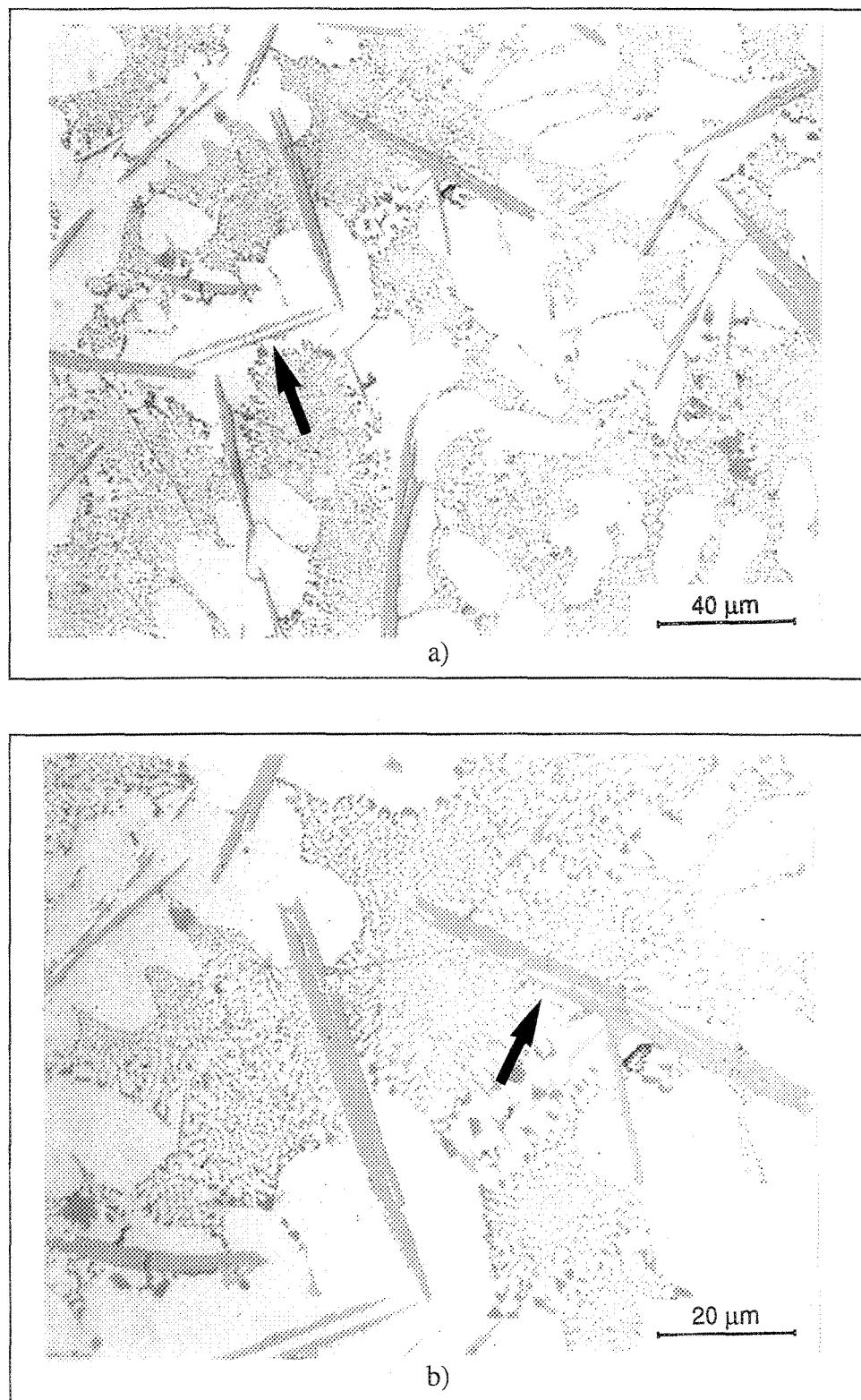
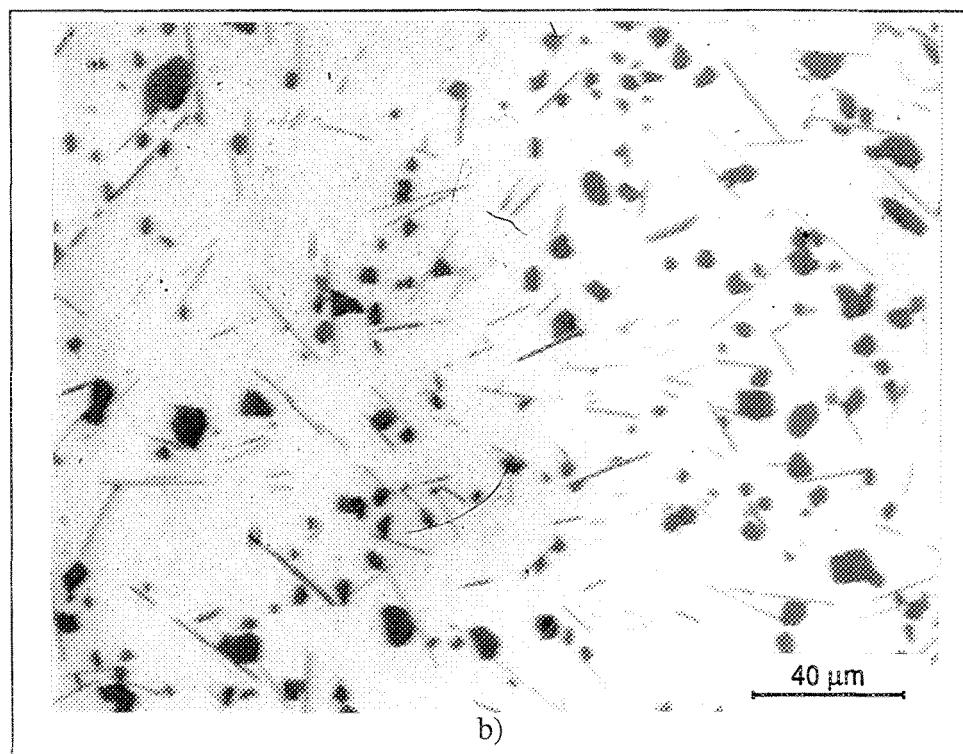
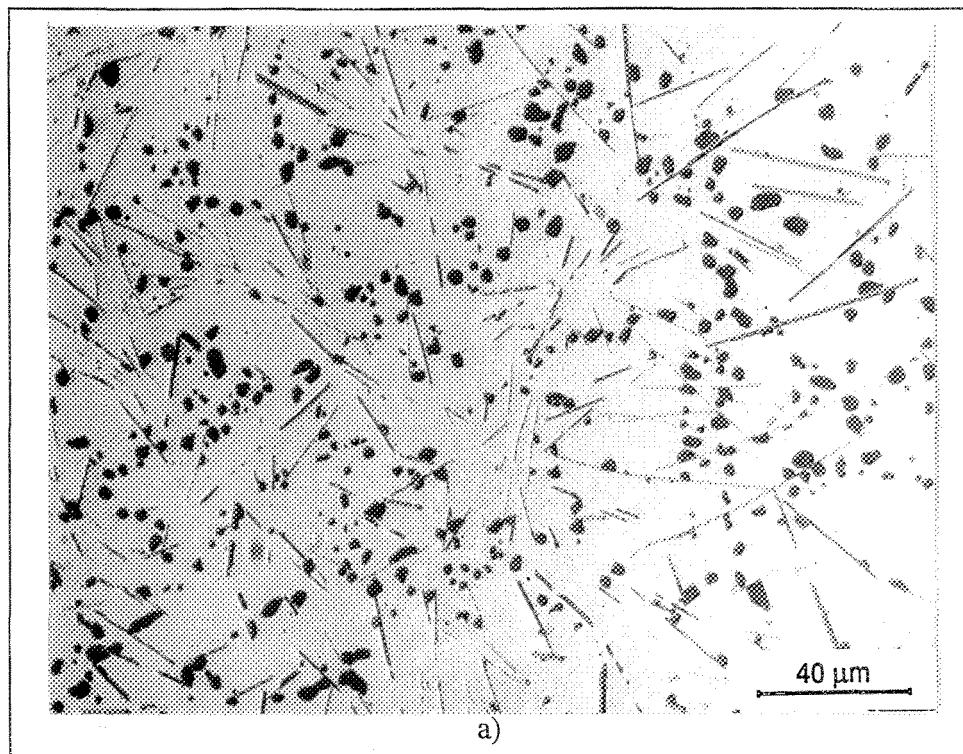


Figure 79 Sectionnement longitudinal des aiguilles pour la condition après coulée ; a) grossissement faible et b) élevé.



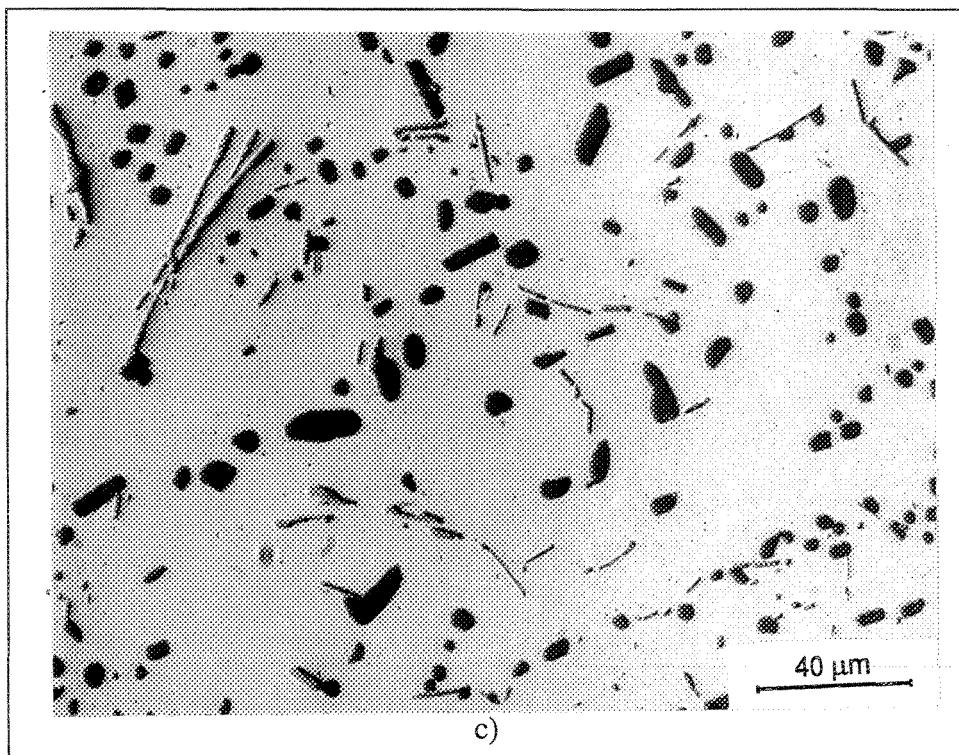


Figure 80 Dissolution des aiguilles/plaquettes pour l'alliage E2S durant le traitement de M.E.S après ; a) 10 h, b) 30 h et c) 100 h.

7.3 MODE DE RUPTURE

7.3.1 Effet des éléments alliés ; série G2F

Le mode de rupture pour la surface des échantillons de traction à été étudié au moyen du microscope électronique à balayage de type JEOL. La surface de rupture de l'alliage de base G est montrée à la figure 81 ; la formation d'une fossette (coupole) de très grande taille confirme la bonne ductilité de cet alliage. L'augmentation du titre en fer jusqu'à 1.5%, soit la composition G2F, a pour effet de fragiliser cet alliage (figure 82). Ainsi, le mode de rupture de ce dernier passe de transgranulaire à intergranulaire.

L'addition de strontium en faible concentration, c'est-à-dire environ 200 ppm (G2FS2), résulte en une amélioration de l'allongement à la rupture comme l'illustre la figure 83. La mince flèche indique la rupture de la phase β -Al₅FeSi tandis que la plus épaisse montre celle de la phase en écriture chinoise caractérisé par un espace dentritique rapproché.

L'effet de la transformation des aiguilles/plaquettes en plaquettes ségrégées par l'addition de Mn + Cr (G2F2MC) est présenté à la figure 84. Une large plaquette ségrégée dont le mode de rupture est initié par clivage est observable au centre de la micrographie, cette dernière étant entourée par une fossette de grande dimension.

La modification par le beryllium (alliage G2FB), comme l'affiche la figure 85, entraîne un mode de rupture à la fois intergranulaire (flèche A) et transgranulaire (flèche B). L'influence combinée du Be + Sr, présenté à la figure 86, résulte en un mode de rupture transgranulaire plus ou moins uniforme avec une fossette de très fine taille. Ce dernier alliage, soit G2FS2B, est d'ailleurs caractérisé par une résistance mécanique supérieure.

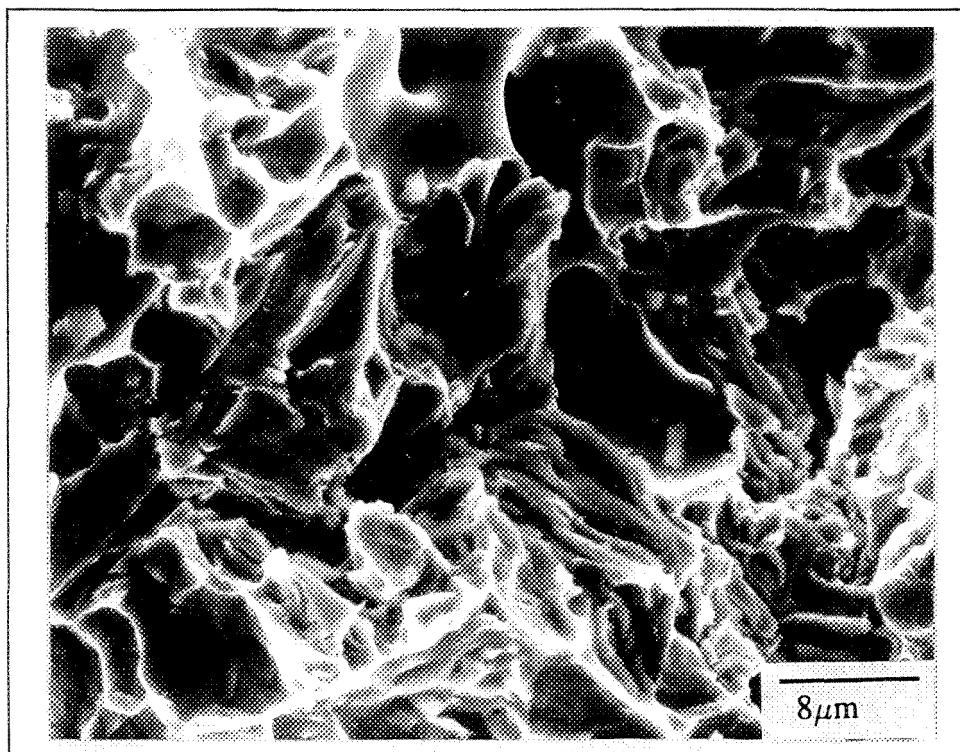


Figure 81 Surface de rupture de l'alliage de base G.

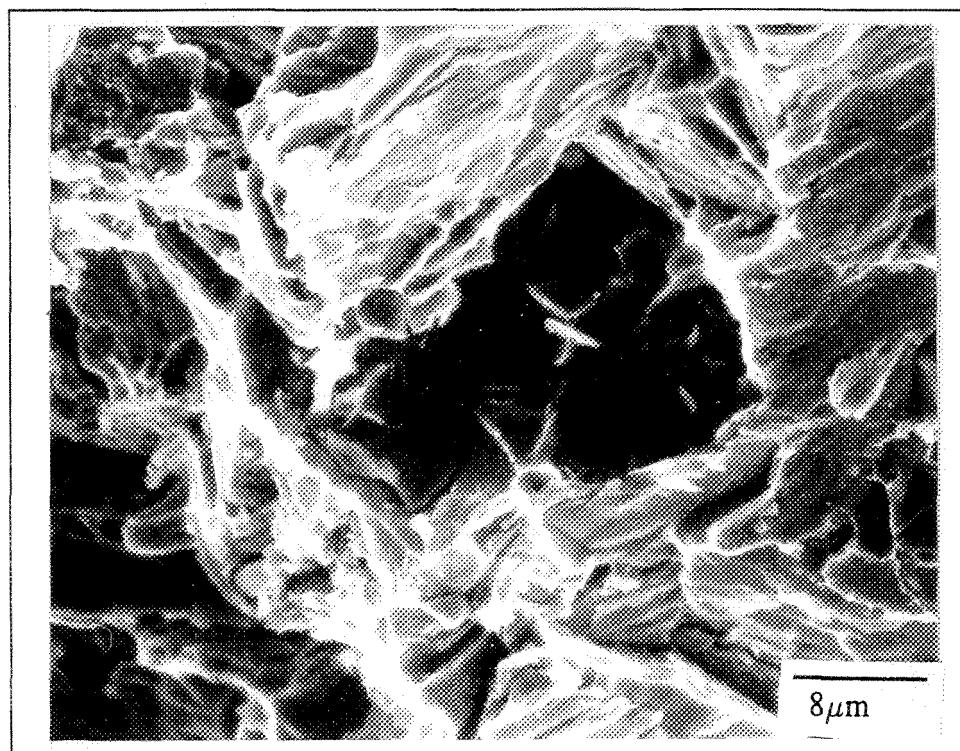


Figure 82 Surface de rupture de l'alliage G2F.

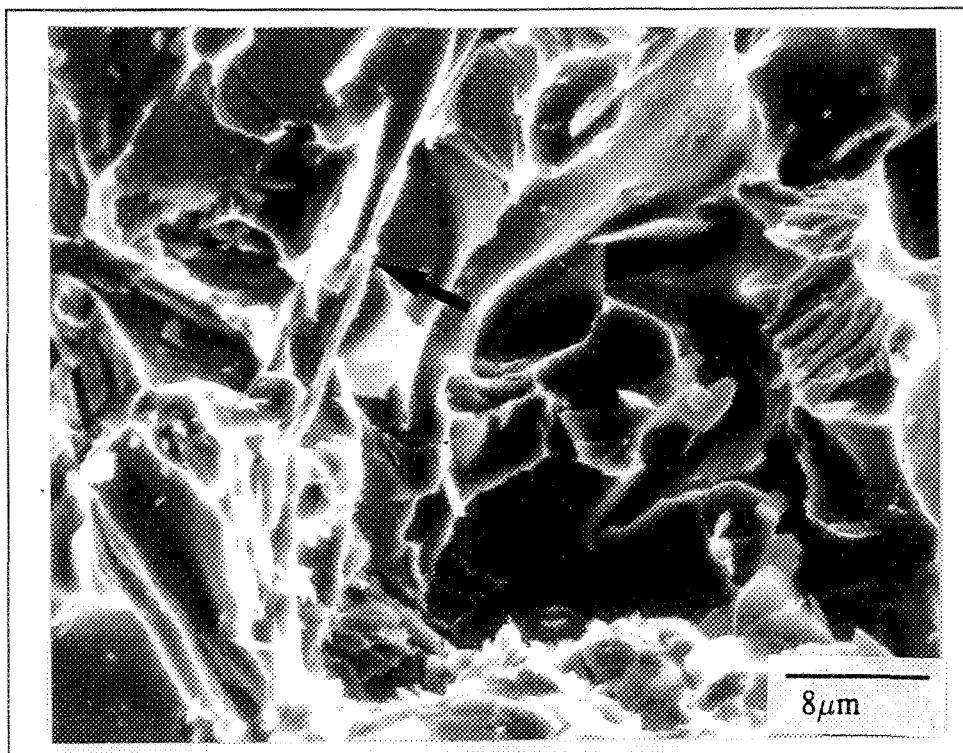


Figure 83 Surface de rupture de l'alliage G2F2S.

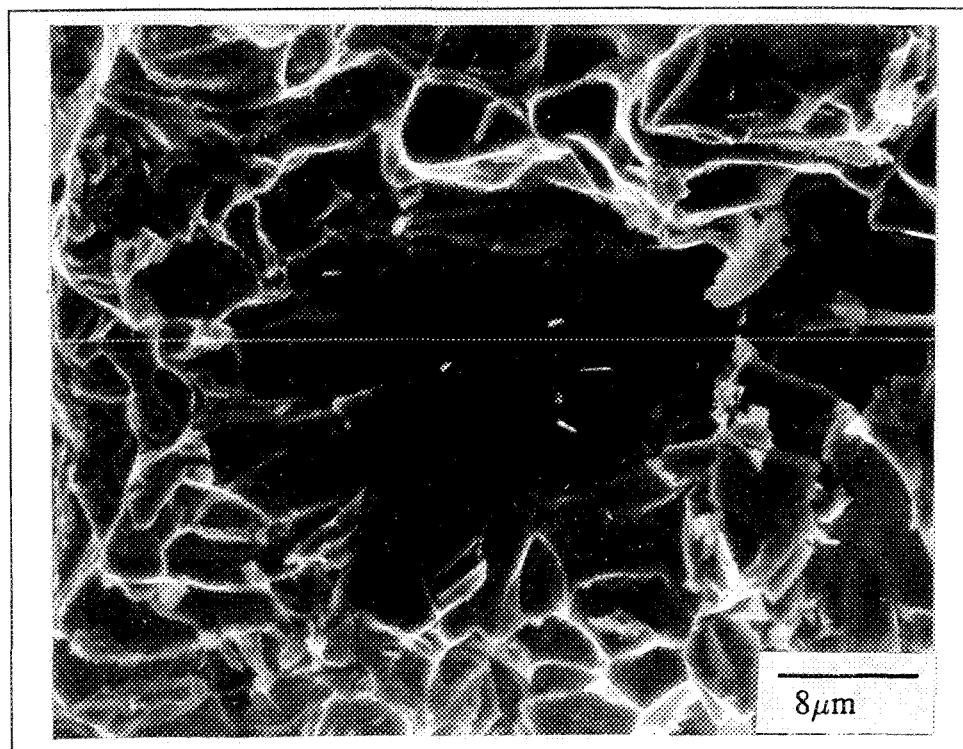


Figure 84 Surface de rupture de l'alliage G2F2MC.

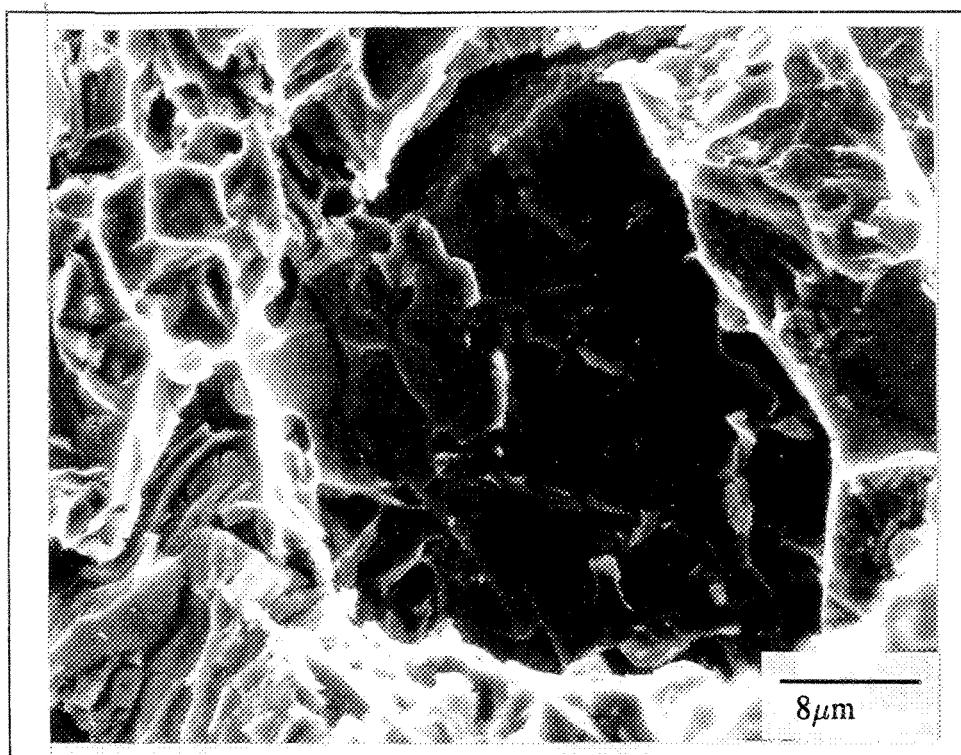


Figure 85 Surface de rupture de l'alliage G2FB.

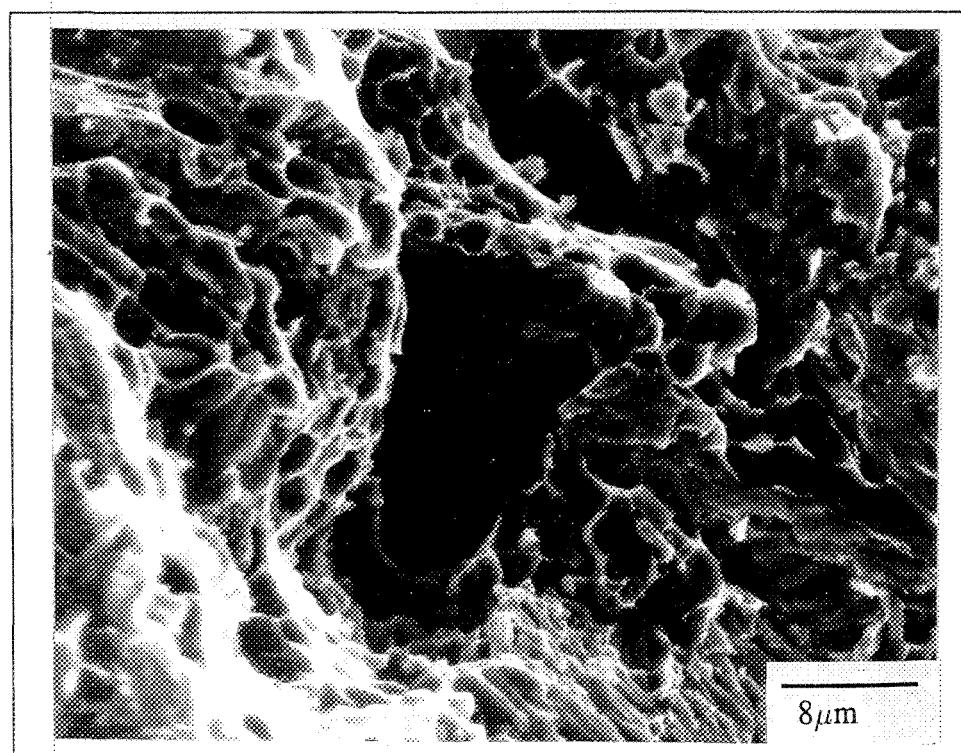


Figure 86 Surface de rupture de l'alliage G2FS2B.

7.3.2 Effet de la durée de mise en solution ; série E2F

La figure 87 correspond au mode de rupture de l'alliage E2F. Il est clair que les aiguilles/plaquettes de la phase β sont fragmentées à leur intérieur (indiqué par une flèche), plutôt qu'à l'interface matrice d'aluminium/phase β . En général, le clivage constitue le mécanisme principal de rupture. Ce comportement est grandement amélioré lorsque l'alliage E2F subit une durée de mise en solution de 30 heures à 540°C. La surface de rupture correspondante (figure 88) révèle la nature plus ductile de ce dernier alliage, soit E2F-30, où apparaissent plusieurs fossettes grossières. La taille et le nombre de ces fossettes sont nettement augmentés par une mise en solution de 100 heures, comme le montre la figure 89.

L'addition d'environ 400 ppm Sr à l'alliage E2F, c'est-à-dire la composition E2F2S, engendre la modification des particules de silicium et la fragmentation de la phase β . Pourtant, la nature de ce même alliage demeure fragile, comme l'indique la figure 90, où un clivage proéminent est présent. Comme pour le cas de l'alliage E2F, l'augmentation de la durée de mise en solution améliore de façon significative le mode de rupture par la formation d'une structure en forme de fossette, comme le montre la figure 91 (30 heures) et 92 (100 heures).

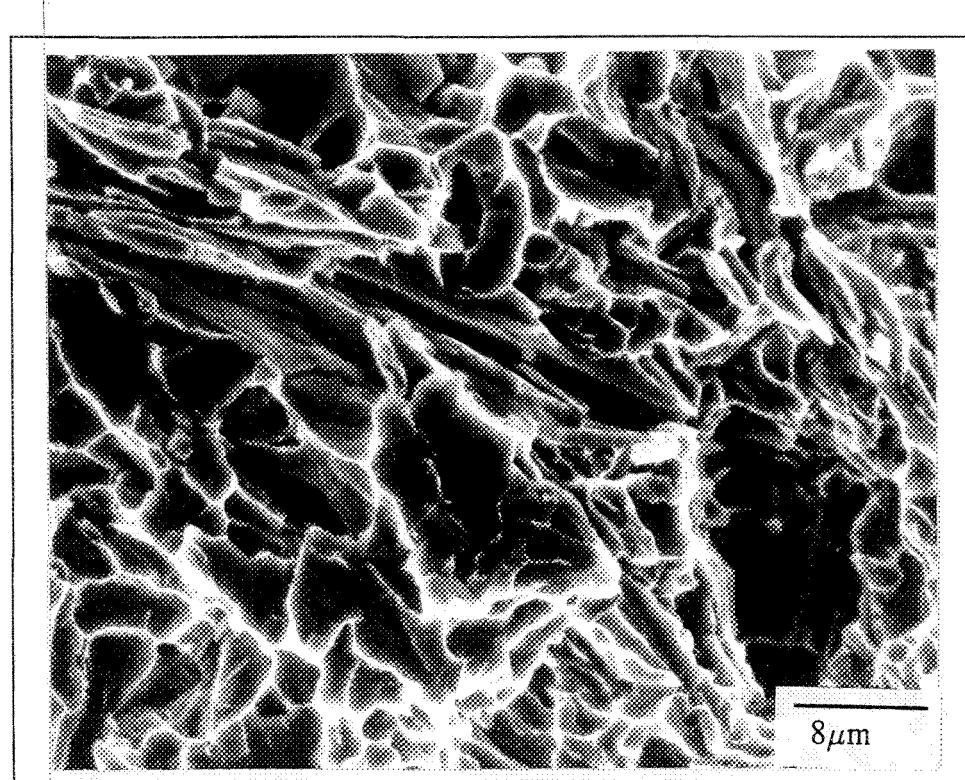


Figure 87 Surface de rupture de l'alliage E2F après coulée.

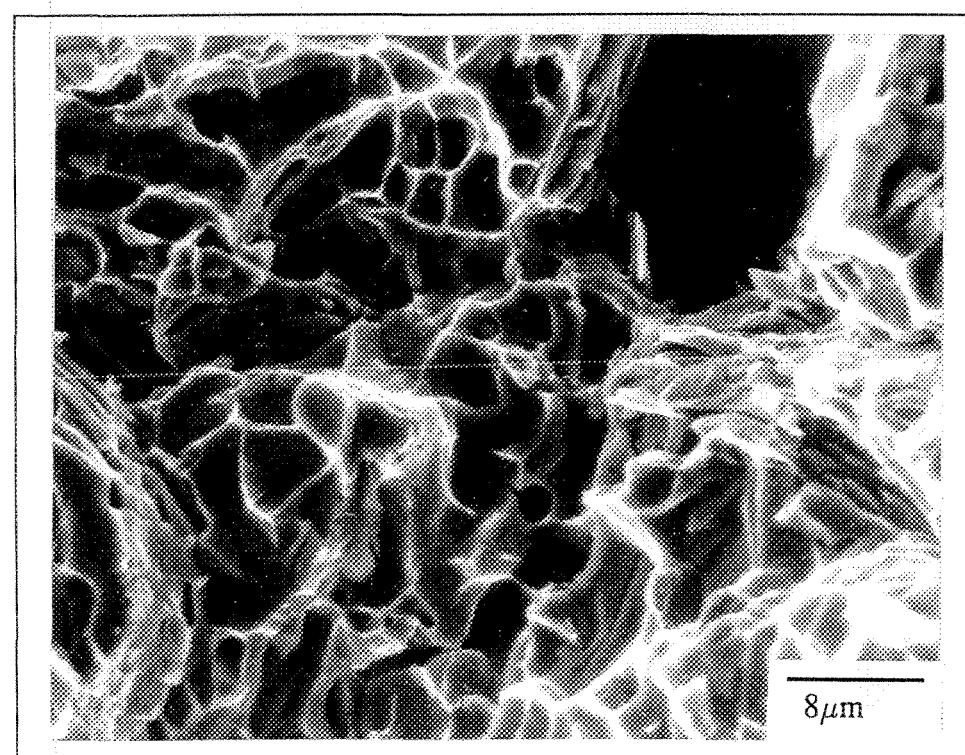


Figure 88 Surface de rupture de l'alliage E2F après 30 h de M.E.S.

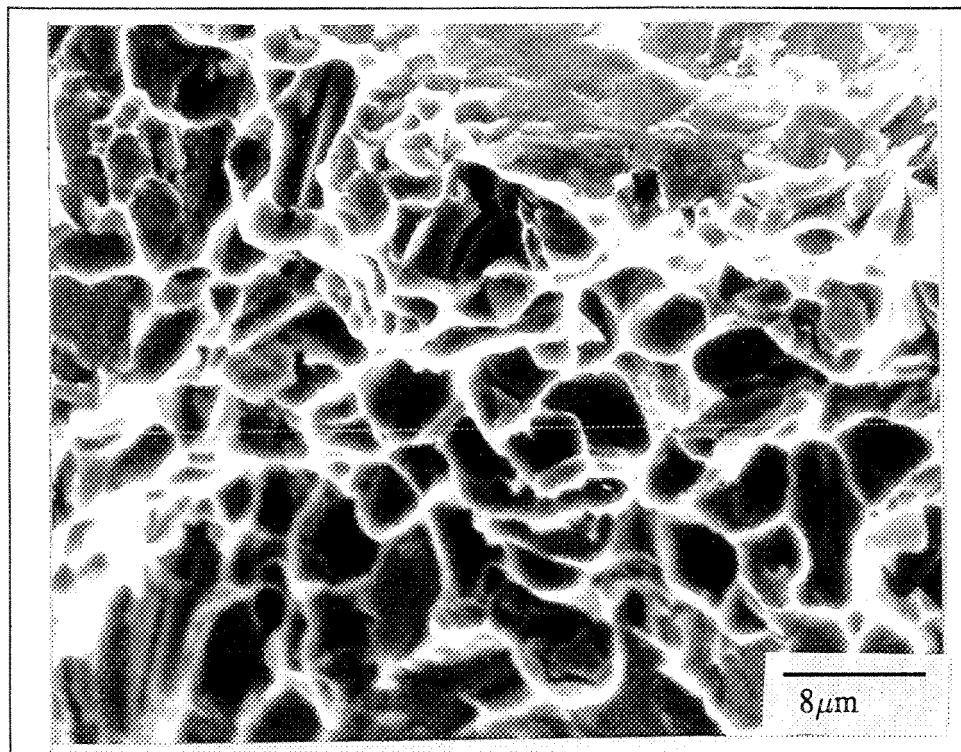


Figure 89 Surface de rupture de l'alliage G2F après 100 h de M.E.S.

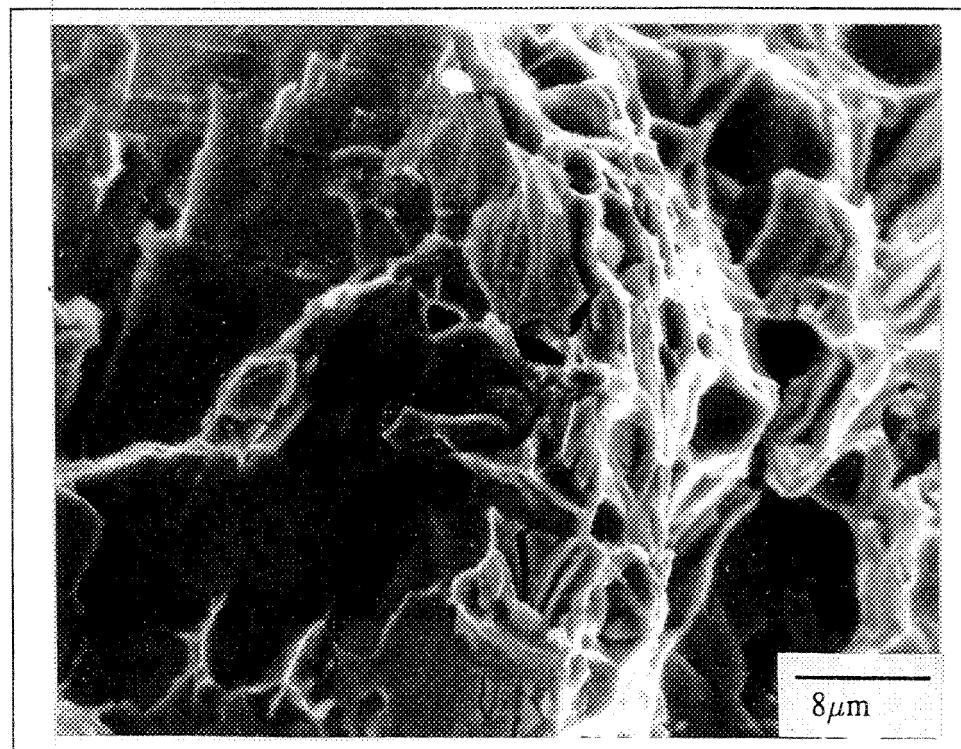


Figure 90 Surface de rupture de l'alliage E2F2S après coulée.

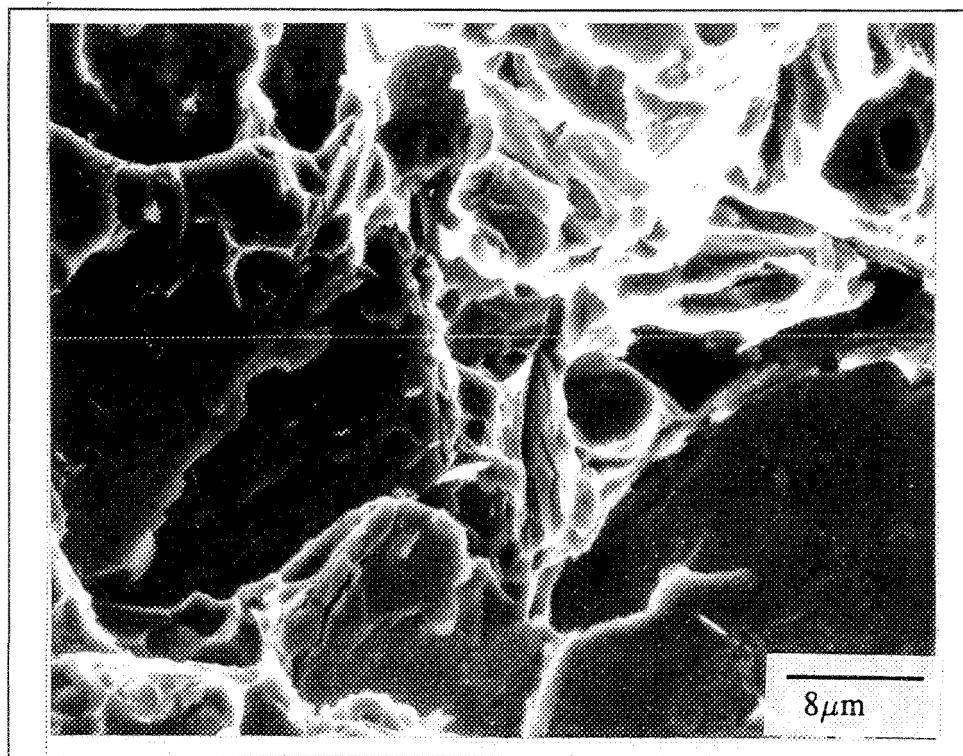


Figure 91 Surface de rupture de l'alliage E2F2S après 30 h de M.E.S.

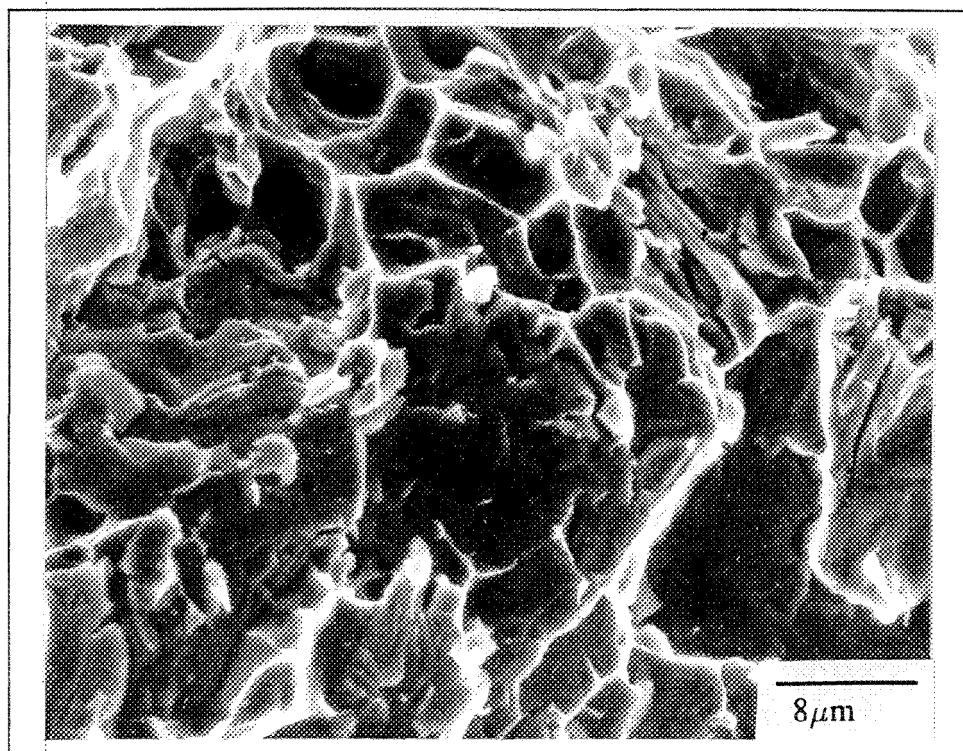


Figure 92 Surface de rupture de l'alliage E2F2S après 100 h de M.E.S.

CONCLUSIONS

CONCLUSIONS

RÉSUMÉ

Le présent travail s'est attardé à mieux saisir l'effet de l'addition d'éléments tels que Fe, Sr, Mn, Mg, Mn + Cr et Be + Sr sur les alliages de type Al-Si-Cu (319.9, 319.1, 380) ayant subi le traitement T6, ainsi que d'étudier l'effet de la durée du traitement de mise en solution et de l'addition de Fe sur l'alliage eutectique Al-Si-Cu synthétique non-modifié et l'alliage eutectique modifié (G6291G). Tout d'abord, la fluidité des alliages 319.2 et eutectiques a été évaluée au moyen du test Ragone. Des radiographies ont également été prises pour vérifier la qualité des échantillons après coulée. Pour les 68 différents alliages préparés, les propriétés mécaniques ont été obtenues par essais de traction au moyens de 6-8 échantillons/alliages. Par la suite, les caractéristiques telles que le pourcentage surfacique de porosités et la longueur/épaisseur de la phase β -Al₅FeSi ont été mesurées. Finalement, la microstructure et le mode de rupture des alliages à haute teneur en fer ont été analysés.

SYNTÈSE DES RÉSULTATS

- 1) Les éléments alliés en faible concentration tels que Fe, Sr, Be, Mn et Cr ont peu d'influence sur la fluidité lorsque la température de coulée est aussi élevée que 735°C.
- 2) L'augmentation du titre en fer dans les alliages Al-Si cause la formation d'aiguilles/plaquettes ayant une longueur et une épaisseur élevées et plusieurs ramifications. Le métal liquide est donc incapable de remplir complètement l'espace entre l'intersection des plaquettes, entraînant la formation de porosités majeures.
- 3) Sans tenir compte de la teneur en silicium, l'accroissement du titre en fer dans l'alliage de base G affaiblit les propriétés mécaniques. On observe respectivement pour les alliages G, GF et G2F des limites élastiques de 200, 140 et 135 MPa, des limites ultimes de 300, 175 et 170 MPa et des allongements à la rupture 3.75, 0.85 et 0.70%.
- 4) Les propriétés mécaniques sont grandement améliorées par l'ajout à l'alliage G2F :
 - a) De Sr (~200 ppm,), cet élément ayant pour effet de fragmenter la phase β -Al₅FeSi en aiguilles plus petites. Deux mécanismes expliquent ce phénomène ; pendant la solidification, il y a diffusion à l'état liquide/solide (zone pâteuse) du silicium de la phase β vers la matrice d'aluminium et/ou le sectionnement longitudinal des aiguilles de fer en deux parties. L'alliage G2FS1 (150 ppm Sr) a présenté par rapport à l'alliage G2F, des améliorations importantes de l'ordre de 35% (L.E), 50% (L.U) et 50% (A%). Pour des teneurs supérieures ou égale à 400 ppm, le Sr provoque une

surmodification, ce qui résulte en la précipitation de l'intermétallique de type $\text{Al}_4\text{Si}_2\text{Sr}$ et en la formation de porosités de plus grandes tailles.

- b) De Mn, selon un rapport Mn/Fe d'environ 0.7. Pour l'alliage G2F2M, la plupart des aiguilles/plaquettes sont transformées en écriture chinoise ce qui engendre des augmentations de 45% (L.E), 65% (L.U) et de 160% (A%). La combinaison du Mn (Mn/Fe=0.7) et du Cr (0.1%), soit l'alliage G2F2MC, est caractérisée par la formation de plaquettes ségrégées plus spécialement de phases dites en forme d'étoile, ce qui occasionne des améliorations de 35% (L.E), 65% (L.U) et de 220% (A%) par rapport à l'alliage G2F. Pour l'alliage G2F2MC, la fraction volumique de cette nouvelle phase est supérieure à celle des aiguilles/plaquettes de l'alliage G2F, tandis que la quantité de porosités associée avec sa formation est nettement plus faible.
- c) De Be (~0.13%), cet élément entraînant la précipitation de la phase $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{BeSi}$ en forme d'écriture chinoise et la précipitation d'aiguilles/plaquettes de plus petites tailles. L'efficacité du Be comme agent modifiant est nettement améliorée en présence de Sr. Les alliages G2FS2B (250 ppm Sr) et G2F2SB (850 ppm Sr) ont montré des augmentations respectives de 50 et 35% (L.U) et de 240 et 145% (A%).

- 5) Le traitement classique de neutraliser l'effet du fer par l'addition de Mn ($Mn/Fe \sim 0.7$) et/ou Mn + Cr (facteur de ségrégation > 1.8) peut être substitué par l'ajout d'environ 0.02% Sr ou encore par la combinaison de 0.02% Sr et 0.13% Be. Le dernier traitement améliore davantage la ductilité.
- 6) Le traitement de mise en solution à 540°C pour les alliages eutectiques dont le titre en fer est de 1.5%, accélère la dissolution de la phase β . Pour l'alliage non-modifié, une réduction maximale dans la longueur des aiguilles est atteinte après 30 heures. Pour l'alliage modifié, la dissolution de la phase β est plus rapide ; une longueur minimale est observée après 10 heures seulement en raison de la fragmentation initiale des aiguilles. Ce phénomène est associé avec une nette amélioration de la limite élastique.
- 7) La dissolution des aiguilles/plaquettes se produit par la réjection du silicium le long de celles-ci, causant la décomposition de la phase β - Al_5FeSi en Al_6Fe .
- 8) L'alliage G (~ 0.4% Fe) a présenté un mode de rupture transgranulaire alors que pour l'alliage G2F (~ 1.5% Fe), la rupture a été de type intergranulaire. La fragmentation de la phase β (addition de Be, Be + Sr) et/ou la transformation des aiguilles en écriture chinoise ou en plaquettes ségrégées (addition de Mn, Mn + Cr) provoque une hausse de la ductilité des alliages prenant l'aspect d'une structure en forme de coupole.

9) Le processus de fragmentation/dissolution de la phase β durant le traitement de mise en solution à 540 °C est associé avec la formation de microporosités/coupoles. Leur taille et leur nombre augmentent avec la durée de mise en solution. Également, une large portion des alliages ont présenté un mode de rupture par clivage, indiquant la faible ductilité dans ces derniers.

RECOMMANDATIONS

RECOMMANDATIONS

Les propriétés mécaniques obtenues par essais de traction dans le présent travail devraient être renforcées par une étude complémentaire sur les propriétés de fatigue et de ténacité. Afin d'en arriver à une meilleure compréhension sur la formation/dissolution des intermétalliques de fer, une recherche approfondie portant sur les alliages corroyés en absence de silicium eutectique et d'autres microconstituants devrait être réalisée. Les résultats obtenus des deux études proposées seraient d'une très grande utilité à l'industrie automobile pour la fabrication de pièces mécaniques.

BIBLIOGRAPHIE

BIBLIOGRAPHIE

- 1 *Aluminum : Properties and Physical Metallurgy*, J. E. HATCH (ed.), American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1984, p. 144-148.
- 2 G. L. ARMSTRONG, "Alloy Selections for Automotive Aluminum Castings", SAE, Article no. 780249, 1978.
- 3 D. APELIAN, S. SHIVKUMAR and G. SIGWORTH, "Fundamental Aspects of Heat Treatment of Cast Al-Si-Mg Alloys", *AFS Transactions*, vol. 97, 1989, p. 727-742.
- 4 J. GAUTHIER, P. R. LOUCHEZ and F. H. SAMUEL, "Heat treatment of 319.2 aluminum automotive alloy, Part 1 - Solution heat treatment", *Cast Metals*, vol. 8, no. 2, 1995, p. 91-106.
- 5 L. A. NARAYANAN, F. H. SAMUEL and J. E. GRUZLESKI, "Dissolution of Iron Intermetallics in Al-Si Alloys through Nonequilibrium Heat Treatment", *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 26A, 1995, p. 2161-2174.
- 6 S. MURALI, K. S. RAMAN and K. S. S. MURTHY, "The formation of β -FeSiAl5 and Be-Fe phases in Al-7Si-0.3Mg alloy containing Be", *Materials Science and Engineering A*, vol. 190A, 1995, p.165-172.
- 7 J. M. DORLOT, J. P. BAÏLON et J. MASOUNAVE, *Des Matériaux*, Deuxième édition, Éditions de l'École Polytechnique de Montréal, Montréal, Québec, 1986, p.120-121.
- 8 L. BACKERUD, G. CHAI and J. TAMMINEN, *Solidification Characteristics of Aluminum Alloy, Vol. 2 : Foundry Alloys*, AFS/SKANALUMINIUM, Des Plaines, IL, USA 1990, p.71-84.
- 9 P. BARRAND, R. GADEAU, *L'aluminium, Tome 1 : Productions-propriétés-alliages*, Éditions Éyrolles, Boulevard St-Germain, France 1964.
- 10 L. F. MONDOLFO, *Manganese in Aluminium Alloys*, The Manganese Centre, Neuilly sur Seine, France, 1990, p. 1-35.

-
- 11 M. H. MULAZIMOGLU, F. PARAY, G. STEPHEN, B. KULUNK and J.E. GRUZLESKI, "Modification of intermetallic phases by strontium in aluminum wrought alloys", *Light Metals 1994*, U. Manweiler (ed.), The Minerals, Metals & Materials Society, Warrendale, PA, 1994, p.1047-1056.
 - 12 S.G. SHABESTARI, "Formation of Iron-bearing Intermetallics in Aluminum-Silicon Casting Alloys", Ph. D. Thesis, McGill University, Montréal, QC, 1994, p.115-131.
 - 13 L. A. NARAYANAN, "Crystallization and dissolution studies of iron intermetallics in Al-Si alloys", Ph. D. Thesis, McGill University, Montréal, 1994, p.80-145.
 - 14 J. L. JORSTAD, Understanding "Sludge", *Die Casting Engineer*, Nov-Dec 1986, p. 30-36.
 - 15 A. M. SAMUEL, P. OUELLET, F. H. SAMUEL and H. W. DOTY, "Microstructural interpretation of thermal analysis of commercial 319 aluminum alloy with magnesium and strontium additions", *AFS Transactions*, vol. 105, 1997, p. 951-962.
 - 16 A. FRANEK, J. PAZDERNIK and A. K. HANNA, *World Aluminum Abstracts*, vol. 7, 1974 (53-0036X).
 - 17 L. A. NARAYANAN, F. H. SAMUEL and J. E. GRUZLESKI, "Crystallization Behavior of Iron-Containing Intermetallic Compounds in 319 Aluminum Alloy", *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 25A, 1994, p.1761-1773.
 - 18 J. IGLESSIS, C. FRANTZ et M. GANTOIS, "Conditions de formation des phases de fer dans les alliages Al-Si de pureté commerciale", *Mémoires Scientifiques de la Revue de Métallurgie*, vol. 73, no. 4, 1977, p. 237-242.
 - 19 S. YANEVA, N. STOICHEV, Z. KAMENOVA and S. BUDUROV, "Quaternary Iron-Containing Phases in Al-Si Cast Alloys", *Z. Metallkunde*, vol. 75, 1984, p. 395-398.
 - 20 Y. AWANO and Y. SHIMIZU, "Non-Equilibrium Crystallisation of AlFeSi Compound in Melt-Superheat Al-Si Alloy Castings", *AFS Transactions*, Vol. 98, 1990, p. 889-895.
 - 21 C. MASCRÉ, "Influence du fer et du manganèse sur les alliages du type de l'A-S13 (Alpax)", *Fonderie*, vol. 108, 1955, p. 4330-4336.
 - 22 *ASM Specialty Handbook*, "Aluminum and aluminum alloys", J.R. DAVIS (ed.), ASM International, Materials Park, OH, 1993, 784 pp.
 - 23 S. SHIVKUMAR, S. RICCI, Jr. and D. APELIAN, "Influence of solution treatment on tensile properties of Sr-modified Al-Si-Mg alloys", *Proceedings of the International Symposium on "Production and Electrolysis of Light Metals"*, 28th Annual Conf. of Metallurgists of CIM, Halifax, August 20-24, 1989, p. 173-182.

-
- 24 N. FAT-HALLA, "Structural modification of Al-Si eutectic alloy by Sr and its effect on tensile and fracture characteristics", *Journal of Materials Science*, 1989, p.2488-2490.
- 25 A. M. SAMUEL, F. H. SAMUEL and H. W. DOTY, "Observations on the formation of β -Al₅FeSi phase in 319 type Al-Si alloys", *Journal of Materials Science*, vol. 31, 1996, p.5529-5539.
- 26 A. PENNORS, A. M SAMUEL and F. H. SAMUEL, "Precipitation of β -Al₅FeSi iron intermetallic in Al-6%Si-3.5%Cu (319) type alloy : Role of Sr and P", *AFS Transactions*, vol. 106, 1998, paper 98-105, in Press.
- 27 J. E. GRUZLESKI and B. M. CLOSSET, *The Treatment of Liquid Al-Si Alloys*, American Foundrymen's Society, Inc., Des Plaines, IL, USA, 1990.
- 28 J. E. GRUZLESKI, F. PARAY and S. G. SHABESTARI, "Applications of strontium in cast and wrought aluminum alloys", *AL13, le magazine de l'aluminium*, vol. 3, 1997, p. 26-33.
- 29 G. GUSTAFSSON, T. THORVALDSSON and G. L. DUNLOP, "The Influence of Fe and Cr on the Microstructure of Cast Al-Si-Mg Alloys", *Metallurgical Transactions A*, vol.17A, 1986, p. 45-51.
- 30 G. GUTLER and E. SHULZ, *Metallurgical Abstracts*, vol. 7, 1940, p. 9.
- 31 "Properties and Selection : Nonferrous and special purpose materials", *Metals Handbook*, vol.2, 1990, p.160-168.
- 32 D. L. COLWELL and R. J. KISSLING, "Die and permanent mold casting aluminum alloy minor elements", *AFS Transactions*, vol. 69, 1961, p.610-615.
- 33 H. IWAHORI, H. TAKAMIYA, K. YONEKURA, Y. YAMAMOTO and M. NAKAMURA, "Influence of Iron and Manganese on Feedability of AC2B Aluminum Alloy", *Imono*, vol. 60, no. 9 1988, p. 590-595.
- 34 Y. KOMIYAMA, K. UCHIDA and M. GUNSHI, "Effect of Fe, Mn, Zn and Ti on mechanical properties and microstructure of Al-Si-Cu-Mg casting alloy", *J. Japan Inst. Light Metals*, vol. 26, 1976, p. 311-319.
- 35 Y. OSAME, K. TOYODA, T. TSUMURA, M. SUZUKI, S. FURUYA and K. NAGAYAMA, "Sludge deposition in molten aluminum die casting alloys in the holding furnace", *J. Japan Inst. Light Metals*, vol.36, no.12, p.813-818.
- 36 J. GOBRECHT, "Ségrégations par gravité du fer, du manganèse et du chrome dans les alliages aluminium-silicium de fonderie", *Fonderie*, no. 367, mai 1977, p.171-173.

-
- 37 D.A. GRANGER, "Investigation of a Star-Like Intermetallic Phase Occuring in Alloy 339", *AFS Transactions*, vol. 99, 1991, p. 379-383.
- 38 S. MURALI, K. S. RAMAN and K. S. S. MURTHY, "Effect of Trace Additions on the Mechanical Properties and Fracture Toughness of Fe-containing Al-7Si-0.3Mg Alloy", *Cast Metals*, vol.6, no.4, 1994, p. 189-198.
- 39 W.A. BAILEY, "Beryllium Effect on Strength and Mechanical Properties of 356 Variant-T6 Aluminum Alloys", *Modern Casting*, August 1964, p. 443-454.
- 40 K.G. WIKLE, "Improving Aluminum Castings with Beryllium", *AFS Transactions*, vol.86, 1978, p. 513-518.
- 41 D. APELIAN, Private communication, 1991.
- 42 G. M. VOROBEV, R. M. GOLSHTEIN, I. I. MAURITS, *Metallurgical Abstracts*, vol. 32, 1964, p. 960.
- 43 S. HAJAS, *Chemical Abstracts*, vol.73, 1970, no. 133571.
- 44 W. BONSACK, *ASTM Bulletin*, vol.117, 1942, p. 45.
- 45 A. HERRERA and V. KONDIC, *Proc. Int. Conf. on Solidification and Cast Metals*, The Metals Society, Sheffield, 1977, p. 460.
- 46 M. K. SURAPPA, E. W. BLANK and J. C. JAQUET, "Effect of macro-porosity on the strength and ductility of cast Al-7Si-0.3Mg", *Scripta Metallurgica*, vol. 20, 1986, p. 1281-1286.
- 47 C. M. CACERES and B. I. SELLING, "Casting defects and the tensile properties of an Al-Si-Mg alloy", *Materials Science and Engineering*, vol. A220, 1996, p. 109-116.
- 48 A. M. SAMUEL, H. W. DOTY and F. H. SAMUEL, "Influence of melt treatment and solidification parameters on the quality of 319.2 endchill aluminum castings", Proc 4th Int. Conf. on Molten Aluminum Processing, Orlando, Florida, November 12-14, 1995, p. 261-293.
- 49 M. C. FLEMINGS, E. NIYYAMA and H. F. TAYLOR, "Fluidity of Aluminum Alloys : An Experimental and Quantitative Evaluation", *AFS Transactions*, vol. 69, 1961, p. 625-635.
- 50 F. R. MOLLARD, M. C. FLEMINGS and E. F. NIYYAMA, "Understanding Aluminum Fluidity : The Key to Advanced Cast Products", *AFS Transactions*, vol. 94, 1987, p. 647-652.

-
- 51 S. VENKATESWARAN, R. M. MALLYA and M. R. SESHA DRI, "Effect of Trace Elements on the Fluidity of Eutectic Al-Si Alloy Using the Vacuum Suction Technique", *AFS Transactions*, vol. 94, 1986, p. 701-708.
- 52 D. ARGO and J. E. GRUZLESKI, "Porosity in Modified Aluminum Alloy Castings", *AFS Transactions*, vol. 96, 1988, p. 65-74.
- 53 R. DASGUPTA, C. G. BROWN and S. MAREK, "Analysis of Overmodified 356 Aluminum Alloy", *AFS Transactions*, vol. 96, 1988, p. 297-310.
- 54 S. SHIVKUMAR, S. RICCI Jr., B. STEENHOFF, D. APELIAN and G. SIGWORTH, "An Experimental Study to Optimize the Heat Treatment of A356 Alloy" *AFS Transactions*, vol. 97, 1989, p. 791-810.
- 55 F. T. LEE, J. F. MAJOR and F. H. SAMUEL, "Fatigue Crack Growth and Fracture Behavior of Al-12Wt% Si-0.35Wt% Mg-(0-0.02)Wt% Sr Casting Alloys", *AFS Transactions*, vol. 104, 1996, p. 785-795.
- 56 *Special Report on the Mechanical Properties of Permanent Mold Aluminum Alloy Test Castings*, Jobbing Foundry Division of the Aluminum Association, November 1990, p. 1-9.
- 57 *Alloy Digest*, Data on World Wide Metals and Alloys : Aluminum 319.0, *Alloy Digest*, Inc., Orange, NJ, 1980.
- 58 J. GAUTHIER, P. R. LOUCHEZ and F. H. SAMUEL, "Heat treatment of 319.2 aluminum automotive alloy, Part 2 - Ageing behaviour", *Cast Metals*, vol. 8, no. 2, 1994, p.107-114.
- 59 P. OUELLET, "Effet du titre en magnésium et des traitements thermiques T5 et T6 sur les propriétés mécaniques de l'alliage d'aluminium 319 non-modifié et modifié", Mémoire de la maîtrise en ingénierie, Université du Québec à Chicoutimi, 1997, 179 pp.
- 60 H. de la SABLONNIÈRE and F.H. SAMUEL, "Solution heat treatment (of) 319 aluminum alloy containing ~ 0.5% wt Mg : Part 1- Solidification and tensile properties", *Int. J. Cast Metals Research*, vol. 9 (4), 1996, p. 195-211.
- 61 S. SHIVKUMAR, C. KELLER and D. APELIAN, "Aging Behavior in Cast Al-Si-Mg Alloys", *AFS Transactions*, vol. 98, 1990, p. 905-911.
- 62 F. PARAY and J. E. GRUZLESKI, "Modification - a Parameter to Consider in the Heat Treatment of Al-Si Alloys", *Cast Metals*, vol. 5, no. 4, 1993, p. 187-198.
- 63 S. G. SHABESTARI and J. E GRUZLESKI, "Modification of Iron Intermetallics by Strontium in 413 Aluminum Alloys", *AFS Transactions*, vol. 103, 1995, p. 285-293.

-
- 64 S. SHIVKUMAR, C. KELLER, M. TRAZZERA and D. APELIAN, "Precipitation hardening in A356 alloys", *Proceedings of the International Symposium on Production and Electrolysis of Light Metals*, 28th Annual Conf. of Metallurgists of CIM, Hamilton, Ont., August 26-30, 1990, p. 264-278.
- 65 T. TAKAHASHI, A. KAMIO and Y. KOJIMA, "Effects of Ni and Fe on various properties in heat-resisting aluminum casting alloys", *Aluminium*, vol. 23, no. 1, 1973, p. 26-32.
- 66 S. MURALI, K. S. RAMAN and K. S. S. MURTHY, "Effect of magnesium, iron (impurity) and solidification rates on the fracture toughness of Al-7Si-0.3Mg casting alloy", *Materials Science and Engineering*, vol. A151, 1992, p. 1-10.
- 67 A. COUTURE, "Iron in Aluminum Casting Alloys - A Literature Survey", *AFS International Cast Metals Journal*, vol. 6, no. 4, december 1981, p. 9-17.
- 68 S. MURALI, A. TRIVEDI, K. S. SHAMANNA and K. S. S. MURTHY, "Effect of Iron and Combined Iron and Beryllium Additions on the Fracture Toughness and Microstructures of Squeeze-Cast Al-7Si-0.3Mg Alloy", *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 5 (4), 1996, p. 462-468.
- 69 R. DASGUPTA, C. C. BROWN and S. MAREK, "Effect of Increased Magnesium Content on the Mechanical Properties of Sand-Cast 319 Aluminum Alloy", *AFS Transactions*, vol. 97, 1989, p. 245-254.
- 70 K. SUKUMARAN, S. G. K. PILLAI, K. K. RAVIKUMAR and B. C. PAI, "Effect of Magnesium Additions on the Microstructure and Mechanical Properties of Al-7Si-0.3Mg", *Praktische Metallographie*, vol. 32 (8), 1995, p. 414-423.
- 71 B. CLOSSET and J. E. GRUZLESKI, "Modification, Porosity and Hydrogen Content in Al-Si Casting Alloys", *USA Technical Communication, 56th World Foundry Congress, Dusseldorf*, november 1989.
- 72 F. H. SAMUEL, P. BÉDARD and A. M. SAMUEL, Unpublished data, 1998.

ANNEXE

Tableau A1 Propriétés mécaniques des alliages de type G (319.2).

Alliage	Limite élastique (MPa)	Limite ultime (MPa)	Allongement à la rupture (%)
<i>Effet du strontium ; série G</i>			
G-0.38 % Fe	197 ± 12	306 ± 10	3.75 ± 0.45
GS1-82 ppm Sr	166 ± 2	270 ± 13	4.00 ± 0.56
GS2-128 ppm Sr	172 ± 1	270 ± 9	3.39 ± 0.73
1G1S-342 ppm Sr	187 ± 4	294 ± 10	4.21 ± 0.74
2G1S-394 ppm Sr	181 ± 5	287 ± 11	4.00 ± 0.43
1G2S-487 ppm Sr	161 ± 6	248 ± 13	2.59 ± 0.41
2G2S-328 ppm Sr	155 ± 1	246 ± 12	3.03 ± 0.50
<i>Effet du strontium ; série GF</i>			
GF-0.9 % Fe	142 ± 14	175 ± 13	3.75 ± 0.13
GFS1-96 ppm Sr	178 ± 1	225 ± 17	4.00 ± 0.27
GFS2-131 ppm Sr	168 ± 2	221 ± 11	3.39 ± 0.31
1GF1S-468 ppm Sr	185 ± 5	249 ± 7	4.21 ± 0.14
2GF1S-400 ppm Sr	175 ± 8	237 ± 10	4.00 ± 0.15
1GF2S-544 ppm Sr	146 ± 10	182 ± 12	2.59 ± 0.05
2GF2S-378 ppm Sr	136 ± 9	150 ± 16	3.03 ± 0.13
<i>Effet du strontium ; série G2F</i>			
G2F-1.4 % Fe	139 ± 10	168 ± 13	0.84 ± 0.11
G2FS1-90 ppm Sr	187 ± 1	247 ± 4	1.10 ± 0.23
G2FS2-147 ppm Sr	174 ± 10	223 ± 14	1.13 ± 0.13
1G2F1S-389 ppm Sr	146 ± 15	177 ± 13	1.44 ± 0.11
2G2F1S-310 ppm Sr	144 ± 7	171 ± 14	1.48 ± 0.10
1G2F2S-545 ppm Sr	136 ± 16	164 ± 18	0.84 ± 0.30
2G2F2S-429 ppm Sr	131 ± 11	171 ± 19	0.57 ± 0.15
<i>Effet du beryllium et du beryllium + strontium</i>			
GB-0.08 % Be	151 ± 2	258 ± 8	4.16 ± 0.78
GFB	167 ± 7	223 ± 9	1.21 ± 0.09
G2FB	169 ± 5	232 ± 7	1.38 ± 0.19
G2FS2B-251 ppm Sr	164 ± 8	249 ± 10	2.45 ± 0.31
G2F2SB-848 ppm Sr	160 ± 12	226 ± 16	1.75 ± 0.16
<i>Effet du manganèse et du manganèse + chrome</i>			
GF1M-0.48 % Mn	189 ± 11	239 ± 9	1.08 ± 0.08
GF2M-0.688 % Mn	192 ± 15	262 ± 18	1.40 ± 0.12
G2F1M	194 ± 6	251 ± 11	1.15 ± 0.11
G2F2M	201 ± 19	280 ± 11	1.85 ± 0.18
G2F2MC-0.108 % Cr	187 ± 20	278 ± 19	2.28 ± 0.20

Tableau A2 Propriétés mécaniques des alliages de type W (319.1).

Alliage	Limite élastique (MPa)	Limite ultime (MPa)	Allongement à la rupture (%)
<i>Effet du strontium ; série W</i>			
W-0.76%Fe	163 ± 8	196 ± 17	0.68 ± 0.17
WS1-92 ppm Sr	184 ± 3	260 ± 18	2.30 ± 0.2
WS2-178 ppm Sr	183 ± 3	265 ± 14	2.31 ± 0.15
1W1S-431 ppm Sr	156 ± 3	175 ± 6	0.62 ± 0.07
2W1S-288 ppm Sr	154 ± 10	161 ± 8	0.46 ± 0.08
<i>Effet du strontium ; série W2F</i>			
W2F-1.3% Fe	160 ± 9	174 ± 12	0.53 ± 0.08
W2FS1-107 ppm Sr	185 ± 2	255 ± 9	1.71 ± 0.22
W2FS2-165 ppm Sr	190 ± 7	249 ± 2	1.26 ± 0.11
1W2F1S-506 ppm Sr	161 ± 9	174 ± 8	0.53 ± 0.03
2W2F2S-346 ppm Sr	155 ± 10	166 ± 16	0.52 ± 0.09

Tableau A3 Propriétés mécaniques des alliages de type D (380.1).

Alliage	Limite élastique (MPa)	Limite ultime (MPa)	Allongement à la rupture (%)
<i>Effet du strontium ; série D</i>			
D-1% Fe	172 ± 6	215 ± 11	0.89 ± 0.9
DS1-82 ppm Sr	172 ± 3	209 ± 16	1.09 ± 0.9
DS2-160 ppm Sr	178 ± 12	231 ± 6	1.21 ± 0.17
1D1S-280 ppm Sr	196 ± 3	241 ± 8	0.96 ± 0.14
2D1S-210 ppm Sr	188 ± 2	238 ± 11	1.05 ± 0.19
1D2S-475 ppm Sr	160 ± 14	184 ± 18	0.65 ± 0.09
2D2S-337 ppm Sr	153 ± 8	189 ± 6	0.82 ± 0.09
<i>Effet du strontium ; série D2F</i>			
D2F-1.5% Fe	184 ± 1	198 ± 6	0.53 ± 0.03
D2FS1-112 ppm Sr	182 ± 4	183 ± 4	0.44 ± 0.07
D2FS2-187 ppm Sr	191 ± 4	212 ± 10	0.65 ± 0.10
1D2F1S-290 ppm Sr	177 ± 9	177 ± 9	0.31 ± 0.06
2D2F1S-260 ppm Sr	189 ± 3	206 ± 7	0.50 ± 0.13
1D2F2S-345 ppm Sr	156 ± 11	162 ± 13	0.44 ± 0.08
2D2F2S-273 ppm Sr	156 ± 8	170 ± 12	0.50 ± 0.10
D2FS2B-220 ppm Sr	182 ± 4	236 ± 11	1.17 ± 0.23
<i>Effet du magnésium et du manganèse</i>			
D3G-0.3% Mg	220 ± 4	286 ± 7	1.22 ± 0.10
D5G-0.5% Mg	218 ± 3	268 ± 8	0.92 ± 0.17
D2F1M-0.6% Mn	180 ± 3	205 ± 3	0.74 ± 0.16
D2F2M-0.6% Mn	182 ± 2	217 ± 8	1.01 ± 0.12

Tableau A4 Propriétés mécaniques des alliages eutectiques non-modifiés.

Durée de M.E.S* (heures)	Limite élastique (MPa)	Limite ultime (MPa)	Allongement à la rupture (%)
<i>Alliage E</i>			
0	115 ± 5	197 ± 7	4.81 ± 0.80
5	210 ± 5	299 ± 2	8.23 ± 1.61
10	217 ± 2	304 ± 6	9.16 ± 0.30
20	168 ± 3	273 ± 3	16.14 ± 1.80
30	164 ± 8	273 ± 7	17.13 ± 0.40
40	200 ± 6	295 ± 5	12.23 ± 0.90
60	202 ± 1	301 ± 2	15.18 ± 2.21
100	199 ± 2	291 ± 3	12.72 ± 0.70
150	197 ± 8	291 ± 8	15.20 ± 0.71
200	208 ± 4	301 ± 3	13.16 ± 0.8
<i>Alliage EMF</i>			
0	102 ± 4	182 ± 6	5.91 ± 0.86
5	200 ± 5	282 ± 3	4.74 ± 0.78
10	226 ± 1	289 ± 10	6.94 ± 0.37
20	170 ± 8	260 ± 9	5.68 ± 1.12
30	183 ± 3	268 ± 1	5.13 ± 0.05
40	210 ± 5	288 ± 10	5.22 ± 0.96
60	205 ± 3	288 ± 4	5.47 ± 0.35
80	208 ± 4	285 ± 4	5.14 ± 0.71
100	211 ± 7	288 ± 4	4.80 ± 0.15
150	203 ± 1	276 ± 13	4.96 ± 0.59
200	218 ± 6	295 ± 10	5.90 ± 0.84
<i>Alliage EF</i>			
0	113 ± 1	189 ± 1	3.72 ± 0.05
5	219 ± 3	269 ± 7	1.73 ± 0.09
10	206 ± 11	263 ± 5	1.79 ± 0.46
20	180 ± 2	252 ± 6	3.7 ± 0.52
30	160 ± 10	227 ± 7	3.15 ± 0.41
40	211 ± 1	274 ± 4	2.65 ± 0.51
60	208 ± 9	267 ± 5	2.49 ± 0.33
80	218 ± 1	272 ± 7	2.98 ± 0.04
100	214 ± 1	271 ± 8	2.96 ± 0.23
150	211 ± 8	267 ± 6	3.23 ± 0.33
200	221 ± 4	276 ± 5	2.92 ± 0.21

* = Mise en solution

Tableau A4 (suite)

Durée de M.E.S (heures)	Limite élastique (MPa)	Limite ultime (MPa)	Allongement à la rupture (%)
<i>Alliage E2F</i>			
0	108 \pm 7	157 \pm 15	2.08 \pm 0.28
5	211 \pm 7	249 \pm 10	1.02 \pm 0.13
10	218 \pm 8	258 \pm 13	1.20 \pm 0.22
20	175 \pm 8	227 \pm 8	1.86 \pm 0.26
30	171 \pm 6	224 \pm 7	1.89 \pm 0.28
40	211 \pm 5	250 \pm 4	1.11 \pm 0.19
60	200 \pm 3	239 \pm 7	1.05 \pm 0.13
80	213 \pm 4	248 \pm 11	1.01 \pm 0.27
100	198 \pm 4	255 \pm 4	1.57 \pm 0.03
150	204 \pm 5	253 \pm 3	1.92 \pm 0.13
200	215 \pm 13	259 \pm 7	0.87 \pm 0.23

Tableau A5 Propriétés mécaniques des alliages eutectiques modifiés.

Durée de M.E.S (heures)	Limite élastique (MPa)	Limite ultime (MPa)	Allongement à la rupture (%)
<i>Alliage E2S</i>			
0	123 \pm 1	210 \pm 3	7.77 \pm 0.55
5	210 \pm 6	304 \pm 5	9.10 \pm 0.50
10	224 \pm 1	310 \pm 2	6.40 \pm 0.50
30	220 \pm 1	310 \pm 4	8.70 \pm 0.71
60	219 \pm 3	314 \pm 3	7.28 \pm 1.10
80	211 \pm 3	307 \pm 3	9.88 \pm 0.42
100	215 \pm 1	302 \pm 3	7.15 \pm 0.08
200	209 \pm 2	304 \pm 4	8.60 \pm 0.61
<i>Alliage EMF2S</i>			
0	60 \pm 11	179 \pm 10	3.66 \pm 0.59
5	250 \pm 6	309 \pm 13	2.47 \pm 0.40
10	254 \pm 6	311 \pm 1	2.33 \pm 0.05
20	208 \pm 3	275 \pm 3	2.73 \pm 0.17
30	212 \pm 8	277 \pm 7	2.82 \pm 0.51
40	229 \pm 7	305 \pm 9	2.97 \pm 0.38
60	229 \pm 3	306 \pm 6	3.21 \pm 0.57
80	238 \pm 6	305 \pm 7	3.16 \pm 0.41
100	240 \pm 3	308 \pm 6	3.85 \pm 0.32
150	221 \pm 7	302 \pm 6	3.64 \pm 0.52
200	244 \pm 1	301 \pm 8	3.62 \pm 0.45

Tableau A5 (suite)

Durée de M.E.S (heures)	Limite élastique (MPa)	Limite ultime (MPa)	Allongement à la rupture (%)
<i>Alliage EF2S</i>			
0	116.56 ± 5	191 ± 4	3.06 ± 0.29
5	227 ± 6	278 ± 12	1.60 ± 0.17
10	236 ± 17	285 ± 6	1.35 ± 0.35
20	195 ± 8	261 ± 10	2.60 ± 0.25
30	194 ± 2	262 ± 10	2.64 ± 0.16
40	226 ± 2	275 ± 10	2.23 ± 0.07
60	224 ± 2	277 ± 3	2.16 ± 0.06
80	235 ± 1	285 ± 1	1.95 ± 0.04
100	228 ± 8	282 ± 3	2.04 ± 0.11
150	217 ± 1	270 ± 1	2.06 ± 0.24
200	233 ± 5	282 ± 14	1.86 ± 0.59
<i>Alliage E2F2S</i>			
0	129 ± 2	187 ± 7	1.12 ± 0.34
5	257 ± 1	247 ± 13	0.74 ± 0.15
10	235 ± 9	270 ± 15	0.59 ± 0.10
20	237 ± 13	264 ± 1	1.08 ± 0.57
30	241 ± 4	264 ± 11	0.75 ± 0.07
40	233 ± 5	276 ± 16	0.74 ± 0.20
60	262 ± 5	275 ± 5	0.63 ± 0.07
80	259 ± 8	279 ± 7	0.61 ± 0.08
100	256 ± 7	276 ± 18	0.76 ± 0.14
150	252 ± 4	275 ± 10	0.76 ± 0.17