Microstructure et fissuration à chaud lors du soudage laser d'alliages d'aluminium 6000

D. Fabregue

▶ **To cite this version:**

D. Fabregue. Microstructure et fissuration à chaud lors du soudage laser d'alliages d'aluminium 6000. Mécanique [physics.med-ph]. Institut National Polytechnique de Grenoble - INPG, 2004. Français. NNT : . tel-00370426

HAL Id: tel-00370426

https://theses.hal.science/tel-00370426

Submitted on 24 Mar 2009

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

INSTITUT NATIONAL POLYTECHNIQUE DE GRENOBLE

N° attribué par la bibliothèque
|__|__|__|__|__|__|__|__|__|__|

T H E S E

pour obtenir le grade de

DOCTEUR DE L'INPG

Spécialité : « Science et Génie des Matériaux »

préparée au laboratoire de Thermodynamique et Physico-Chimie Métallurgiques

dans le cadre de l'**Ecole Doctorale « *Matériaux et Génie des Procédés* »**

présentée et soutenue publiquement

par

Damien FABREGUE

le 06 Décembre 2004

Titre :

Microstructure et fissuration à chaud lors du soudage laser d'alliages d'aluminium 6000

_____

Directeurs de thèse : Alexis DESCHAMPS
Michel SUERY

_____

JURY

M. Thierry DUFFAR	, Président
M. André FONTES	, Rapporteur
M. Michel RAPPAZ	, Rapporteur
M. Alexis DESCHAMPS	, Directeur de thèse
M. Michel SUERY	, Co-encadrant
Mme. Laetitia KIRSCHNER	, Examinateur

Remerciements

Me voilà enfin devant la fameuse page blanche des remerciements, celle à laquelle on pense pendant trois ans mais qui arrive sans prévenir.
Je voudrais évidemment remercier tout d'abord les membres du jury pour avoir accordé de leur temps à la lecture et à la critique de ce travail : merci aux rapporteurs M. Michel Rappaz et M. André Fontes ainsi qu'à M. Thierry Duffar le président. Je tiens également à remercier Mme Laëtitia Kirschner examinatrice de ce travail mais qui m'a également fait découvrir tous les aspects industriels du sujet, a su m'apporter les connaissances sur l'état de l'art du soudage laser et qui a suivi cette étude durant les trois années.
La richesse d'un travail de thèse et l'ambiance dans laquelle celui-ci se déroule dépend de beaucoup du ou des directeurs de thèse. En cela, je suis très reconnaissant à mes deux directeurs.
Tout d'abord Alexis Deschamps, pour m'avoir encadré juste assez pour que je puisse voler finalement de mes propres ailes et me préparer au métier auquel j'aspire. Mais aussi pour toutes ses idées (pas toutes réalisables quand même) mais qui m'ont poussé à persévérer dans l'élaboration de la manip de traction non isotherme. Merci enfin pour m'avoir fait découvrir le canyoning et surtout pour avoir réveillé en moi cette « vocation » de l'enseignement et m'avoir toujours conforté dans cette voie.
D'autre part j'ai eu la chance d'avoir comme co-directeur Michel Suéry. Je voudrais le remercier pour toutes les connaissances qu'il a su m'apporter « en douceur », pour son éternel calme, son soutien, sa rigueur de présentation et les leçons de baby foot à Autrans. C'est aussi en grande partie grâce à Michel que le manuscrit ne comporte que si peu de fautes.
La partie la plus dure des remerciements commence ici car il ne faut oublier personne….
Cette thèse n'aurait pas pu être menée à bien sans l'aide et les idées d'énormément de personnes :
. Jean Louis Chemin pour son sens de la manip bien faite et sa disponibilité infaillible.
. M. Lemoulec pour les usinages toujours rapides et pour sa merveilleuse idée de refroidissement sur la manip de traction.
. Charles pour son aide informatique
. Franck pour m'avoir appris à tourner mes échantillons et m'avoir redonné le goût du deux roues
. Béatrice Doisneau pour les mesures chimiques au MET

. Gilles pour tout « ses » thermocouples donnés à grand effort d'explication (« t'en as encore cassé un !!!! Mais tu les bouffes ou quoi ?????), et pour les nombreux mots de vocabulaire ornithologiques appris un vendredi soir alors que l'alimentation en eau venait de casser…
. J.M.Drezet pour les simuls et aussi pour m'avoir posé une question lors de la soutenance après une heure vingt d'interrogatoire fourni….
. W.J.Poole pour avoir accepté que je fonde des échantillons dans sa chère machine Gleeble et pour son aide durant ces manips
Pendant ces trois années j'ai passé beaucoup de temps au labo et j'ai partagé un morceau de vie de beaucoup de personnes. Je voudrais donc remercier :
. Marie pour m'avoir supporté 3 ans dans son bureau, pour le Kumbalawé du vendredi, pour les fous rires et surtout pour être venue à mon mariage (j'ai sacrément pleuré…). Marie, grâce à toi France Telecom sera toujours bénéficiaire…..
. Cécile pour avoir réussi à partager le bureau avec Marie et moi toujours dans la bonne humeur : ça fait du bien d'arriver le matin et de voir invariablement un sourire.
. Ludo L. pour son aide éclairée en informatique mais aussi pour les cours de coinche : un jour je te battrai
. Marc B. pour avoir fait louper tous nos TP à l'ENSEEG, pour tous les « ce week end j'ai déjà un truc de prévu » mais surtout pour tous ces bons moments durant ces 6 ans partagés.
. Fab pour la complicité immédiate, pour nous avoir invité Céline et moi en Bretagne (cela restera en mémoire), pour les cris, pour toutes les heures où l'on était que tous les deux au labo.
. Mussy pour ta simplicité et ta bonne humeur, je sais qu'un jour tu seras « un grand » du bad.
. Dany pour m'avoir démontré que les Québécois et les Français ne parlaient décidément pas la même langue : « Tu l'as barré cette porte ? » « C'est quoi qu'tu prends tu ? ».
. Olu pour son aide, ses blagues, ses « Allez calmes toi, cela fait mille fois que tu me dis que ça va marcher et le lendemain tu pleures », pour ses « Bahhhhhhhhhhh », et pour ses « J'prend quoi pour alpha, hein olivier, j'sais pas c'que je prends pour alpha… ».
. Ludo C. pour nous avoir conduit avec simplement les veilleuses au col du Lautaret de nuit avec de la neige….
. Marina pour m'avoir démontré que l'on pouvait mener brillamment à la fois sa thèse et une vie de mère de famille.
. Hélène pour ses critiques cinéma.
. L'équipe du RU Diderot pour la bonne humeur du midi et le rabiot.
. Bamba pour m'avoir fait découvrir la politique de la côte d'Ivoire, ses spécialités culinaires « Tu as déjà mangé du blanc ?? » et les DVD de clips musicaux africains.
. Eugène pour son sourire imperturbable et sa ponctualité exemplaire.

. Babak grâce à qui j'ai passé six semaines si riches à Vancouver et grâce à qui j'ai pu découvrir l'amitié instantanée.
. Chris pour m'avoir fait découvrir OZ, pour m'avoir enlevé mes complexes sur le nombre de cheveux que j'ai sur la tête et pour tous ces moments inoubliables (une nuit au bord de la nationale près d'Annecy….)
. Nonny, pour tout ce que tu es, pour la gentillesse qui te caractérise et tes attentions, pour toutes tes qualités, je suis sûr que tu trouveras ce que tu cherches.
. Chico mon ami, pour tout. Pour avant ces trois ans, pour pendant et j'espère pour après.. Gardes cette différence qui te va si bien.

Je voudrais aussi remercier tous les permanents du GPM2 et du LTPCM ainsi que les autres thésards que j'ai pu côtoyer durant ces trois années et grâce à qui la vie a été si douce.

Pendant ces trois ans, il y aussi eu la famille. Un grand merci à mes parents, mes beaux-parents, **mes** frère**s** et sœur**s** pour leur soutien quotidien et pour être venu m'écouter (pour ceux qui le pouvaient) le 06 Décembre. Une petite pensée pour ceux qui auraient dû être là et qui m'ont aussi accompagné. C'est grâce à ce cocon que la vie est toujours simple, et souriante.

Enfin, pendant ces trois ans, il y a surtout eu le moment le plus heureux de ma vie : mon mariage avec Céline. Qui sait s'il aurait eu lieu sans cette thèse ? Donc merci à ma thèse.
Et surtout MERCI à Céline qui a su(porté) mes ambitions, mes joies, mes doutes, mes moments de faiblesses et de remise en cause. Merci pour sa confiance qu'elle m'a donné sans limite, pour ses attentions quotidiennes et tout son amour (ah l'amour…..).

Ces trois années ont donc été une expérience unique tant au niveau humain qu'au niveau scientifique et m'ont permis de consolider ma volonté d'être enseignant chercheur. J'espère donc avoir la chance de faire un jour mentir Alfred Capus :

« Certains hommes parlent durant leur sommeil. Il n'y a guère que les conférenciers pour parler pendant le sommeil des autres. »

Remerciements

Résumé

L'utilisation du procédé de soudage laser est en rapide augmentation du fait du gain de productivité qu'il permet. Cependant, lorsqu'il s'agit d'alliages d'aluminium, la présence de défauts de solidification (porosités, fissuration à chaud) limite son développement. Lors de cette étude, nous avons étudié la fissuration à chaud en soudage. Une étude de la microstructure a été menée et de nombreux essais de soudage ont été réalisés afin de connaître les paramètres clés contrôlant l'apparition de ce défaut. Ces paramètres ont ensuite été étudiés de manière indépendante grâce au développement d'essais de traction à l'état pâteux. Ces essais ont tout d'abord été réalisés de manière isotherme afin d'en déduire d'une part le comportement du semi solide dans des conditions simples et d'autre part une loi rhéologique en traction. Puis des essais non isothermes avec une forte vitesse de refroidissement ont permis d'observer le comportement à l'état pâteux dans des conditions proches de celles pour lesquelles le phénomène de fissuration à chaud se produit. Ces résultats fournissent des pistes pour un critère de rupture de films liquides applicable au soudage et une loi rhéologique intégrable à une simulation du soudage. Enfin, nous avons également montré que la composition de la zone fondue de soudures influait sur les propriétés mécaniques globales d'une soudure en fonction de la susceptibilité à la localisation de la déformation plastique.

Mots clés : Soudage laser, microstructure, fissuration à chaud, rhéologie, solidification, zone pâteuse, essais de traction, alliages d'aluminium.

Résumé

Abstract

There has been a rapid growth in the use of the laser welding process due to its higher productivity rate compared to conventional processes. However its development in the field of aluminium alloys has been limited due to the presence of solidification defects (e.g. porosity, hot cracking). This study is focused on the understanding of the problem of hot cracking during welding. Numerous welding tests were done under different conditions, followed by microstructural examinations so as to understand the key parameters controlling the apparition of this defect. These parameters were then studied independently thanks to the development of a testing apparatus that enables tensile tests to be done in the semi-solid state. The first series of tests were run isothermally, firstly to understand the mechanical behaviour of the semi-solid under simple conditions, and secondly to develop a rheological law for semi-solid deformation under tension. Next, non-isothermal tensile tests were run using high cooling rates to allow the observation of the behaviour of the semi-solid under conditions close to those in which hot cracking is observed. These results have lead to the development of a criterion for the rupture of liquid films that is applicable to welding and a rhelogical law that can be integrated into a welding simulation. Finally we have also shown that the composition of the molten zone of welds influences the global mechanical properties of a weld through the modification of the susceptibility to plastic localisation.

Key Words : Laser welding, microstructure, hot cracking, rheology, solidification, mushy zone, tensile tests, aluminium alloys.

Abstract

Table des matières

Introduction **1**

1. Généralités 1
2. Contexte de l'étude 3
3. Présentation du rapport 4

Chapitre I : Soudage laser et fissuration à chaud : Etude bibliographique

I.1. Le procédé de soudage laser 5
- I.1.1. Assemblage dans les structures aéronautiques 5
- I.1.2. Soudage par formation d'un capillaire 6
  - I.1.2.a) L'interaction laser-matériau 6
  - I.1.2.b) Formation du capillaire 7
  - I.1.2.c) Géométrie et équilibre du keyhole 8
  - I.1.2.d) Influence des paramètres de soudage 8
  - I.1.2.e) Les défauts de soudage 12

I.2. Matériaux d'étude 15
- I.2.1. La série 6xxx 15
- I.2.2. La précipitation dans les Al-Mg-Si 15
  - I.2.2.a) Sans excès de silicium 15
  - I.2.2.b) Avec excès de silicium 16
- I.2.3. La précipitation dans les Al-Mg-Si-Cu 16
  - I.2.3.a) Séquence de précipitation 16
  - I.2.3.b) Mécanisme de durcissement dans les Al-Mg-Si-Cu 17
- I.2.4. Structure cristallographique des principales phases 18
- I.2.5. L'alliage 6056 18
- I.2.6. Le fil d'apport 20

I.3. La fissuration à chaud 21
- I.3.1. Introduction 21
- I.3.2. Solidification 21
  - I.3.2.a) La germination 21
  - I.3.2.b) La croissance 22
  - I.3.2.c) Cohérence et mûrissement dendritique 23
  - I.3.2.d) Solidification eutectique 23
  - I.3.2.e) Evolution de la fraction de solide avec la température 24
- I.3.3. Origines de la fissuration à chaud 26
  - I.3.3.a) Evolution microstructurale en cours de solidification et fissuration à chaud 26
  - I.3.3.b) Les tests de sensibilité à la fissuration à chaud 28
  - I.3.3.c) Caractéristiques d'une rupture par fissuration à chaud et observation 34

I.3.3.d) Facteurs influençant la fissuration à chaud 37
I.3.4. Les critères de fissuration à chaud 39
I.3.4.a) Les modèles « phénoménologiques » 40
I.3.4.b) Le modèle RDG à pression de liquide 41
I.3.4.c) Les modèles mécaniques 43
I.3.5. Les essais de rhéologie à l'état pâteux 46
I.3.5.a) Les essais de traction à l'état pâteux 46
I.3.5.b) Les essais de cisaillement à l'état pâteux : rhéométrie 55
I.3.5.c) Les essais de compression à l'état pâteux 57
I.3.6. Les modèles de comportement rhéologique à l'état pâteux 58
I.3.6.a) Les modèles scalaires (sans phase liquide) 58
I.3.6.b) Les modèles tensoriels [Suéry2] 60

Chapitre II : Matériaux et techniques expérimentales 65

II.1. Le métal de base 65
II.1.1. Caractérisation optique 65
II.1.2. Caractérisation EBSD 66
II.1.3. Phases présentes 66
II.1.4. Caractérisation au microscope électronique en transmission 67
II.1.5. Composition chimique 69
II.2. Le fil d'apport 69
II.3. Les dispositifs de soudage 70
II.3.1. La configuration de soudage en T 70
II.3.1.a) Les sources laser 70
II.3.1.b) Les têtes laser 70
II.3.1.c) La lame d'air 70
II.3.1.d) La buse d'amenée du fil d'apport et de gaz de protection 71
II.3.1.e) Le bridage des pièces à souder 71
II.3.1.f) Procédure de soudage 71
II.3.2. La configuration de soudage en bord à bord 72
II.3.2.a) Description du procédé 72
II.3.2.b) Description de la procédure de soudage 73
II.4. Caractérisation de la qualité des soudures 74
II.4.1. Les essais de ressuage 74
II.4.2. Analyse des soudures aux rayons X 74
II.4.3. Conclusion sur les méthodes de caractérisation de la qualité des soudures 74
II.5. Caractérisation microstructurale 75
II.5.1. Microscopie optique et électronique à balayage 75
II.5.1.a) Objectifs 75
II.5.1.b) Attaques chimiques 75
II.5.1.c) Appareillage 75
II.5.2. La microsonde de Castaing 76

II.5.2.a) Objectifs 76
II.5.2.b) Préparation des échantillons 76
II.5.2.c) Appareillage 76
II.5.3. Microscopie électronique en transmission 76
II.5.3.a) Objectifs 76
II.5.3.b) Préparation des échantillons 76
II.5.3.c) Appareillage 77
II.5.4. La microtomographie X 77
II.6. Caractérisation mécanique à l'état solide 78
II.6.1. La microdureté 78
II.6.2. Essais de traction 79
II.6.2.a) Essais sur éprouvettes soudées 79
II.6.2.b) Système de corrélation d'images 79
II.6.2.c) Essais sur éprouvettes de la zone fondue 80
II.6.2.d) Essais de compression 80
II.7. Caractérisation mécanique à l'état pâteux 82
II.7.1. Essais de traction isotherme 82
II.7.2. Essais de traction anisotherme 84
II.7.2.a) Description du montage expérimental 84
II.7.2.b) Possibilités expérimentales 86
II.7.2.c) Procédure expérimentale 87

Chapitre III : Soudage laser : microstructure et fissuration à chaud 89

III.1. Microstructures caractéristiques 89
III.1.1. Vue générale d'une soudure 89
III.1.1.a) Caractérisation optique d'une soudure en T 89
III.1.1.b) Caractérisation optique d'une soudure bord à bord 90
III.1.2. La zone fondue 91
III.1.2.a) Coupe transverse 91
III.1.2.b) Coupe longitudinale 93
III.1.2.c) Soudure vue de dessus 94
III.1.2.d) Structure dendritique observée au MEB 95
III.1.2.e) Taille des grains 96
III.1.2.f) Composition chimique 96
III.1.2.g) Phases présentes 99
III.1.2.h) Synthèse sur les caractéristiques microstructurales de la zone fondue 101
III.1.3. La zone de transition 102
III.1.3.a) Observation optique 102
III.1.3.b) Observation au MEB 104
III.1.3.c) Composition chimique 104
III.1.3.d) Observation de la zone de transition au MET 105
III.1.3.e) Influence de la vitesse de soudage sur l'étendue de

la zone de transition 107
III.1.3.f) Synthèse sur les caractéristiques microstructurales de la zone de transition 108
III.1.4. Conclusion de la partie 1 108
III.2. Observation de la fissuration à chaud et influence des paramètres du procédé sur son apparition 109
III.2.1. Observation de la fissuration à chaud après soudage 109
III.2.1.a) Observation optique 109
III.2.1.b) Observation EBSD des grains adjacents à une fissure à chaud 112
III.2.1.c) Faciès de rupture caractéristique 112
III.2.1.d) Tomographie X 114
III.2.1.e) Scénario d'apparition d'une fissure à chaud 115
III.2.1.f) Le cas de la fissure à chaud dans une soudure en T 116
III.2.2. Influence des paramètres du procédé de soudage sur l'apparition de la fissuration à chaud 117
III.2.2.a) Paramètres étudiés 117
III.2.2.b) Concentration en silicium et influence de la vitesse de fil 118
III.2.2.c) Influence des paramètres de soudage sur le nombre de fissures 119
III.2.2.d) Importance de la présence de fissures à chaud sur les propriétés mécaniques d'une soudure 127
III.3. Bilan du chapitre III 128

Chapitre IV : Compréhension du phénomène de fissuration à chaud en soudage 129

IV.1. Comportement mécanique à l'état solide 129
IV.1.1. Essais de compression à chaud 129
IV.1.1.a) Influence de la température d'essai 130
IV.1.1.b) Influence de la composition 133
IV.1.2. Loi rhéologique 133
IV.1.2.a) Calcul de l'exposant n 133
IV.1.2.b) Calcul de l'énergie Q 134
IV.1.2.c) Calcul du facteur pré exponentiel A 135
IV.1.2.d) Récapitulatif des valeurs des paramètres du modèle 136
IV.1.3. Validation de la loi rhéologique 136
IV.2. Comportement mécanique isotherme à l'état pâteux 138
IV.2.1. Reproductibilité des expériences 138
IV.2.1.a) Essais en refusion 138
IV.2.1.b) Essais après solidification partielle 139
IV.2.2. Influence des différents paramètres 140
IV.2.2.a) Influence de la température d'essai 140
IV.2.2.b) Influence de la vitesse de déformation 142
IV.2.2.c) Influence de la composition 144
IV.2.2.d) Influence de la microstructure de la zone pâteuse 145

IV.2.3. Interprétation des niveaux de contrainte 147
IV.2.3.a) Loi utilisée 147
IV.2.3.b) Comparaison modèle/expériences 148
IV.2.4. Evolution de la ductilité après pic 152
IV.2.4.a) Mesure de la ductilité après pic 152
IV.2.4.b) Influence la fraction de solide sur la ductilité après pic 153
IV.2.4.c) Relation entre ductilité après pic et fissuration à chaud 155
IV.2.5. Caractéristiques des microstructures obtenues lors des essais de traction isothermes à l'état pâteux 155
IV.2.5.a) Structure granulaire 155
IV.2.5.b) Faciès de rupture 156
IV.2.6. Conclusions sur le comportement isotherme à l'état pâteux 159
IV.3. Comportement mécanique non isotherme à l'état pâteux 160
IV.3.1. Essais avec faible vitesse de refroidissement 160
IV.3.1.a) Influence de la vitesse de déplacement 160
IV.3.1.b) Fraction de solide de coalescence : validation des calculs Prophase 162
IV.3.2. Essais avec forte vitesse de refroidissement 162
IV.3.2.a) Influence de la vitesse de déplacement 163
IV.3.2.b) Influence de la fraction de solide de début de traction 166
IV.3.2.c) Influence de la présence d'affinant 168
IV.3.2.d) Influence de la concentration en silicium 171
IV.3.3. Bilan sur l'influence des paramètres sur les propriétés mécaniques de la zone pâteuse 174
IV.3.4. Critère de rupture de films liquides 174
IV.3.4.a) Mesure du déplacement à rupture 175
IV.3.4.b) Déplacement à rupture en fonction de la vitesse de déplacement et de la composition 175
IV.3.4.c) Interprétation du déplacement à rupture 176
IV.3.4.d) Critère de rupture de films liquides 176
IV.3.5. Simulation de l'essai non isotherme 177
IV.3.5.a) Analyse thermique 178
IV.3.5.b) Loi utilisée et méthode de calcul 179
IV.3.5.c) Résultats 179
IV.3.6. Discussion sur l'essai de traction non isotherme 182
IV.3.6.a) Reproductibilité 182
IV.3.6.b) Représentativité par rapport au phénomène de fissuration à chaud 183
IV.4. Compréhension du phénomène de fissuration à chaud en soudage bord à bord 187
IV.4.1. Approche phénoménologique du phénomène de fissuration à chaud en soudage laser bord à bord 187
IV.4.1.a) Validation de l'approche en traction à l'état pâteux 187
IV.4.1.b) Application au soudage bord à bord 190

IV.4.2. Approche à pression de liquide du phénomène de fissuration à chaud en soudage laser bord à bord 194
IV.4.2.a) Description de la géométrie 194
IV.4.2.b) Expression du critère 196
IV.4.2.c) Calcul des paramètres 197
IV.4.2.d) Résultats du modèle 199
IV.4.3. Conclusions sur les modèles de prédiction de la fissuration à chaud en soudage bord à bord 200
IV.5. Bilan du chapitre IV 201

Chapitre V : Caractérisation mécanique des soudures 203
V.1. Propriétés mécaniques des soudures saines 203
V.1.1. Profils de microdureté 203
V.1.1.a) Allure générale 203
V.1.1.b) Analyse de l'été de précipitation des différentes zones 204
V.1.1.c) Influence des paramètres de soudage sur les profils de microdureté 206
V.1.1.d) Influence d'un traitement thermique post soudage 207
V.1.2. Essais de traction 209
V.1.2.a) Allure générale des courbes de traction 209
V.1.2.b) Influence de la stabilité du procédé de soudage laser 210
V.2. Influence de la composition en silicium sur les propriétés mécaniques des soudures 212
V.2.1. Influence de la composition en silicium sur les propriétés globales d'une soudure 212
V.2.2. Influence de la composition en silicium sur les propriétés locales 214
V.2.2.a) Influence de la composition en silicium sur la dureté de la zone fondue 214
V.2.2.b) Influence de la composition en silicium sur les propriétés en traction de la zone fondue 214
V.2.2.c) Compréhension du comportement global de la soudure 216
V.2.2.d) Faciès de rupture caractéristiques 219
V.2.3. Conclusions sur l'influence du taux de silicium dans la zone fondue sur les propriétés mécaniques des soudures 220
V.3. Simulation de l'essai de traction 222
V.3.1. Paramètres de la simulation 222
V.3.2. Cartographie des déformations 222
V.3.2.a) Pour l'éprouvette 52 (2.4%Si) 222
V.3.2.b) Pour l'éprouvette 55 (1.81%Si) 224
V.3.3. Courbes de charge 225
V.4. Bilan du chapitre V 228

Conclusions et perspectives **229**

1. Principaux résultats 229
    1.1. Microstructure du joint soudé 229
    1.2. Défaut de fissuration à chaud en soudage 230
    1.3. Rhéologie de l'alliage à l'état pâteux 230
    1.4. Fissuration à chaud en soudage laser 231
    1.5. Propriétés mécaniques des soudures 231
    1.6. Intérêt des dispositifs expérimentaux 232
2. Perspectives 232
    2.1. Liaison entre le comportement rhéologique et le soudage 232
    2.2. Compréhension de la rhéologie à l'état pâteux et fissuration à chaud à forte vitesse de refroidissement 233

Références bibliographiques **235**

Annexe I : Paramètres des différents essais de soudage **243**

Annexe II : Courbes de fraction de solide en fonction de la température fournies par Prophase **247**

Annexe III : Conditions du calcul thermique de l'essai de traction non isotherme **253**

Annexe IV : Code de calcul Scilab pour la simulation de l'essai de traction non isotherme **255**

Annexe V : Code de calcul Castem pour la simulation de l'essai de traction sur soudure **259**

Introduction

1. Généralités

Les transports aériens sont aujourd'hui en plein essor : le nombre d'avions construits et le trafic aérien augmentent de manière exponentielle. Cette inflation a entraîné de nombreuses innovations technologiques et des changements fondamentaux en termes de conception des structures. Des premiers avions en bois et en papier du début du XXème siècle, nous sommes passés à des gros porteurs constitués d'alliages métalliques optimisés et de composites à haute résistance mécanique. Dans cette course vers des propriétés accrues et contre le poids, les alliages d'aluminium se sont naturellement imposés. On peut estimer qu'un avion moderne est constitué à 70% d'aluminium. Il est présent dans toute la structure (figure 0.1):

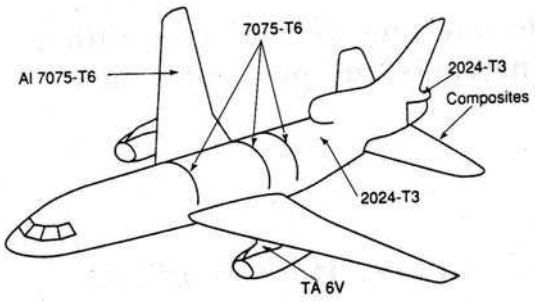


Figure 0.1: exemples d'utilisation d'alliages d'aluminium en aéronautique [Intro]

Les composites se sont eux aussi beaucoup développés dans l'aéronautique gagnant une part importante sur l'aluminium ces dernières années. Ainsi a-t-on assisté à une évolution des matériaux utilisés par exemple sur les différents Airbus (figure 0.2) :

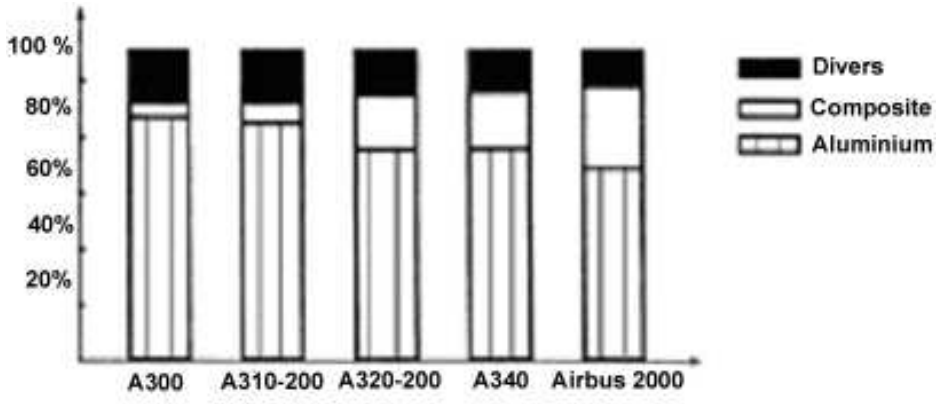


Figure 0.2 : Evolution des matériaux dans un Airbus [Intro]

Le choix des matériaux semble désormais avoir été optimisé et la proportion des composites est maintenant stable. Ainsi les innovations technologiques se tournent maintenant vers les procédés d'assemblage. En effet, afin de gagner du poids et donc pouvoir construire de plus gros avions, une méthode serait d'éliminer les rivets servant à joindre les tôles entre elles. Jusqu'à une époque récente, seuls le rivetage et le boulonnage étaient utilisés en tant que moyens d'assemblage. Pourtant, le rivetage présente trois problèmes en plus de celui de la masse. Premièrement, le rivetage implique des concentrations de contraintes non négligeables qui sont bien évidemment néfastes à la tenue des assemblages. Le second problème est lié à la mauvaise résistance à la corrosion des structures rivetées. Enfin, le rivetage est difficilement automatisable et donc cher. Le soudage est une voie possible de remplacement du rivetage. C'est ce constat qui amène les industriels et en particulier EADS à étudier le soudage par faisceau laser.

Le soudage par laser présente un intérêt industriel évident : c'est un procédé facilement automatisable, rapide et présentant des avantages économiques. Cependant c'est un procédé assez nouveau qu'il faut apprendre à maîtriser. Plusieurs types de défauts peuvent apparaître lors du soudage laser : porosités, cavités ou fissuration à chaud. C'est ce dernier qui sera le thème de notre étude. En effet, la fissuration à chaud rend la pièce soudée inutilisable et donne des caractéristiques mécaniques très médiocres à l'assemblage si elle n'est pas détectée, ce qui n'est pas envisageable dans l'industrie aéronautique. Ce défaut a été étudié durant les dernières années pour le procédé de fonderie même si l'influence des paramètres microstructuraux sur son apparition n'est pas encore établie avec certitude. En revanche, l'étude de la fissuration à chaud lors du soudage et en particulier lors du soudage laser est un thème en plein essor compte tenu de l'utilisation industrielle de ce procédé. Le but de ce projet est donc d'apporter des éléments de réponse sur les mécanismes qui régissent la fissuration à chaud lors du soudage laser. La maîtrise de l'influence des différents paramètres du procédé sur les phénomènes mis en jeu lors de l'apparition de fissures à chaud permettrait ainsi de généraliser l'utilisation de ce procédé d'assemblage.

2. Contexte de l'étude

Ce travail de thèse s'inscrit dans le cadre du projet Allègement des Structures dans l'Aéronautique (ASA), débuté en octobre 2000 et s'achevant en octobre 2004. Ce projet est coordonné par le Réseau de Recherche et d'Innovation Technologiques Matériaux et Procédés (Ministère de l'Industrie). Le but de ce projet est d'explorer deux approches possibles afin de réduire le poids des aéronefs :

- Développer les performances de matériaux et des procédés
- Optimiser les structures

Trois thèmes de recherche sont donc présents dans ASA :

- Thème 1 : Optimisation du calcul pour le dimensionnement des structures en aéronautique.
- Thème 2 : Maîtrise de l'assemblage par soudage dans l'aéronautique.
- Thème 3 : Allègement par introduction de nouveaux matériaux.

Ce projet regroupe plusieurs partenaires universitaires, parmi lesquels l'Institut National Polytechnique de Grenoble (INPG), l'Institut National de Sciences Appliquées de Lyon (INSA Lyon), l'Ecole Centrale de Lyon (ECL), l'Ecole Centrale de Paris (ECP), l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris (ENSMP), l'Université Technologique de Compiègne (UTC), l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint Etienne (ENSMSE), et l'IUT du Creusot. Le Centre Commun de Recherche d'EADS et Pechiney ALCAN constituent quant à eux, les partenaires industriels de ce projet qui regroupe 8 thèses et post-docs.

Cette thèse fait partie du thème 2 du projet ASA et a pour principal but d'étudier le phénomène de fissuration à chaud lors du soudage Laser et de comprendre l'influence des paramètres du procédé sur l'apparition de ce défaut.

3. Présentation du rapport

Le rapport est divisé en cinq chapitres.
Le premier présente une revue bibliographique du sujet. Le procédé de soudage laser est décrit ainsi que l'influence des paramètres du procédé sur la qualité des soudures obtenues. Ensuite, une brève introduction à la famille de l'alliage d'étude est présentée. Enfin, le phénomène de fissuration à chaud est détaillé. Les essais permettant de caractériser les alliages par rapport à leur sensibilité à la fissuration à chaud ainsi que les modèles de fissuration à chaud et de rhéologie à l'état semi solide sont décrits.
Le deuxième chapitre du rapport concerne les matériaux et les techniques expérimentales utilisés lors de cette étude. Les résultats expérimentaux obtenus sur l'alliage de base (6056) y sont présentés.
Le troisième chapitre est tout d'abord consacré à l'étude de la microstructure résultant du procédé de soudage. Il s'attache aussi à décrire les caractéristiques de la fissuration à chaud en soudage laser. Enfin, les différents essais de soudage laser permettant de cerner l'influence des paramètres du procédé sur la présence de fissures à chaud sont présentés.
Une fois les paramètres clés pour l'obtention de ce défaut déterminés, nous avons développé des expériences modèles de traction à l'état pâteux permettant d'appliquer un état de contrainte de traction à l'alliage à l'état semi solide. Le quatrième chapitre présente les résultas obtenus grâce à ces expériences et le comportement à l'état pâteux de nos alliages. Ce chapitre permet de proposer un critère de rupture de films liquides lorsqu'un alliage est en train de se solidifier avec une forte vitesse de refroidissement. De plus, deux approches permettant de prédire l'apparition de fissures à chaud lors du soudage laser sont détaillées.
Enfin, le chapitre V concerne les propriétés mécaniques des soudures saines c'est-à-dire lorsque les paramètres du procédé de soudage ont été maîtrisés afin de ne plus obtenir de fissures à chaud. Nous avons alors étudié l'influence de la quantité de fil d'apport incorporé à la zone fondue sur les propriétés mécaniques locales et les propriétés globales en résultant. Une simulation aux éléments finis est proposée afin de reproduire le comportement global en traction d'une soudure à partir des propriétés locales des différentes zones.
Des conclusions et perspectives viennent clore se travail afin de proposer des pistes pour permettre une meilleure compréhension du phénomène de fissuration à chaud lors du procédé de soudage laser.

Chapitre 1.

Soudage Laser et fissuration à chaud : Etude bibliographique.

I.1. Le procédé de soudage Laser

I.1.1. Assemblage dans les structures aéronautiques

En aéronautique, les fixations doivent remplir cinq fonctions principales [Bertaux] :

i) Transmettre des sollicitations mécaniques
ii) Maintenir l'intégrité de l'assemblage vis à vis de la corrosion
iii) Transmettre des courants de métallisation et de foudre
iv) Assurer l'étanchéité en zone de réservoir
v) Rendre la maintenance aussi aisée que possible

Les principaux systèmes d'assemblages utilisés sont le rivetage et le boulonnage. Les rivets permettent la fixation de pièces minces (jonctions de fuselage ou fixation de raidisseurs). Ils sont réservés à des endroits où les efforts en cisaillement sont peu élevés. C'est dans ces cas que le soudage Laser pourrait être une technique d'assemblage concurrente. Les boulons constituent la majorité des fixations des structures des avions. Plusieurs types de boulons sont utilisés selon les propriétés recherchées (figure I.1).

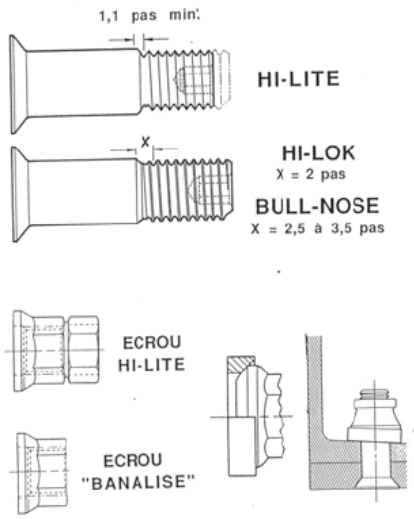


Figure I.1 : Système fileté vis + écrou à fût cylindrique rayonné et filetage court utilisé pour les fixations des structures d'avions lorsque les contraintes sont en cisaillement

I.1.2 Soudage par formation d'un capillaire

Dans une recherche de réduction de poids et de coût, l'utilisation du procédé de soudage laser s'est développée ces dernières années. Ce paragraphe présente les principales caractéristiques de ce procédé.

I.1.2.a) L'interaction laser-matériau

L'interaction faisceau laser-matériau est du type onde électromagnétique avec son milieu de propagation. Lorsque le faisceau arrive sur sa cible, une partie du rayonnement est absorbée. On peut définir une épaisseur de peau α comme la distance de propagation au bout de laquelle l'onde électromagnétique verra son amplitude diminuée d'un facteur e (exponentielle). Celle-ci est reliée à la longueur d'onde et à l'inverse de l'indice de réfraction par l'équation suivante :

$$\alpha = \frac{\lambda}{2\pi k} \quad \text{(éq. I.1)}$$

Avec λ longueur d'onde du rayonnement incident
k partie imaginaire de l'indice de réfraction complexe du solide

Dans les métaux α est de l'ordre de quelques dixièmes de nanomètre seulement, donc l'onde sera rapidement atténuée. Cependant, elle peut permettre l'échauffement et la fusion du métal si le temps d'interaction est suffisamment long.

Pour l'aluminium, la réflectivité, à température ambiante, aux rayonnements infrarouges dans le domaine d'émission des lasers est de l'ordre de 90%. Sa valeur dépend de la longueur d'onde incidente (l'aluminium absorbe plus facilement le rayonnement d'un laser YAG à 1μm que celui d'un laser CO_2 à 10μm), de l'état de surface et de l'angle d'incidence. Même si cette réflectivité diminue lorsque la température augmente, la fusion de l'aluminium reste difficile à amorcer (figure I.2).

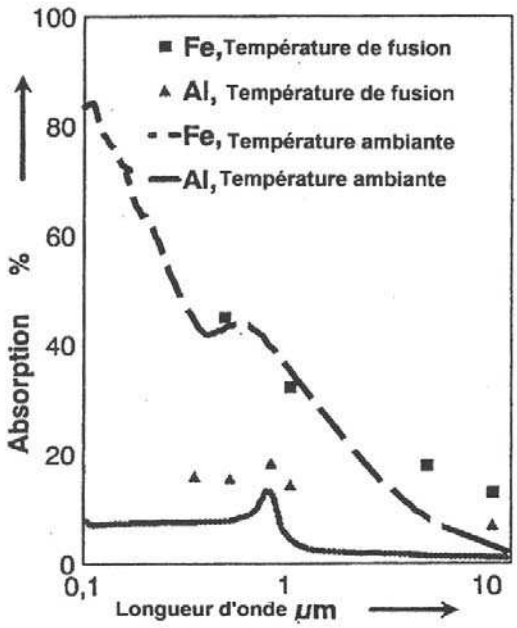


Figure I.2 : Comparaison entre l'absorption du rayonnement de l'aluminium et de l'acier selon la longueur d'onde [Mayer]

I.1.2.b) Formation du capillaire

A la différence du soudage à régime de conduction thermique (de type soudage à l'arc), le faisceau laser peut fournir une densité d'énergie très élevée. A partir de $10^6 W/cm^2$, le débit d'énergie est trop important pour pouvoir être évacué par conduction. La cible se vaporise localement créant une dépression dans le métal en fusion, les gradients de température introduisent des mouvements de convection entraînant le fluide vers l'arrière du bain. Ce sont ces deux phénomènes qui permettent de former une cavité appelée capillaire (ou keyhole) autour du faisceau.
Lorsque le faisceau se déplace, l'aval du keyhole se solidifie formant ainsi la soudure entre les deux pièces à assembler (figure I.3).

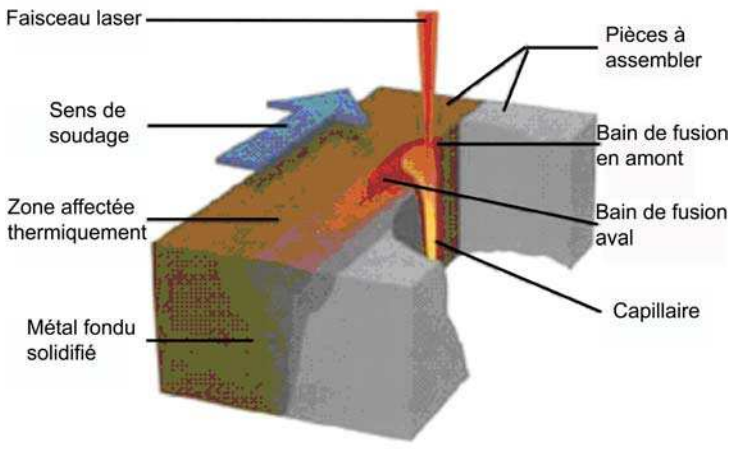


Figure I.3 : Représentation du soudage par keyhole

I.1.2 c) Géométrie et équilibre du keyhole

Il est très difficile de modéliser la forme du keyhole du fait de la complexité et de la diversité des phénomènes physiques mis en jeu. Des modèles utilisant les éléments finis prévoient, en prenant en compte la conduction, la convection et les tensions superficielles, que le keyhole n'est pas de forme cylindrique et est situé vers l'avant du bain.
La stabilité du keyhole est très importante dans le procédé de soudage car elle conditionne en partie la qualité de la soudure. Deux types de forces sont en compétition : celles qui ont tendance à refermer le keyhole (tension superficielle du liquide, gravité) et celles qui visent à son expansion (pression de vapeur et pression du faisceau). De plus le keyhole possède une instabilité intrinsèque. En effet, lors de la formation du capillaire une goutte de liquide est rejetée vers le haut. Cette goutte est instable et si elle retombe dans le capillaire elle le rebouche momentanément et emprisonne des gaz (formation de cavités).
De la stabilité du keyhole dépendra donc la qualité de la soudure et de nombreuses études se sont focalisées sur l'influence des paramètres du procédé sur cette stabilité ([Mayer2], [Zhang], [Schinzel], [Haboudou], [Tian]).

I.1.2.d) Influence des paramètres de soudage

Le soudage laser fait intervenir de nombreux paramètres pratiques qui ont une influence importante sur la qualité de la soudure. Dans cette partie nous nous intéresserons aux plus courants et nous nous attacherons à décrire leurs effets sur la soudure.

La puissance du laser

La puissance du laser conditionne principalement la profondeur de pénétration du faisceau. Celle-ci est de toute façon plus faible pour les alliages d'aluminium que pour les aciers du fait de leur forte réflectivité (figure I.4). En fait, plus que la puissance, c'est la densité de puissance qui est importante, de sorte que l'on utilise des optiques à distance focale courte (de 100 à 200 mm) et des lasers possédant une bonne qualité de faisceau (petite tache focale). La vitesse de soudage est aussi très liée à la puissance si l'on veut connaître la quantité d'énergie apportée.

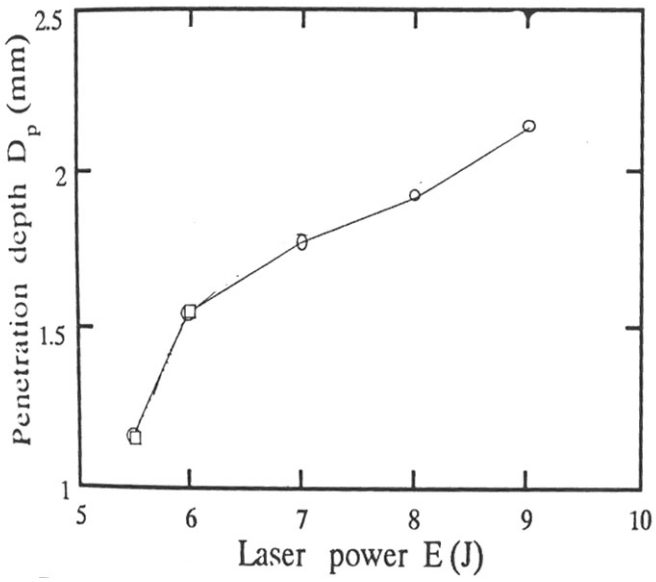


Figure I.4 : variation de la pénétration de soudage en fonction de la puissance du laser dans le 5052 [Kim]

Positionnement et nombre de faisceaux

La position du point focal du laser semble jouer un rôle sur la qualité de la soudure. En effet, si le point focal se trouve au dessus de la surface à souder, le nombre de porosités diminue. En revanche, si celui-ci se trouve en dessous de la surface à souder la profondeur de pénétration est plus importante [Yamaoka]. Cependant, la plupart des études sont réalisées avec le point focal à la surface des tôles.

De plus en plus d'études se focalisent sur l'influence d'un deuxième faisceau Laser lors du soudage. On peut obtenir ce deuxième faisceau en utilisant deux sources différentes ou en plaçant un prisme sur la trajectoire d'un faisceau pour le séparer en deux. Plusieurs configurations sont alors possibles : les deux faisceaux peuvent être placés soit l'un derrière l'autre (tandem) soit l'un à côté de l'autre. L'intérêt de ce dernier cas est de pouvoir tolérer des jeux entre les tôles à souder plus importants. On réduit ainsi le temps de préparation des pièces à souder. La configuration tandem, quant à elle, permet de diminuer la vitesse de refroidissement en aval. Ce procédé semble réduire le taux de porosités et de fissuration à chaud dans les alliages d'aluminium de par une plus grande stabilité du keyhole [Haboudou]. On peut aussi citer comme exemple, l'utilisation de cette configuration dans les aciers afin de réduire le pourcentage de martensite au profit de la bainite (augmentation de la ténacité) [Xie].

Lorsque l'on utilise deux sources distinctes, les deux faisceaux forment un angle ; on peut alors facilement changer l'espacement entre les deux faisceaux et leur puissance respective. En revanche, dans le cas d'une seule source que l'on sépare, les deux faisceaux sont parallèles et leur espacement est en général assez important du fait de l'encombrement des têtes. Dans les deux cas, le changement d'espacement inter faisceau modifie le mécanisme de soudage [Xie]. Lorsque l'espacement est grand, le second laser sert uniquement de source de chaleur pour un traitement thermique post soudage. En réduisant

la distance entre faisceaux, on obtient deux keyholes dans un même bain de fusion. Enfin, pour des espacements faibles, un seul keyhole subsiste.

La vitesse de soudage

La vitesse de soudage, de même que la position du point focal, fait varier la profondeur de pénétration. Pour une vitesse élevée la profondeur est moindre car le temps d'interaction est plus court (figure I.5).

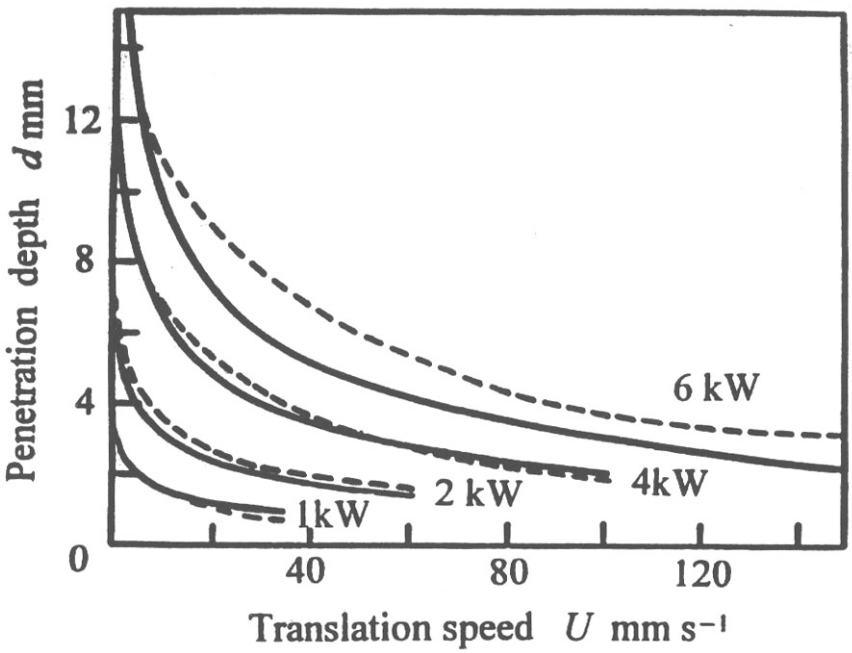


Figure I.5 : variation de la pénétration de soudage en fonction de la vitesse pour des puissances de laser différentes dans un acier [Dowden]. Les courbes continues représentent le modèle, les courbes pointillés les valeurs expérimentales.

Mais l'augmentation de la vitesse augmente aussi le transfert d'énergie du faisceau à la pièce. Ceci s'explique par une diminution des pertes par conduction et des réflexions plus nombreuses sur les parois du keyhole incliné.
Un autre effet de la vitesse de soudage ([Haboudou]) est la stabilisation du keyhole. Selon cette étude, plus la vitesse de soudage est grande et moins celui-ci a tendance à se refermer. Le nombre de porosités dans la soudure doit donc diminuer. Cependant, le temps disponible pour qu'une bulle remonte à la surface du bain liquide et ainsi disparaisse est plus court. La vitesse de soudage présente donc un optimum en ce qui concerne le nombre de porosités : aux faibles vitesses le capillaire est instable mais aux fortes vitesses le temps pour évacuer les bulles est trop court. On enregistre ainsi une densité faible de porosités pour des vitesses intermédiaires [Katayama].

La protection gazeuse

La protection gazeuse a deux rôles essentiels lors du soudage : le premier est de protéger le métal en fusion de l'atmosphère afin d'éviter toute oxydation. Ceci est particulièrement important dans le cas du soudage de l'aluminium où la formation de l'alumine est très aisée. Le second est d'assurer un meilleur échange thermique entre le faisceau laser et le matériau.
La nature de la protection gazeuse est variable : on peut au choix utiliser l'argon, l'hélium ou l'azote. L'utilisation d'un gaz réactif comme l'azote permet d'avoir un bain de fusion beaucoup plus large mais la formation de nitrures est un facteur limitant. En effet, les nitrures d'aluminium peuvent changer les caractéristiques à la rupture des soudures. Cependant [Katayama2] a montré que dans le cas du soudage laser par YAG, il n'y avait pas de nitrures dans le bain fondu. Quant à l'hélium, il permet un meilleur transfert de chaleur et n'a pas d'effet d'écran sur le faisceau mais il est moins stable que l'argon. Comme le révèle l'étude bibliographique, il n'y pas de consensus admis sur la nature du gaz à employer. Pour nos expériences, nous avons choisi l'hélium.
Le débit de la protection gazeuse est lui aussi déterminant : il doit être assez élevé pour accomplir pleinement son rôle mais pas trop pour ne pas souffler l'aluminium.
A titre de complément, on peut aussi citer comme paramètre la position de la buse d'arrivée de gaz.

Le fil d'apport

Le soudage peut se faire avec présence ou non de fil d'apport. Sa nature ainsi que sa quantité peuvent varier selon les matériaux à souder et la configuration utilisée. Ce fil permet d'une part de palier au défaut d'accostage (c'est-à-dire éviter ou alléger la préparation des surfaces) et d'autre part de contrôler la composition du bain de fusion. Le fil d'apport va changer la composition en éléments d'addition dans la soudure. On peut alors augmenter la concentration en éléments qui donneront des précipités après traitement thermique. Dans les alliages binaires, la susceptibilité à la fissuration à chaud augmente pour atteindre un maximum aux environs de la limite de solubilité de l'élément d'alliage dans l'aluminium (cf. paragraphe I.3.3.d)). Ainsi l'addition d'un fil d'apport peut éviter à l'alliage d'avoir une composition critique par rapport à ce type de défaut.
Enfin, certains auteurs se sont même intéressés à la position de l'arrivée du fil d'apport, préconisant une double buse [Schinzel].

La préparation des surfaces à souder

La qualité des soudures dépend aussi de l'état de surface des tôles à assembler. [Haboudou] montre qu'une préparation de surface diminue le taux de porosités dans les alliages d'aluminium. Cette préparation peut être soit un polissage avec du papier SiC (diminution du taux de porosité de 33% sur une soudure de AA5083 après polissage avec du papier SiC de granulométrie 800) ou un décapage au laser. Cette dernière méthode semble être la plus probante et permet de diminuer de 50% la porosité (figure I.6).

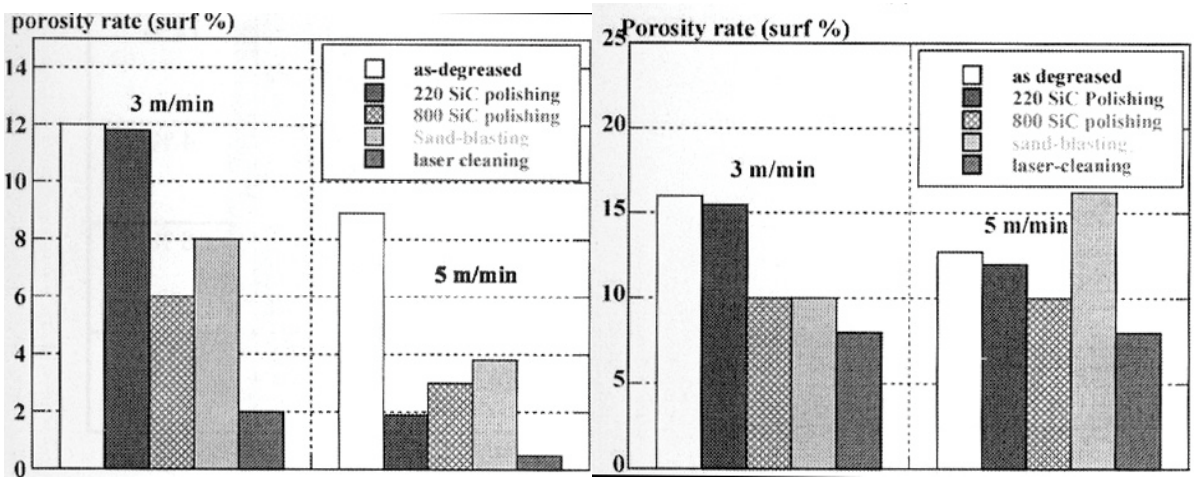


Figure I.6 : Réduction du taux de porosité grâce à la préparation de surface pour un alliage A356 et AA5083 [Haboudou]

I.1.2. e) Les défauts de soudage

Malgré les intérêts du procédé de soudage laser (cf. Introduction), son utilisation est limitée du fait des défauts qui peuvent être engendrés par ce procédé. On doit en distinguer deux types : les défauts « métallurgiques » qui sont liés à la structure métallurgique de la soudure et les défauts « géométriques » qui sont liés aux normes d'acceptation concernant la forme des soudures.

Les défauts géométriques

Il existe plusieurs types de défauts géométriques : caniveaux, surépaisseur… Les normes utilisées pour les quantifier dépendent du type de soudure et de l'application visée. La norme A89-220, donne les caractéristiques géométriques à respecter pour les soudures TIG ou MIG (figure I.7):

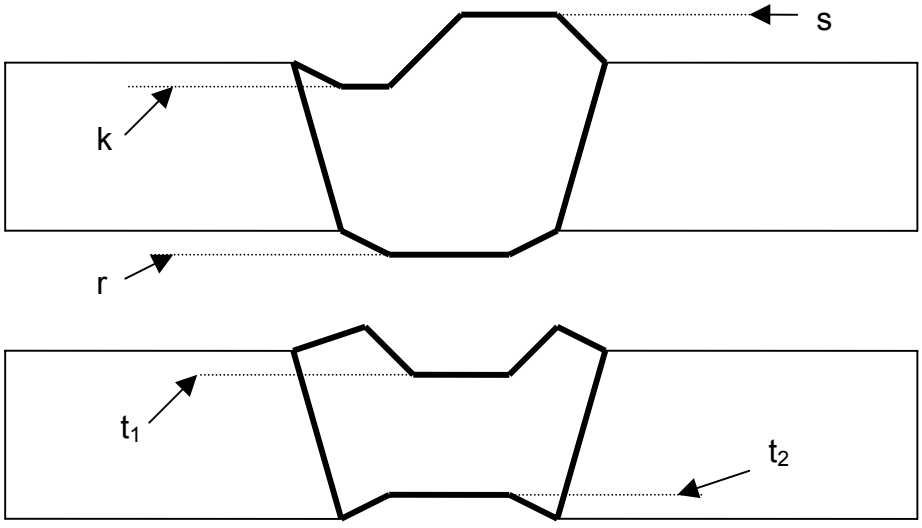


Figure I.7 : Les différents types de défauts géométriques

Avec : k : caniveau (k<0.3 mm)
s,r : surépaisseur (s,r<e/5, avec e épaisseur des tôles)
t_1 : manque d'épaisseur à l'endroit (t_1=0)
t_2 : manque d'épaisseur à l'envers (t_2<0.3 mm)
Enfin, un autre défaut géométrique de soudage est le manque de pénétration lorsque la soudure n'est pas débouchante dans le cas d'une soudure bord à bord ou lorsque les deux keyholes ne se rejoignent pas dans une soudure en T (figure I.8). Une bonne maîtrise du procédé de soudage et des paramètres influant sur la forme du cordon est nécessaire afin d'éviter les défauts géométriques.

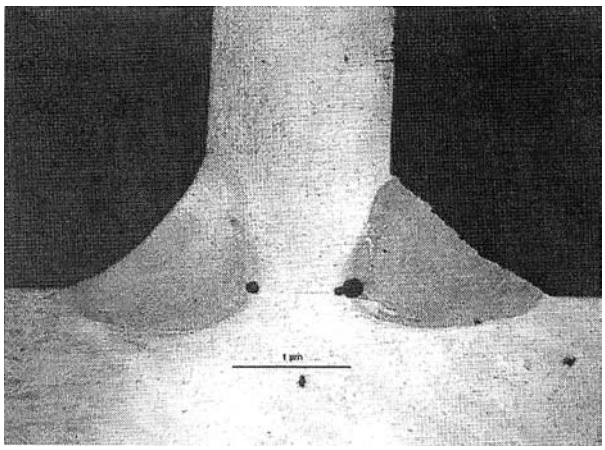


Figure I.8 : Manque de pénétration en soudage en T [Cicala].

Les défauts métallurgiques

Le principal défaut rencontré dans les soudures laser est la porosité. L'origine de la porosité vient de la différence de solubilité de l'hydrogène (d'un facteur 70) entre l'aluminium liquide et l'aluminium à l'état solide. Le gaz absorbé lorsque l'alliage est à l'état liquide est rejeté lors de la solidification et peut former des porosités s'il n'a pas le temps d'être évacué à la surface de la soudure. Les porosités sont de forme sphérique et régulière (figure I.9).

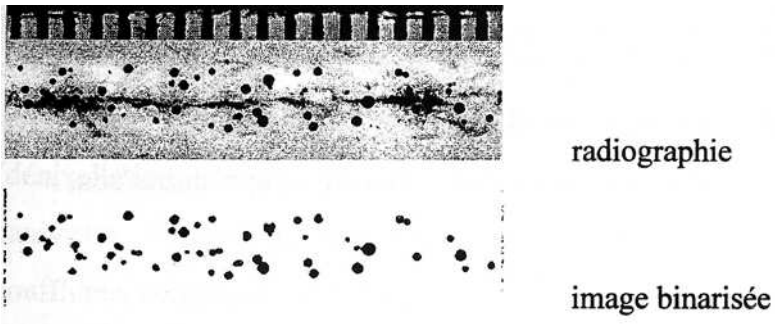


Figure I.9 : Porosité lors du soudage par laser CO_2 de tôles d'Al-Mg [Mayer].

Un deuxième type de défaut rencontré est la formation de cavités. Elles ressemblent aux porosités mais elles présentent une forme irrégulière et proviennent de l'emprisonnement de

gaz provenant du milieu extérieur lorsque le keyhole se referme (cf 1.2.2 b)). C'est un défaut qui est produit par l'instabilité du procédé de soudage et qui ne dépend pas d'une propriété intrinsèque du matériau.
Enfin le dernier type de défaut est la fissuration à chaud (ou crique à chaud). Ce défaut est potentiellement le plus grave car il peut entraîner la séparation totale du cordon juste après soudage. Ces fissures sont des défauts qui apparaissent à la fin de la solidification du cordon. On peut observer soit des microfissures qui seront nocives pour les propriétés mécaniques du cordon soit des macrofissures lorsque le cordon est entièrement fissuré et que les deux pièces ne sont donc pas assemblées. Les origines de la fissuration à chaud seront décrites dans la partie I.3.1.

I.2. Matériaux d'étude

I.2.1. La série 6xxx

Les alliages de la série 6xxx ont comme principaux éléments d'addition le magnésium et le silicium. Ils peuvent aussi contenir du cuivre, du manganèse et d'autres éléments en plus petite quantité. En effet, l'addition de manganèse (ou de chrome) dans la plupart des alliages de la série 6xxx permet d'augmenter leur limite élastique et de contrôler la taille de grain. Le cuivre possède le même effet sur ces alliages mais lorsqu'il est présent à plus de 0.5% il peut réduire la résistance à la corrosion.
La composition moyenne d'un alliage de la série 6xxx est donnée dans le tableau I.1 [Lloyd] :

Mg	Si	Cu	Fe	Mn	Zn	Cr	Ti
0.5-1.4	**0.6-1.5**	**≤0.10**	**≤0.30**	**≤0.10**		**≤0.10**	**≤0.10**

Tableau I.1 : composition moyenne de la série 6xxx

La série 6xxx fait partie des alliages d'aluminium à durcissement structural. Ces alliages subissent des traitements thermiques permettant une précipitation durcissante, fine et homogène qui augmente les propriétés mécaniques de l'alliage. Bien que celle-ci ait été considérablement étudiée, la séquence de précipitation dans la série 6xxx, très complexe, est toujours soumise à discussions. Elle dépend notamment du rapport des concentrations en magnésium et silicium ainsi que de la présence ou non de cuivre.

I.2.2. La précipitation dans les Al-Mg-Si

Dans ces alliages, le durcissement est assuré par la phase métastable β'' [Miao]. Cette phase est présente pour le traitement thermique au pic de dureté. Si l'alliage contient un excès de silicium on assiste à une précipitation plus fine de cette phase durcissante [Matsuda]. Nous allons détailler la séquence de précipitation observée en fonction de la composition en silicium de l'alliage.

I.2.2. a) Sans excès de silicium

Lorsque le rapport atomique Mg/Si est égal à 2 (rapport massique 1.731), la séquence de précipitation est classiquement:

Amas d'atomes de Si→ zones GP → précipités β'' → précipités β' → βMg_2Si

Les zones GP sont les zones de Guinier Preston, les précipités β'' et β' sont des précipités métastables dont la structure est décrite dans la suite.
Cependant, des études récentes ([Edwards], [Murayama]), notamment en utilisant des sondes atomiques, suggèrent que les premières étapes de la précipitation sont plus complexes. Le premier stade verrait la formation d'amas d'atomes de Si et d'amas d'atomes

de Mg. Puis des co-amas de Mg et Si apparaîtraient avec la même composition chimique que les zones GP à qui ils donneraient naissance.

I.2.2. b) Avec excès de silicium

L'excès de silicium par rapport à la stoechiométrie de la phase Mg_2Si change considérablement les phases en présence dans les alliages Al-Mg-Si. [Matsuda2] a observé trois autres phases dans la séquence de précipitation avant l'apparition de la phase β. Ces phases ne sont pas décrites ici car elles sortent du contexte de notre étude.
Enfin les phases d'équilibre sont soit β si l'excès de silicium n'est pas trop important, soit du silicium le cas échéant.

I.2.3. La précipitation dans les Al-Mg-Si-Cu

I.2.3. a) Séquence de précipitation

Dans ces alliages, la séquence de précipitation dépend du rapport des concentrations en silicium et magnésium mais aussi du taux de cuivre. Les phases métastables qui suivent l'apparition de la phase β'' sont nombreuses et encore mal appréhendées [Esmaili]. Nous nous attacherons donc simplement à mieux comprendre les phases qui se forment à l'équilibre en fonction des concentrations en éléments d'alliages.
Les phases à l'équilibre dans les alliages Al-Mg-Si-Cu peuvent être représentées grâce à trois tétraèdres de composition. Dans chacun d'entre eux, un équilibre à quatre phases peut être trouvé. A chaque fois, on retrouve la solution solide à base d'aluminium α et la phase quaternaire Q. La composition de Q n'est pas encore connue parfaitement, plusieurs compositions sont proposées comme par exemple $Al_3Cu_2Mg_9Si_7$ [Wolverton]. En plus de α et Q, deux autres phases sont présentes parmi θ (Al_2Cu), β et (Si). On peut représenter le diagramme de phase à la température ambiante par la figure I.10 [Chakrabarti] :

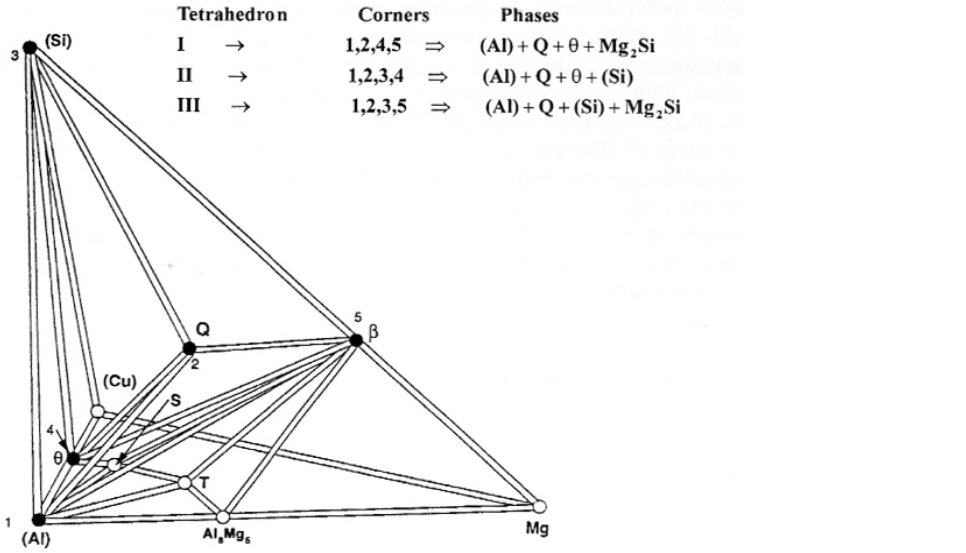


Figure I.10 : Diagramme de phase de Al-Mg-Si-Cu à température ambiante [Chakrabarti].

Selon la composition de l'alliage, on peut se trouver dans l'un ou l'autre des tétraèdres. Le tétraèdre I est défini par les phases d'équilibre α, Q, θ et β. Le deuxième est défini par α, Q, θ et Si. Enfin les sommets du tétraèdre III sont constitués par α, Q, Si et β.
On peut représenter le diagramme de manière plus simple en considérant le ratio Mg:Si en poids. Si celui-ci est supérieur à 1, la composition de l'alliage se trouve dans le tétraèdre I. Si le rapport est inférieur à 1, on se déplace vers le tétraèdre II. Enfin si la concentration en Cu est faible (0.2-0.5%), on se trouve dans le tétraèdre III. On peut donc projeter les tétraèdres sur une surface perpendiculaire à la droite reliant α et Q (figure I.11):

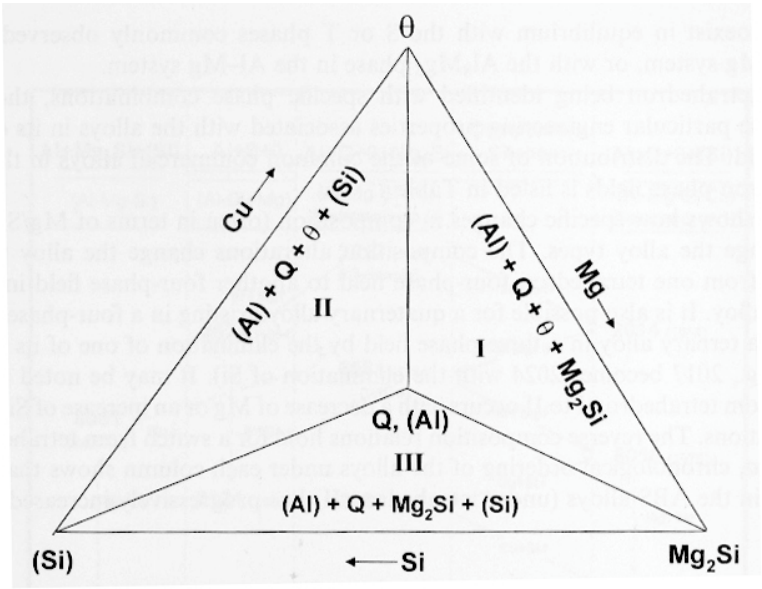


Figure I.11 : Projection du diagramme de phase de Al-Mg-Si-Cu à température ambiante. La ligne verticale représente un ratio Mg/Si=1 (en poids) [Chakrabarti].

I.2.3.b) Mécanismes de durcissement dans les Al-Mg-Si-Cu

De même que pour les alliages Al-Mg-Si, le durcissement des 6000 au cuivre se fait grâce à la phase métastable β''. Cependant l'addition de cuivre entraîne la formation de la phase Q qui possède plusieurs précurseurs successifs. L'un d'eux (phase L [Sagalowicz]) se présentant sous forme de lattes semble participer lui aussi au durcissement structural des alliages Al-Mg-Si-Cu [Chakrabarti].

I.2.4. Structure cristallographique des principales phases

Dans le tableau I.2 sont regroupées les structures des principales phases stables et métastables rencontrées dans les alliages Al-Mg-Si-Cu [Esmaili]:

Phase	β''	β'	β	Q'	Q	θ
Structure	Monoclinique	Hexagonale	CFC	Hexagonale	Hexagonale	Tetragonale
Paramètres (nm)	a=1.52 b=0.405 c=0.67 α=105°	a=0.705 c=0.405	a=0.639	a=1.03 c=0.404	a=1.04 c=0.402	a=0.607 b=0.487

Tableau I.2 : structure et paramètres de maille des principales phases dans les alliages Al-Mg-Si-Cu

Les précipités β'' se présentent sous la forme d'aiguilles cohérentes, allongées selon les directions <100> de la matrice α.
Les phases β' sont des tiges allongées dans les directions <100> de la matrice α et le plan (0001) de β' est parallèle au plan (001) de α.
La phase β Mg2Si est sous forme de plaquettes selon les directions <100> de α. Ici, le plan (001) de β est parallèle au plan (100) de α [Polmear].
La phase Q' se présente sous la forme de lattes selon les directions <100> de la matrice. Le plan (001) de la matrice est parallèle au plan (0001) de Q'.
Le plan (001) de θ est parallèle au plan (001) de la matrice d'aluminium.

I.2.5. L'alliage 6056

Cet alliage de la famille des 6xxx a la particularité de contenir du cuivre en quantité non négligeable, c'est à dire du même ordre que le magnésium et le silicium. Il a été beaucoup étudié car ses qualités en font un alliage de choix pour des applications concernant le fuselage des avions. Les caractéristiques mécaniques de cet alliage dans l'état T4 (mis en solution puis trempé) sont :
$\sigma_{0.2\%}$ = 200 MPa
σ_R = 345 MPa
ε_R = 29%
Cet alliage nous servira de matériau de base pour les soudures réalisées au cours de cette étude. On donne ici la composition fournie par Pechiney de cet alliage en poids pour cent (tableau I.3) :

Mg	Si	Cu	Mn	Fe
0.86	0.92	0.87	0.55	0.19

Tableau I.3 : composition du 6056 (% en poids)

Du fait de sa composition, les phases d'équilibre du 6056 devraient se trouver dans le tétraèdre I ou II (%Cu>0.5 et Mg/Si≈1). Cependant des études réalisées sur des alliages de composition proche du 6056 permettent de constater la présence de la phase β après un traitement thermique [Matsuda3], [Davydov]. Cet alliage se situe donc dans le tétraèdre I. Les phases d'équilibre doivent donc être α, Q, θ et β. Evidemment cela suppose de considérer que la présence de Mn et de Fe n'apporte pas de nouvelles phases. Si on considère que le manganèse, qui forme des Al_6MnFe et AlMnSiFe, n'a qu'un rôle d'affinage, on peut grâce au logiciel Thermocalc faire une courbe isoplète selon la concentration en silicium du diagramme d'Al-Mg-Si-Cu (figure I.12) :

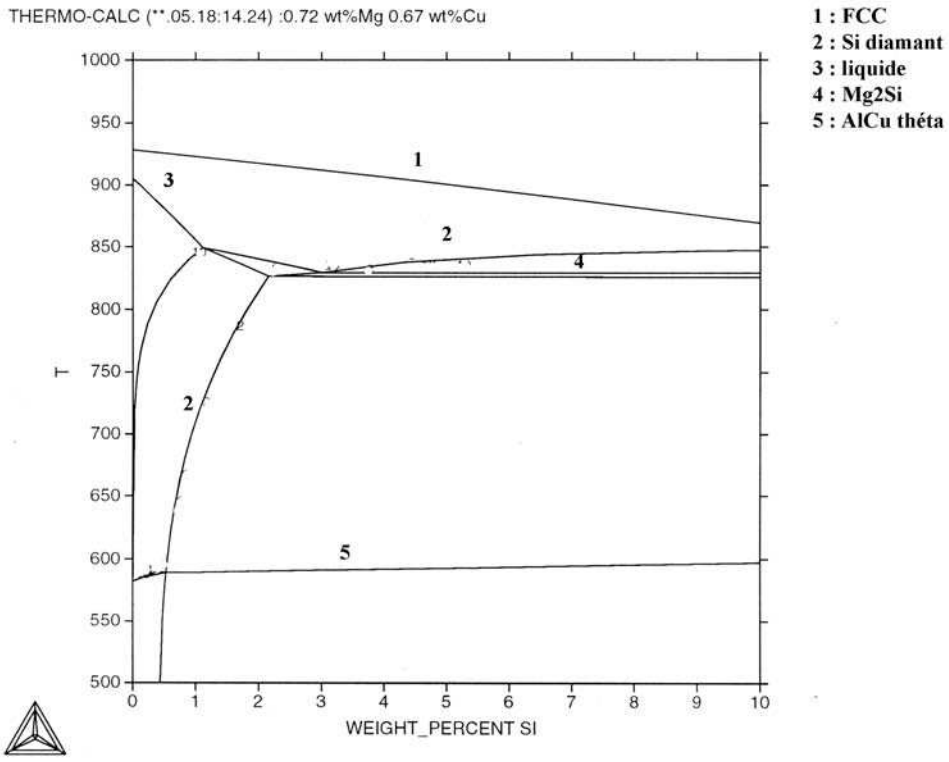


Figure I.12: coupe isoplète de Al-Mg-Si-Cu simulée par Thermo-calc

Les concentrations fixées pour le cuivre et le magnésium sont de 0.67%pds et de 0.72 %pds respectivement. Elles correspondent aux concentrations données par la microsonde de l'alliage 6056 que nous avons utilisé.

Il est intéressant de noter que si on augmente le taux de silicium, on doit passer dans le tétraèdre II et donc former une phase Si diamant. On retrouve ceci sur la coupe isoplète. Cette tendance est importante dans notre cas car, dans la zone fondue, le taux de silicium sera plus important du fait de l'ajout de fil d'apport : la phase silicium devrait donc pouvoir être observée dans la zone fondue.

Cependant, du fait de la forte vitesse de refroidissement lors du procédé de soudage Laser, les phases obtenues peuvent être différentes de celles que l'on devrait obtenir à l'équilibre.

En ce qui concerne les phases métastables présentes dans le 6056, la précipitation au pic de dureté a été caractérisée dans [Donnadieu] : on voit apparaître une seule phase qui correspond à β''. Ceci correspond à la séquence de précipitation attendue.
Le 6056 utilisé dans notre étude se présente sous la forme de plaques dont l'épaisseur varie entre 1.6 mm et 2.5 mm selon les paramètres de soudage que l'on veut étudier. Le matériau est fourni dans un état T4. Comme il a été vu précédemment cela veut dire qu'il a été mis en solution puis trempé. Il n'a pas subi de traitement thermique mais simplement un vieillissement à température ambiante pendant plusieurs mois.

I.2.6. Le fil d'apport

Pour nos soudures nous avons utilisé un fil d'apport qui est un alliage 4047 (Al-Si eutectique). Sa composition est donnée dans le tableau I.4 :

Mg	Si	Cu	Mn	Fe
0.10	12.0	0.3	0.15	0.8

Tableau I.4 : composition du 4047 (% en poids).

Cet alliage se présente sous la forme de fil extrudé de diamètre 0.8 mm ou 1 mm selon les paramètres du procédé que l'on veut étudier.

I.3. La fissuration à chaud

I.3.1. Introduction

La fissuration à chaud (ou crique à chaud) est un défaut qui se produit lorsqu'un alliage est en cours de solidification : il est donc susceptible d'être rencontré dans tous les procédés pour lesquels un alliage, soumis à des contractions de solidification, passe de l'état liquide à l'état solide. La solidification se produit entre la température de liquidus et la température de solidus :. c'est l'intervalle de solidification ; ici, coexistent la phase solide et la phase liquide. L'alliage est alors à l'état pâteux. Au fur et à mesure du refroidissement, on passe continûment d'un état où les dendrites baignent dans un liquide continu à un état où l'on a un squelette solide connecté avec des poches de liquide résiduel puis à un solide. Lorsque les particules de solide peuvent commencer à interagir entre elles, on parle de zone pâteuse cohérente : celle-ci est présente entre la température de cohérence et la solidification complète. C'est cette zone qui nous intéresse car la fissuration à chaud se produit dans l'intervalle de température correspondant.
Afin de décrire les différents phénomènes entrant en jeu lors de la formation de fissures à chaud, nous allons tout d'abord nous intéresser au processus de solidification avant de nous concentrer sur l'origine de la fissuration à chaud.

I.3.2. Solidification

On s'attachera ici à décrire succinctement la solidification d'un alliage métallique afin de mieux comprendre la formation du défaut de fissuration à chaud. Les ouvrages de [Kurz] et de [Flemings] présentent une explication plus détaillée des processus de solidification.
Comme indiqué précédemment, lors de la solidification d'un alliage, il existe un intervalle de température (intervalle de solidification) entre les températures du liquidus et du solidus où l'on trouve à la fois la phase solide et la phase liquide. L'alliage est alors à l'état pâteux. Au fur et à mesure que la température diminue, la morphologie de la zone pâteuse va évoluer en 4 étapes successives pour atteindre l'état solide. La microstructure (taille, morphologie des grains, ségrégation, précipités, défauts,..) du solide obtenu dépend des paramètres de la solidification : vitesse de refroidissement, gradients thermiques, etc.

I.3.2.a) La germination

De la même manière que pour les transformations à l'état solide, la première étape de la solidification est la germination de particules solides dans le liquide. Deux types de germination sont possibles : la germination homogène, c'est-à-dire la solidification d'un noyau d'atomes du liquide grâce à des fluctuations statistiques dues à l'agitation thermique, ou la germination hétérogène. C'est en général cette seconde qui se produit car dans ce cas, la barrière d'enthalpie de germination est plus faible : celle-ci peut se faire sur des particules présentes dans le liquide que l'on appelle inoculant ou affinant, ou sur les parois du moule en fonderie. Celles-ci vont augmenter le nombre de sites de germination et donc permettre d'avoir une taille de grains plus faible. Dans les procédés de fonderie de l'aluminium, on

utilise en général un alliage contenant du titane et du bore (AT5B, 5%pds de Ti et 1%pds de B).

I.3.2.b) La croissance

Au fur et à mesure de la solidification, l'interface solide/liquide se déplace. Le front solide/liquide peut être plan, cellulaire ou dendritique en fonction de la composition et de la vitesse de refroidissement (ou de la vitesse d'avancée du front si le gradient thermique est fixé) comme indiqué sur la figure I.13.

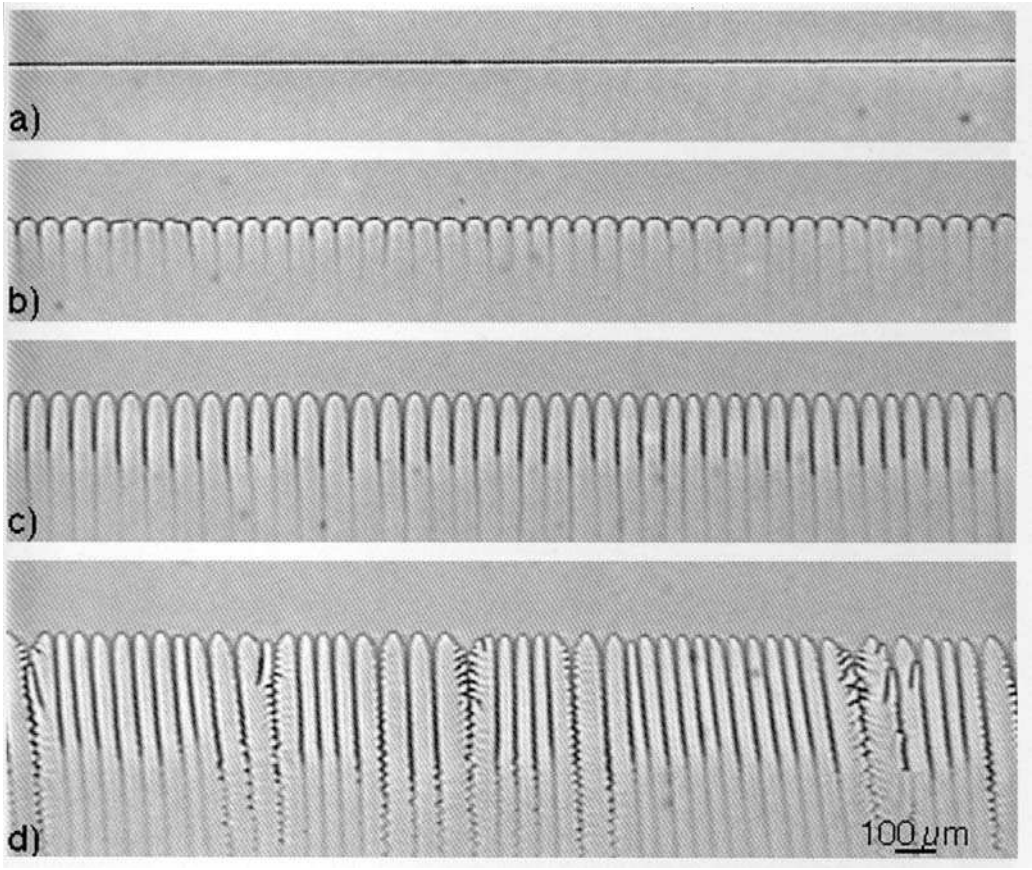


Figure I.13 : forme de l'interface solide/liquide en fonction de la vitesse d'avancement (G=110K/cm, a) V=1.9 µm/s, front plan, b) V=3.4 µm/s, cellules peu profondes, c) V=5.1 µm/s, cellules profondes, d) V=31.1 µm/s, front dendritique. Clichés S.Akamatsu et G.Faivre) [Philibert].

En général (et c'est le cas en ce qui concerne le soudage Laser), les alliages d'aluminium se solidifient sous forme de dendrites (figure I.14).

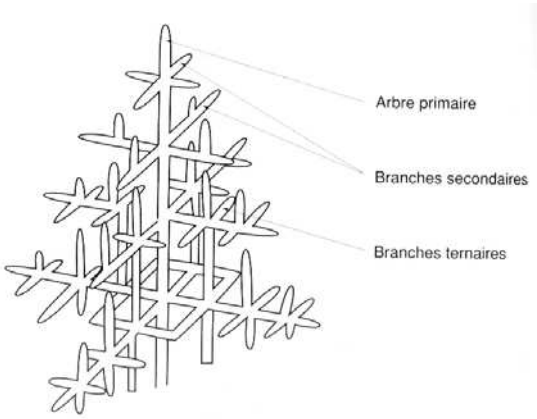


Figure I.14: schéma d'une dendrite [Philibert]

Il est intéressant de noter que les bras dendritiques se forment selon des directions cristallographiques déterminées (<100> en ce qui concerne l'aluminium). Les dendrites peuvent être équiaxes (sans direction privilégiée) ce qui est le cas lorsque les gradients thermiques sont faibles et qu'il y a présence de nombreux germes de solidification. Leur croissance est alors isotrope. Elles peuvent aussi être colonnaires : il y a alors une direction privilégiée (celle du gradient thermique) selon laquelle les bras primaires vont se développer.

I.3.2. c) Cohérence et mûrissement dendritique

Lorsque la fraction de solide est assez importante, les dendrites vont entrer en contact les unes avec les autres et ainsi former un squelette solide cohérent. Ce squelette est alors capable de transmettre des sollicitations mécaniques. La température de cohérence dendritique est atteinte. La croissance de la phase solide ne peut plus se faire par l'avancée du front liquide/solide. On assiste à la coalescence des bras primaires des dendrites et mûrissement des bras secondaires. La coalescence des bras primaires est possible lorsque les orientations cristallographiques sont proches : on formera alors des grains de même orientation. Le mûrissement des bras secondaires verra quant à lui les bras les plus petits disparaître au profit des plus gros afin de réduire l'énergie de surface de la dendrite. La distance interdendritique secondaire λ_2, correspondant à l'espacement entre les bras secondaires des dendrites, varie alors avec le temps de solidification par la loi [Kurz] :

$$\lambda_2 = 5.5\left(M.t_f\right)^{\frac{1}{3}} \quad \text{(éq.I.2)}$$

Où M est fonction de la composition de l'alliage et t_f est le temps de solidification c'est-à-dire le temps passé entre la température du liquidus et du solidus.

I.3.2. d) Solidification eutectique

Certains alliages peuvent avoir un palier eutectique en fin de solidification. Le liquide restant se solidifie en deux phases solides qui vont croître simultanément. Dans le cas des alliages complexes comme ceux de notre étude, il est probable qu'il existe un eutectique en fin de

solidification. Ainsi, les dernières poches de liquide interdendritiques devraient donner naissance à un eutectique.

I.3.2.e) Evolution de la fraction de solide avec la température

Lorsque la température décroît, la quantité de solide augmente. On exprime cette quantité par la fraction de solide massique f_s ou volumique g_s. Plusieurs modèles permettent de décrire l'évolution de cette fraction en fonction de la température. Nous nous attacherons ici à décrire les modèles classiques et celui que nous utiliserons tout au long de ce manuscrit.

La règle des leviers (ou des moments ou des segments inverses)

Cette règle décrit l'évolution de la fraction de solide lorsque l'équilibre thermodynamique est vérifié à chaque instant. Cette condition est atteinte seulement dans le cas de maintiens en température suffisamment longs pour que la composition des phases soit homogène. Il ne décrit donc que rarement la réalité mais procure une bonne première approximation. Il est évident que dans le cas du soudage Laser où la vitesse de refroidissement est très élevée, cette hypothèse ne peut être validée.
Si le liquidus et le solidus sont considérés comme rectilignes, on peut définir un coefficient de partage $k=C_S/C_L$ avec C_S composition en soluté du solide à l'équilibre et C_L composition en soluté du liquide à l'équilibre (en %pds). En général, dans les alliages d'aluminium $k<1$ c'est-à-dire que le liquide est plus riche en soluté que le solide.
Lorsque l'on solidifie une fraction de solide df_s, on peut écrire le bilan en soluté :

$$f_S dC_S + (1-f_S) dC_L = (C_L - C_S) df_S \quad \text{(éq.I.3)}$$

D'après la définition de k et si on intègre entre T_L et T, on obtient l'expression de la fraction de solide en fonction de la température :

$$f_S = \frac{1}{1-k}\frac{T_L - T}{T_m - T} \quad \text{(éq.I.4)}$$

Avec T_L la température de liquidus de l'alliage et T_m la température de fusion du métal pur.

Relation de Scheil Gulliver

Dans ce cas, on fait toujours l'hypothèse d'une homogénéisation complète du liquide mais la diffusion dans le solide est considérée comme nulle. On écrit de la même manière le bilan de soluté lorsque l'on solidifie une fraction de solide df_s :

$$(1-f_S) dC_L = (C_L - C_S) df_S \quad \text{(éq.I.5)}$$

D'où une fraction de solide :

$$f_S = 1 - \left(\frac{C_L}{C_0}\right)^{1/(k-1)} = 1 - \left(\frac{T_M - T}{T_M - T_L}\right)^{1/(k-1)} \quad \text{(éq.I.6)}$$

La relation de Scheil Gulliver décrit bien l'évolution de la fraction de solide dans le cas de la solidification unidirectionnelle. L'hypothèse de diffusion négligeable dans le solide paraît être

justifiée dans notre cas de vitesse de refroidissement, en revanche elle conduit à surestimer la fraction d'eutectique pour des solidifications à faible vitesse de refroidissement.

Le logiciel Prophase à modèle de rétrodiffusion

Entre les deux extrêmes représentés par la règle des leviers et celle de Scheil Gulliver, on peut trouver des modèles numériques qui fournissent l'évolution de la fraction de solide en fonction de la température pour un alliage donné ainsi que les différentes phases formées. Ces modèles supposent une diffusion infinie dans le liquide et une diffusion finie dans le solide, calculée à partir de données thermodynamiques. Nous utiliserons l'un de ces modèles durant toute notre étude et qui est implanté dans le logiciel ProPhase développé au Centre de Recherche de Voreppe (Pechiney CRV). Le modèle de diffusion de ce logiciel est celui proposé par [Sigli] qui s'appuie sur le concept de produit de solubilité. Ce logiciel permet de bien décrire le chemin de solidification des alliages industriels lors du procédé de fonderie car il prend en compte le rôle des éléments d'alliages mineurs pour prédire les phases formées (figure I.15).

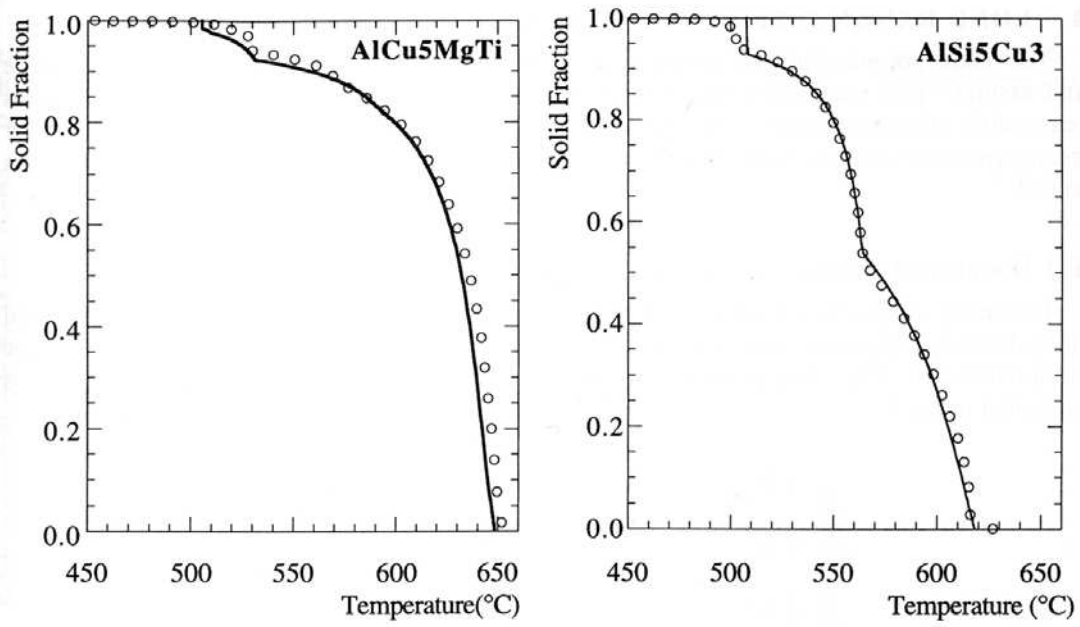


Figure I.15: Comparaison entre résultats donnés par Prophase (lignes) et expérimentaux (ronds) pour différents alliages de fonderie [Sigli].

Ce modèle semble décrire correctement l'évolution de la fraction de solide avec la température avec peut être une surestimation de celle-ci dans les derniers stades de la solidification. Ce modèle peut prendre en compte l'effet de la vitesse de refroidissement jusqu'à une certaine limite dans le calcul de diffusion. Nous nous appuierons dans ce travail, sur des calculs réalisés pour une vitesse de 10K/s. Il est important de noter que le diagramme de phase peut être modifié lorsque l'on atteint les vitesses de refroidissement caractéristiques du soudage Laser (quelques centaines de degrés par seconde). De plus, l'hypothèse de diffusion dans le solide peut être discutable pour les temps de solidification

caractéristiques de notre procédé. Cependant, en l'absence de plus de données bibliographiques, nous avons choisi de nous reporter aux calculs de Prophase. Une attention particulière sera apportée à montrer que les fractions de solide calculées sont cohérentes avec les résultats expérimentaux.
Les correspondances entre température et fraction de solide sont données en Annexe II.

I.3.3. Origines de la fissuration à chaud

La fissuration à chaud résulte des déformations du squelette solide en cours de solidification dues aux phénomènes thermiques et mécaniques du procédé. En effet, le passage de l'état liquide à l'état solide s'accompagne d'une contraction en volume qui engendre des déformations de la zone en train de se solidifier. De plus, la contraction du solide formé, du fait de la baisse de température, peut s'ajouter à ce premier phénomène en fonction des conditions aux limites. Enfin, d'autres paramètres du procédé, peuvent induire des déformations que la zone pâteuse devra accommoder. Si l'état de contraintes appliqué sur la zone pâteuse est en traction, le défaut de fissuration à chaud peut alors se produire. On comprend aisément l'aspect rédhibitoire de ce défaut : en fonderie on obtient des lingots fissurés donc difficilement utilisables alors qu'en soudage la conséquence est encore plus néfaste : la soudure peut soit se découper entièrement soit abriter des fissures qui seront préjudiciables pour les propriétés mécaniques.
De nombreuses études se sont concentrées sur la fissuration à chaud lors du procédé de coulée continue ([Ludwig]) mais moins se sont intéressées à ce défaut lors du soudage pour lequel la complexité des phénomènes mis en jeu est encore plus grande (gradients thermiques importants, fortes vitesse de refroidissement,…) [Tian].

I.3.3. a) Evolution microstructurale en cours de solidification et fissuration à chaud.

La figure I.16 représente en coupe un front de solidification. On peut distinguer les quatre étapes du paragraphe I.3.1.:

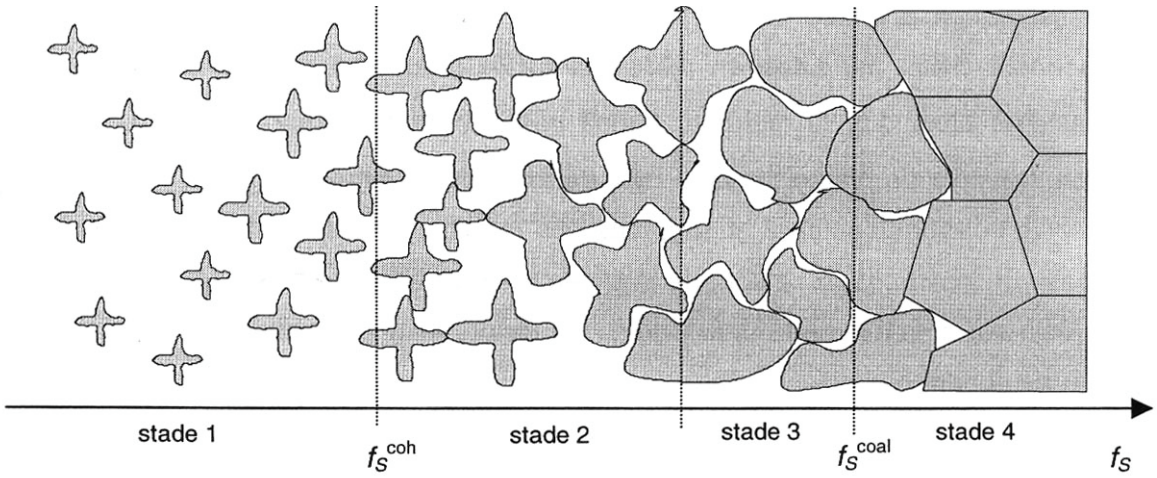


Figure I.16 : Les différents stades de la solidification dans une configuration unidirectionnelle [Dahle]

Le stade 1 représente la germination de dendrites équiaxes dans le liquide. Durant ce stade, le comportement du matériau est celui d'une suspension. La résistance mécanique est négligeable et les contraintes dues à la solidification sont accommodées facilement par la circulation du liquide. Si on impose un cisaillement à ces suspensions, on observe un régime transitoire croissant puis un régime stationnaire. On peut décrire le comportement en régime stationnaire de cette suspension par l'équation proposée par [Joly] :

$$\eta_a = K'.\dot{\gamma}^{m-1} \quad \text{(éq.I.7)}$$

Avec η_a la viscosité apparente, K' la consistance, $\dot{\gamma}$ la vitesse de cisaillement et m la sensibilité à la vitesse.

La viscosité dépend donc de la vitesse de cisaillement, le fluide est considéré comme non Newtonien. D'autres auteurs proposent des expressions plus compliquées et se sont intéressés au régime transitoire [Mada], [Martin].

Lorsque la température diminue, la fraction de solide augmente et atteint la fraction de cohérence: c'est le régime de croissance (stade 2). Les dendrites rentrent en contact et forment un squelette solide capable de transmettre des sollicitations mécaniques mais durant ce stade, les déformations sont encore facilement accommodées par la circulation du liquide dans les espaces interdendritiques.

Durant le stade 3, seuls des films liquides continus subsistent entre les dendrites. La perméabilité de la zone pâteuse chute.

Finalement, la fraction de coalescence est atteinte : des ponts solides se forment entre les dendrites et seules restent des poches de liquide résiduel interdendritique.

C'est durant ces deux derniers stades que des fissures à chaud peuvent apparaître. En effet l'alliage en train de se solidifier est soumis à des déformations thermiques d'origines diverses :

i) La contraction de solidification : qui résulte de la plus grand masse volumique du solide comparée à celle du liquide. On définit β, facteur de contraction en solidification à partir du rapport des masses volumiques :

$$\beta = \frac{\rho_S}{\rho_L} - 1 \quad \text{(éq.I.8)}$$

Pour l'aluminium pur ce coefficient vaut environ 6.4%. Dans les alliages Al-Si, il dépend de la concentration en silicium : il décroît linéairement pour atteindre 0 à 25%Si [Mondolfo].

ii) La contraction thermique du squelette solide

Une fois les dendrites de solide apparues, elles se contractent lorsque la température diminue. Dans ce cas encore, ceci n'implique pas de déformations si les dendrites sont libres dans le liquide car le liquide va accommoder par son déplacement cette contraction [M'hamdi]. En revanche, en fin de solidification (stades 3 et 4), lorsque les dendrites forment un squelette solide continu, les déformations engendrées par la contraction peuvent être néfastes selon les conditions aux limites.

Le coefficient de dilatation thermique α est à l'origine de cette contraction. Pour l'aluminium pur il vaut environ $27.10^{-6}K^{-1}$. Pour les alliages Al-Mg-Si-Cu, ce coefficient

devrait être sensiblement identique mais légèrement décroissant avec l'augmentation de la concentration en silicium.

iii) Les déformations provenant des contraintes extérieures
Selon les procédés, on peut aussi avoir des déformations dues aux contraintes extérieures. En ce qui concerne le soudage par faisceau Laser, on peut penser au bridage des tôles. En effet, on empêche ainsi les distorsions naturelles induites par le cycle thermique. On peut alors ajouter une contribution aux déformations appliquées à la zone pâteuse. Mais il est difficile d'estimer la réaction complexe due au bridage.

Afin d'accommoder ces déformations, une circulation de liquide des zones en compression vers les zones en tension est nécessaire. Si le réseau dendritique n'est pas trop dense, cette circulation peut se faire (stades 1 et 2) : même si on assiste à une rupture du film liquide entre deux dendrites, cette décohésion sera comblée par un apport extérieur de liquide. En revanche, lors des stades 3 et 4, la perméabilité de la zone pâteuse est faible car le squelette solide est fortement connecté. Les poches de liquide sont de plus en plus isolées. On assiste alors à une chute de pression dans ces poches qui peut aboutir à la formation de pores qui peuvent dégénérer en fissures.
Afin de comprendre le phénomène de fissuration à chaud, deux démarches sont possibles. La première consiste à ne s'intéresser qu'au comportement du matériau face à la fissure : des essais de criquabilité sont donc développés afin de classer les matériaux entre eux. Ceux-ci permettent également de cerner l'influence des différents paramètres sur l'apparition de ce défaut. La seconde s'intéresse à la rhéologie de la zone pâteuse afin de comprendre les phénomènes d'accommodation de la déformation par le semi solide : des essais de rhéologie sont alors développés.

I.3.3.b) Les tests de sensibilité à la fissuration à chaud.

Dans cette partie, nous décrirons différents dispositifs expérimentaux qui permettent de mesurer la sensibilité à la fissuration à chaud d'un alliage.

Le test de l'anneau.

Ce test, développé par [Drezet3], est composé d'un moule formé par un cylindre extérieur et un cylindre intérieur entre lesquels le métal liquide est coulé. Le cylindre intérieur est ensuite refroidi par une circulation d'eau afin de provoquer la solidification de l'alliage du cylindre intérieur vers l'extérieur (figure I.17). De par la forme du dispositif, les conditions de solidification sont très sévères et conduisent à la formation de fissures à chaud lorsque l'alliage est sensible à ce genre de défaut. Les fissures sont révélées par découpe et observation métallographique de l'échantillon après totale solidification. Deux types de fissures ont ainsi été repérées : des fissures axiales et des fissures orthoradiales.

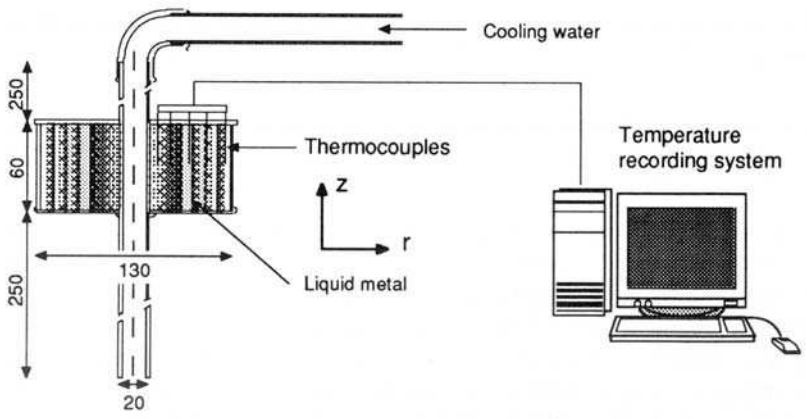


Figure I.17 : Schéma du test de l'anneau [Drezet3].

Cet essai permet d'établir une classification entre plusieurs alliages en ce qui concerne leur sensibilité à la fissuration à chaud. On peut déterminer la longueur totale de fissure obtenue pour chaque alliage. Cependant cette information est qualitative et le classement des alliages sera relatif aux conditions du test.

Les tests de solidification contrariée

Les tests de solidification contrariée ont tous le même principe mais peuvent avoir des formes de moule différentes. Dans ce type de test, on coule un alliage liquide dans un moule qui sera refroidi par les extrémités. La forme du moule est telle que celles-ci seront maintenues à distance constante (forme de « l'os de chien ») de sorte que la contraction thermique du matériau implique une déformation au centre de l'échantillon (point chaud). On obtient un état de contrainte en traction même si une modification du point chaud en toute fin de solidification pourrait induire un état de contrainte triaxial.
Plusieurs variantes de ce test ont été développées. La forme de l'éprouvette peut être telle que l'emplacement de la fissure donne une information quasi quantitative : le diamètre de l'éprouvette augmente progressivement de sorte que l'emplacement de la fissure désigne un diamètre critique [Zhao] (figure I.18). On peut aussi trouver des essais pour lesquels plusieurs moules de longueur identique mais de diamètres différents sont remplis de métal liquide. On définit là encore un diamètre critique d'apparition de fissures à chaud. Une variante de ce test est l'essai de solidification de Tatur, dans lequel on utilise cette fois des éprouvettes de longueurs différentes afin de déterminer une longueur critique d'apparition de fissures à chaud (figure I.19).

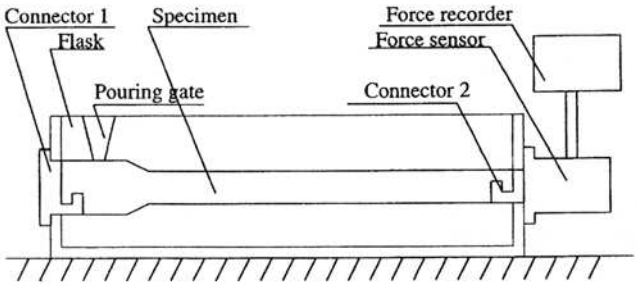


Figure I.18: Test de solidification contrariée [Zhao].

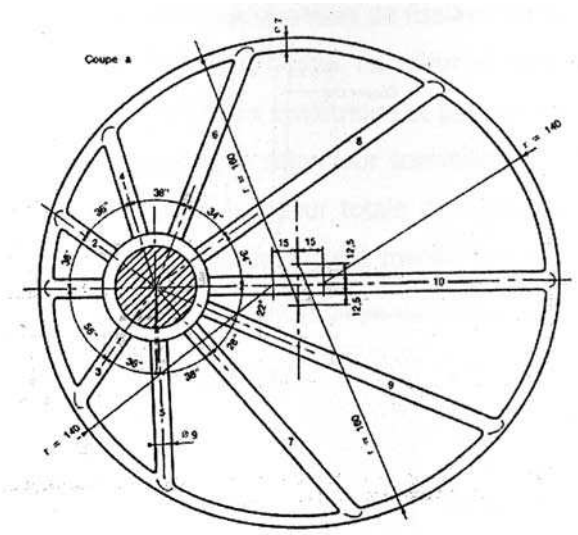


Figure I.19 : Test de Tatur.

La sensibilité à la fissuration à chaud est déterminée pour chaque essai par l'observation de la longueur (ou diamètre) critique ou par la longueur totale de fissures. On peut toutefois obtenir une information plus quantitative de cette sensibilité en mesurant la résistance électrique de l'échantillon après le test [Clyne]. Cette méthode (aussi utilisée pour quantifier la précipitation) s'appuie sur le fait que la présence de fissures dans un matériau va augmenter sa résistance électrique globale. On peut donc ainsi mesurer l'importance de la fissuration à chaud dans un échantillon. Cependant, toutes les cavités quelles que soient leur nature, vont aussi augmenter la résistance électrique de l'échantillon. On va donc détecter non seulement la présence de fissures mais aussi de porosités.

Le test du doigt froid

Ce test développé par [Warrington], consiste en un creuset à cavité conique en acier maintenu dans un four et en un insert conique en cuivre refroidi par eau (figure I.20). L'alliage est coulé dans le creuset puis le cône est introduit jusqu'à une profondeur déterminée. La solidification aura lieu sur les parois du cône perpendiculairement à la surface. Un point chaud est créé en fixant une bande verticale d'isolant sur le cône. Ainsi les déformations dues à la contraction de solidification seront localisées à cet endroit et la

fissure à chaud se produira uniquement ici permettant une évaluation directe de la sensibilité à la fissuration à chaud de l'échantillon.

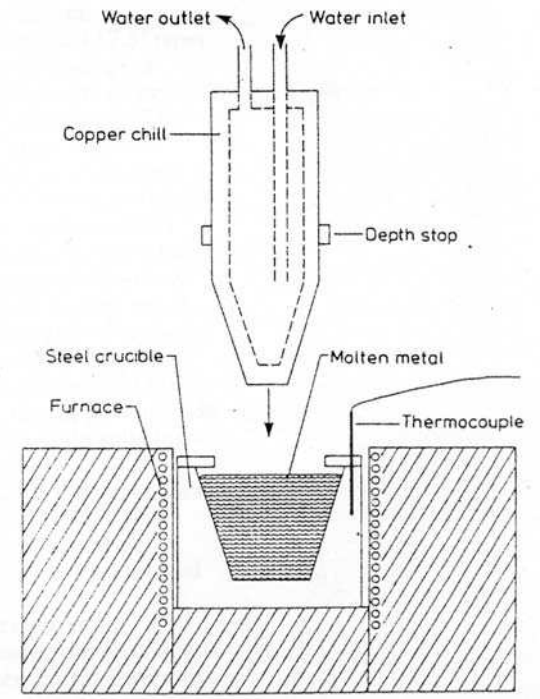


Figure I.20 : Schéma de l'essai du doigt froid

Après solidification totale, l'échantillon de forme conique est retiré du creuset. On mesure la longueur de la fissure créée à l'endroit de l'isolant afin d'avoir une mesure de la sensibilité à la crique à chaud. On peut ainsi classer des alliages en fonction de leur sensibilité. Les auteurs ont ainsi pu montrer l'influence de la composition en cuivre et de la microstructure sur la propension des alliages Al-Cu à la fissuration à chaud (figure I.21).

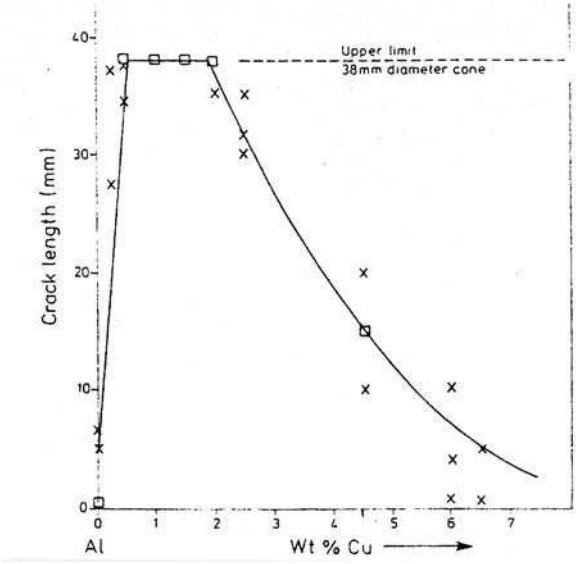


Figure I.21 : Sensibilité à la fissuration à chaud en fonction de la composition en cuivre [Warrington]

L'essai Varestraint

Tous les tests décrits précédemment ont été développés afin d'évaluer la sensibilité d'un alliage pour des conditions se rapprochant le plus possible de la coulée (faible gradient thermique, faible vitesse de refroidissement). Le principal dispositif utilisé dans ce cas est le test Varestraint.
Ce dispositif expérimental est constitué d'un sabot de pliage sur lequel est maintenue une éprouvette parallélépipédique (figure I.22).

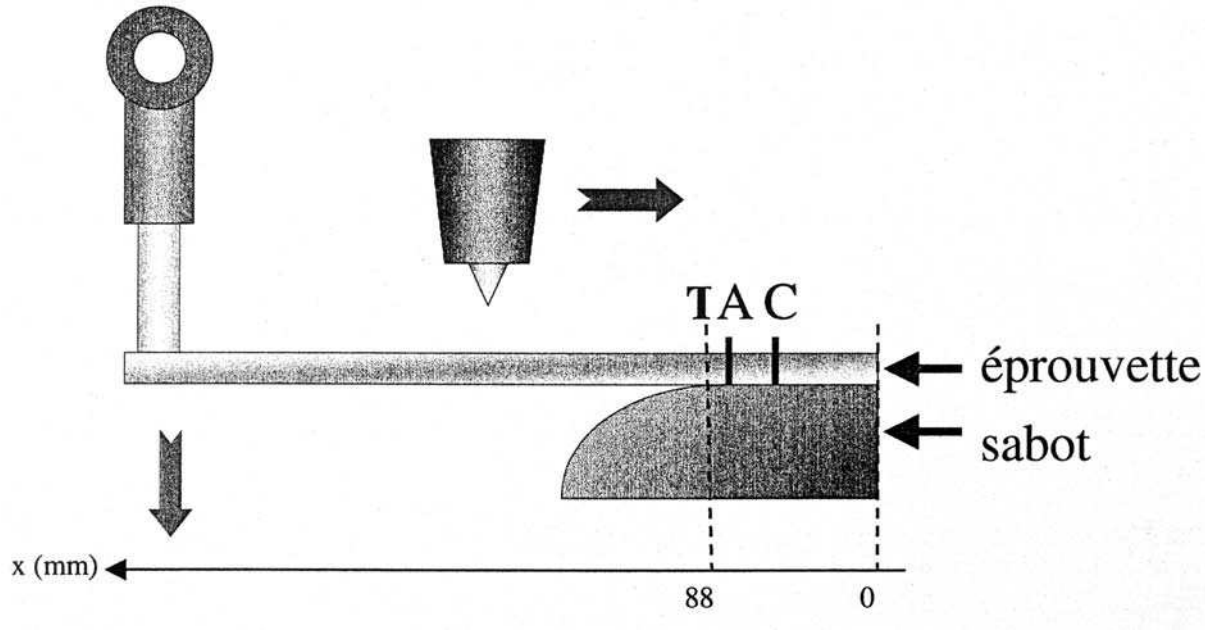


Figure I.22 : Schéma de l'essai Varestraint [Kerrouault]

Un cordon de soudure est pratiqué dans le sens de la flèche. Lorsque l'arc passe au point A (dont la position dépend du sabot, de la vitesse de soudage et de la durée du pliage), le vérin plaque l'éprouvette sur le sabot. Le soudage est poursuivi jusqu'au point C. Le point T constitue la jonction entre la partie plate de l'éprouvette et la partie curviligne.
On peut calculer la déformation longitudinale imposée en surface par la formule :

$$\varepsilon_{\max} = \frac{E_P}{2R + E_P} \quad \text{(éq.I.9)}$$

Avec E_P l'épaisseur de l'éprouvette et R la rayon de courbure du sabot.
On peut donc faire varier la déformation maximum subie par l'éprouvette en changeant soit son épaisseur soit le rayon de courbure du sabot. Pour avoir une mesure de la sensibilité, on peut mesurer le nombre de fissures obtenues, leur longueur cumulée ou encore la longueur de la plus grande fissure obtenue (figure I.23). L'essai Varestraint est donc un test comparatif qui permet de classer des matériaux selon leur sensibilité à la crique à chaud. Ainsi une approche couplée de simulation numérique et d'instrumentation (video, thermocouple, capteurs de déplacement) ont permis d'identifier un critère intrinsèque d'apparition du défaut de fissuration à chaud [Kerrouault].

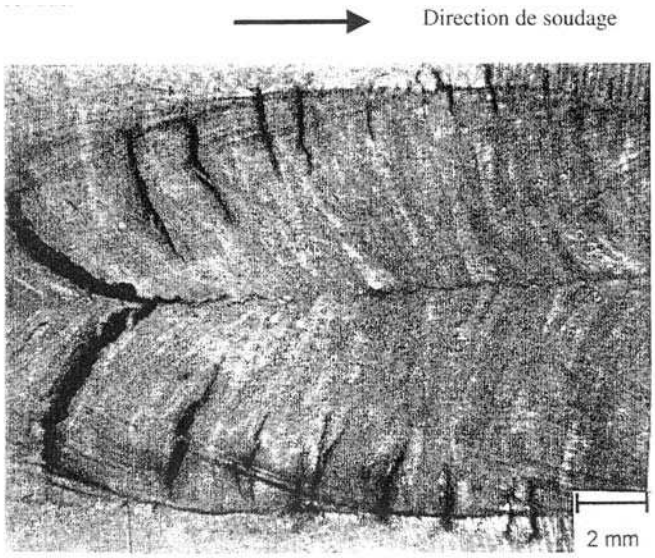


Figure I.23 : Fissures à l'issue d'un essai Varestraint [Kerrouault]

Des variantes de ce test existent dans lesquelles l'échantillon est fixé à ses deux extrémités et le vérin vient appliquer une déformation au centre de l'éprouvette [Wu] (figure I.24). Dans cette configuration, le test permet un pliage dans la direction transverse à la direction de soudage (essai Transvarestraint) [Shankar].

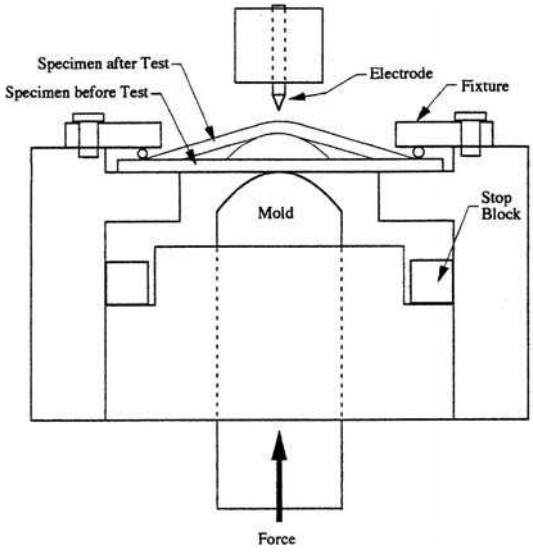


Figure I.24 : Essai Varestraint LT 1100 [Wu]

Bilan sur les essais de fissuration à chaud

Les essais de sensibilité à la fissuration à chaud fournissent des informations qualitatives sur la résistance des alliages à ce défaut. Comme nous l'avons vu, ces essais sont comparatifs et ne permettent pas de préciser une grandeur définie afin de caractériser chaque alliage. De plus, chaque test a sa spécificité et les résultats sont difficilement extrapolables à une autre technique car les états de contraintes ainsi que les conditions thermiques peuvent être

différents. Toutefois, ces tests sont en général assez simples à mettre en œuvre et permettent d'obtenir rapidement des informations quant à l'influence de paramètres comme la composition de l'échantillon.
On peut enfin noter que la plupart de ces tests correspondent à des conditions proches de celle de la coulée. Plusieurs essais ont été développés pour étudier le phénomène de fissuration à chaud en soudage (Siguajig, JWRI) dont le plus utilisé est le test Varestraint. Cependant, la plupart concerne le soudage à l'arc. L'étude du soudage Laser et plus particulièrement de la fissuration lors de ce procédé est un thème assez nouveau et peu de publications sont disponibles.

I.3.3.c) Caractéristiques d'une rupture par fissuration à chaud et observation

Caractéristiques

D'après le I.3.3.a), la fissuration à chaud correspond à une rupture essentiellement de films liquides interdendritiques avec parfois une rupture de ponts solides entre dendrites. Du fait des très fortes désorientations des dendrites lorsque l'on passe d'un grain à l'autre, le film liquide intergranulaire est plus épais que le film entre les dendrites d'un même grain. La rupture par fissuration à chaud est donc facilitée entre les grains : elle a un caractère intergranulaire, qui a été observé expérimentalement [Spittle]. La décohésion de films liquides n'engendrant aucune plasticité, le faciès de rupture présente une surface dendritique lisse. Il sera possible d'apercevoir les bras dendritiques et l'eutectique entre ceux-ci [Instone]. Plusieurs auteurs ont observé, sur les faciès de rupture de fissures à chaud, des pics sur les bras dendritiques ([Clyne], [Drezet] , [Fredriksson]). Deux hypothèses peuvent être avancées quant à leur nature : soit ce sont des ponts solides interdendritiques qui se sont déformés et ont cassé, soit ce sont des résidus de ménisques liquides formés à l'ouverture d'une fissure puis solidifiés. Une étude de Farup [Farup] sur des alliages organiques permet de montrer que les deux types de pics existent : résidu de liquide ou solide déformé. Dans le cas où ces pics correspondent à des ponts liquides étirés, on peut apercevoir en électrons rétrodiffusés une morphologie de type eutectique à la surface de ceux-ci (figure I.25). On peut aussi noter la présence, à la surface des pics, d'oxydes provenant de l'interface liquide/air créée lors de l'ouverture de la fissure. La surface paraît alors drapée [Spittle].

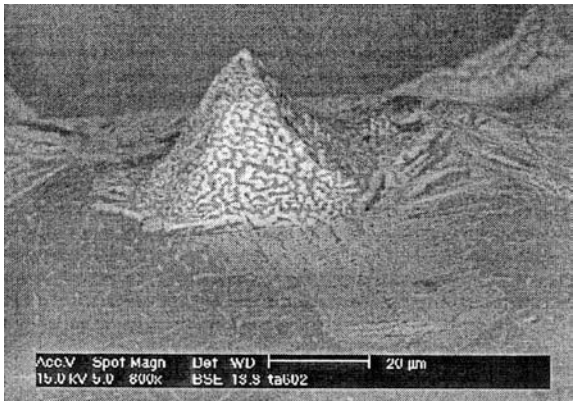


Figure I.25 : Mise en évidence d'eutectique sur un pic interdendritique par observation en électrons rétrodiffusés [Braccini]

Observations ex situ de la fissuration à chaud

De par sa nature, il est difficile d'observer la fissuration à chaud in situ. En général les observations sont faites ex situ par microscopie en balayage de la surface de rupture. Dans un contexte industriel, lorsque la fissure n'est pas clairement apparente, se pose alors le problème de la détection de ce défaut très nocif pour les soudures. On peut avoir recours à différentes techniques: le ressuage lorsque les fissures sont débouchantes ou les ultrasons ou les rayons X pour les fissures internes. Ces techniques permettent de connaître le nombre de fissures et d'avoir une idée de la forme de celles-ci ([Mayer], [Cicala]).

Observations in situ de la fissuration à chaud

Certains auteurs ont essayé d'observer la formation de fissures à chaud et ont ainsi pu avancer dans la compréhension de ce phénomène. Fredriksson et Lehtinen [Fredrikson], ont observé l'amorçage et la propagation de fissures à chaud lors d'un essai de traction sous microscope électronique à balayage. Deux alliages ont été utilisés : Al4%Sn et Al4%Cd. Les échantillons sont chauffés jusqu'à une température située entre le liquidus et le solidus puis l'essai de traction commence. Ces deux alliages ont des comportements très différents : si la rupture des deux alliages se passe aux joints de grains, l'alliage Al4%Sn présente une rupture fragile alors que l'alliage Al4%Cd est ductile. En effet, dans le premier cas, l'eutectique se trouvant aux joints de grains fond et mouille la totalité du joint en formant ainsi une fissure à chaud dès que l'état de contrainte en traction est appliqué. En revanche, dans le cas de l'alliage Al4%Cd, l'eutectique fondu ne mouille pas les joints de grains et reste donc sous la forme de gouttes sphériques d'eutectique. Ces auteurs mettent ainsi en évidence le rôle important de la mouillabilité du joint de grain par le métal liquide dans la formation de la fissuration à chaud.
Farup [Farup] puis Grasso [Grasso] ont utilisé un alliage organique de succinonitrile-acétone et un dispositif de solidification unidirectionnelle afin d'observer la formation de fissuration à chaud in situ. L'utilisation de cet alliage permet de s'affranchir des problèmes de visualisation et de haute température rencontrés dans le cas des alliages métalliques en conservant les caractéristiques de la solidification d'un alliage d'aluminium (loi en fluage près de la

température de solidus, coefficient de contraction similaire et solidification dendritique). Le dispositif est constitué d'une cellule contenant l'alliage qui est soumis à un gradient thermique par son éloignement progressif d'une source de chaleur (figure I.26). Un levier installé à l'intérieur de la cellule permet de provoquer des fissures en écartant les dendrites les unes des autres. La température du front liquide/solide est mesurée par des thermocouples.

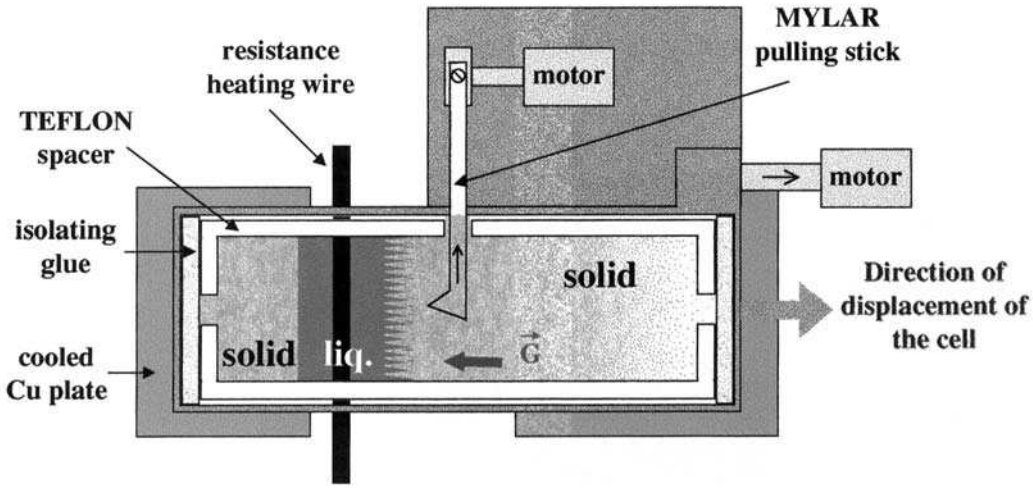


Figure I.26 : dispositif d'observation in situ de fissures à chaud [Grasso]

Ces deux études montrent que si on sépare des dendrites lorsque la fraction de liquide est encore importante (non coalescence des dendrites), la fissure créée va être ensuite colmatée par du liquide interdendrititique car la perméabilité du système est encore importante. On peut alors assister à la formation de pores mais pas de fissure. Lorsque l'on tente de séparer des dendrites pour des fractions de solides plus élevées, la fissuration à chaud peut alors se produire et deux scenarii différents de germination sont possibles. La première possibilité est la germination d'un pore à l'interface entre deux grains due à leur séparation par le levier. Celui-ci dégénère ensuite en fissure et peut même provoquer la rupture d'un pont solide. Dans un autre cas, les auteurs assistent tout d'abord à la formation d'une fissure à partir d'un pore qui va commencer à être « guérie » par l'arrivée du liquide interdendritique. Cependant lorsque la perméabilité devient trop faible pour autoriser la circulation du liquide, des pores vont se former à l'extrémité de la fissure « guérie ». Ces deux pores vont se rejoindre. Le liquide va s'étendre dans la direction perpendiculaire à la fissure pour finir par se déchirer et former le deuxième type de pics décrits dans les caractéristiques (résidu du ménisque liquide). Enfin ces études démontrent que le phénomène de fissuration à chaud est non seulement interdendritique mais aussi intergranulaire : la fraction solide de coalescence de deux dendrites appartenant au même grain est plus faible que celle de dendrites appartenant à deux grains différents du fait de la désorientation cristalline. Ceci confirme que la fissuration à chaud se produira préférentiellement entre deux dendrites de grains différents.

I.3.3.d) Facteurs influençant la fissuration à chaud

La propension qu'a un alliage à subir la fissuration à chaud dépend de plusieurs facteurs :

i) sa composition
ii) La microstructure
iii) La teneur en gaz dissous
iv) La mouillabilité du solide par le liquide
v) Le procédé

Influence de la composition

De nombreuses études ont porté sur l'étude de la fissuration à chaud en fonction de la composition. Pour les binaires Al-X, on obtient des courbes dites en λ qui montrent un pic de susceptibilité pour une composition proche de la solubilité maximum de l'élément d'alliage dans l'aluminium puis une baisse plus ou moins rapide quand la concentration en élément d'alliage augmente (figure I.27 et I.28).

La forme de ces courbes a d'abord été associée à l'étendue de l'intervalle de solidification. Les premières études ont conclu que plus l'intervalle de solidification est grand, plus la sensibilité à la fissuration à chaud est importante avec pour seule justification que la fissuration à chaud se produit durant cet intervalle [Clyne]. Donc plus l'alliage passe de temps entre le liquidus et le solidus, plus il a de chance de fissurer.

Il est apparu ensuite que cette explication n'est pas valable. En fait, la présence du pic correspond à un maximum de déformation subie par la zone pâteuse et un minimum de ductilité de celle-ci. En effet, lorsque la composition de l'alliage correspond à la limite de solubilité, l'intervalle de solidification est le plus grand et donc les déformations d'origine thermique sont maximales. De plus, à la température eutectique cet alliage se présentera sous la forme de grains séparés par un film liquide continu, microstructure qui est propice à la fissuration à chaud. En revanche, pour des compositions inférieures, il y a moins de liquide restant à la température eutectique et donc possibilité de formation de ponts solides interdendritiques qui renforcent la structure. De même, pour des compositions supérieures en éléments d'alliage, il y a plus de liquide à la température eutectique et donc possibilité d'alimentation des fissures qui se forment [Suéry0].

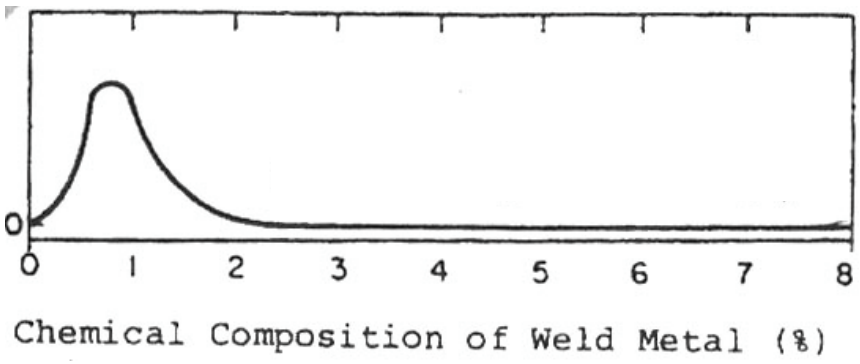


Figure I.27: courbe de susceptibilité à la crique à chaud pour un binaire Al-Si [Zao]

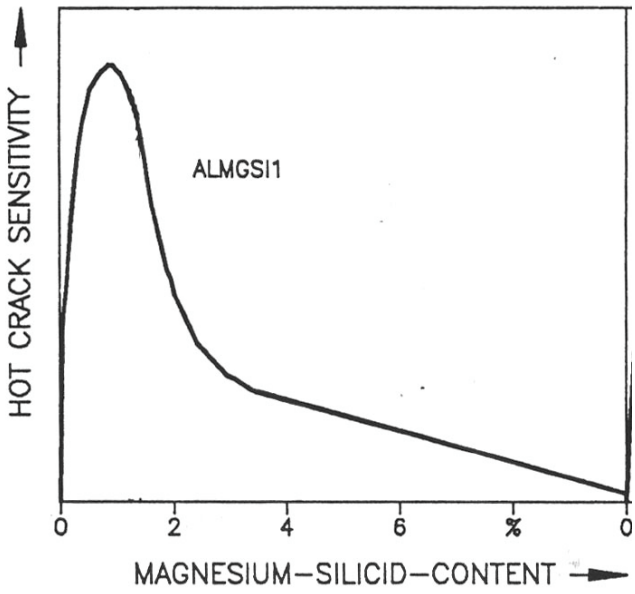


Figure I.28: courbe de susceptibilité à la crique à chaud pour le 6082 [Rapp]

Ces courbes, dites en lambda, ont été déterminées pour les alliages binaires et pseudo binaires. Cependant pour des alliages multi constitués, le comportement à la fissuration à chaud peut être plus complexe avec, par exemple, plusieurs maxima de sensibilité [Jarry].

Influence de la microstructure granulaire

La microstructure joue un rôle sur la susceptibilité à la fissuration à chaud de par sa morphologie et sa taille. On comprend aisément que la morphologie va jouer sur la facilité qu'a le liquide à s'écouler entre les bras dendritiques. A priori, une microstructure de grains équiaxes permet une circulation plus aisée du liquide qu'une microstructure dendritique. Ceci permet donc au liquide d'alimenter les zones en tension et donc éventuellement de « soigner » une fissure à chaud en cours de formation.
De plus, la microstructure détermine la surface de joints de grains propices à la germination et à la propagation des fissures. Plus le nombre de joints est important, plus la force par unité de surface de joint est faible et donc la sensibilité à la fissuration à chaud diminue [Warrington], [Sigworth]. [Chu] a réalisé des essais de traction à l'état pâteux en refusion sur différents alliages d'aluminium (3004, 20024 et 7075) et a tenté de relier les propriétés mesurées à la sensibilité à la fissuration à chaud de ces alliages. Le 3004 possède un indice de fissuration [Katgerman0] à chaud élevé (5) alors que les deux autres alliages ont une tendance faible à la fissuration (indice 1 et 2). Or des trempes effectuées pour chaque température d'essai (comprises entre le solidus et le liquidus) montrent qu'un film continu de liquide eutectique est présent pour les alliages 2024 et 7075 et ce jusqu'à la température du solidus. Ce film apparaît discontinu pour le 3004. Chu suggère que de ce fait la capacité du 3004 à accommoder les déformations est plus faible d'où sa plus forte propension à la fissuration à chaud.
Cependant, on peut aussi penser qu'un nombre élevé de joints de grains mouillés par le liquide implique une plus grande probabilité pour qu'une fissure à chaud se forme.

Ainsi l'influence de la microstructure sur la fissuration à chaud ne paraît pas si aisée à appréhender.

Influence des gaz dissous

La solubilité de l'hydrogène dans l'aluminium diminue avec la température. Comme nous l'avons vu au I.1.3.d), le dégagement d'hydrogène lors de la solidification peut conduire à la formation de porosités qui peuvent devenir des sites de germination pour la fissure à chaud. Mais il faut souligner que ce dégagement gazeux peut aussi avoir des aspects positifs. En effet, en début de solidification, il diminue le retrait de solidification. De plus, à un stade plus avancé de la solidification, la pression des gaz peut permettre au liquide d'atteindre les zones en tension et ainsi éviter la fissuration à chaud [Sigworth]. Mais dans ce cas, l'alimentation en liquide des zones en tension est moins facile. On pourrait donc imaginer l'existence d'un optimum.

Influence du mouillage

Cette propriété, quantifiable par l'angle que fait une goutte de liquide posé sur un substrat solide, détermine s'il y a existence ou non d'un film liquide continu à la surface des dendrites. Si le liquide mouille correctement les dendrites, celui-ci s'étale facilement à la surface des dendrites et forme ainsi un film liquide continu le long des joints de grains. La création de porosités et de fissures à chaud est alors favorisée. En revanche, si l'angle de mouillage est faible, le liquide est sous forme de poches moins sensibles à la fissuration [Sigworth].

Influence du procédé

Les paramètres du procédé peuvent avoir une forte influence sur la qualité de la soudure et donc le nombre de fissures à chaud. Nous avons déjà indiqué l'effet d'un second faisceau ou de la préparation de surfaces à souder sur le nombre de porosités ou de fissures à chaud dans le I.1.3.c).

I.3.4. Les critères de fissuration à chaud

Afin de prédire l'apparition de la fissuration à chaud, de nombreux auteurs ont tenté de développer des modèles aboutissant à des critères. Ceux-ci ont en général été élaborés pour le procédé de fonderie mais pourraient s'étendre à la solidification lors du soudage. D'autre part, il existe quelques critères pour le soudage. Le principe de base de chaque modèle est décrit ici et leurs limites sont soulignées. De plus amples explications peuvent être trouvées dans la littérature.
Les premiers modèles prenaient pour facteur de fissuration à chaud la largeur de l'intervalle de solidification : plus l'intervalle de solidification est important, plus le matériau devait être sensible à la fissuration à chaud. Ces modèles étaient seulement basés sur un aspect phénoménologique et se révélèrent souvent incohérents avec les observations expérimentales. Les modèles plus récents prennent en compte des donnés physiques.

I.3.4.a) Les modèles « phénoménologiques »

Le modèle de Clyne et Davies [Clyne]

Le critère de Clyne et Davies estime que pendant les stades 1 et 2 (cf. paragraphe I.3.3.a)) les contraintes peuvent être relaxées par les mouvements du liquide et du solide à très faible fraction de solide puis du liquide seulement. Il n'y a alors pas d'endommagement pendant une durée notée t_r. En revanche, en fin de solidification (stade 3 et 4), l'alliage est vulnérable à la fissuration à chaud car la déformation ne peut être accommodée par l'apport de liquide. Puis pour des fractions de liquide encore plus faibles, les ponts interdendritiques peuvent supporter une déformation importante sans provoquer la rupture. On définit alors un indice de criquabilité :

$$HCS = \frac{t_v}{t_r} \quad \text{(éq.I.10)}$$

(HCS : hot cracking sensitivity)
Avec t_v le temps de vulnérabilité et t_r, le temps disponible pour relaxer les contraintes dans la zone pâteuse.
Ces deux grandeurs sont définies par les auteurs de manière arbitraire. Le temps de vulnérabilité est le temps que passe la zone pâteuse pour évoluer d'une fraction de solide de 0.9 à une fraction de solide de 0.99. Dans cet intervalle, la circulation du liquide est négligeable du fait de la faible perméabilité du squelette solide et les ponts interdendrtitiques sont peu nombreux. Le temps disponible pour relaxer les contraintes est le temps nécessaire pour que la zone pâteuse évolue d'une fraction de solide de 0.4 à 0.9. Dans cet intervalle la déformation peut être accommodée par la circulation du liquide.
Les limites de ce modèle sont nombreuses : tout d'abord les intervalles de définition des temps caractéristiques sont arbitraires. De plus on ne tient pas compte des aspects microstructuraux, ni des déformations subies par la zone pâteuse. Enfin, il suppose une bonne connaissance du chemin de solidification de l'alliage.

Le modèle de Feurer [Feurer]

Le modèle de Feurer, suppose que l'apparition des fissures est la résultante d'un manque d'alimentation en liquide des parties sous tensions. Il compare la vitesse de changement en volume due au retrait de solidification (Schrumpfungsgeschwindigkeit : SRG) et la vitesse de variation de volume résultant de l'alimentation en liquide (Speisungsvermögen : SPV). On n'assistera pas à la fissuration à chaud si :

$$SPV > SRG \quad \text{(éq.I.11)}$$

Une fissure à chaud pourra se former sous l'effet de déformations thermiques si cette condition n'est pas respectée. En utilisant le modèle de Scheil (page 24) pour la

solidification, on peut en déduire une vitesse de refroidissement critique en dessous de laquelle aucune crique ne peut se former.
Ce modèle s'appuie sur la comparaison entre la déformation imposée au matériau par le retrait et sa capacité à s'en accommoder. Mais les déformations liées au procédé ne sont pas prises en compte. Or Guven et Hunt [Guven], ont montré que les contraintes extérieures jouaient un grand rôle dans l'apparition des fissures à chaud. En effet, ils utilisent pour cela un dispositif de coulée dans un moule dont une partie peut être libre de bouger ou non pour accommoder les déformations de l'échantillon. Lorsque celui-ci est fixe, des fissures peuvent apparaître alors qu'il n'est pas possible d'en observer si le moule est libre de bouger.

I.3.4.b) Le modèle RDG à pression de liquide

Le modèle de Rappaz, Drezet et Gremaud (modèle RDG) [Rappaz] s'appuie sur le même principe que celui de Feurer. Il considère lui aussi que l'apparition de la fissuration à chaud est due à un manque d'alimentation en liquide mais prend en compte cette fois une déformation supplémentaire qui peut être soit d'origine thermique soit provenant du procédé. Lorsque la différence de pression due à cette déformation ajoutée à celle due au retrait de solidification atteint une valeur critique égale à la pression d'apparition d'une cavité on peut avoir fissuration à chaud.
Ce critère est basé sur une équation de conservation de la masse dans la zone pâteuse. La base de ce modèle est la dualité entre la déformation subie par le squelette solide perpendiculairement au front de solidification et la facilité d'alimentation en liquide de cette zone pâteuse. Le modèle est décrit pour une solidification unidirectionnelle telle que représentée par la figure I.29 :

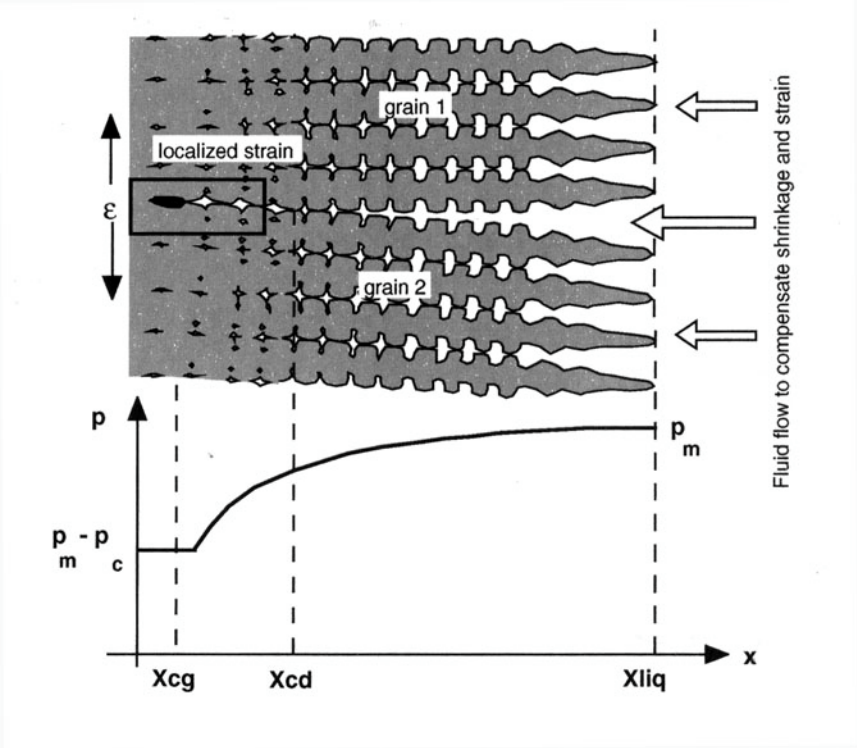


Figure I.29 : Schéma de la formation de fissures à chaud [Rappaz]

Sur ce schéma on voit apparaître deux grains qui croissent avec des directions cristallographiques différentes. Ce modèle suppose que le gradient thermique G est constant ainsi que la vitesse v de solidification. De plus, on soumet le réseau dendritique à un taux de déformation $\dot{\varepsilon}$ = dε/dt. Pour limiter la formation de fissures à chaud, le liquide doit pouvoir alimenter les zones en tension pour compenser cette déformation. On obtient le profil de pression en liquide donné par la figure I.29. La pression au delà des dendrites est P_m, pression métallostatique. Celle ci décroît au voisinage des dendrites. Si la pression passe en dessous de P_c, pression de cavitation, une porosité peut se former et ainsi donner naissance à une fissure. On doit donc avoir:

$$\Delta P_{\max} < \Delta P_c = P_m - P_c \quad \text{(éq.I.12)}$$

Or la dépression dans la zone pâteuse a deux composantes : la première est due à la contraction de solidification (retrait ou shrinkage) et l'autre à la déformation mécanique (due au procédé), d'où :

$$\Delta P_{\max} = \Delta P_{sh} + \Delta P_{mec} \quad \text{(éq.I.13)}$$

En supposant un taux de déformation homogène, on arrive à l'expression de ces deux termes :

$$\Delta P_{sh} = \frac{180\mu v\beta}{\lambda_2^2 G}\int_{T_{end}} \frac{f_S(T)^2}{(1-f_S(T))^2}dT \quad \text{(éq.I.14)}$$

$$\Delta P_{mec} = \frac{180(1+\beta)\mu}{G^2\lambda_2^2}\int_{T_{end}}^{T_{mf}} \frac{E(T)f_S(T)^2}{(1-f_S(T))^3}dT \quad \text{(éq.I.14)}$$

Où : μ : viscosité du liquide,

β : facteur de contraction = $\frac{\rho_S}{\rho_L} - 1$,

λ_2 : espacement interdendritique secondaire,

T_{mf} : température au sommet des dendrites,

T_{end} : température à laquelle les ponts intergranulaires entre dendrites se forment,

E(T) : taux de déformation cumulé du squelette solide :

$$E(T) = \int_{T_{end}}^{T} \dot{\varepsilon} f_S(T)dT \text{ (éq.I.15)}$$

Grâce à cette formulation on peut expliciter une vitesse de déformation maximale que peut supporter la zone pâteuse à la base des dendrites avant d'assister au phénomène de fissuration à chaud. Si la vitesse de déformation subie est supérieure à cette valeur maximum on assistera à la fissuration. On peut aussi définir un indice de criquabilité :

$$HCS = \frac{1}{\dot{\varepsilon}_{\max}} \quad \text{(éq.I.16)}$$

Ce critère paraît assez puissant et est devenu un modèle classique de la fissuration à chaud. On peut quand même souligner quelques limites de ce modèle :

i) il ne décrit que l'amorçage des fissures et pas leur propagation.
ii) la pression de cavitation pour l'apparition d'une fissure est fixée et celle-ci pourrait dépendre des phénomènes de capillarité.
iii) la contraction du squelette solide (α) n'est pas prise en compte.
iv) il suppose de connaître la déformation subie par la zone pâteuse.

Enfin, ce modèle est un modèle local d'apparition de fissure et ne prend donc pas en compte la rhéologie de la zone pâteuse environnante qui pourrait jouer un grand rôle dans ce phénomène.

I.3.4.c) Les modèles mécaniques

Modèles fondés sur une contrainte limite

Les modèles à contrainte maximum sont fondés sur l'idée que la rupture d'un matériau à l'état pâteux a lieu lorsque la contrainte appliquée ou induite par la solidification excède une valeur seuil. Cette approche peut être divisée en deux types : un premier type considérant la résistance du matériau massif et un deuxième type basé sur la résistance d'un film liquide intergranulaire. C'est ce deuxième type qui paraît le mieux décrire le phénomène de fissuration à chaud. Nous nous concentrerons donc sur un de ces modèles et nous ne décrirons pas ceux partant de la résistance du matériau massif. Le modèle de Lahaie et Bouchard [Lahaie] est du type résistance d'un film liquide.

Les auteurs considèrent une microstructure idéale constituée de grains hexagonaux séparés par des films liquides de hauteur h. Cette hauteur est considérée comme très petite devant la taille des grains du fait de la faible fraction de liquide lorsque le phénomène de fissuration à chaud a lieu. Sous l'effet de la déformation les films perpendiculaires à l'axe de déformation deviennent plus épais et les films inclinés plus fins (figure I.30).

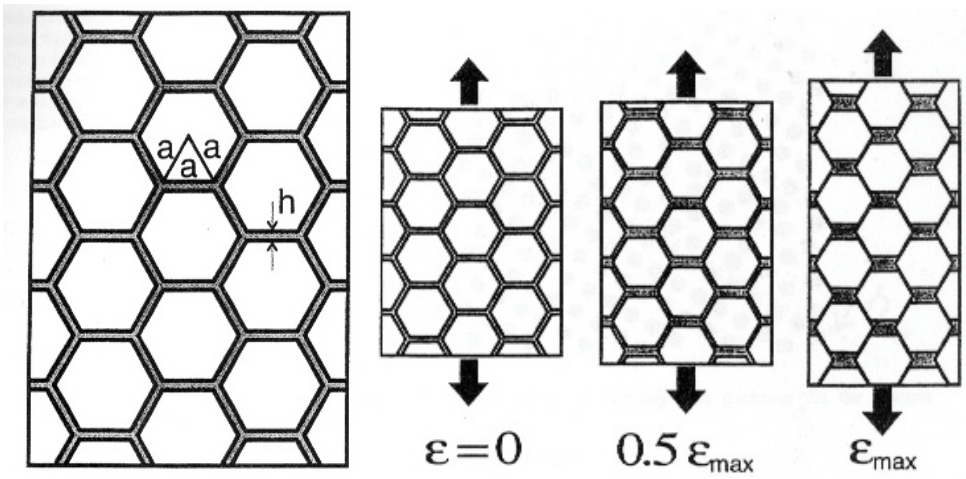


Figure I.30 : Schéma de la microstructure utilisée par Lahaie et effet de la déformation sur celle-ci

La formule de Drucker permet de prévoir (si le fluide est Newtonien) la contrainte en fonction de la vitesse de déformation :

$$\sigma = \frac{\sqrt{3}\mu\dot{\varepsilon}a^3}{h^3} \quad \text{(éq.I.17)}$$

Avec μ la viscosité du fluide.

Il suffit maintenant d'exprimer le rapport a/h, qui est difficilement accessible expérimentalement, grâce à la fraction de solide. Drucker a montré que pour une géométrie 3D ce rapport valait :

$$\frac{h}{a} = \sqrt{3}\left(\frac{1-f_S^m}{f_S^m}\right) \quad \text{(éq.I.18)}$$

Avec m un paramètre microstructural qui vaut 1/2 pour une structure colonnaire et 1/3 pour une structure équiaxe. La formule de Drucker devient alors :

$$\sigma = \frac{\mu\dot{\varepsilon}}{9}\left(\frac{f_S^m}{1-f_S^m}\right)^3\left[\left(1-0.5\left(\frac{f_S^m}{1-f_S^m}\right)\varepsilon\right)^{-3} + 2\left(1+\left(\frac{f_S^m}{1-f_S^m}\right)\varepsilon\right)^{-3}\right] \quad \text{(éq.I.19)}$$

Cette formule reste vraie jusqu'à ce que l'épaisseur du film liquide atteigne quelques angströms. Dans ce cas, il est difficile de définir clairement la viscosité. Pour ces faibles épaisseurs les auteurs proposent une autre équation.

$$\sigma = \frac{2f_S^m K_T^{-1}\varepsilon}{3\left[1+\left(\varepsilon_{\max}-1\right)f_S^m\right]} \quad \text{(éq.I.20)}$$

Avec K_T la compressibilité isotherme du liquide et la déformation maximum ($\varepsilon_{\max}$) exprimée en fonction de l'épaisseur limite :

$$\varepsilon_{\max} = \left(\frac{2}{\sqrt{3}}\right)\frac{h-h_{\lim it}}{a} \quad \text{(éq.I.20)}$$

Il ne reste plus qu'à connaître la contrainte maximum admissible avant de former une fissure. Cette contrainte est calculée à partir de la contrainte qu'il faut pour séparer deux plaques liées par une force de capillarité. On arrive à une contrainte d'initiation de fissure de :

$$\sigma_i = \frac{4\gamma_{l/g}}{3h}\left(1+\left(\frac{f_s^m}{1-f_s^m}\right)\varepsilon\right)^{-1} \quad \text{(éq.I.21)}$$

Ce modèle fait l'hypothèse que toute la déformation est accommodée par le liquide et il ne prend donc pas en compte le réarrangement des dendrites, l'approvisionnement en liquide des zones en tension ou l'influence des ponts solides interdendritiques. Cependant, il prévoit une évolution cohérente de la contrainte à rupture avec la fraction de liquide. En revanche, ce n'est pas le cas pour la déformation à rupture. En effet, le modèle prévoit une décroissance continue de cette grandeur avec l'augmentation de la fraction de liquide alors

que les données expérimentales classiques montrent une courbe en U. Enfin, ce modèle ne prédit pas d'effet de la taille de grain alors qu'il est généralement admis que plus celle-ci est fine, moins on observe de fissures à chaud.

Modèle fondé sur une déformation limite

Magnin [Magnin] a proposé un critère de fissuration à chaud basé sur une déformation limite. Dans ce cas, la rupture a lieu lorsque la plus grande déformation plastique principale dépasse la déformation à rupture observée expérimentalement dans l'intervalle de solidification. Les auteurs ont choisi la déformation maximale plutôt que la déformation équivalente afin de rendre compte de l'anisotropie de comportement entre la traction et la compression. Ce modèle prédit que la sensibilité à la fissuration à chaud augmente lorsque l'on augmente la vitesse de coulée dans le procédé de coulée continue. Ceci est en accord avec les observations expérimentales.

Modèles fondés sur une vitesse de déformation limite

Ce type de modèles est une variante de ceux fondés sur une déformation limite. En effet, la vitesse de déformation subie par la zone pâteuse du fait des contraintes thermiques liées à la solidification est comparée à la vitesse de déformation maximale supportée par la zone pâteuse. Cette dernière est définie à partir de la déformation maximale à rupture en fonction de la température.
Un autre type de modèle s'appuyant sur une vitesse de déformation est le critère RDG décrit en I.3.4.b).

Modèle fondé sur une déformation limite et vitesse de déformation limite

Prokhorov [Kerrouault] propose un critère de fissuration à chaud basé sur trois paramètres :
a) un domaine de température dans lequel les fissures peuvent se produire (BTR « Brittleness Temperature Range »)
b) une déformation critique
c) une vitesse de déformation critique
On relie la déformation de la zone pâteuse dans l'intervalle BTR à la vitesse de déformation imposée.

$$\frac{\partial \varepsilon}{\partial t} = \frac{\partial \varepsilon}{\partial T} * \frac{\partial T}{\partial t} = \alpha * \frac{\partial T}{\partial t} \quad \text{(éq.I.22)}$$

Avec : $\frac{\partial \varepsilon}{\partial t}$, vitesse de déformation imposée à la zone pâteuse,

$\frac{\partial T}{\partial t}$, vitesse de refroidissement.

et α représente une vitesse de déformation en fonction d'une vitesse de refroidissement, appelée le CST « Critical Strain Rate for Temperature Drop ». La représentation de ce critère est donnée sur la figure I.31.

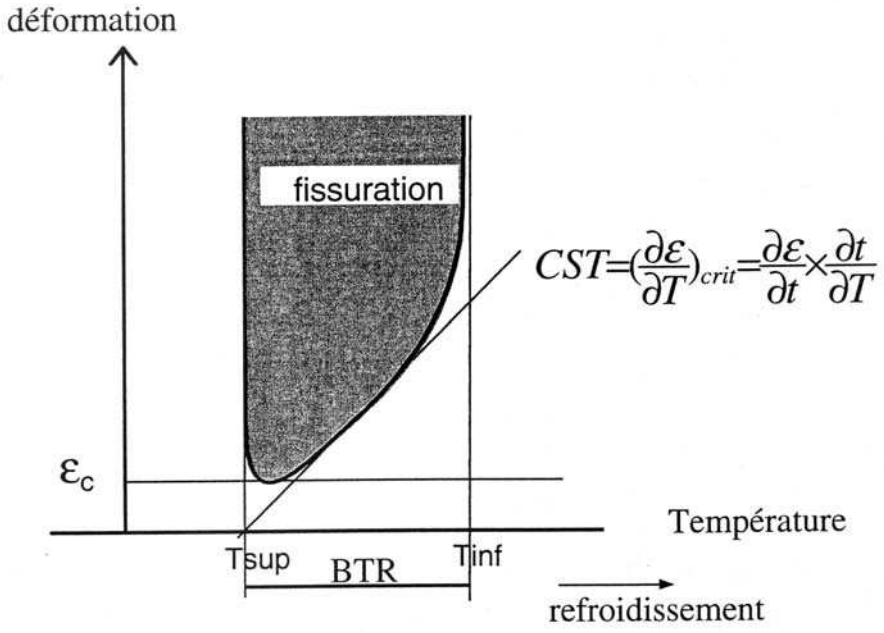


Figure I.31 : Représentation du critère de Prokhorov

[Kerrouault] développe un critère en ε^* qui est le maximum de la projection de la déformation principale perpendiculairement au gradient thermique pour des température appartenant au BTR. Ce critère est ensuite appliqué au soudage TIG.

I.3.5. Les essais de rhéologie à l'état pâteux

Comme nous l'avons vu dans le chapitre précédent, il paraît nécessaire de connaître le comportement rhéologique de la zone pâteuse si l'on veut disposer d'un critère de fissuration à chaud performant. En effet, il est difficile d'occulter le rôle de l'accommodation des déformations par le réarrangement du solide et la circulation du liquide dans la zone pâteuse. De nombreux auteurs se sont donc intéressés à cette rhéologie même si les défis techniques ne manquent pas lorsqu'il s'agit d'un milieu pâteux. Cette partie décrit une sélection d'essais mis en œuvre, une revue bibliographique plus détaillée pouvant être trouvée dans [Eskin]. De plus, nous nous concentrerons sur les essais en traction car nous avons vu que c'était l'état de contrainte le plus critique vis-à-vis de la fissuration à chaud.

I.3.5.a) Les essais de traction à l'état pâteux

Les essais de traction à l'état pâteux se rapprochent des essais de solidification contrariée, présentés en I.3.3.b), utilisés pour caractériser la propension à la fissuration à chaud. Cependant dans les essais rhéologiques, une attention particulière est accordée à l'obtention des données mécaniques (contrainte; déformation) lors du test afin de caractériser le comportement de la zone pâteuse. Deux types d'essais de traction peuvent être menés : des

essais en refusion, ou en solidification. Dans le premier cas, l'échantillon est chauffé jusqu'à la température d'essai désirée alors que dans le second, l'échantillon est entièrement fondu puis est solidifié jusqu'à la température voulue. La microstructure lors de l'essai est évidemment différente et les propriétés de la zone pâteuse en sont modifiées.

Les essais de traction en refusion

Les essais de traction en refusion peuvent être réalisés en chauffant l'échantillon grâce à un four à lampe [Chu] (figure I.32) ou grâce à un chauffage par effet joule [Spittle].

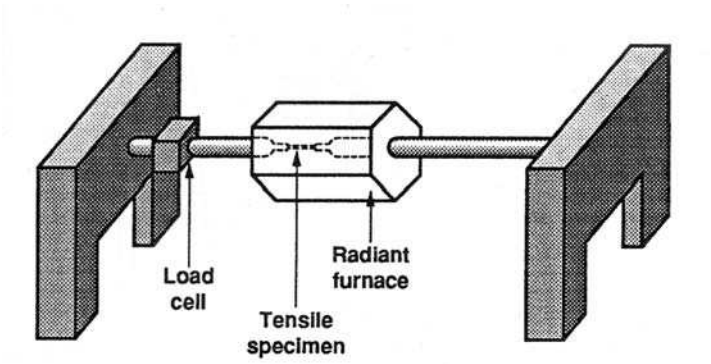


Figure I.32 : Schéma du dispositif de [Chu]

Les échantillons sont amenés à la température voulue puis on applique une vitesse de déplacement des mors constante en enregistrant la force.
Chu étudie ainsi le comportement de l'alliage 3004. Il représente la contrainte en fonction de la déformation pour différentes valeurs de la température réduite. Cette température est définie par :

$$T_R = \frac{T - T_E}{T_L - T_E} \quad \text{(éq.I.23)}$$

Avec T_L la température du liquidus et T_E la température eutectique.
Cette formulation lui permet de comparer des alliages sur la même échelle de température. Chu observe deux comportements différents en fonction de la température réduite utilisée lors du test. Pour des températures faibles (proches du solidus), la courbe contrainte-déformation présente un maximum puis décroît lentement de manière linéaire avant une chute finale brutale. En revanche, pour des températures plus élevées, la contrainte chute très vite tout de suite après le pic. On assiste ici à une transition de rupture ductile fragile lorsque la température de l'essai augmente comme le montre la figure I.33.

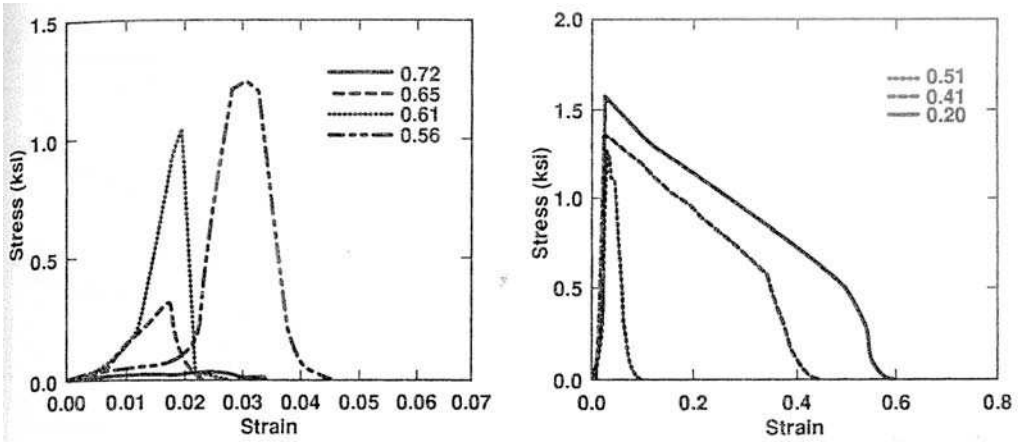


Figure I.33 : Courbes contrainte/déformation pour différentes températures réduites. Transition ductile (pour des températures réduites faibles)/fragile (pour des températures réduites élevées) [Chu]

Les auteurs remarquent aussi que la valeur de la contrainte maximum présente une décroissance très rapide pour des températures réduites de l'ordre de 0.6. En effet, on peut penser que, pour ces températures, le squelette solide n'est pas très connecté et donc ne peut développer de fortes contraintes. De plus, la contrainte maximum dépend de la vitesse de traction (plus la vitesse augmente plus la contrainte augmente) et semble dépendre de la microstructure de départ (la contrainte maximum est plus grande dans le cas d'une structure dendritique fine que grossière).

Spittle [Spittle] utilise un chauffage par effet Joule grâce à une machine d'essai thermo-mécanique de type Gleeble (figure I.34).

Il observe la même décroissance rapide de la contrainte maximum en fonction de la température sur le 2024 mais aussi de la ductilité mais pour des températures très proches du solidus.

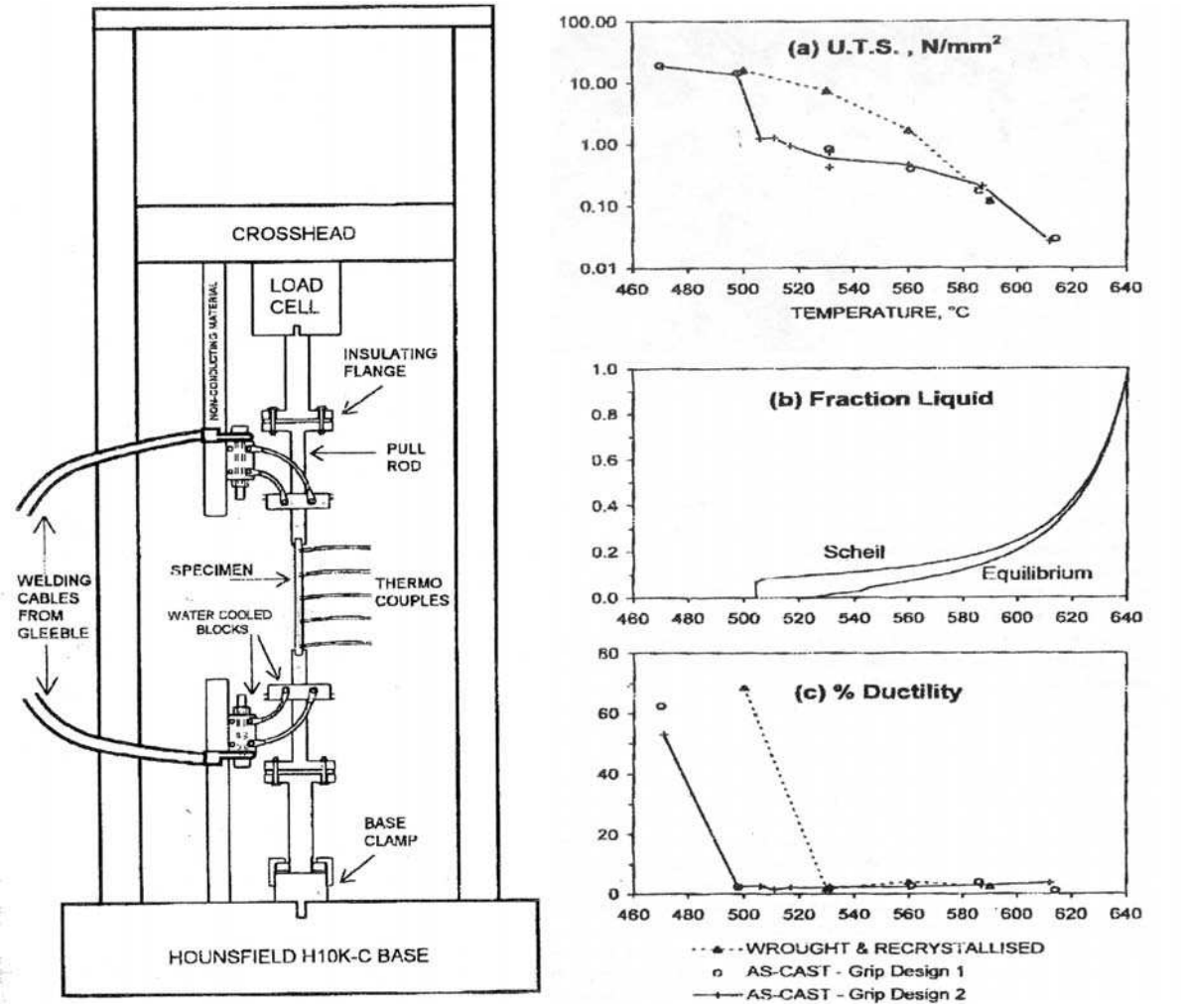


Figure I.34 : Schéma de l'expérience de traction semi solide de [Spittle] et influence de la température sur la contrainte maximum et la ductilité du 2024.

De plus, [Chu] compare la contrainte maximum en fonction de la température réduite pour différents alliages : 2024, 3004 et 7075. On observe que le 7075 et 2024 ont un comportement similaire avec une contrainte qui devient faible dès que la température du solidus est atteinte ce qui est en accord avec Spittle. En revanche, dans le cas du 3004, il existe un plateau pour des températures réduites comprises entre 0 et 0.63 avant la chute de la contrainte maximum à 0 (figure I.35).

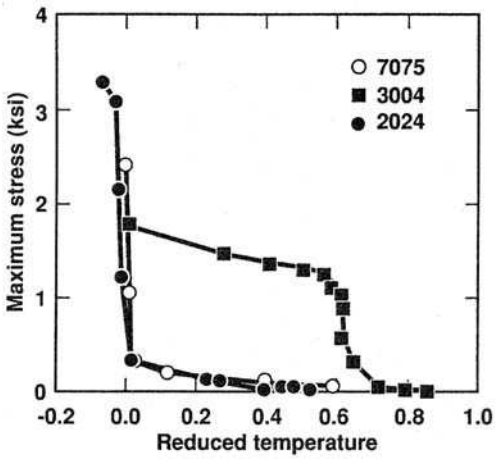


Figure I.35 : Contrainte maximum en fonction de la température pour différents alliages [Chu]

Enfin un autre type d'essai a été développé par Martin [Martin2]. Il est constitué d'un moule en forme d'anneau dans lequel l'alliage va être chauffé jusqu'à l'état pâteux. Le cylindre intérieur est constitué d'une poche d'huile hyperdéformable de silicone. Une pression verticale exercée sur cette poche va entraîner une déformation radiale et donc un état de traction perpendiculairement à la direction de sollicitation dans l'échantillon (figure I.36). Cet essai permet d'avoir une fraction de solide homogène dans tout l'échantillon car il n'y a pas de gradient thermique. Cependant cet essai est réservé aux alliages à bas point de fusion car la poche de silicone ne peut supporter des températures supérieures à 250°C. Martin a utilisé ce dispositif sur des alliages Sn-Pb.

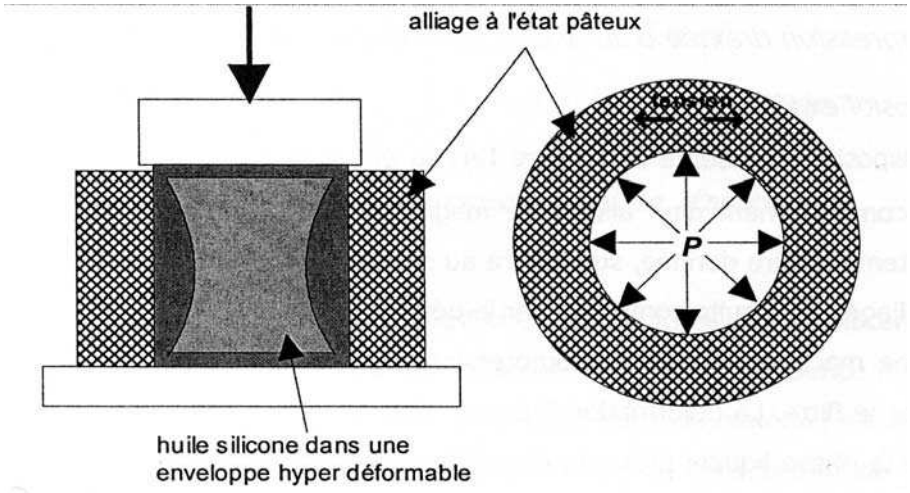


Figure I.36 : Dispositif de traction à l'état pâteux par déformation d'un ballon de silicone [Martin2]

La représentativité des essais de traction à l'état pâteux en refusion par rapport au phénomène de crique à chaud peut être discutée. En effet, la morphologie de la zone pâteuse est différente si elle est issue de conditions de refusion ou de solidification, puisque le liquide eutectique ne se présente pas sous la même forme. Lors d'une solidification, les grains sont dendritiques équiaxes et le liquide est sous forme de films continus séparant les

grains. L'augmentation de la fraction de solide se fait alors par diminution de l'épaisseur de ces films. En revanche, dans des conditions de refusion, le liquide eutectique se trouve sous forme de poches intergranulaires ou de gouttes intragranulaires. Des propriétés mécaniques différentes doivent résulter de ces morphologies : la microstructure de solidification doit avoir une sensibilité plus forte à la fissuration à chaud du fait du plus grand nombre de joints de grains mouillés par le liquide eutectique pour une même fraction de solide. De plus, la montée en température lors des expériences en refusion peut accentuer ces différences de morphologie : la diffusion à haute température peut entraîner une homogénéisation des éléments d'alliage et donc une disparition d'éventuels eutectiques intragranulaires et/ou intergranulaires. Pour une même fraction de liquide, la fraction de joints mouillés serait alors encore plus faible. Enfin, la montée en température peut aussi induire une augmentation de la taille de grain qui semble être un paramètre important pour la fissuration à chaud [Chu].
Pour toutes ces raisons, il apparaît nécessaire de réaliser des expériences de traction à l'état pâteux en solidification pour mieux cerner le comportement de l'alliage lorsque la fissuration à chaud se produit.

Les essais de traction en solidification

Pour ce type d'essais, l'échantillon est au départ à l'état liquide. On le solidifie ensuite partiellement jusqu'à la température désirée, puis une vitesse de déplacement est appliquée. Ces essais peuvent se faire, soit de manière isotherme (on aura alors le comportement du matériau à l'état pâteux pour une température déterminée), soit de manière anisotherme (ces essais décriront alors le comportement réel en cours de solidification du matériau). Cependant, dans le cas des essais anisothermes, il faut bien sûr tenir compte de l'évolution de la microstructure pendant l'expérience. C'est pourquoi tous les essais présentés sont des essais isothermes.
Ackerman [Ackerman] utilise un cylindre en cuivre refroidi par eau composé de deux parties mobiles. Ce cylindre est plongé dans un bain d'alliage liquide qui va se solidifier à son contact (figure I.37). Lorsque la coquille formée a atteint une certaine épaisseur la partie inférieure du cylindre va se déplacer de sorte à appliquer un état de traction perpendiculaire à la direction de solidification à la coquille. Du fait de sa configuration, ce test ne permet pas de mesure de déformation ni d'observation du faciès de rupture car du liquide est toujours présent en périphérie de la coquille en traction.

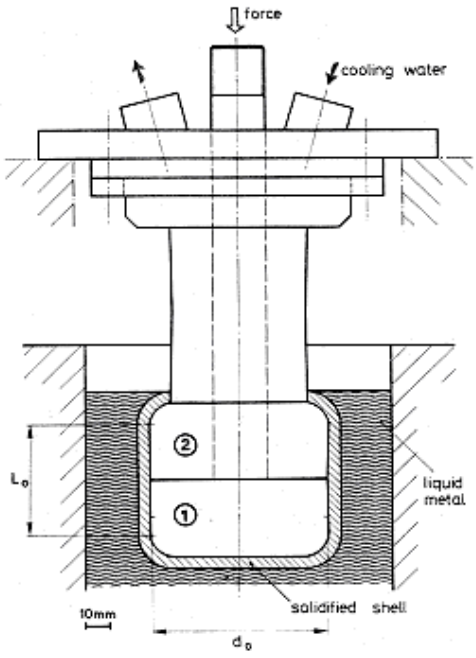


Figure I.37 : Dispositif de traction en solidification [Avkermann]

Magnin [Magnin] utilise un dispositif développé par Olm pour reproduire le procédé de coulée semi continue. L'appareillage est constitué d'un moule isolant en U qui maintient la partie centrale de l'éprouvette alors que les extrémités sont fixées à des mors en acier (figure I.38). Le moule est tout d'abord rempli d'alliage liquide et on dépose sur le dessus un refroidisseur. L'alliage est donc solidifié directionnellement par le dessus. Puis dans une seconde phase, on enlève le refroidisseur : le refroidissement est alors effectué par les mors. Une fois la température d'essai atteinte, une vitesse de déplacement constante est imposée. La force ainsi que le déplacement sont enregistrés.

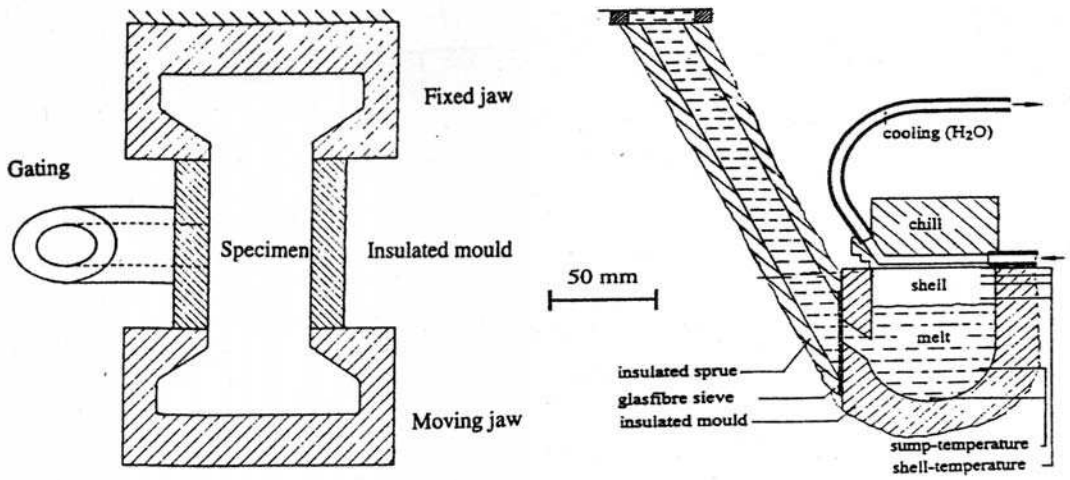


Figure I.38 : Schéma du dispositif utilisé par Magnin

Le principal résultat de cette expérience concerne la ductilité de l'alliage à l'état pâteux. La déformation à rupture est calculée par le déplacement divisé par une longueur de référence pour laquelle la fraction de solide est constante (mesurée ou estimée par simulation). Magnin montre que cette ductilité est représentée par une courbe en U : elle est élevée lorsque l'alliage est à l'état solide puis s'écroule au passage du solidus pour remonter lorsque l'on se rapproche de la température de cohérence (figure I.39). Ces observations sont cohérentes avec celles de Chu en refusion. De ses résultats, Magnin construit son modèle de fissuration à chaud décrit en I.3.4.c).

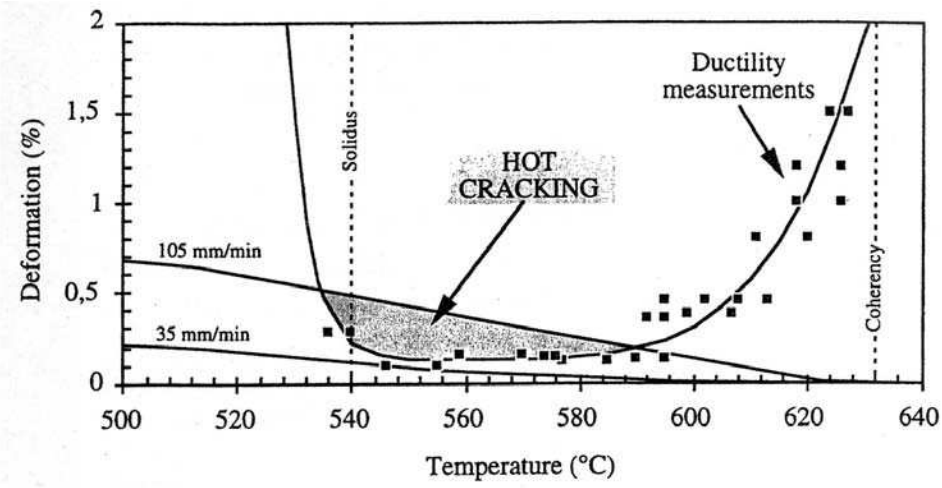


Figure I.39 : Mesures de ductilité en traction à l'état pâteux [Magnin]

Instone [Instone] a développé un essai particulier permettant d'avoir accès à la température de l'échantillon au cours de l'essai sans y introduire des thermocouples susceptibles de changer la microstructure de solidification. Le moule est constitué de deux cavités reliées entre elles par une chambre de remplissage dans laquelle l'alliage à l'état liquide est introduit : une alimentation en liquide est donc possible durant le test via cette chambre. Une des deux cavités est utilisée pour la mesure de la température avec des thermocouples implantés en plusieurs endroits. L'autre cavité est identique à celle des essais de type os de chien avec un système d'ancrage des extrémités de l'échantillon relié à une machine de traction (figure I.40). On peut alors mesurer la force et le déplacement. Les premiers tests effectués sont des essais de solidification contrariée pour lesquels on mesure la force en fonction de la température. Les auteurs observent que la force augmente fortement lorsque la fraction de solide atteint 0.7 pour l'alliage 7075 alors que ce phénomène est retardé pour un alliage d'aluminium presque pur (0.9 pour le AA194). Dahle [Dahle2] utilise le même appareillage pour caractériser des alliages Al-Cu et Al-Si-Cu. Il observe le même résultat quant au développement de la force lorsque la fraction de solide augmente.

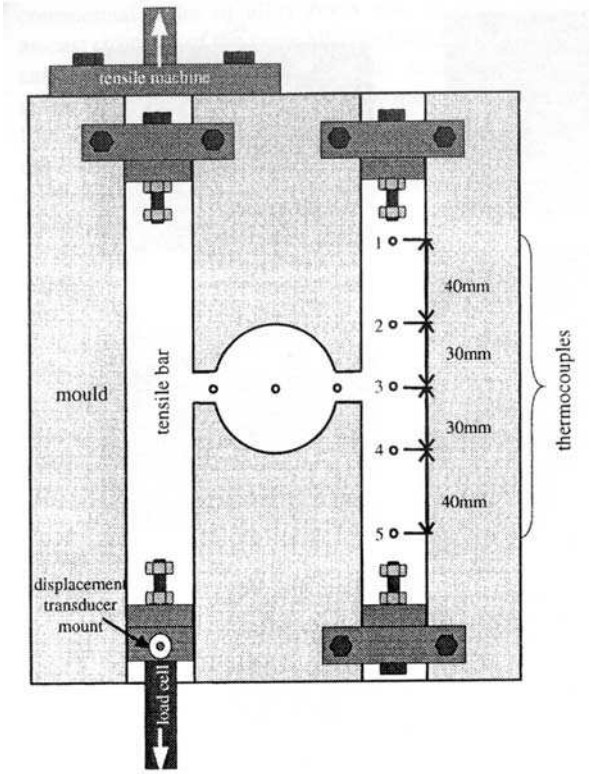


Figure I.40 : Schéma du dispositif de Instone

Braccini [Braccini] ou Nagaumi [Nagaumi], utilisent un dispositif de traction classique mais grâce à un inducteur une partie seulement de l'éprouvette est refondue. L'échantillon est maintenu dans un moule et les mors sont refroidis par une circulation d'eau. Le four à induction permet de fondre complètement la partie centrale de l'éprouvette (figure I.41). Cette partie est ensuite partiellement solidifiée jusqu'à la température désirée puis un essai de traction est réalisé par déplacement de la traverse. On enregistre la force et le déplacement. Les essais réalisés montrent que la contrainte maximale augmente rapidement lorsque la fraction de solide d'essai dépasse 0.95 (figure I.42). De plus si on calcule la déformation à rupture par le déplacement divisé par une longueur d'éprouvette dans laquelle le gradient thermique est faible, on peut montrer que celle-ci augmente aussi pour les mêmes fractions de solide. En effet, pour des fractions de solide de cet ordre, le squelette solide est fortement connecté et le matériau semi solide se comporte

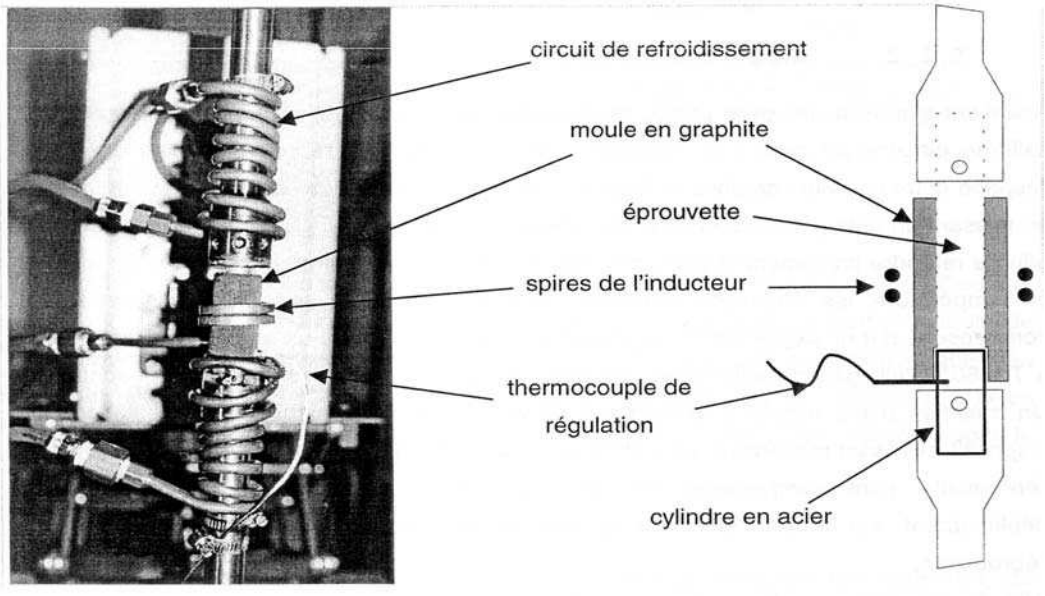


Figure I.41 : Dispositif de traction à l'état pâteux avec refusion locale développé par Braccini.

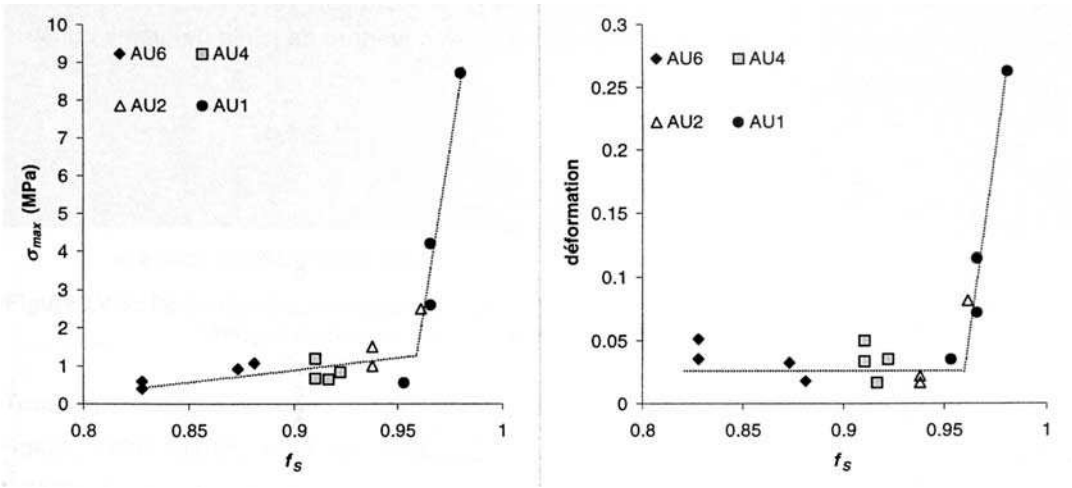


Figure I.42 : Evolutions de la contrainte maximum et de la déformation à rupture avec la fraction de solide d'essai obtenues par Braccini.

I.3.5.b) Les essais de cisaillement à l'état pâteux : rhéométrie

Le rhéomètre est l'appareillage classiquement utilisé pour caractériser le comportement en cisaillement d'un matériau à l'état pâteux. Plusieurs variantes existent mais le principe reste toujours le même : le matériau est placé dans l'entrefer de deux cylindres coaxiaux. L'un des deux est mis en rotation par une machine de torsion alors que l'autre reste immobile. La force est enregistrée. Si le cylindre extérieur est mis en mouvement, le rhéomètre est dit rhéomètre de Couette. En revanche, si le cylindre intérieur est mobile, le rhéomètre est appelé de Searle. Parfois des rainures sont usinées sur les surfaces des cylindres en contact avec le matériau afin d'éviter le glissement contre les parois.

La rhéométrie de Couette a d'abord été utilisée pour évaluer la rhéologie de fluides ou de suspensions. Elle a ensuite été adaptée à l'étude des alliages en cours de solidification. Les premières études se sont intéressées au comportement de suspensions avec des fractions de solide faibles constituées de particules solides globulaires [Spencer]. Puis, des alliages Sn-Pb à grande fraction de solide (>0.60) ont été étudiés [Martin3] (figure I.43). Plus récemment, [Braccini] a étudié des alliages Al-Cu en cours de solidification. Cette dernière tente de caractériser le comportement rhéologique des alliages en solidification à haute fraction de solide afin de cerner les phénomènes se produisant lors de la fissuration à chaud.

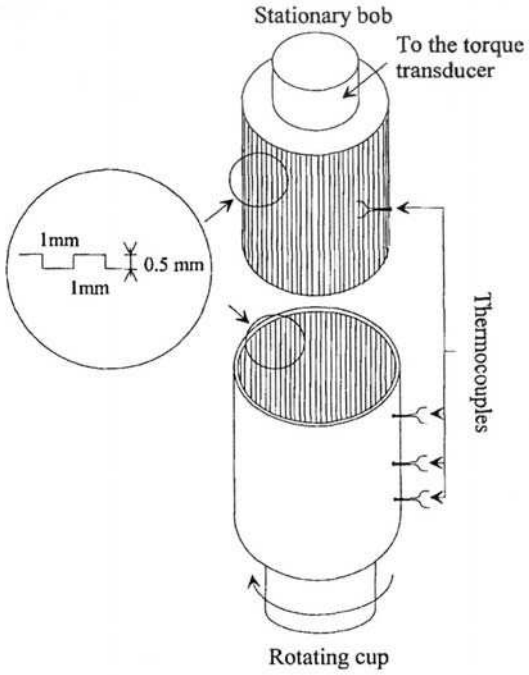


Figure I.43 : Schéma du rhéomètre de Couette [Martin3]

Dans ce type d'essai l'alliage est initialement à l'état liquide. On le refroidit ensuite jusqu'à la température (fraction de solide) désirée, et on applique une vitesse de cisaillement constante en enregistrant le couple.
Le rhéomètre de Couette permet d'observer l'augmentation de la contrainte en fonction de la fraction de solide d'essai. Cette contrainte est presque nulle pour les fractions faibles (<0.2) puis augmente très rapidement. La fraction de solide qui marque la fin du domaine à contrainte nulle est appelée la fraction de coalescence. Cependant, il convient d'être vigilant quant au rapprochement de cette valeur avec celle déjà citée lors de la présentation de la fissuration à chaud. En effet, on admet qu'en traction la fraction de coalescence se situe aux environs de 0.95 alors qu'en cisaillement l'alliage commence à développer une résistance pour des fractions de solide de l'ordre de 0.2 à 0.4.
Les courbes contrainte/déformation obtenues par le biais de cet essai présentent des allures différentes selon que l'alliage est affiné ou non (figure I.44).

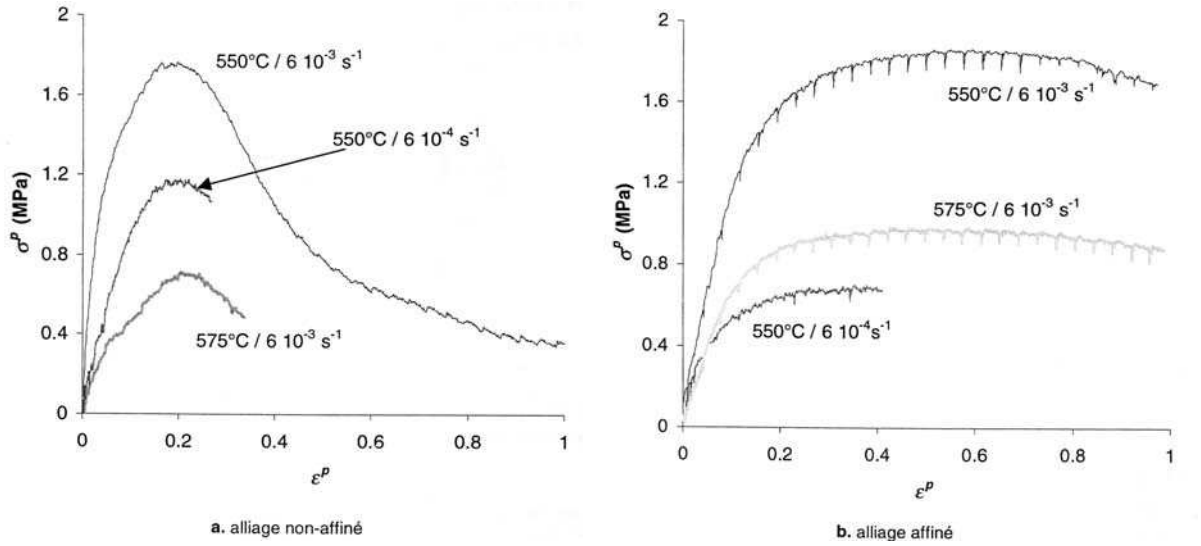


Figure I.44 : Courbes contrainte/déformation en cisaillement pour des alliages Al-Cu. Influence de l'affinage [Braccini].

L'influence de l'affinant sur le comportement s'explique par le mode de déformation subi. La microstructure de l'alliage non affiné est dendritique très enchevêtrée. Le réarrangement des dendrites est difficile et la déformation conduit à une rupture de bras dendritiques. Le pic suivi d'une diminution de la contrainte est le signe de cette localisation. En revanche, dans le cas d'un alliage affiné, les grains peuvent glisser et le réarrangement est possible conduisant à une contrainte de plateau.

Enfin, on peut noter que d'autres dispositifs ont été utilisés pour caractériser le comportement en cisaillement d'un matériau : cisaillement plan [Sumitomo] ou rhéomètre à palettes [Dahle3]. Une conclusion importante du travail de Sumitomo est que des phénomènes de rupture s'apparentant à la fissuration peuvent être observés lors d'essais de cisaillement. La crique à chaud résulte donc d'un état de contrainte en traction mais on pourrait assister aussi à la formation de fissures à chaud en cisaillement.

I.3.5.c) Les essais de compression à l'état pâteux

Le phénomène de fissuration à chaud ne peut pas, a priori, être provoqué par un état de contrainte densifiant comme la compression. Cependant comme nous l'avons vu, l'apport de liquide des zones en compression vers les zones en traction peut jouer un grand rôle dans l'apparition de crique. Il apparaît donc important de caractériser le comportement d'un alliage à l'état pâteux soumis à des contraintes de compression. Cependant, nous nous contenterons ici de donner les références bibliographiques pertinentes.

Les essais de compression peuvent être simples (c'est-à-dire qu'un alliage partiellement refondu va être compressé entre deux plateaux parallèles) ou drainés. Plusieurs types d'alliages ont été testés par la technique de compression simple : les alliages Sn-Pb par [Laxmanan] et [Suéry], les alliages Al-Si ou les alliages de magnésium [Gebelin]. Ce dernier a aussi étudié le comportement de l'AZ91 grâce à une expérience de compression drainée. Dans ce type d'essai, l'alliage, contenu dans un cylindre en acier, est maintenu à l'état

pâteux à la température désirée. Un piston, de diamètre extérieur égal au diamètre intérieur du cylindre et relié à une machine de traction/compression vient appuyer sur l'alliage. Une grille placée au bout du piston permet au liquide d'être évacué vers le haut. L'alliage est donc densifié de manière mécanique par expulsion de la phase liquide. Le test est arrêté à la déformation désirée. Dans ce genre de test, l'état de contrainte n'est pas entièrement connu car seule la contrainte axiale est mesurée et on ne peut pas accéder à la contrainte radiale. Cependant si on représente la contrainte axiale en fonction du déplacement du piston, on observe que celle-ci augmente tout d'abord doucement puis présente une forte augmentation lorsque la fraction de solide tend vers 1 du fait de l'incompressibilité de la phase solide.

I.3.6. Les modèles de comportement rhéologique à l'état pâteux

Le comportement de la zone pâteuse a été modélisé afin d'intégrer ces données dans une simulation de la fissuration à chaud ou d'un procédé de mise en forme. Dans cette partie nous nous intéresserons uniquement au cas où la phase solide est continue c'est à dire pour les fortes fractions de solide, le cas des suspensions ne rentrant pas dans le cadre de l'étude de la fissuration à chaud. Pour les structures solides fortement connectées, plusieurs types de modèles ont été proposés : les premiers sont des modèles scalaires c'est-à-dire ne prenant pas en compte les contraintes hydrostatiques ni le cisaillement. Il sont en général dérivés des modèles décrivant le comportement du solide à température élevée (mais inférieure au solidus) et relient la déformation ou la vitesse de déformation à la contrainte ; la phase liquide n'est alors pas considérée. Un deuxième type de modèles, plus complexes, s'appuie sur une écriture tensorielle qui prend en compte les composantes hydrostatiques et déviatoriques. La phase liquide est alors considérée mais seulement par son écoulement à travers le squelette dendritique.

I.3.6.a) Les modèles scalaires (sans phase liquide)

Dans une description scalaire du comportement de la zone pâteuse, le solide absorbe la totalité de la déformation, le liquide « ne faisant que s'écouler ». Il est donc naturel de considérer des modèles viscoplastiques caractéristiques du comportement à haute température des solides. De par leur nature, les modèles scalaires sont représentatifs d'un état de contrainte déterminé.
La contrainte stationnaire est décrite par une loi du type :

$$\sigma = k\dot{\varepsilon}^{m} \quad \text{(éq.I.24)}$$

Avec k la consistance du matériau et m la sensibilité à la vitesse de déformation.
Un modèle empirique proposé par [Joly] fait intervenir une loi en exponentielle pour décrire la consistance :

$$\sigma = A\exp\left(Bf_S\right)\dot{\varepsilon}^{m} \quad \text{(éq.I.25)}$$

Où A et B sont des constantes fonction de l'alliage considéré.

Pour cette même loi, [Suéry2] proposera une évolution linéaire de m avec la fraction de solide.

Une loi de fluage classique, modifiée pour tenir compte de la présence de la phase liquide, est proposée par [Drezet2]. En faisant l'hypothèse que la contrainte ne s'applique que sur le solide, l'équation I.25 est modifié en divisant la contrainte par la fraction de solide :

$$\dot{\varepsilon} = A\left(\frac{\sigma}{f_S}\right)^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad \text{(éq.I.26)}$$

Avec A un constante fonction du matériau, Q l'énergie d'activation thermique, R la constante des gaz parfaits, T la température et n le coefficient de sensibilité à la contrainte (on a évidemment n=1/m).

[Van Haaften] propose le même type de loi pour un état de contrainte en traction mais en considérant la répartition du liquide plus que sa quantité. La contrainte est cette fois supportée par une fraction égale à $(1-f_{LGB})$ où f_{LGB} est la fraction de joints mouillés par le liquide. La loi reliant la vitesse de déformation à la contrainte à rupture devient :

$$\dot{\varepsilon} = A\left(\frac{\sigma}{1-f_{LGB}}\right)^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \text{(éq.I.27)}$$

Cette fraction est difficilement mesurable par des moyens expérimentaux directs mais [Wray] en 1975 la calcule de manière théorique. Pour ce faire, il considère des poches de liquide de symétrie tétraédrique et une fraction de liquide faible. Evidemment la fraction de joints mouillés va dépendre de la mouillabilité du solide par le liquide. Deux cas sont présentés, le cas d'un bon mouillage (valeur faible de l'ange dihédral θ) et un mouillage nul c'est-à-dire pour un angle dihédral de 180° (figure I.45). En général, on considère qu'un alliage métallique est bien mouillé par son liquide. On se situe alors dans le premier cas.

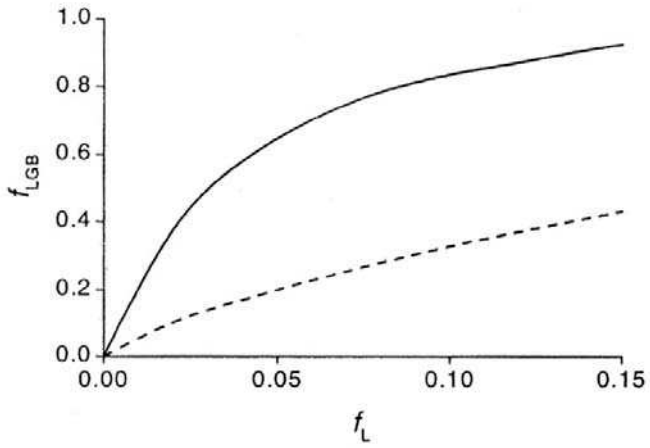


Figure I.45 : Fraction de joints mouillés en fonction de la fraction de liquide d'après Wray [Van Haaften]. Ligne continue : θ=0°, ligne pointillée : θ=180°.

Van Haaften compare les contraintes maxima prédites par cette loi et des résultats expérimentaux obtenus grâce à des expériences de traction semi-solide sur une machine Gleeble. Les paramètres de la loi sont déterminés par des expériences à l'état solide. Il représente la contrainte normalisée qui est le rapport entre la contrainte mesurée ou calculée par le modèle sur la contrainte prédite par une équation de fluage à l'état solide (même équation que le modèle sans prise en compte de la fraction de joints mouillés). Les résultats sont présentés sur la figure I.46.

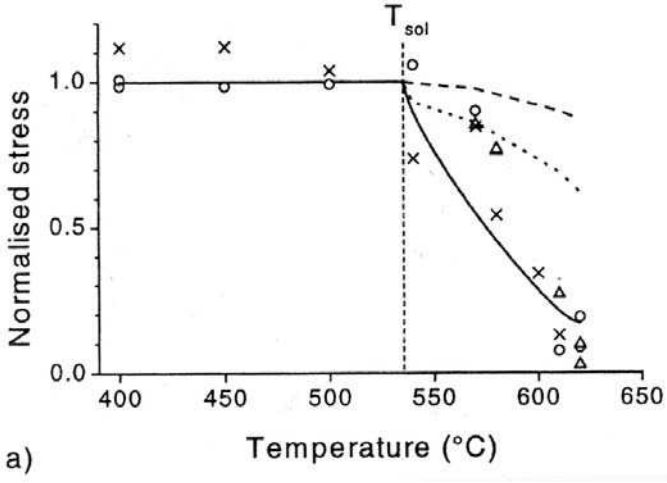


Figure I.46 : Contrainte normalisée en fonction de la température pour un alliage AA3104. Les triangles correspondent à une vitesse de déformation de 10^{-3} s^{-1}, les ronds 10^{-4} s^{-1}, les croix 10^{-5} s^{-1}. Contrainte normalisée prévue, par l'équation de [Drezet] (----), par l'équation de Katgerman avec θ=0° (—) et avec θ=180° (….).

Ce modèle prédit assez bien les valeurs de contraintes maximales même si on peut noter qu'il les surestime lorsque l'on se place aux températures les plus élevées.
Ces modèles ont l'avantage de pouvoir décrire l'ensemble du comportement du matériau, à la fois solide à haute température et semi solide (lorsque f_S=1, on retrouve une loi de Norton classique). Cependant ils ne prédisent que la contrainte maximum obtenue et en aucune manière la façon de l'atteindre. Il n'y a aucune information sur la forme de la courbe contrainte/déformation. De plus ces lois étant scalaires, elles ne sont valables que pour l'état de contrainte pour lequel elles ont été établies.

I.3.6.b) Les modèles tensoriels [Suéry2]

Ces modèles sont plus compliqués mais permettent de prendre en compte la présence de la phase liquide. Ils sont tous basés sur la déformation à chaud de solides poreux décrite sous forme tensorielle afin de rendre compte des composantes hydrostatique et déviatorique du tenseur des contraintes. L'effet de la phase liquide sur la déformation est exprimé par un terme de pression hydrostatique.

Le modèle de [Lalli]

Ce modèle est développé pour un état de compression axisymétrique et prend en compte l'interaction entre les contraintes du solide et la pression du liquide. La contrainte totale appliquée est de la forme :

$$\sigma = \widehat{\sigma}_S - \alpha_L p_L \quad \text{(éq.I.28)}$$

Avec $\widehat{\sigma}_S$ est la contrainte effective, p_L est la pression interstitielle du liquide et α_L un paramètre.

Le comportement de la phase liquide est gouverné par la loi de Darcy :

$$v_L = -\frac{\kappa}{\mu f_L}\frac{dP}{dr} \quad \text{(éq.I.29)}$$

Avec κ la perméabilité du squelette solide, μ la viscosité du liquide, P sa pression et v_L la vitesse d'écoulement du liquide par rapport au solide.

Ce modèle couple la déformation du squelette solide avec la circulation du liquide de sorte qu'il est capable de prédire les ségrégations de liquide. Ce modèle a été confronté à des observations expérimentales sur des alliages Pb-Sn et fournit des résultats satisfaisants.

Le modèle NFS (Nguyen, Favier, Suéry) [Nguyen]

Ce modèle s'appuie sur une écriture semblable de la contrainte effective mais de manière tensorielle :

$$\underline{\sigma} = \underline{\widehat{\sigma}}_S - \alpha_L p_L \underline{I} \quad \text{(éq.I.30)}$$

Avec $\underline{I}$ la matrice identité.

Ce modèle prévoit une sensibilité à la vitesse et à l'écrouissage. On suppose l'existence d'un potentiel viscoplastique fonction du tenseur des contraintes de la phase solide, de la fraction de solide et de la température :

$$\Omega = \Omega(\underline{\sigma}_S, f_S, T) \quad \text{(éq.I.31)}$$

Si on néglige l'effet du troisième invariant du tenseur des contraintes, on peut exprimer le potentiel comme une fonction des deux invariants $\overline{P_S}$ et $\overline{\sigma_S}$ (contrainte de Von Mises), de T et de f_s, avec :

$$\overline{P_S} = -\frac{1}{3} tr(\underline{\sigma}_S) \text{ (éq.I.32), la pression effective sur le solide}$$

$\overline{\sigma_S}^2 = \frac{3}{2} tr(S_S : S_S)$ (éq.I.33), la contrainte équivalente au sens de Von Mises

Avec S_S le tenseur déviateur des contraintes effectives sur le squelette solide.

Le tenseur des vitesses de déformation plastique du squelette solide est alors calculé en supposant que le potentiel viscoplastique suit la loi de la normalité :

$$\dot{\varepsilon}_S^P = \frac{\partial \Omega}{\partial \underline{\sigma}_S} \quad \text{(éq.I.34)}$$

Si on définit une contrainte équivalente (scalaire) σ_{eq} égale à la contrainte de Von Mises lorsque la fraction de solide vaut 1, on assure alors une continuité avec le comportement des métaux solides denses. Le potentiel viscoplastique s'écrit alors :

$$\Omega = \frac{1}{n+1}\left[\frac{A}{s_0^n}\exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)\right]\sigma_{eq}^{n+1} \quad \text{(éq.I.35)}$$

Avec A et S_0 des constantes homogènes à une vitesse de déformation et à une contrainte, n le coefficient de sensibilité à la contrainte.
De même, le tenseur des vitesses de déformation plastique vaut :

$$\dot{\varepsilon}_s^P = \frac{A}{s_0^n}\sigma_{eq}^{n-1}\exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)\left[\frac{A_1}{2}\underline{\sigma}_S + \frac{6B_1 - A_1}{6}\left(tr\underline{\sigma}_S\right)I\right] \quad \text{(éq.I.36)}$$

Avec A1 et B1 deux fonctions identifiées expérimentalement.

Dans le plan défini par $\overline{P_S}$ et $\overline{\sigma_S}$, la courbe représentant les isovaleurs de la contrainte équivalente a la forme d'une ellipse centrée. Or, dans ce plan, les états de contrainte de compression et de traction sont situés de chaque coté de l'axe P_S =0. Ce modèle prédit donc que le comportement de la zone pâteuse sera le même dans ces deux états de contrainte (figure I.47). Evidemment cela représente la principale limite de ce modèle.

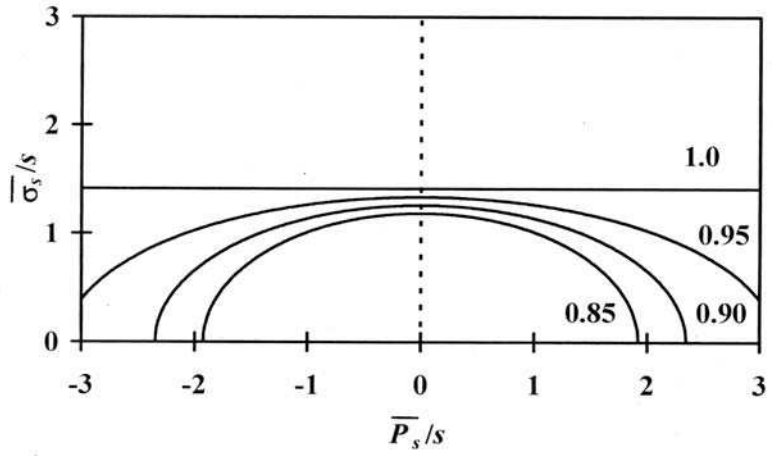


Figure I.47 : Représentation du modèle NFS

Les modèles MFS (Martin, Favier, Suéry) [Martin2], [Martin4], [Martin5]

Basés sur le même formalisme que le modèle NFS, ces auteurs ont proposé différentes formulations du potentiel viscoplastique et de la contrainte équivalente afin de tenir compte de la dissymétrie de comportement de la zone pâteuse en fonction de l'état de contrainte. L'ellipse représentative de la contrainte équivalente est tout d'abord décentrée ([Martin4], [Martin5]), puis un modèle à deux ellipses décentrées est proposé [Martin2]. Il est intéressant de noter que d'autres auteurs ont développé des modèles basés sur ce potentiel viscoplastique et qui prévoient des courbes d'isovaleurs de la contrainte équivalente ayant la même allure que les modèles NFS et MFS ([Zavaliangos]). Celui-ci apporte en plus une sensibilité à la déformation par un changement de la surface de charge. Pour plus de détail le lecteur se rapportera aux références.

Chapitre II.

Matériaux et techniques expérimentales.

Ce chapitre est consacré à présenter les matériaux d'étude et les techniques expérimentales utilisées au cours de cette étude. La microstructure du matériau de base, les dispositifs de soudage et les moyens de caractérisation de la microstructure et des propriétés mécaniques seront donc décrits.

II.1. Le métal de base

Le tableau II.1 rappelle la composition de l'alliage 6056 donnée par Pechiney.

Mg	Si	Cu	Mn	Fe
0.86	0.92	0.87	0.55	0.19

Tableau II.1 : composition du 6056 (% en poids)

II.1.1. Caractérisation optique

Le 6056 se présente sous la forme de tôles qui proviennent d'un laminage dont la dernière étape s'effectue à froid. Une attaque chimique et une observation au microscope optique révèlent donc une structure de grains allongés caractéristiques du laminage (figure II.1) :

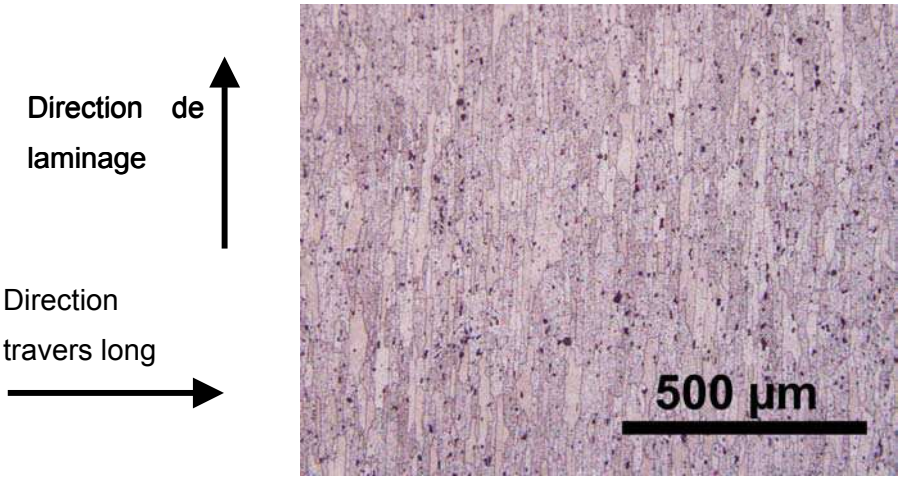


Figure II.1: Attaque Fick du métal de base

Les grains présentent une taille d'environ 100µm de long et 20µm de large. On voit aussi apparaître de grosses phases uniformément réparties qui doivent être des dispersoïdes.

II.1.2. Caractérisation EBSD

La structure granulaire du 6056 a été observée de manière plus quantitative par EBSD. Les grains sont alors repérés de manière plus explicite par une couleur attribuée aléatoirement (figure II.2).

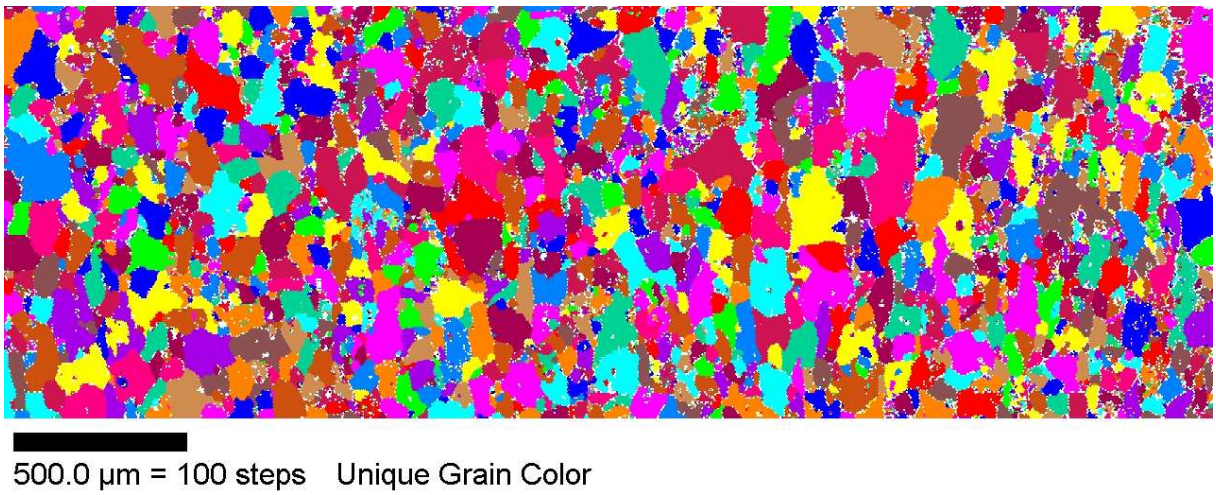


Figure II.2 : cartographie EBSD du 6056 dans le plan de laminage

On obtient une figure de pôle typique du laminage dans les cfc (figure II.3) :

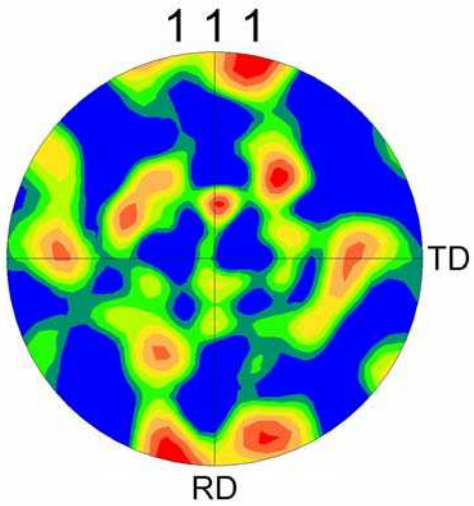


Figure II.3 : figure de pôle dans le plan de laminage selon la direction (111) (RD : Rolling Direction, TD : Transverse Direction)

II.1.3. Phases présentes

Afin de connaître la nature des phases observées au microscope optique il convient d'utiliser le microscope électronique à balayage et de faire une analyse en composition des précipités. Ceci est possible grâce au détecteur de rayons X du MEB. Les images sont réalisées en mode rétrodiffusé. On obtient par exemple le cliché suivant (figure II.4) :

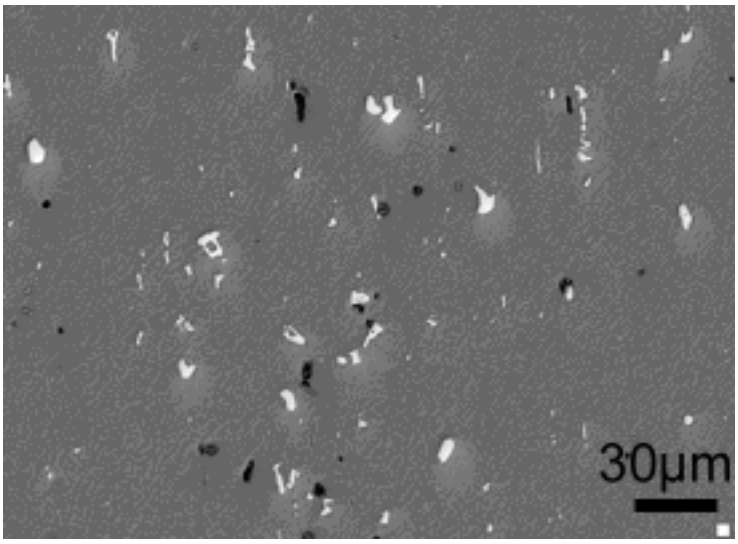


Figure II.4 : contraste chimique au MEB dans le métal de base

On observe des phases grossières déjà vues en optique. Leur distribution est assez uniforme comme prévu. En revanche, grâce au contraste de phase, on peut distinguer différentes familles de phases dont la composition est donnée par l'analyse chimique :

- phases sombres = Mg_2Si
- phases claires = $Fe_2Si_2Mn_3$

Il est intéressant de préciser que certaines particules blanches sont des phases très riches en fer.

II.1.4. Caractérisation au microscope électronique en transmission

Le microscope électronique en transmission nous permet d'observer les précipités de plus petite taille ainsi que les joints de grains.
L'observation du métal de base nous servira de point de comparaison pour la zone fondue et la zone de transition (figure II.5).

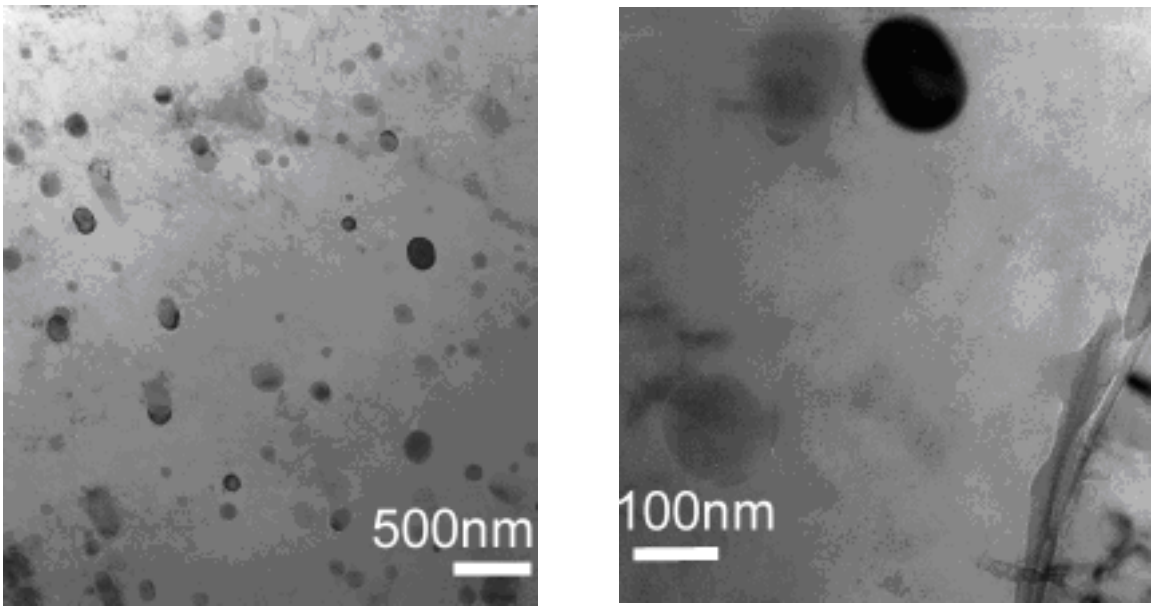


Figure II.5: Phases grossières et joint de grain observés au MET

On voit que les particules grossières sont nombreuses et uniformément réparties dans le métal de base.

On peut aussi utiliser des grossissements plus forts afin d'observer les précipités durcissants. Ils sont présents après un traitement thermique T78 constitué de :

- 6h à 175°C
- 5h à 210°C
- trempe à l'eau

Ainsi, on peut obtenir le type de cliché suivant si on se place dans un axe de zone [100] (figures II.6 et II.7) :

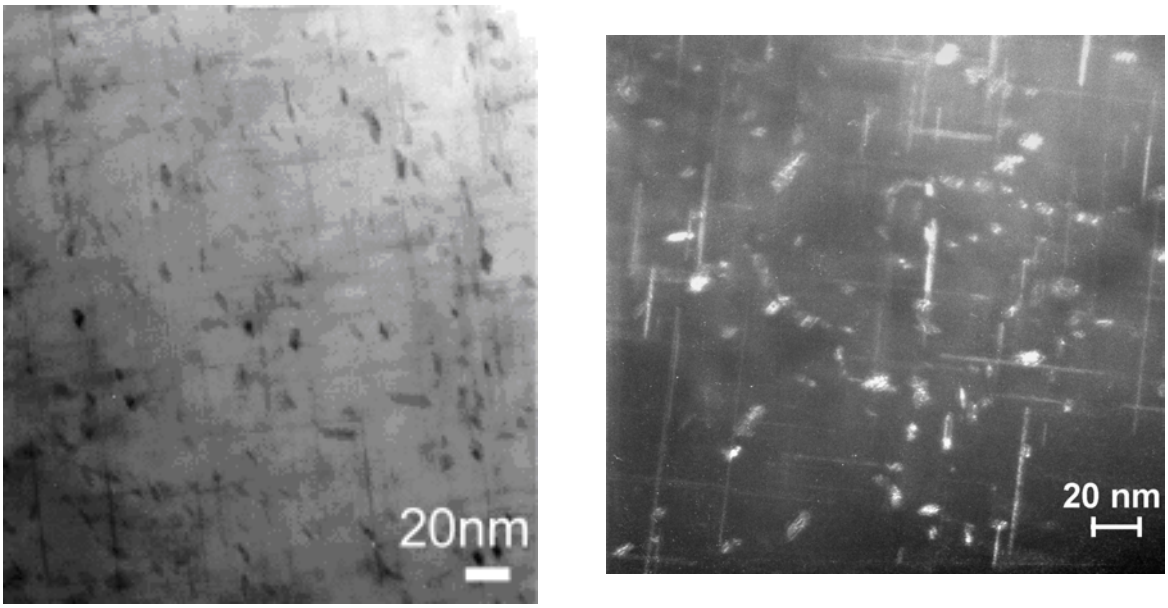


Figure II.6 et II.7 : champ clair et champ sombre des précipités durcissants

II.1.5. Composition chimique

La composition du métal de base est mesurée grâce à la microsonde de Castaing (tableau II.2).

Eléments	Mg	Si	Cu	Mn	Fe
Concentration (wt%)	0.72	0.84	0.67	0.55	0.01

Tableau II.2: Composition du métal de base mesurée avec la microsonde

Les intervalles de confiance dans lesquels la vraie concentration a 95% de chance de se situer sont les suivants :

- plus ou moins 0.01% pour le Mg
- plus ou moins 0.03% pour le Si

Cette analyse est donc assez proche de celle donnée par Pechiney même si les concentrations en Mg et Cu semblent plus faibles. La concentration en fer semble très faible mais cela est dû au mode de mesure de la microsonde (i.e. non prise en compte des gros intermétalliques).

II.2. Le fil d'apport

Le fil d'apport utilisé est un aluminium-silicium eutectique dit AS12 ou 4047. La composition de cet alliage est donnée dans le tableau II.3 :

Mg	Si	Cu	Mn	Fe
0.10	12.0	0.3	0.15	0.8

Tableau II.3 : composition du 4047 (% en poids)

Cet alliage se présente sous la forme de fil extrudé de diamètre 0.8mm lors des premières expériences de soudage puis de diamètre 1mm.

II.3. Les dispositifs de soudage

Nous avons réalisé des soudures dans deux configurations différentes : en T et en bord à bord. La configuration T correspond au problème industriel du soudage de raidisseur sur une tôle. La configuration bord à bord a été choisie car elle correspond à un cas plus simple avec moins de paramètres procédé. Elle permet de mieux comprendre l'influence de ceux-ci sur la fissuration à chaud. De plus, il apparaît que la configuration bord à bord est plus sévère en ce qui concerne l'apparition de ce défaut. Les conclusions que l'on pourra en tirer devraient donc pouvoir être extrapolées vers la configuration en T.
Le soudage en T a été réalisé au Centre Commun de Recherche (CCR) de EADS à Suresnes. Le soudage bord à bord a été fait au Laboratoire de Laser et de Traitement des Matériaux de l'IUT du Creusot.
Les différents essais de soudage réalisés sont détaillés en Annexe I.

II.3.1. La configuration de soudage en T

II.3.1.a) Les sources laser

Le soudage en T est réalisé grâce à deux sources Trumph Nd YAG, l'une de 3000 W (laser 1) et l'autre de 4000 W (laser 2). Le soudage est ainsi réalisé simultanément des deux côtés. Les puissances de chaque laser sont des puissances effectives, c'est-à-dire que les sources produisent plus de puissance afin de compenser les pertes entre la source et la tête laser. Le faisceau est ensuite amené vers les têtes de soudage par une fibre optique d'un diamètre de 600µm.
Il a été remarqué que les deux sources n'étaient pas équivalentes. En effet, afin d'avoir la même profondeur de pénétration, la source de 4kW devait fournir plus de puissance que la source de 3kW. Ceci rend la reproductibilité des essais difficile.

II.3.1.b) Les têtes laser

Les faisceaux laser arrivent sur la zone à souder par des têtes dont les configurations sont différentes : le trajet optique est direct pour le laser 1 alors que la tête est inclinée à 90° pour le laser 2 (utilisation d'un miroir réfléchissant). Les distances focales des lentilles sont de 200mm. Les têtes sont montées afin d'avoir un angle de 25° par rapport à la tôle horizontale appelée peau (cf figure II.8). On obtient un spot de 0.6mm de diamètre au niveau de la soudure. La distance focale est réglée en faisant des essais de tirs afin d'obtenir le plasma le plus régulier et l'impact le plus puissant possible. Il est important de noter que les têtes laser sont fixes et que ce sont les plaques à souder qui se déplacent grâce à la table sur laquelle elles sont fixées.

II.3.1.c) La lame d'air

Afin de protéger l'optique des têtes laser on installe une lame d'air qui souffle en continu parallèlement à la lentille. Cette lame d'air a un double rôle : éviter les projections de scories sur la lentille et la refroidir.

II.3.1.d) La buse d'amenée du fil d'apport et de gaz de protection

Les buses de fil d'apport et de gaz de protection sont couplées : le fil arrive par le centre de la buse alors que le gaz de protection entoure le fil. Ces buses sont montées sur un bras solidaire des têtes. La vitesse des dévidoirs de fil d'apport est commandée par un programme informatique qui gère aussi le déplacement de la table et l'ouverture/fermeture des vannes de gaz.
Le Centre Commun de Recherche a effectué une étude en ce qui concerne la nature du gaz de protection : c'est l'hélium qui fut retenu. En effet, conformément à la littérature (I.1.3 c)), l'azote formait des nitrures pénalisants avec l'aluminium alors que l'hydrogène donnait un plasma plus important. Des mélanges ont été essayés mais aucune tendance nette n'a pu être retenue. Quant au débit, il est fixé à 30l/min réparti sur les deux buses.

II.3.1.e) Le bridage des pièces à souder

Les pièces à souder sont d'abord dégraissées à l'alcool. Puis la peau est posée sur une table à dépression. Le raidisseur est maintenu par dépression sur une pièce verticale qui va se poser sur la peau par deux pistons (type guillotine) comme le montre la figure II.8.

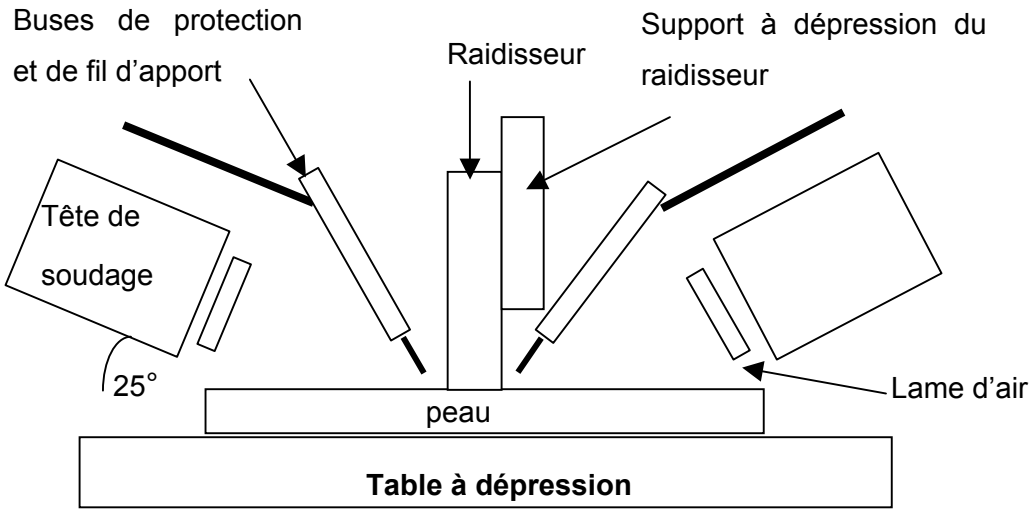


Figure II.8: Schéma en coupe du dispositif de soudage en T

II.3.1.f) Procédure de soudage

Après positionnement des plaques, on met en place la buse de fil d'apport en repérant la position du laser sur la pièce à souder grâce à un petit laser d'hélium néon. D'après l'expérience des techniciens, les angles de la buse avec les plaques n'ont pas ou peu d'importance. En revanche la position du fil par rapport au laser semble cruciale. On s'arrange pour que la tache d'un laser hélium néon ayant le même chemin optique que le laser YAG soit tangente au fil d'apport au niveau de la surface de soudage. Une fois ces réglages effectués, on lance le programme qui indique la vitesse de déplacement de la table,

la vitesse d'arrivée du fil d'apport, l'ouverture des vannes de la lame d'air et du gaz de protection et la puissance de chaque laser qui est fixée en fonction de la vitesse de soudage.

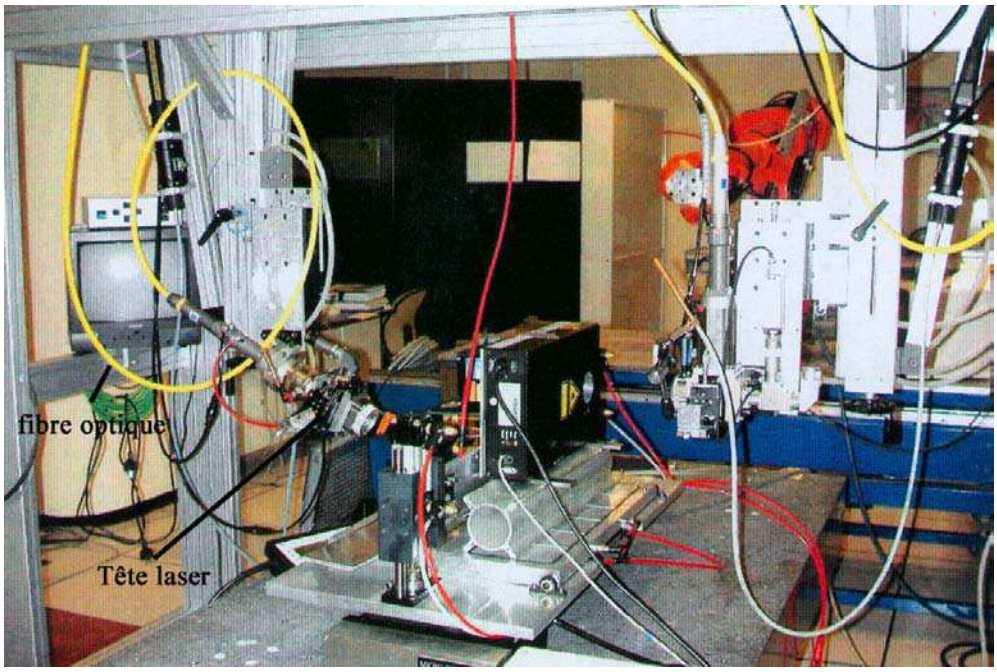


Figure II.9 : photo du dispositif de soudage (source EADS)

II.3.2. La configuration de soudage en bord à bord

Ce type de soudage est réalisé à l'IUT du Creusot. Cette configuration plus simple mais plus éloignée des attentes industrielles est moins lourde à mettre en place et à utiliser et permet ainsi d'étudier de manière plus rapide l'influence des paramètres du procédé.

II.3.2.a) Description du procédé

On dispose d'une source Trumph Nd YAG de 3000 W identique à celle du Centre Commun de Recherche d'EADS. Le faisceau est amené vers les têtes de soudage par une fibre optique. La tête laser est la même que celle à trajet optique direct de Suresnes. La distance focale de la lentille est de 150mm. La tête est placée à la verticale de l'échantillon. Dans cette configuration, la tête laser est fixe et c'est la table sur laquelle est fixé l'échantillon qui bouge. De même, on installe une lame d'air qui souffle en continu parallèlement à la lentille afin de protéger l'optique des têtes laser. Dans cette configuration les buses de fil d'apport et de gaz de protection sont séparées. La buse de fil est située en amont de la soudure alors que la buse de gaz est en aval, comme indiqué sur les figures II.10 et II.11. Ces buses sont montées sur un bras solidaire de la tête. Il faut aussi noter que l'on a une arrivée de gaz de protection en dessous de la pièce à souder dans la configuration de soudage bord à bord. Les vitesses du dévidoir du fil d'apport et d'avancée de la table sont commandées numériquement. Les gaz de protection utilisés ici sont l'hélium ou l'argon. Les débits sont fixés à 20L/min pour la buse et 10L/min pour la protection gazeuse du dessous. Les tôles sont préalablement dégraissées à l'alcool. Deux systèmes de bridage différents ont été

testés : un système à sauterelles avec lequel la plupart des essais ont été réalisés et un système à dépression analogue à celui utilisé en soudage en T.

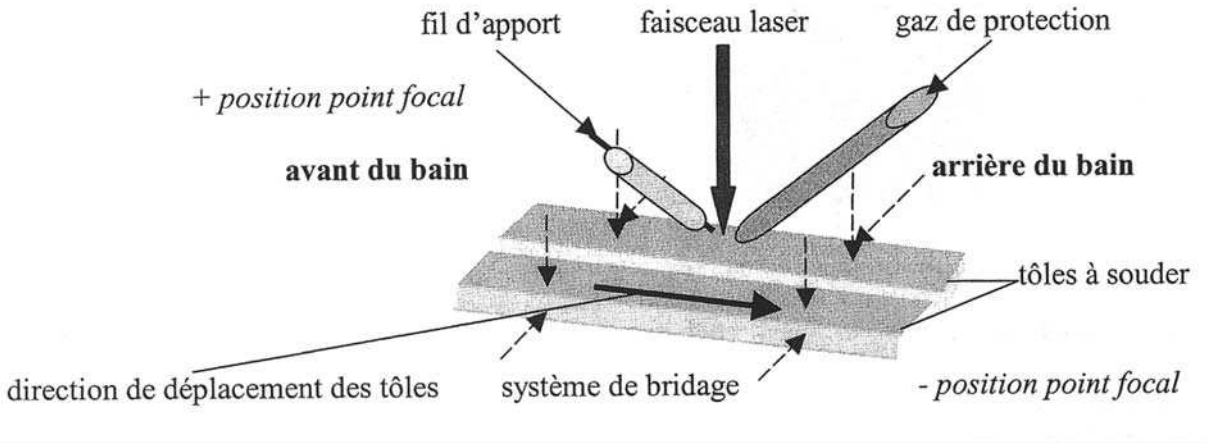


Figure II.10 : dispositif de soudage bord à bord [Cicala]

II.3.2.b) Description de la procédure de soudage

Après positionnement des plaques, le point focal du laser est repéré grâce à une pige. Puis la buse de fil d'apport est mise en place afin que le fil arrive dans le faisceau au niveau de la pièce. Une fois ces réglages effectués, un programme indique la vitesse de déplacement de la table, la vitesse d'arrivée du fil d'apport, l'ouverture des vannes de la lame d'air et du gaz de protection et la puissance du laser.

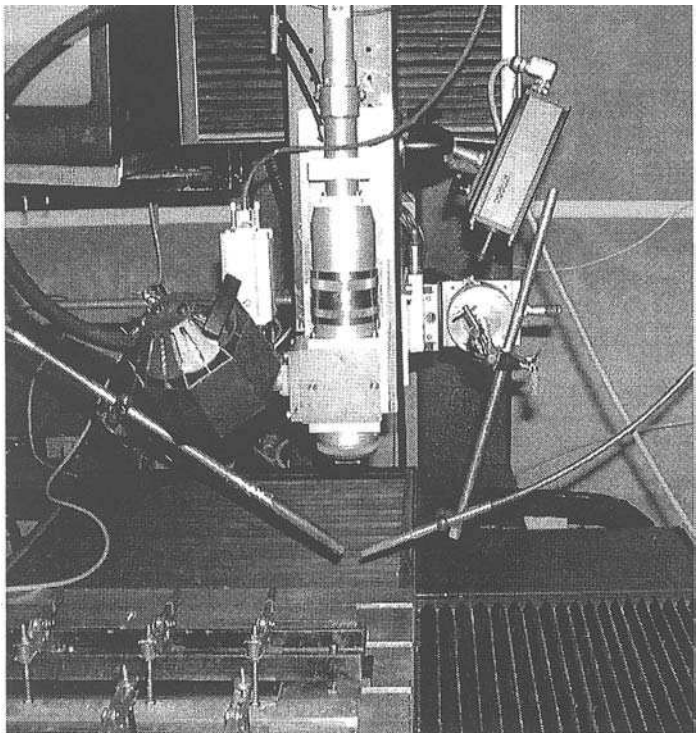


Figure II.11 : Dispositif de soudage bord à bord

II.4. Caractérisation de la qualité des soudures

II.4.1. Les essais de ressuage

Afin d'avoir rapidement une estimation de la qualité des soudures effectuées, on procède à des essais de ressuage sur les cordons. Cet essai est un essai non destructif permettant de faire apparaître les fissures débouchantes dans les soudures. Pour ce faire, un marqueur rose est pulvérisé sur la soudure : le marqueur peut donc pénétrer dans les fissures. La durée de séchage est d'environ 10 minutes. La surface est ensuite rincée puis on applique un révélateur qui va « faire sortir » le marqueur des fissures. Le nombre de fissures débouchantes contenues dans le cordon peut alors être determiné.

II.4.2. Analyse des soudures aux rayons X

Afin d'avoir une information quantitative sur la qualité des soudures, certains des coupons de soudure en configuration bord à bord ont été analysés par rayons X au centre de recherche d'EADS. Cette technique consiste à envoyer un faisceau de rayons X sur un objet et d'observer l'image qu'ils forment sur un papier radiographique placé en dessous de l'objet. Lorsqu'il y a présence d'un défaut dans l'échantillon, on assiste à une diminution de l'absorption des rayons X. Le défaut laissera donc une empreinte plus claire que le reste de l'échantillon. La source utilisée est une Seifert 160 kV à tension constante.

II.4.3. Conclusion sur les méthodes de caractérisation de la qualité des soudures

Le nombre de fissures comptées après ressuage et le nombre de fissures observées par rayons X ont été comparés sur une vingtaine de coupons. Il apparaît une bonne concordance de ces deux techniques. On pourra donc utiliser uniquement les essais de ressuage qui sont plus simples et plus rapides à réaliser.

II.5. Caractérisation microstructurale

II.5.1. Microscopie optique et électronique à balayage

II.5.1.a) Objectif

La microscopie optique permet un examen de la structure à l'échelle du micromètre. Dans notre cas, elle permet d'avoir une idée de l'aspect de la zone fondue, du métal de base et de la zone de transition. Cela peut aussi nous permettre d'observer les phases grossières. La plupart des observations ont été effectuées sur des coupes transversales de soudures.
La microscopie électronique à balayage a permis une analyse plus fine de la microstructure, une analyse qualitative de la chimie des précipités et des différentes zones dans le mode rétrodiffusé et une observation des surfaces de rupture dans le mode électrons secondaires (fractographie). Enfin le mode E.B.S.D. (Electron Back Scattering Diffraction) du microscope électronique à balayage nous a permis d'avoir une idée de la taille de grain dans la zone fondue et de l'orientation des grains près d'une fissure.

II.5.1.b) Attaques chimiques

Après polissage de l'échantillon, nous avons essayé plusieurs attaques chimiques telles que le réactif de Keller ou une attaque anodique mais une seule a donné de très bon résultats : c'est le réactif de Fick. La composition du réactif est la suivante :

- 95 mL d'eau
- 15 mL d'acide nitrique
- 10 mL d'acide fluorhydrique

L'attaque est menée durant une trentaine de secondes. Cette attaque permet de révéler la microstructure de la zone fondue et de souligner la zone de transition.
La préparation des échantillons pour l'E.B.S.D. demande quant à elle une attaque électrochimique après le polissage classique. Pour cela on refroidit un mélange constitué de 1/3 d'acide nitrique et 2/3 de méthanol avec de l'azote liquide jusqu'à une température d'environ –25°C. On plonge une contre électrode en Al (cathode) dans le bain ainsi que notre échantillon (anode). Ces deux électrodes sont reliées à un générateur dont la tension est fixée à 15V. Après une dizaine de secondes on retire l'échantillon que l'on rince à l'eau. Il apparaît que pour obtenir de bons résultats à l'E.B.S.D. il est nécessaire d'effectuer ce polissage juste avant l'expérience.

II.5.1.c) Appareillage

Les clichés optiques sont pris grâce à un microscope Olympus BX60M relié à une caméra CCD Olympus DP50. Les photos sont ensuite traitées par le logiciel « Analysis ».
Le M.E.B. est celui du C.M.T.C. Il est de type LEO STEREOSCAN 440 (filament de tungstène) équipé d'un analyseur X numérique à diode Silicium-Lithium (**EDAX**). Pour nos observations, nous avons utilisé une tension de 15kV. Les observations sur échantillons polis peuvent être faites par l'intermédiaire d'un détecteur d'électrons rétrodiffusés qui offre

un contraste en composition. Les fractographies sont faites par l'intermédiaire d'un détecteur d'électrons secondaires permettant d'avoir une profondeur de champ importante et donc d'avoir une idée du relief du matériau. Couplé à ce microscope, un analyseur d'énergie des rayons X permet d'obtenir une analyse chimique ponctuelle sur une épaisseur de quelques microns à la surface de l'échantillon.
Pour l'E.B.S.D., le MEB est du type Jeol 840A avec un système EBSD TSL (TexSEM Lab). Le logiciel utilisé est Orientation Imaging Microscopy.

II.5.2. La microsonde de Castaing

II.5.2.a) Objectif

La microsonde de Castaing permet d'avoir une analyse chimique quantitative des échantillons. Elle permet de faire une analyse sur des fenêtres ou sur des pointés et ainsi avoir une analyse dans une zone précise ou sur un précipité. Elle peut aussi être programmée afin de faire des profils de compositions.

II.5.2.b) Préparation des échantillons

La préparation est la même que pour les échantillons de M.E.B. si ce n'est qu'il faut apporter plus de soin aux dernières étapes de polissage. Il faut aussi tenter d'avoir des échantillons les plus plans possible pour ne pas avoir des erreurs dans les compositions dues à une orientation de la surface. L'enrobage doit de plus être recouvert de laque d'argent, ne laissant apparaître que l'échantillon.

II.5.2.c) Appareillage

Le C.M.T.C. dispose d'une microsonde électronique Cameca SX50 équipée :

- de 4 spectromètres à dispersion de longueur d'onde (WDS) avec cristaux conventionnels ou multi couches,
- d'un spectromètre à sélection d'énergie (EDS) Tracor,
- d'un piège à azote liquide et d'une fuite d'air, limitant la contamination sur les échantillons, pour une analyse plus juste des éléments légers.

II.5.3. Microscopie électronique en transmission

II.5.3.a) Objectifs

Le MET permet d'observer la structure du matériau à une échelle plus fine que le MEB. Il permet de connaître la disposition des précipités même de petite taille. Il donne également accès à la diffraction des électrons qui permet de connaître l'orientation locale et la structure cristallographique d'une zone précise.

II.5.3.b) Préparation des échantillons

Les premiers échantillons sont prélevés dans le métal de base. On s'intéressera d'abord à celui-ci avant d'observer la zone fondue. Les échantillons sont polis jusqu'à une épaisseur

de 100μm en utilisant la même procédure que pour les échantillons observés au microscope optique. Puis on effectue un carottage : grâce à un appareil à ultrasons on découpe des lames de 3mm de diamètre. Les échantillons sont ensuite électropolis au TENUPOL. Le réactif de polissage est le même que pour l'E.B.S.D. : 1/3 acide nitrique, 2/3 méthanol. La tension est fixée à 15V. Après ce polissage les échantillons sont rincés plusieurs fois au méthanol.
D'autres échantillons ont été prélevés dans la soudure mais le polissage électrochimique a donné des résultats médiocres. On peut penser que la composition est tellement hétérogène dans et près de la soudure que le polissage électrochimique n'est pas le bon moyen d'obtenir des lames. Ceci est confirmé par la littérature [Meyer]. Nous avons donc utilisé pour la préparation de ces lames l'amincisseur ionique à incidence rasante (P.I.P.S. : Precision Ion Polishing System).
Après le polissage classique mais cette fois jusqu'à 80μm, on creuse une cuvette dans l'échantillon grâce à l'amincisseur mécanique. Nous avons utilisé une roue en feutre avec une solution de diamant de 3μm et une masse de 30g. Après cette étape il reste environ 30μm en fond de cuvette. On utilise alors le P.I.P.S. avec les conditions expérimentales suivantes : 4.5 keV, un faisceau placé dessus, un faisceau placé sous l'échantillon, tous les deux faisant un angle de 6°. Le temps d'apparition du trou est d'environ 2h.
Remarque:
L'amincissement ionique peut provoquer des défauts d'irradiation dont la quantité varie en fonction des conditions expérimentales. Il faudra donc en tenir compte dans nos observations.

II.5.3.c) Appareillage

Nous avons fait nos observations grâce à un microscope à transmission de type JEOL 3010 FX dont le potentiel d'accélération est de 300kV. Nous avons utilisé le microscope en champ clair, champ sombre et figure de diffraction. Les photos sont réalisées à l'aide de négatifs développés au laboratoire.

II.5.4. La microtomographie X

La microtomographie est une méthode permettant de visualiser de manière non-destructive le cœur d'un matériau à partir d'une source de rayons X. Il s'agit d'enregistrer un certain nombre de projections radiographiques de l'échantillon selon différents angles de vue, puis à reconstruire une image en 3D à l'aide d'un algorithme adapté.
Le principe de l'obtention d'une image en tomographie est résumé sur le schéma suivant (figure II.12) :

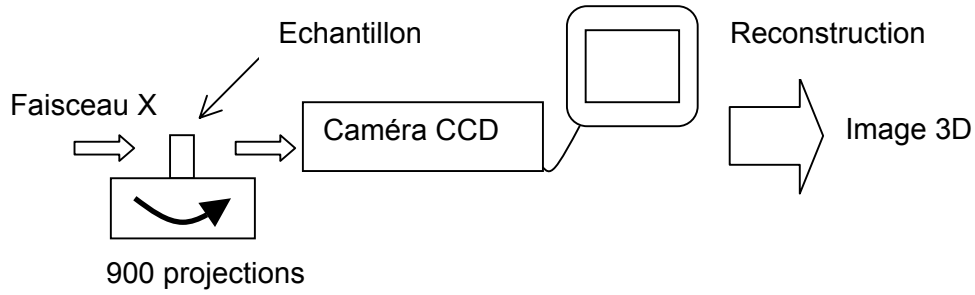


Figure II.12 : Schéma de principe de la microtomographie X

Nous avons fait de la microtomographie haute résolution, qui nécessite une source de rayonnement Synchrotron. Le dispositif utilisé dans cette étude est situé à l'ESRF (European Synchrotron Radiation Facility, Grenoble) sur la ligne ID19.
L'échantillon observé est une soudure bord à bord réalisée avec des paramètres de soudage sévères conduisant à la formation de fissures à chaud.

II.6. Caractérisation mécanique à l'état solide

II.6.1. Microdureté

Les essais de microdureté sont réalisés sur des échantillons enrobés puis polis. On utilise une machine Leitz avec une charge de 1.961N. Les indentations ne sont pas mesurées directement mais grâce au logiciel d'analyse d'image « Analysis » afin d'avoir une meilleure précision. Les profils de microdureté sont effectués sur des coupes transversales de soudures ou à la surface de celles-ci comme indiqué sur la figure II.13 :

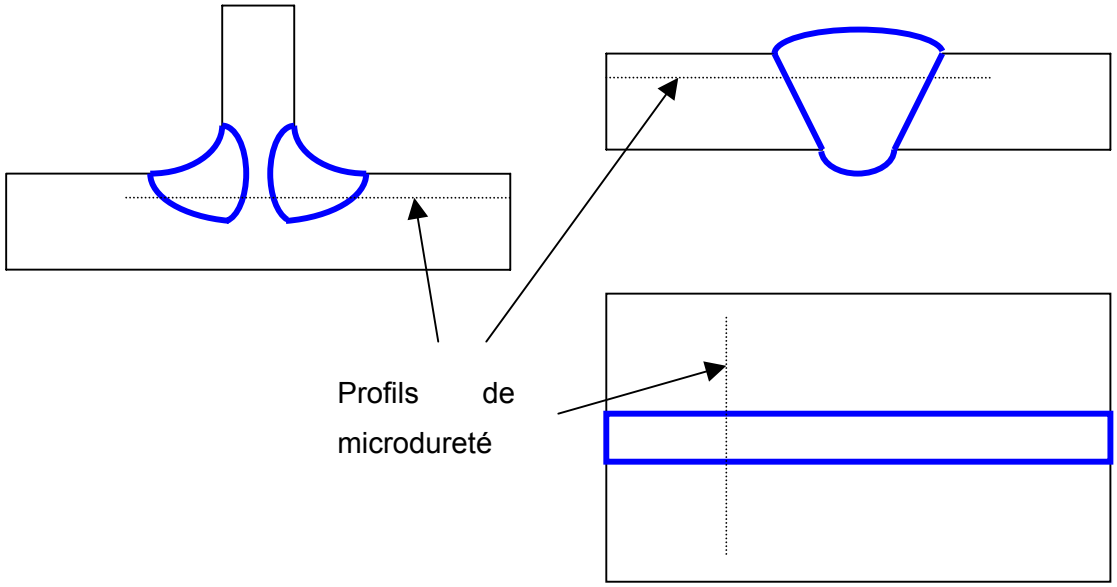


Figure II.13 : Schéma montrant les zones des profils de microdureté sur éprouvettes soudées en T et bord à bord

Lorsque les profils sont effectués sur une coupe transversale, ils sont réalisés à une épaisseur correspondant au quart de l'épaisseur totale de la tôle ou au huitième lorsque la pénétration du laser n'a pas été suffisante afin de s'affranchir de l'effet de la fibre neutre.

II.6.2. Essais de traction

Des essais de traction ont été réalisés sur des éprouvettes contenant une soudure perpendiculaire à l'axe de traction. D'autre part des microéprouvettes découpées dans la zone fondue des soudures ont été étudiées.

II.6.2.a) Essais sur éprouvettes soudées

Les éprouvettes sont découpées dans une tôle soudée en bord à bord de sorte que la soudure soit perpendiculaire à l'axe de traction. Le cordon est ensuite poli pour qu'il n'y ait pas de surépaisseur. Les éprouvettes présentent la géométrie suivante (figure II.14) :

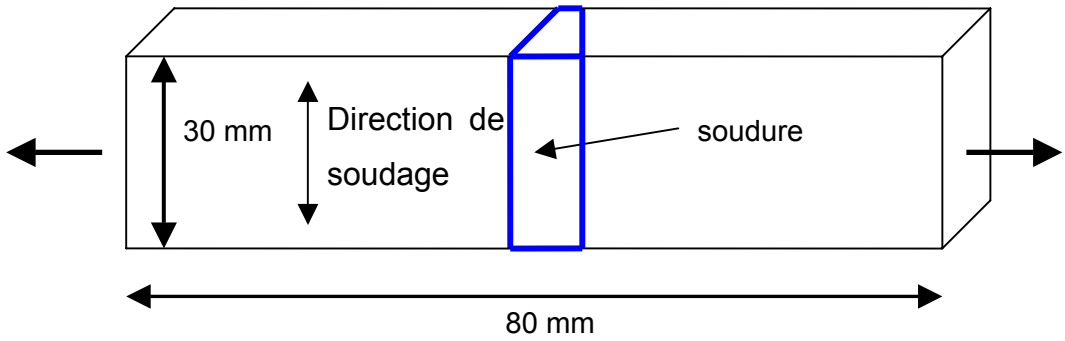


Figure II.14 : Schéma des éprouvettes de traction avec soudure

La machine utilisée est une INSTRON 1114. La vitesse de déplacement de la traverse est de 0.2 cm/min.
Pour enregistrer les déformations, on utilise soit un extensomètre, soit pour certains essais, le système de corrélation d'images.

II.6.2.b) Système de corrélation d'image [Vacher]

Lors des essais de traction sur des soudures, la déformation a tendance à se localiser dans les zones faibles. Cette localisation est mise en évidence par corrélation d'images prises à différents temps successifs.
Les éprouvettes sont recouvertes de peinture blanche puis un jet bref de peinture noire permet de créer des tâches aléatoires et donc un niveau de gris aléatoire (figure II.15). Durant l'essai de traction, l'éprouvette est prise en photographie toutes les secondes par une caméra CCD. Par la suite, le logiciel Sept_D définit une grille virtuelle sur l'image initiale. Le champ de déplacements est déterminé pour chaque carré de cette grille par une technique de corrélation d'images qui consiste à caractériser la ressemblance entre deux zones. Par ce biais on obtient l'image de la grille après déformation et donc la déformation dans chaque

zone de la grille. Afin de diminuer le bruit sans affecter le calcul du champ de déformation, l'image initiale est tournée de 1°.

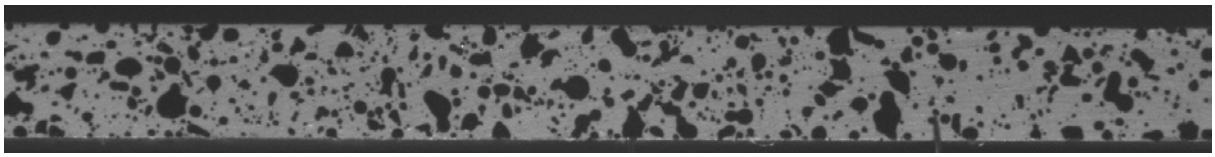


Figure II.15 : Motif aléatoire sur une éprouvette de traction

II.6.2.c) Essais sur éprouvettes de la zone fondue

Afin de caractériser le comportement de la zone fondue seule, des éprouvettes de traction ont été usinées par électroérosion dans la zone fondue des soudures (figure II.16). La machine utilisée est une ADAMEL DY 35. La vitesse de déformation est de 1.10^{-3} s^{-1}.

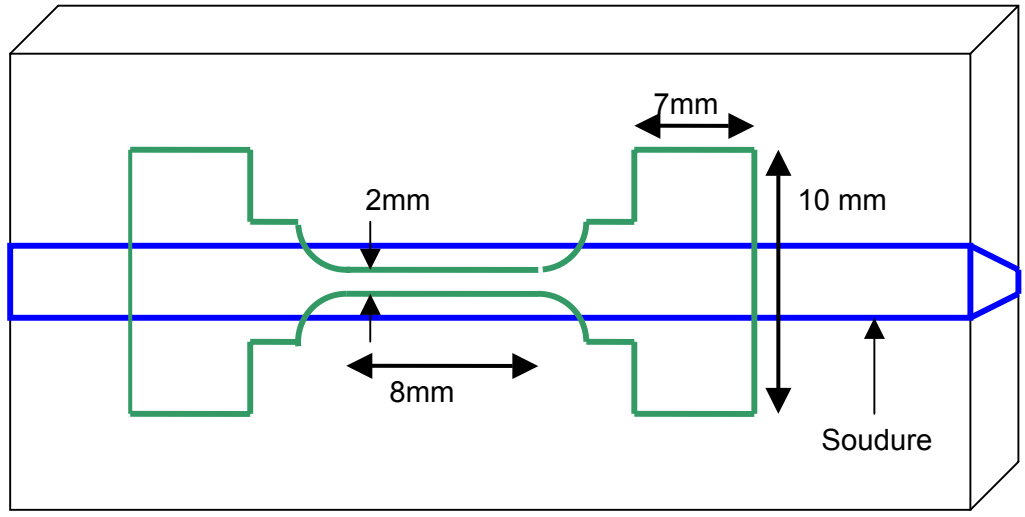


Figure II.16 : Schéma des éprouvettes de traction découpées dans la zone fondue

II.6.2.d) Essais de compression

Les essais de compression ont été réalisés afin de connaître le comportement du solide constituant la zone fondue à haute température. Pour ceci des éprouvettes cylindriques de diamètre 12mm et de hauteur 18mm ont été prélevées dans des barreaux coulés avec la composition du métal de base ou avec 2% de silicium. Ces éprouvettes ont ensuite été laissées 24h à 480°C afin de les homogénéiser. On réalise les essais de compression sur une machine ADAMEL DY 35 équipée d'une cellule de force de 10 kN et d'un four à lampe, en lubrifiant les faces parallèles des échantillons afin d'éviter « l'effet tonneau ». La température est mesurée via un thermocouple placé dans le plateau supérieur en contact avec l'échantillon. Un essai préalable avec un thermocouple placé dans l'échantillon a permis de connaître la différence de température entre le plateau et l'échantillon afin

d'imposer la température voulue. La vitesse de montée en température est 20K/min. Le cycle mécanique imposé est le suivant (figure II.17) :

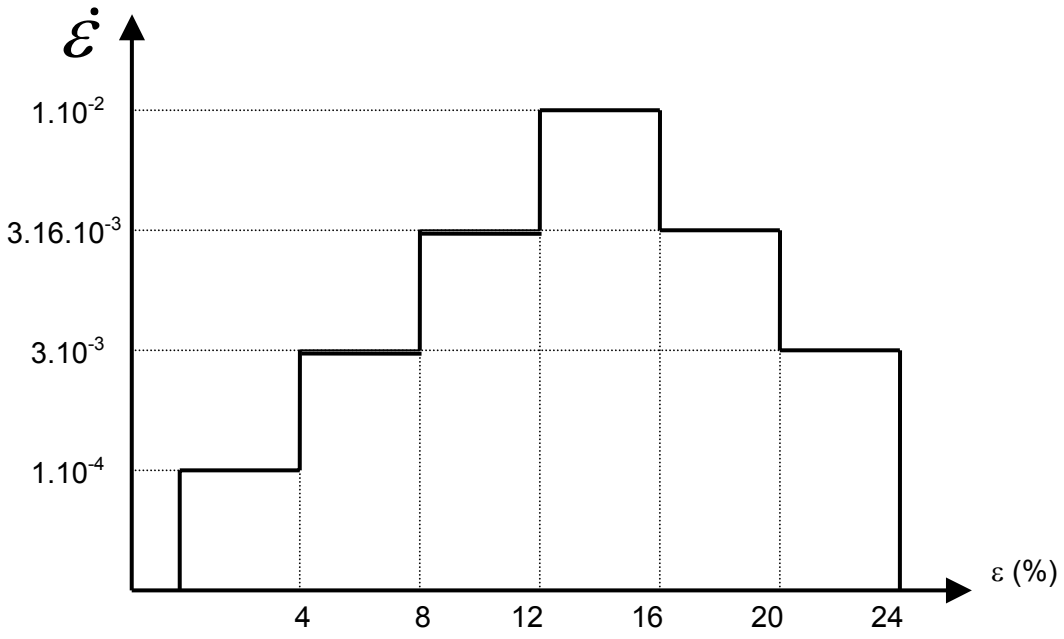


Figure II.17 : Cycle mécanique des essais de compression

Les essais de compression ont été effectués aux températures suivantes 450°C, 475°C, 510°C et 550°C.

II.7. Caractérisation mécanique à l'état pâteux

Afin de mieux connaître le comportement à l'état pâteux de nos alliages et comprendre les phénomènes mis en jeu lors de la fissuration, des essais de traction spécifiques ont été développés.

II.7.1. Essais de traction isotherme

Des essais de traction isothermes ont été effectués sur une machine d'essais Gleeble 3500 dans le cadre d'une collaboration avec le Département d'Ingénierie Métallurgique de l'Université de Colombie Britannique à Vancouver. La machine Gleeble est une machine d'essai thermomécanique à chauffage par effet Joule. Elle se présente sous la forme d'une machine de traction horizontale avec des mors refroidis par une circulation d'eau. Le chauffage par effet Joule permet d'obtenir de très forts gradients thermiques associés à des zones homogènes en température. Des vitesses de refroidissement très importantes sont obtenues grâce à la circulation d'eau dans les mors et à des pièces de cuivre massives qui entourent les extrémités de l'échantillon.
Les éprouvettes utilisées sont usinées à partir de barreaux coulés qui ont la composition voulue. Elles sont cylindriques de dimensions (figures II.18 et II.19) :

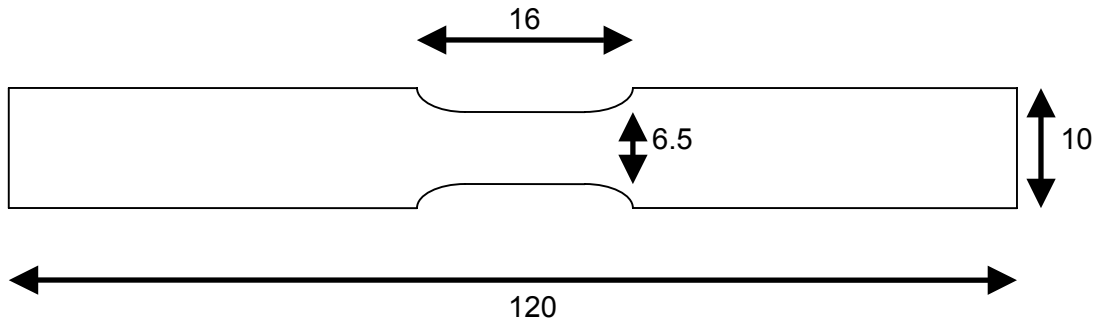


Figure II.18 : Eprouvette pour essais isothermes au chauffage

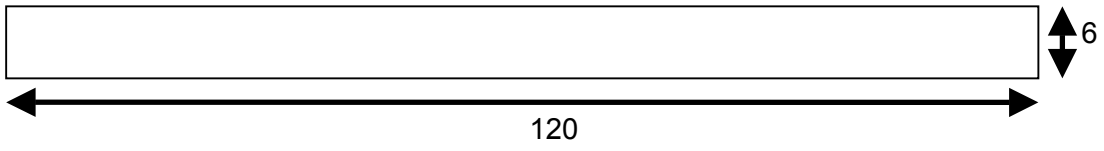


Figure II.19 : Eprouvette pour essais isothermes en solidification

Deux types d'essais isothermes ont été menés, d'une part des essais isothermes après fusion partielle, d'autre part des essais isothermes en solidification. Pour les essais en solidification, où l'on passe par une phase entièrement liquide au centre de l'éprouvette, celle-ci est maintenue par un moule en alumine. Afin de connaître la température, un

thermocouple de type Chromel/Alumel est soudé à la surface, au centre de l'échantillon. Pour éviter que celui-ci ne se détache lorsque l'échantillon est à l'état liquide, du ciment est déposé sur la soudure. Des essais ont été menés sans le ciment afin de vérifier sa présence n'influait pas sur les mesures obtenues.
Le cycle thermique de chacun des essais est décrit sur les figures II.20 et II.21:

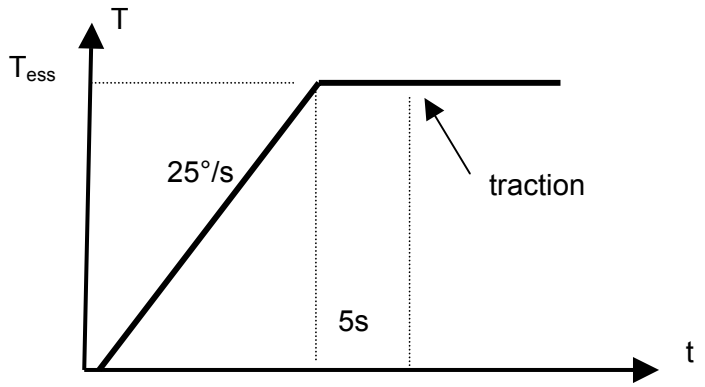


Figure II.20 : Schéma du cycle thermique de l'essai au chauffage

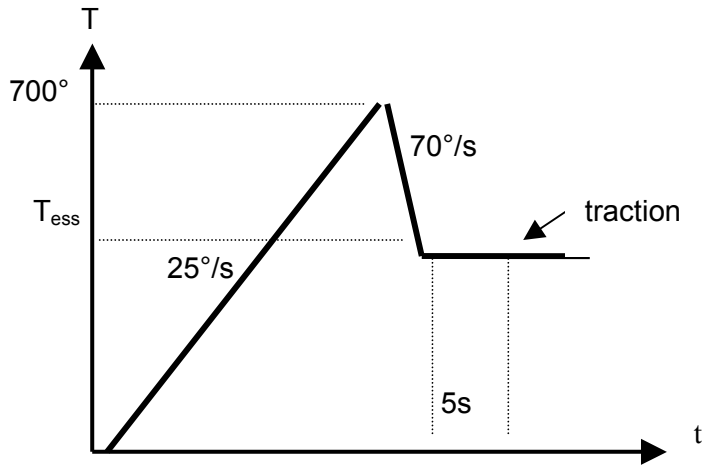


Figure II.21 : Schéma du cycle thermique de l'essai en solidification

Des mesures de champs de température ont été effectuées lors des essais au chauffage et ont montré que la température était uniforme sur environ 10 mm au centre de la longueur de la section réduite (figure II.22). C'est pourquoi dans la suite on exprimera non plus les vitesses de déplacement mais les vitesses de déformation en prenant comme longueur de référence ces 10 mm. De même, des mesures thermiques ont montré que lors des essais en solidification, une zone homogène d'environ 10 mm était obtenue. On prendra donc cette longueur pour calculer les différentes vitesses de déformation.

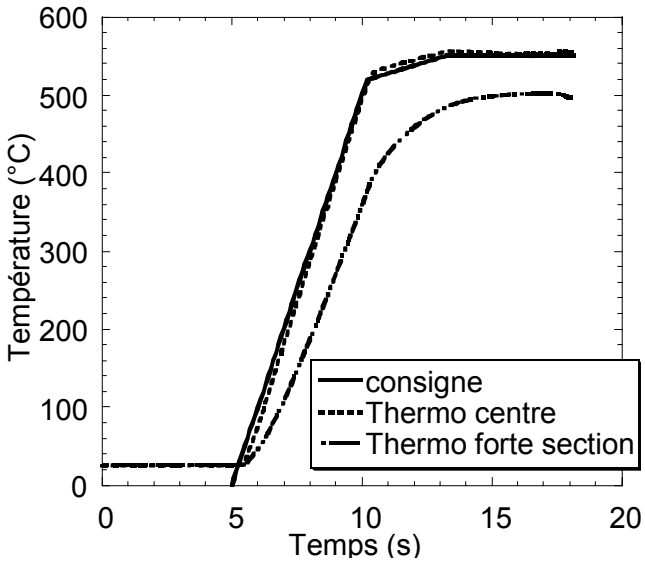


Figure II.22 : Cycle thermique lors d'expériences de traction à l'état pâteux en refusion. Le thermocouple placé au centre de l'échantillon suit parfaitement la consigne. Le deuxième thermocouple est placé au début de la zone à forte section.

Les essais sont pilotés en température mais il est plus intéressant de comparer des fractions de solide car les essais sont réalisés sur deux alliages et dans deux états différents (refusion et solidification). Celles-ci sont calculées grâce aux courbes de fraction de solide en fonction de la température fournies par le logiciel Pechiney Prophase. Pour les essais après fusion partielle, on utilise les calculs réalisés pour une vitesse de refroidissement de 0.33 K/s, alors que pour les essais en solidification on utilise les calculs réalisés avec une vitesse de 10 K/s.

II.7.2. Essais de traction anisotherme

Les essais de traction isotherme permettent de bien cerner le comportement de notre alliage à l'état pâteux pour une fraction de solide donnée. Cependant le phénomène de fissuration à chaud se produit lors de la solidification de la zone fondue c'est-à-dire dans des conditions fortement anisothermes et comme nous l'avons vu dans le chapitre I, pour des états de contraintes en traction. Partant de ce constat, nous avons développé une expérience de traction anisotherme à l'état pâteux capable de se rapprocher des conditions de solidification obtenues en soudage.

II.7.2.a) Description du montage expérimental

Les échantillons utilisés sont usinés à partir de barreaux coulés au laboratoire. Afin d'étudier l'influence de la composition sur le comportement à l'état pâteux, différentes compositions sont synthétisées : taux de silicium de 0.92, 1.5, 2, 2.5 et 4% et ajout ou non d'un affinant. Pour ce faire, on mélange nos deux matériaux de base (le 6056 et le 4047) dans les proportions souhaitées et on utilise le cas échéant l'alliage affinant ATi5B (A5%Ti1%B) qui est un alliage classiquement ajouté dans l'industrie pour affiner les microstructures en fonderie. Les alliages sont fondus a 700°C dans un creuset en graphite recouvert de nitrure

de bore, puis mélangés et coulés dans des moules en acier recouvert de nitrure de bore. Le refroidissement s'effectue à l'air. Les éprouvettes sont ensuite usinées selon les plans de la figure II.23.

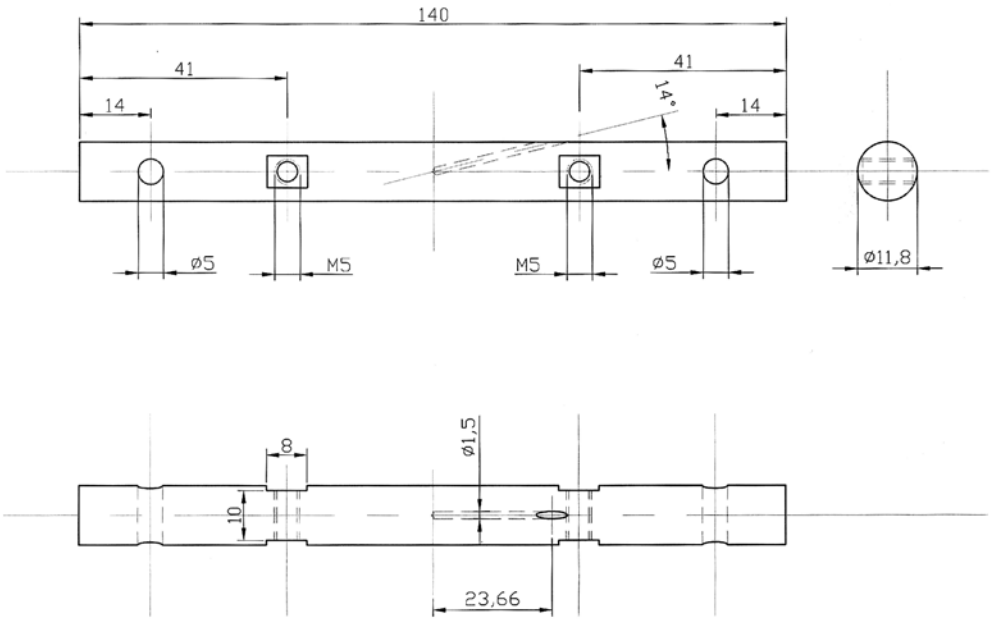


Figure II.23 : Schéma des éprouvettes de traction à l'état pâteux

Le trou oblique de diamètre 1.5 mm est à l'usage du thermocouple. Il permet de positionner celui-ci au centre radialement et longitudinalement de notre éprouvette afin de mesurer le point chaud de la zone fondue. L'influence de la présence du trou et du thermocouple sur la thermique doit être négligeable car la fusion de l'alliage autour permet un contact intime entre le thermocouple et l'échantillon lorsque l'essai de traction est réalisé. Les trous aux extrémités servent à fixer l'échantillon aux mors de la machine de traction par le biais de goupilles. Les deux autres trous permettent de fixer le système de refroidissement. De l'eau passe ainsi au travers de l'échantillon afin d'assurer une forte vitesse de refroidissement.
Le dispositif expérimental est adapté à partir de celui utilisé par [Braccini]. De nombreuses modifications ont été réalisées afin de multiplier par environ 200 la vitesse de solidification de la partie centrale impliquant des contraintes nouvelles sur le dispositif. Le schéma de principe de celui-ci est donné par la figure II.24 :

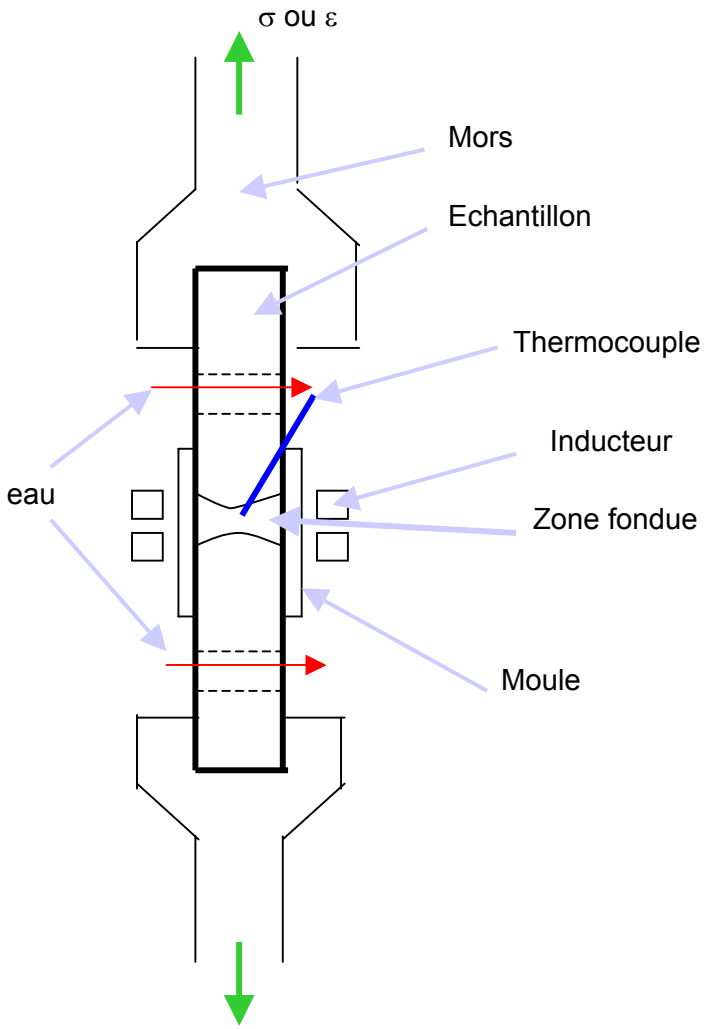


Figure II.24 : Schéma du dispositif de traction semi solide

Le dispositif expérimental décrit ci-dessous est placé sur une machine de traction ADAMEL DY34 équipée d'une cellule de force de 2kN. L'alimentation du générateur à induction délivre 5kW au travers d'un inducteur à cinq spires de section rectangulaire. Un débitmètre permet de choisir la quantité d'eau passant par l'échantillon. Il est fixé à environ 2 litres par minute. Le moule permet de maintenir la zone fondue. Il est en graphite ou alumine selon les conditions de refroidissement souhaitées.

II.7.2.b) Possibilités expérimentales

Ce montage permet de réaliser différents essais :

- des essais de traction semi solide isothermes en refusion
- des essais de traction semi solide isothermes en solidification
- des essais de traction semi solide anisothermes en solidification

Ce sont ces derniers qui nous intéressent car ils correspondent au cas réel de l'alliage en train de se solidifier lors du soudage.

Grâce au système de circulation d'eau au travers de l'échantillon, les vitesses de refroidissement atteintes sont très importantes : entre 25 et 70 K/s selon le moule choisi. En

effet, lorsque le moule utilisé est en graphite, l'inducteur va chauffer celui-ci qui chauffera ensuite notre échantillon par conduction. Au refroidissement, le moule constitue alors une masse thermique qu'il faut refroidir et qui ralentit donc le refroidissement. La vitesse de refroidissement est alors de 25 K/s. En revanche, le moule en alumine est transparent au champ magnétique : on chauffe directement l'échantillon par induction et il n'y pas de masse thermique supplémentaire. La vitesse de refroidissement est alors de 70 K/s. On se rapproche ainsi des conditions thermiques du soudage laser où les vitesses de refroidissement sont de l'ordre de quelques centaines de degrés par seconde.

II.7.2.c) Procédure expérimentale

L'échantillon est tout d'abord installé dans les mors et le système de refroidissement est branché. La circulation d'eau se fait tout au long de l'essai même dans la phase de chauffage afin d'obtenir les fortes vitesses de refroidissement souhaitées. L'inducteur est mis en marche et le cycle thermique utilisé pour les essais anisothermes en solidification est le suivant (figureII.25) :

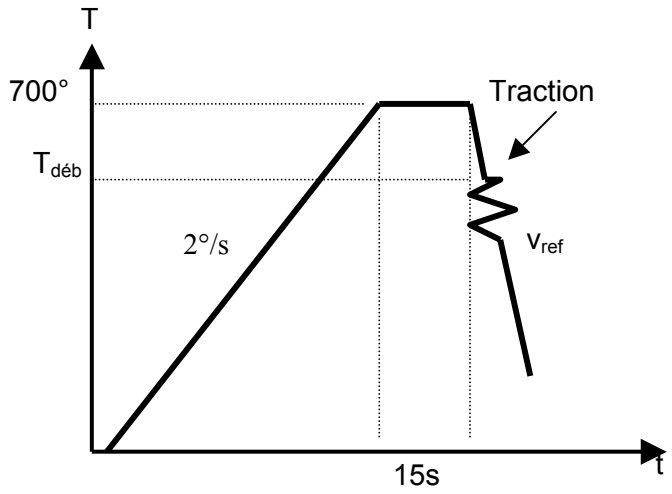


Figure II.25 : Schéma du cycle thermique des expériences de traction anisotherme à l'état pâteux.

Afin de commencer la traction à la température désirée, une accommodation des dilatations thermiques lors du chauffage est nécessaire. Celle-ci est faite automatiquement par le programme informatique en charge de l'essai qui a été développé spécifiquement. Ainsi lorsque la température augmente, le déplacement des mors assure de rester à une valeur de force fixe que l'on choisit. Cette valeur est choisie positive de sorte que notre éprouvette soit légèrement en traction. De ce fait, il n'y a pas de temps de latence dû au jeu des goupilles dans l'échantillon lorsque le test de traction commence. La valeur utilisée ici est 0.5N. Cette accommodation est assurée jusqu'à une température sélectionnée au préalable, pour laquelle la valeur de la fraction de solide est trop faible pour que la dilatation joue encore un rôle. On fixe pour les tests une température correspondant à une fraction de solide d'environ 0.7. Une fois cette température atteinte, les mors sont bloqués. La température continue

d'augmenter jusqu'à atteindre l'état liquide au centre de l'échantillon. L'inducteur est ensuite arrêté et la température diminue rapidement. La température de début de traction ($T_{déb}$) est choisie afin de commencer le test à la fraction solide désirée. Cette fraction est déterminée par les courbes fs(T) fournies par le logiciel Prophase de Pechiney.
Du fait des fortes vitesses de refroidissement atteintes, la mesure de la température est critique si l'on veut commencer l'essai de traction à la bonne fraction de solide et si l'on veut rendre compte correctement du comportement de la zone pâteuse. Pour ce faire un thermocouple de diamètre 0.5 mm est placé dans le trou oblique de notre échantillon. Afin d'étudier l'influence du temps de réponse du thermocouple, plusieurs essais ont été effectués en utilisant un thermocouple de diamètre 1 mm, un thermocouple de diamètre 0.5 mm et un thermocouple chromel/alumel soudé à la main. On voit sur la figure II.26, que le thermocouple de diamètre 1 mm enregistre les températures avec un retard d'environ 0.3 s. Ceci peut se révéler capital lors de notre essai lorsque la vitesse de refroidissement est de 70°C/sec. De même, le thermocouple fait main ne semble pas avoir un temps de réponse plus faible que le thermocouple de 0.5 mm. En conséquence, seuls des thermocouples de diamètre 0.5 mm seront utilisés. De plus sur cette même figure, on voit que la température ne diminue pas de manière continue mais par paliers. En fait, il s'agit ici d'un artefact dû au système d'acquisition. De même, le thermocouple est préalablement recouvert de nitrure de bore afin de le protéger de l'effet corrosif de l'aluminium liquide. Cette surépaisseur pourrait provoquer un retard dans l'enregistrement de la température par le thermocouple. Des essais ont montré que ce revêtement n'avait aucun effet. Ceci s'explique car la conductivité thermique du nitrure de bore qui est de 40W/mK alors que la gaine constituante du thermocouple est en acier de conductivité 15W/mK.

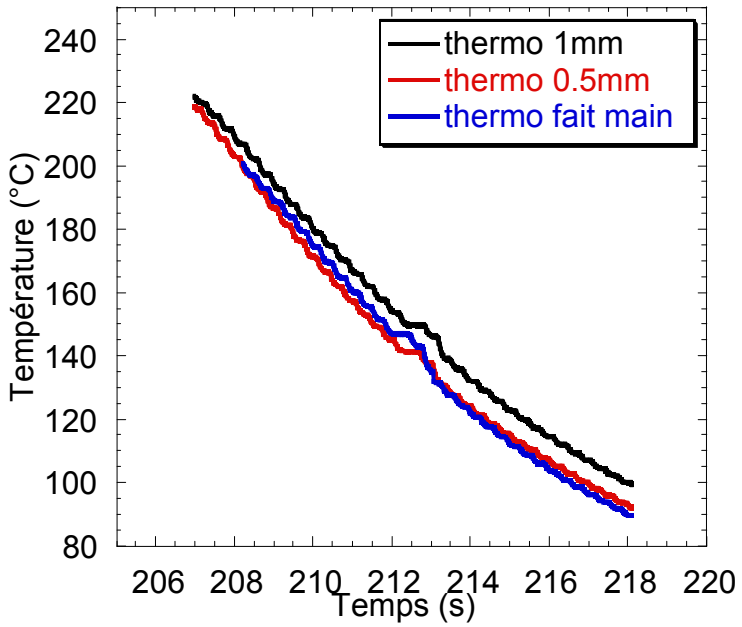


Figure II.26 : Influence du diamètre du thermocouple sur l'enregistrement des températures

Chapitre III.

Soudage laser : microstructure et fissuration à chaud.

Après l'analyse des microstructures particulières obtenues lors du soudage laser, ce chapitre rend compte des caractéristiques de la fissuration à chaud en soudage, puis présente les différents essais de soudage menés afin de cerner l'influence des paramètres du procédé sur ce défaut.

III.1. Microstructures caractéristiques

III.1.1 Vue générale d'une soudure

III.1.1.a) Caractérisation optique d'une soudure en T

La figure III.1 montre une coupe transversale d'une soudure réalisée dans la configuration en T. Dans ce cas, la zone fondue présente un contraste différent du métal de base. Elle est en fait constituée de deux zones correspondant à chacun des faisceaux laser ayant servi au soudage. Lorsque les paramètres du procédé ont été bien choisis (vitesse de soudage pas trop élevée et vitesse de fil proche de la vitesse de soudage), ces deux zones fondues se rejoignent, comme par exemple dans la soudure n°1.

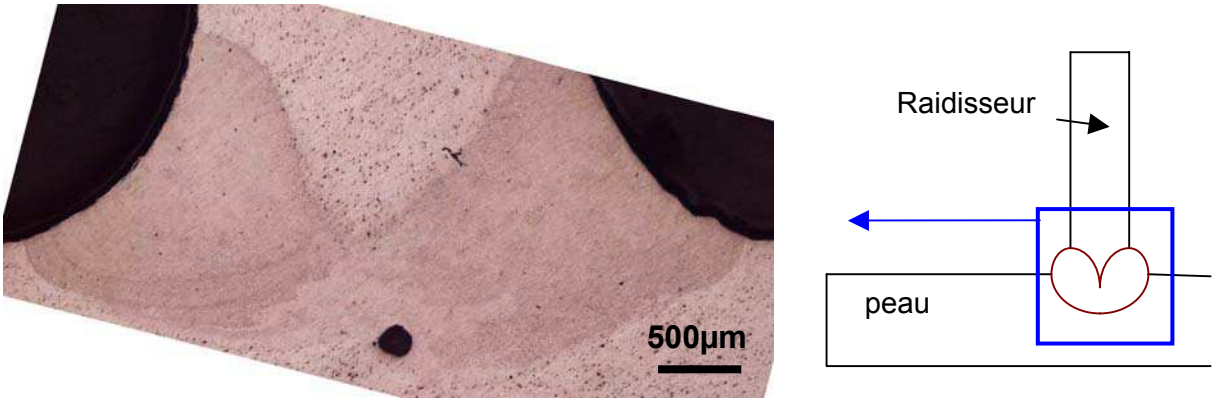


Figure III.1 : Vue générale d'une soudure en T (soudure n°1)

La tache sombre au centre de la photo correspond à une porosité formée lors du soudage, à l'endroit où les capillaires des deux faisceaux se rejoignent. On ne peut pas distinguer de contraste particulier dû à la zone affectée thermiquement. Afin de mieux étudier les différentes zones de la soudure, une attaque chimique au réactif de Fick est nécessaire (Figure III.2).

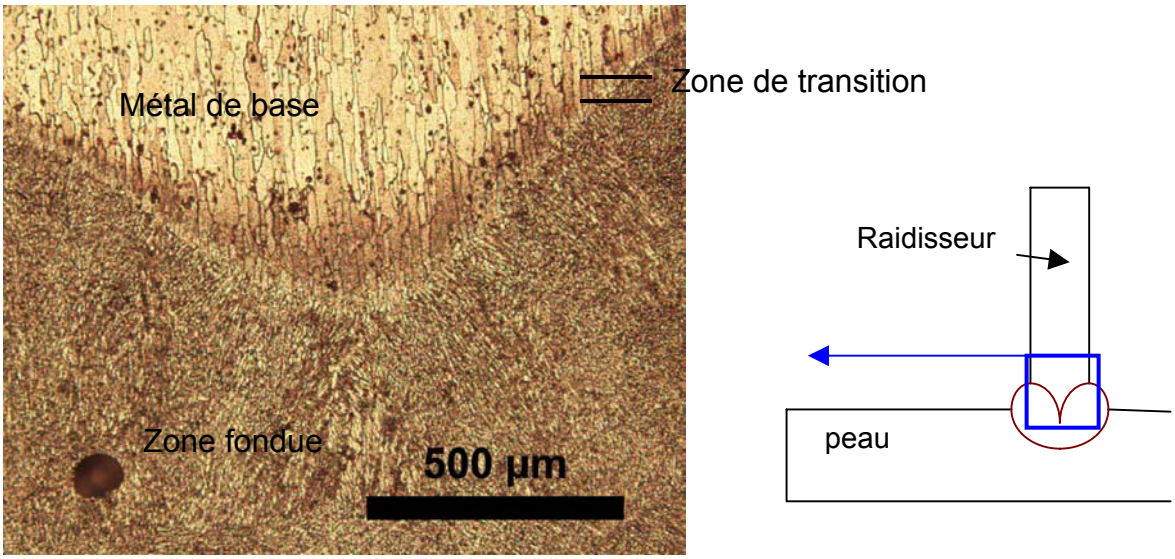


Figure III.2 : Vue d'une soudure en T après attaque chimique

Sur la figure III.2, on distingue la zone fondue en bas, puis une zone de transition dans laquelle il n'y a pas eu fusion mais où les joints de grains du métal de base sont préférentiellement attaqués puis, plus loin, on retrouve la microstructure du métal de base. La zone fondue et la zone de transition feront l'objet d'une étude approfondie dans les parties suivantes.

III.1.1.b) Caractérisation optique d'une soudure bord à bord

La figure III.3 montre une coupe transversale d'une soudure bord à bord. Ici encore, on distingue nettement la zone fondue au contraste différent.

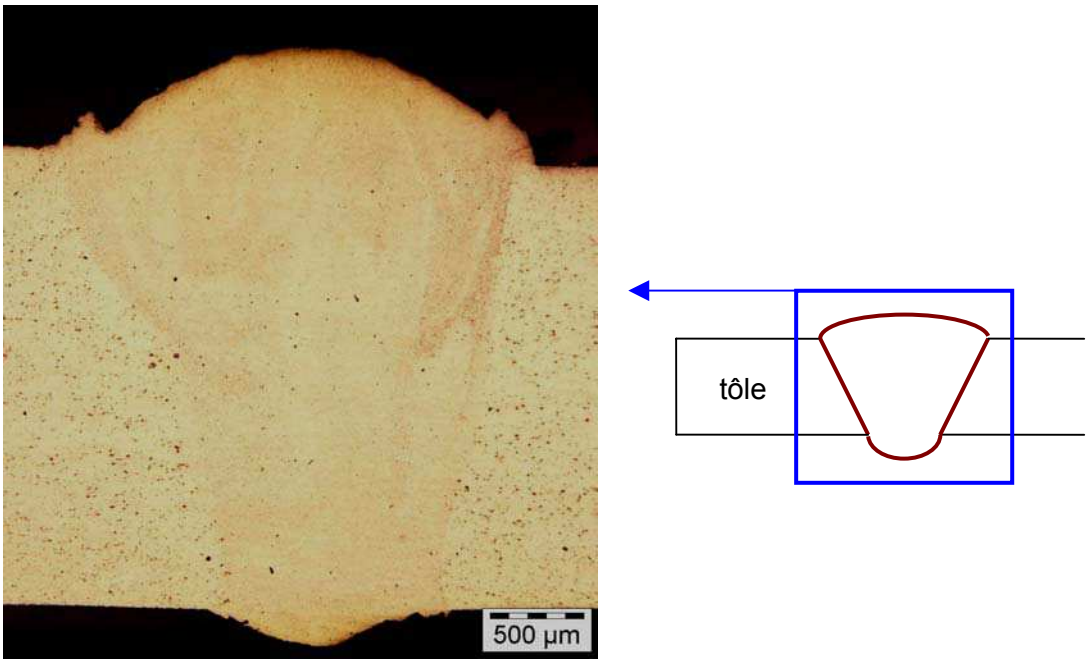


Figure III.3 : Vue générale d'un soudure bord à bord

Sur la figure III.3, on ne peut pas distinguer de zone particulière entre la zone fondue et le métal de base. Nous devons recourir à une attaque chimique au réactif de Fick afin de souligner les différentes zones de la soudure.

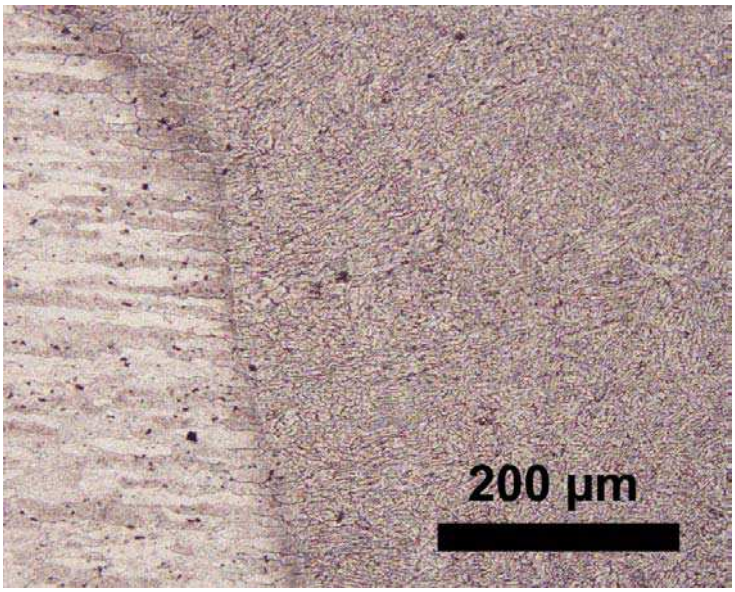


Figure III.4 : Soudure bord à bord après attaque chimique au réactif de Fick

Dans le cas des soudures bord à bord on distingue aussi une zone de transition entre la zone fondue et le métal de base. Ces deux zones seront plus précisément décrites dans la suite.

III.1.2. La zone fondue

Les caractéristiques microstructurales de la zone fondue sont équivalentes quelle que soit la configuration de soudage (en T ou bord à bord). On ne fera donc plus de distinction dans leur description.

III.1.2.a) Coupe transverse

Mesure de l'espacement interdendritique : estimation de la vitesse de refroidissement lors du soudage laser

Si on effectue une coupe transverse d'une soudure, on peut voir que la zone de fusion présente un aspect dendritique très marqué (Figure III.5). L'espacement interdendritique secondaire mesuré est de l'ordre de 5µm. Cette information va nous permettre d'estimer la vitesse de refroidissement lors du soudage laser. En effet, si on considère l'équation vue au I.3.2.c), il est possible de calculer le temps local de solidification :

$$\lambda_2 = 5.5\left(M.t_f\right)^{\frac{1}{3}} \quad \text{(éq. III.1)}$$

Pour les alliages d'aluminium, on peut déterminer M grâce aux courbes fournies dans [Kurz] qui vaut approximativement $4.10^{-18}m^3/s$. Le temps de solidification est alors d'environ 0.2s. Il correspond au temps que l'alliage passe entre la température de cohérence (c'est-à-dire lorsque les dendrites commencent à être en contact les unes avec les autres) et la fin de la solidification. La première borne n'est évidemment pas accessible facilement. On peut considérer que la fraction de cohérence est atteinte pour une fraction de solide de 0.6. Dans le cas de notre alliage cette fraction correspond à une température d'environ 630°C. Or la température de fin de solidification est 550°C. On obtient donc une vitesse de refroidissement d'environ 400°C/s. Cette valeur servira de référence dans la suite de notre étude. Il convient tout de même de noter qu'une imprécision sur la mesure de la distance interdendritique implique une erreur importante sur la vitesse de refroidissement. Par exemple une différence de 1µm dans la mesure de la distance interdendritique secondaire implique une différence de 200°C/s dans la vitesse de refroidissement. De plus, il faut aussi prendre en compte l'incertitude sur la détermination de M. La vitesse trouvée n'est donc qu'indicative.

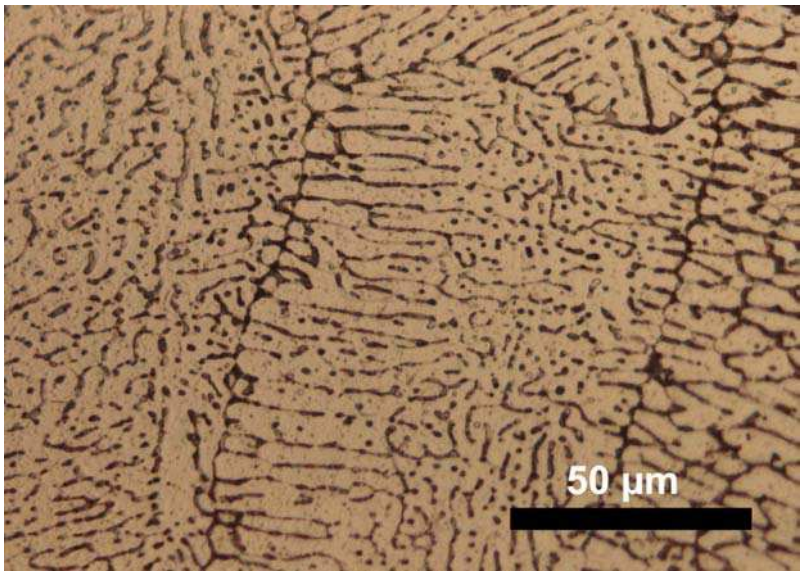


Figure III.5 : dendrites de la zone fondue dans une soudure

Types de croissance dendritique rencontrés

L'examen des différentes parties de la zone fondue permet de distinguer différents types de grains. Les figures III.6 et III.7 illustrent cette diversité : près du métal de base des grains dendritiques basaltiques allongés dans la direction du gradient thermique sont présents, puis ceux-ci font place à des grains dendritiques équiaxes lorsque l'on se rapproche de la partie centrale de la soudure.

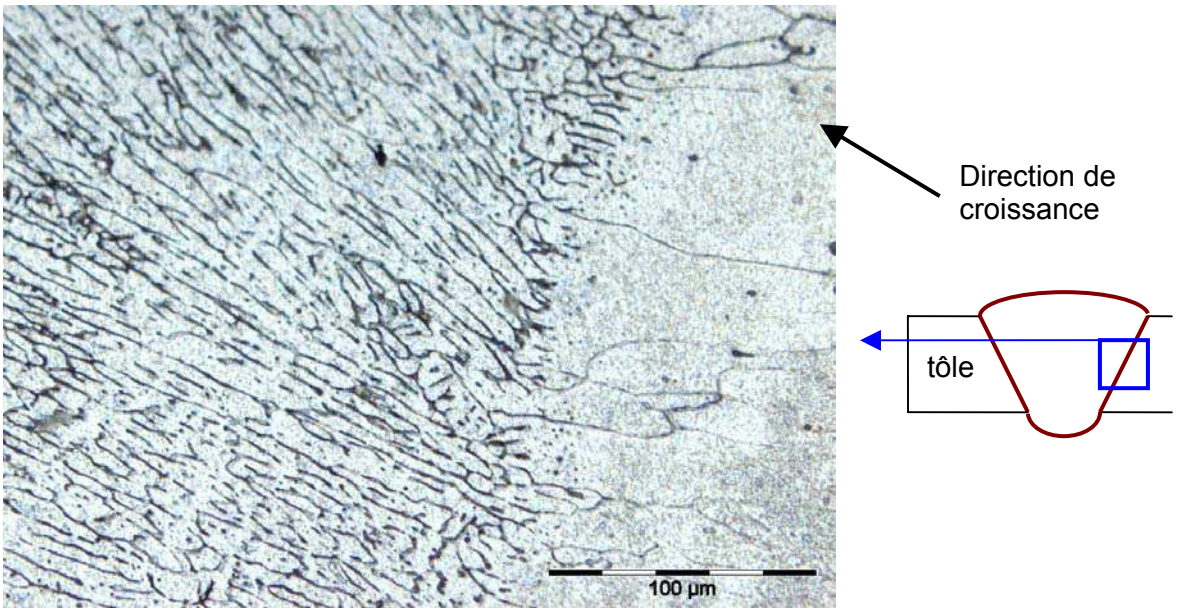


Figure III.6 grains dendritiques basaltiques en bord de soudure

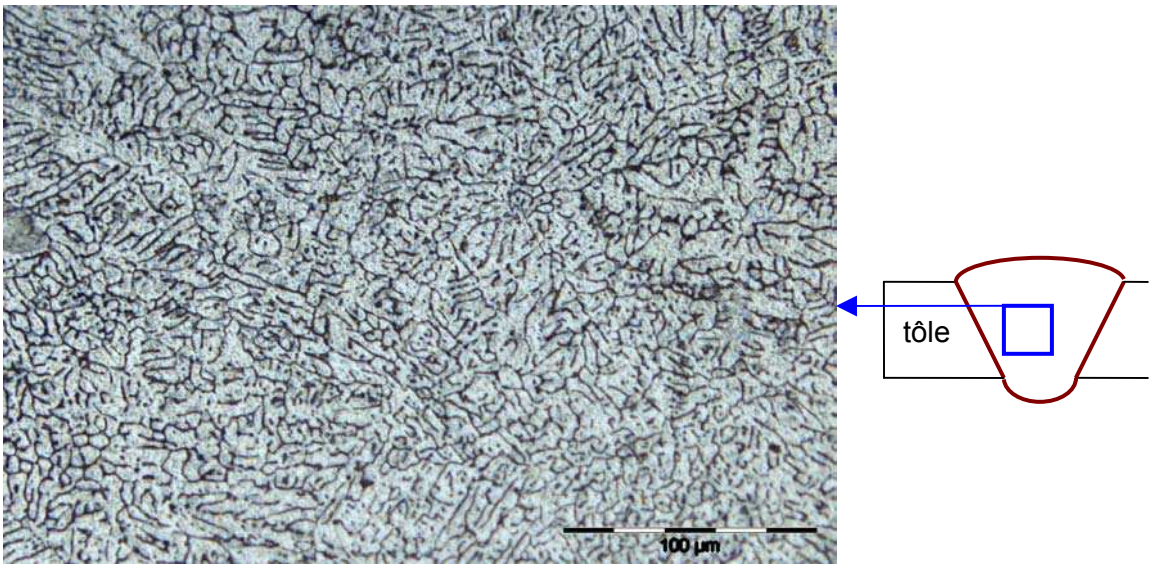


Figure III.7 grains dendritiques équiaxes en milieu de soudure

Ce type de transition peut être retrouvé dans la coulée en lingot où l'on observe une zone basaltique sur les bords de l'échantillon lorsque le gradient thermique est important puis une zone centrale plus équiaxe [Philibert]. En effet, la zone centrale est constituée de liquide surfondu propice aux instabilités qui donnent naissance aux cristaux équiaxes.

III.1.2.b) Coupe longitudinale

La figure III.8 présente la microstructure d'une soudure vue en coupe longitudinale. Dans cette direction les grains sont tous équiaxes. Ceci implique que les grains n'ont pas la possibilité de croître dans la direction de soudage malgré le fort gradient thermique. De plus,

on peut voir apparaître des dendrites aux formes particulières du fait des mouvements complexes du bain liquide dans le capillaire.

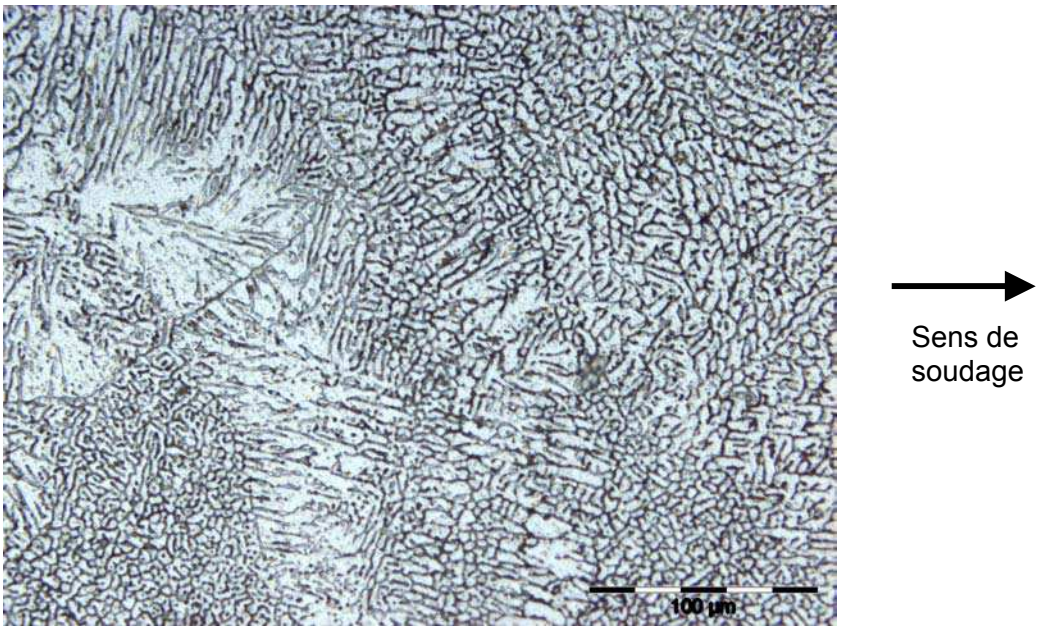


Figure III.8 : grains équiaxes dans une soudure en vue longitudinale

III.1.2.c) Soudure vue du dessus

Pour compléter notre étude de la structure de la zone fondue, nous avons réalisé des clichés des soudures en vue de dessus afin d'observer l'arrangement granulaire dans le sens du soudage.

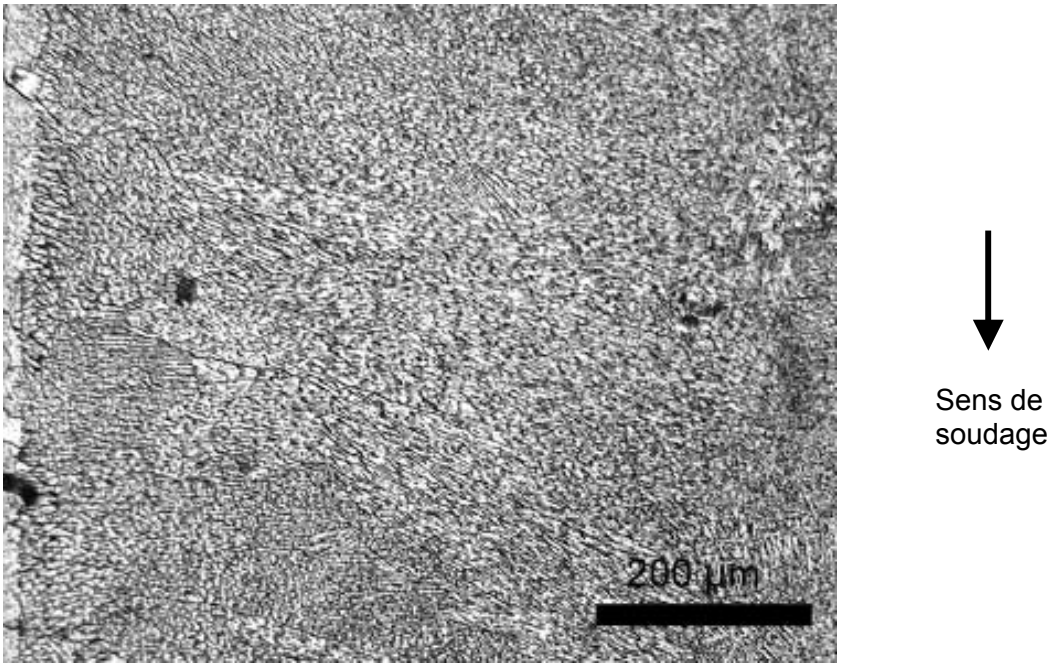


Figure III.9 : transition de structure granulaire dans une soudure vue de dessus

On retrouve sur la figure III.9, l'arrangement des coupes transverses avec une transition entre des grains dendritiques basaltiques sur les bord de la soudure puis une zone centrale d'environ 200µm de large ne comportant que des grains dendritiques équiaxes. Cette transition est classique pour les procédés de soudage où, lorsque la vitesse d'avancée augmente, on passe d'un structure entièrement basaltique à une structure basaltique sur les bords et équiaxe au centre (figure III.10).

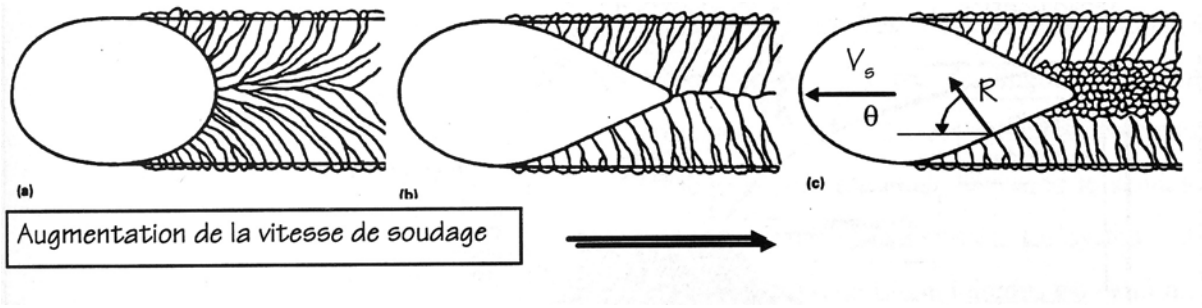


Figure III.10 : Microstructure de soudage en fonction de la vitesse d'avancée [Mayer]

III.1.2.d) Structure dendritique observée au MEB

L'observation de la zone fondue au microscope électronique à balayage permet d'obtenir un contraste chimique. Ainsi la figure III.11 montre une image en électrons rétrodiffusés de la zone fondue. La structure dendritique apparaît nettement avec le cœur des dendrites en sombre alors que l'espace interdendritique est en clair. On peut déduire de ce contraste que cet espace doit contenir des éléments d'alliage lourds. Ces éléments (Si, Fe,…) pourraient se présenter sous la forme d'eutectique. De plus, le Si pourrait former une phase silicium de structure diamant.

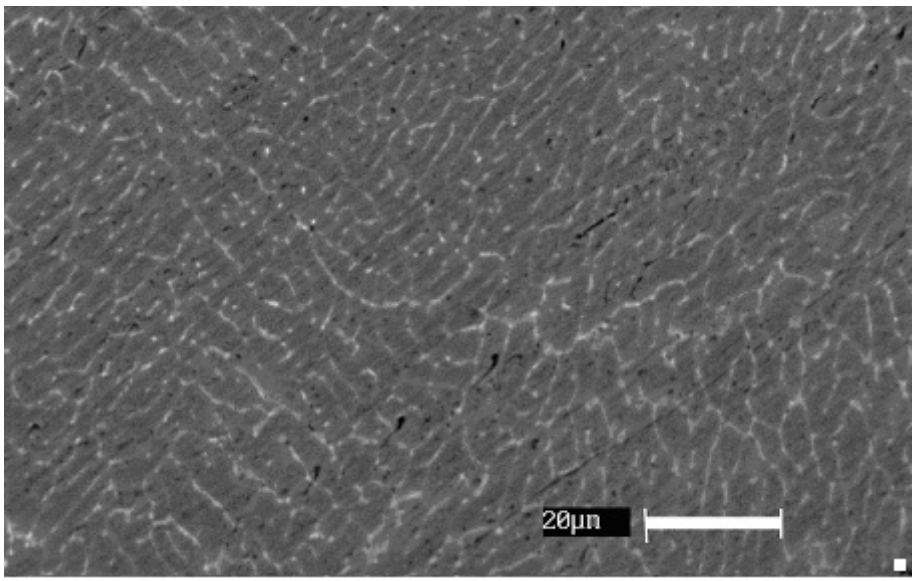


Figure III.11 : zone fondue en électrons rétrodiffusés au MEB

On peut observer enfin que les dispersoïdes à base de fer et de silicium présents dans le métal de base n'apparaissent plus dans la zone fondue.

III.1.2.e) Taille des grains

La structure granulaire de la zone fondue peut être observée grâce à l'EBSD. La figure III.12, présente une partie de la zone fondue d'une soudure en T vue en coupe transverse. Sur cette figure se détache en bas de chaque côté la structure de laminage du 6056 avec des grains fins et allongés. Puis se dégage la zone fondue dans laquelle les grains sont équiaxes. La taille de ceux-ci est d'environ 100µm. Les grains en bord de zone fondue sont plus allongés que ceux au centre de la soudure ce qui correspond aux observations optiques concernant la transition de grains basaltiques vers des grains équiaxes.

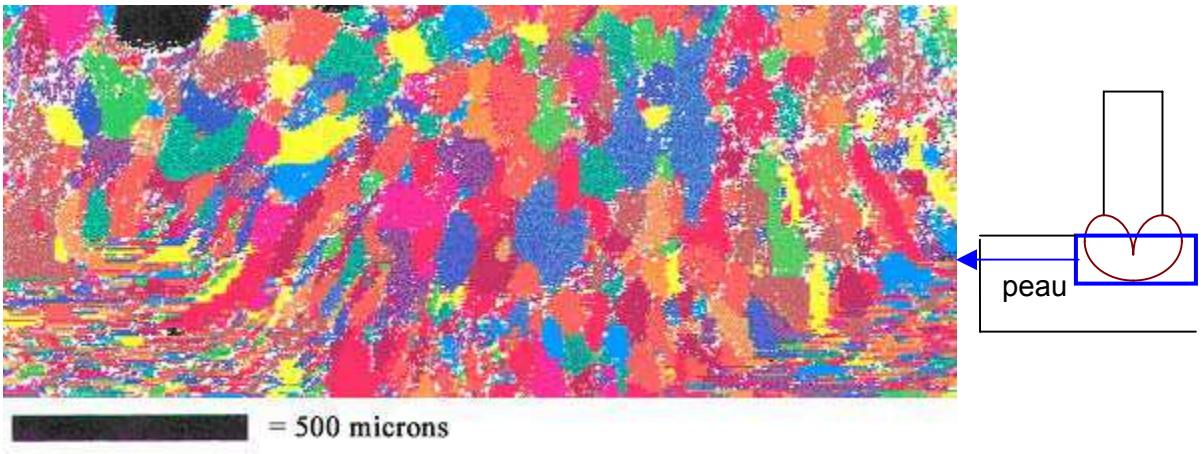


Figure III.12 : Structure granulaire d'une soudure en T

Le diagramme de pôles correspondant à la zone fondue de la figure III.12 n'indique pas d'orientation privilégiée des grains ; d'autre part, on voit apparaître une porosité en noir, en haut à gauche. On peut noter qu'elle a un diamètre de l'ordre de 200µm, ce qui est très important et pourrait être dommageable pour les propriétés mécaniques.

III.1.2.f) Composition chimique

Concentrations moyennes

Afin de connaître les variations de composition chimique au travers de la soudure, des profils de concentration ont été réalisés grâce à la microsonde de Castaing. On donne en figure III.13 un profil représentatif de ces résultats.
La soudure présente une très nette augmentation de la concentration en silicium. La concentration en magnésium quant à elle diminue légèrement. En ce qui concerne la concentration en fer, l'augmentation observée est une conséquence de la forte inhomogénéité de la zone fondue qui entraîne des erreurs de mesures sur les éléments qui n'ont pas été calibrés et est donc sans signification particulière.

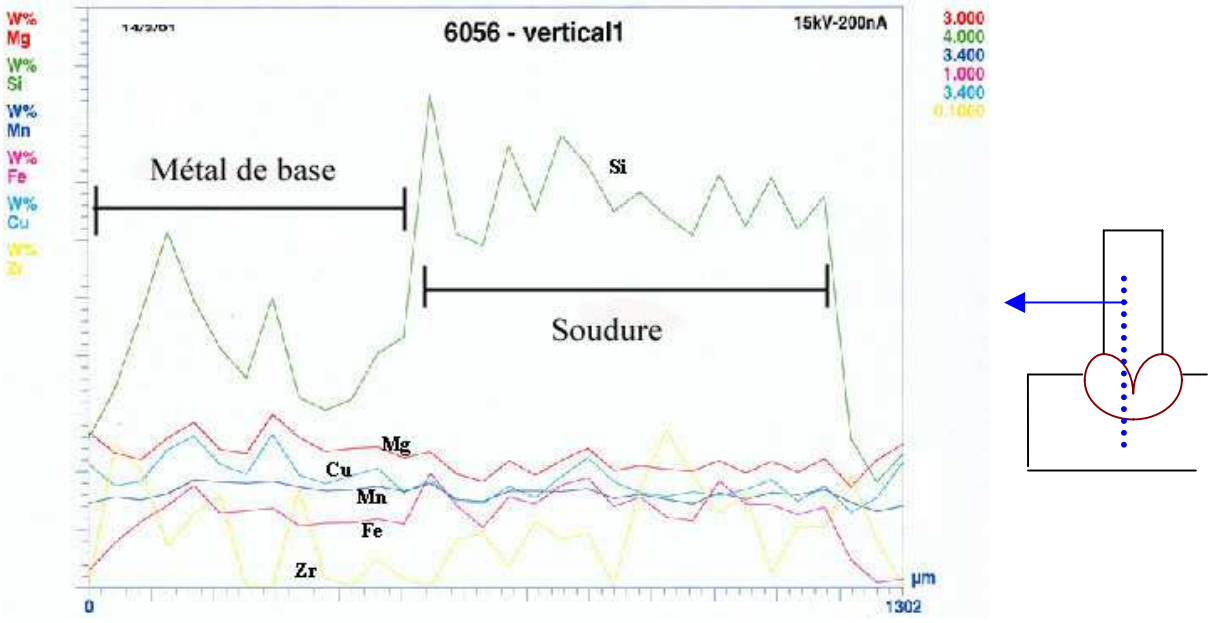


Figure III.13 : profils de concentration dans une soudure en T

Les concentrations moyennes des différents éléments d'alliages ont été quantifiées pour plusieurs soudures en T. Les résultats sont regroupés dans le tableau III.1 (pour connaître les paramètres de soudage on se rapportera au tableau récapitulatif fourni en annexe).

Eléments	Mg	Si	Cu	Mn	Fe
N°1 (en T), vs=vf=2.5m/min	0.67	2.22	0.62	0.56	0.13
N° 4 (en T), vs=vf=4m/min	0.69	4.11	0.71	0.55	0.2
N° 5 (en T), vs=6m/min, vf=4.8m/min	0.53	5.1	0.55	0.42	0.19

Tableau III.1 : concentrations moyennes dans la zone fondue de soudures en T (en poids %)

Afin de comparer ces chiffres, les incertitudes sur les mesures doivent être prises en compte. On rappelle les intervalles de confiance dans lesquels la vraie concentration a 95% de chance de se situer :

- plus ou moins 0.01% pour le Mg
- plus ou moins 0.03% pour le Si

Les résultats fournis par la microsonde sont donc discernables en fonction des paramètres de soudage. Les compositions moyennes des soudures sont proches de celle du métal de base excepté pour les deux principaux éléments d'alliage que sont le magnésium et le silicium. La teneur en magnésium est plus faible que dans le 6056. Ceci pourrait être dû à une vaporisation de cet élément lors du soudage. On trouve dans la littérature des études quantitatives qui prédisent une diminution de la concentration en magnésium de 5 à 10% due à la vaporisation de cet élément lors du soudage [Rapp]. Ceci correspond à nos observations. Cependant, un calcul de dilution peut apporter une autre explication à cet appauvrissement. Si on calcule le volume additionnel de la soudure, puis le volume du fil

apporté et que l'on compare ces deux valeurs, on remarque alors que la totalité du fil d'apport a été incorporée à la soudure : il n'y a donc pas de phénomène de vaporisation ni du fil d'apport ni du métal de base. On vérifie ensuite que, moyennant cette hypothèse, on retrouve les valeurs de concentrations trouvées à la microsonde. Il apparaît un très bon accord entre les calculs et les mesures.
Pour l'échantillon n°4, la surface de fil ajouté mesurée est de 1.92 mm², alors que la surface totale de la soudure est de 7.22 mm². Si aucune vaporisation n'a lieu, les concentrations en éléments d'alliages dans la soudure devraient être de :

$$[Si]_{soudure} = \frac{(S_{tot} - S_{fil}) * 0.0092 + S_{fil} * 0.12}{S_{tot}} = 0.039 \quad \text{(éq.III.2)}$$

$$[Mg]_{soudure} = \frac{(S_{tot} - S_{fil}) * 0.0072 + S_{fil} * 0.001}{S_{tot}} = 0.006 \quad \text{(éq.III.3)}$$

Les résultats des calculs sont comparables aux compositions données par la microsonde. L'hypothèse de non vaporisation est donc vérifiée.
La hausse du taux de silicium est évidemment due au fil d'apport très riche en silicium. On peut donc dire que pour une même vitesse de soudage, plus la vitesse de fil d'apport est élevée, plus la concentration en silicium dans la soudure sera importante. Cela est confirmé par les mesures : les échantillons 4 et 5 ont un taux de silicium beaucoup plus important que le n°1 car la vitesse a augmenté ainsi que le diamètre du fil.
En ce qui concerne les autres éléments d'alliage, les soudures ont des compositions très proches les unes des autres.
Des mesures de concentrations effectuées sur des soudures bord à bord conduisent aux mêmes observations.

Concentrations locales

Un contraste important a été souligné au MEB entre l'espace interdendritique et l'intérieur des dendrites dans la zone fondue. Afin d'expliquer l'existence de ce contraste, des pointés de concentrations ont été réalisés dans cette zone. Le tableau III.2 résume les résultats trouvés pour le cœur des dendrites d'une part et pour l'espacement interdendritique d'autre part.

Eléments	Mg	Si	Cu	Mn	Fe
Concentration dans l'espace interdendritique	1.38	8.19	1.52	0.76	2.49
Concentration au cœur des dendrites	0.38	0.85	0.43	0.03	0.25

Tableau III.2 : Composition en poids % dans et entre les dendrites de la zone fondue

Ces mesures ne sont que qualitatives du fait de la finesse de la microstructure analysée.
On observe cependant que dans les zones interdendritiques, on a un enrichissement en tous les éléments d'alliage et qu'il peut être important comme pour le silicium. De nombreuses phases riches en éléments d'alliages devraient donc se trouver dans cet espace interdendritique. En cœur de dendrites, les concentrations sont assez proches du métal de base.

III.1.2.g) Phases présentes

Différentes familles de particules sont présentes dans la zone fondue. Pour les observer, des lames de MET ont été prélevées dans la zone fondue. On distingue tout d'abord des particules de forme sphérique qui ressemblent beaucoup aux dispersoïdes que l'on trouve dans le métal de base (figure III.14 a)) :

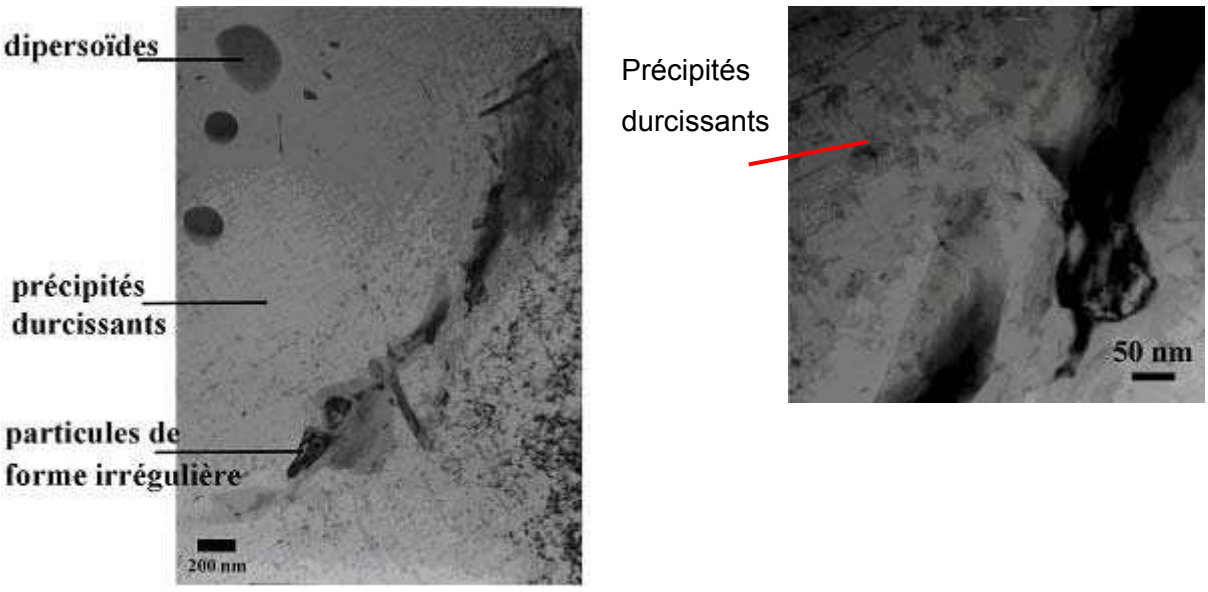
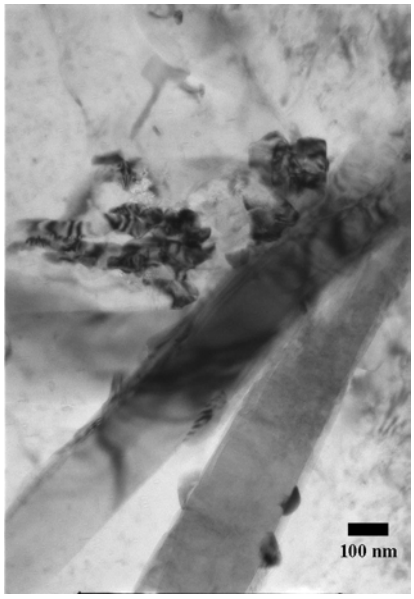


Figure III.14 a) et b) : particules dans la zone fondue après un traitement thermique post soudage T78.

Ces particules sont rares ce qui confirme les observations au microscope optique et au microscope électronique à balayage.
De plus, des précipités durcissants sont présents sur les figures III.14 a) et b) car la zone fondue a préalablement subi un traitement thermique de précipitation de type T78. Ceci confirme les résultats de l'analyse chimique qui révélait une concentration en éléments d'alliage suffisante pour induire ce phénomène. Ainsi, le pouvoir durcissant dû à la précipitation, caractéristique des alliages 6000, est conservé dans la zone fondue. Il est important de noter que sans traitement thermique, ces phases ne sont pas observables.
Ces deux types de particules se situent à l'intérieur des dendrites (figure III.14 a)). Celles-ci sont délimitées par des phases beaucoup plus grossières dont on distingue deux familles.
Un premier type de particule interdendritique, de forme irrégulière, est souvent rencontré. Le deuxième type de particule interdendritique se présente sous la forme de plaquette comme sur les figures III.15 et III.16. Ces plaquettes peuvent être très grosses (jusqu'à plusieurs

microns) et elles sont assez nombreuses. La figure III.16 révèle qu'une autre phase peut venir se former sur ces plaquettes.



Figures III.15 et III.16 : plaquettes dans la zone fondue

Certaines des phases interdendritiques sont des phases hors équilibre qui ne doivent leur existence qu'à la forte vitesse de refroidissement rencontrée dans le procédé de soudage laser. Il n'existe donc pas de données dans la littérature concernant la composition ou la structure de celles-ci. Nous avons donc utilisé un MET avec analyse X pour établir la composition des phases présentes dans la zone fondue. Il est important de noter que dans les compositions données l'aluminium n'est pas mentionné car on ne peut pas distinguer le signal provenant de la matrice de celui des particules. Cependant, ces analyses ont permis d'identifier :

- les phases sphériques dans les dendrites comme des phases contenant du fer, du silicium et du manganèse avec une composition approximative de $Si_{28}Mn_{41}Fe_{31}$. Ceci correspond à la composition des dispersoïdes présents dans le métal de base.
- Les précipités durcissants comme la phase β (Mg_2Si) d'une longueur d'environ 20nm. Ils constituent les précipités d'équilibre, provenant de la précipitation durcissante, classiques des 6000.
- Les plaquettes comme des phases de composition fixe $Si_{25}Mg_{11}Mn_5Fe_5Cu_2$.
- La phase sombre qui semble avoir germé sur les plaquettes comme la phase θ (Al_2Cu). La figure III.17 montre l'arrangement de ces deux dernières phases, observés en mode STEM.
- Les précipités de forme irrégulière n'ont pas pu être analysés de manière certaine. Cependant, une phase composée uniquement de silicium (et peut être d'aluminium) a pu être parfois trouvée. Il pourrait s'agir de la phase silicium diamant.

Ces phases peuvent être comparées à celles que l'on attendait d'après la littérature (I.2.5.) pour des conditions d'équilibre et sans éléments d'alliage mineurs (Fe, Mn,…). Notre alliage se situant à la limite entre les tétraèdres d'équilibre I et II selon sa composition en silicium,

les phases observables devraient être soit θ, β et Q soit Q, θ et la phase Si diamant. Ainsi retrouve-t-on certaines des phases d'équilibre (θ, β et Si diamant) mais la phase Q est absente. De plus, la phase en plaquette $Si_{25}Mg_{11}Mn_5Fe_5Cu_2$ n'apparaît pas dans les diagrammes.

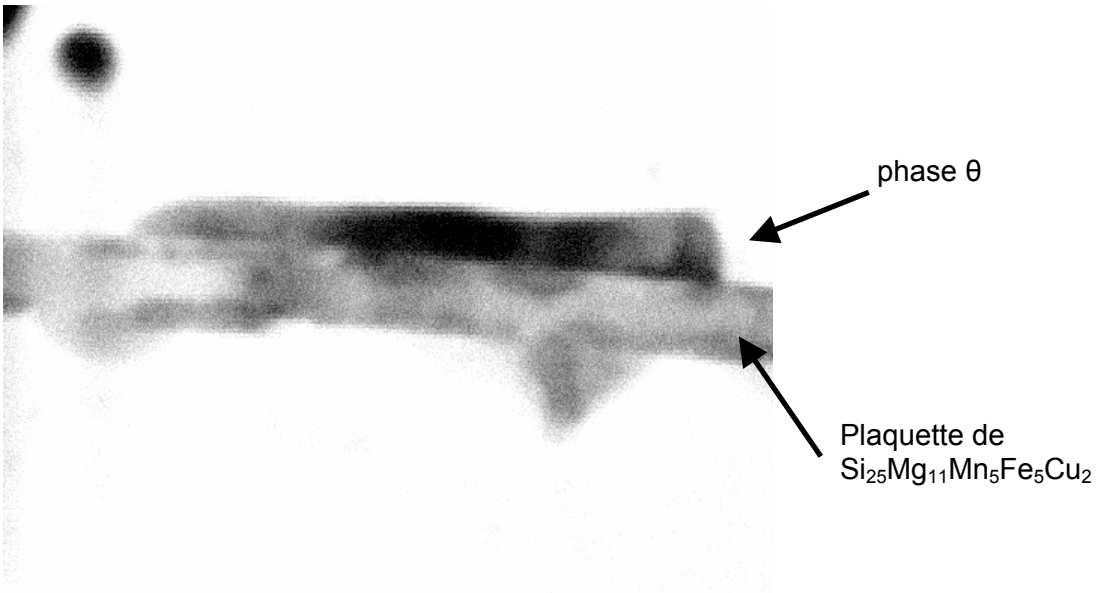


Figure III.17 : phase θ germée sur une plaquette de $Si_{25}Mg_{11}Mn_5Fe_5Cu_2$.

III.1.2. h) Synthèse sur les caractéristiques microstructurales de la zone fondue

La zone fondue présente une structure granulaire basaltique proche du métal de base puis équiaxe au centre. Dans le sens de soudage aucune croissance directionnelle n'est observée. La taille caractéristique des grains est de l'ordre de 100µm alors que la distance interdendritique secondaire est typique d'une solidification rapide. En mesurant cet espacement (5 µm) nous avons pu estimer à 400°C/s la vitesse de solidification. Des mesures de concentration ont permis de montrer que la totalité du fil d'apport était intégrée dans la zone fondue. Il s'en suit une augmentation du taux de silicium et une légère diminution de la composition en magnésium. La répartition des éléments d'alliages est fortement hétérogène : si le cœur des dendrites garde approximativement la même composition que le métal de base, l'espace interdendritique est très chargé en éléments d'alliage. On y retrouve de nombreuses phases dont certaines peuvent être déduites d'un diagramme d'équilibre alors que d'autres ne doivent leur présence qu'à la forte vitesse de refroidissement. Cette différence de microstructure et de composition par rapport au métal de base devrait modifier les caractéristiques mécaniques de la zone fondue. Le comportement mécanique d'une soudure dépendra donc non seulement des propriétés du métal de base mais aussi des paramètres de soudage influençant la composition de la soudure. Le chapitre V sera dédié à l'étude des propriétés intrinsèques de la zone fondue et à l'influence de celles-ci sur les propriétés globales d'une soudure. Enfin, une observation globale d'une soudure nous a permis de révéler une zone de transition entre la zone fondue et le métal de base qui est attaquée préférentiellement. L'étude de cette zone fait l'objet de la section suivante.

III.1.3. La zone de transition

III.1.3.a) Observation optique

Lors d'une attaque chimique, la zone située entre la zone fondue et le métal de base est attaquée préférentiellement. Nous avons nommé cette zone, zone de transition. L'observation au microscope optique permet de préciser la nature de cette zone.

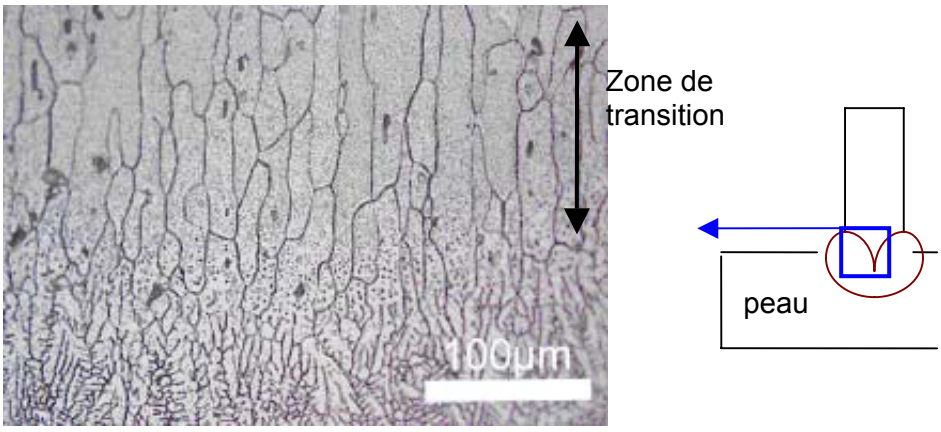


Figure III.18: Zone de transition après attaque chimique dans une soudure en T

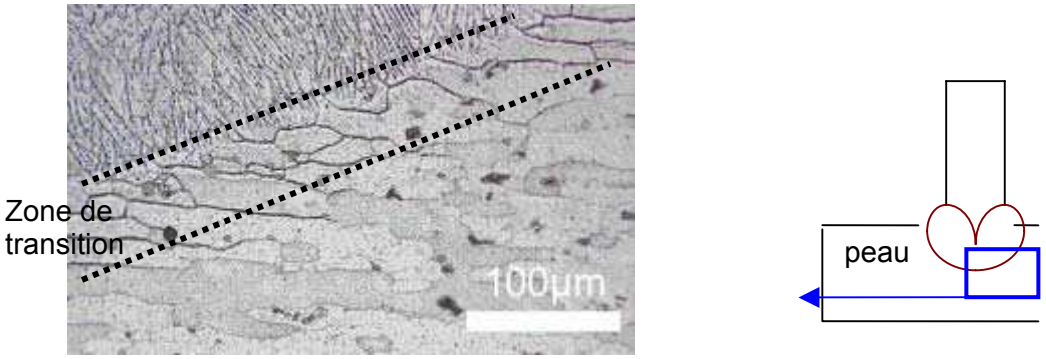


Figure III.19 : Zone de transition après attaque chimique dans une soudure en T

La zone fondue se distingue facilement par sa structure dendritique caractéristique. Les grains adjacents à la zone fondue ont une taille normale mais présentent de nombreuses taches intragranulaires (figure III.20). Celles-ci peuvent être le signe d'une précipitation due au cycle thermique lors du procédé de soudage, de la fusion de précipités intragranulaires ou de la coalescence des dispersoïdes observés dans le métal de base. L'observation au microscope électronique en transmission pourra amener des éléments de réponse.

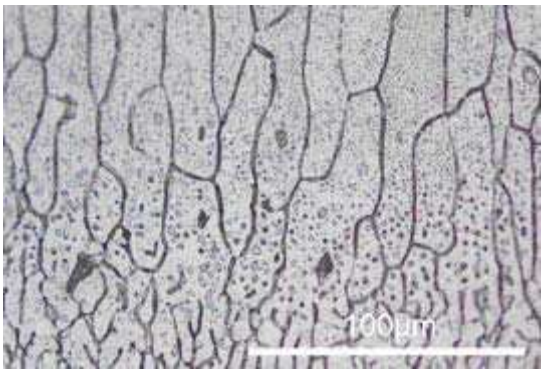


Figure III.20 : grains adjacents à la zone fondue

Puis la zone de transition est constituée de grains dont les joints sont décorés lors de l'attaque chimique. Ce phénomène peut avoir deux causes. La première cause envisageable est que le cycle thermique subi lors du soudage a pu provoquer la précipitation de Mg_2Si grossiers intergranulaires [Allehaux]. Une deuxième hypothèse consisterait à penser que cette décoration des joints est liée au phénomène de liquation. La liquation est la fusion des phases se trouvant aux joints de grains lors de l'augmentation de température puis la solidification de nouvelles phases lors du refroidissement [Qian]. Ce phénomène est de toute façon lié au cycle thermique subi par cette zone lors du soudage. En effet, les figures III.18 et III.19 montrent que l'étendue de la zone de transition est différente dans la peau et dans le raidisseur d'une soudure en T. Dans la tôle, ce phénomène est observé sur une longueur d'environ 100µm et de 200µm dans le raidisseur. Or le cycle thermique subi par la peau est moins sévère que celui subi par le raidisseur. En effet, d'une part la masse thermique est plus importante pour la peau et d'autre part, celle-ci est bridée sur un support qui permet un bon contact thermique. La chaleur due au soudage doit donc être extraite plus rapidement dans la peau que dans le raidisseur ce qui explique la différence d'étendue de la zone de transition.
La figure III.21 présente un agrandissement de l'un de ces joints décorés constituant la zone de transition.

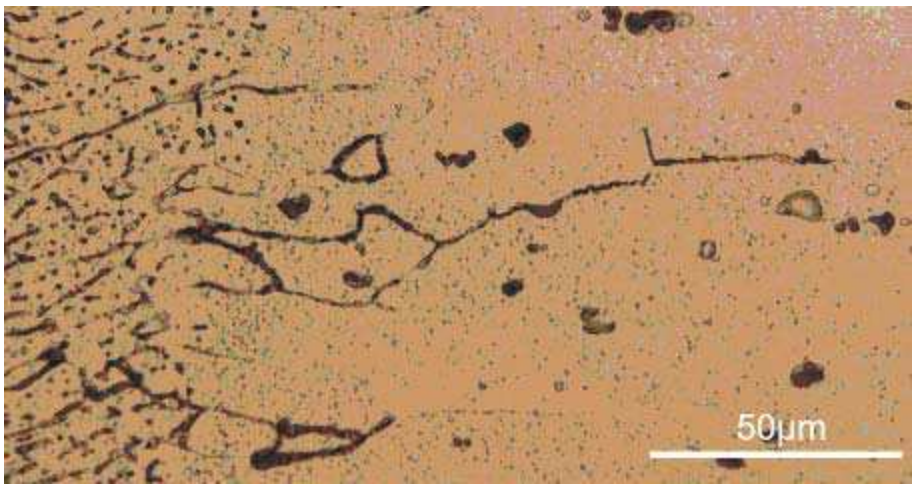


Figure III.21 : Joint de grain décoré

Sur cette figure, le joint de grain ne paraît pas attaqué de manière uniforme. De multiples contrastes sont visibles indiquant qu'il n'y a pas une seule phase continue le long du joint mais plusieurs. Cette zone est donc fortement hétérogène. L'utilisation du MEB nous permettra de souligner les contrastes chimiques présents dans ce joint.

III.1.3.b) Observation au MEB

La figure III.22 montre la zone de transition observée au MEB en électrons rétrodiffusés sans attaque chimique préalable. Les joints de grains apparaîssent avec le même contraste que l'espace interdendritique de la zone fondue. Ceci indique que les joints de grains sont riches en éléments d'alliage plus lourds que l'aluminium comme par exemple le silicium. Toutefois, cette observation ne permet pas de conclure quant à la nature du phénomène responsable de cette attaque préférentielle des joints de grains. Pour cela, il nous faudra analyser chimiquement un joint de grain.

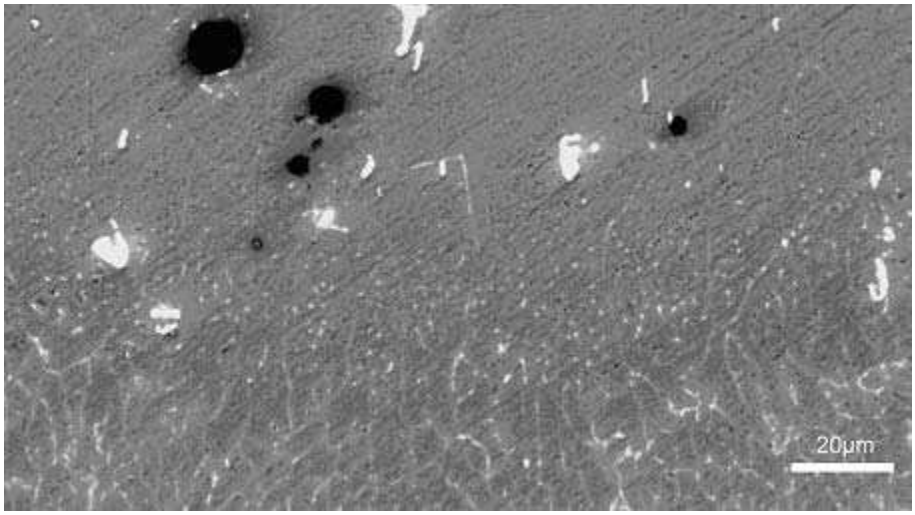


Figure III.22 : Joints de grains de la zone de transition observés en électrons rétrodiffusés

III.1.3.c) Composition chimique

L'analyse chimique de plusieurs joints de grains de la zone de transition a été réalisée grâce à la microsonde de Castaing. Du fait de la faible largeur du joint comparée à la taille de la poire d'interaction des électrons avec l'échantillon, les résultats obtenus correspondent à une analyse non seulement du joint mais aussi de la matrice environnante. La composition obtenue est donnée dans le tableau III.3.

Eléments	Mg	Si	Cu	Mn	Fe
Concentration	1.29	4.45	1.15	3.7	1.79

Tableau III.3 : concentrations dans un joint de grain de la zone de transition (en poids pourcent)

Les joints de grains sont riches en tous les éléments d'alliages : le taux de silicium est multiplié par 5, celui du manganèse par 7, par rapport à la composition moyenne du métal de

base. De plus, cette analyse tient compte du métal de base entourant le joint. On peut donc en conclure que les concentrations trouvées correspondent à des concentrations minimales. L'enrichissement en tous les éléments d'alliages peut nous permettre de penser que le phénomène responsable de cette décoration des joints de grains est plutôt la liquation. En effet, non seulement le magnésium et le silicium voient leur concentration augmenter mais aussi le cuivre, le manganèse et le fer. La précipitation de Mg_2Si seul ne permettrait pas d'expliquer cela. De plus, si on s'intéresse aux coefficients de diffusion à l'état solide de ces différents éléments dans l'aluminium (tableau III.4), on peut remarquer que le manganèse et le fer diffusent très lentement par rapport aux autres ; la formation de phases avec ces éléments au cours d'un bref traitement thermique à l'état solide n'est donc pas envisageable.

Eléments	**Mg**	**Si**	**Cu**	**Mn**	**Fe**
D_0 (m²/s)	$1.24\ 10^{-4}$	$2.08\ 10^{-4}$	$6.5\ 10^{-5}$	$8.7\ 10^{-3}$	$5.3\ 10^{-3}$
E_{diff} (eV)	1.354	1.412	1.403	2.162	1.904
D à T=160°C (m²/s)	$2.23\ 10^{-20}$	$7.68\ 10^{-21}$	$3.14\ 10^{-21}$	$7.12\ 10^{-28}$	$3.83\ 10^{-25}$
D à T=475°C (m²/s)	$9.52\ 10^{-14}$	$6.3\ 10^{-14}$	$2.34\ 10^{-14}$	$2.59\ 10^{-17}$	$8.08\ 10^{-16}$

Tableau III.4 : coefficients de diffusion des éléments d'alliages dans l'aluminium [Deschamps], [Bokstein]

Les coefficients de diffusion sont calculés pour T=160°C qui correspond à la température de revenu et T=475°C, la température de mise en solution. Le cycle thermique subi lors du soudage laser n'est pas connu mais la température maximum atteinte doit être proche du solidus de l'alliage (551°C). Or, le rapport des coefficients de diffusion du manganèse sur celui du cuivre est de l'ordre de 10^3 à 475°C et il est encore plus important à plus faible température. Ces faibles valeurs des coefficients de diffusion du fer et du manganèse permettent de conclure que leur présence aux joints de grains de la zone de transition n'est pas due à un phénomène diffusif en phase solide. L'hypothèse de la précipitation intergranulaire est donc écartée au profit de celle du phénomène de liquation. On retrouve dans la littérature la même conclusion sur des alliages Al-Cu [Huang].

III.1.3.d) Observation de la zone de transition au MET

Afin d'approfondir la caractérisation de la zone de transition, celle-ci a été observée au MET. La figure III.23 permet de suivre un joint de grain de la zone fondue au métal de base. Un bras dendritique de la zone fondue est situé en bas de la photographie. Aucun dispersoïde n'est présent dans la zone fondue comme il avait été observé au microscope optique. Puis on traverse la zone des grains adjacents à la zone fondue. Des particules de même forme et a priori de même nature que les dispersoïdes du métal de base sont présentes à l'intérieur des grains (déjà observées au III.1.3.a)). Leur taille est d'environ 1µm. On peut penser que ce sont des dispersoïdes qui ont subi une coalescence du fait du cycle thermique du soudage. Ils semblent bien correspondre aux particules sphériques intragranulaires observées au microscope optique. Puis le haut de la photographie correspond au métal de

base. On retrouve alors les dispersoïdes classiques sphériques mais aussi des phases moins régulières que l'on avait analysées comme des Mg_2Si grossiers (cf.II.1.3.).
Si on s'intéresse aux phases présentes sur le joint de grain, celles-ci sont nombreuses et n'ont pas toutes la même morphologie. On trouve des phases de nature différente le long du joint, aux contours arrondis suggérant qu'elles proviennent d'un processus de solidification et non d'une transformation à l'état solide. Cela constitue un argument de plus pour l'existence du phénomène de liquation dans la zone de transition.
Enfin sur la figure III.23, on peut remarquer qu'entre la zone fondue et le métal de base il n'existe pas d'interface nette. On passe continûment de l'une à l'autre. Ceci implique que les grains de la zone fondue se sont développés en épitaxie sur les grains du métal de base. On peut ainsi espérer que la tenue mécanique d'un assemblage soudé laser est bonne car on n'introduit pas d'interface abrupte susceptible de créer une concentration de contraintes lors d'une sollicitation mécanique.

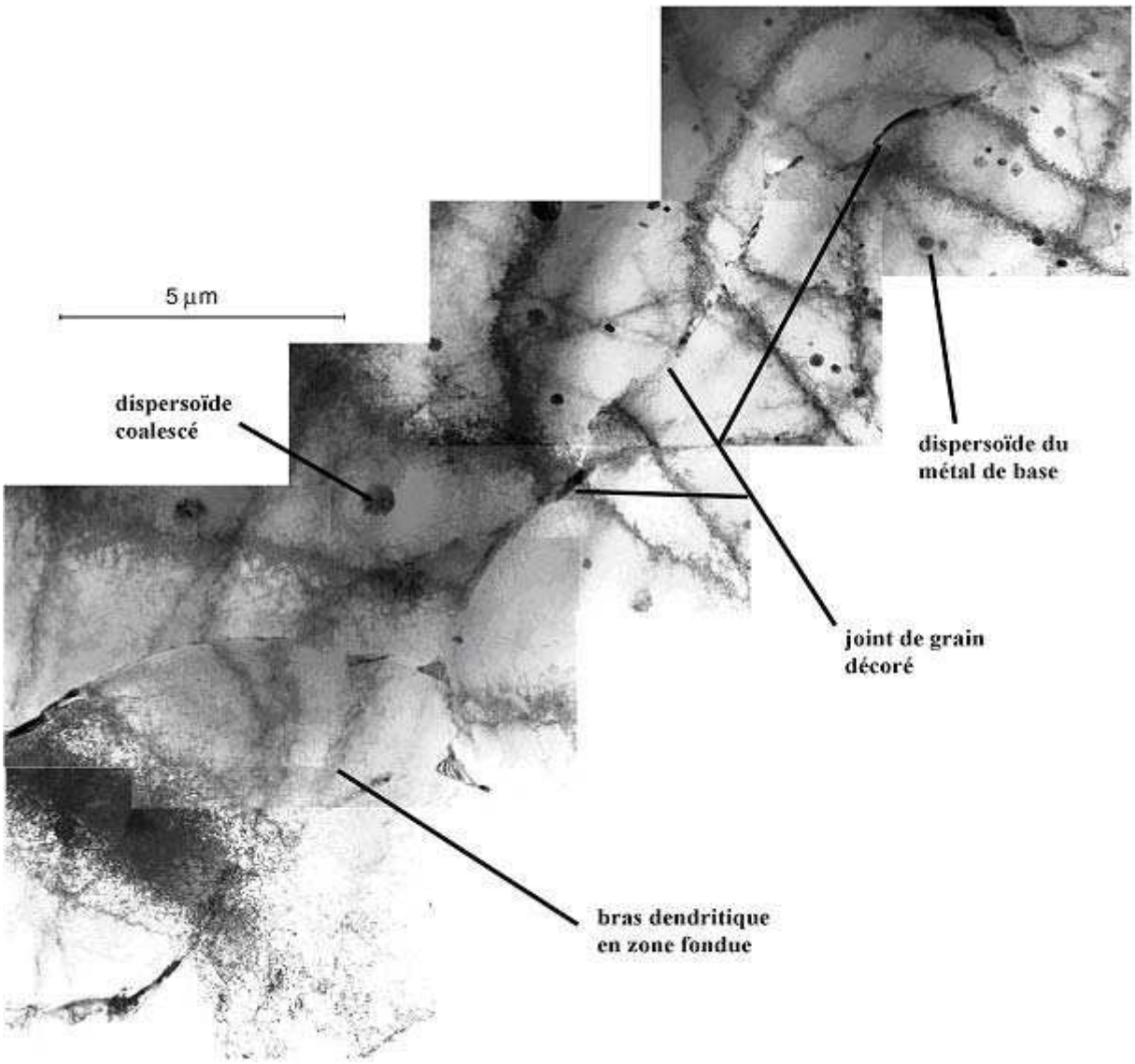


Figure III.23 : Suivi d'un joint de grain de la zone de transition au MET

III.1.3.e) Influence de la vitesse de soudage sur l'étendue de la zone de transition

La zone de transition est due au cycle thermique que subit le matériau proche de la zone fondue lors du soudage laser. Or, ce cycle thermique dépend des conditions de soudage, et en particulier de la vitesse de soudage. En effet, plus cette vitesse est élevée plus la quantité de chaleur transmise au matériau par unité de longueur de joint est faible. On peut donc s'attendre à un effet de la vitesse de soudage sur l'étendue de la zone de transition. Afin de quantifier cet effet, la surface affectée par la liquation est mesurée sur plusieurs coupes transverses de soudures. Cette surface de liquation correspond à la surface comprise entre la zone fondue et l'extrémité des joints de grains décorés comme indiqué sur la figure III.24.

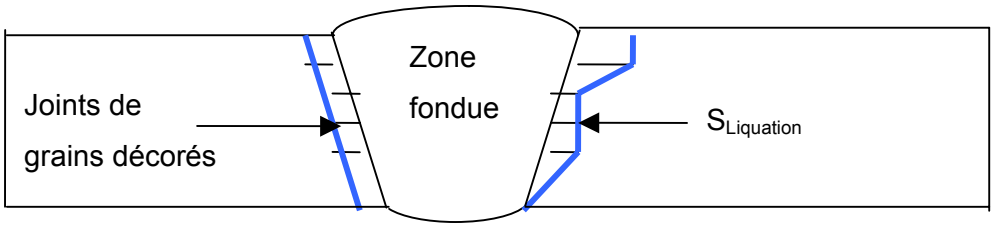


Figure III.24 : Schéma de définition de la « surface de liquation »

L'influence de la vitesse de soudage sur l'étendue de la « surface de liquation » est donnée sur la figure III.25. Lorsque la vitesse de soudage augmente la « surface de liquation » voit sa taille diminuer. L'influence de la vitesse du fil est, en revanche, non significative. Cette surface semble donc ne dépendre que de la vitesse de soudage et ce de manière approximativement linéaire.

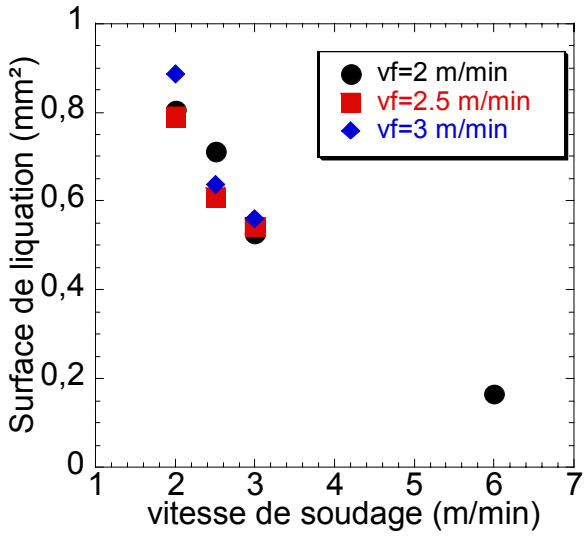


Figure III.25 : Influence de la vitesse de soudage sur l'étendue de la « surface de liquation »

III.1.3.f) Synthèse sur les caractéristiques microstructurales de la zone de transition

Le passage de la zone fondue au métal de base se fait de manière continue sans interface particulière. Cependant le cycle thermique subi lors du soudage laser implique des modifications de la microstructure dans la zone adjacente à la zone fondue. Les premiers grains voient leurs dispersoïdes intragranulaires augmenter en taille. De plus, les joints de grains partant de la zone fondue subissent le phénomène de liquation. Ces joints sont très enrichis en éléments d'alliages et on retrouve alors de nombreuses phases qui sont révélées préférentiellement lors d'une attaque chimique. Cette zone de transition varie en taille avec la vitesse de soudage. Etant liée à l'apport d'énergie du faisceau, la taille de la zone de transition diminue lorsque la vitesse de soudage augmente.

III.1.4. Conclusion de la partie 1

Dans cette partie, nous nous sommes attachés à décrire les microstructures résultant du procédé de soudage laser lorsque les paramètres utilisés étaient optimaux. Nous avons tout de même pu observer la présence parfois de pores de grande dimension et d'une zone de transition fragilisante. Cependant, ces soudures peuvent être considérées comme bonnes car les porosités n'étaient pas présentes en grand nombre et surtout parce que le phénomène de fissuration à chaud n'a pas pu être observé. La partie III.2 va maintenant s'intéresser aux cas où ce défaut se produit, c'est-à-dire lorsque les paramètres du procédé ne sont pas optimaux.

III.2. Observation de la fissuration à chaud et influence des paramètres du procédé sur son apparition

Cette partie présente l'observation des caractéristiques de la fissuration à chaud lors du soudage laser. Ensuite sont décrits les essais de soudage réalisés afin de cerner l'influence des paramètres du procédé sur l'apparition de la fissuration. Il sera alors possible de dégager des directions à utiliser afin de réduire la probabilité d'obtenir ce défaut.

III.2.1. Observation de la fissuration à chaud après soudage

L'observation de la fissuration à chaud après soudage a été réalisée uniquement sur des soudures bord à bord car peu d'essais ont été réalisés en T et parmi ceux-ci un seul présentait ce défaut. Ainsi les caractéristiques de forme de la fissure présentées dans la suite sont spécifiques au soudage bord à bord.

III.2.1.a) Observation optique

Coupe transverse

L'observation d'une coupe transverse d'une soudure permet d'obtenir des informations quant à la fissuration à chaud. La figure III.26 présente une fissuration à chaud dans une soudure bord à bord.

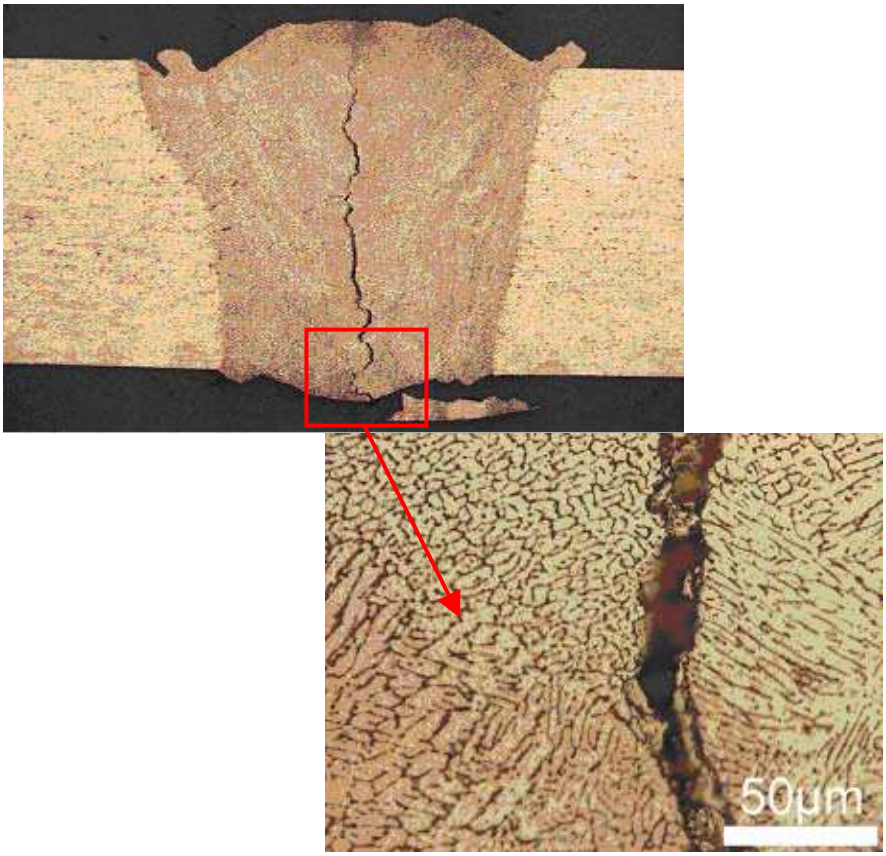


Figure III.26 : fissure à chaud dans une soudure bord à bord.

Une attaque chimique semble d'ores et déjà révéler que la fissure est majoritairement intergranulaire car les dendrites de chaque côté de celle-ci sont orientées différemment. Cette coupe transverse pourrait laisser penser que la fissure est longitudinale et suit parfaitement le sens de soudage de sorte qu'à la fin les deux tôles soient séparées. En fait, les fissures en soudage bord à bord sont perpendiculaires à la direction de soudage et la figure III.26 ne montre donc que la partie de la fissure perpendiculaire au plan de coupe. Afin de mieux comprendre le phénomène de fissuration à chaud en soudage, la structure complète de ce défaut est décrite dans la suite.

Coupe longitudinale

La coupe longitudinale permet de vérifier la nature transverse de la fissure à chaud. La figure III.27 montre deux fissures dans une soudure bord à bord. Les fissures ne sont pas uniques mais présentent plusieurs branches (Figure III.28).

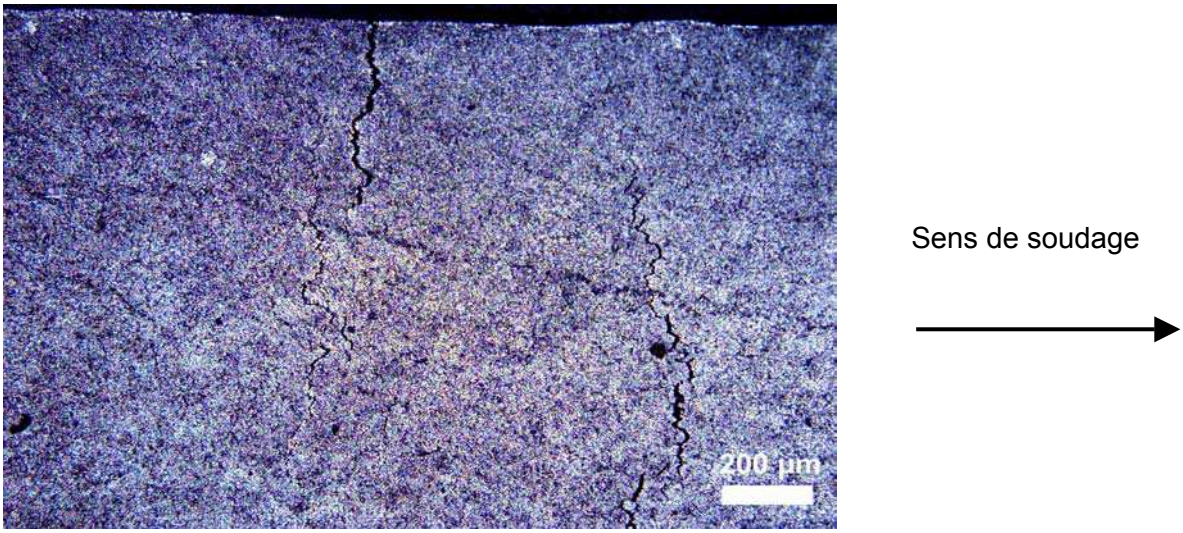


Figure III.27 : fissures en coupe longitudinale dans une soudure bord à bord

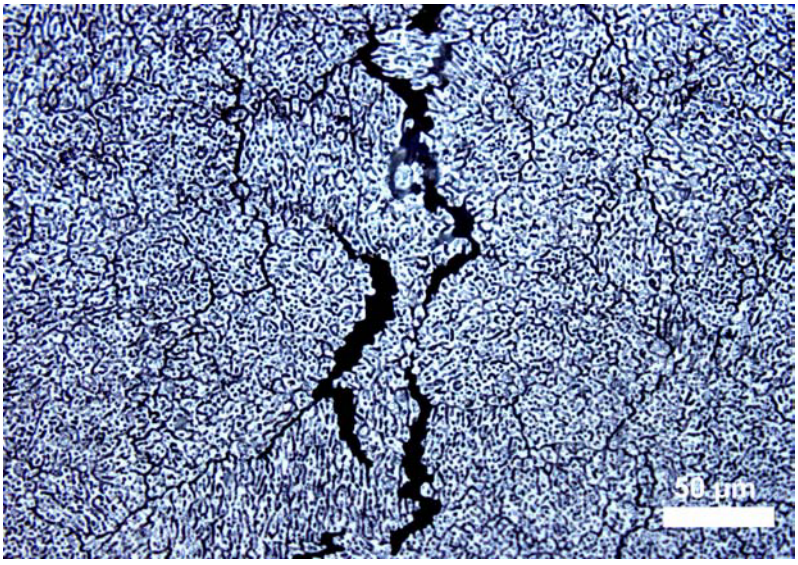


Figure III.28 : fissure branchée en coupe longitudinale dans une soudure bord à bord

Fissure vue de dessus

Afin de comprendre la manière dont se forme une fissure à chaud lors du soudage laser, il nous faut observer ce défaut en vue de dessus. La figure III.29 présente une soudure bord à bord dans laquelle s'est produit le phénomène de fissuration à chaud. La fissure présente une forme en demi cercle au centre de la soudure (autour d'un grain équiaxe). Puis la fissure passe entre deux grains basaltiques et présente donc une partie approximativement rectiligne et perpendiculaire à la direction de soudage de chaque côté jusqu'au métal de base.

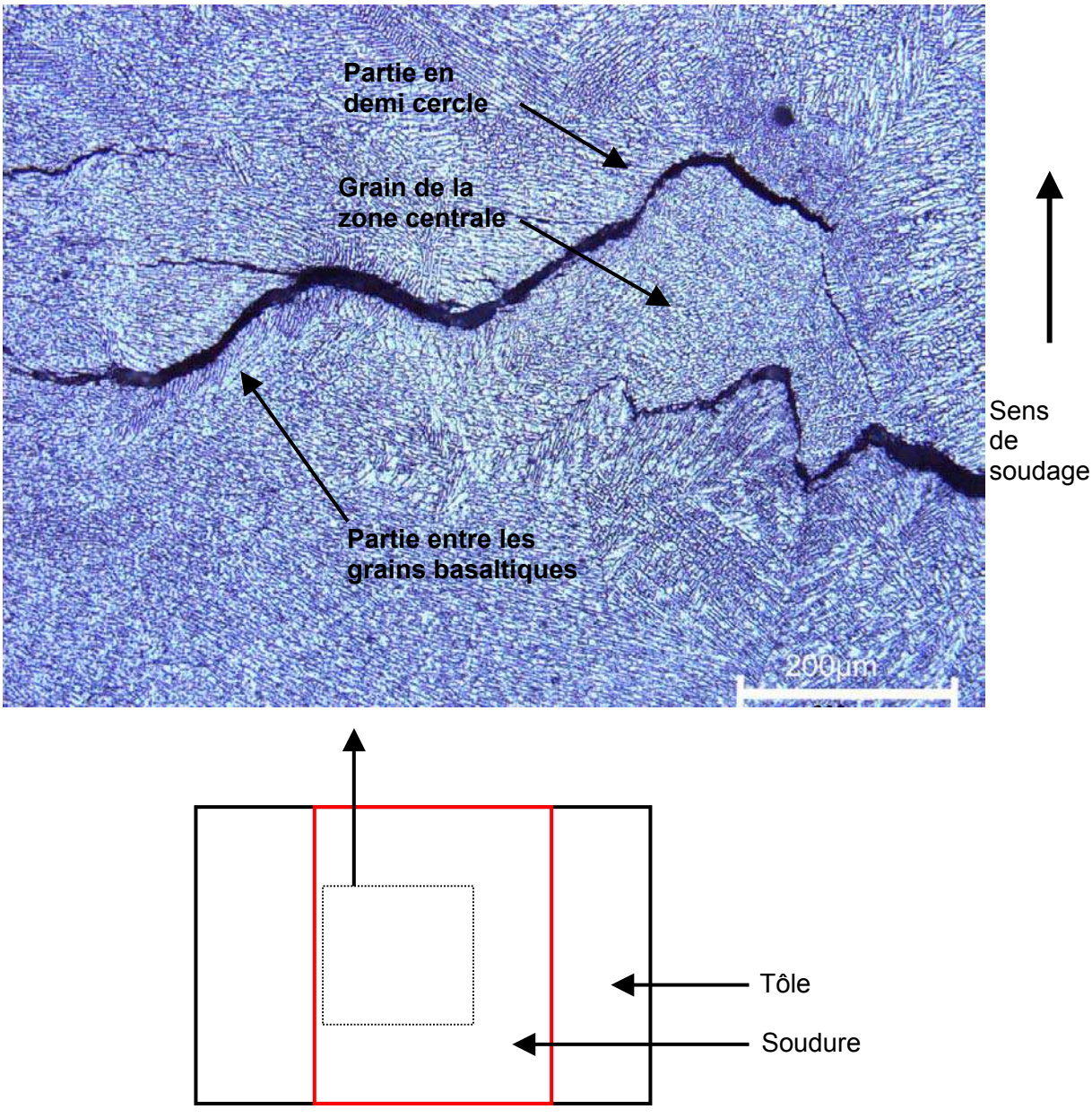


Figure III.29: fissure à chaud vue de dessus dans une soudure bord à bord

III.2.1.b) Caractérisation EBSD des grains adjacents à une fissure à chaud

Une cartographie EBSD d'une fissure à chaud permet d'observer le mode de propagation de la fissure dans une soudure. La figure III.30 montre que cette propagation est intergranulaire. Ce caractère intergranulaire de la fissuration à chaud avait été décrit lors de l'étude bibliographique (I.3.3.c)).

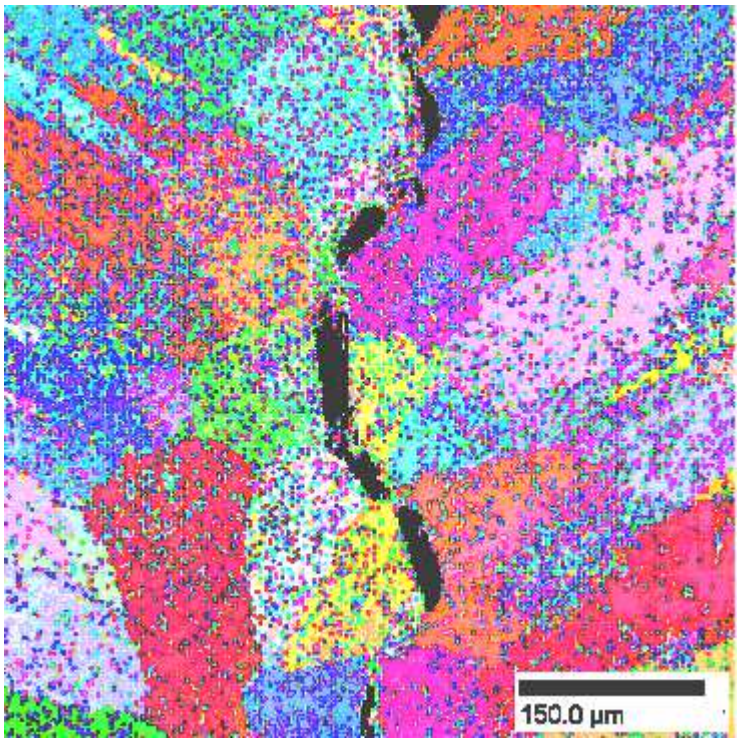


Figure III.30 : Cartographie EBSD des grains adjacents à une fissure à chaud

Une étude des orientations des grains adjacents à la soudure n'a pas permis de dégager une orientation majoritaire. C'est pourquoi, sur la figure II.30, les couleurs attribuées aux différents grains ne sont pas représentatifs de leur orientation mais soulignent simplement la structure granulaire.

III.2.1.c) Faciès de rupture caractéristique

L'observation des faciès de rupture après fissuration à chaud révèle une surface dendritique caractéristique. En effet, ce défaut se produisant lors de la solidification par rupture de films liquides, la surface résultante présentera des dendrites lisses comme dans le cas d'une retassure. Les figures III.31 et III.32 présentent une vue générale de la surface et un agrandissement sur l'une des dendrites.

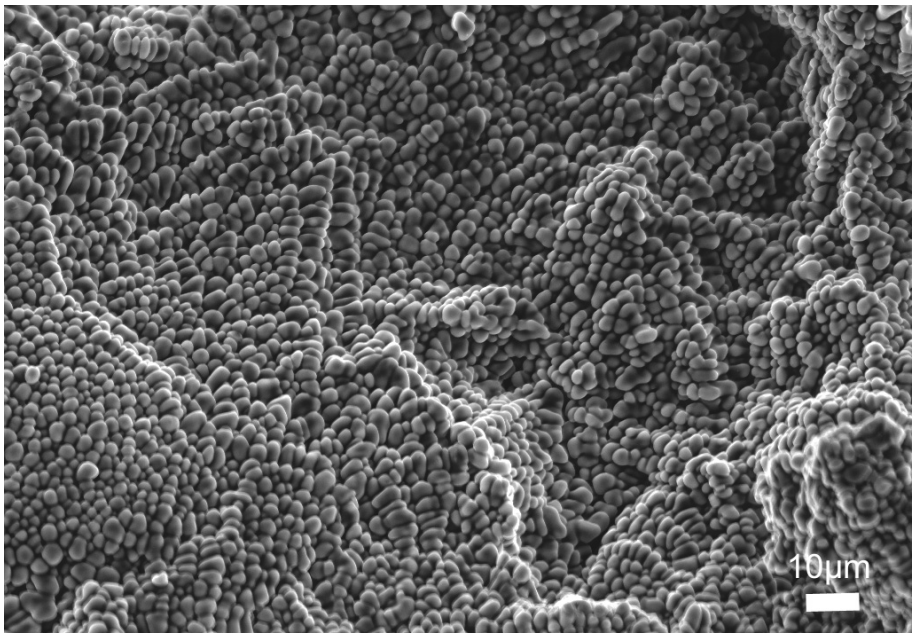


Figure III.31 : faciès de rupture en fissuration à chaud

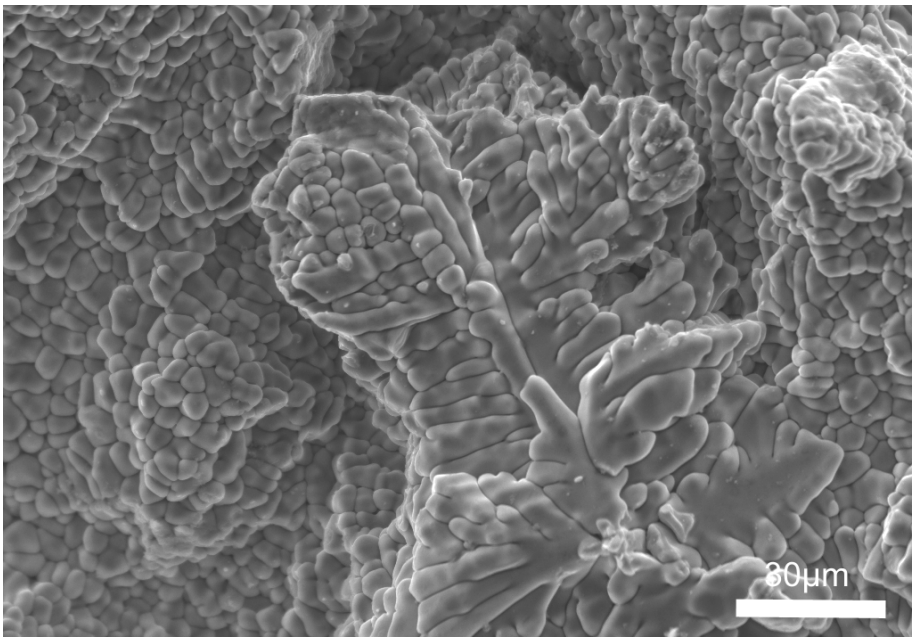


Figure III.32 : dendrite sur faciès de rupture en fissuration à chaud

La surface des dendrites observées est lisse car, lors de la rupture, il y a eu peu de plasticité. Celle-ci est localisée sur les ponts solides interdendritiques qui se sont déformés puis cassés lors de la propagation de la fissure (figure III.33). Cependant, d'après la littérature, ces ponts peuvent parfois être des résidus de ménisques liquides [Farup].

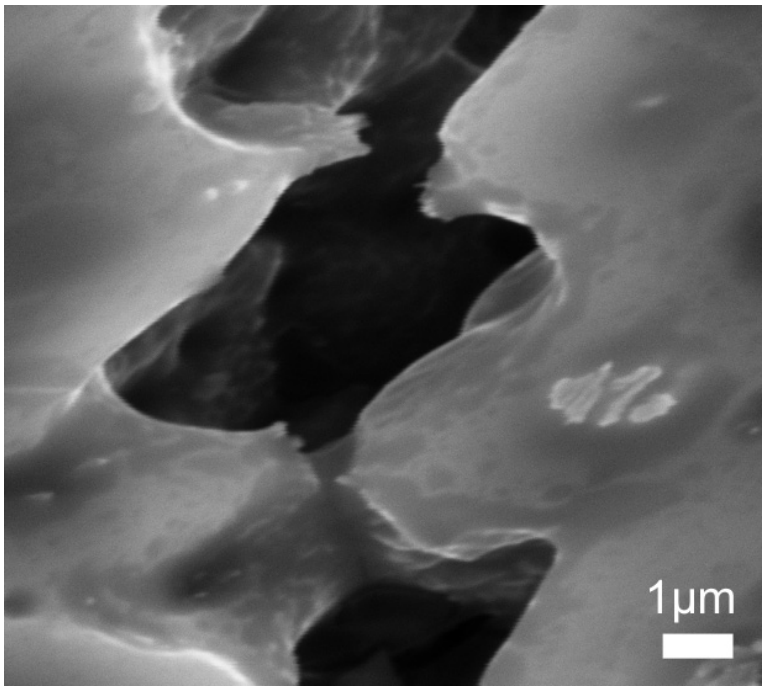


Figure III.33 : Ponts solides interdendritiques

III.2.1.d) Tomographie X

L'observation par tomographie X d'une soudure bord à bord contenant des fissures à chaud permet de reconstituer en trois dimensions la forme de celles-ci et ainsi d'avoir une vision plus globale de leur situation dans la soudure. Les figures III.34 et III.35 présentent plusieurs fissures dans une soudure bord à bord.

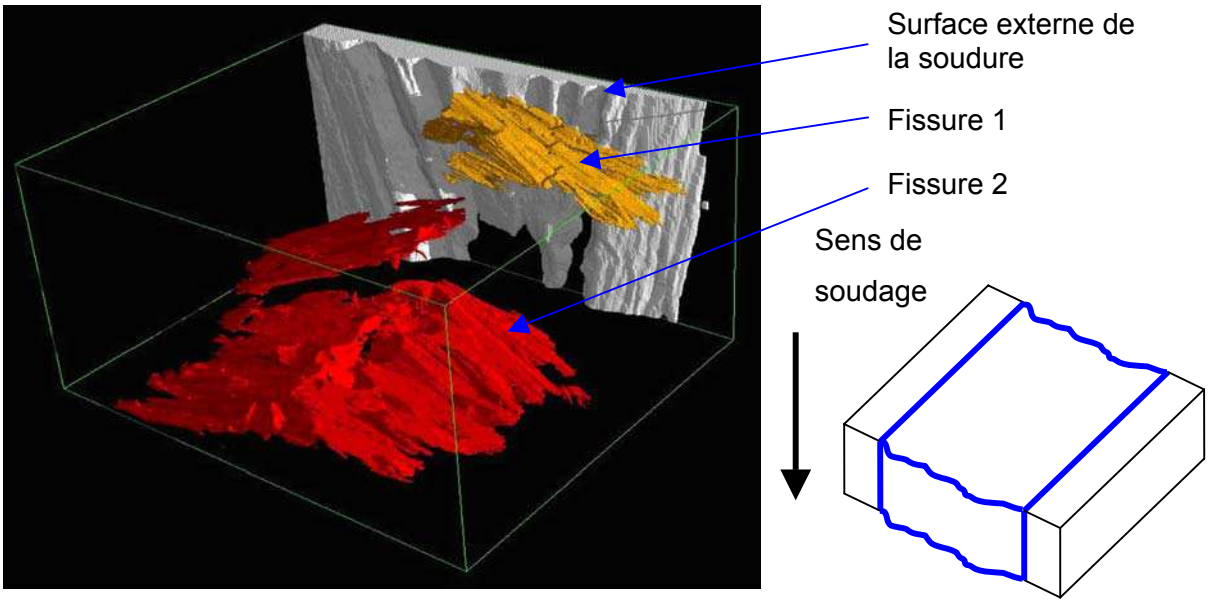


Figure III.34: Fissures à chaud en tomographie X. La surface grise représente la surface externe de la zone fondue.

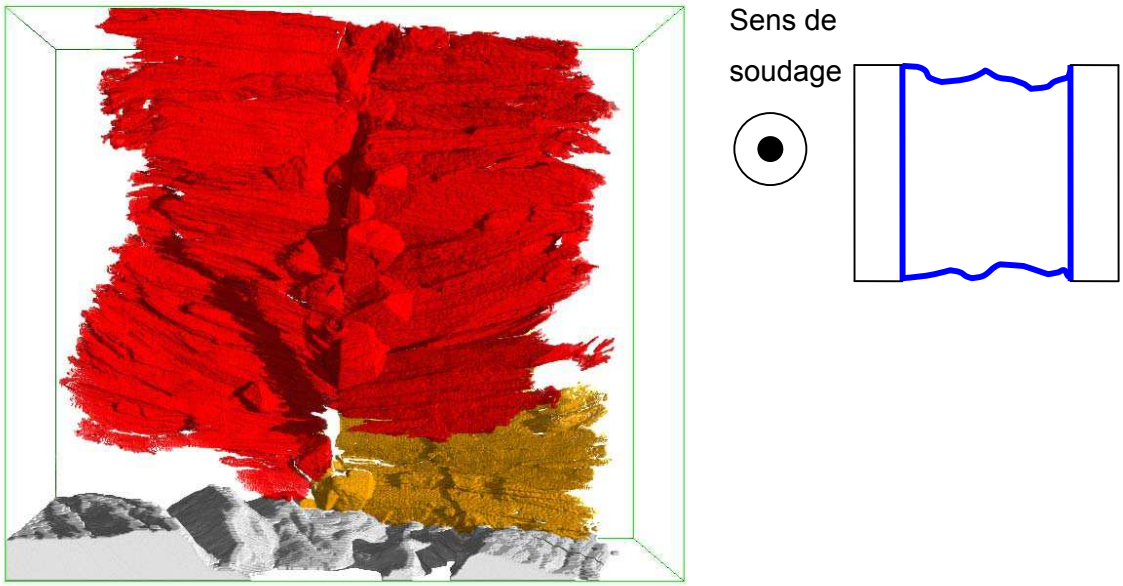


Figure III.35: Fissures à chaud en tomographie X. La surface grise représente la surface externe de la zone fondue.

Les fissures possèdent une zone plane et rectiligne correspondant à leur trajet entre les grains basaltiques du bord de la zone fondue, puis une forme en demi cercle correspondant à leur trajet autour des grains équiaxes de la zone centrale. Cette technique permet d'observer aisément plusieurs fissures et ainsi de montrer que le grain équiaxe peut être contourné par l'amont ou par l'aval. Le film liquide s'ouvre donc au centre de la zone fondue puis la rupture se propage en suivant les films liquides. Enfin, on remarque que vu du dessus (figure III.35), les fissures forment un plan continu dans la soudure même si celles-ci ne sont pas connectées les unes aux autres (figure III.34). La formation d'une fissure implique une relaxation des contraintes dans la zone fondue de sorte que si une autre fissure se forme ultérieurement, elle sera incomplète : il n'y a pas de recouvrement entre fissures car les contraintes sont relaxées par l'une ou l'autre des fissures dans le sens de soudage.

III.2.1.e) Scénario d'apparition d'une fissure à chaud

La forme des fissures observées en microscopie optique, en EBSD et en tomographie X nous permet d'élaborer un scénario possible d'apparition de la fissure. La figure III.36 représente un schéma de ce scénario.

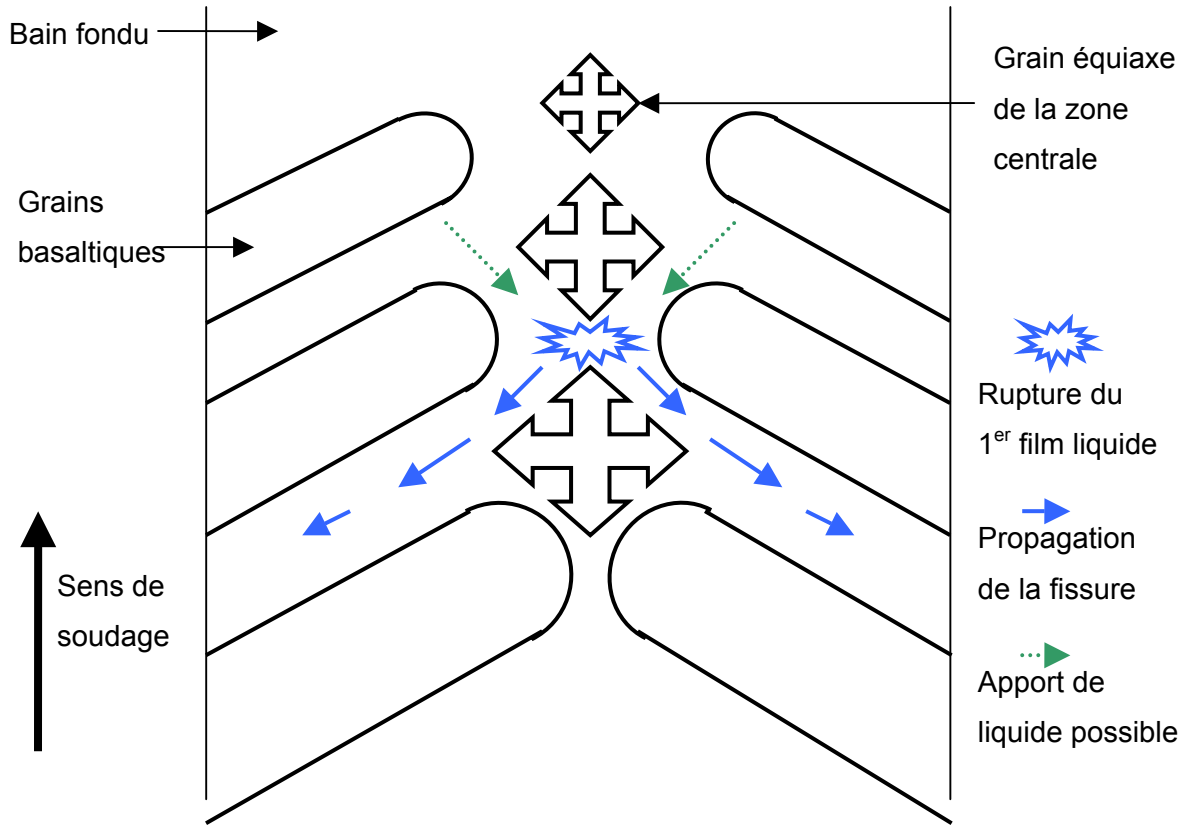


Figure III.36 : schéma du scénario possible de fissuration à chaud en soudage laser bord à bord

Le film liquide doit commencer à se déchirer à l'endroit où les déplacements dues à la solidification sont les plus élevées c'est-à-dire au centre de la soudure : en effet, c'est ici que la fraction de solide est la plus faible donc que la contraction de solidification est maximum et donc que le retrait est le plus grand. De plus, c'est aussi à cet endroit que la contraction thermique du squelette solide atteint sa valeur la plus élevée du fait de la longueur des dendrites des grains basaltiques qui se contractent. Cette rupture de film liquide se fait en amont d'un grain équiaxe de la zone centrale, là où la fraction de solide est plus faible. Si la perméabilité du squelette solide est assez grande de sorte que les mouvements de liquide soient possibles, celui-ci peut accéder à la zone de rupture pour combler cette fissure. La fissure est dite « guérie ». Dans le cas contraire, la fissure va se propager. Elle devrait suivre les films liquides restant dans le squelette solide c'est-à-dire contourner le grain équiaxe devant lequel elle a pris naissance puis bifurquer par les films liquides intergranulaires des grains basaltiques. Ainsi peut on expliquer la forme des fissures observées en vue de dessus.

III.2.1.f) Le cas de la fissure à chaud dans une soudure en T

Si le faciès de rupture et la nature intergranulaire de la fissure à chaud sont intrinsèques à ce défaut la forme de la fissure va dépendre de la géométrie de la soudure. En effet, la figure III.37 présente une coupe transverse d'une soudure en T contenant une fissure. On voit que celle-ci est au centre de la zone fondue comme dans le cas des soudures bord à bord.

Cependant, à la différence de ces dernières, les soudures en T présentent une fissuration longitudinale et non transverse : la fissure suit le sens de soudage si bien qu'à la fin les deux parties à souder ne sont pas assemblées.

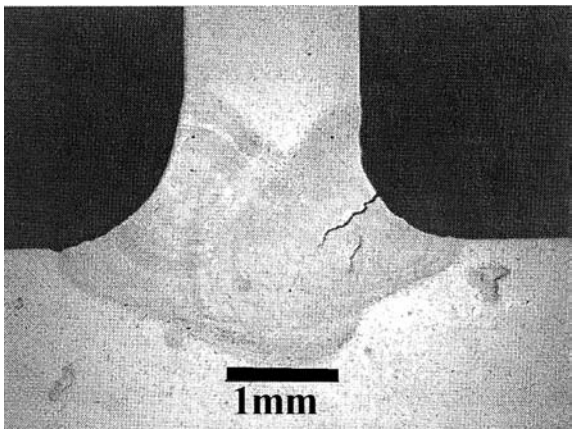


Figure III.37 : Fissure à chaud dans une soudure en T

Dans ce cas, le scénario d'apparition de la fissuration à chaud doit être différent de celui présenté en soudage bord à bord car la thermique et les états de déformations induits sont très différents. Cependant, les caractéristiques importantes du défaut restent les mêmes.

III.2.2. Influence des paramètres du procédé de soudage sur l'apparition de la fissuration à chaud

III.2.2.a) Paramètres étudiés

Afin de classer les paramètres du procédé selon leur influence sur la qualité des soudures et en particulier sur la fissuration à chaud, de nombreux essais de soudage ont été réalisés. Les premiers ont été menés dans la configuration industrielle, c'est-à-dire en T. Cependant, il est dans ce cas plus difficile de faire varier seulement un paramètre du procédé afin d'observer son influence du fait des nombreuses interactions entre les paramètres dans cette configuration. Ainsi, la plupart des essais ont ensuite été réalisés dans la configuration bord à bord. Ce sont sur ces derniers que l'influence des paramètres est étudiée. Néanmoins, nous essaierons de faire le lien avec nos observations sur la configuration en T et avec celles réalisées par Eugen Cicala [Cicala] lors de son stage post-doctoral.
Les paramètres que nous avons faits varier au cours de notre étude sont : la vitesse de fil, la vitesse de soudage, le contact thermique entre les tôles et leur support, le système de bridage et la présence ou non d'un second faisceau. Leur influence respective est évaluée par essai de ressuage ou par analyse aux rayons X afin de compter le nombre de fissures sur une longueur de soudure donnée.
La vitesse de fil a été choisie comme le paramètre le plus sensible permettant de changer la composition en silicium du bain fondu et donc d'observer l'influence de cette composition sur la sensibilité à la fissuration à chaud. La méthode de calcul de la concentration en silicium

dans le bain fondu sera décrite dans la suite ainsi que l'influence de la vitesse de fil sur cette concentration.
La totalité des essais de soudage effectués avec les paramètres utilisés ainsi que le nombre de fissures observées est donnée en Annexe I.

III.2.2.b) Concentration en silicium et influence de la vitesse de fil

Pour déterminer la concentration en silicium dans la zone fondue sans passer par une mesure précise à la microsonde qui est coûteuse en temps, nous avons développé une technique de mesure optique. L'analyse chimique de la zone fondue effectuée dans le III.1.2.e), a montré que la totalité du fil d'apport était intégrée dans la soudure et que la composition en éléments d'alliage dans celle-ci pouvait être calculée à partir de l'hypothèse de simple dilution. Partant de ce résultat, nous pouvons déduire la composition d'une soudure par observation de la taille de sa surface transverse. Celle-ci est mesurée au microscope optique, puis on calcule la surface de fil apportée par le ratio entre la vitesse de soudage et la vitesse de fil. La concentration dans notre soudure vaut alors :

$$[Si]_{cordon} = \frac{(S_{cordon} - S_{fil}) * [Si]_{6056} + S_{fil} * [Si]_{fil}}{S_{cordon}} \quad \text{(éq. III.4)}$$

Avec S_{cordon} la surface totale du cordon de soudure mesurée par microscopie optique et S_{fil} la surface de fil calculée grâce au diamètre du fil et au rapport entre la vitesse de fil et la vitesse de soudage.

$$S_{fil} = \pi * r_{fil}^{\,2} * \frac{v_{fil}}{v_{soudage}} \quad \text{(éq.III.5)}$$

On utilise $[Si]_{6056}$=0.92% et $[Si]_{fil}$=12%.
Ce principe de calcul a été vérifié sur quelques soudures grâce à des mesures en microsonde. Le tableau III.5 indique les valeurs des concentrations calculées et mesurées sur différentes soudures. La méthode paraît fiable et est utilisée dans la suite.

N° soudure	Concentration en Si par méthode optique	Concentration en Si par microsonde
1	1.79	1.74
2	1.83	1.81
3	2.17	2.34
4	2.06	2.23

Tableau III.5 : Comparaison des concentrations en silicium mesurées et calculées par méthode optique

La figure III.38 montre l'évolution de la concentration en silicium en fonction du rapport entre la vitesse de fil et la vitesse de soudage.

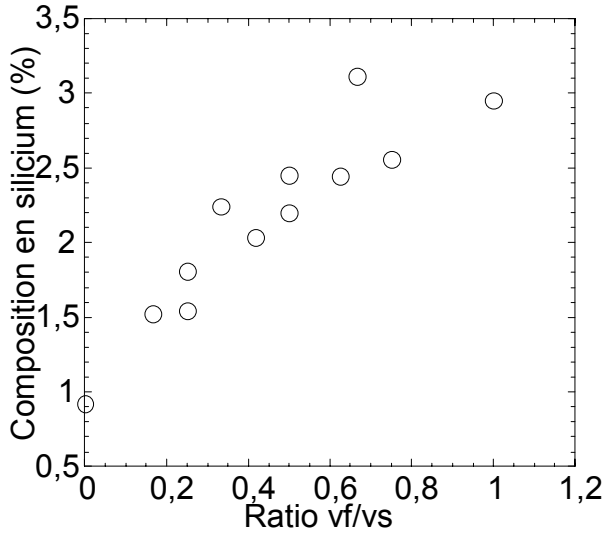


Figure III.38 : Influence du rapport entre la vitesse de fil et la vitesse de soudage sur la composition en silicium calculée pour différentes vitesses de soudage

Lorsque le rapport entre la vitesse de fil et la vitesse de soudage augmente, l'apport de fil par unité de longueur de soudure augmente et donc la concentration en silicium aussi.

III.2.2.c) Influence des paramètres de soudage sur le nombre de fissures

Influence de la vitesse de soudage

Le premier paramètre étudié est la vitesse de soudage. Nous avons étudié deux vitesses de soudage différentes et caractéristiques du procédé industriel. La figure III.39 présente le nombre de fissures obtenues.

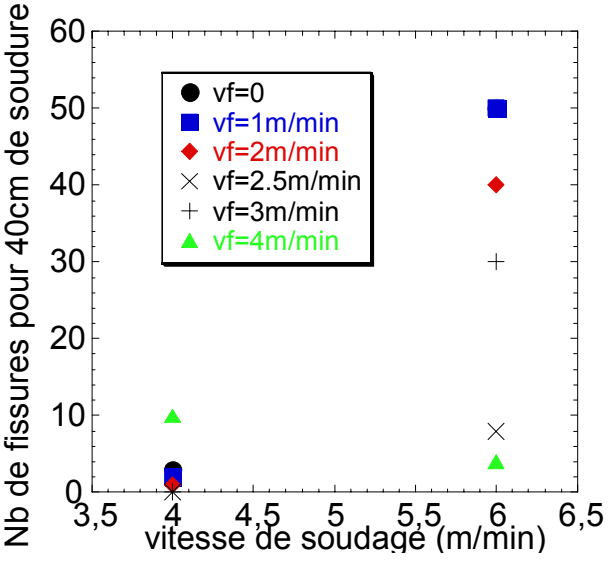


Figure III.39 : Influence de la vitesse de soudage sur le nombre de fissures pour différentes vitesses de fil.

Lorsque la vitesse de soudage augmente le nombre de fissures augmente fortement et ce quelle que soit la vitesse de fil utilisée. Cependant pour une vitesse particulière de fil de 4 m/min, le nombre de fissure reste quasiment constant lorsque la vitesse de soudage augmente. Nous pouvons comparer nos résultats avec ceux de [Cicala] pour une gamme de vitesses de soudage plus importantes.

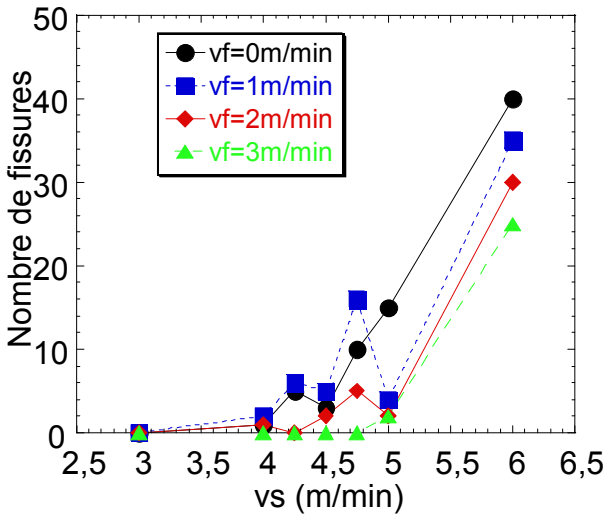


Figure III.40: Influence de la vitesse de soudage sur le nombre de fissures d'après [Cicala]

Ces mesures montrent aussi une augmentation du nombre de fissures lorsque la vitesse de soudage augmente. Lorsque la soudure est réalisée plus vite, le capillaire est beaucoup plus instable, il y a une probabilité plus grande qu'il se referme. La fermeture du capillaire entraîne alors la formation de fissures à chaud.
Le nombre de fissures observées pour des conditions de soudage équivalentes (vitesse de soudage=4 ou 6m/min, vitesse de fil entre 0 et 3m/min) est identique dans nos expériences et celles de [Cicala]. Ainsi le phénomène de fissuration à chaud en soudage est reproductible et ne dépend que des paramètres du procédé utilisés.
Enfin, d'après les résultats de [Cicala], pour une vitesse de soudage de 5m/min et une vitesse de fil de 1m/min, il semble apparaître un minimum pour le nombre de fissures à chaud en fonction de la vitesse de soudage.

Influence de la vitesse de fil d'apport

Lorsque la vitesse de soudage est fixée, il est intéressant d'étudier l'influence de la vitesse de fil d'apport sur le nombre de fissures à chaud formées. La figure III.41 présente le nombre de fissures en fonction du rapport de la vitesse de fil utilisée sur la vitesse de soudage pour une vitesse de soudage de 6 m/min. On voit que pour les faibles rapports de vitesses, le nombre de fissures est très élevé. Puis, pour un rapport de vitesses d'environ 0.4, le nombre de fissures semble montrer un minimum avant de remonter lorsque le rapport entre les vitesses atteint 0.5. Enfin, pour des rapports de vitesses plus élevés, le nombre de fissures décroît très rapidement. Ainsi l'apport de fil est bénéfique pour limiter le nombre de fissures à chaud.

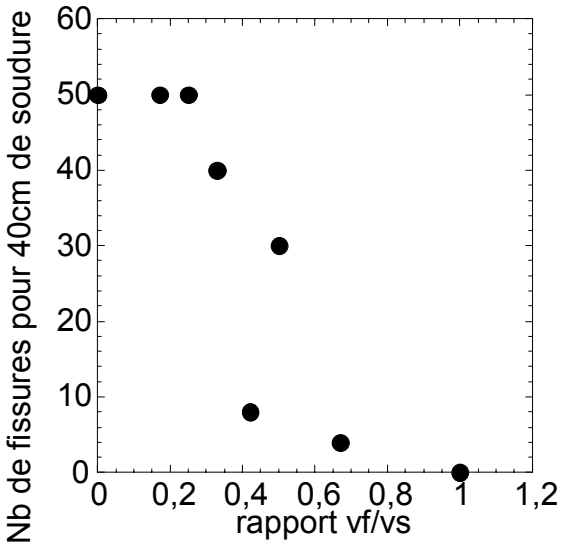


Figure III.41 : Influence du rapport entre vitesse de fil et vitesse de soudage sur le nombre de fissures pour vs=6m/min

L'effet bénéfique de la quantité de fil d'apport sur le nombre de fissures à chaud peut être expliqué par l'influence de la concentration en silicium dans la zone fondue. Dans le I.1.3.d), l'influence de la concentration en éléments sur la propension à la fissuration à chaud a été présentée. Lorsque la vitesse de fil augmente la concentration en silicium dans la zone fondue augmente et ceci doit amener une diminution du nombre de fissures à chaud. La concentration en silicium de certaines des soudures présentées dans la figure III.41 a été calculée par la méthode d'observation optique décrite au III.2.2b). Les résultats sont donnés sur la figure III.42.

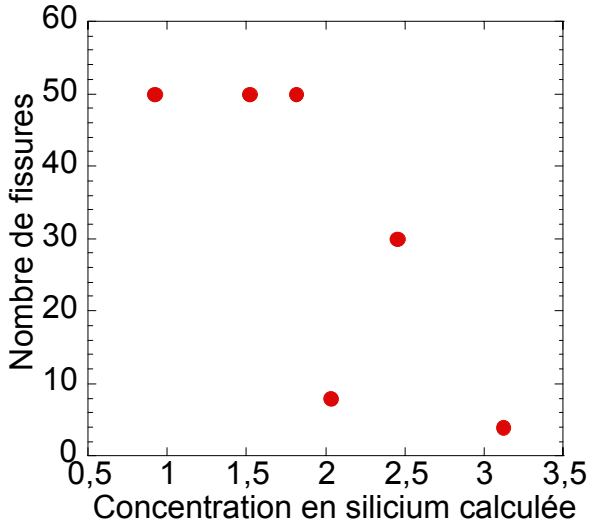


Figure III.42 : Influence de la concentration en silicium sur le nombre de fissures pour une longueur de soudure donnée pour vs=6m/min

On observe que pour des concentrations en silicium faibles, le nombre de fissures est élevé puis celui-ci décroît avec l'augmentation de la teneur en silicium. On remarque qu'une concentration de 2% en silicium permet d'avoir un minimum de fissures.
La figure III.43 montre l'évolution du nombre de fissures en fonction de la vitesse de fil d'apport obtenu par Eugen Cicala. Les vitesses de fil utilisées sont plus faibles que celles que nous avons utilisées mais il y a une décroissance très nette du nombre de fissures lorsque la vitesse de fil atteint 2 m/min. Ces conclusions sont en accord avec nos observations.

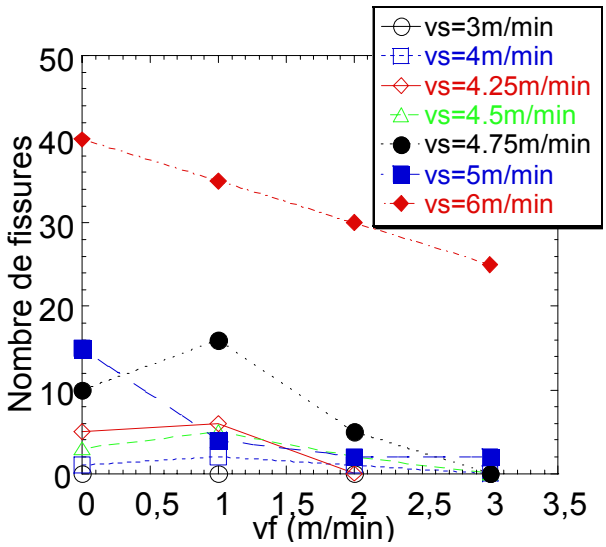


Figure III.43 : Influence de la vitesse de fil sur le nombre de fissures pour différentes vitesses de soudage [Cicala]

Influence du contact thermique tôle/support

Afin de déterminer l'influence du contact thermique entre la tôle à souder et le support sur la tendance à la fissuration à chaud de notre alliage, des expériences ont été réalisées en le faisant varier. Tout d'abord, une plaque de liège a été introduite entre la tôle d'aluminium à souder et le support en acier. Celle-ci diminue le contact thermique et donc le refroidissement des tôles soudées est plus lent. Puis, une tôle de laiton est insérée à la place du liège. Celle-ci aura l'effet opposé : un meilleur contact thermique permettra d'augmenter la vitesse de refroidissement des tôles. Enfin une dernière expérience a consisté à mettre non seulement du laiton entre les tôles à souder et le support, mais aussi au dessus des tôles. Cette configuration sandwich permet une vitesse de refroidissement encore plus grande. Les résultats obtenus sont regroupés sur la figure III.44.

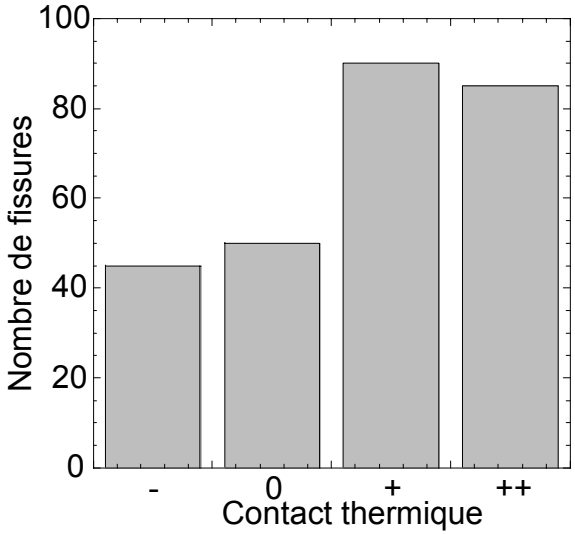


Figure III.44 : influence du contact thermique entre la tôle et le support sur le nombre de fissures à chaud (- : insert de liège, 0 : contact classique, + : insert de laiton, ++ : sandwich laiton)

L'effet de l'insert de liège entre la tôle et le support ne semble pas très important. En revanche, lorsque le contact thermique est augmenté (insert de laiton), le nombre de fissures augmente de manière très importante. La configuration sandwich donne les mêmes résultats. Ainsi lorsque l'on augmente la vitesse de refroidissement des tôles soudées, le nombre de fissures à chaud augmente fortement.

Influence de la présence d'un second faisceau

Le soudage avec présence d'un second faisceau est de plus en plus utilisé afin d'améliorer la qualité des soudure (cf. paragraphe I.1.3.c)). Afin d'étudier l'influence de ce paramètre dans notre configuration, des essais de soudage ont été réalisés en utilisant un montage à deux faisceaux laser. La puissance du premier laser est la même que pour les autres essais (3 kW). Un deuxième faisceau est placé en arrière du premier avec une puissance de 1kW. La distance séparant les deux points focaux a été fixée à 1mm ou 1.5mm. La figure III.45 regroupe les résultats pour ces différentes configurations.

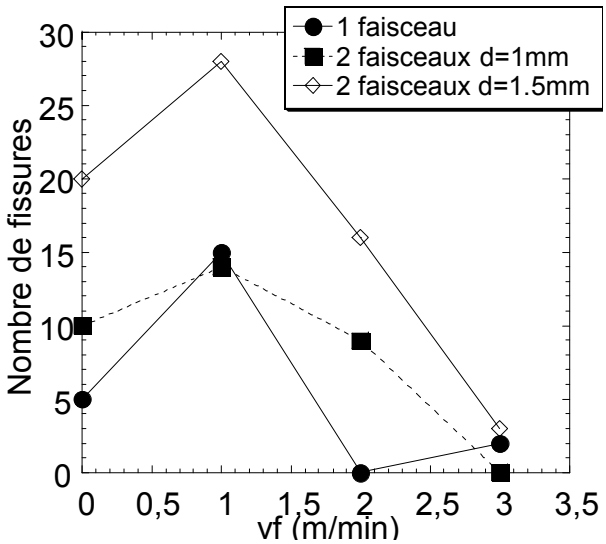


Figure III.45 : Influence de la présence d'un deuxième faisceau et de sa position sur le nombre de fissures à chaud pour vs=6m/min.

La présence d'un second faisceau lors du soudage avec une distance de 1 mm entre faisceaux n'améliore pas la qualité des soudures dans notre configuration. Or, nous avons vu que le nombre de fissures diminue lorsque l'on diminue la vitesse de refroidissement, ce qui devrait correspondre au cas où l'on a deux faisceaux. On peut donc penser que l'ajout d'un second faisceau doit non seulement réduire la vitesse de refroidissement mais aussi perturber le keyhole et donc induire des fissures à chaud. L'effet final est donc négligeable. En revanche, lorsque la distance inter faisceaux augmente, le nombre de fissures augmente : l'effet perturbateur prend le pas sur l'effet bénéfique. Ces conclusions ne s'appliquent évidemment qu'à la configuration utilisée. Des essais avec une puissance du second laser fixée à 1.5kW ont également été réalisés mais cela a conduit à des soudures très mauvaises. Partant de ce constat, on peut envisager de diminuer la puissance du second laser à 500W et observer l'influence de celui-ci. Dans ce cas, il pourrait y avoir une influence bénéfique du second faisceau.

Enfin, on peut remarquer, sur la figure III.45, que pour une vitesse de soudage de 6 m/min et une vitesse de fil de 1 m/min, le nombre de fissures à chaud est maximal quelque soit la configuration de faisceaux utilisée. Si on calcule la concentration en silicium dans ces soudures par méthode optique, on s'aperçoit qu'elles ont des compositions comprises entre 1.4 et 1.8 %. Ces valeurs correspondent à celles pour lesquelles le nombre de fissures était maximal pour les essais montrant l'influence de la vitesse de fil (figure III.42). Ainsi ces conditions de soudage amènent à des compositions qui pourraient correspondre à la composition critique de silicium pour laquelle il existe un maximum de sensibilité à la fissuration à chaud (I.3.3.d))

Influence du système de bridage

Deux systèmes de bridage ont été testés : le premier consiste en plusieurs sauterelles qui vont maintenir la plaque à souder en appliquant une force de pression sur celle-ci. Le deuxième système est un système par dépression. La figure III.46 présente les résultats obtenus dans ces deux configurations.

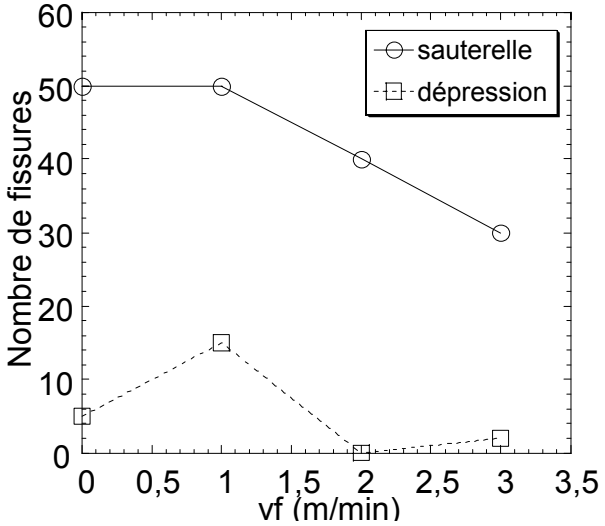


Figure III.46 : influence du système de bridage sur le nombre de fissures à chaud pour vs=6m/min

Le système de bridage par sauterelles entraîne un nombre de fissures beaucoup plus important que le système par dépression. Ce paramètre semble de première importance à la vue de la différence du nombre de fissures. Cependant, il est difficile de savoir lequel des deux systèmes de bridage est le plus sévère. C'est pourquoi une simulation numérique du procédé de soudage serait nécessaire afin de conclure quant à la force de bridage à adopter afin de réduire le phénomène de fissuration à chaud.

Bilan sur les paramètres clés lors du soudage laser

Des paramètres clés pour la réduction du nombre de fissures à chaud lors du soudage laser ont été dégagés de l'étude paramétrique réalisée :

i) La vitesse de soudage ne doit pas être trop importante. Lorsque celle-ci atteint 6 m/min, le nombre de fissures devient très important du fait de l'instabilité du capillaire. Ce paramètre influe beaucoup sur la qualité de la soudure.
ii) La vitesse de fil : lorsque celle-ci augmente le nombre de fissures diminue. La vitesse de fil va faire varier la concentration en silicium de la zone fondue. L'augmentation de cette dernière implique une diminution du nombre de fissures.
iii) Le contact thermique entre la tôle et le support. Lorsque l'on change le contact thermique de sorte que la vitesse de refroidissement des tôles soit plus grande, on observe une augmentation de la fissuration à chaud.
iv) La présence d'un second faisceau en aval de la zone fondue : aucune influence significative de ce paramètre n'a été observée.

v) Le système de bridage : la méthode par dépression diminue drastiquement le nombre de fissures à chaud.

Des tendances de variation des paramètres de soudage peuvent donc être déduites afin d'avoir moins de fissures à chaud :

i) Ne pas souder trop vite. Une vitesse de 4 m/min semble être adaptée.
ii) Utiliser une quantité de fil d'apport importante.
iii) Diminuer le contact thermique entre les tôles à souder et le support.
iv) Utiliser un système de bridage par dépression.

Enfin, les essais de soudage mettent en avant des compositions en silicium pour lesquelles le nombre de fissures est maximal ou minimal : des compositions comprises entre 1.5% et 1.8% semblent être propices à la fissuration à chaud alors qu'une teneur de 2% en silicium semble être bénéfique quant à ce défaut. On peut donc penser que la courbe de sensibilité à la fissuration en fonction de la composition en silicium pour l'alliage 6056 dans le cas du soudage laser pourrait ne pas avoir la forme classique en lambda mais pourrait présenter un autre maximum de sensibilité (figure II.47).

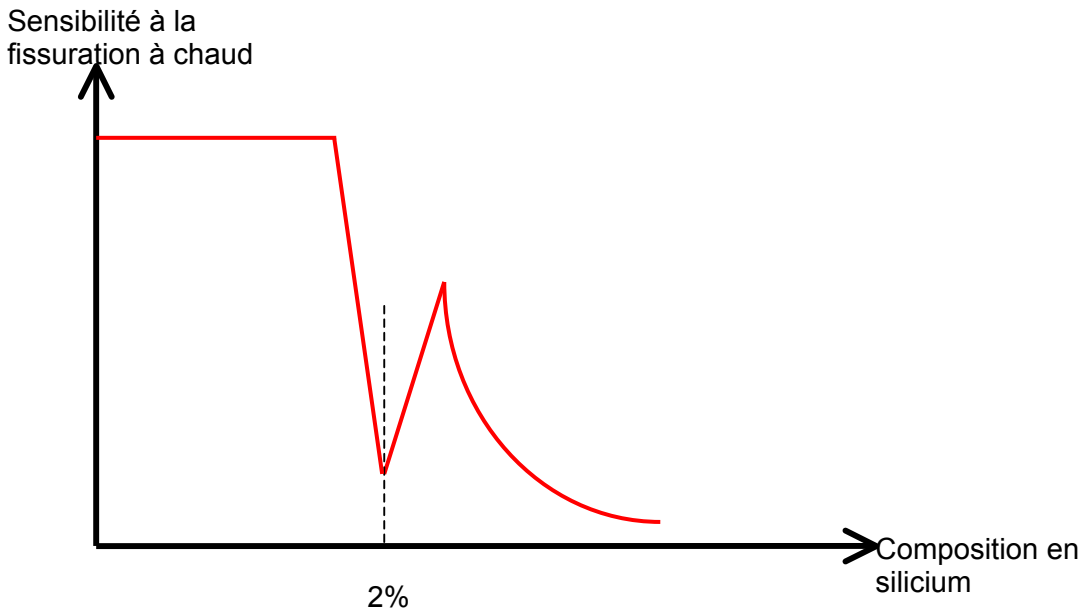


Figure III.47: Schéma possible de la sensibilité à la fissuration à chaud en fonction de la concentration en silicium pour le 6056 dans le cas du soudage laser

Comparaison des résultats avec les observations sur les soudures en T

Parmi les quelques essais de soudures en T que nous avons réalisés, une seule présentait une fissuration à chaud importante. Les paramètres de vitesse de soudage et de vitesse de fil étaient pourtant optimaux mais le contact thermique entre la peau et le support avait été modifié. On peut donc en conclure que les conditions thermiques du soudage jouent un rôle

prépondérant dans l'apparition de la fissuration à chaud que ce soit dans la configuration en T ou en bord à bord.
Si on s'intéresse aux conclusions fournies par Eugène Cicala sur le soudage en T, on retrouve les mêmes observations que dans notre cas. Selon lui les paramètres de plus forte influence sont la vitesse de soudage et la vitesse de fil. De même, il observe des valeurs optimales pour la vitesse de fil pour lesquelles la qualité de la soudure est bonne. Le système de bridage est lui aussi important dans la configuration en T ainsi que la vitesse de refroidissement du bain fondu. De ce fait, les tendances de variation des paramètres de soudage sont les mêmes que celles établies dans cette étude.

III.2.2.d) Influence de la présence de fissures à chaud sur les propriétés mécaniques d'une soudure.

Afin de quantifier l'influence de la présence de fissures à chaud sur la tenue mécanique des soudures, des essais de traction ont été réalisés. Les éprouvettes sont telles que décrites au paragraphe II.5.2.a). L'essai de traction est donc réalisé perpendiculairement à la soudure et parallèlement aux éventuelles fissures. La figure III.48 représente les courbes de traction pour une éprouvette saine et des éprouvettes contenant des fissures.

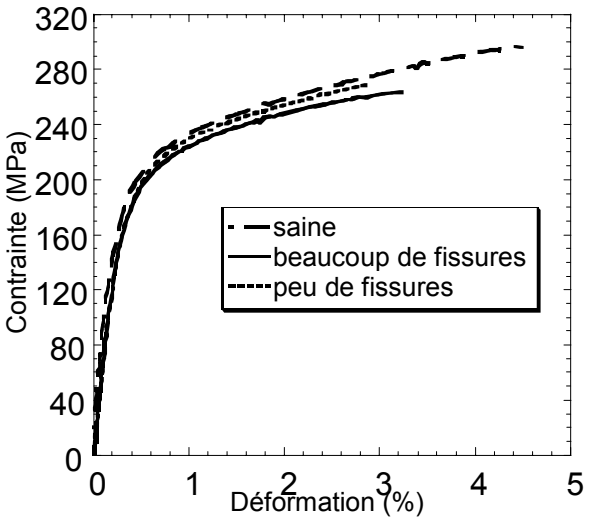


Figure III.48 : essais de traction sur éprouvettes soudées

La présence de fissures à chaud dans la soudure implique une diminution importante de la déformation à rupture. En revanche, le nombre de fissures présentes ne semble pas influencer beaucoup les propriétés (il doit évidemment exister une limite en nombre au delà de laquelle la tenue mécanique de la soudure est nulle). Bien que ces essais de traction soient les moins sensibles à la fissuration à chaud (la direction de traction est parallèle aux fissures), ils montrent combien il est important de limiter l'apparition de la fissuration à chaud pour obtenir des propriétés mécaniques du joint soudé intéressantes.

III.3. Bilan du chapitre III

Dans ce chapitre, les caractéristiques microstructurales et chimiques de la zone fondue ont été étudiées. Une zone de transition entre la zone fondue et le métal de base a été caractérisée ainsi que l'influence de l'apport de chaleur sur l'étendue de cette zone. De plus, la morphologie des fissures à chaud a été observée ainsi que l'influence de différents paramètres de soudage sur l'apparition de ce défaut. Ceci a permis de dégager des directions de variation bénéfiques pour la qualité des soudures. Enfin, l'effet néfaste des fissures a été observé sur des essais de traction. Ce dernier point souligne l'importance d'une meilleure compréhension du phénomène de fissuration à chaud en soudage et de l'influence de certains des paramètres telle la composition de la zone fondue.

Chapitre IV.

Compréhension du phénomène de fissuration à chaud en soudage.

Pour comprendre le phénomène de fissuration à chaud en soudage, il est essentiel d'étudier le comportement de la zone pâteuse afin de connaître la manière dont celle-ci réagit à une sollicitation mécanique. Ainsi ce chapitre rend compte en premier lieu du comportement mécanique à l'état solide de notre alliage. Le comportement de la zone pâteuse dans des conditions isothermes est ensuite étudié. Les résultats permettent de dégager l'influence des paramètres (fraction de solide, vitesse de déformation et composition) et d'élaborer une loi rhéologique du semi solide. Dans un second temps, des essais de traction non isothermes ont été menés afin de se rapprocher des conditions de soudage pour lesquelles la fissuration à chaud se produit. De nouveau, l'influence de la composition, de la vitesse de solidification et de la vitesse de déplacement est étudiée. Le comportement non isotherme de la zone pâteuse est modélisé grâce à la loi déterminée en isotherme. Ces résultats expérimentaux permettent ensuite de proposer un critère de rupture de films liquides lors d'un essai de traction en solidification avec une grande vitesse de refroidissement.

IV.1. Comportement mécanique à l'état solide

IV.1.1 Essai de compression à chaud

Les essais de compression à chaud ont été réalisés sur des éprouvettes cylindriques de 6056 et d'alliage à 2% en silicium (selon la description fournie au chapitre II.6.2.d)). Ils nous permettent d'obtenir les paramètres de la loi rhéologique du solide qui sera ensuite modifiée pour tenir compte de la présence de la phase liquide. La figure IV.1 montre une courbe caractéristique obtenue lors des ces essais réalisés avec saut de vitesse à 450°C.
Le comportement du matériau est viscoplastique ce qui est typique lorsque l'on se trouve à haute température. La contrainte augmente rapidement à chaque augmentation de la vitesse de déformation puis atteint un plateau. Lorsque l'on diminue la vitesse de déformation la contrainte au plateau est la même que lors de la montée exceptée pour la dernière vitesse (3.10^{-3} s^{-1}) pour laquelle il doit y avoir un peu d'endommagement.

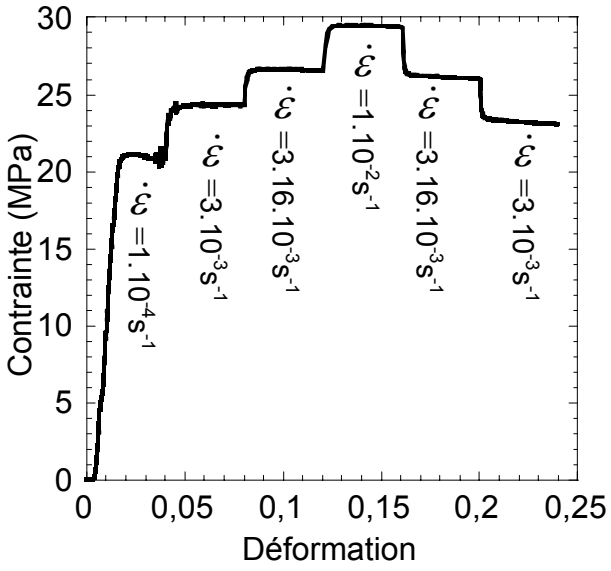


Figure IV.1 : Courbe contrainte/déformation vraie du métal de base à 450°C

IV.1.1.a) Influence de la température d'essai

Fraction de solide en fonction de la température

Afin d'étudier l'influence de la température d'essai sur le comportement mécanique, il faut connaître les courbes de fraction de solide en fonction de la température. Ces courbes sont calculées par le logiciel Prophase dans des conditions d'équilibre car nos échantillons de compression ont été homogénéisés à haute température pendant 24h et de plus la montée en température lors de l'essai est lente (20°C/min). Ces courbes sont fournies en Annexe. La figure IV.2 donne les courbes de fraction de solide pour le 6056 et l'alliage à 2% de silicium.

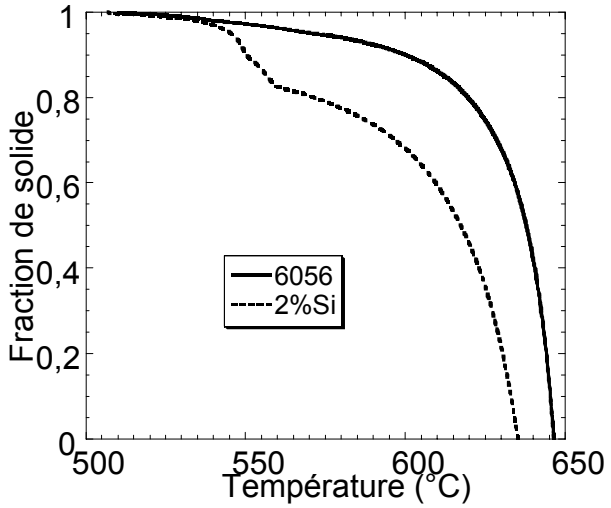


Figure IV.2 : Courbe de fraction de solide en fonction de la température pour des conditions d'équilibre

Grâce à ces courbes on peut déterminer le domaine de température pour lequel nos alliages sont entièrement solides.

Comportement mécanique en fonction de la température

Lorsque la température d'essai augmente la contrainte de plateau diminue. La figure IV.3 montre cette décroissance de la contrainte entre 450 et 510°C. La température de 510°C représente la température du solidus pour le métal de base.

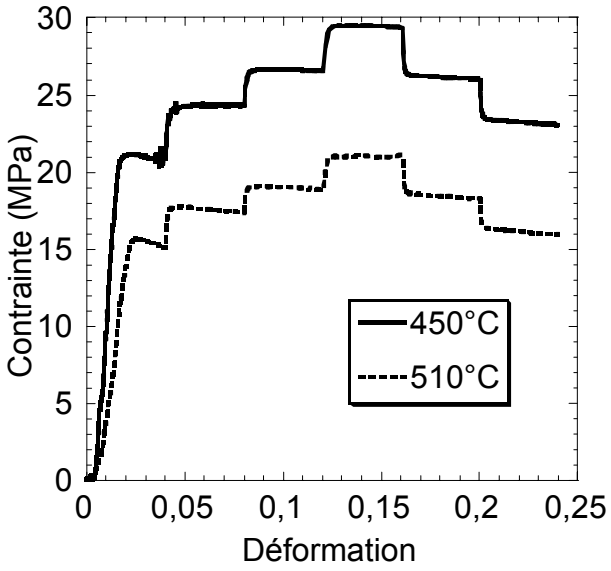


Figure IV.3 : Courbe contrainte/déformation du métal de base à 450°C et 510°C

Pour des températures d'essai situées entre le solidus et le liquidus, des modifications du comportement mécanique sont observées du fait de la présence de la phase liquide. Pour une température de 550°C, la fraction de solide dans le métal de base est de 0.973 alors qu'elle ne représente plus que 0.9 pour l'alliage à 2% de silicium. Dans ce dernier cas lorsque l'échantillon se déforme, la contrainte augmente d'abord rapidement puis s'écroule (figure IV.4). On ne peut plus observer de régime stationnaire et de contrainte de plateau.

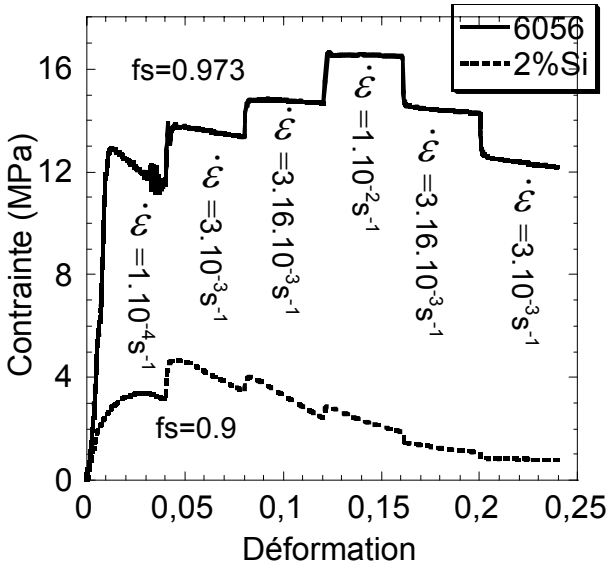


Figure IV.4 : Courbe contrainte/déformation de l'alliage à 2%Si à 550°C

La figure IV.5 présente une photographie montrant l'endommagement subi par l'échantillon à 2% de silicium après le test de compression à 550°C ainsi que le 6056 à la même température. On peut observer une perte de cohésion de l'échantillon à 2%Si du fait du liquide présent aux joints de grains.

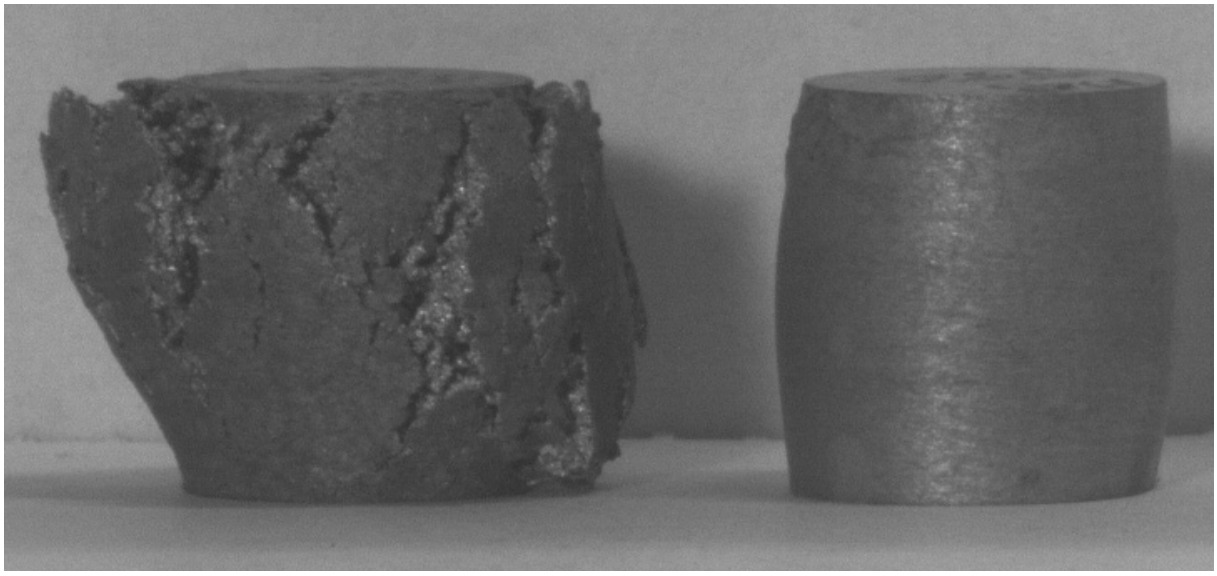


Figure IV.5 : Echantillons de l'alliage à 2%Si et du 6056 après l'essai de compression à 550°C

Ces observations permettent de conclure que les hypothèses utilisées pour le calcul des fractions de solide (équilibre) sont valables car on observe bien une transition dans le comportement mécanique lorsque la fraction de liquide devient non négligeable.

IV.1.1.b) Influence de la composition

On observe que pour des températures où les échantillons sont entièrement solides, les contraintes développées par l'alliage à 2% de silicium sont inférieures à celles développées par le 6056 quelles que soient la température et la vitesse de déformation (figure IV.6). De plus, cette différence de niveau de contrainte semble augmenter lorsque la température augmente : à 450°C, la différence est d'environ 1.5MPa à 1.10^{-2} s^{-1} et de 5MPa à 475°C pour la même vitesse de déformation.

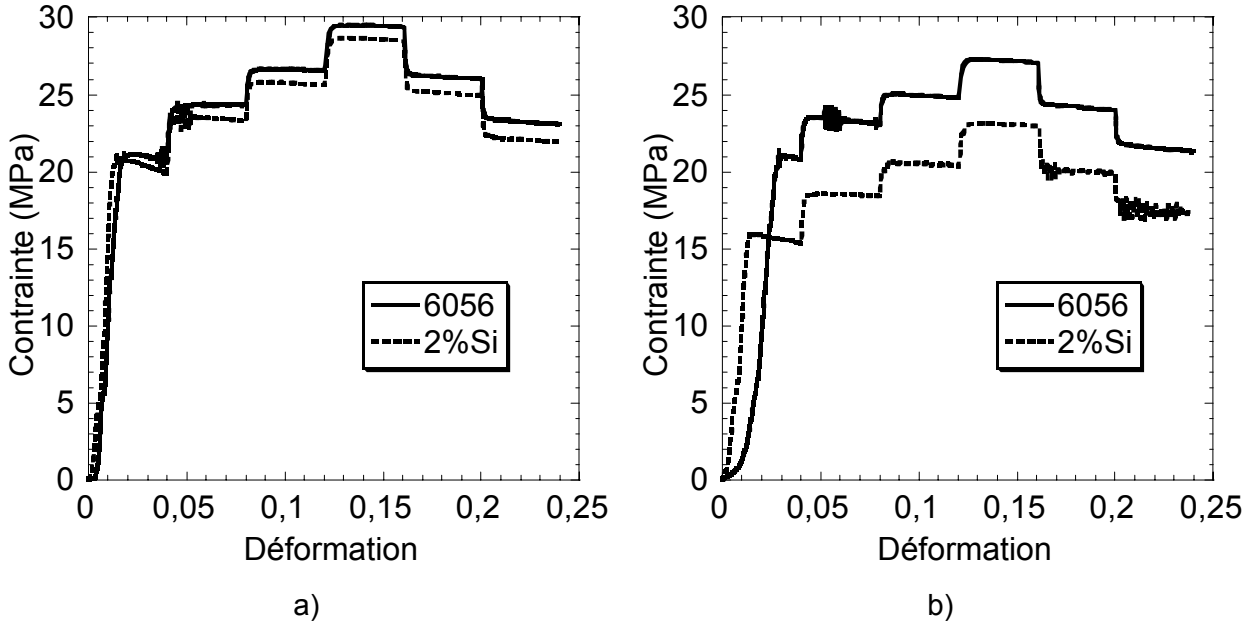


Figure IV.6 : Courbes contrainte/déformation du 6056 et de l'alliage à 2%Si, a) à 450°C, b) à 475°c

IV.1.2 Loi rhéologique

Les essais de compression à haute température ont pour but d'obtenir les paramètres d'une loi rhéologique simple (de type fluage) permettant de décrire non seulement le comportement du solide à haute température mais aussi celui de la zone pâteuse en tenant compte de la fraction de joints mouillés. L'équation de base utilisée pour la description de la rhéologie du solide est la suivante :

$$\dot{\varepsilon} = A\sigma^n \exp(-\frac{Q}{RT}) \quad \text{(éq. IV.1)}$$

Avec A une constante, Q une énergie d'activation et n la sensibilité de la contrainte à la vitesse. Ces trois paramètres doivent être calculés à partir des résultats expérimentaux. Cette loi rhéologique simple est choisie afin de s'affranchir des nombreux essais à réaliser avec des états de contraintes différents lorsque l'on veut utiliser des lois rhéologiques telles que celles proposées par [Nguyen] et [Martin2]

IV.1.2.a) Calcul de l'exposant n

Pour obtenir ce paramètre, on trace pour chaque température le logarithme de la vitesse de déformation en fonction du logarithme de la contrainte (la contrainte considérée est celle du plateau). La pente de la courbe obtenue correspond au paramètre n (figure IV.7). Seuls les essais réalisés pour des températures en deçà du solidus sont considérés, soit T<530 °C pour le 6056 et T<510°C pour l'alliage à 2% de silicium.

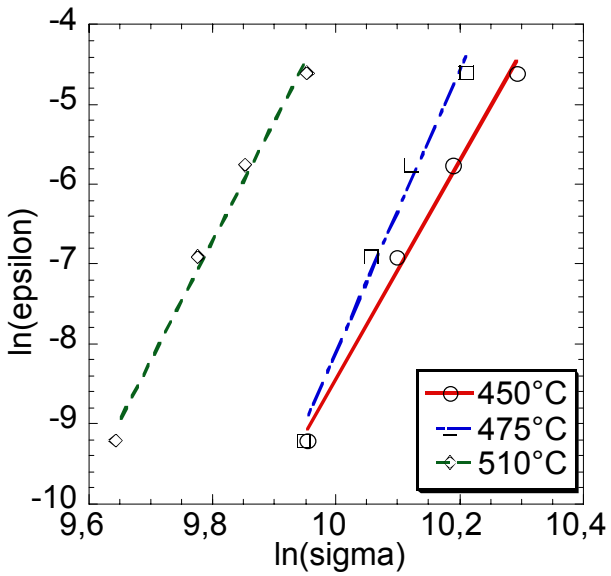


Figure IV.7 : Calcul de l'exposant n pour l'alliage 6056

L'exposant n calculé ici varie avec la température. Afin de simplifier la loi, il est pris comme la moyenne des valeurs en fonction de la température donc n=15.4. La valeur de n trouvée est supérieure aux exemples classiques observés dans la littérature (n=3 à 5) [Poirier]. La même méthode est utilisée pour l'alliage à 2% de silicium. Les valeurs de chacun des paramètres pour le 6056 et l'alliage à 2% de silicium seront données dans le IV.1.2.d).

IV.1.2.b) Calcul de l'énergie Q

Le calcul de l'énergie d'activation nécessite de tracer pour chaque vitesse de déformation, le logarithme de la contrainte (au plateau) en fonction de 1/T (figure IV.8). La pente de la droite obtenue a pour valeur Q/(n*R). Dans ce cas encore, seules les températures inférieures au solidus sont considérées.

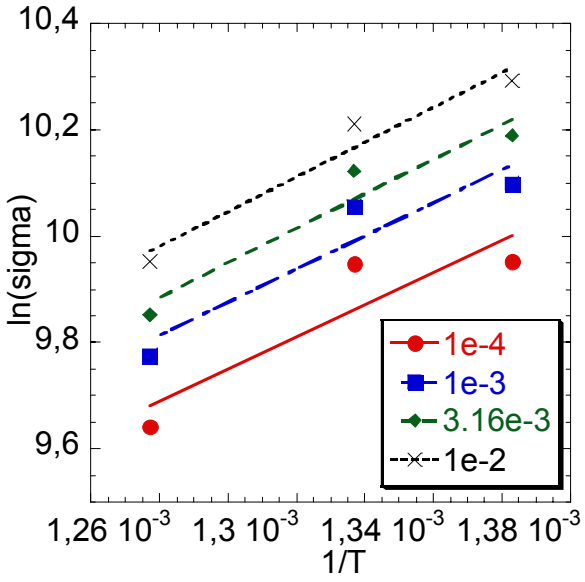


Figure IV.8 : Calcul de l'énergie d'activation Q pour le 6056 pour différentes valeurs de la vitesse de déformation.

La valeur de la pente des droites est calculée comme la moyenne des valeurs trouvées. On a alors :

$$\frac{Q}{n.R} = 3163 \quad \text{(éq.IV.2)}$$

$$\Rightarrow Q = 3163 \,.15.379 \,.R = 404230 \; J / mol \quad \text{(éq.IV.3)}$$

L'énergie d'activation est donc prise égale à 404kJ/mol pour le 6056. Le même calcul est mené pour l'alliage à 2% de silicium.

IV.1.2.c) Calcul du facteur pré exponentiel A

Le facteur pré exponentiel est calculé en inversant l'équation IV.1 :

$$A = \frac{\dot{\varepsilon}}{\sigma^n \exp(-\frac{Q}{RT})} \quad \text{(éq.IV.4)}$$

Les valeurs de A peuvent parfois dépendre de la température. Afin que ce modèle soit applicable au semi solide, nous avons choisi de fixer la valeur de A égale à celle calculée pour la plus haute température (510°C pour le 6056 et 475°C pour l'alliage à 2% de silicium).

IV.1.2.d) Récapitulatif des valeurs de paramètres du modèle

Le tableau IV.1 rassemble les valeurs des paramètres A, Q et n trouvés pour le 6056 et l'alliage à 2% de silicium.

	A ($MPa^n.s)^{-1}$	**Q (en joules/mol)**	**n**
6056	57150	404230	15.4
2%Si	$3.4.10^{18}$	543610	12.9

Tableau IV.1 : Valeurs des paramètres du modèle.

Les paramètres du modèle trouvés présentent des valeurs très élevées par rapport aux valeurs classiques trouvées dans la littérature [Katgermann]. Elles sont dues au fait que les essais de compression sont réalisés à très haute température pour notre alliage. De plus, on peut aussi envisager que le modèle utilisé ne soit pas adapté à notre alliage. On peut penser par exemple que l'énergie d'activation dépende de la contrainte ou de la température [Poirier]. Il faudrait alors utiliser une loi plus compliquée et les valeurs des paramètres de cette loi pourraient alors être du bon ordre de grandeur. Dans notre cas, il importe surtout que cette loi permette de reproduire les résultats expérimentaux dans le domaine semi-solide. De ce fait, nous utiliserons les valeurs trouvées ci-dessus.

IV.1.3 Validation de la loi rhéologique

Afin de valider la loi rhéologique trouvée dans la partie précédente, des essais de traction à haute température ont été réalisés avec l'alliage à 2% de silicium. Ces essais ont été effectués sur une machine d'essai thermomécanique Gleeble à chauffage par effet Joule. La figure IV.9 présente les courbes contrainte/déformation obtenues.

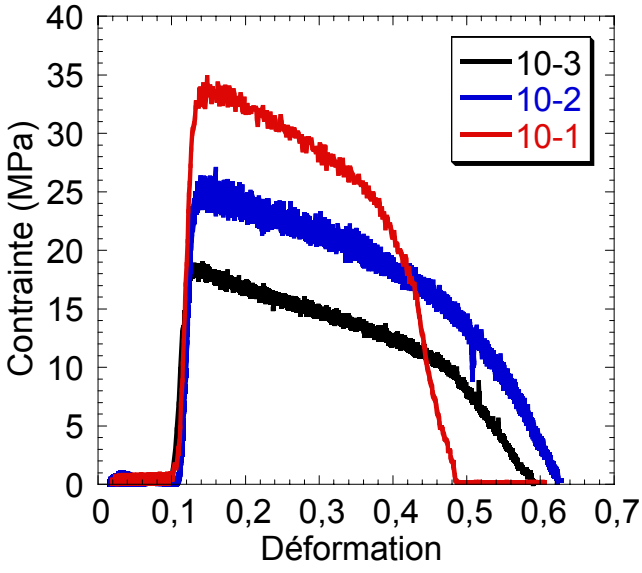


Figure IV.9 : Courbes contrainte/déformation en traction de l'alliage à 2% de silicium à 450°C

On remarque que lors des essais de traction il n'y pas de plateau de contrainte mais que celle-ci diminue avec la déformation contrairement aux essais en compression. Ce phénomène est dû à l'endommagement de l'alliage en traction. En effet, on peut considérer que celui-ci est constitué d'une matrice molle contenant des phases dures. Ainsi un état de contrainte en traction provoque un endommagement rapide qui explique la diminution de la contrainte observée. Les valeurs des contraintes maxima mesurées sur les courbes sont comparées aux valeurs calculées par l'équation IV.1 avec les valeurs des paramètres trouvés pour l'alliage à 2% de silicium. Les résultats sont rassemblés dans le tableau IV.2.

Vitesse de déformation (s^{-1})	Mesurées (MPa)	Calculées (MPa)
10^{-1}	34.8	34.4
10^{-2}	27	28.8
10^{-3}	18.9	24.1

Tableau IV.2 : Comparaison des contraintes mesurées sur les courbes de traction et calculées.

Le modèle prédit bien les contraintes maxima en traction pour les vitesses les plus élevées. La différence entre contrainte mesurée et calculée est plus importante pour la vitesse de déformation la plus faible ($10^{-3}s^{-1}$). Cependant, pour cette expérience, il y a eu un problème lors l'accommodation des dilatations au chauffage : celle-ci a été trop importante. Ceci pourrait expliquer l'écart observé. On pourra ainsi s'appuyer sur cette équation pour décrire le comportement du semi solide en la modifiant pour tenir compte de la présence de la phase liquide.

IV.2. Comportement mécanique isotherme à l'état pâteux

Le phénomène de fissuration à chaud en soudage se déroule sous l'effet d'un état de contrainte de traction sur la zone pâteuse. Ainsi, nous avons d'abord étudié le comportement mécanique à l'état pâteux de notre alliage en traction dans des conditions isothermes. Ceci nous permet de connaître la rhéologie de l'alliage dans des conditions simples, avec une fraction de solide constante. Nous avons ensuite adapté la loi rhéologique, déterminée à l'état solide, à l'état semi solide. Deux types d'essais sont menés : d'une part des essais en refusion partielle pour lesquels on augmente la température jusqu'à atteindre l'état pâteux avant de commencer l'essai de traction; d'autre part des essais après solidification partielle pour lesquels, après un passage complet à l'état liquide du centre de l'échantillon, celui-ci est amené à l'état pâteux avant de débuter l'essai de traction. Plusieurs températures ont été étudiées avec l'alliage 6056 et un alliage à 2% de silicium ainsi que différentes vitesses de déformation. Un tableau récapitulatif des essais réalisés est donné en Annexe.
Les expériences sont menées grâce à une machine d'essai thermomécanique de type Gleeble permettant d'obtenir un gradient thermique faible dans la zone déformée du fait du chauffage par effet joule (cf. II.7.1.).
Il est important de noter que les fractions de solide correspondant aux températures d'essai sont calculées par le logiciel Prophase avec une faible vitesse de solidification (équilibre) pour les essais en refusion et avec une forte vitesse de solidification pour les essais après solidification partielle.

IV.2.1 Reproductibilité des expériences

Les expériences à l'état pâteux ne sont pas aisées à réaliser du fait de la présence de la phase liquide et peuvent présenter des erreurs de mesures importantes. Il apparaît donc essentiel de répéter certaines expériences afin de vérifier la reproductibilité des résultats.

IV.2.1.a) Essais en refusion

La figure IV.10 présente deux courbes de traction du 6056 en refusion pour une vitesse de $10^{-3}s^{-1}$ et une température de 550°C. Cette température correspond à une fraction de solide de 0.97.

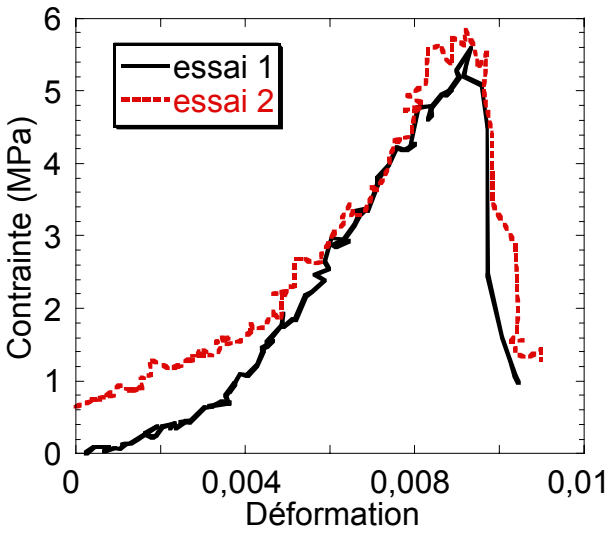


Figure IV.10 : Courbes contrainte/déformation en traction du 6056 à 550°C (fs=0.97) en refusion

On observe que la reproductibilité des essais de traction isotherme en refusion est très bonne. La différence en contrainte au début des courbes est due à des différences d'accommodation des dilatations en chauffage. De plus, on remarque que la contrainte en fin de traction n'est pas nulle : ceci est dû au fait que parfois un arc électrique se forme lorsque l'échantillon se casse. Ceci a pour effet d'arrêter immédiatement l'enregistrement des données.

IV.2.1.b) Essais après solidification partielle

Les essais après solidification partielle sont plus difficiles à réaliser. En effet, l'échantillon peut se casser alors qu'il est à l'état liquide ou il peut être détruit si un arc électrique se produit. De plus, les forces enregistrées sont beaucoup plus faibles impliquant des erreurs de mesure plus importantes. La figure IV.11 représente les courbes contrainte/déformation obtenues au cours de deux essais sur le 6056 pour une vitesse de déformation $10^{-1}s^{-1}$ à 570°C c'est-à-dire pour une fraction de solide de 0.95. On observe que les deux essais présentent des courbes similaires. Les contraintes maxima sont de l'ordre de 1.5 MPa pour les deux essais. On voit que la contrainte augmente rapidement pour atteindre le maximum à environ 0.01 de déformation. La contrainte décroît ensuite doucement jusqu'à 0. Si la contrainte maximale est atteinte pour la même valeur de déformation que dans le cas des essais en refusion, en revanche, la déformation maximale est beaucoup plus élevée dans les essais après solidification partielle. Dans ce cas, l'endommagement se fait de manière progressive du fait de la présence de la phase liquide.

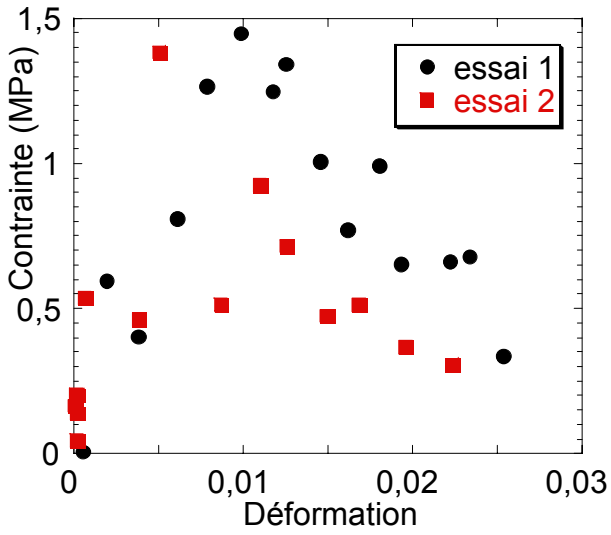


Figure IV.11 : Courbes contrainte/déformation en traction du 6056 à 570°C (fs=0.95) après solidification partielle

On peut conclure que la reproductibilité des essais de traction isotherme est bonne malgré les difficultés expérimentales.

IV.2.2 Influence des différents paramètres

Cette partie est consacrée à l'étude de l'influence des différents paramètres sur le comportement isotherme de la zone pâteuse. En particulier, on s'intéressera à la contrainte maximale observée sur les courbes de traction.

IV.2.2.a) Influence de la température d'essai

En refusion

La figure IV.12 représente la contrainte maximale enregistrée en fonction de la température d'essai pour le 6056 à une vitesse de déformation de $10^{-1}s^{-1}$.

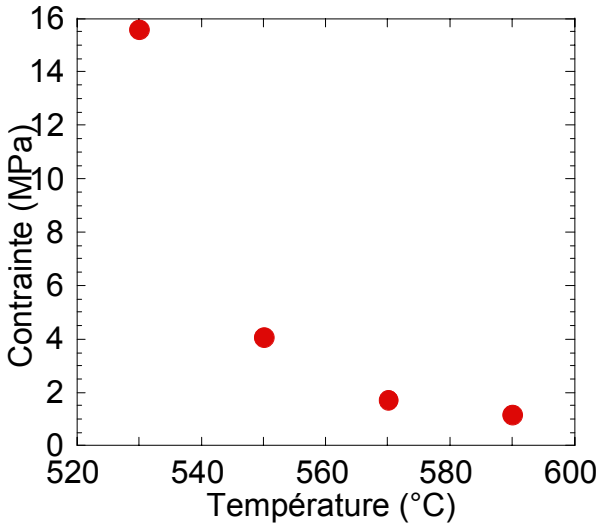


Figure IV.12 : Contrainte maximale en fonction de la température d'essai pour le 6056 à $10^{-1}s^{-1}$ lors des essais après refusion partielle

La contrainte maximale est très élevée pour les températures faibles puis chute rapidement. En fait, il est préférable de représenter la contrainte maximale en fonction de la fraction de solide d'essai (figure IV.13). Pour connaître la valeur de la fraction de solide pour une température donnée on se reportera à l'Annexe II.

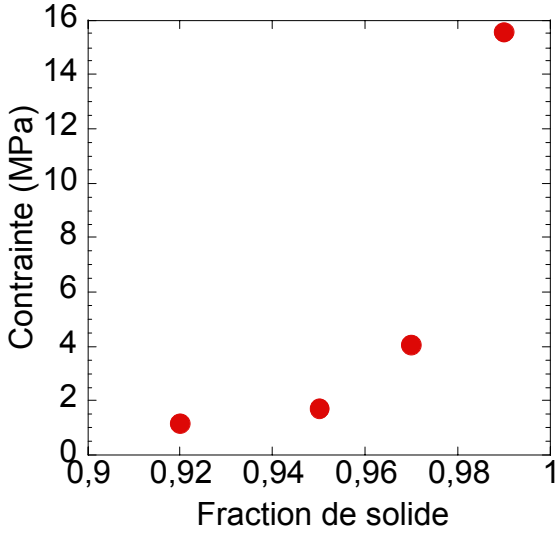


Figure IV.13 : Contrainte maximale en fonction de la fraction de solide d'essai pour le 6056 à $10^{-1}s^{-1}$ lors des essais après refusion partielle

Pour des fractions de solide proches de 1, les contraintes enregistrées sont élevées (16 MPa) et typiques du comportement d'un solide. En revanche, dès que la fraction de liquide atteint 0.97, la contrainte maximale décroît très fortement et devient très faible pour des fractions de solide de 0.92 (de l'ordre de 1 MPa).

Après solidification partielle

La figure IV.14 représente la contrainte maximale obtenue en traction lors d'un essai après solidification partielle pour le 6056 à $10^{-1}s^{-1}$.

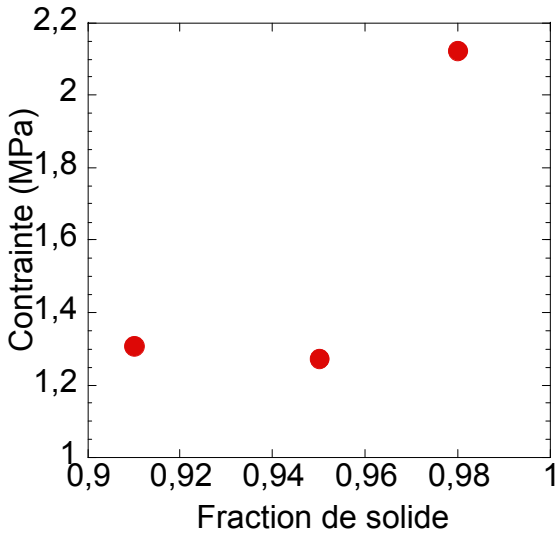


Figure IV.14 : Contrainte maximale en fonction de la fraction de solide d'essai pour le 6056 à $10^{-1}s^{-1}$ (essai après solidification partielle)

Les niveaux de contrainte atteints sont beaucoup plus faibles lors des essais après solidification partielle par rapport aux essais en refusion. Ce résultat sera plus détaillé dans le paragraphe IV.2.2.d). On peut remarquer aussi que l'évolution de la contrainte maximale en fonction de la fraction de solide est moins marquée que lors des essais en refusion. Il faut tout de même souligner que les contraintes étant très faibles, l'erreur de mesure est élevée et peut expliquer la remontée de la contrainte maximale pour la fraction de 0.91.
Les résultats présentés correspondent à ceux mesurés sur le 6056, les résultats étant très similaires pour l'alliage à 2% de silicium.

En conclusion, que ce soit en refusion ou après solidification partielle, lorsque la température augmente (i.e. la fraction de solide diminue) la contrainte maximale diminue. En effet, le squelette solide est moins connecté et les grains sont de plus en plus séparés par des films liquides. La résistance de la zone pâteuse diminue donc drastiquement lorsque la fraction de liquide atteint quelques pour-cents.

IV.2.2.b) Influence de la vitesse de déformation

En refusion

Pour différentes fractions de solide, des essais de traction ont été réalisés en faisant varier la vitesse de déformation subie par la zone pâteuse. La figure IV.15 rassemble les résultats sur le 6056.

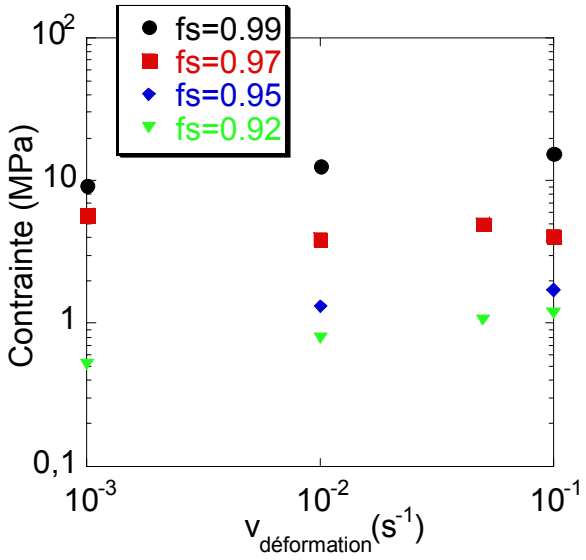


Figure IV.15 : Contrainte maximale en fonction de la vitesse de déformation pour différentes fractions de solide pour le 6056 en refusion

Pour des fractions de solide inférieures ou égales à 0.95, ou égales à 0.99, lorsque la vitesse de déformation augmente, la contrainte maximale augmente. La zone pâteuse présente donc un comportement visco plastique. Cependant, pour une fraction de solide de 0.97, ce comportement n'est plus vérifié : la dépendance en vitesse de déformation de la contrainte est erratique. Cette fraction particulière sera dénommée fraction critique dans la suite du document.

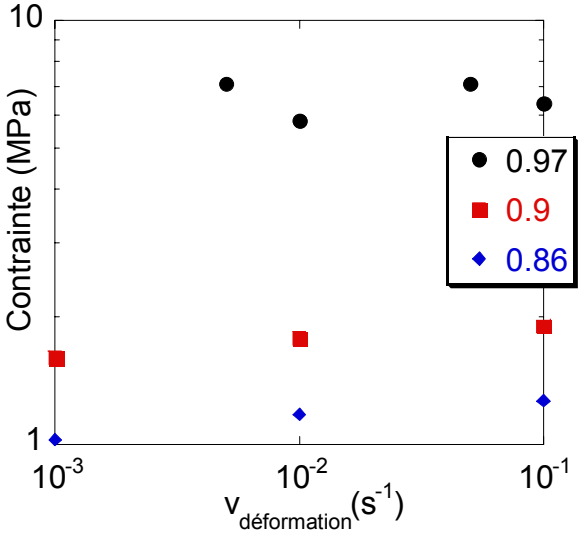


Figure IV.16 : Contrainte maximale en fonction de la vitesse de déformation pour différentes fractions de solide pour l'alliage à 2% en silicium en refusion

La figure IV.16 présente la contrainte maximale en fonction de la vitesse pour l'alliage à 2% de silicium.

Le même comportement erratique de la contrainte en fonction de la vitesse de déformation est observé pour cet alliage pour une fraction de solide de 0.97.

Après solidification partielle

Les mêmes expériences sont réalisées après solidification partielle. On obtient des résultats similaires : le comportement du matériau est visco plastique sauf pour une fraction de solide de 0.98 pour laquelle une influence de la vitesse de déformation erratique est observée (figure IV.17).

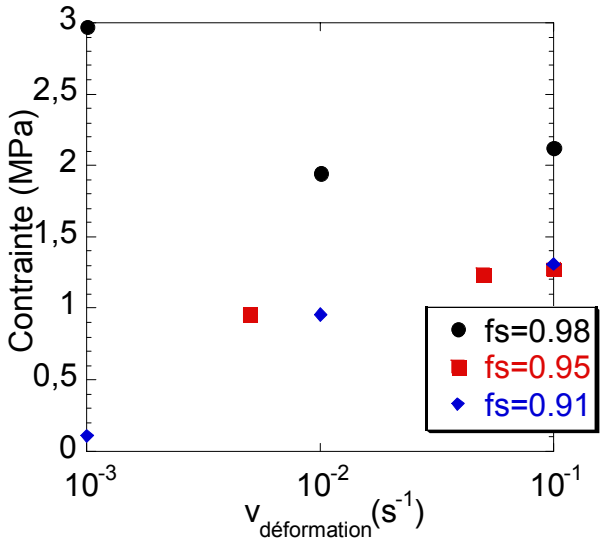


Figure IV.17 : Contrainte maximale en fonction de la vitesse de déformation pour différentes fractions de solide pour le 6056 après solidification partielle

En conclusion, le comportement de la zone pâteuse est visco plastique : la contrainte maximale augmente avec la vitesse de déformation. On observe pourtant une fraction « critique » pour laquelle la contrainte maximale ne dépend plus de la vitesse de déformation. Ce phénomène sera décrit plus précisément dans la partie IV.2.4.

IV.2.2.c) Influence de la composition

Il est difficile de comparer les contraintes maximales du 6056 et de l'alliage à 2% de silicium pour les mêmes fractions de solide car nous n'avons pas beaucoup d'essais. Pour une fraction de 0.97 en refusion, on observe que quelle que soit la vitesse de déformation utilisée, la contrainte enregistrée avec l'alliage à 2% est supérieure à celle du 6056. Par exemple pour une vitesse de déformation de 5.10^{-2} s^{-1}, on passe de 5MPa pour le 6056 à 7MPa pour l'alliage à 2%. Cependant cette fraction correspond à la fraction critique pour laquelle il est difficile de tirer des conclusions. Afin de vérifier cette observation, on peut tout de même représenter la contrainte maximale pour des fractions de solide voisines. La figure IV.18 représente ainsi les contraintes maximale pour le 6056 à fs=0.92 et pour l'alliage à 2% de silicium à fs=0.9.

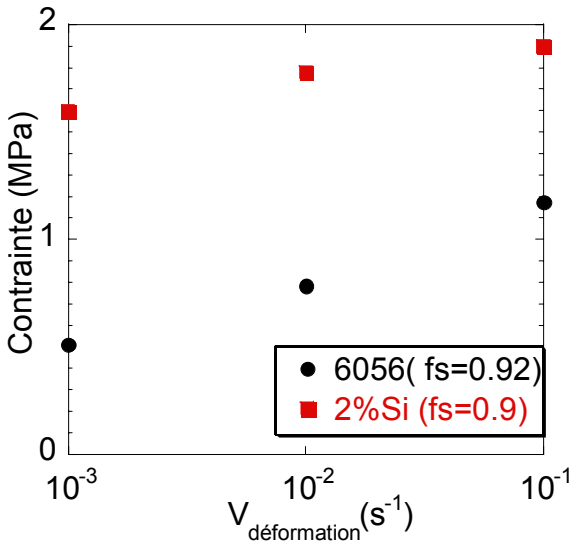


Figure IV.18 : Contrainte maximale en fonction de la vitesse de déformation pour le 6056 à fs=0.92 et l'alliage à 2%Si à fs=0.9

Sur cette figure, on observe que la contrainte maximale pour l'alliage à 2% de silicium est plus élevée que pour le 6056 quelle que soit la vitesse de déformation. La différence entre les contraintes devrait même être plus grande si l'on considère que la fraction de solide d'essai est plus faible pour l'alliage à 2% de silicium.

En conclusion, durant les essais en refusion les contraintes développées par l'alliage à 2% de silicium sont plus grandes que celles développées par le 6056 pour une même fraction de solide. On peut remarquer qu'à l'état solide le comportement est inverse. On peut penser que cette différence est due à la nature des ponts solides interdendritiques. En effet, pour l'alliage à 2% de silicium les ponts sont formés majoritairement d'eutectique plus dur alors que pour le 6056 les ponts entre les dendrites sont constitués de la phase α : les courbes de fraction de solide en fonction de la température indiquent en effet que les phases eutectiques se forment pour une fraction de solide élevée pour l'alliage 6056 (0.96). Or il est raisonnable de penser que des ponts interdendritiques se sont déjà établis lorsque la fraction de solide atteint ce niveau.

IV.2.2.d) Influence de la microstructure de la zone pâteuse

Si on compare les contraintes enregistrées lors de l'essai de traction en refusion et après solidification partielle pour une même fraction de solide et une même vitesse de déformation, on observe que lors des expériences en refusion elles sont plus élevées que lors des expériences après solidification partielle (figure IV.19).

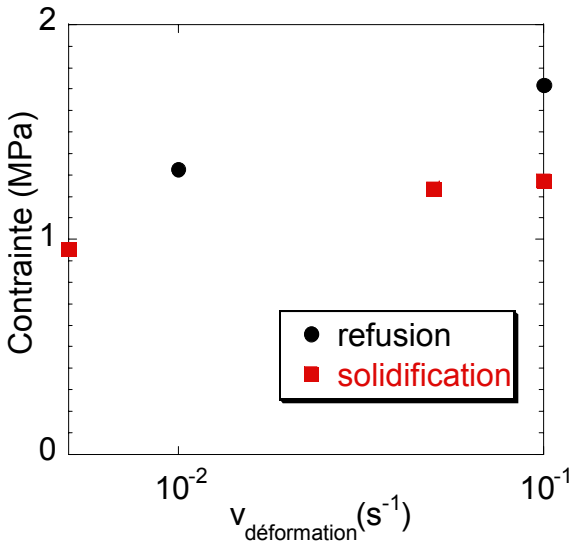


Figure IV.19 : Contrainte maximale en fonction de la vitesse de déformation pour le 6056 à fs=0.95 en refusion et après solidification partielle

Cette différence entre les valeurs des contraintes maximales peut s'expliquer par la différence de microstructure de la zone pâteuse entre la refusion et la solidification. En effet, la zone pâteuse en refusion doit être constituée de grains liés entre eux par des ponts solides et d'une phase liquide parfois intergranulaire et parfois intragranulaire. On peut donc s'attendre à ce que les poches de liquide intergranulaires soient de forme tétraédrique et n'aient donc que peu de surface développée. En revanche, en solidification l'augmentation de la fraction de solide se fait par croissance des grains qui vont repousser la phase eutectique. Celle-ci va rester aux joints de grains jusqu'à ce que la fraction de solide soit trop élevée et que des ponts solides se forment. On peut donc penser que pour une même fraction de solide, la fraction des grains séparés par du liquide sera plus importante dans le cas de la solidification partielle que dans le cas de la refusion (figure IV.20, voir aussi figure IV.29 et IV.30). Ainsi la microstructure de refusion est plus connectée et donc les contraintes supportées sont plus importantes.

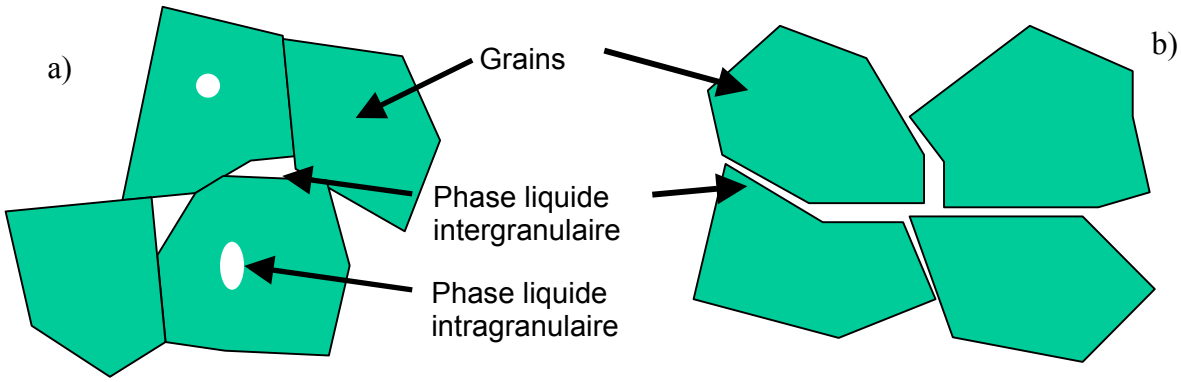


Figure IV.20 : Représentation schématique de la microstructure de la zone pâteuse en refusion (a) et après solidification partielle (b)pour une même fraction de solide

IV.2.3 Interprétation des niveaux de contrainte

Les principaux modèles rendant compte du comportement rhéologique d'un alliage à l'état pâteux ont été décrits dans le chapitre I. La plupart de ceux-ci font appel à un formalisme important nécessitant la réalisation de nombreux essais avec des états de contrainte différents afin de fournir les paramètres de la loi. Ils permettent alors de décrire le comportement de l'alliage considéré quelle que soit la sollicitation à laquelle il est soumis. Pour notre étude nous avons fait le choix d'utiliser une loi simple adaptée uniquement à la traction et qui permet de décrire la contrainte maximale obtenue.

IV.2.3.a) Loi utilisée

La loi rhéologique choisie est celle décrite par [Van Haaften], s'appuyant sur une loi de type fluage (éq.IV.1).

$$\dot{\varepsilon} = A\left(\frac{\sigma}{1-f_{LGB}}\right)^{n} \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad \text{(éq.IV.5)}$$

Le terme f_{LGB} est la fraction de joints mouillés par le liquide. Les valeurs des paramètres A, n et Q ont été déterminées dans la partie IV.1.2.d) pour le 6056 et l'alliage à 2% de silicium à l'état solide (essais de compression) et sont utilisés dans le domaine semi solide. Seule la loi reliant la fraction de joints mouillés à la fraction de liquide reste à déterminer. Nous utilisons pour cette dernière les données fournies par [Wray] pour un mouillage parfait et des poches de liquide tétraédriques. Elles sont ensuite interpolées par une loi polynomiale (figure IV.21). Les valeurs des coefficients de la loi polynomiale sont données dans le tableau IV.3. Nous pouvons d'ores et déjà penser que ces hypothèses seront valables lors des expériences en refusion mais que dans le cas de la solidification partielle, l'hypothèse des poches de liquides devrait être une limite.

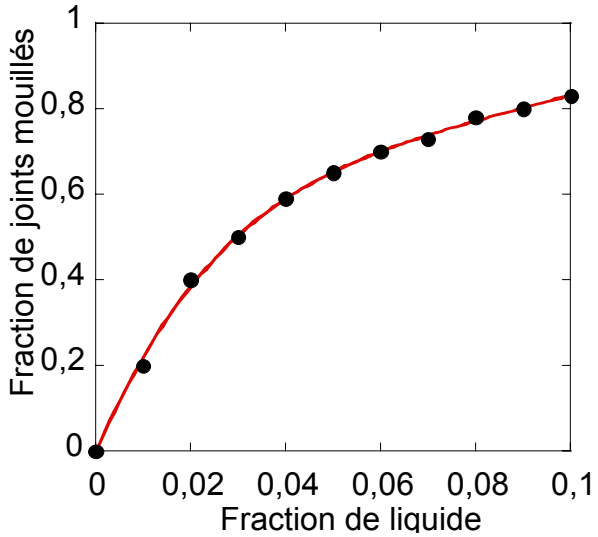


Figure IV.21 : Fraction de joints de grains mouillés en fonction de la fraction de liquide (points : données de [Wray], courbe : interpolation polynomiale)

$Y = M0 + M1*x + ... M8*x^8 + M9*x^9$	
M0	-0,0057343
M1	25,845
M2	-372,17
M3	2760,3
M4	-7867,1
R	0,99943

Tableau IV.3 : Valeurs des coefficients de la loi polynomiale d'interpolation de la fraction de joints mouillés

On observe que la fraction de joints mouillés augmente très rapidement avec la fraction de liquide. Lorsque cette dernière atteint 0.1, 80% des joints sont séparés par la phase liquide. Ceci explique la très rapide décroissance de la contrainte maximale en fonction de la fraction de solide observée dans le IV.2.2.a).

IV.2.3.b) Comparaison modèle/expériences

Afin d'évaluer la qualité des prédictions du modèle, les contraintes sont calculées en fonction des fractions de liquide et des vitesses de déformation et comparées aux contraintes mesurées.

Pour les essais en refusion

La figure IV.22 représente le rapport entre la contrainte mesurée et la contrainte calculée pour le 6056 à différentes fractions de solide et vitesses de déformation.

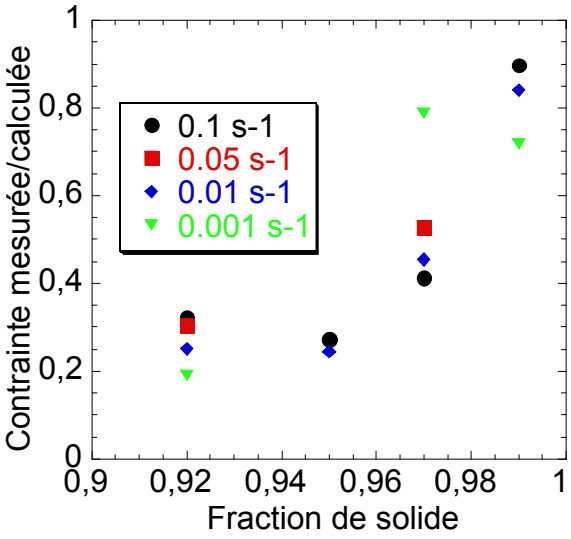


Figure IV.22 : Rapport entre contrainte mesurée et calculée pour le 6056 lors des essais après refusion partielle

L'accord entre les contraintes prédites par le modèle et les contraintes mesurées est bon pour les valeurs élevées des fractions de solide. En revanche, pour des fractions de solide plus faibles l'accord entre modèle et expériences est moins satisfaisant. Cependant, pour les expériences à l'état pâteux, du fait des faibles contraintes mesurées, il est courant de trouver des écarts entre les valeurs prédites et les valeurs mesurées dans la littérature [Van Haaften]. De plus, cet écart souligne les limites de la loi de variation de la fraction de joints mouillés en fonction de la fraction de liquide.

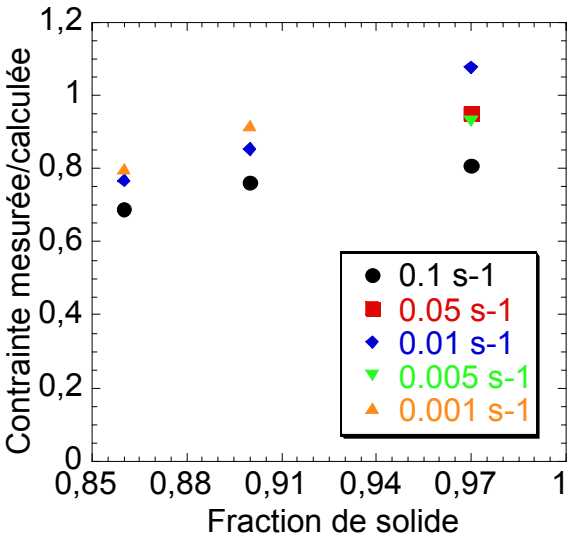


Figure IV.23 : Rapport entre contrainte mesurée et calculée pour l'alliage à 2% de silicium en refusion

La figure IV.23 représente le même rapport des contraintes pour l'alliage à 2% de silicium. Le rapport entre contrainte mesurée et calculée pour l'alliage à 2% de silicium est très bon quelle que soit la fraction de solide (même pour une fraction très faible comme 0.86) et quelle que soit la vitesse de déformation.

En conclusion, la loi rhéologique choisie et les paramètres calculés sont satisfaisants pour permettre de décrire la contrainte maximale obtenue lors d'un essai de traction à l'état pâteux en refusion.

Pour les essais après solidification partielle

On représente de même le rapport entre les contraintes mesurées et calculées pour les essais après solidification partielle (figure IV.23). Le rapport entre contraintes calculée et mesurée est mauvais quelle que soit la fraction de solide ou la vitesse de déformation. Dans ce cas, plus que les erreurs de mesure dues à la faible valeur des contraintes mesurées, c'est la loi de joints de grains mouillés par le liquide en fonction de la fraction de liquide qui engendre cet écart important entre les contraintes calculée et mesurée. En effet, cette loi a été établie pour des poches de liquide tétraédriques. Or si cette hypothèse est probablement vraie dans le cas de la refusion, elle n'est plus vérifiée en solidification du fait de la différence de microstructure de la zone pâteuse (cf. IV.2.2.d)).

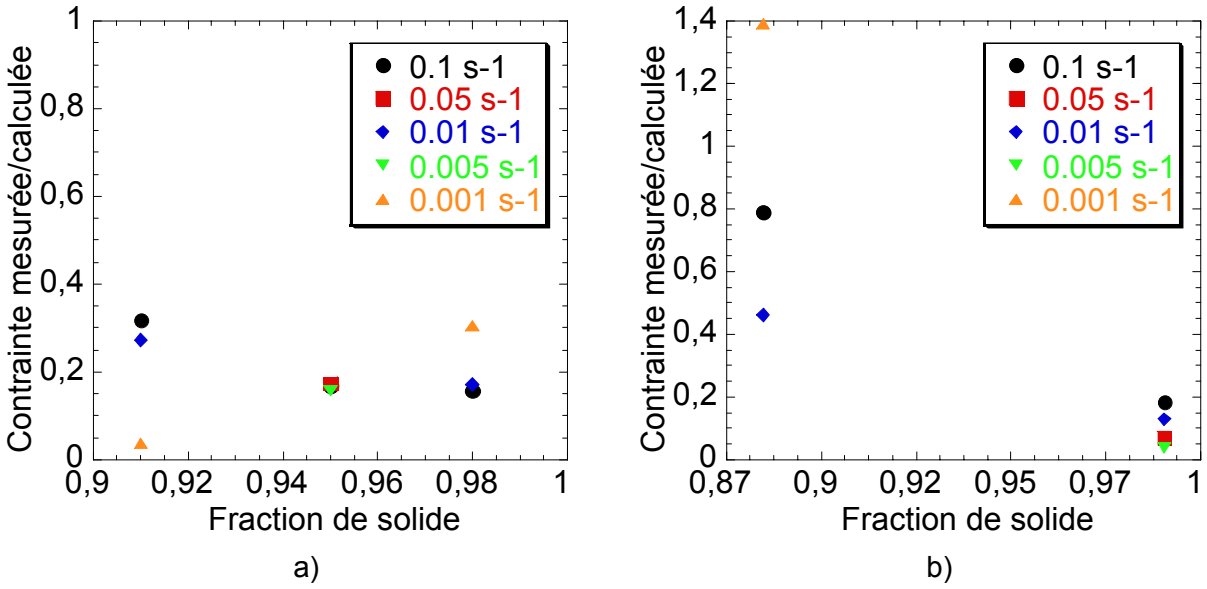


Figure IV.23 : Rapport entre contrainte mesurée et calculée après solidification partielle, a) pour le 6056, b) pour l'alliage à 2% de silicium

Le rapport entre les contraintes mesurées et calculées pour l'alliage à 2% de silicium en solidification n'est pas meilleur que pour le 6056 pour les fractions de solide élevées. On voit que pour les fractions de solide faibles le rapport entre contraintes mesurées et calculées s'améliore du fait que la loi de Wray prévoit que la plupart des joints seront mouillés lorsque la fraction de liquide est importante. L'hypothèse de poches de liquide tétraédriques n'est alors plus limitante.

Loi de joints de grains mouillés en solidification

L'un des buts de notre étude étant de décrire le comportement d'un alliage en cours de solidification, il nous faut trouver une nouvelle loi donnant la fraction de joints de grains mouillés en fonction de la fraction de liquide. Cette valeur est difficile à évaluer de manière expérimentale surtout pour des vitesses de refroidissement élevées où les mesures in situ par tomographie X sont impossibles. Notre démarche consiste donc à trouver cette loi grâce aux essais de traction isotherme à l'état pâteux après solidification partielle afin de l'utiliser ensuite pour les essais non isothermes à l'état pâteux. Nous avons donc proposé une loi qui permet d'obtenir un rapport contrainte mesurée sur contrainte calculée satisfaisant pour les expériences de traction isotherme après solidification partielle pour le 6056 et l'alliage à 2% de silicium quelle que soit la fraction de solide pour une vitesse de déformation de $10^{-1}s^{-1}$. Cette loi sera ensuite validée pour les autres vitesses de déformation. La figure IV.24 présente cette nouvelle loi décrivant la fraction de joints de grains mouillés. Cette loi propose une transition très abrupte de la fraction de joints mouillés en fonction de la fraction de liquide pour des fractions de liquide faibles. Puis on observe une sorte de plateau lorsque la plupart des joints de grain sont mouillés. Ainsi la présence de peu de liquide suffit pour que la quasi-totalité des grains soit séparée par du liquide. Ce résultat ne paraît pas déraisonnable lors de la solidification.

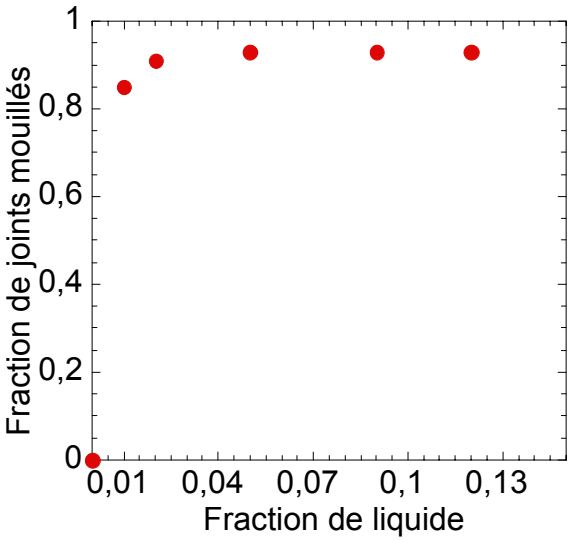


Figure IV.24 : Fraction de joints mouillés en fonction de la fraction de liquide après solidification partielle pour les deux alliages

La figure IV.25 présente le rapport entre les contraintes mesurée et calculée pour le 6056 et l'alliage à 2% de silicium lorsque la vitesse de déformation est de $10^{-1}s^{-1}$.

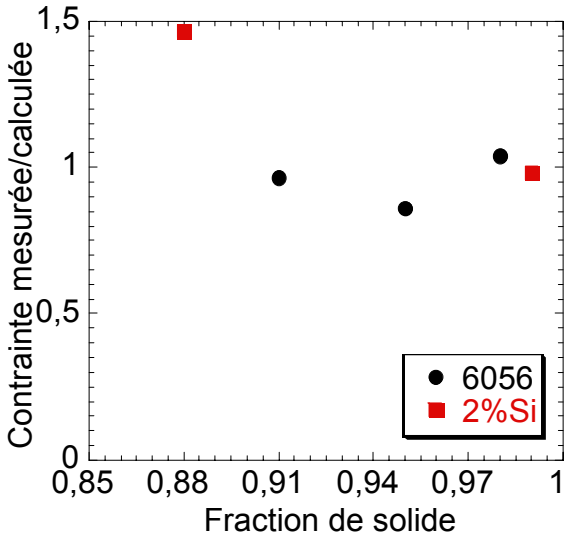


Figure IV.25 : Rapport des contraintes mesurée et calculée pour $10^{-1}s^{-1}$

Nous avons optimisé ces valeurs pour que le rapport soit environ égal à 1, cependant il n'a pas été possible d'obtenir un meilleur résultat pour la plus faible fraction de solide. Il ne reste plus qu'à vérifier que cette loi proposée pour une valeur de la vitesse de déformation soit extrapolable à toutes les vitesses. La figure IV.26 représente la valeur du rapport des contraintes avec cette nouvelle loi de joints de grain mouillés pour les autres valeurs de la vitesse de déformation.

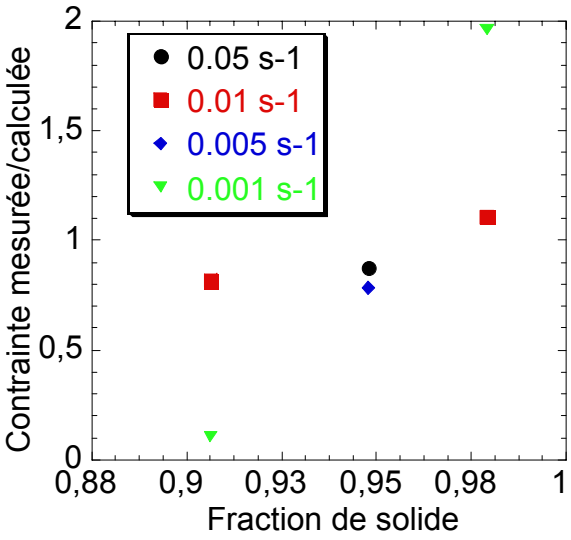


Figure IV.26 : Rapport entre contraintes mesurée et calculée pour le 6056 après solidification partielle avec la nouvelle loi de joints mouillés

On observe que l'accord entre le modèle et les expériences est bon excepté pour les faibles vitesses de déformation. Dans le cas de l'alliage à 2% de silicium les résultats sont aussi satisfaisants.

En conclusion, afin de rendre compte de la contrainte maximale lors d'un essai de traction isotherme à l'état pâteux après solidification partielle, la loi rhéologique proposée est satisfaisante à partir du moment où l'on utilise la loi donnant la fraction de joints mouillés proposée ci-dessus. Cette loi a été obtenue à partir des expériences de traction isothermes après solidification partielle pour une vitesse de déformation, puis a été validée pour les autres vitesses de déformation. Cette loi rhéologique nous permettra de décrire le comportement de l'alliage à l'état pâteux en cours de solidification.

IV.2.4 Evolution de la ductilité après pic

Après avoir décrit l'évolution de la contrainte maximale en traction, en fonction de la fraction de solide, de la vitesse de déformation et du type d'essai (en refusion ou après solidification partielle), nous nous intéressons à l'évolution de la ductilité après pic.

IV.2.4.a) Mesure de la ductilité après pic

Il est évidemment difficile de parler de ductilité pour un alliage à l'état pâteux du fait de la présence non seulement de la phase solide mais aussi de la phase liquide. Nous définissons donc la « ductilité après pic » dans notre cas comme le déplacement nécessaire pour que la contrainte chute de son niveau maximal à une valeur nulle lors d'un essai de traction à l'état pâteux (figure IV.27). Cette ductilité après pic est donc représentative de la propagation de l'endommagement dans le matériau et de sa nature plus ou moins catastrophique.

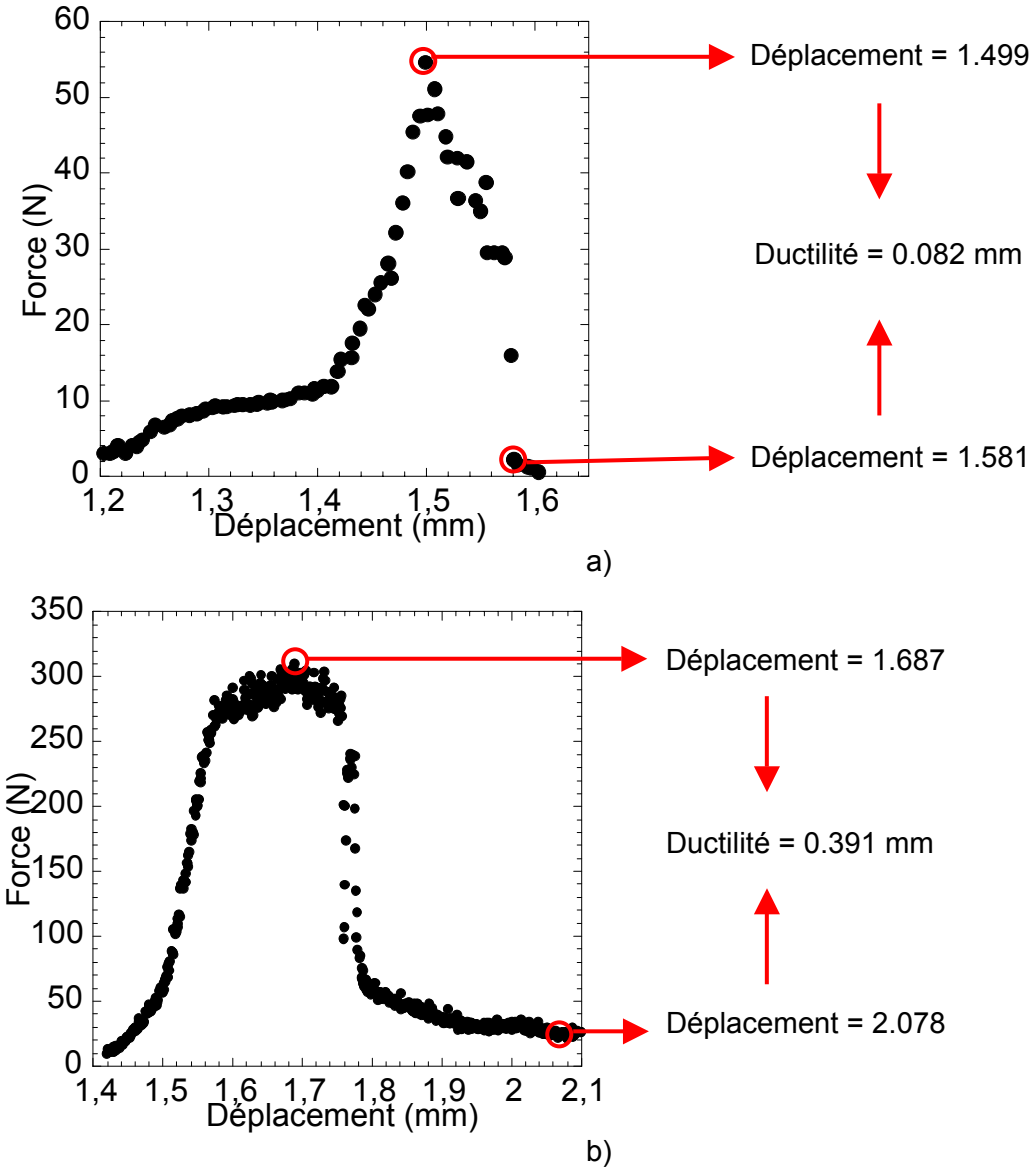


Figure IV.27 : Mesure de la ductilité après pic a) sur un essai de traction en refusion du 6056 à $10^{-2}s^{-1}$ (fs=0.95) et b) sur un essai en refusion du 6056 à $10^{-3}s^{-1}$ (fs=0.99)

Du fait de la forme très bruitée des courbes de traction isotherme après solidification partielle, il est difficile de définir une ductilité après pic selon cette méthode. Nous n'utiliserons donc que les courbes obtenues lors des expériences en refusion.

IV.2.4.b) Influence de la fraction de solide sur la ductilité après pic

La figure IV.28 représente l'évolution de la ductilité après pic en fonction de la fraction de solide pour le 6056 et l'alliage à 2% de silicium.

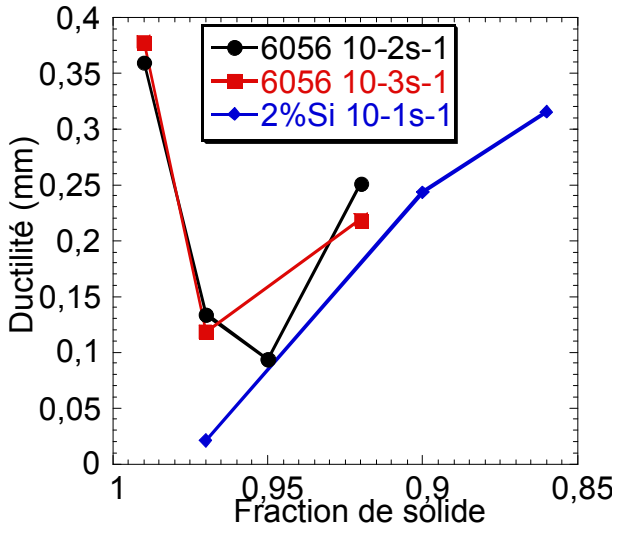


Figure IV.28 : Ductilité après pic en fonction de la fraction de solide en refusion

La ductilité après pic est élevée pour des fractions de solide importantes puis chute rapidement pour des fractions de solide comprises entre 0.97 et 0.95. La ductilité après pic est alors quasiment nulle (cf. figure IV.27 a)). Lorsque la fraction de solide diminue encore, la ductilité après pic augmente de nouveau. Ni les valeurs de la ductilité après pic ni l'allure de celle-ci en fonction de la fraction de solide ne dépendent significativement de la vitesse de déformation.
L'alliage à 2% de silicium présente la même évolution de la ductilité après pic en fonction de la fraction de solide. Il semble avoir une ductilité après pic plus faible que l'alliage 6056 mais du fait du faible nombre de points expérimentaux disponibles il est difficile de tirer une conclusion.

Cette évolution en U de la ductilité après pic en fonction de la fraction de solide pour un alliage à l'état pâteux a déjà été observée [Magnin]. On assiste donc à une transition « ductile/fragile/ductile » lorsque la fraction de solide diminue. Pour les fortes fractions de solide, le comportement de la phase solide prédomine, ce qui explique la ductilité après pic observée. Pour les faibles fractions de solide, on peut penser que la phase liquide est capable de combler la fracture qui s'amorce et donc de retarder la ruine de l'échantillon. En revanche, pour les fractions de solide intermédiaires, lorsque la rupture s'amorce, le squelette solide est trop dense pour que la phase liquide puisse s'écouler : dès qu'une fissure s'ouvre, elle conduit à la ruine immédiate de l'échantillon. De plus, le squelette solide n'est pas suffisamment connecté pour présenter par lui-même une striction importante. Il est intéressant de remarquer que la zone de faible ductilité après pic correspond à la fraction critique observée au IV.2.2.b) pour laquelle il n'y avait plus d'influence de la vitesse de déformation sur la contrainte maximale. Ceci peut s'expliquer par le fait que la rupture pour cette fraction se fait de manière catastrophique : dès qu'une fissure s'amorce, l'échantillon se casse. L'influence de la vitesse est donc moindre, c'est plutôt la répartition des défauts qui va gouverner le comportement et donc la contrainte maximale.

IV.2.4.c) Relation entre ductilité après pic et fissuration à chaud

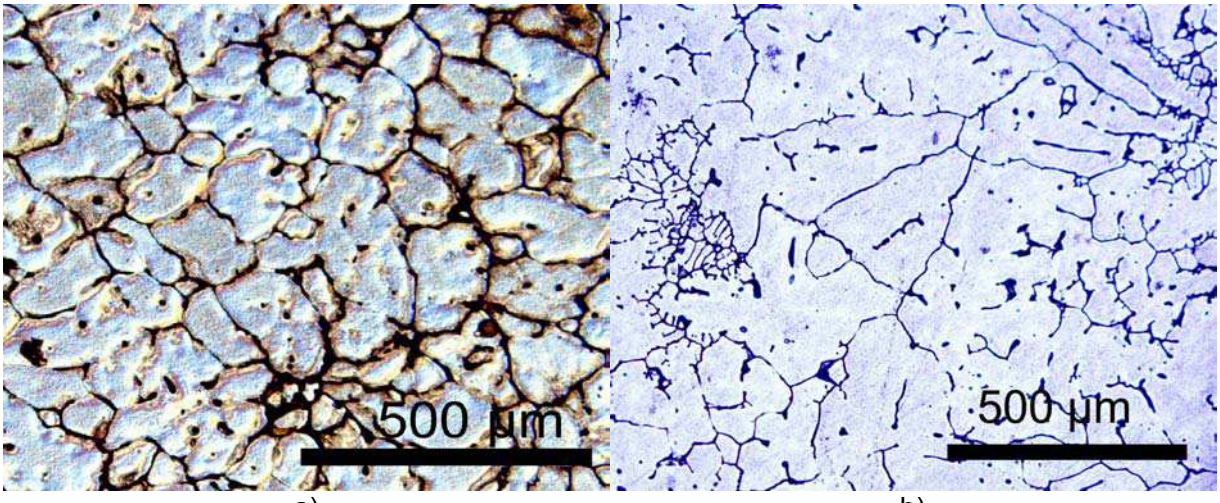
On peut établir une relation entre la zone de faible ductilité après pic observée ci dessus et le phénomène de fissuration à chaud. En effet, ce défaut est dû à l'impossibilité pour la zone pâteuse d'accommoder une déformation sans aboutir à la rupture. On peut rapprocher ce phénomène de la rupture catastrophique que l'on observe dans la zone de faible ductilité après pic. Il apparaît que le phénomène de fissuration à chaud doit se produire lorsque la fraction de solide atteint la valeur pour laquelle la ductilité après pic est faible. Dès lors, si un défaut apparaît la fissure se propage car aucune accommodation n'est possible et il y a rupture totale du matériau. Si l'on compare les valeurs de fraction de solide pour lesquelles la ductilité après pic est faible (entre 0.95 et 0.97) et les valeurs classiques pour lesquelles la fissuration à chaud est supposée se dérouler ([Clyne], cf. I.3.5.a)), on remarque que celles-ci sont identiques. On peut aussi souligner la similitude de ce raisonnement avec le critère de Feurer [Feurer].

IV.2.5 Caractéristiques des microstructures obtenues lors des essais de traction isothermes à l'état pâteux

Afin de mieux comparer les essais de traction à l'état pâteux et le phénomène de fissuration à chaud, il convient de s'intéresser aux microstructures résultant de ces essais.

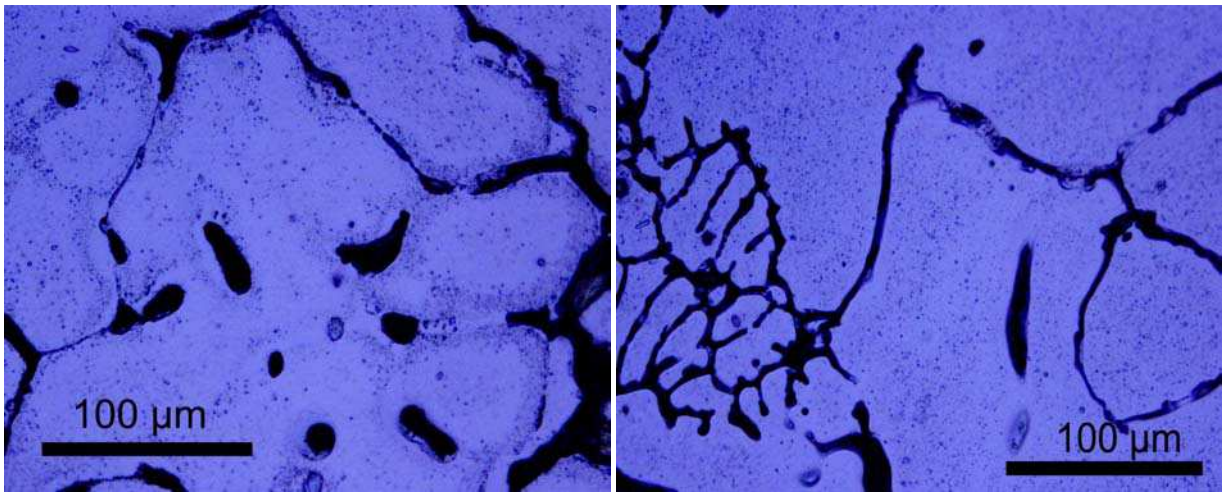
IV.2.5.a) Structure granulaire

Si l'on effectue une coupe longitudinale des éprouvettes de traction à l'état pâteux post mortem, on observe après attaque chimique une différence importante entre les essais en refusion et ceux en solidification partielle. Les premiers présentent une structure granulaire assez grossière caractéristique de la coulée dont ils sont issus alors que les derniers présentent une microstructure beaucoup plus dendritique du fait de la solidification rapide, jusqu'à la température d'essai, qu'ils ont subi (figure IV.29 et IV.30).



a) b)

Figure IV.29 : Microstructures granulaires des échantillons a) en refusion, b) après solidification partielle



a) b)

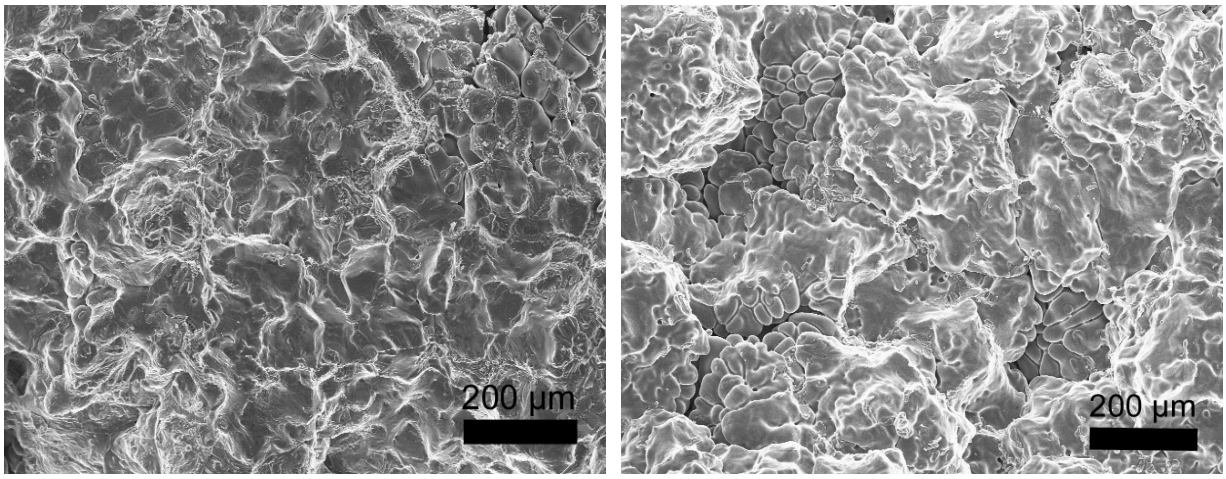
Figure IV.30 : Microstructures granulaires des échantillons a) en refusion, b) après solidification partielle

Sur la figure IV.30, on observe que dans le cas des essais en refusion, les eutectiques qui ont fondu se trouvent préférentiellement aux joints de grains triples formant ainsi des poches de liquide tétraédriques L'hypothèse de base de la loi de [Wray] est donc assez bien vérifiée dans ce cas. De plus, il semble qu'il y ait aussi du liquide eutectique emprisonné à l'intérieur des grains. En revanche, pour les essais après solidification partielle, on observe que ces eutectiques intragranulaires ne sont plus présents et que les eutectiques se répartissent uniformément sur tous les joints de grains. On peut donc penser d'une part que la loi de [Wray] n'est plus adaptée d'où la nécessité d'en proposer une nouvelle comme nous l'avons fait, et d'autre part que ce genre de structure est plus sensible à une déformation imposée. On explique ainsi la différence de contrainte maximale observée entre les essais en refusion et les essais après solidification partielle. Enfin, la microstructure obtenue après solidification partielle est beaucoup plus proche de celle que nous avions observée lors de l'étude des microstructures de la zone fondue (cf.III.1.1.b)). Il apparaît donc clairement que si l'on veut étudier le phénomène de fissuration à chaud en soudage, les essais doivent être réalisés en solidification pour avoir une microstructure plus proche de celle présente lorsque ce défaut se produit.

IV.2.5.b) Faciès de rupture

En refusion

Les faciès de rupture des éprouvettes de traction à l'état pâteux en refusion sont très similaires quelles que soit la fraction de solide d'essai ou la vitesse de déformation. Ils présentent une structure granulaire avec parfois quelques dendrites lisses. Ces dendrites doivent correspondre à des grains qui ont entièrement fondu lors de l'essai. Leur nombre augmente avec l'augmentation de la fraction de liquide (figure IV.31). On peut penser que lors des essais de refusion, seuls des eutectiques intergranulaires ont fondu : on garde alors la structure granulaire de départ.



a) b)

Figure IV.31 : Faciès de rupture après essais de traction isothermes en refusion pour le 6056 a) pour fs=0.99, b) pour fs=0.92.

De plus, pour les fractions de solides les plus élevées, un plus fort grossissement nous permet d'observer d'une part les eutectiques sur le faciès et d'autre part de nombreux ponts solides entre les grains (figure IV.32).

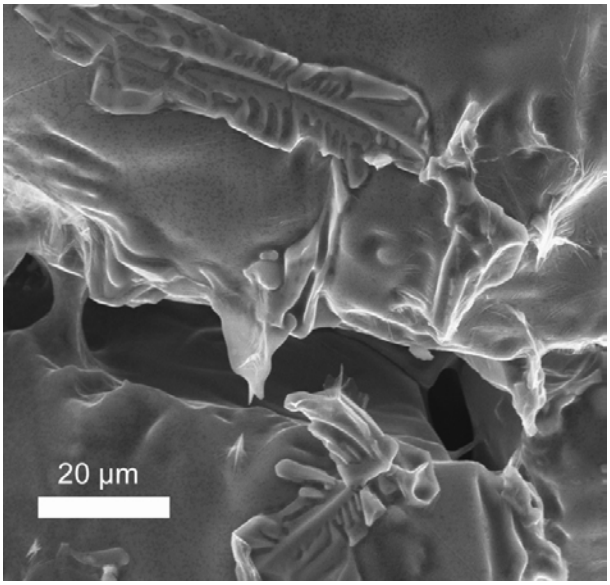
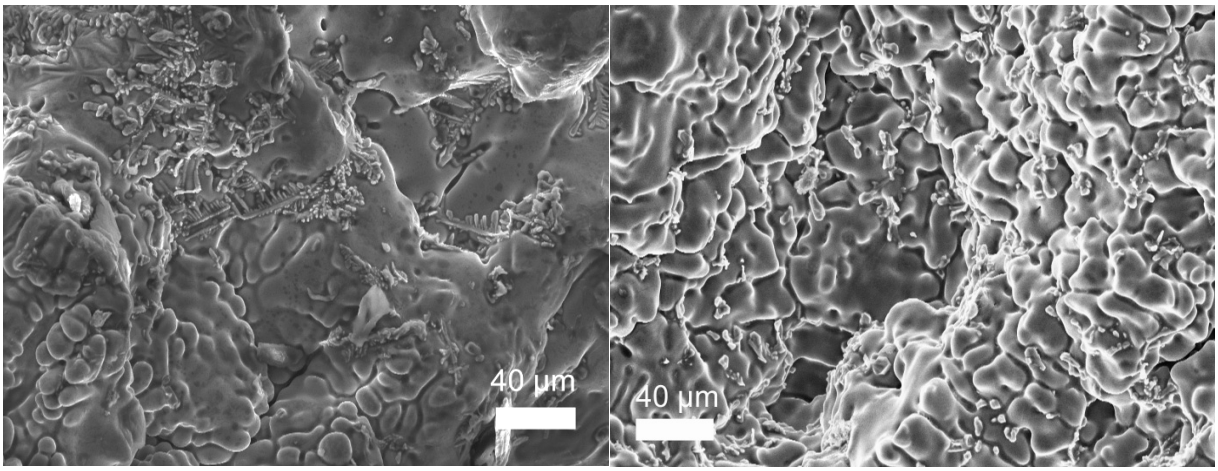


Figure IV.32 : Eutectiques et ponts solides pour fs=0.97 pour l'alliage 6056 après refusion partielle

Après solidification partielle

Les faciès de rupture des essais de traction après solidification partielle présentent un aspect dendritique lisse plus marqué que les essais en refusion. Dans ce cas encore, plus la fraction de liquide est élevée, plus cette caractéristique est prononcée (figure IV.33).
Il est intéressant de remarquer que sur le faciès de rupture pour une fraction de solide de fs=0.95, le mûrissement de la structure dendritique est très visible: le contour des bras dendritiques s'efface pour laisser la place à la forme des grains. Lorsque la fraction de solide

est de 0.98, seules quelques dendrites subsistent. On peut en déduire que le phénomène de fissuration à chaud présentant un faciès dendritique lisse doit se dérouler lorsque la fraction de solide est aux alentours de 0.95. Cette conclusion est en accord avec la littérature et correspond à la zone de faible ductilité observée dans le IV.2.4.b). On obtient des faciès entièrement dendritiques pour des fractions de solide plus faibles (fs=0.88) (figure IV.34).
Il est intéressant de remarquer que la taille des dendrites dans le cas des essais isothermes est différente de celle observée lors de la fissuration à chaud en soudage. Si on mesure la distance interdendritique secondaire sur les faciès de rupture des essais de traction isothermes, on trouve que celle-ci est approximativement de 9 µm. Si on utilise l'équation III.1, cette distance correspond à une vitesse de refroidissement de 73K/s: On retrouve la vitesse de refroidissement de 70K/s imposée lors de l'essai.



a) b)

Figure IV.33 : Faciès de rupture des essais de traction isothermes après solidification partielle pour le 6056 a) pour fs=0.98, b) fs=0.95

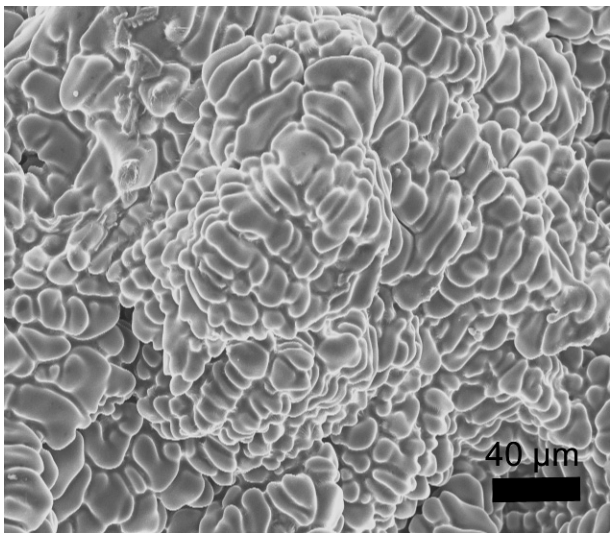


Figure IV.34 : Faciès de rupture des essais de traction isothermes après solidification partielle pour l'alliage à 2% de silicium pour fs=0.88

Dans le cas des essais après solidification partielle, on retrouve aussi des phases eutectiques à la surface des dendrites. Il est aussi intéressant de voir que les grains qui apparaissent durant les essais après solidification partielle n'ont pas la même taille que ceux observables pour les essais en refusion. En effet, lors des essais en refusion, les grains sont hérités de la solidification lente de la coulée, ils ont une taille d'environ 100 µm (figure IV.31). En revanche, la solidification partielle donne naissance à des grains d'environ 40 µm (figure IV.35).

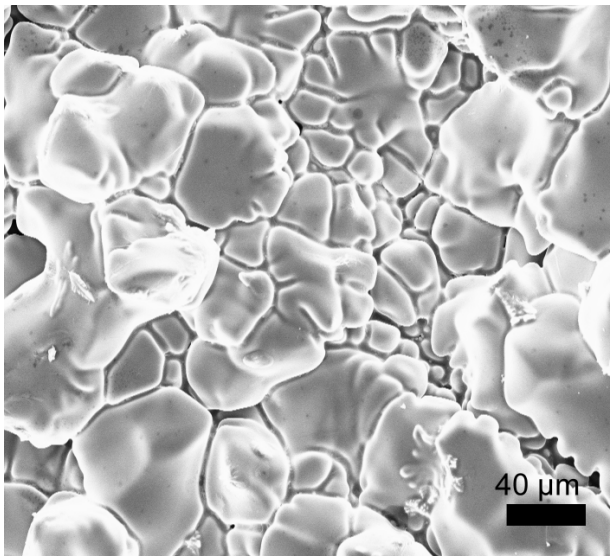


Figure IV.35 : Fin de mûrissement dendritique pour fs=0.99

IV.2.6 Conclusions sur le comportement isotherme à l'état pâteux

Les essais de traction isothermes à l'état pâteux nous ont permis de cerner le comportement mécanique de notre alliage à l'état semi solide dans des conditions simples. Ces essais nous ont permis d'élaborer une loi rhéologique permettant de prédire l'évolution de la contrainte en fonction de la vitesse de déformation dans des conditions isothermes, que ce soit lors d'essais en refusion ou après une solidification partielle. Cette loi nous permettra de rendre compte du comportement de l'alliage en cours de solidification. De plus, l'évolution de la ductilité après pic en fonction de la fraction de solide nous a révélé une zone où l'endommagement du semi solide est catastrophique. Cet intervalle de fraction de solide (entre 0.95 et 0.97) correspond à celui pour lequel la fissuration à chaud se produit.

IV.3. Comportement mécanique non isotherme à l'état pâteux

Le comportement isotherme de la zone pâteuse nous a permis de connaître la manière dont le semi solide réagissait à une déformation pour une microstructure donnée. Cependant, le défaut de fissuration à chaud se produit lors de la solidification de l'alliage. Il est donc indispensable de s'intéresser au comportement de la zone pâteuse lorsqu'elle est soumise à une déformation alors que la fraction de solide évolue. L'un des objectifs de cette thèse a donc été la mise au point d'un dispositif expérimental permettant d'imposer un état de traction non isotherme à notre alliage à l'état pâteux. De plus, afin de se rapprocher le plus possible des conditions du soudage laser, la vitesse de refroidissement imposée lors d'un tel essai doit être la plus élevée possible. Le dispositif développé est décrit au II.7.2. Celui-ci nous a permis d'observer l'influence de la vitesse de déplacement, de la vitesse de refroidissement et de la composition de notre alliage sur son comportement à l'état pâteux. Ces résultats nous permettront d'élaborer un critère de rupture des films liquides en solidification rapide.
On remarquera que dans la suite, on ne considérera plus les vitesses de déformation comme pour les essais isothermes mais les vitesses de déplacement. En effet, du fait des gradients thermiques dans l'échantillon, la vitesse réelle de déformation n'est pas connue car on ne connaît pas précisément la dimension de la zone déformable. De plus, la vitesse de déformation n'est pas uniforme spatialement.
Deux vitesses de refroidissement ont été expérimentées lors des essais non isothermes. Celle que nous appelons « faible vitesse de refroidissement » correspond à une décroissance de 25K.s^{-1} entre 700°C et 500°C. La « forte vitesse de refroidissement » correspond à une décroissance de la température de 70K. s^{-1} dans le même intervalle de température.

IV.3.1 Essais avec faible vitesse de refroidissement

Pour les essais sur le métal de base, la traction commence à 612°C, c'est-à-dire lorsque la fraction de solide est égale à 0.84 d'après le logiciel Prophase. Les résultats obtenus lors des essais non isothermes sont représentés par des courbes montrant la contrainte en fonction de la température ou de la fraction de solide. Il est important de noter qu'en général ces courbes ne commencent pas à contrainte nulle car la solidification de l'alliage de l'état complètement liquide à la température de début de traction génère des contraintes malgré l'accommodation des déformations thermiques mise en place lors du chauffage.

IV.3.1.a) Influence de la vitesse de déplacement

Différentes vitesses de déplacement ont été imposées à la zone pâteuse en train de se solidifier. La figure IV.36 présente les courbes contrainte en fonction de la température obtenues.
On observe que pour une vitesse de déplacement de l'ordre de 0.1 mm/s, la contrainte augmente fortement et la rupture se produit en phase solide (200°C). En revanche pour les vitesses de déplacement plus élevées, les contraintes enregistrées sont faibles et la rupture

se produit à l'état pâteux : les fractions de solide à rupture sont de 0.96. On peut donc définir une vitesse de déplacement critique pour avoir rupture à l'état pâteux de l'ordre de 0.1 mm/s. Si on impose une vitesse de déplacement inférieure à celle-ci, l'alliage ne cassera pas à l'état pâteux. Les faciès de rupture des essais non isothermes sont présentés sur la figure IV.37.

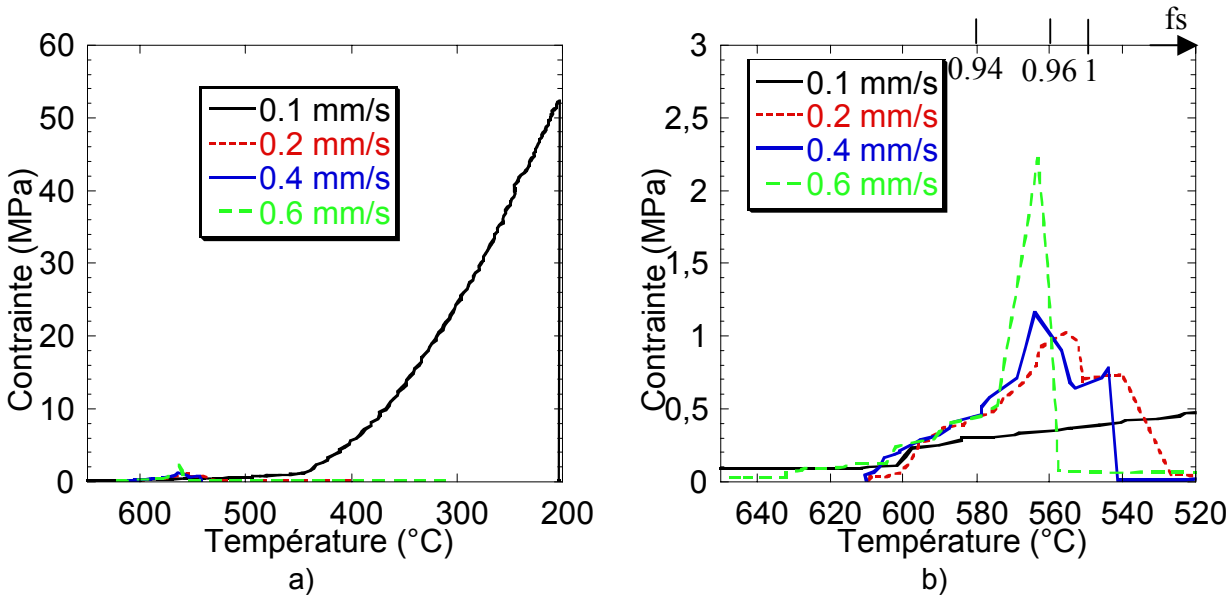


Figure IV.36 : Courbes contrainte en fonction de la température pour le 6056 en non isotherme à faible vitesse de refroidissement (25K/s) (b) zoom du a))

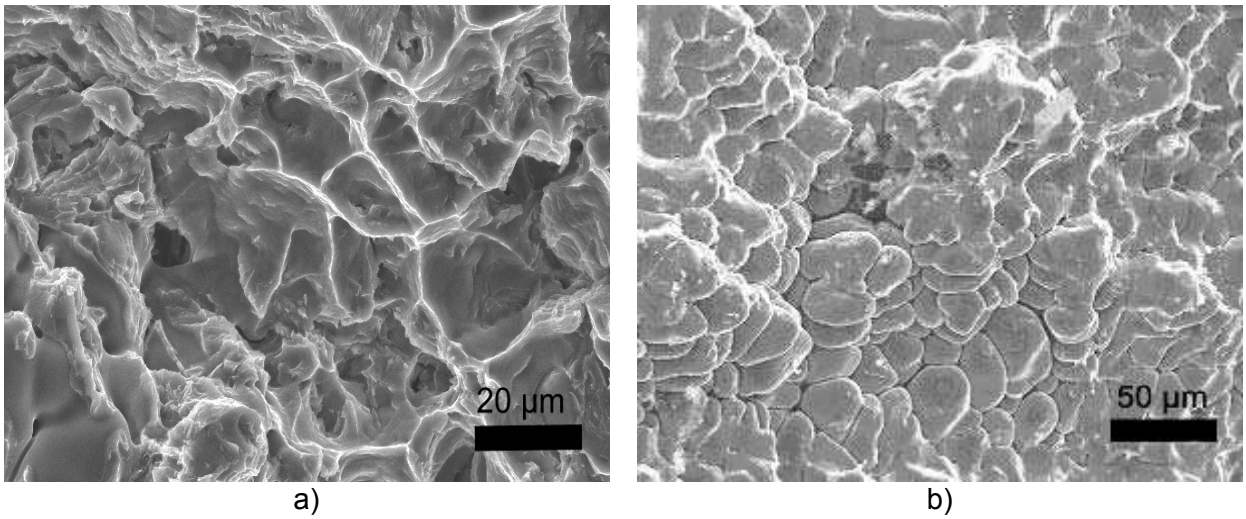


Figure IV.37 : Faciès de rupture a) pour $v_{déplacement}$=0.1 mm/s, b) pour $v_{déplacemen}$=0.4 mm/s.

Pour une vitesse de 0.1 mm/s, le faciès de rupture est très ductile, caractéristique d'une rupture en phase solide. On observe tout de même quelques dendrites présentant des ponts solides à leur surface. On peut donc penser que certains films liquides se sont déchirés mais cela n'a pas entraîné la rupture totale du matériau car la vitesse de déplacement était trop faible par rapport à la vitesse de refroidissement. De ce fait, les fissures formées ne peuvent

pas se propager car elles rencontrent rapidement un matériau entièrement solide sur leur parcours. Pour les vitesses de déplacement plus élevées, le faciès de rupture est dendritique. On retrouve les dendrites lisses caractéristiques de la fissuration à chaud en soudage (II.2.1.c)) ; l'espacement interdendritique secondaire est d'environ 14 µm. Sachant que l'intervalle de solidification est de 80°C, cela correspond à une vitesse de refroidissement de 20°/s d'après l'équation III.1. On retrouve donc l'ordre de grandeur de la vitesse de refroidissement mesurée. Ce faciès de rupture, similaire à celui du défaut de fissuration à chaud, permet de penser que les phénomènes mis en jeu lors de la traction non isotherme sont comparables à ceux responsables de la formation de ce défaut lors du soudage.
De plus, la figure IV.36 confirme le comportement visco-plastique de la zone pâteuse observé en isotherme dans le paragraphe IV.2.2.b). En effet, lorsque la vitesse de déplacement augmente, la contrainte maximale enregistrée augmente (de 1MPa pour 0.2 mm/s à 2.3MPa pour 0.6 mm/s). Ce comportement visco-plastique est donc systématiquement vérifié lorsque la fraction de solide évolue au cours de l'essai.

IV.3.1.b) Fraction solide de coalescence : validation des calculs Prophase

La figure IV.36 montre qu'il existe une transition du comportement de la zone pâteuse en fonction de la fraction de solide. Pour les vitesses de déplacement élevées, les courbes présentent une pente assez faible jusqu'à une température d'environ 574°C soit une fraction de solide de 0.94. Ensuite, la pente est beaucoup plus forte. On peut associer cette transition de comportement au passage de la fraction de coalescence. Cette fraction est égale à celle pour laquelle la phase liquide n'est plus présente sous forme de films mais seulement sous forme de poches isolées. Pour les fractions inférieures à cette fraction critique, le comportement de la zone pâteuse dépend non seulement de la phase solide mais aussi de la phase liquide. En revanche, pour des fractions supérieures, le comportement de la zone pâteuse est dominé par la phase solide. C'est pourquoi on observe une transition de pente sur les courbes de contrainte en fonction de la fraction de solide. Il est important de noter que cette valeur de fraction de coalescence est en accord avec la littérature. Cette observation est importante car elle permet de valider les calculs de fraction de solide en fonction de la température fournis par Prophase. En effet, on vérifie ainsi que, même pour des vitesses de refroidissement supérieures à celle utilisée pour les calculs (10°/s), les prédictions de prophase sont en accord avec les observations expérimentales.

IV.3.2 Essais avec forte vitesse de refroidissement

Afin de se rapprocher des conditions de soudage, la vitesse de refroidissement a été augmentée pour atteindre 70°/s. De ce fait, le système d'enregistrement des données a été modifié pour en augmenter la fréquence d'acquisition. Les courbes de contrainte en fonction de la fraction de solide comprennent plus de points et sont mieux résolues.

IV.3.2.a) Influence de la vitesse de déplacement

La figure IV.38 présente les courbes contrainte en fonction de la fraction de solide pour le 6056 en fonction de la vitesse de déplacement imposée. Tous les essais de traction ont débuté pour une fraction de solide d'environ 0.88.

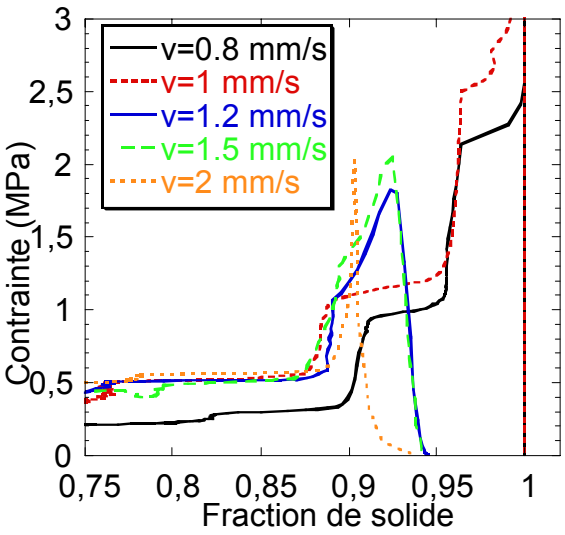


Figure IV.38 : Courbes contrainte en fonction de la fraction de solide pour le 6056 pour la vitesse de refroidissement de 70K/s.

La figure IV.38 montre que le comportement de la zone pâteuse dépend fortement de la vitesse de déplacement à laquelle elle est soumise.

Pour les fortes vitesses de déplacement (2 mm/s), la contrainte augmente très fortement puis l'échantillon casse rapidement. La ductilité est presque nulle. Dans ce cas, il n'y aurait aucune accommodation possible de la déformation, celle-ci se concentrerait très rapidement sur un joint de grain mouillé qui casse et entraîne la rupture de l'échantillon.
Pour les vitesses de déplacement intermédiaires (1.2 et 1.5 mm/s), le comportement est similaire à celui observé pour la faible vitesse de refroidissement. La contrainte augmente rapidement mais une certaine accommodation de la déformation est possible. On peut penser qu'il y a réarrangement des grains solides par glissement/rotation, ce mouvement étant possible du fait de la présence de la phase liquide aux joints de grains. Les niveaux de contrainte obtenus sont les mêmes que pour la faible vitesse de refroidissement. On peut aussi remarquer que la loi de comportement visco-plastique semble vérifiée car l'augmentation de la vitesse de déplacement de 1.2 à 1.5 mm/s semble entraîner une augmentation de la contrainte maximale.
Pour les vitesses de déplacement les plus faibles (1 et 0.8 mm/s), le comportement de la zone pâteuse est très différent. Le début de l'essai de traction s'accompagne d'une augmentation rapide de la contrainte jusqu'à environ 1MPa. Puis on observe un plateau de contrainte jusqu'à une fraction de solide de l'ordre de 0.95. Enfin, la contrainte augmente très rapidement lorsque la fraction de solide tend vers 1. Dans le cas des courbes de la figure

IV.38, la contrainte atteint environ 7 MPa lorsque la rupture se produit pour une fraction de solide de 1.

Nous pouvons essayer d'expliquer la forme des courbes de contrainte en fonction de la fraction de solide pour les faibles vitesses de déplacement.
La première augmentation de la contrainte jusqu'à 1 MPa correspond à la mise sous tension de la zone pâteuse.
Ensuite le palier en contrainte correspond à un régime stationnaire de réarrangement des grains solides par glissement/rotation : du fait de la faible vitesse de déplacement il n'y a pas de localisation de la déformation et pas de rupture de films liquides. L'augmentation de la déformation due au déplacement se fait par changement de la microstructure. On remarque que même pour les vitesses intermédiaires, une rupture de pente pour une contrainte de 1 MPa correspondant au passage du régime de réarrangement peut être observée. Cependant, du fait des vitesses de déplacement plus élevées aucun régime stationnaire n'est possible.
Enfin lorsque l'on atteint la fraction de 0.95, les ponts solides entre les dendrites sont trop nombreux pour autoriser un quelconque réarrangement : notre alliage se comporte alors comme un solide contenant des poches de liquide isolées et la contrainte augmente alors rapidement. Deux issues sont alors possibles :

a) soit la vitesse de déplacement est tout de même assez importante pour que des films liquides se rompent. La fissure ainsi créée peut se propager vers d'autres films liquides en entraînant la rupture de certains ponts solides interdendritiques : il y a alors rupture totale de l'échantillon et on se rapproche du scénario de fissuration à chaud.
b) soit la vitesse de déplacement est trop faible pour que des films liquides se rompent ou que la fissure créée ne se propage avant de rencontrer un alliage totalement solide, dans ce cas l'échantillon ne casse que beaucoup plus tard, à l'état solide. On retrouve ici la notion de vitesse critique pour la rupture de films liquides observée dans les essais à faible vitesse de refroidissement.

On peut enfin observer un second palier qui apparaît pour des fractions de solide proches de 1. Celui-ci n'est dû qu'à la brusque augmentation de la fraction de solide avec la température (voir les courbes en Annexe II).

La figure IV.39 résume les différentes étapes de l'accroissement de contrainte en fonction de la fraction de solide pour une vitesse de déplacement faible.

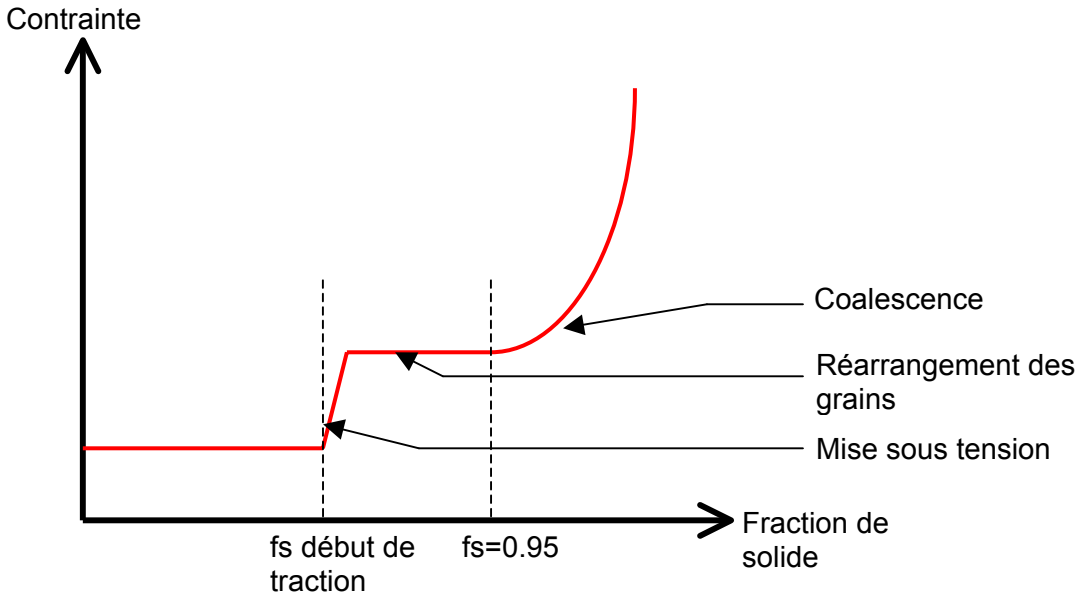


Figure IV.39 : Courbes contrainte en fonction de la fraction de solide pour des faibles vitesses de déplacement.

L'étude de l'influence de la vitesse de déplacement sur la contrainte fait apparaître plusieurs points intéressants.

D'une part l'augmentation brusque de la contrainte pour une fraction de solide de 0.95 correspond au passage de la fraction de coalescence déjà observée lors des essais à faible vitesse de refroidissement. On s'assure donc que les calculs de Prophase de la fraction de solide en fonction de la température sont toujours corrects même pour des vitesses de refroidissement très importantes.

D'autre part, cette augmentation brusque de la contrainte observée pour les vitesses de déplacement faibles correspond à la compétition entre la vitesse de refroidissement et la vitesse de déplacement. En effet, lors des essais non isothermes, il y a compétition entre le déplacement qui tend à endommager le matériau et la solidification qui tend à densifier notre matériau. Ainsi pour les vitesses de déplacement faibles, le phénomène de densification prend le pas sur le déplacement et on assiste à une augmentation très forte de la contrainte. Lors des essais avec une faible vitesse de refroidissement nous avions remarqué qu'il existe une vitesse de déplacement critique pour avoir rupture de films liquides (de l'ordre de 0.1 mm/s pour le 6056 lorsque la fraction solide de début de traction était de 0.84). Pour les vitesses de refroidissement élevées, on observe de même une vitesse critique qui cette fois est de l'ordre de 0.8 mm/s pour le 6056 avec la même fraction de solide de départ. Cette différence s'explique par la différence de temps passé par l'échantillon dans l'intervalle de solidification. En revanche, il est intéressant de noter que le rapport entre les deux vitesses de déplacement critiques est de l'ordre de 8 alors que le rapport des vitesses de refroidissement n'est que de 3.

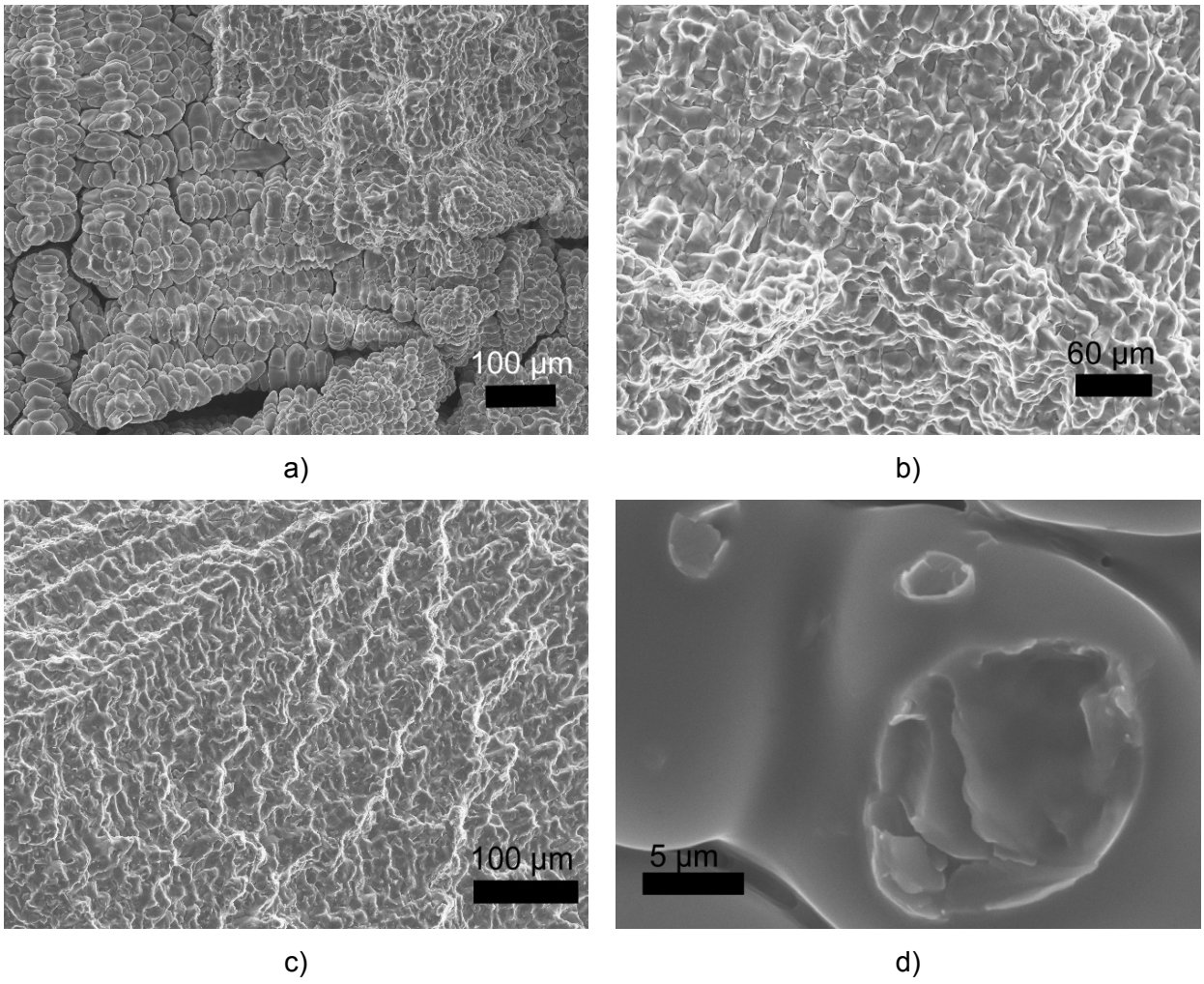


Figure IV.40 : Faciès de rupture. a) pour $v_{dép}$=2mm/s, b) pour $v_{dép}$=1.5mm/s, c) pour $v_{dép}$=0.8mm/s, d) pont interdendritique

Les faciès de rupture témoignent de la transition de fraction de solide à rupture (figure IV.40). Pour les fortes vitesses de déplacement, le faciès est très dendritique avec une surface très lisse synonyme d'absence de plasticité. Puis lorsque la vitesse de déplacement diminue, les dendrites présentent une surface de plus en plus torturée : on peut parfois apercevoir des ponts interdendritiques cassés.

IV.3.2.b) Influence de la fraction de solide de début de traction

Jusqu'à présent nous avons choisi de commencer le test de traction pour une fraction de solide de 0.84. Afin d'étudier l'influence de cette fraction de solide de début de traction, des essais de traction non isothermes ont été réalisés en la faisant varier. La figure IV.41 présente les courbes de contrainte en fonction de la fraction de solide obtenues.

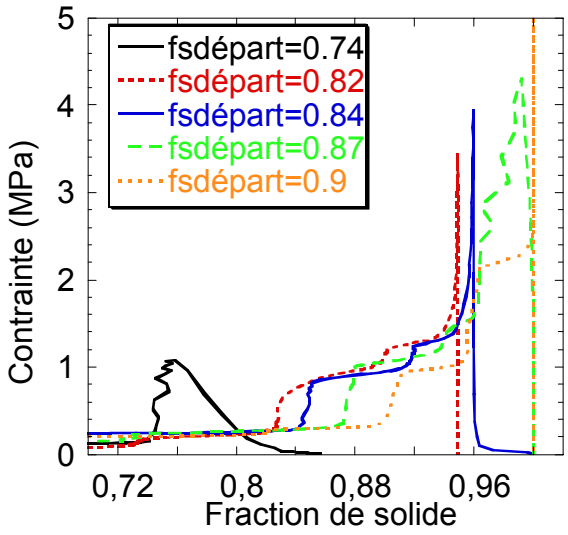


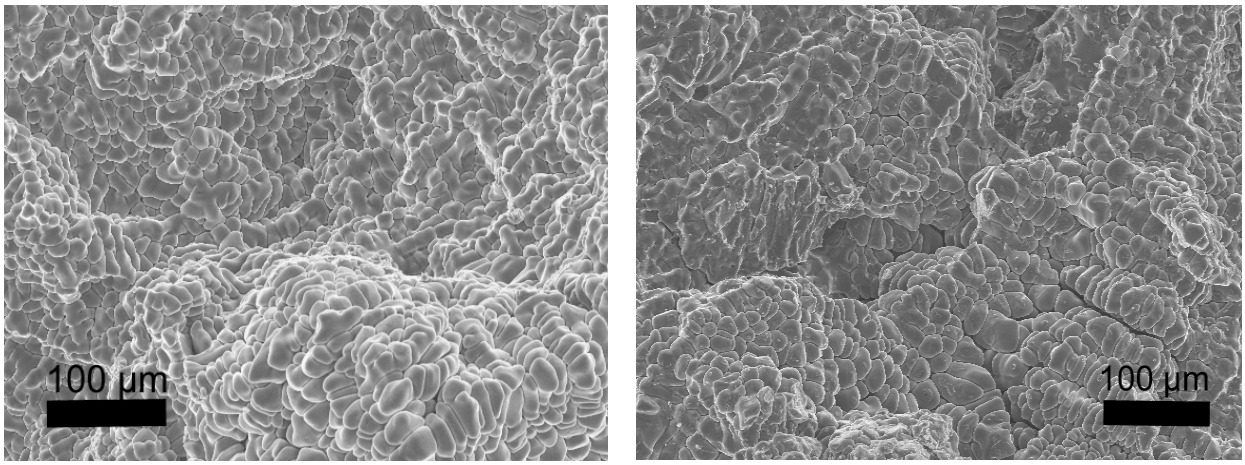
Figure IV.41 : Courbes contrainte en fonction de la fraction de solide pour le 6056 avec $v_{dép}$=0.8 mm/s et différentes fraction de solide de début de traction.

Lorsque la fraction de solide de début de traction est faible, la courbe est très différente de celles observées au IV.3.2.a) : la contrainte augmente rapidement pour atteindre un maximum avant de décroître lentement. En revanche dès que la fraction de solide de début de traction est supérieure à 0.8, toutes les courbes sont similaires. Il est très intéressant d'observer qu'elles suivent toute le schéma d'une « courbe maîtresse » comme celle de la figure IV.39. On observe tout d'abord une augmentation de la contrainte jusqu'à environ 1 MPa puis un plateau de contrainte avant une brusque augmentation de celle-ci lorsque la fraction de solide atteint 0.95. Certaines de ces courbes présentent une seconde augmentation brusque de la contrainte aux environs de 0.9, qui reste inexpliquée. Le deuxième plateau pour les fractions de solide supérieures à 0.95 est encore dû à la rapide augmentation de la fraction de solide avec la température.

Ces courbes montrent que la contrainte maximale augmente lorsque la fraction de solide de début de traction augmente pour une vitesse de déplacement donnée. On peut donc s'attendre à ce que la vitesse de déplacement critique pour obtenir une rupture de films liquides augmente lorsque la fraction de solide de début de traction augmente.

Les faciès de rupture sont évidement très différents selon la fraction de solide de début de traction.

Pour les faibles fractions de départ, le faciès présente des dendrites très lisses. Lorsque la fraction de début de traction augmente, la surface de rupture est constituée à la fois de dendrites lisses et de certaines présentant une surface plus torturée caractéristique d'une plasticité (figure IV.42). Pour les fractions de départ les plus élevées, le faciès ne présente que des dendrites ayant subi une certaine plasticité (figure IV.40.c)).



a) b)

Figure IV.42 : Faciès de rupture a) pour $fs_{départ}$=0.74, b) pour $fs_{départ}$=0.83

IV.3.2.c) Influence de la présence d'affinant

La littérature nous renseigne sur l'influence de la microstructure sur la fissuration à chaud (I.3.3.d)). Une microstructure fine et équiaxe facilite l'écoulement du liquide au travers du squelette solide et donc devrait diminuer la sensibilité à la fissuration à chaud. Pour étudier cette hypothèse, nous avons étudié l'influence de la présence d'affinant sur le comportement à l'état pâteux de notre alliage. La figure IV.43 représente les courbes contrainte en fonction de la fraction de solide obtenues pour le 6056 et le 6056 affiné pour différentes vitesses de déplacement. Il est important de noter que nous n'avons réalisé que peu d'essais sur l'alliage affiné, donc les résultats doivent être considérés avec précaution.

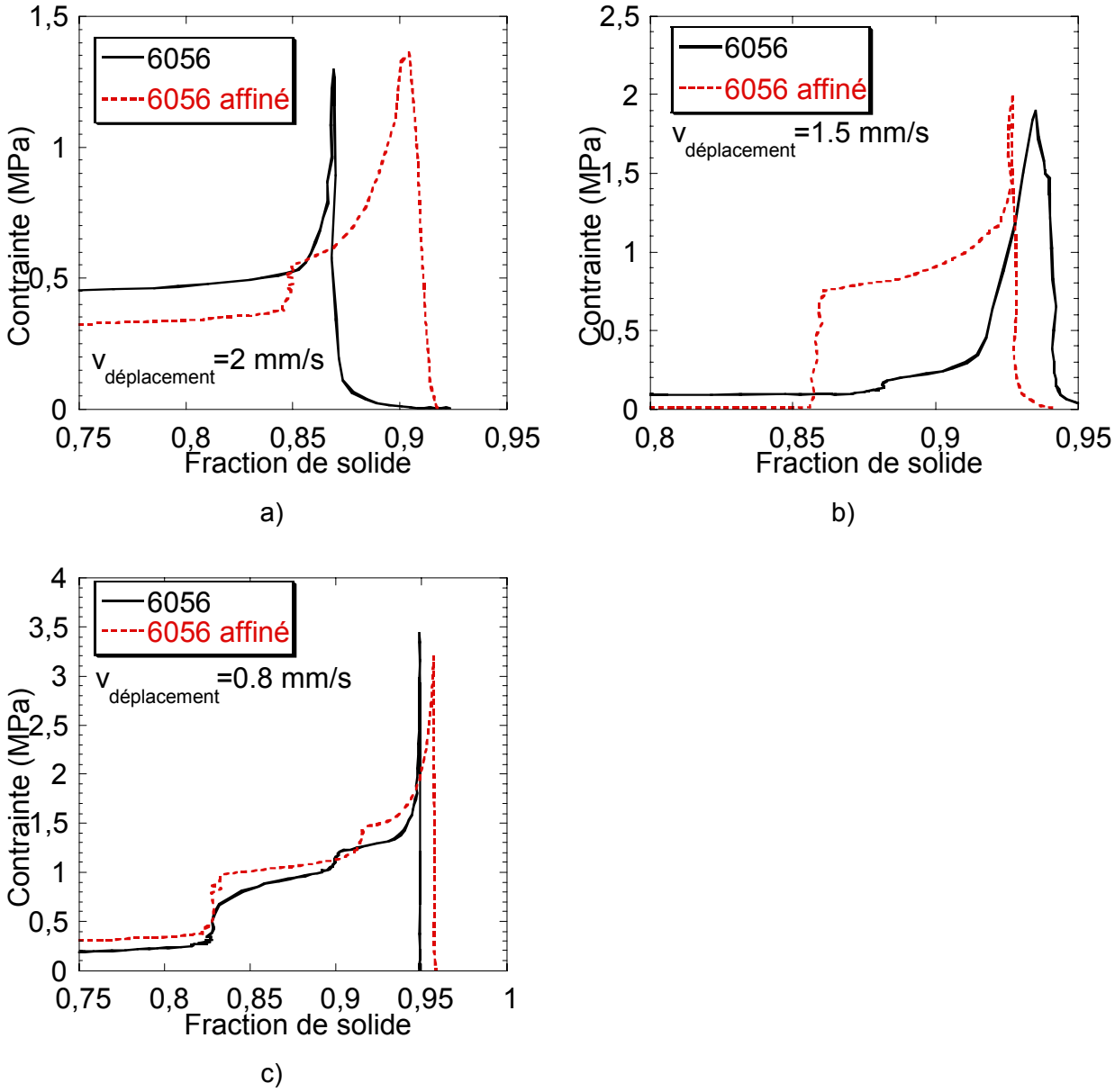
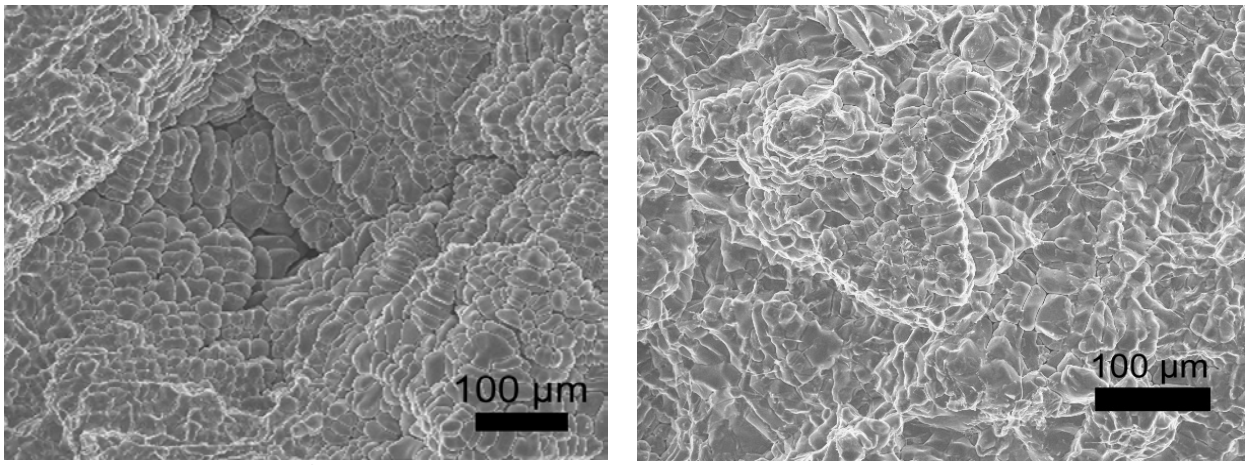


Figure IV.43 : Courbes contrainte en fonction de la fraction de solide pour le 6056 et le 6056 affiné. a) pour $v_{dép}$=2 mm/s ($fs_{départ}$=0.85), b) pour $v_{dép}$=1.5 mm/s ($fs_{départ}$=0.86) et c) pour $v_{dép}$=0.8 mm/s ($fs_{départ}$=0.83)

La figure IV.41 confirme les conclusions de la bibliographie. Pour les vitesses de déplacement élevées et intermédiaires, la présence d'affinant conduit à observer le plateau de contrainte que nous avons associé au réarrangement des grains par glissement/rotation alors que ce plateau n'est pas présent dans le 6056 sans affinant. Pour les faibles vitesses de déplacement, lorsque le réarrangement des grains est possible également pour le 6056 non affiné, le comportement de l'alliage affiné ne se distingue pas du 6056. Il semble que la coalescence des grains soit légèrement retardée dans ce dernier cas lorsque l'alliage est affiné mais la différence étant très faible, il est difficile d'être sûr de cette conclusion. En revanche, on peut noter que quelle que soit la vitesse de déplacement imposée, la contrainte maximale ne varie pas lorsque l'on ajoute un affinant. La figure IV.44 présente les faciès de

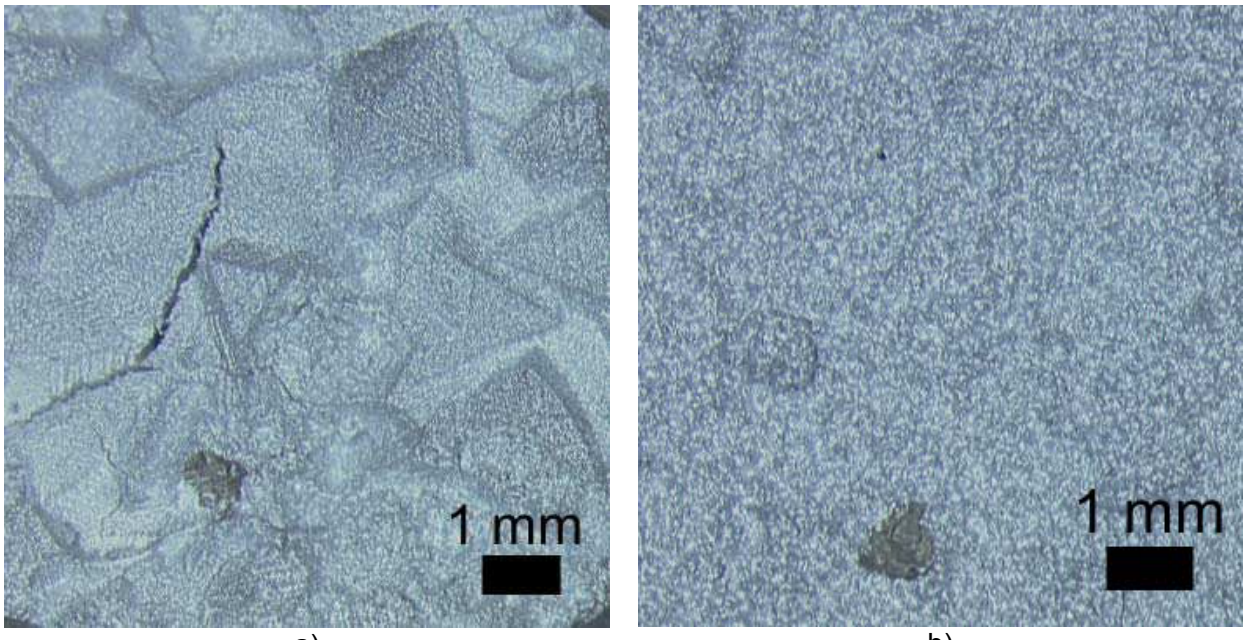
rupture du 6056 et du 6056 affiné. On observe qu'ils sont similaires avec des dendrites assez lisses.



a) b)

Figure IV.44 : Faciès de rupture pour $v_{dép}$=0.8 mm/s et $fs_{départ}$=0.83 a) pour le 6056, b) pour le 6056 affiné

L'effet de l'affinant sur la taille de grain est pourtant extrêmement important, et peut être observé à la binoculaire (figure IV.45).



a) b)

Figure IV.45 : Faciès de rupture a) pour le 6056, b) pour le 6056 affiné

IV.3.2.d) Influence de la concentration en silicium

Evolution de la contrainte maximale

L'effet de la concentration en silicium sur la propension à la fissuration à chaud a été abordé dans la littérature (I.3.3.d)). Lorsque l'on augmente la concentration en silicium dans un binaire Al-Si, on passe tout d'abord par un maximum de criquabilité puis la sensibilité diminue fortement. Ces observations ont conduit à utiliser un fil d'apport Al-Si eutectique afin entre autres de diminuer la sensibilité à la fissuration à chaud du cordon soudé. Nous avons voulu étudier l'effet intrinsèque de la concentration en silicium sur le comportement de la zone pâteuse en cours de solidification. Des essais de traction à l'état pâteux ont donc été réalisés avec des alliages à différentes teneurs en silicium. La figure IV.46 montre les courbes contrainte en fonction de la fraction de solide obtenues. Les essais de traction commencent tous à une fraction de solide voisine de 0.84 ce qui correspond à des températures différentes en fonction de la concentration en silicium. Ces températures sont données par le logiciel Prophase.

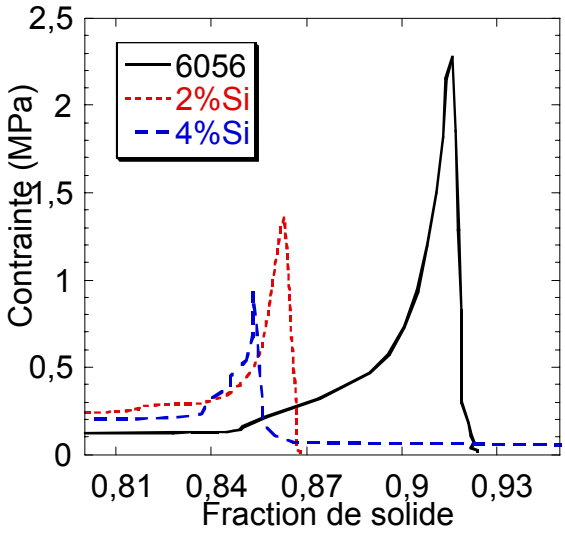


Figure IV.46 : Courbes contrainte en fonction de la fraction de solide avec $v_{dép}$=1.5 mm/s et différentes compositions en silicium.

On observe que lorsque la composition en silicium augmente, pour une vitesse de déplacement donnée, la fraction de solide à rupture diminue et donc la contrainte maximale aussi. Ainsi, la zone pâteuse soumise à une vitesse de déplacement donnée semble plus « fragile » pour des compositions en silicium élevées. Les mêmes essais pour une vitesse de déplacement différente, donnent les mêmes conclusions. Si on compare ces résultats avec les courbes donnant la fraction de solide en fonction de la température, on peut avoir un élément d'explication de ce phénomène (figure IV.47).

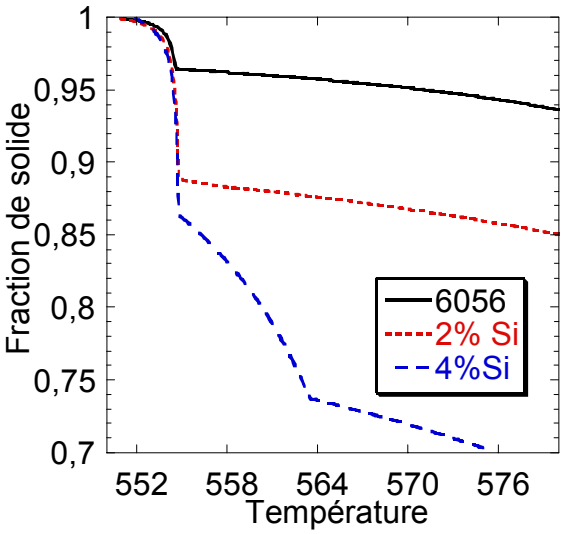


Figure IV.47 : Courbes fraction de solide en fonction de la température pour différentes compositions en silicium (pour une vitesse de refroidissement de 70K/s).

On observe que pour les alliages à 2% et 4% de silicium, la fraction de solide de rupture semble correspondre avec la fraction pour laquelle seul l'eutectique se forme. Ce phénomène peut avoir deux explications. D'une part, il est bien connu qu'une faible énergie d'interface favorise la formation de ponts interdendritiques. C'est pourquoi les ponts intragranulaires se forment avant les ponts intergranulaires. Donc si le pont doit intégrer en plus la formation d'une nouvelle phase, on peut s'attendre qu'à fraction de solide équivalente moins de ponts soient formés. D'autre part, l'eutectique est une phase fragile. Or lorsque la sollicitation en traction du matériau à l'état pâteux a lieu, on a compétition de la propagation des fissures et leur arrêt par déformation plastique des ponts solides. Si la ténacité des ces ponts solides est faible, leur ductilité le sera aussi, conduisant favorablement à une rupture fragile et précoce.

Du fait de cette différence de fraction de solide de rupture, les faciès des éprouvettes sont très différents : on a encore une fois une transition d'un faciès aux dendrites montrant de la plasticité (pour le 6056 sur la figure IV.40 b)) à un faciès aux dendrites plus lisses pour l'alliage à 2% de silicium et enfin à une surface ne présentant que des dendrites lisses pour l'alliage à 4% de silicium (figure IV.48).

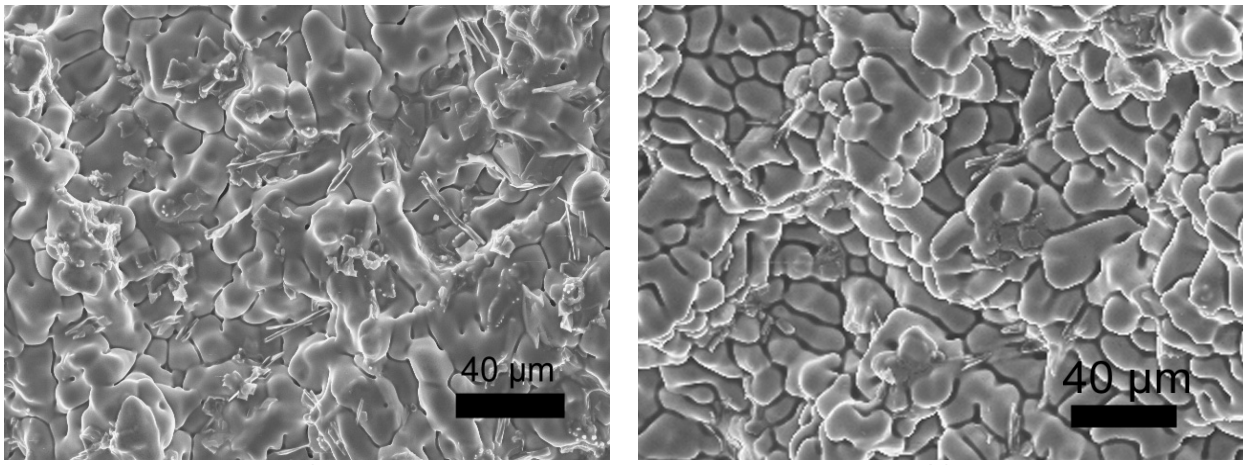


Figure IV.48 : Faciès de rupture pour $v_{dép}$=1.5 mm/s et $fs_{départ}$=0.84 a) pour l'alliage à 2% de silicium, b) pour l'alliage à 4% de silicium

Vitesse de déplacement critique

Nous avons déjà vu que la vitesse de déplacement critique pour avoir rupture des films liquides dépend de la vitesse de refroidissement et de la fraction de solide de début de traction. De plus nous avons vu ci-dessus que la fraction de solide à rupture dépend de la composition en silicium. Il apparaît donc que la vitesse critique doit, elle aussi, dépendre de la teneur en silicium. La figure IV.49 représente la contrainte maximale obtenue lors des essais de traction non isotherme pour les alliages à 2% et à 4% de silicium.

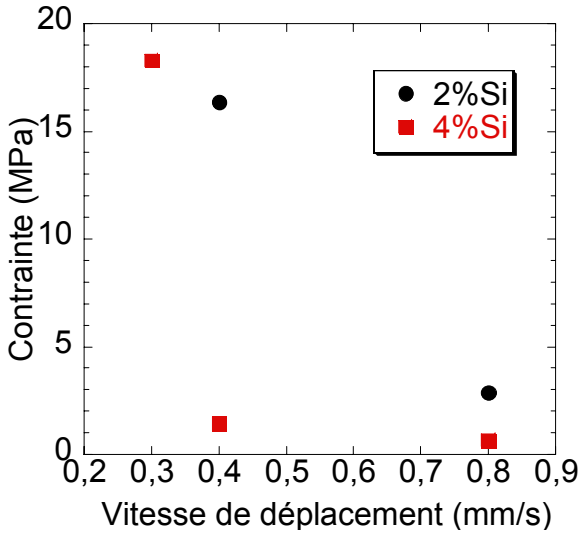
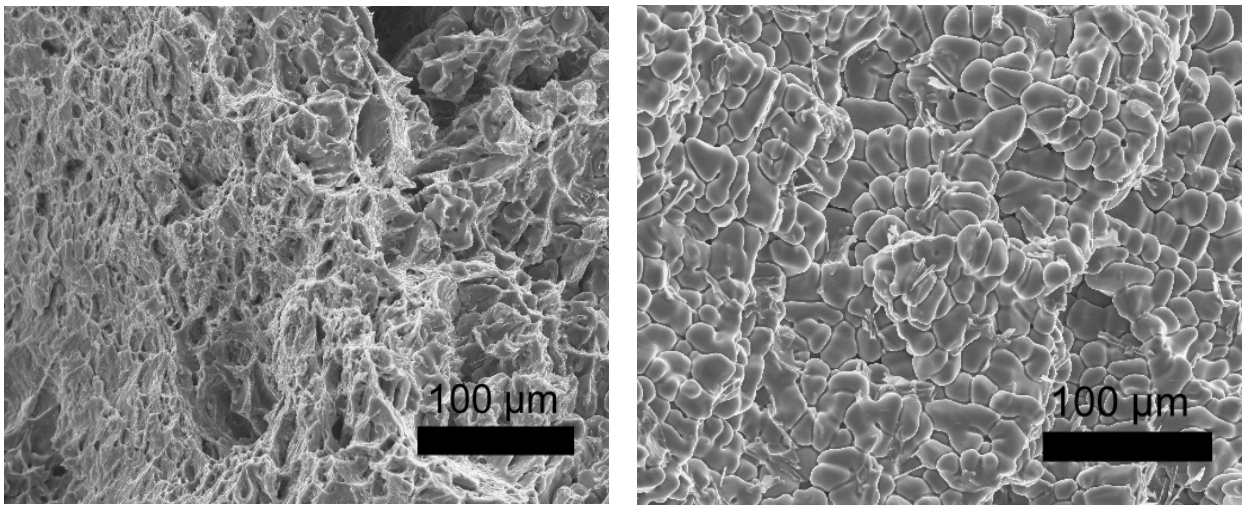


Figure IV.49 : Contrainte maximale en fonction de la vitesse de déplacement pour l'alliage à 2% et 4% de silicium ($fs_{départ}$=0.84)

L'alliage à 2% de silicium présente une contrainte maximale très élevée pour une vitesse de déplacement de l'ordre de 0.4 mm/s. Cette contrainte ne peut pas être caractéristique de rupture de films liquides. On peut donc conclure que la vitesse de déplacement critique se

situe entre 0.8 et 0.4 mm/s pour l'alliage à 2% de silicium. Pour l'alliage à 4% de silicium celle-ci semble plutôt être de l'ordre de 0.35 mm/s. Pour mémoire, elle était de l'ordre de 0.8 mm/s pour le 6056. L'observation des faciès de rupture pour les alliages à 2% et à 4% de silicium pour une vitesse de 0.4 mm/s représente bien la différence de mécanisme de rupture avec d'une part une rupture très ductile et de l'autre un faciès dendritique lisse (figure IV.50).



a) b)

Figure IV.50 : Faciès de rupture pour $v_{dép}$=0.4 mm/s et $fs_{départ}$=0.84 a) pour l'alliage à 2% de silicium, b) pour l'alliage à 4% de silicium

IV.3.3 Bilan sur l'influence des paramètres sur les propriétés mécaniques de la zone pâteuse

L'essai de traction non isotherme nous a permis de caractériser le comportement de la zone pâteuse en cours de refroidissement. Selon la vitesse de déplacement imposée, le comportement varie de manière importante. Nous avons observé une vitesse de déplacement critique pour laquelle il y a transition entre une rupture à l'état solide et une rupture de films liquides. Cette vitesse critique dépend de la vitesse de refroidissement, de la fraction de solide de début de traction mais aussi de la composition. On remarque que lorsque la composition en silicium augmente, le comportement de la zone pâteuse semble plus fragile et la vitesse de déplacement critique diminue. Cet effet de la composition sera discuté dans le paragraphe IV.5.

IV.3.4 Critère de rupture de films liquides

Partant des résultats des essais de traction non isothermes, nous proposons un critère de rupture de films liquides lors de la solidification d'un alliage avec une forte vitesse de refroidissement. Pour cela nous avons mesuré le déplacement à rupture lors des essais de traction.

IV.3.4.a) Mesure du déplacement à rupture

Pour mesurer cette grandeur, on utilise la différence entre le temps au début de la traction et le temps au pic de contrainte. Puis on multiplie ce temps par la vitesse de déplacement (figure IV.51). Une méthode plus directe consisterait à faire la différence des déplacements entre le début de la traction et le pic de contrainte mais du fait des incertitudes sur la mesure du déplacement, cette méthode est moins précise.

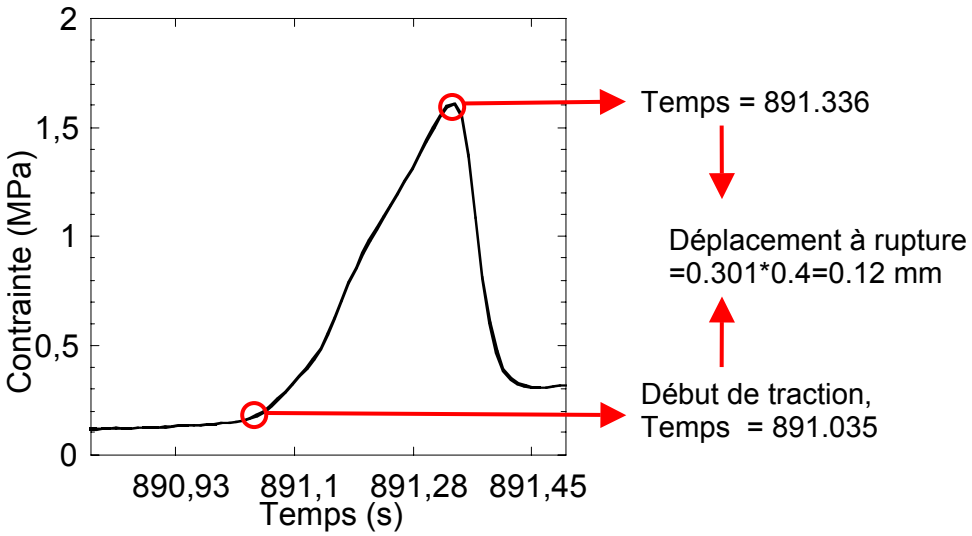


Figure IV.51 : Déplacement à rupture pour l'alliage à 4% de silicium pour $v_{dép}$=0.4 mm/s

IV.3.4.b) Déplacement à rupture en fonction de la vitesse de déplacement et de la composition

La figure IV.52 montre le déplacement à rupture en fonction de la vitesse de déplacement pour les différents alliages. La plupart des points sont des moyennes de plusieurs essais.

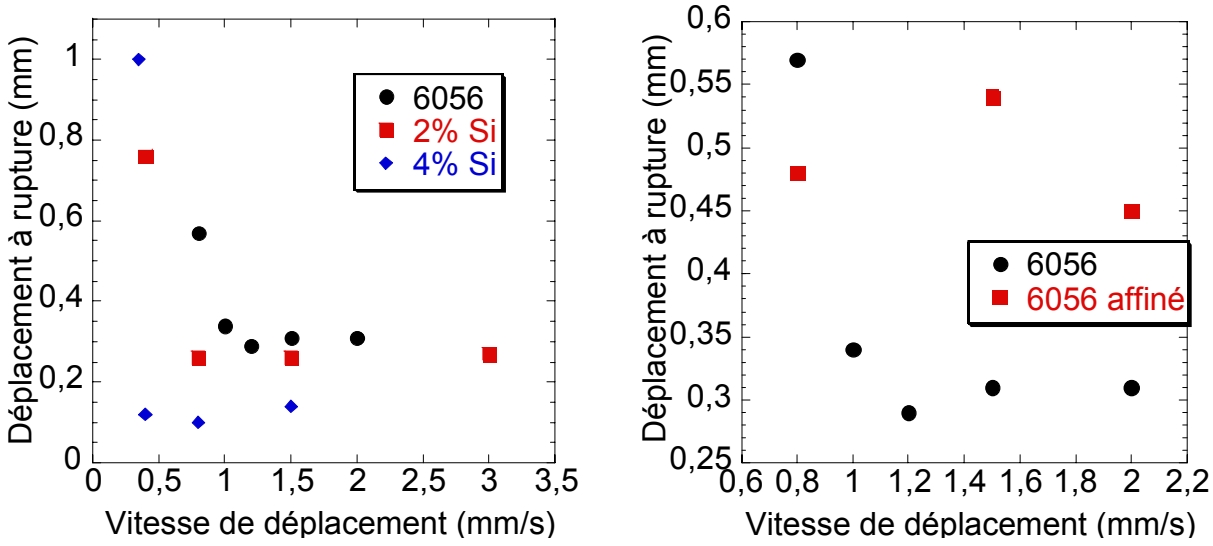


Figure IV.52 : Déplacement à rupture en fonction de la vitesse de déplacement, a) influence de la composition en silicium, b) influence de la présence d'affinant

Le déplacement à rupture apparaît indépendant de la vitesse de déplacement mais il est fonction de la composition de l'alliage étudié. Il vaut 0.31 mm pour le 6056, 0.26 mm pour l'alliage à 2% de silicium et 0.12 mm pour l'alliage à 4% de silicium. Lorsque l'on atteint la vitesse de déplacement critique (0.8 mm/s pour le 6056, 0.4 mm/s pour l'alliage à 2% de silicium et 0.35 mm/s pour l'alliage à 4% de silicium), le déplacement à rupture augmente fortement du fait du changement du mode de rupture. En ce qui concerne le 6056 affiné, le déplacement à rupture est beaucoup plus élevé, de l'ordre de 0.5 mm. Ceci est en accord avec les courbes de contrainte en fonction de la fraction de solide pour lesquelles nous avions remarqué que la présence d'affinant permettait d'observer le comportement typique des faibles vitesses de déplacement pour des vitesses plus élevées (figure IV.43). Cependant, nous ne disposons pas de beaucoup de mesures pour cet alliage et de ce fait, il n'est pas certain que la vitesse de déplacement de 0.8 mm/s constitue sa vitesse de déplacement critique.

IV.3.4.c) Interprétation du déplacement à rupture

L'idée d'un déplacement critique constant pour avoir rupture de films liquides renvoie aux modèles mécaniques basés sur une déformation limite pour que le phénomène de fissuration à chaud se produise (cf.I.3.4.c)). On peut donc rapprocher ces deux phénomènes même si la rupture de films liquides en traction et la fissuration à chaud en soudage diffèrent par le fait qu'en traction aucun apport de liquide n'est possible pour alimenter les zones en traction. En tout état de cause, ces résultats suggèrent que la zone pâteuse en train de se solidifier admet une certaine déformation avant de casser. Les contraintes observées étant très faibles (≤ 1MPa) dans ce régime, on peut légitimement supposer que l'essentiel de la déformation est supportée par la phase liquide. Il est important de noter que cette quantité ne dépend pas de la vitesse de déplacement ni de la fraction de solide de départ. En revanche, le déplacement à rupture dépend fortement de la microstructure de solidification car il varie non seulement lorsque la composition en silicium augmente mais aussi lorsque l'alliage est affiné. La présence d'affinant permet d'accommoder les déformations par réarrangement des grains et donc d'admettre un plus grand déplacement avant la rupture. Enfin, lorsque la concentration en silicium augmente, le plus faible déplacement à rupture observé est expliqué par le fait que l'alliage est plus fragile (cf.IV.3.2.d)).

IV.3.4.d) Critère de rupture de films liquides

Si on considère à la fois la vitesse de déplacement critique observée et le déplacement à rupture mesurée, on peut proposer un critère de rupture de films liquides en traction non isotherme à l'état pâteux avec une forte vitesse de refroidissement.
Pour avoir rupture à l'état semi-solide, la vitesse de déplacement doit être supérieure à la vitesse de déplacement critique. Cette vitesse dépend essentiellement de la vitesse de refroidissement et de la composition de notre alliage. Dans le cas où la vitesse de déplacement imposée est supérieure à cette vitesse critique, la rupture se produit pour un déplacement donné qui ne dépend pas de la vitesse de déplacement mais qui est fonction de la composition de l'alliage. De plus, celui-ci semble aussi être fonction de la vitesse de refroidissement car si on mesure le déplacement à rupture du 6056 lors des essais avec une

faible vitesse de refroidissement, on trouve une valeur de 0.63 mm contre 0.31 mm pour le 6056. Cependant nous n'avons que peu de mesures dans ce cas et elles sont moins précises car la vitesse d'acquisition des données était alors faible. On peut tout de même penser que lorsque la vitesse de refroidissement diminue, l'alliage peut accommoder les déformations par glissement/rotation des grains plus facilement, ce qui expliquerait cette valeur plus importante du déplacement à rupture.
Toutes ces données sont regroupées sur la figure IV.53. Les traits pleins correspondent au déplacement critique constant pour chaque composition. La ligne de transition pour une vitesse de refroidissement donnée est définie par la dernière vitesse de déplacement pour laquelle une rupture de films liquides a été observée.

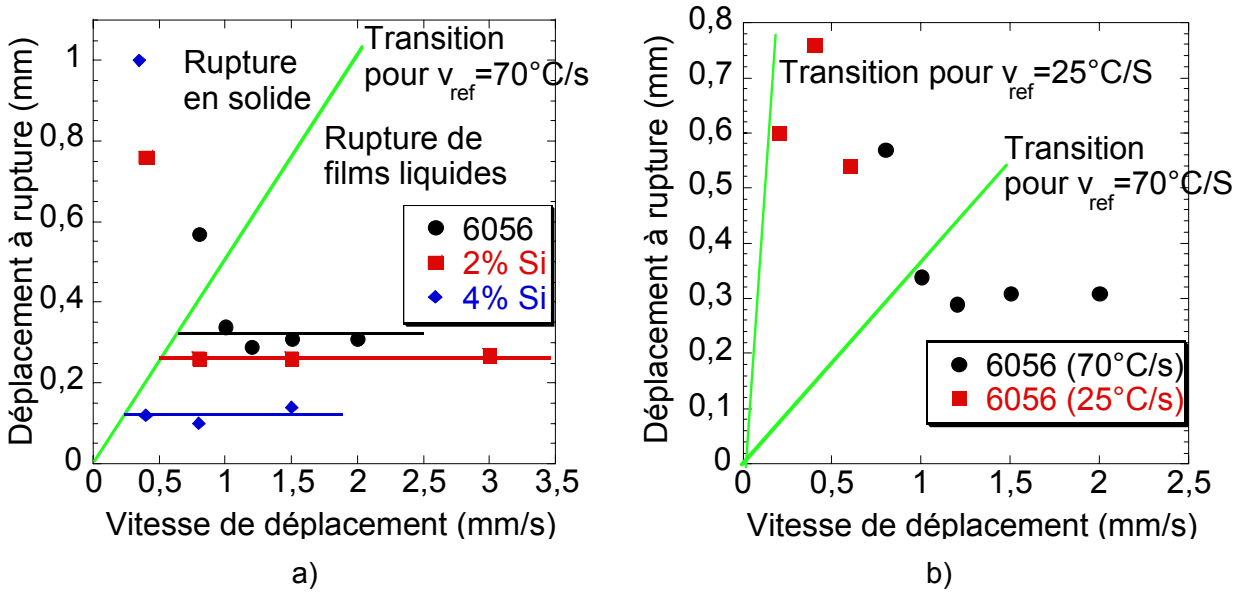


Figure IV.53 : Déplacement à rupture en fonction de la vitesse de déplacement : critère de rupture de films liquides. a) influence de la composition en silicium, b) influence de la vitesse de refroidissement

Ainsi lorsque l'on augmente la teneur en silicium de notre alliage, la vitesse critique de transition entre une rupture en phase solide et une rupture de films liquides diminue ainsi que le déplacement à rupture. Lorsque la vitesse de refroidissement diminue, la vitesse de transition diminue mais le déplacement à rupture augmente. Enfin si la taille de grain diminue, la vitesse critique semble rester la même mais le déplacement à rupture augmente (figure 52 b)).
On peut noter que le critère de rupture de films liquides proposé se rapproche de celui de Prokhorov [Kerrouault] détaillé dans le I.3.4.c).

IV.3.5 Simulation de l'essai non isotherme

Dans cette partie, nous présentons la simulation de l'essai de traction non isotherme grâce à la loi rhéologique établie lors des essais isothermes. Ceci nous permet de connaître le comportement de la zone pâteuse lors de la solidification c'est-à-dire lorsque le phénomène de fissuration à chaud se produit.

IV.3.5.a) Analyse thermique

La première étape de la simulation de l'essai non isotherme est d'en caractériser la thermique. Pour ce faire, des essais de traction ont été réalisés en mettant plusieurs thermocouples dans l'échantillon à différentes distances de la zone fondue. La figure IV.54 présente les enregistrements de 3 thermocouples de type K de diamètre 0.5 mm lors d'un essai de traction à 70K/s.

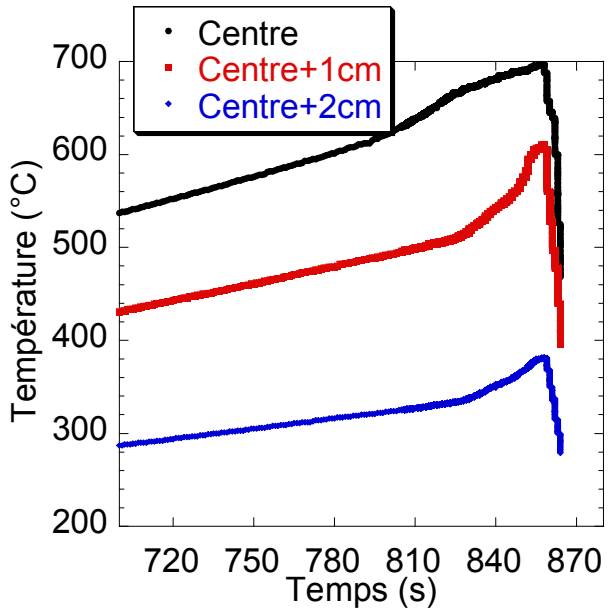


Figure IV.54 : Evolution de la température avant et lors d'un essai de traction non isotherme. Thermo1 : thermocouple au centre de l'échantillon, Thermo2 : thermocouple placé à 1 cm du centre, Thermo 3 : thermocouple placé à 2 cm du centre.

Ces données permettent de calibrer une simulation en éléments finis de l'expérience de traction non isotherme. Cette simulation a été réalisée par Jean Marie Drezet à l'Ecole Polytechnique Fédérale de Lausanne en Suisse grâce au logiciel CalcoSOFT développé par Calcom.ch. Les détails du calcul sont regroupés en Annexe. Celle-ci permet de donner en fonction du temps le champs de température dans tout l'échantillon. La fraction de solide est ensuite calculée selon les courbes fournies par Prophase. On considère ici qu'il n'y a pas de gradient thermique radial. La figure IV.55 représente pour un temps donné, les profils de fraction de solide dans l'échantillon.

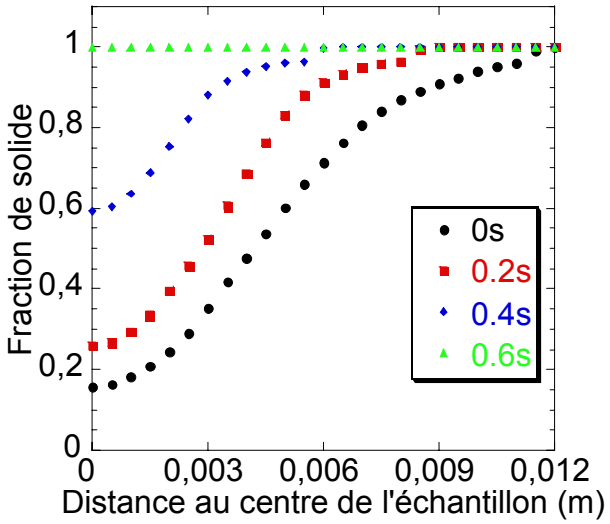


Figure IV.55 : Fraction de solide du 6056 en fonction de la distance au centre de l'échantillon pour différents temps

IV.3.5.b) Loi utilisée et méthode de calcul

Afin de simuler le comportement non isotherme de la zone pâteuse, on utilise la loi rhéologique développée au IV.2.3. Puis on utilise le logiciel Scilab (logiciel développé par l'INRIA et l'ENPC) pour calculer la contrainte développée par la zone pâteuse au cours de l'essai. Le principe de calcul est le suivant :

a) on associe la fraction de joints mouillés à la fraction de liquide donnée par la simulation aux éléments finis

b) on fixe une contrainte faible appliquée à la zone pâteuse

c) pour chaque temps et chaque point de l'éprouvette on calcule la vitesse de déformation correspondante

d) on intègre cette vitesse de déformation sur la longueur de l'éprouvette afin de déterminer une « vitesse de déplacement globale » pour chaque temps

e) on calcule la différence entre cette vitesse de déplacement globale et la vitesse de déplacement imposée

f) si la différence est nulle la contrainte effective pour ce temps t vaut la contrainte présupposée en b)
si la différence est négative on revient au c) avec une contrainte inférieure
si la différence est positive on revient au c) avec une contrainte supérieure

A la fin on obtient un tableau qui comprend les valeurs de la contrainte pour chaque temps t. Le programme utilisé est donné en Annexe.

IV.3.5.c) Résultats

La loi utilisée décrit la variation de la contrainte en fonction de la fraction de solide mais ne permet pas de prédire la rupture de l'échantillon. Par conséquent la courbe contrainte en fonction de la fraction de solide fournie par la simulation s'étend jusque dans le domaine entièrement solide. On assiste tout d'abord à une augmentation lente de la contrainte avec la

fraction de solide puis un saut de contrainte lorsque la fraction de solide atteint 0.97. La figure IV.56 présente les résultats de la simulation pour différentes vitesses de déplacement. Il est important de noter que ces simulations ne peuvent pas décrire la transition de comportement observée dans le IV.3.2.a) en fonction de la vitesse de déplacement car on n'utilise qu'une seule loi rhéologique simple quelle que soit cette vitesse.

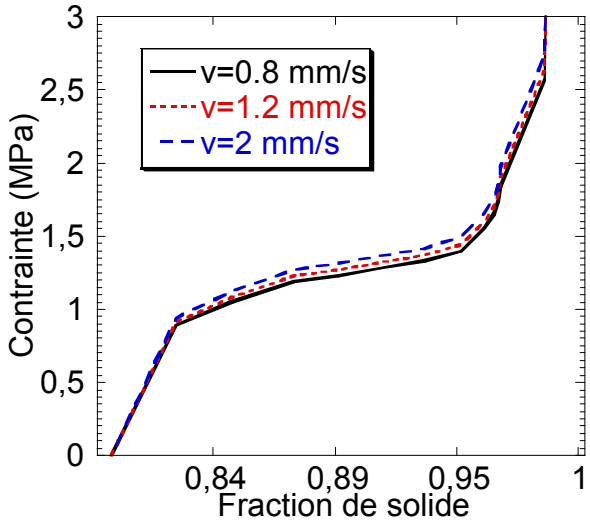


Figure IV.56 : Courbes contrainte en fonction de la fraction de solide fournies par la simulation pour le 6056 avec différentes vitesses de déplacement ($fs_{départ}$=0.79)

La figure IV.56 montre que la simulation permet de rendre compte de la brusque augmentation de la contrainte lorsque l'on atteint les fractions de solide élevées. Cette hausse de la contrainte se produit pour des fractions de solide similaires à celles observées expérimentalement (figure IV.41), c'est-à-dire environ 0.96.
La figure IV.57 représente l'influence de la composition sur les courbes contrainte en fonction de la fraction de solide.

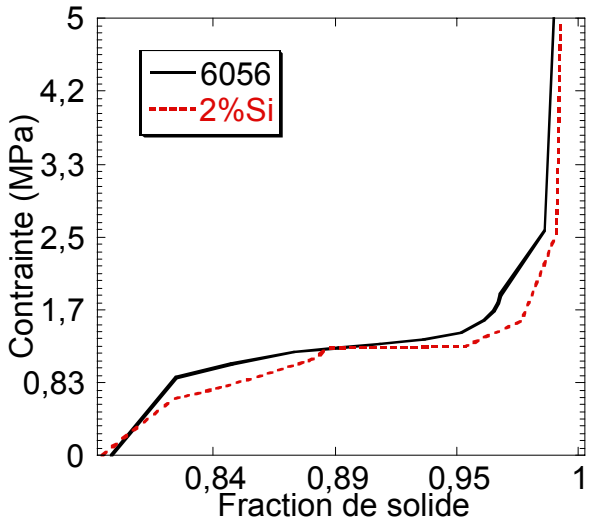


Figure IV.57 : Courbes contrainte en fonction de la fraction de solide fournies par la simulation pour le 6056 et l'alliage à 2% de silicium pour $v_{dép}$=0.8 mm/s ($fs_{départ}$=0.79)

Les figures IV.56 et IV.57 soulignent les difficultés que rencontre une simulation simple, comme celle proposée ici, pour décrire des phénomènes complexes se déroulant lors d'un essai de traction non isotherme en solidification. Ainsi la loi proposée ne peut rendre compte efficacement ni de l'influence de la vitesse de déplacement ni de l'influence de la composition. Ceci pourrait être dû au fait que la loi rhéologique a été développée pour décrire la contrainte de plateau obtenue en isotherme. Or dans le cas non isotherme, on se situe dans le régime transitoire et non dans le régime stationnaire. Ceci pourrait expliquer la difficulté à prédire l'influence de la vitesse de déplacement ou de la composition.
La figure IV.58 présente le rapport entre les contraintes mesurée et calculée par le modèle pour le 6056 et l'alliage à 2% de silicium en fonction de la vitesse de déplacement.

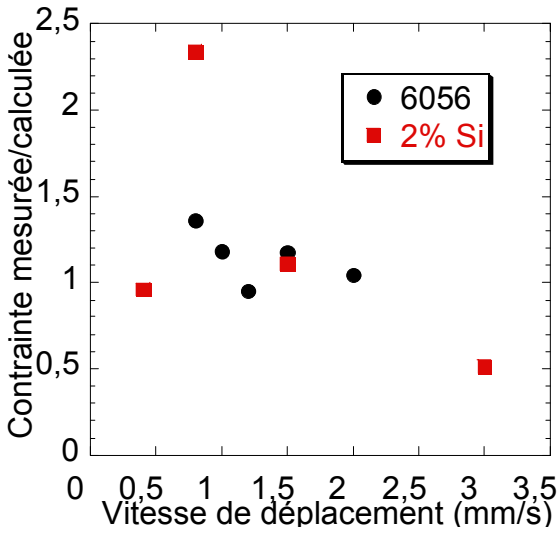


Figure IV.58 : Rapport entre contrainte mesurée et calculée en fonction de la vitesse de déplacement pour l'essai non isotherme en solidification.

On remarque que la loi rhéologique simple utilisée et la simulation développée permettent de rendre compte de manière efficace de la contrainte maximale obtenue lors d'un essai non isotherme quelle que soit la vitesse de déplacement lors de la traction.
Les objectifs de la modélisation du comportement de la zone pâteuse ont donc été atteints car la loi permet de décrire le comportement global de manière correcte et de prédire la contrainte maximale efficacement. Elle pourrait donc être introduite dans une modélisation plus large du procédé de soudage afin de connaître la vitesse de déformation s'appliquant en tout point.

IV.3.6 Discussions sur l'essai de traction non isotherme

Afin de pouvoir étendre les résultats obtenus lors de l'essai de traction non isotherme à l'essai de soudage, il convient de discuter la reproductibilité de ceux-ci ainsi que la représentativité des conclusions.

IV.3.6.a) Reproductibilité

Les conditions de l'essai de traction non isothermes sont très sévères avec une très forte vitesse de refroidissement et un alliage à l'état pâteux. Il convient donc de vérifier la reproductibilité des résultats obtenus.

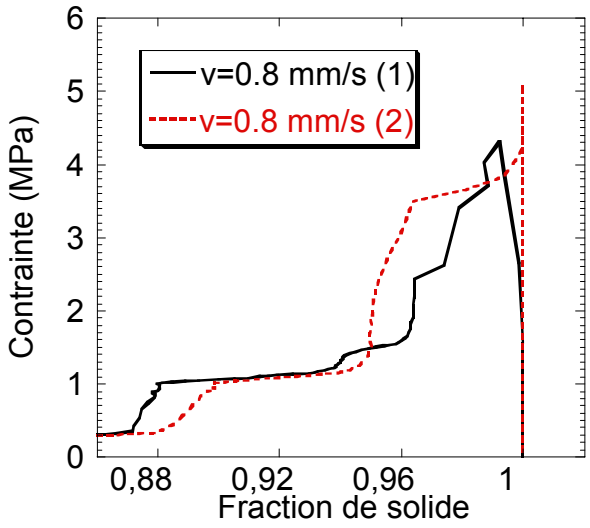


Figure IV.59 : Courbes contrainte en fonction de la fraction de solide pour le 6056 pour $v_{dép}$=0.8 mm/s ($fs_{départ}$=0.87)

La figure IV.59 montre que la reproductibilité est assez bonne compte tenu des conditions de solidification. La figure IV.59 souligne la difficulté de produire deux essais pour lesquels la fraction de solide de début de traction est la même. Cependant la forme générale de la courbe et les valeurs des contraintes sont approximativement les mêmes pour les deux essais. On peut donc en conclure que les résultats obtenus en traction non isotherme sont comparables entre eux et peuvent servir de base à une analyse du comportement de la zone pâteuse.

IV.3.6.b) Représentativité par rapport au phénomène de fissuration à chaud.

Similitude des microstructures

Il est nécessaire de vérifier que les microstructures obtenues lors de l'essai de traction non isotherme sont comparables à celles du soudage laser.
Si on réalise une coupe longitudinale d'un échantillon de traction post mortem, on observe que la zone fondue se compose de deux parties :

a) une première zone qui s'étend du métal non fondu à environ 1.5 mm de la surface de rupture est constituée de grains basaltiques allongés dans la direction du gradient thermique.
b) une deuxième zone près de la surface de rupture est constituée de grains équiaxes dont la taille est d'environ 1mm dans le cas de l'alliage 6056 (figure IV.60).

Nous avions observé au III.1.2.d) que les grains de la zone fondue d'une soudure laser était équiaxes avec une taille caractéristique de l'ordre d'une centaine de microns. On peut donc penser que le comportement du 6056 dans la soudure se rapproche de celui du 6056 affiné en traction pour lequel la taille de grain est la même que celle observée dans les soudures (figure IV.61).

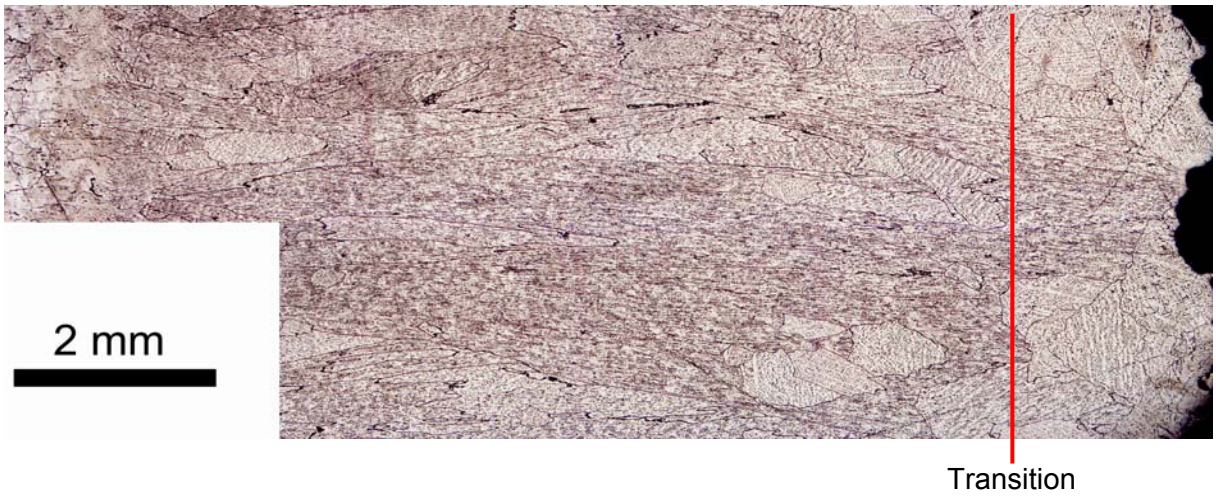


Figure IV.60 : Coupe longitudinale d'une éprouvette de traction non isotherme de l'alliage 6056

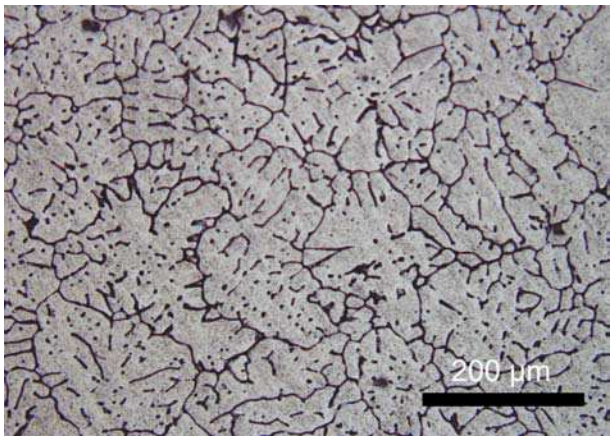
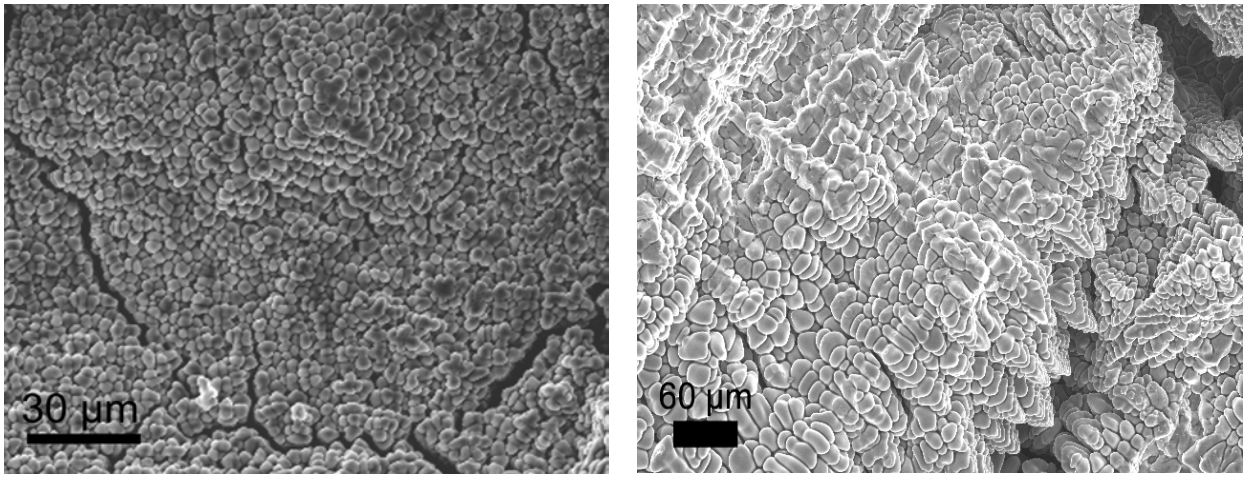


Figure IV.61 : Microstructure d'une éprouvette de traction non isotherme du 6056 affiné

De plus, il existe aussi une différence de distance interdendritique secondaire du fait de la différence de vitesse de refroidissement : de l'ordre de 5µm dans les soudures, celui-ci vaut 9 µm pour l'essai non isotherme.

Similitude des faciès de rupture

Les faciès de rupture observés dans le chapitre III sur un essai de soudage fissuré présentent des dendrites lisses avec des ponts interdendritiques. Nous avons observé le même type de faciès sur nos essais de traction non isotherme (figure IV.62). On peut donc conclure que la rupture en fissuration à chaud et en traction non isotherme à l'état pâteux se font selon les mêmes mécanismes, c'est-à-dire par rupture de films liquides interdendritiques. Si la rupture se produit à relativement faible fraction de solide (inférieure à environ 0.92), le faciès sera entièrement lisse. Si la rupture se produit à plus haute fraction de solide, les dendrites auront une surface plus torturée du fait du mûrissement et de la présence de ponts solides interdendritiques.



a) b)

Figure IV.62 : Faciès de rupture a) d'une soudure fissurée, b) d'un essai de traction non isotherme ($v_{dép}$=1 mm/s)

Similitude des états de contrainte

Le défaut de fissuration à chaud est dû à un état de contrainte en traction de la zone pâteuse. Par ce fait, l'essai de traction non isotherme est représentatif du phénomène de fissuration.

Cependant la principale différence, outre la vitesse de refroidissement, vient de l'absence dans l'essai de traction de liquide disponible pour alimenter les zones en tension et donc pour « soigner » les fissures en formation.
En effet, lors du soudage, on peut considérer qu'il existe un bain de fusion en amont du capillaire où la fraction de liquide est très élevée. Ainsi il y a une possibilité pour ce liquide de venir refermer les fissures.
En revanche, durant l'essai de traction non isotherme, il n'y pas de liquide disponible car la zone sur laquelle la traction est appliquée est celle à plus faible fraction de solide.

On peut donc considérer que les conditions de l'essai de traction sont plus sévères que celles dans lesquelles la fissuration à chaud se produit en soudage. Néanmoins, si ce principe d'alimentation de la zone pâteuse par le liquide a été vérifié pour des vitesses de refroidissement faibles [Farup], il n'est pas certain que celui-ci puisse avoir lieu lorsque la vitesse de refroidissement atteint celle du soudage laser. Il est ainsi possible que le phénomène de fissuration à chaud en soudage laser se rapproche de l'expérience de traction non isotherme développée ici.

La deuxième différence entre le phénomène de fissuration à chaud en soudage et la traction à l'état pâteux provient de la nature des déformations appliquées à la zone pâteuse.
En effet, lors du soudage laser, les déformations sont dues au changement de volume à la solidification de l'alliage d'une part et aux contractions thermiques du squelette solide d'autre part. On peut penser aussi que le bridage pourrait être une autre source de déformation s'ajoutant à ces deux dernières.
Lors de l'essai de traction les déformations proviennent essentiellement de la vitesse de déplacement appliquée à la zone pâteuse. Les contractions thermiques de solidification et du squelette solide sont des termes du second ordre du fait de la plus faible vitesse de refroidissement.
A priori, la nature des déformations importe peu et ne devrait pas changer les phénomènes se déroulant lors de la fissuration à chaud. Cependant, cette différence pourrait expliquer que l'influence du taux de silicium ne soit pas la même en soudage et en traction non isotherme.
Lors du soudage, l'ajout de silicium diminue le nombre de fissures à chaud pour peu que l'on évite le maximum de sensibilité (cf. III.2.2.c)). En revanche, l'ajout de silicium lors des essais de traction non isotherme semble diminuer les propriétés mécaniques de la zone pâteuse et la rendre plus fragile. On peut donc en conclure qu'intrinsèquement l'ajout de silicium est néfaste pour le phénomène de fissuration à chaud.
Mais, lors du soudage la conclusion peut être différente : d'une part il est possible que l'ajout de silicium change les propriétés de mouillage du solide par le liquide et permette une alimentation par le liquide plus facilement. D'autre part, l'ajout de silicium à l'aluminium diminue le changement de volume lors du passage de la phase liquide à la phase solide et diminue aussi le coefficient d'expansion thermique de la phase solide (même si la variation de ce dernier est faible). On peut donc penser que si le silicium diminue les propriétés de la zone pâteuse, il diminue en même temps les déformations s'appliquant sur celle-ci. De ce fait, le silicium pourrait avoir une influence bénéfique sur la fissuration à chaud en soudage. On pourrait même penser que le maximum de fissures à chaud en fonction de la vitesse de fil d'apport (i.e. de la composition en silicium) observé lors des essais de soudage corresponde à la composition pour laquelle les propriétés mécaniques sont plus faibles et que les déformations induites par les contractions sont encore assez élevées.

En tout état de cause, l'essai de traction non isotherme permet d'étudier les propriétés mécaniques de la zone pâteuse en cours de solidification avec une forte vitesse de refroidissement ce qui correspond aux conditions pour lesquelles la fissuration à chaud se

produit lors du procédé de soudage laser. Les conclusions doivent cependant être interprétées à la lumière des différences subsistant entre l'essai de traction et le soudage.

IV.4. Compréhension du phénomène de fissuration à chaud en soudage bord à bord

Dans cette partie, nous voulons essayer d'étendre la compréhension de la fissuration à chaud que nous avons acquise au procédé de soudage laser en bord à bord. Il s'agit ici d'utiliser le critère de rupture de films liquides proposé en traction non isotherme pour le soudage. Deux approches différentes sont décrites : la première est phénoménologique et consiste à comparer le déplacement imposé à la zone pâteuse lors du soudage à un déplacement critique donné. La seconde repose sur le modèle RDG ([Rappaz]) décrit au I.3.4.b) adapté au cas du soudage laser.

IV.4.1 Approche phénoménologique du phénomène de fissuration à chaud en soudage laser bord à bord

Dans cette approche, nous utilisons l'ensemble de nos observations expérimentales non seulement de traction à l'état pâteux non isotherme mais aussi des essais de soudage laser en bord à bord. Le déplacement imposé à la zone pâteuse est calculé ainsi qu'un déplacement critique correspondant à celui trouvé pour les essais de traction.

IV.4.1.a) Validation de l'approche en traction à l'état pâteux.

Avant de considérer le soudage laser, nous devons valider la pertinence de notre raisonnement sur l'essai de traction à l'état pâteux.

Calcul du déplacement imposé

Le déplacement imposé à la zone pâteuse lors de l'essai de traction non isotherme est composé de trois termes :

$$\Delta L_{total} = \Delta L_{dép} + \Delta L_{chgtvolume} + \Delta L_{thermique} \quad \text{(éq.IV.6)}$$

Avec $\Delta L_{dép}$, le déplacement imposé par le mouvement des mors,

$\Delta L_{chgtvolume}$, le déplacement imposé par le changement de volume associé au passage de la phase liquide à la phase solide,

$\Delta L_{thermique}$, le déplacement imposé par la contraction avec la température du squelette solide.

Afin de calculer ces termes, on se reporte aux simulations éléments finis de la thermique de l'essai : si on considère que l'essai de traction commence lorsque la fraction de solide au centre de l'éprouvette est de 0.84, la zone pâteuse mesure alors environ 3mm de chaque côté du centre de l'éprouvette. On trouve alors que :

$$\Delta L_{dép} = v_{dép} * t_{solidification} = v_{dép} * \frac{\Delta T}{v_{ref}} \quad \text{(éq.IV.7)}$$

$$\Delta L_{chgtvolume} = \frac{\beta}{3} * \int_O^L df_l dx \quad \text{(éq.IV.8)}$$

$$\Delta L_{thermique} = \alpha * longueurZonePâteuse * \Delta T = \alpha * 3 * \Delta T \quad \text{(éq.IV.9)}$$

Avec $v_{dép}$, la vitesse de déplacement imposée,

v_{ref}, la vitesse de refroidissement (70K/s),

ΔT, la différence entre la température de début de traction et de fin de solidification,

β, le changement de volume à la solidification,

L, la longueur de la zone pâteuse,

α, le coefficient de dilatation thermique de l'alliage à l'état solide.

Le déplacement dû au changement de volume peut être approximé par :

$$\Delta L_{chgtvolume} = \frac{\beta}{3} * longueurZonePâteuse * f_{liquidemoy} \quad \text{(éq.IV.10)}$$

Avec $f_{liquidemoy}$, la fraction de liquide moyenne dans la zone pâteuse.

La manière de calculer le troisième terme (déplacement dû à la contraction du squelette solide) est aussi une approximation car nous ne tenons pas compte du solide au contact de la zone pâteuse qui se contracte aussi. Cependant, du fait de la faible valeur du troisième terme dans le cas de la traction non isotherme, nous le négligerons par la suite. Il est important de noter que dans l'équation IV.8, on multiplie le terme de contraction à la solidification par la fraction de liquide moyenne de la zone pâteuse au moment où l'essai de traction débute. L'évolution de la contraction en solidification en fonction de la composition est linéaire dans un alliage binaire Al-Si [Mondolfo] et son évolution est donnée sur la figure IV.63.

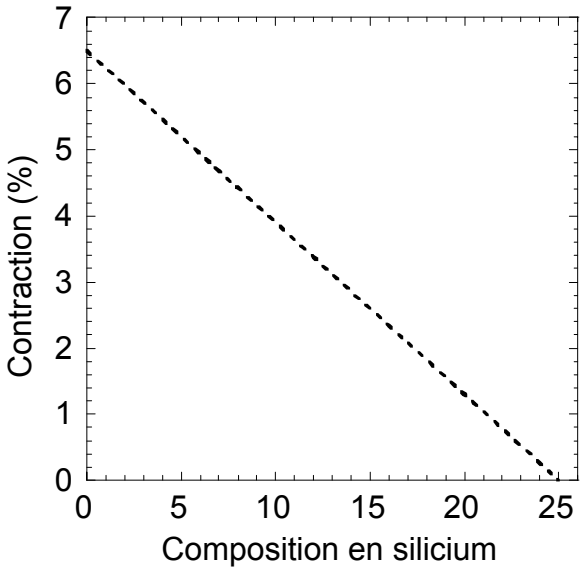


Figure IV.63 : Contraction de solidification en fonction de la composition en silicium

Comparaison au déplacement critique et prévision du type de rupture

Le tableau IV.4 rassemble pour plusieurs vitesses de déplacement, le déplacement total calculé et compare les déplacements critiques mesurés en fonction de la composition. On en déduit le type de rupture que l'on observerait, ductile ou de films liquides.

Composition	$v_{déplacement}$ (mm/s)	Déplacement imposé calculé(mm)	Déplacement critique mesuré (mm)	Rupture
6056	0.4	0.349	0.31	Films liquides
6056	0.8	0.692	0.31	Films liquides
6056	2	1.72	0.31	Films liquides
6056 affiné	0.4	0.349	0.47	Ductile
6056 affiné	0.8	0.692	0.47	Films liquides
6056 affiné	2	1.72	0.47	Films liquides
2%Si	0.4	0.2	0.26	Ductile
2%Si	0.8	0.395	0.26	Films liquides
2%Si	2	0.978	0.26	Films liquides
4%Si	0.4	0.04	0.12	Ductile
4%Si	0.8	0.073	0.12	Ductile
4%Si	2	0.18	0.12	Films liquides

Tableau IV.4 : Prévision du type de rupture lors de l'essai de traction non isotherme

On observe que ce calcul prévoit que pour une vitesse de 0.4 mm/s, pour le 6056, le déplacement imposé est proche du déplacement critique. La rupture pourrait donc être

ductile ou de films liquides. Nous ne disposons pas d'expérience pour cette vitesse de déplacement mais nous avons vu que pour une vitesse de 0.8 mm/s, la rupture se produit pour une force très élevée. Ainsi on peut penser que pour une vitesse plus faible la rupture devrait être ductile. De plus, il est intéressant d'observer que si l'on considère maintenant que l'essai de traction débute à une fraction de solide de 0.93 pour une vitesse de déplacement de 0.8 mm/s, le calcul du déplacement imposé donne une valeur de 0.352 mm soit très proche de la valeur du déplacement critique. Or la figure IV.41 indique que lorsque la fraction de solide de départ est supérieure à 0.9, la rupture du 6056 se produit pour des contraintes très élevées. Ainsi ce calcul de déplacement permet de retrouver l'influence de la fraction de solide de début de traction.
Pour l'alliage à 2% de silicium, on retrouve que la vitesse de 0.4 mm/s doit amener à une rupture ductile, ce qui avait été observé au IV.3.2.d). Pour les vitesses de déplacement supérieures, le calcul prévoit aussi le bon type de rupture.
Enfin, pour l'alliage à 4% de silicium, le calcul prévoit une rupture ductile pour une vitesse de 0.4 mm/s. Expérimentalement nous avons observé une rupture fragile pour 0.4 mm/s mais ductile pour 0.35 mm/s. Le calcul donne donc une bonne approximation. Pour une vitesse de 0.8 mm/s, la valeur du déplacement imposé est proche de celle du déplacement critique, on peut donc s'attendre à ce que la rupture ne soit pas de films liquides mais ductile.
En conclusion, cette approche du phénomène de fissuration à chaud permet de prévoir le type de rupture observé lors de l'essai de traction à l'état pâteux en fonction de la vitesse de déplacement, de la composition de l'alliage et de la fraction de solide de début de traction. Nous allons maintenant appliquer ce principe aux essais de soudage en bord à bord.

IV.4.1.b) Application au soudage bord à bord.

Nous allons essayer de calculer les déplacements imposés à la zone pâteuse ainsi que les déplacements critiques en soudage afin de prévoir l'apparition du phénomène de fissuration à chaud.

Calcul du déplacement imposé

Dans le cas du soudage laser, le déplacement imposé à la zone pâteuse est cette fois la somme de quatre termes :

$$\Delta L_{total} = \Delta L_{accostage} - \Delta L_{alimentation} + \Delta L_{chgtvolume} + \Delta L_{thermique} \quad \text{(éq.IV.11)}$$

Les deux derniers termes sont les mêmes que dans l'équation IV.6. En revanche, on fait apparaître une terme de déplacement dû au défaut d'accostage des tôles à souder. En effet, les tôles à souder sont simplement découpées au massicot et on peut s'attendre à la présence d'un jeu entre celles-ci lors du soudage. Afin de vérifier cette hypothèse, nous avons mesuré sur des coupes de soudures bord à bord réalisées sans fil d'apport la surface manquante. Il apparaît que le jeu entre les tôles est d'environ 120µm. Il est de plus intéressant de signaler que si on réalise des lignes de fusion au milieu d'une tôle sans fil d'apport, on n'observe pas le phénomène de fissuration à chaud alors que dans les mêmes conditions, une soudure présente un grand nombre de fissures. Ceci pourrait être le signe

d'un déplacement plus important imposé à la zone pâteuse du fait du jeu entre les tôles Evidemment cette conclusion doit être nuancée du fait des conditions thermiques différentes dans ces deux cas. Cependant, l'hypothèse d'un déplacement supplémentaire semble être correcte vis-à-vis des observations expérimentales.
Le deuxième terme est compté en négatif et correspond au fait que lorsqu'il y a présence d'un fil d'apport, le volume ajouté va diminuer le déplacement à accommoder par la zone pâteuse. Ce terme vaut :

$$\Delta L_{a\,\mathrm{lim}entation} = \frac{S_{fil}}{e} \quad \text{(éq.IV.12)}$$

Avec S_{fil}, la surface de fil amené calculée grâce au rapport des vitesses de soudage et de fil et du diamètre de ce dernier,

e, l'épaisseur de la tôle.

La valeur des deux autres termes sont :

$$\Delta L_{chgtvolume} = \frac{\beta}{3} * taillesoudure = \frac{\beta}{3} * 1.6 \quad \text{(éq.IV.13)}$$

$$\Delta L_{thermique} = \alpha * taillesoudure * \Delta T = \alpha * 1.6 * \Delta T \quad \text{(éq.IV.14)}$$

La largeur de la soudure est prise égale à 1.6 mm ce qui correspond à une moyenne sur plusieurs soudures. L'intervalle de solidification est donné par les calculs de fraction de solide en fonction de la température (voir en Annexe pour les données). Le coefficient de dilatation thermique est égal à 22.44.10-6 m/m/°K. Celui-ci doit changer en fonction de la composition mais la variation est faible dans le domaine de composition qui nous intéresse [Mondolfo]. Le tableau IV.5 résume les déplacements totaux imposés calculés en fonction de la composition.

Composition	Déplacement imposé (mm)
6056	0.164
2% Si	0
4% Si	0

Tableau IV.5 : Calcul des déplacements imposés en soudage bord à bord en fonction de la composition

On remarque que la présence de fil d'apport diminue considérablement le déplacement imposé à la zone pâteuse.

Calcul du déplacement critique

Le critère de rupture de films liquides développé en traction à l'état pâteux repose sur un déplacement critique constant en fonction de la vitesse de déplacement mais fonction de la composition et de la vitesse de refroidissement (cf IV.3.4.d)). Nous devons donc calculer le

déplacement critique lors du soudage laser. Pour cela nous faisons l'hypothèse que ce déplacement critique varie linéairement en fonction de la vitesse de refroidissement. De cette manière, comme nous connaissons sa valeur pour une vitesse de refroidissement de 25°C/s et pour 70K/s, nous pouvons le calculer pour des vitesses de refroidissement caractéristiques du procédé de soudage laser. On définit une vitesse de déplacement critique de la zone pâteuse afin d'observer la formation de fissures à chaud pour une vitesse de refroidissement donnée par:

$$v_{crit} = \frac{\Delta L_{crit}}{t_{solidification}} \quad \text{(éq.IV.15)}$$

Avec ΔL_{crit} , le déplacement critique pour la vitesse de refroidissement considérée et

$t_{solidification}$, le temps de solidification pour la vitesse de refroidissement considérée.

On a :

$$t_{solidification} = \frac{\Delta T}{v_{refroidissement}} \quad \text{(éq.IV.16)}$$

Le ΔT est donné par les calculs Prophase pour chaque alliage.
Pour l'alliage 6056, on trouve :

. à 25°C/s, v_{crit} =0.166 mm/s

. à 70°C/s : v_{crit} =0.228 mm/s

Il est important de noter que ces valeurs sont différentes de celles trouvées lors de l'essai non isotherme (vitesse de déplacement critique pour le 6056 = 0.8 mm/s) car ici l'état de traction est appliqué durant toute la solidification.
Il vient que l'on a un rapport de vitesse de déplacement critique de 1.4 lorsque l'on a un rapport de vitesse de refroidissement de 2.8 (=70/25). En conséquence, lorsque la vitesse de refroidissement est multipliée par 4, la vitesse de déplacement critique est multipliée par 2 :

$$\frac{v_{crit2}}{v_{crit1}} = \frac{1}{2} * \frac{v_{ref2}}{v_{ref1}} \quad \text{(éq.IV.17)}$$

Lors du procédé de soudage laser, la vitesse de refroidissement a été estimée à environ 400°C/s (cf III.1.2.a)). On trouve donc :

$$\frac{v_{critsoudage}}{v_{crit70°/s}} = \frac{1}{2} * \frac{v_{refsoudage}}{v_{ref70°/s}} = \frac{1}{2} * \frac{400}{70} = 2.85 \quad \text{(éq.IV.18)}$$

$$\Rightarrow v_{critsoudage} = v_{crit70°/s} * 2.85 = 0.65 mm/s \quad \text{(éq.IV.19)}$$

$$\Rightarrow \Delta L_{critsoudage} = v_{critsoudage} * t_{soldification} = 0.65 * \frac{95}{400} = 0.154 mm \quad \text{(éq.IV.20)}$$

Comparaison au déplacement imposé et prédiction de phénomène de fissuration à chaud

On réalise le même calcul pour tous les alliages. On compare ensuite les déplacements critiques en soudage aux déplacements imposés calculés précédemment. Le tableau IV.6 rassemble les valeurs ainsi que la prédiction de fissuration à chaud de ce modèle.

Composition	Déplacement imposé (mm)	Déplacement critique en soudage (mm)	Fissuration à chaud
6056	0.164	0.154	Oui
6056 affiné	0.164	0.234	Non
2% Si	0	0.137	Non
4% Si	0	0.06	Non

Tableau IV.6 : Calcul des déplacements critiques en soudage bord à bord en fonction de la composition et prédiction du phénomène de fissuration à chaud

Il est intéressant de calculer quelle serait la composition de l'alliage pour lequel il y aurait transition, c'est à dire la composition minimale en silicium que l'on doit avoir pour ne plus observer le phénomène de fissuration à chaud. Evidemment nous ne disposons pas des déplacements critiques en traction non isotherme pour toutes les compositions mais nous pouvons estimer ceux-ci en considérant qu'il évolue linéairement avec la composition. Dans ce cas, nous trouvons que pour un alliage contenant 1.5% de silicium, le déplacement imposé est inférieur au déplacement critique (0.1 mm). La composition minimale à atteindre dans la zone fondue pour ne plus avoir de fissures à chaud serait donc comprise entre celle du 6056 (0.92%) et 1.5% de silicium.
Ce modèle permet de retrouver les résultats expérimentaux des essais de soudage bord à bord pour lesquels on assistait au phénomène de fissuration à chaud pour des compositions inférieures à 2% en silicium. La figure IV.64 représente schématiquement l'influence de la composition sur le phénomène de fissuration à chaud. De plus, il prédit que l'alliage 6056 affiné ne devrait pas présenter de fissures. Il serait intéressant de réaliser des expériences de soudage avec un fil d'apport contenant un affinant pour confronter les résultats avec les prédictions de ce modèle.

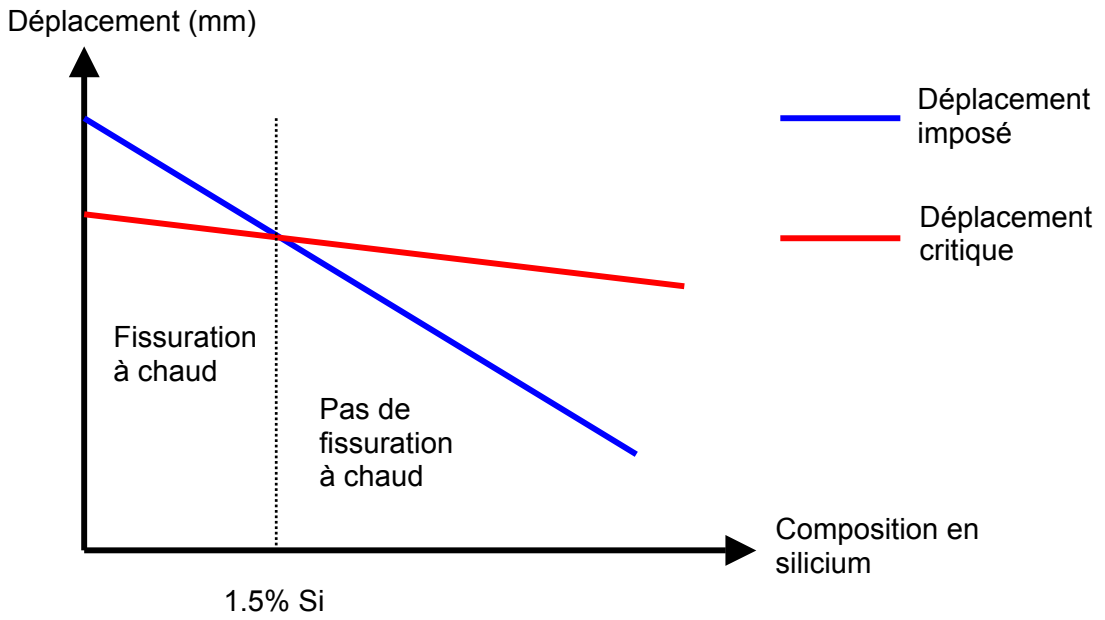


Figure IV.64 : Représentation schématique de l'influence de la composition en silicium sur le phénomène de fissuration à chaud

Intérêts et limites de l'approche phénoménologique

L'approche phénoménologique développée a pour principal intérêt d'être très rapide et de n'utiliser que des calculs simples. De plus, elle permet de rendre compte des observations expérimentales. Cependant, les limites de ce modèle sont très nombreuses et viennent des hypothèses que l'on utilise. Tout d'abord ce modèle suppose l'existence d'un déplacement lié au jeu entre les tôles mais aussi que les phénomènes mis en jeu en fissuration à chaud soient les mêmes quelle que soit la vitesse de refroidissement. Une autre hypothèse forte est que le déplacement critique varie de manière linéaire avec la vitesse de refroidissement. Enfin, on ne parle plus ici de la possible alimentation par le liquide des zones en tension. C'est pourquoi nous avons essayé de développer un modèle à base physique du type RDG.

IV.4.2 Approche à pression de liquide du phénomène de fissuration à chaud en soudage laser bord à bord

Cette approche s'appuie sur le modèle RDG de fissuration à chaud [Rappaz] : on calcule une perte de pression dans les films liquides due à la déformation de la zone pâteuse.

IV.4.2.a) Description de la géométrie

La géométrie générale est décrite sur la figure IV.65. Elle représente une soudure vue de dessus en cours de solidification.

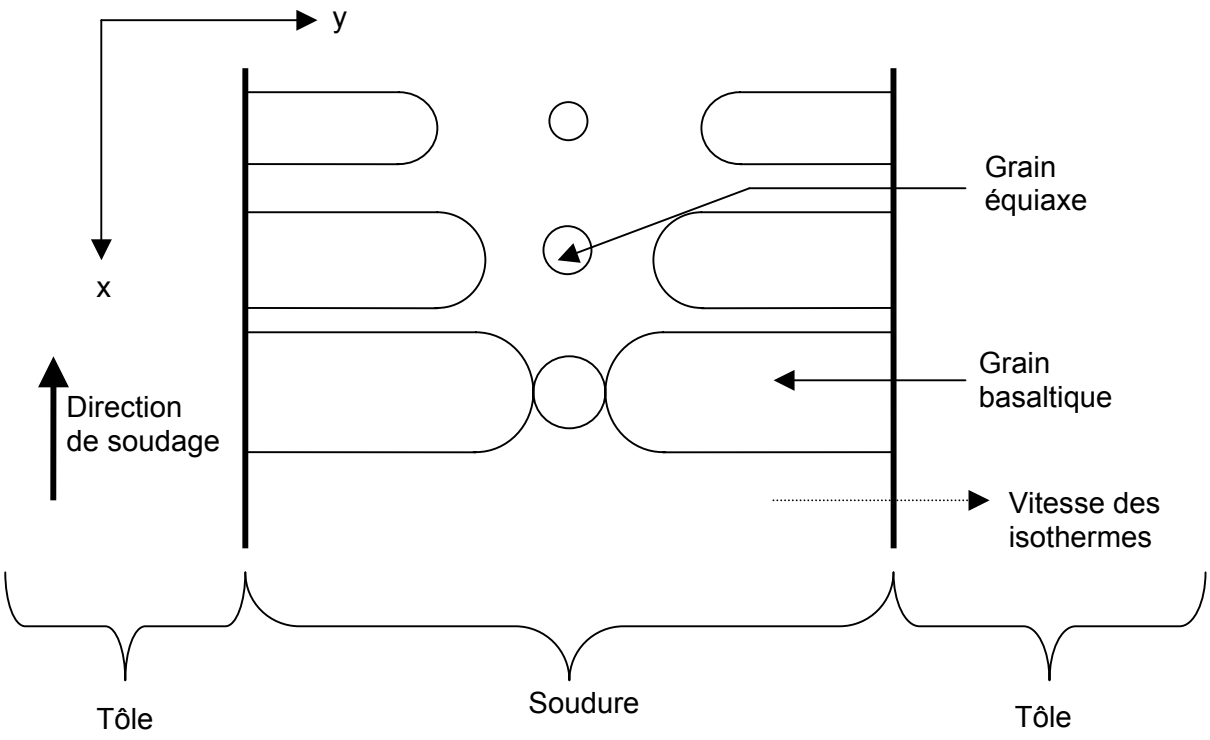


Figure IV.65 : Représentation de la géométrie utilisée pour le critère de fissuration à chaud en soudage

On rappelle que la fissuration à chaud en soudage se produit d'abord entre les grains équiaxes puis les contourne avant de se propager entre les grains basaltiques comme indiqué sur la figure III.29.
Nous allons essayer d'établir un critère d'amorçage de la fissure entre deux grains équiaxes de la zone centrale. Nous avons auparavant observé que le phénomène de fissuration à chaud se produisait pour des fractions de solide très élevées de l'ordre de 0.95. Nous pouvons donc considérer seulement une petite partie de la figure IV.65 pour laquelle la fissuration à chaud intervient (figure IV.66).

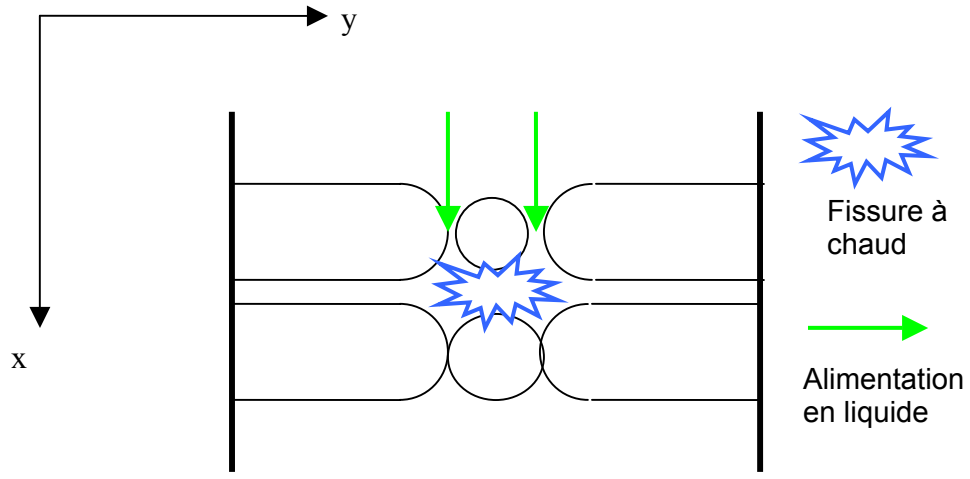


Figure IV.66: Géométrie utilisée

Du fait de la petite taille de la zone considérée, on pourra faire l'hypothèse que la fraction de solide ne dépend que de y.

IV.4.2.b) Expression du critère

On considère donc que l'écoulement du liquide ne se fait que selon l'axe x et que le squelette solide ne se déforme que selon y, le bilan de conservation de la masse dans la zone pâteuse donne :

$$\frac{\partial(\rho_l f_l v_{l,x})}{\partial x} - v_T \left[\frac{\partial(\rho_s f_s)}{\partial y} + \frac{\partial(\rho_l f_l)}{\partial y} \right] = 0 \quad \text{(éq.IV.21)}$$

Avec v_T, la vitesse des isothermes selon y,

$v_{l,x}$, la vitesse du liquide dans la direction x,

ρ_s et ρ_l, les masses volumiques du solide et du liquide respectivement,

f_s et f_l, les fractions volumiques du solide et du liquide respectivement.

Si on fait l'hypothèse que la fraction de solide n'est fonction que de y, on a :

$$\frac{d(f_l v_{l,x})}{dx} - v_T \beta \frac{df_s}{dy} = 0 \quad \text{(éq.IV.22)}$$

$$\Rightarrow \frac{d(f_l v_{l,x})}{dy} * \frac{dy}{dt} * \frac{dt}{dx} - v_T \beta \frac{df_s}{dy} = 0 \quad \text{(éq.IV.23)}$$

$$\Rightarrow \frac{d(f_l v_{l,x})}{dy} * v_T * \frac{1}{v_S} - v_T \beta \frac{df_s}{dy} = 0 \quad \text{(éq.IV.24)}$$

Avec v_S, la vitesse de soudage.

Si on intègre selon y, on obtient :

$$\frac{v_T}{v_S} f_l v_{l,x} - v_T \beta f_s = C \quad \text{(éq. IV.25)}$$

Avec C, constante d'intégration. Quand f_s =1, on a $C = -v_T \beta$.

$$\Rightarrow \frac{v_T}{v_S} f_l v_{l,x} = v_T \beta (f_s - 1) \quad \text{(éq.IV.26)}$$

$$\Rightarrow f_l v_{l,x} = -v_s \beta f_l \quad \text{(éq.IV.27)}$$

Le terme de gauche est relié au gradient de pression par la loi de Darcy [Kubo] :

$$f_l v_{l,x} = -\frac{K}{\mu} \frac{dp}{dx} = -\frac{K}{\mu} \frac{dp}{dy} * \frac{dy}{dt} * \frac{dt}{dx} = -\frac{K}{\mu} \frac{dp}{dy} * v_T * \frac{1}{v_s} \quad \text{(éq.IV.28)}$$

Avec K, la perméabilité de la zone pâteuse.

$$\Rightarrow \Delta P = -\frac{\mu}{K}\frac{v_S}{v_T}\int_0^L (f_l v_{l,x})dy \quad \text{(éq.IV.29)}$$

$$\Rightarrow \Delta P = -\frac{\mu}{K}\frac{v_S}{v_T}(-v_S\beta)\int_0^L f_l dy \quad \text{(éq.IV.30)}$$

$$\Rightarrow \Delta P = \frac{\mu\beta v_S^2}{v_T}\int_0^L \frac{(1-f_S)}{K}dy \quad \text{(éq.IV.31)}$$

On exprime K d'après l'expression de Carman-Kozeny [Kubo] :

$$K = \frac{\lambda^2}{180}\frac{(1-f_s)^3}{f_s^2} \quad \text{(éq.IV.32)}$$

Avec λ la distance entre le grain équiaxe de la zone centrale et le grain basaltique (décrit au paragraphe IV.4.2.c)). On a alors :

$$\Delta P = \frac{\mu\beta v_S^2}{v_T}\frac{180}{\lambda^2}\int_0^L \frac{f_S^2}{(1-f_S)^2}dy \quad \text{(éq.IV.33)}$$

$$\Rightarrow \Delta P = \frac{\mu\beta v_S^2}{Gv_T}\frac{180}{\lambda^2}\int_{T_s}^{T_L} \frac{f_S^2}{(1-f_S)^2}dT \quad \text{(éq.IV.34)}$$

Avec G le gradient thermique selon y.
De plus, T_L est la température du liquidus et T_S la température pour laquelle fs=0.98 si moins de 2% d'eutectique se forme dans l'alliage ou la température de l'eutectique s'il s'en forme plus.

IV.4.2.c) Calcul des paramètres

Dans l'équation IV.33, les paramètres non connus sont le gradient thermique, la vitesse des isothermes et la distance entre le grain équiaxe et le grain basaltique.

Gradient thermique

La largeur de la zone fondue a été mesurée et est d'environ 1.6 mm. Lors du soudage, la température au bord de la zone fondue est la température de solidus de l'alliage (environ 550°C). La température au centre de la zone fondue n'est pas connue. Cependant nous avons vu au chapitre III (III.1.2.e)), que le phénomène de vaporisation n'est pas observé car tous les éléments d'alliage sont incorporés à la zone fondue. Or la température de vaporisation du magnésium est de 1090°C. On peut donc fixer la différence de température entre le bord de la zone fondue et son centre à environ 500°C. On a donc :

$$G = \frac{\Delta T}{0.5 * l\,\mathrm{arg}\,eur} = \frac{500}{0.8} = 625°/mm \quad \text{(éq.IV.35)}$$

Vitesse des isothermes

Si on représente schématiquement vue de dessus (figure IV.67) la zone fondue en cours de soudage laser par un rectangle, on peut en déduire approximativement la vitesse des isothermes dans la direction y.

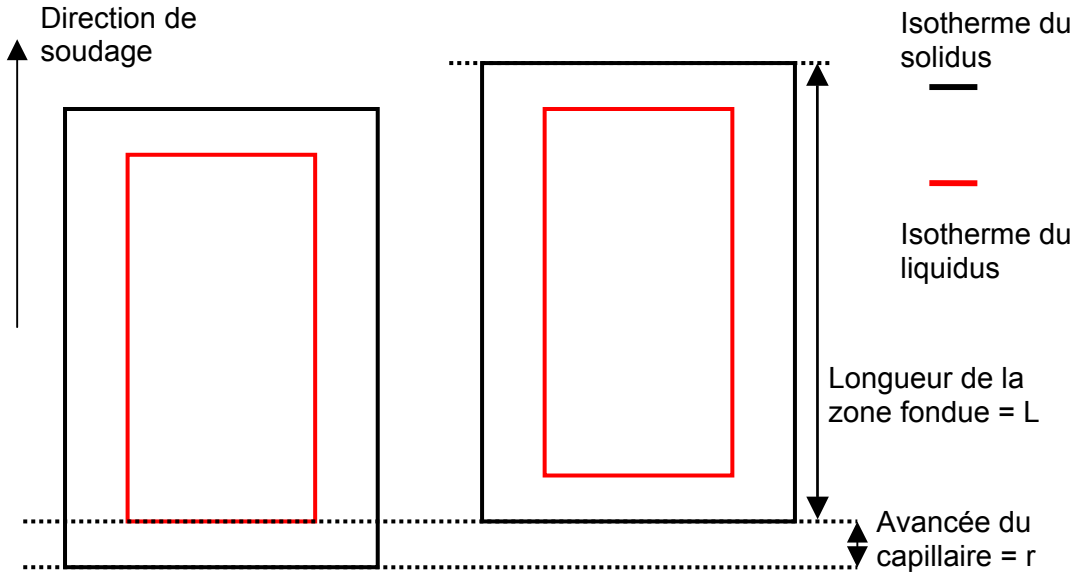


Figure IV.67 : Représentation schématique vue du dessus du capillaire et des isothermes en soudage bord à bord

L'avancée du capillaire r représente le déplacement de la zone fondue due au déplacement du faisceau laser.
Nous devons d'abord estimer la longueur de la zone fondue. Nous avons fixé cette valeur à deux fois la largeur de la zone fondue soit 3.2 mm. Il est évidemment difficile de connaître cette longueur. Cependant si on observe les traces des fins de cordons de soudures, on remarque que celles-ci mesurent environ 5mm de diamètre. Etant donné que l'apport de chaleur à ce niveau est plus important que dans le régime stationnaire, notre approximation doit être valable. De cette manière, on peut calculer le gradient thermique selon l'axe x (direction de soudage) :

$$G_X = \frac{\Delta T}{0.5 * longueur} = \frac{500}{1.6} = 310°/mm \quad \text{(éq.IV.36)}$$

L'avancée du capillaire r vaut donc :

$$r = \frac{\Delta T}{G_X} = \frac{95}{310} \cong 0.31mm \quad \text{(éq.IV.37)}$$

Avec ΔT l'intervalle de solidification.
Ainsi, lorsque le capillaire avance de 0.31 mm dans la direction x, l'isotherme avance d'une demi largeur dans la direction y soit 0.8 mm. On a donc :

$$v_T = 2.5 v_s \quad \text{(éq.IV.38)}$$

Distance entre grain équiaxe et basaltique

Cette distance est la plus délicate à apprécier. On peut tout au plus donner des bornes entre lesquelles elle doit se situer. Cette distance ne peut pas être inférieure à la distance interdendritique secondaire soit 5 µm. De plus sachant que le grain équiaxe en fin de solidification mesure environ 200µm de diamètre, il est probable que l'espacement ne dépasse pas 100µm. On peut même restreindre plus le domaine de variation en considérant que le défaut de fissuration à chaud doit se passer en fin de solidification pour des fractions de solide de l'ordre de 0.95. Ainsi si on multiplie la largeur de la zone fondue par la fraction de solide, on obtient la largeur maximale où le liquide peut être présent qui est de 80µm sur la largeur totale de la soudure soit 40µm de chaque côté du grain équiaxe. On peut donc raisonnablement penser que la distance entre le grain équiaxe et le grain basaltique est comprise entre 5µm et 40µm. Cette distance constitue le paramètre ajustable du modèle. Nous l'avons choisie égale à 25µm.

IV.4.2.d) Résultats du modèle

En utilisant les valeurs des paramètres estimées ci-dessus et les courbes de fraction de solide en fonction de la température calculées par Prophase, on peut accéder à la chute de pression pour une vitesse de soudage et pour un alliage donnés. Ces dépressions peuvent être comparées à la dépression de cavitation utilisée par [Rappaz] qui vaut 2.10^3 Pa. On peut donc a priori savoir si une fissure se forme dans notre soudure. Le tableau IV.7 rassemble les valeurs de dépressions calculées ainsi que les prédictions du modèle pour la fissuration à chaud.

Alliage	Dépression calculée (Pa)	Fissuration à chaud
6056	16185	Oui
2%Si	1975	Non
4%Si	400	Non

Tableau IV.7 : Calcul des dépressions et prédiction du phénomène de fissuration à chaud pour une vitesse de soudage de 6 m/min

Les différences importantes de dépression entre les alliages sont dues aux courbes de fraction de solide en fonction de la température fournies par Prophase.
On retrouve les mêmes conclusions que lors des essais de soudage (cf III.2.2.c)) : la concentration de 2% en silicium est la concentration limite pour laquelle le phénomène de fissuration à chaud n'est plus observé. De plus, l'équation IV.33 prévoit l'influence de la

vitesse de soudage sur la fissuration à chaud. En effet, lorsque la vitesse de soudage augmente (si on admet que les gradients thermiques ne varient pas beaucoup et que la géométrie du capillaire est constante), la dépression augmente et donc le risque de fissuration augmente. Ce résultat est conforme aux observations expérimentales (cf. figure III.39). Enfin, il est intéressant de noter que pour que le 6056 ne présente pas de fissures en supposant que les gradient thermiques soient indépendants de la vitesse de soudage, il faut que celle-ci soit de 0.6 m/min.
L'équation IV.33 ne permet pas de tenir compte de la présence d'affinant sur la valeur de la dépression calculée. Cependant, l'ajout d'affinant devrait changer radicalement la microstructure du cordon de soudure. Il serait alors nécessaire de modifier les équations afin de rendre compte de ces modifications. On pourrait par exemple penser à une équation différente pour décrire la perméabilité de la zone pâteuse.

IV.4.3 Conclusions sur les modèles de prédiction de la fissuration à chaud en soudage bord à bord.

Les deux approches développées pour prédire l'apparition du phénomène de fissuration à chaud en soudage bord à bord permettent de retrouver les résultats expérimentaux du chapitre III moyennant certaines hypothèses qui sont parfois importantes. Elles sont tout de même un premier pas vers le développement d'un critère de fissuration adapté au procédé de soudage laser. Elles permettent de développer deux voies distinctes, la première s'appuyant sur les déplacements subis par la zone pâteuse en considérant que le procédé est trop rapide pour permettre l'alimentation en liquide de la zone pâteuse sous tension ; la deuxième s'intéressant plus aux dépressions subies par la zone pâteuse avec une alimentation possible en liquide.

IV.5. Bilan du chapitre IV

Le chapitre IV nous a permis d'étudier le comportement de nos alliages à l'état solide et à l'état semi solide. Les essais de traction isotherme à l'état pâteux nous ont permis de connaître la rhéologie du semi solide et de souligner la présence d'une fenêtre de fraction de solide pour lesquelles la ductilité est faible. Ces fractions doivent correspondre à celles pour lesquelles le phénomène de fissuration à chaud intervient. De plus, nous avons développé une loi simple rendant compte du comportement de notre alliage à l'état pâteux. Les essais de traction non isothermes nous ont permis de se placer dans les conditions réelles d'apparition de la fissuration à chaud. Nous avons caractérisé l'influence des différents paramètres (composition, fraction solide de début de traction, vitesse de refroidissement, vitesse de déplacement). De plus, nous avons proposé une loi rhéologique dans des conditions isothermes qui permet de prédire les contraintes développées en fonction de la fraction de solide lors de l'essai non isotherme. Enfin un critère d'apparition de rupture de films liquides en traction non isotherme a été proposé. Ce critère est ensuite étendu au procédé de soudage pour prédire l'apparition de la fissuration à chaud. Une seconde approche basée sur le critère RDG est aussi proposée.

Chapitre V.

Caractérisation mécanique des soudures.

Après avoir étudié, dans le chapitre III, les soudures présentant le défaut de fissuration à chaud et, dans le chapitre IV, les phénomènes mis en jeu lors de la formation de ce défaut, ce dernier chapitre est consacré à la caractérisation mécanique des soudures saines. Celles-ci sont étudiées grâce à des essais de microdureté et de traction. Ainsi l'influence du traitement thermique post soudage ainsi que de la concentration en silicium dans la zone fondue sont explorées. Enfin une simulation par éléments finis de l'essai de traction d'une soudure est développée.

V.1. Propriétés mécaniques des soudures saines

V.1.1. Profils de microdureté

V.1.1.a) Allure générale

La figure V.1 représente l'allure générale d'un profil de microdureté réalisé sur une soudure bord à bord d'épaisseur 2.5 mm après soudage et vieillissement naturel (état T4).

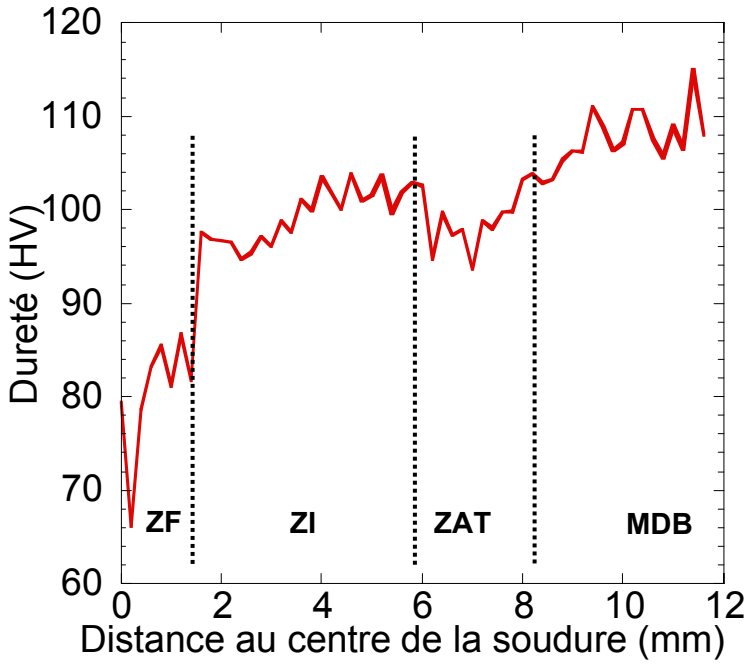


Figure V.1: Profil de microdureté (charge 200gr) après soudage

Les paramètres de soudage ne variant pas beaucoup pour une épaisseur de tôle donnée, le profil de microdureté est donc sensiblement constant à épaisseur fixée.
La figure V.1 montre que l'on peut distinguer plusieurs zones le long d'une soudure laser.
On observe tout d'abord la zone fondue avec une faible dureté d'environ 85 HV alors que la dureté du 6056 à l'état T4 est d'environ 110 HV. Cette différence de dureté s'explique par la différence de microstructure et d'histoire thermomécanique entre la zone fondue et l'alliage 6056. En effet, d'une part la zone fondue ne présente pas les mêmes phases ni la même composition que le 6056. D'autre part, la zone fondue n'a pas été laminée. La dureté de la zone fondue dépendra des paramètres de soudage comme la quantité de fil.
Nous appellerons la deuxième zone observée la zone intermédiaire (ZI). Celle-ci possède une dureté de l'ordre de 100 HV (en moyenne).
La troisième zone observée est la zone affectée thermiquement (ZAT). Elle est caractérisée par une chute de dureté (95 HV environ).
Enfin, plus loin de la soudure, on observe le métal de base (MDB) c'est-à-dire l'alliage 6056 qui n'a subi aucune modification.
Afin de comprendre les phénomènes responsables de la présence de ces différentes zones, nous allons analyser de l'état de précipitation de chacune d'entre elles.

V.1.1.b) Analyse de l'état de précipitation des différentes zones

Afin de valider nos hypothèses sur les raisons de la présence de la zone intermédiaire et de la zone affectée thermiquement, des mesures de DSC ont été réalisées. Pour cela, des échantillons ont été découpés dans le 6056, dans la zone affectée thermiquement et dans la zone intermédiaire puis ont été soumis à une rampe de 10°C/min jusqu'à 550°C. Sur les courbes, une puissance positive représente une réaction endothermique comme une dissolution de précipités et les puissances négatives des réactions exothermiques comme une précipitation. La figure V.2 présente les courbes obtenues.

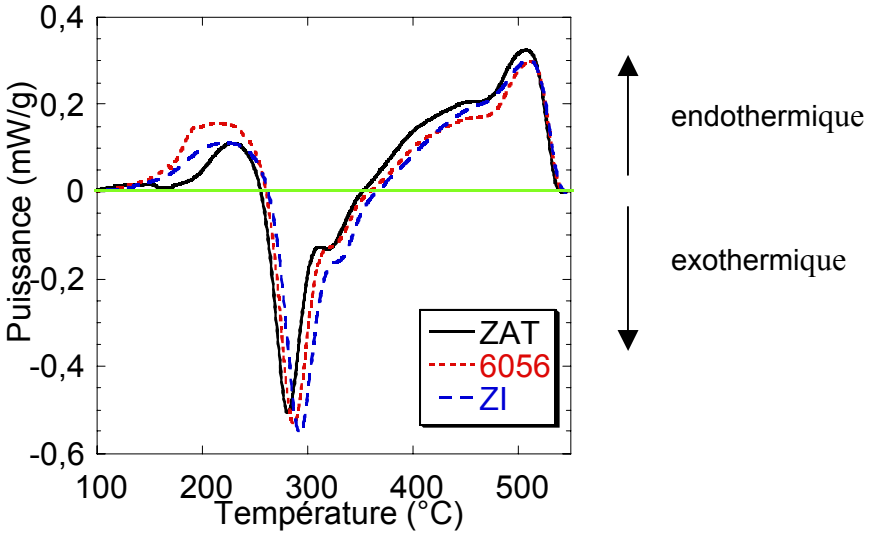


Figure V.2: Thermogramme obtenu pour le 6056, la zone affectée thermiquement (HAZ) et la zone intermédiaire (ZI)

Nous nous intéresserons uniquement au premier pic caractéristique de la dissolution des zones GP (Guinier Preston). Pour plus de lisibilité, les températures de pic et les aires sous le pic ont été reportées dans le tableau V.1.

Zone	Aire sous le pic	Température du pic (°C)
6056	8.122	215.8
ZI	5.483	220.8
HAZ	4.334	228.5

Tableau V.1: Température de pic et aire sous le pic pour les trois zones

La zone intermédiaire présente une aire de dissolution plus faible que le 6056 montrant que la densité de zones GP présentes dans la zone intermédiaire est plus faible que dans le 6056. De plus, le décalage du pic vers les températures plus élevées est synonyme d'une taille moyenne de précipités plus importante. Ainsi peut-on conclure que dans la zone intermédiaire, le traitement thermique dû au procédé de soudage laser a entraîné une dissolution des zones GP mais aussi une légère coalescence de certaines d'entre elles. De ce fait, la zone intermédiaire a perdu une partie de son pouvoir durcissant après soudage, ce qui explique la différence de dureté observée.
La zone affectée thermiquement présente une aire de dissolution encore plus faible que la zone intermédiaire donc un nombre de zones GP encore plus faible. D'autre part, le pic de dissolution est très décalé vers des températures plus élevées. Ceci indique que dans cette zone, la température qui a été atteinte lors du procédé de soudage a été plus faible que dans la zone intermédiaire et a donc provoqué plus de coalescence que de dissolution. La force motrice disponible après soudage pour la germination de nouvelles zones GP est fortement amoindrie. On ne récupère donc qu'une partie du potentiel de durcissement de l'alliage par maturation ce qui explique que la zone affectée thermiquement présente une dureté plus faible après vieillissement naturel. De par sa nature, cette zone affectée thermiquement n'est pas visible au microscope car sa structure granulaire est la même que la zone intermédiaire ou que le 6056. Mais elle est tout de même observable à l'œil après simple polissage.
On peut essayer d'interpréter les aires sous les pics du thermogramme en terme de fraction de zones GP. En effet, on sait que pour le métal de base :

$$\Delta H_{VGP} = H_{VMdB} - H_{VSS} \quad \text{(éq.V.1)}$$

Avec ΔH_{VGP}, l'accroissement de dureté dû à la présence des zones GP,

H_{VMdB}, la dureté du métal de base,

H_{VSS}, la dureté de la solution solide.

La dureté de la solution solide a été mesurée après un traitement de remise en solution à 550°C pendant 40 minutes. Elle vaut 53 Hv. On suppose en première approximation qu'elle ne dépend pas de la fraction de zones GP.

De plus, on sait que l'accroissement de la dureté est proportionnel à la racine carrée de la fraction de zones GP qui est elle-même proportionnelle à l'aire sous le pic de dissolution du thermogramme. Si on calcule les accroissements de dureté dans chacune des zones, leur rapport devrait être égal au rapport entre les aires sous le pic de dissolution des GP. Le tableau V.2 rassemble les résultats obtenus.

Zones	ΔH_{VGP}	$\frac{f_{vGP6056}}{f_{vGPzone}}$	$\frac{Airedissolution_{6056}}{Airedissolution_{zone}}$
6056	57	1	1
ZI	47	1.47	1.48
ZAT	42	1.84	1.87

Tableau V.2: Comparaison entre le rapport des fractions volumiques de zones GP et le rapport des aires sous le pic de dissolution du thermogramme.

On remarque que les rapports des fractions volumiques théoriques et les rapports des aires de dissolution sont les mêmes. On peut donc en conclure que lors du soudage laser, il n'y a eu que dissolution des zones GP.

V.1.1.c) Influence des paramètres de soudage sur les profils de microdureté

Comme nous l'avons vu précédemment, les profils de microdureté sont fortement liés à l'apport de chaleur fourni lors du soudage. Ainsi une variation des paramètres de soudage peut entraîner des modifications de ces profils. Nous avons réalisé des profils sur des soudures bord à bord d'épaisseur 1.6 mm. Sur les plus faible épaisseur, la vitesse de soudage a été augmentée et donc l'apport de chaleur modifié. La figure V.3 présente un profil de microdureté caractéristique de ces soudures.

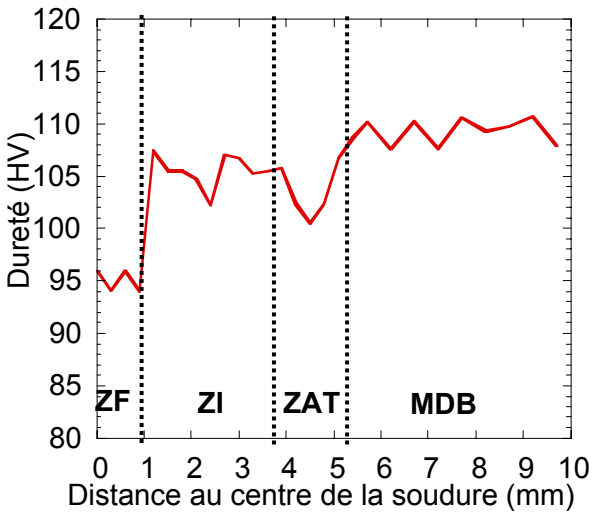


Figure V.3: Profil de microdureté après soudage sur une soudure d'épaisseur 1.6 mm

La figure V.3 présente plusieurs différences avec la figure V.1. Tout d'abord la taille de la zone fondue : sur les soudures de faible épaisseur, elle est de 1.6 mm alors que sa taille était d'environ 3mm sur les soudures de forte épaisseur. Ceci indique que l'apport de chaleur a été beaucoup plus important pour les soudures de forte épaisseur de manière à pouvoir obtenir une pénétration complète. De plus, on note une différence de dureté de la zone fondue : de 85 HV pour les fortes épaisseurs, on passe à environ 95 HV. En fait, cette différence n'est pas due à l'augmentation d'épaisseur ni à la diminution de la vitesse de soudage mais plutôt à une différence de composition de la zone fondue. Ce point sera plus détaillé dans le paragraphe V.2.
Lorsque l'on s'éloigne de la zone fondue, les différentes zones traversées apparaissent de manière plus nette que pour les fortes épaisseurs. En effet, du fait de la vitesse de soudage plus élevée, on peut s'attendre à ce que le champ de température lors du soudage ait été moins homogène dans la tôle : le matériau a été chauffé sur une distance plus courte. Le profil de microdureté confirme cette hypothèse.
On retrouve la zone intermédiaire mais dans ce cas avec une dureté d'environ 105 HV. Le phénomène responsable de cette différence de dureté par rapport au métal de base est le même que expliqué au V.1.2. (dissolution partielle et faible coalescence lors du soudage). Cette zone mesure environ 2.5 mm lorsque l'épaisseur de la tôle est de 1.6 mm alors que celle-ci mesurait environ 4 mm auparavant. Ceci témoigne de l'échauffement du matériau sur une plus courte distance lorsque la vitesse de soudage augmente.
Enfin on retrouve la zone affectée thermiquement déjà observée pour les fortes épaisseurs puis le métal de base avec une dureté de 110 HV.

V.1.1.d) Influence d'un traitement thermique post soudage

Afin d'étudier le potentiel durcissant des différentes zones observées sur les profils de microdureté réalisés après soudage, nous avons effectué des traitements thermiques post soudage avant de mesurer la microdureté.

Traitement thermique T6

Le traitement thermique T6 est dit « au pic de dureté », c'est-à-dire qu'il va provoquer la précipitation des phases métastables responsables de l'augmentation des propriétés mécaniques (dans notre cas, les phases β''). La figure V.4 présente le profil de microdureté réalisé après soudage et après le traitement T6 sur une soudure de faible épaisseur.

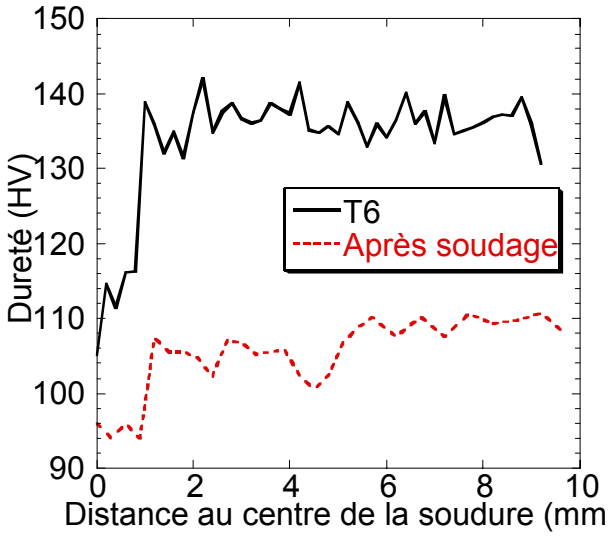


Figure V.4: Profils de microdureté après soudage et après traitement thermique T6 post soudage sur une soudure faible épaisseur

Sur la figure V.4, on observe que le traitement T6 augmente la dureté dans tout l'échantillon. On voit tout d'abord que la microdureté de la zone fondue a fortement augmenté : de 95 HV à 115 HV. Cette observation est très importante car elle confirme nos mesures de composition chimique effectuées au paragraphe II.1.2.e) et nos observations MET. Nous avions souligné que si le cœur des dendrites de la zone fondue présentait une composition en éléments d'alliages plus faible que celle du métal de base, celle-ci était suffisante pour induire une précipitation durcissante post soudage. On voit cependant que la zone fondue n'a pas le même potentiel durcissant que le métal de base qui gagne 25 HV pour atteindre 135 HV lorsqu'il subit le traitement T6. Ces deux résultats montrent la possibilité d'optimiser la composition de la zone fondue par la nature ou la quantité du fil d'apport afin que la zone fondue puisse avoir un plus grand potentiel durcissant. De plus, après le traitement T6, on n'observe plus de zone intermédiaire ni de zone affectée thermiquement. Ceci implique qu'il n'y a pas eu de phénomène de précipitation hétérogène grossière (de type β ou β') pendant le soudage. On récupère ainsi tout le potentiel durcissant par traitement thermique.

Traitement thermique T78

Le traitement thermique T78 est dit « sur-revenu » car il provoque la transformation des précipités métastables durcissants en précipités plus stables (β') moins durcissants. Cependant, ce traitement thermique est utilisé industriellement car d'une part il permet de stabiliser l'alliage par rapport aux traitements thermiques éventuellement subis lors de l'utilisation et d'autre part il permet une amélioration des propriétés de corrosion. La figure V.5 présente le profil de microdureté obtenu après un traitement thermique T78 sur une soudure de faible épaisseur.

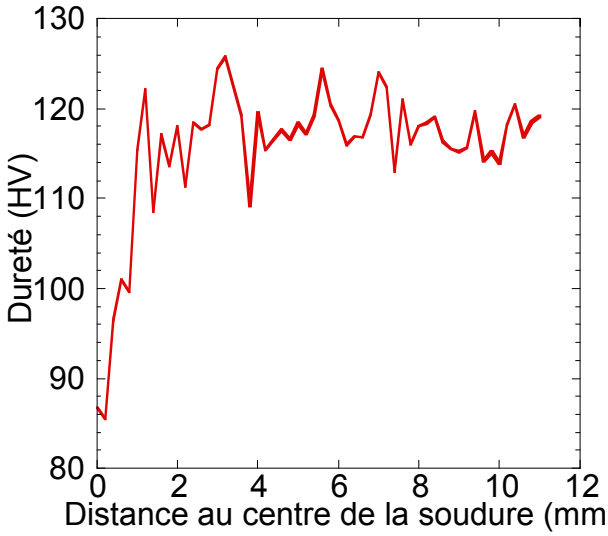


Figure V.5: Profil de microdureté après traitement thermique T78 post soudage sur une soudure faible épaisseur

On observe que la zone fondue retrouve sa dureté d'environ 95 HV comme après soudage. La zone intermédiaire et la zone affectée thermiquement ont disparu et dès que l'on sort de la zone fondue, la dureté est homogène (environ 115 HV).

V.1.2. Essais de traction

V.1.2.a) Allure générale des courbes de traction

Nous avons réalisé des essais de traction sur des soudures perpendiculairement à la direction de soudure comme indiqué dans le paragraphe II.6.2.a). La figure V.6 présente l'allure générale des courbes de traction obtenues. On observe que la déformation à rupture obtenue est faible (de l'ordre de 2.5% dans le cas présent), mais nous verrons qu'elle dépend des paramètres de soudage.

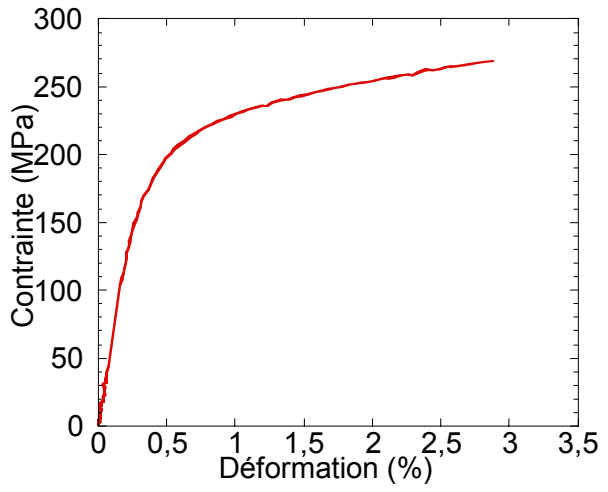


Figure V.6: Courbe de traction d'une soudure

V.1.2.b) Influence de la stabilité du procédé de soudage laser

Pour certaines valeurs des paramètres de soudage (vitesse de soudage, puissance du laser, vitesse d'amenée du fil d'apport), le procédé n'est pas stable et engendre des défauts, comme des porosités, dans la soudure : le début du soudage peut être bon puis une instabilité se produit et le reste de la soudure présente un mauvais aspect. La figure V.7 montre l'influence de telles instabilités sur les propriétés en traction de la soudure et sur le faciès de rupture obtenu (figure V.8).

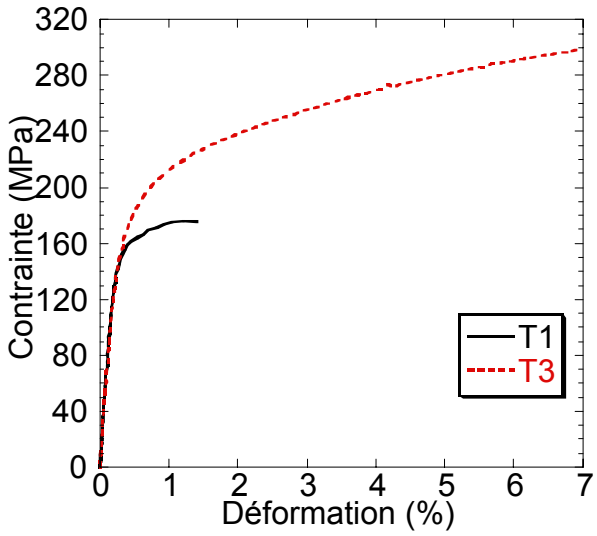


Figure V.7: Courbes de traction d'échantillons prélevés dans une même soudure, T1 partie avec porosités, T3 partie saine

La figure V.7 montre que la présence de porosités dans une soudure est très néfaste pour les propriétés mécaniques de celle-ci. La déformation à rupture chute d'environ 7% à 1% et la contrainte maximum de 300 MPa à 180 MPa. Les faciès de rupture (figure 8) illustrent bien la différence entre les deux éprouvettes.

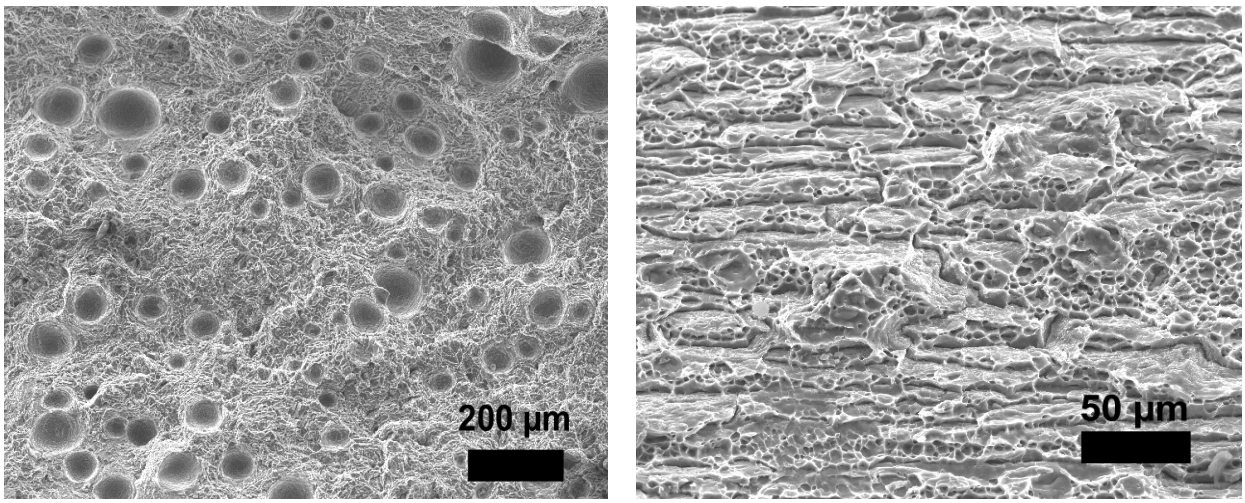


Figure V.8: Faciès de rupture des éprouvettes de traction, avec porosités (T1) et saine (T3)

Le faciès de rupture de l'éprouvette T1 présente une grande densité de porosités ce qui explique les faibles propriétés mécaniques observées. L'éprouvette T3, tirée de la même soudure mais à un endroit différent, présente un faciès ductile avec des cupules. Cette grande différence souligne l'intérêt d'obtenir des conditions de soudage stables pour avoir des propriétés mécaniques acceptables.

V.2. Influence de la composition en silicium sur les propriétés mécaniques des soudures

Lorsque l'on change le rapport entre vitesse de soudage et vitesse de fil, nous avons vu au III.2.2.b) que la composition en silicium dans la zone fondue pouvait varier fortement, entre 0.92 et 3%. Il parait maintenant intéressant d'étudier l'influence de cette composition sur les propriétés mécaniques globales de la soudure et locales de la zone fondue. Pour cela nous avons étudié 5 soudures différentes dont les compositions mesurées par microsonde sont données dans le tableau V.3.

N° de soudure ($v_{soudage}$, v_{fil}, épaisseur)	**Concentration en Si**
52 (3 m/min, 2.5 m/min, 2.5 mm)	2.4
53 (2.5 m/min, 2 m/min, 2.5 mm)	1.74
55 (3 m/min, 2 m/min, 2.5 mm)	1.81
58 (3 m/min, 3 m/min, 2.5 mm)	2.34
3D (6 m/min, 2m/min, 1.6 mm)	2.23

Tableau V.3: Essais de soudage considérés et compositions en silicium mesurées à la microsonde

V.2.1. Influence de la composition en silicium sur les propriétés globales d'une soudure

Nous avons réalisé des essais de traction sur des éprouvettes de chacune des soudures considérées. La figure V.9 rassemble les résultats obtenus. Pour tracer ces courbes, la déformation a été calculée en prenant une distance initiale égale à la longueur de l'éprouvette entre les mors (en général toujours la même) car la déformation étant très hétérogène il est difficile de déterminer la longueur qui se déforme réelement.
On remarque que si les courbes ont la même forme, des différences importantes sont observées : la déformation à rupture varie de 1.9% à 3.7% alors que la contrainte maximum varie de 279MPa à 293MPa. La figure V.10 compare ces résultats en fonction de la concentration en silicium dans la zone fondue de chaque éprouvette.

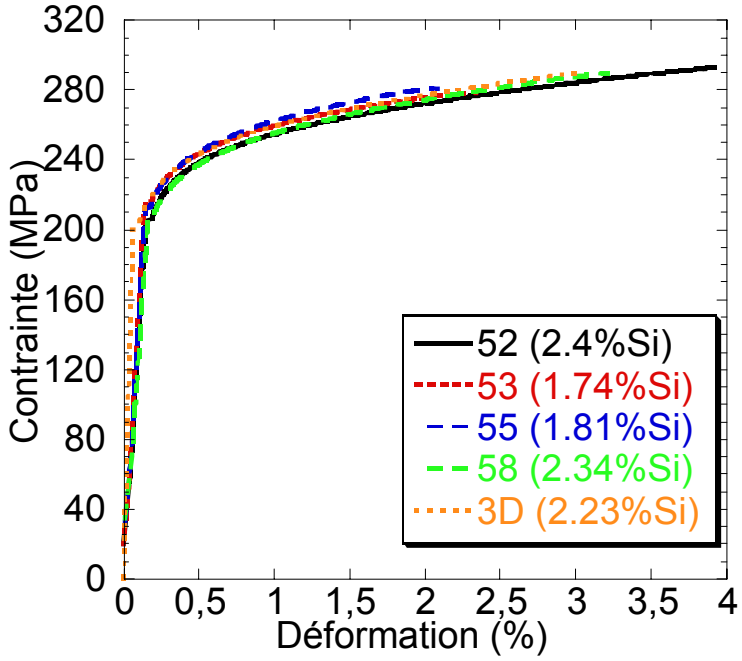


Figure V.9: Courbes de traction obtenues pour des soudures effectuées avec différents paramètres (tableau V.3)

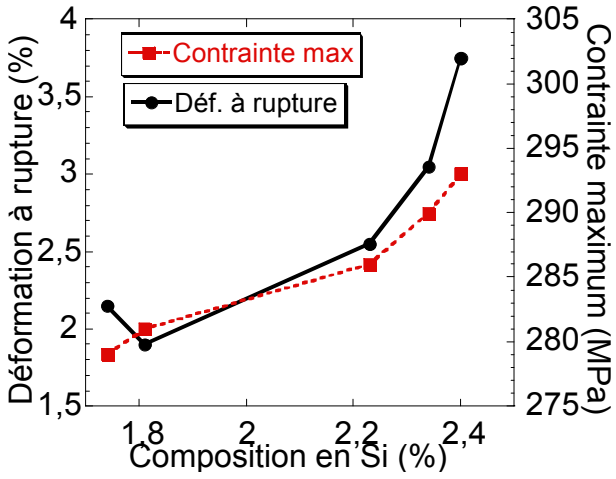


Figure V.10: Influence de la composition en silicium de la zone fondue sur la déformation à rupture et la contrainte maximum des soudures

Lorsque la concentration en silicium augmente dans la zone fondue de la soudure, on observe que les propriétés mécaniques de l'assemblage soudé augmentent. Il est intéressant de remarquer que non seulement la contrainte maximum augmente mais aussi la déformation à rupture. Nous verrons par la suite comment on peut expliquer ce comportement à partir du comportement mécanique local des différentes zones composant la soudure.

V.2.2. Influence de la composition en silicium sur les propriétés locales

V.2.2.a) Influence de la composition en silicium sur la dureté de la zone fondue

Nous avons réalisé des profils de microdureté sur les soudures 3d (2.23% Si), 52 (2.4%Si) et 53 (1.74%Si). La figure V.11 présente la dureté moyenne mesurée dans la zone fondue en fonction de la composition en silicium de celle-ci.

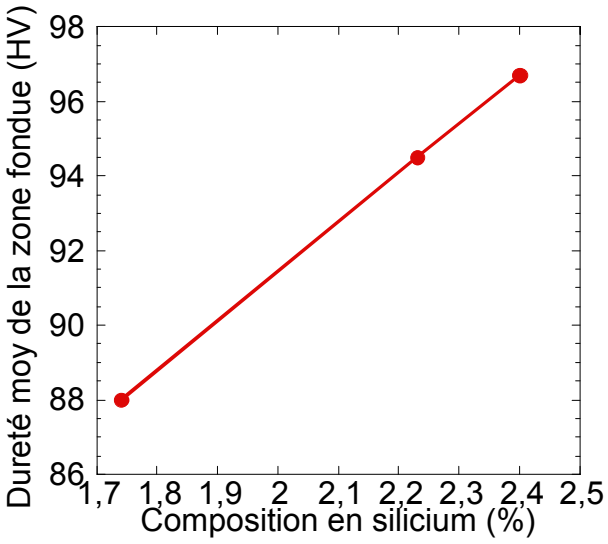


Figure V.11: Influence de la composition en silicium sur la dureté moyenne de la zone fondue

La figure V.11 montre que la dureté de la zone fondue augmente avec le taux de silicium. Cette évolution de la dureté avec le taux de silicium est expliquée par la formation de phases dures au silicium dans la zone fondue.

V.2.2.b) Influence de la composition en silicium sur les propriétés en traction de la zone fondue

Afin de caractériser les propriétés mécaniques de la zone fondue, nous avons réalisé des microéprouvettes de traction par électroérosion dans la zone fondue comme expliqué dans le paragraphe II.6.2.c). La figure IV.12 présente les courbes de traction pour les soudures 52, 53, 55 et 58. La déformation est mesurée par la technique de corrélation d'images.

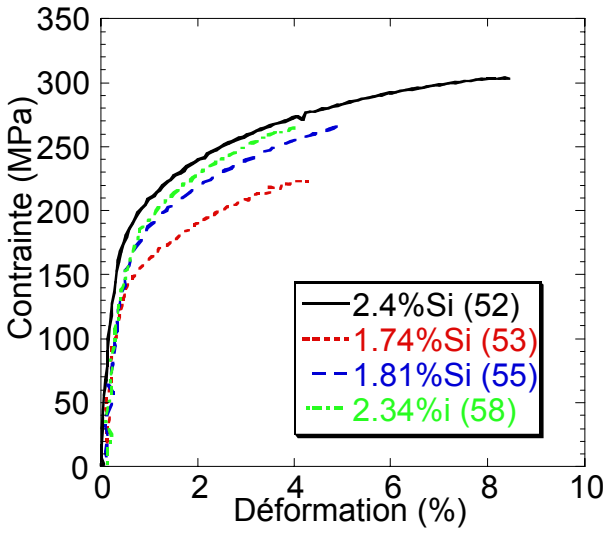


Figure V.12: Courbes de traction obtenues sur des microéprouvettes en zone fondue

La figure V.12 montre que l'on assiste à une augmentation de la contrainte maximum de la zone fondue lorsque la concentration en silicium augmente. On peut rassembler les résultats de contrainte maximum et de déformation à rupture en fonction de la concentration en silicium (figure V.13).

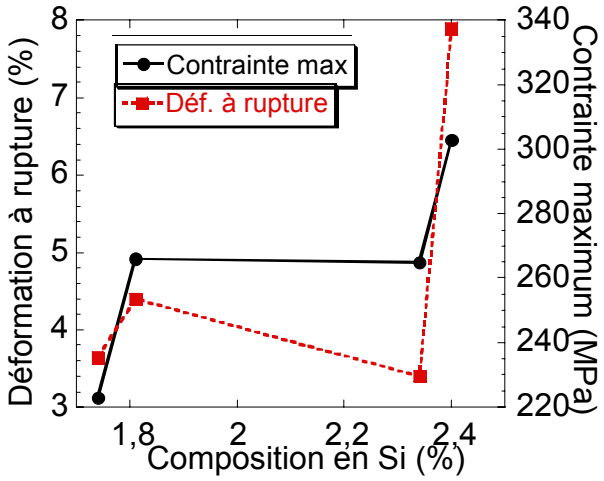


Figure V.13: Influence de la composition en silicium sur les propriétés en traction de la zone fondue

Du fait des phases dures au silicium qui se forment, la contrainte maximum augmente en fonction de la teneur en silicium. Quant à la déformation à rupture, celle-ci présente une évolution erratique. Elle devrait évoluer à l'inverse de la contrainte maximum. Cependant, il est difficile de tirer des conclusions sur la déformation à rupture du fait du faible nombre de grains présents dans l'éprouvette. En effet, la taille des éprouvettes (2 mm *2 mm) n'est pas très grande par rapport à la taille de grain (100µm).

V.2.2.c) Compréhension du comportement global de la soudure

Nous avons vu que lorsque la concentration en silicium de la zone fondue augmente, la dureté de celle-ci (et donc la contrainte maximum en traction) augmente du fait de l'apparition de phases dures comme le silicium. Cependant sur des éprouvettes de traction macroscopiques comportant une soudure au centre, on observe que cette hausse de la teneur en silicium entraîne une augmentation non seulement de la contrainte maximum mais aussi de la déformation à rupture. Ces deux propriétés varient pourtant de manière opposée. Nous allons donc nous intéresser maintenant à l'intégration des propriétés locales de la zone fondue dans la soudure pour étudier le comportement mécanique global de l'assemblage.
Pour ce faire, nous avons réalisé des mesures de déformations locales par la technique de corrélation d'images sur les macroéprouvettes. De ce fait, nous pouvons connaître la déformation en tout point de l'échantillon et à chaque instant. La figure V.14 présente le résultat du calcul des déformations sur l'éprouvette 53 juste avant la rupture. On peut facilement distinguer la soudure qui se déforme plus et parfois la zone affectée thermiquement.

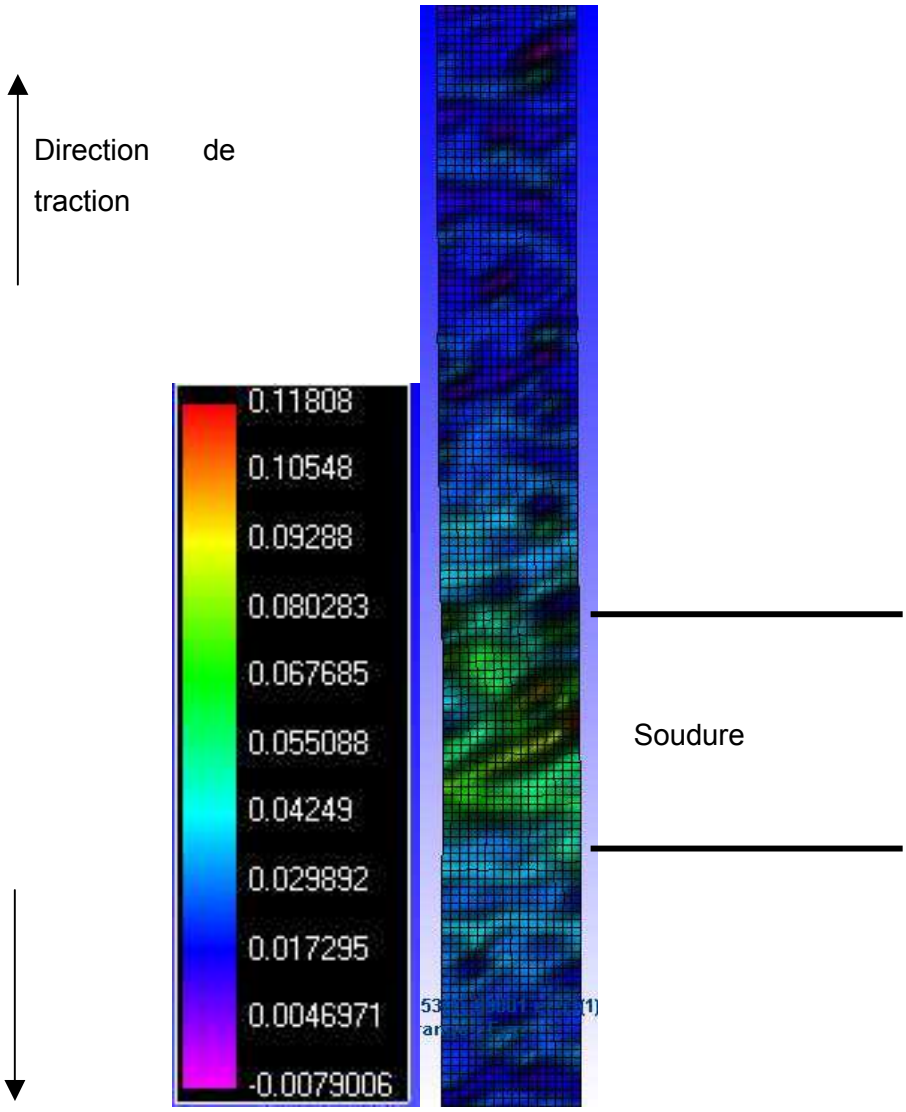


Figure V.14: Distribution spatial des déformations locales ε_{yy} de l'éprouvette 53 avant rupture

Grâce à cette technique, on peut tracer pour chaque éprouvette la déformation locale juste avant la rupture tout au long de l'éprouvette. Dans notre cas, pour chaque point le long de l'axe de traction (axe y), on réalise la moyenne des déformations mesurées sur la dernière image dans l'épaisseur de l'éprouvette (axe x). La figure V.15 représente ces déformations locales avant rupture en fonction de y pour les éprouvettes 52, 55 et 58. La soudure 53 présente le même comportement que la 55.

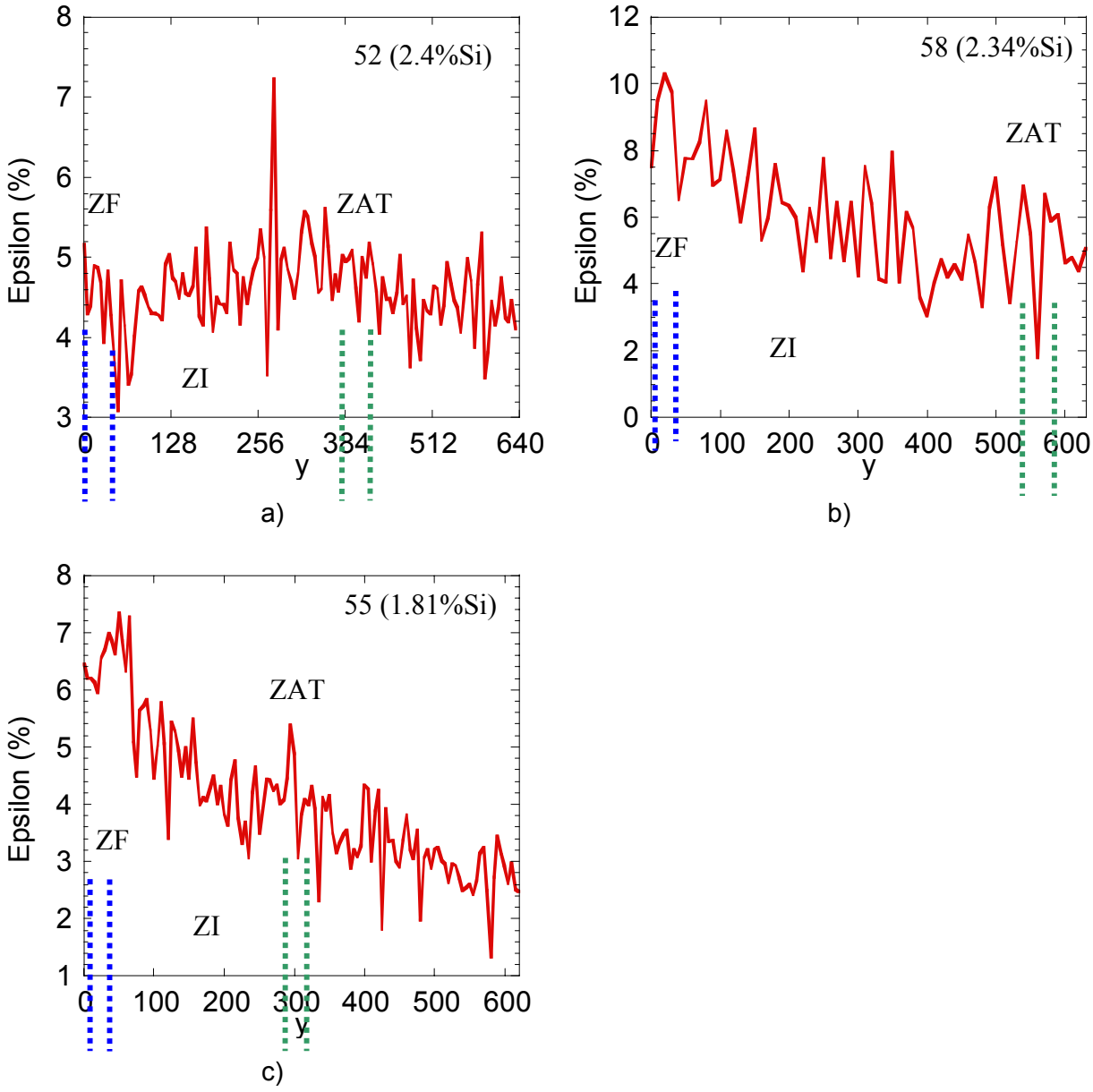


Figure V.15: Déformations locales avant rupture. a) 52, b) 58 c) 55. Les traits bleus délimitent la zone fondue, les traits verts la zone affectée thermiquement.

Sur la figure V.15, on voit que les soudures se comportent différemment en fonction de la composition en silicium de la zone fondue. Dans le cas de la soudure 52 (a), on voit qu'il n'y a pas de localisation de la déformation, celle-ci est pratiquement constante à 4.5%. On

observe que la zone affectée thermiquement ne semble pas non plus présenter une déformation plus élevée : le comportement global est homogène. En revanche, la soudure 55 (c) présente une forte localisation de la déformation dans la zone fondue et à proximité de celle-ci (6.5%) alors que le métal de base se déforme peu (environ 3%). Sur ce profil on peut aussi remarquer que la zone affectée thermiquement semble se déformer plus (5%). Il est intéressant de noter que la zone intermédiaire observée lors des profils de microdureté (V.1.1.) semble être visible dans ce cas. La soudure 58 (b) présente une localisation de la déformation dans la soudure mais moins marquée que dans le cas de la 55. En effet, on passe d'environ 9% de déformation dans la soudure à environ 6% dans le reste du matériau. De plus, on voit que la transition se fait de manière plus douce que dans le cas de la soudure 55.

On peut conclure que lorsque la composition en silicium de la zone fondue augmente, la déformation ne se localise plus ce qui explique le meilleur comportement des soudures. En fait cette hausse du taux de silicium entraîne le rapprochement des propriétés mécaniques de la zone fondue et du métal de base. On peut montrer cela en traçant les courbes de traction de la zone fondue et du 6056 obtenues grâce à la corrélation d'images (figure V.16).

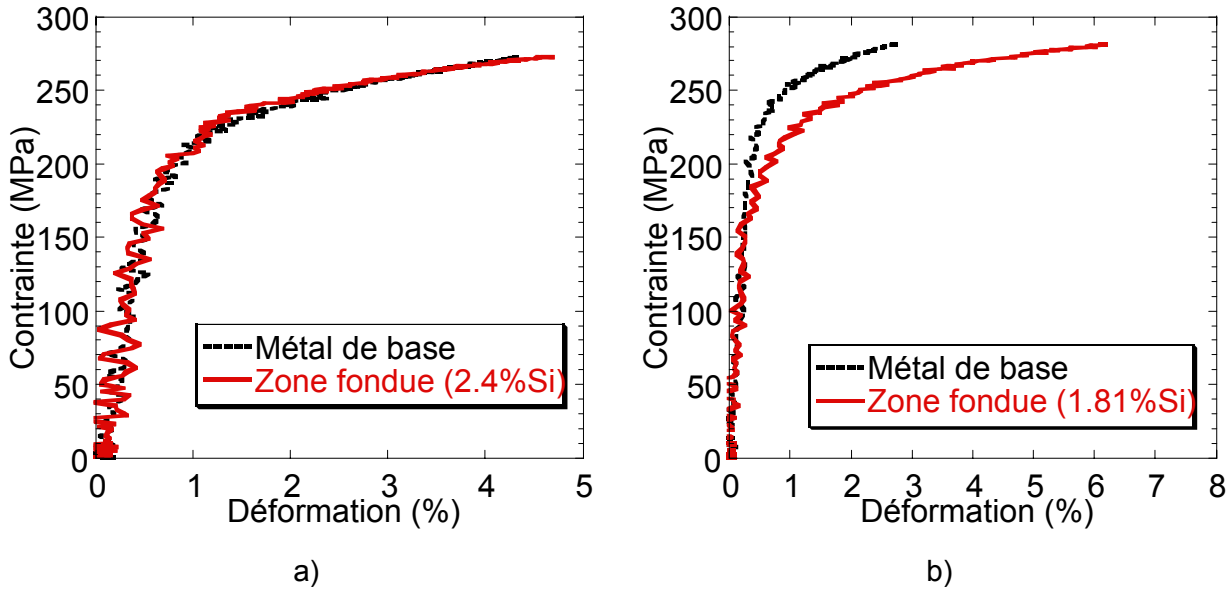


Figure V.16: Courbes contrainte déformation de la zone fondue et du métal de base tracés grâce à la corrélation d'images sur les macroéprouvettes de soudures a) 52 b) 55.

Dans le cas de la soudure 52, le comportement de la zone fondue est le même que celui du métal de base. Il n'y a donc pas de localisation de la déformation ce qui permet au métal de base, ductile, de se déformer plus avant rupture de l'assemblage. En revanche dans la soudure 55, on voit que le comportement de la zone fondue est très différent de celui du métal de base. La déformation est très importante dans la zone fondue et faible dans le métal de base : il y a une forte localisation.

V.2.2.d) Faciès de rupture caractéristiques

Les surfaces de rupture des macroéprouvettes de traction présentent soit un faciès entièrement dendritique soit deux zones distinctes : une zone cupulaire et une zone dendritique. La zone cupulaire est caractéristique d'une rupture se produisant dans la zone de transition (entre la zone fondue et la zone intermédiaire) alors que la zone dendritique est caractéristique d'une rupture dans la zone fondue. La figure V.17 montre la surface de rupture d'une éprouvette présentant les deux faciès. Une photographie optique après attaque d'une surface perpendiculaire à la surface de rupture montre l'emplacement de ces deux faciès différents.

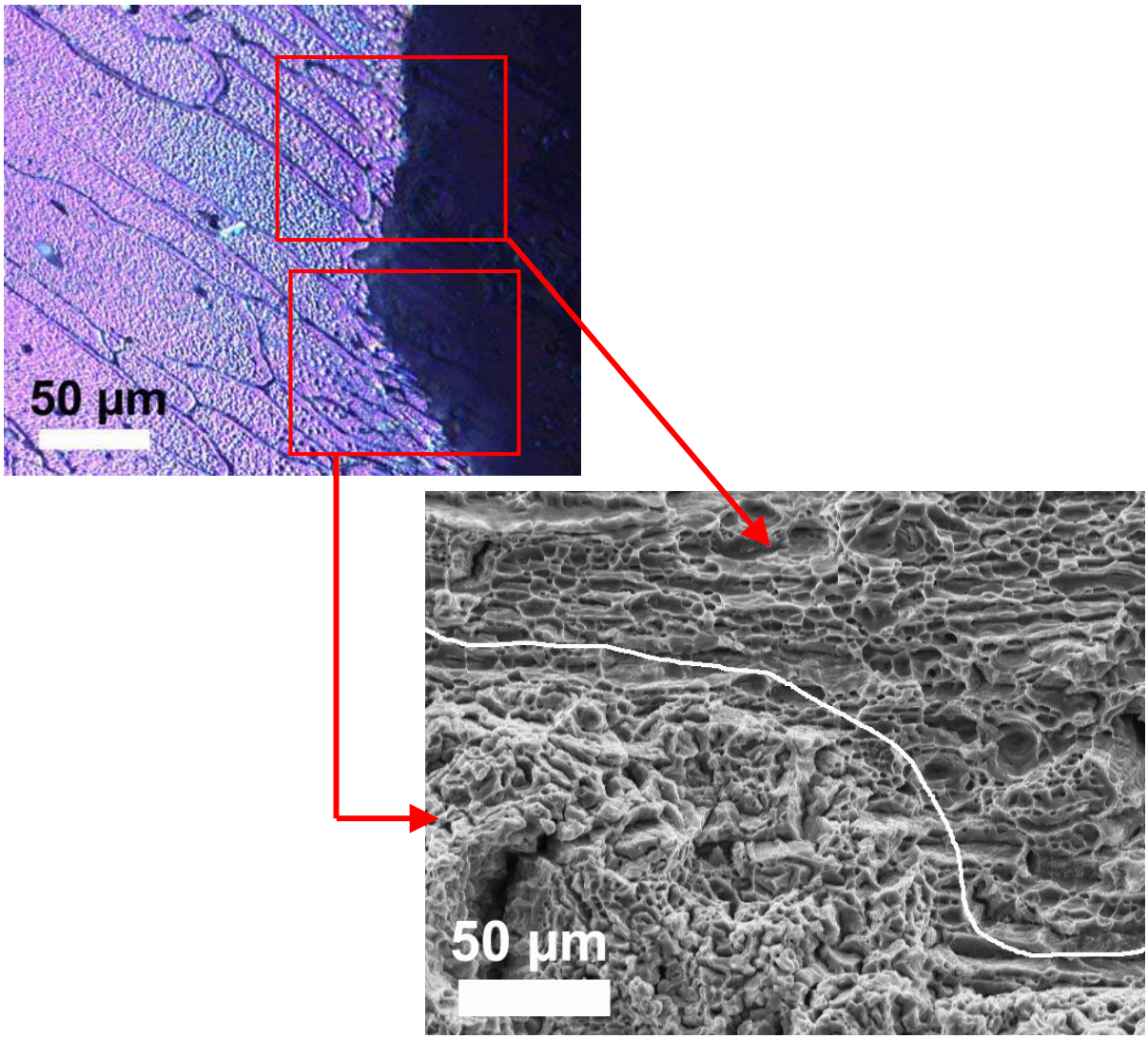


Figure V.17: faciès de rupture caractéristique d'une soudure

Ainsi la rupture des macroéprouvettes contenant une soudure se fait en partie dans la zone fondue et en partie dans la zone de transition. La figure V.18 présente un schéma d'une éprouvette après rupture.

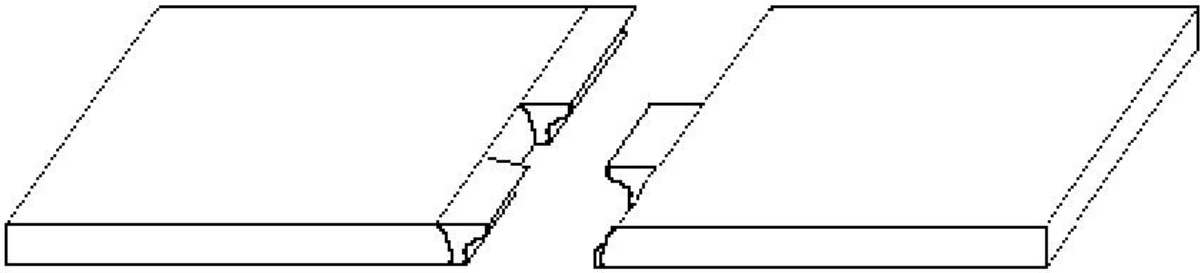


Figure V.18: Schéma d'une éprouvette de traction après rupture

Il est intéressant de noter que le faciès de rupture dendritique se trouve toujours du côté où la largeur de la zone fondue est la plus faible et le faciès cupulaire de l'autre côté (figure V.19).

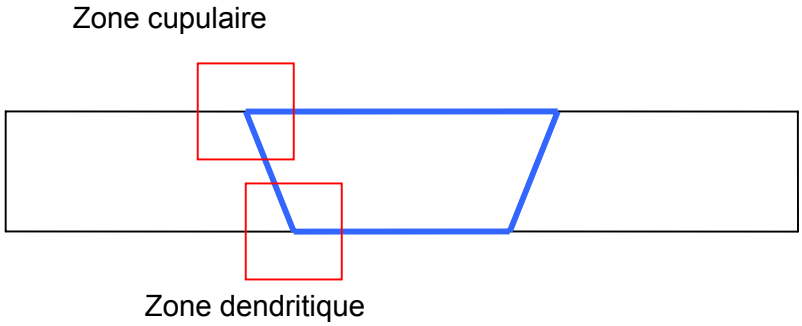


Figure V.19: Emplacement des zones cupulaire et dendritique

Enfin, nous avons observé que pour les éprouvettes qui présentent des bonnes propriétés mécaniques globales, le faciès cupulaire couvrait une surface plus importante que dans le cas des éprouvettes à faibles propriétés mécaniques : le faciès cupulaire de l'éprouvette 52 (2.4% Si) représente environ 50% de la surface de rupture alors que pour l'éprouvette 53 (1.74% Si) le faciès est entièrement dendritique.

V.2.3. Conclusions sur l'influence du taux de silicium dans la zone fondue sur les propriétés mécaniques des soudures

Lorsque la concentration en silicium augmente dans la zone fondue, on observe une hausse des propriétés de traction d'une macroéprouvette contenant une soudure : non seulement de la contrainte maximum mais aussi de la déformation à rupture. Afin d'expliquer ce phénomène nous avons réalisé une caractérisation des propriétés intrinsèques de la zone fondue. Des essais de traction sur microéprouvettes ont révélé une augmentation de la contrainte maximum lorsque le taux de silicium augmente. La technique de corrélation d'images sur les macroéprouvettes révèle que lorsque les propriétés de la zone fondue augmentent, celles-ci se rapprochent de celles du métal de base de sorte que la déformation plastique est homogène à travers l'assemblage. Tout de même, la ductilité de la zone fondue reste inférieure à celle du métal de base entraînant une rupture précoce. Les faciès de

rupture indiquent que dans ce cas la rupture se produit en partie dans la zone fondue et en partie à l'interface entre la zone fondue et la zone intermédiaire. Ainsi lorsque la teneur en silicium augmente dans la zone fondue, cette interface devient la zone faible de l'assemblage.

V.3. Simulation de l'essai de traction

Afin de reproduire les résultats expérimentaux et d'être capable de prédire le comportement en traction d'une soudure en connaissant le comportement des zones qui la constituent, nous avons développé une simulation par éléments finis de l'essai de traction.

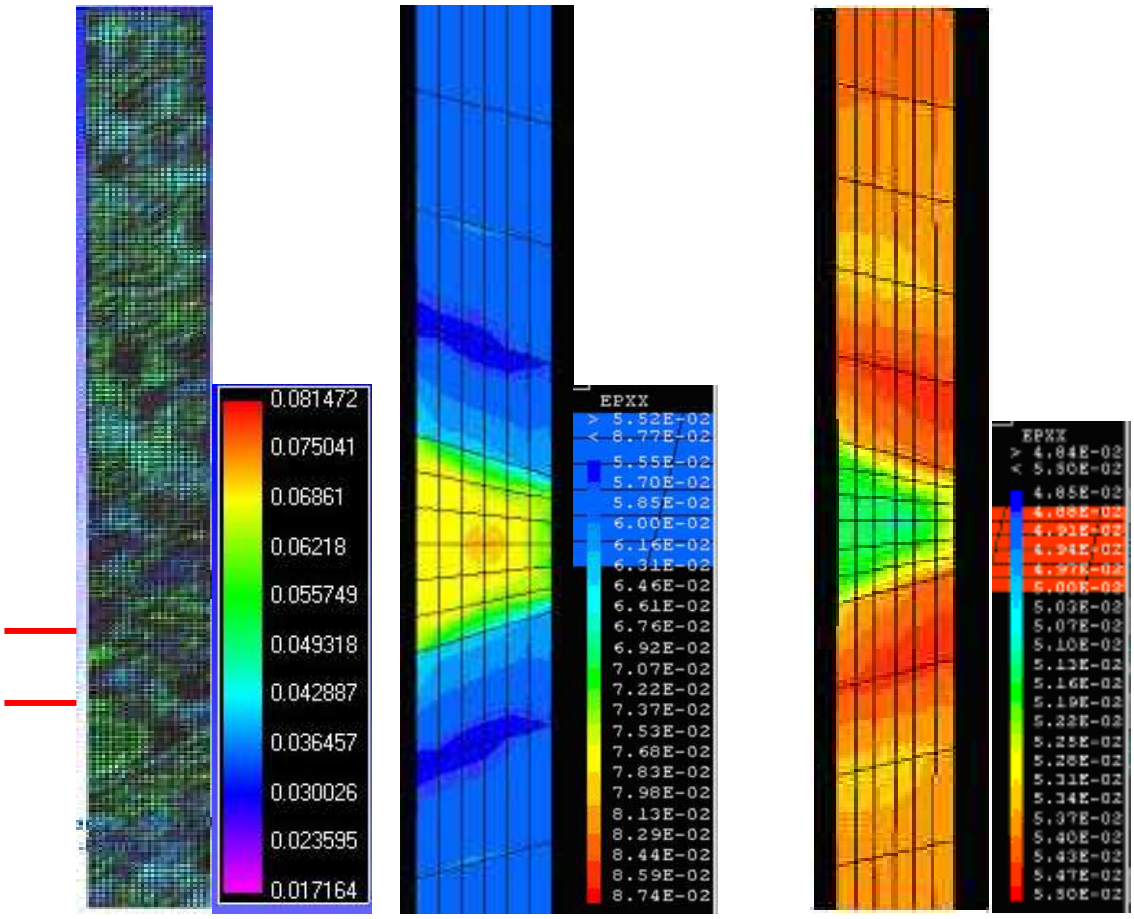
V.3.1. Paramètres de la simulation

Nous avons utilisé le code éléments finis CASTEM développé au Département de Mécanique et Technologie du CEA Saclay.
La taille de la soudure modélisée est la même que celle des macroéprouvettes utilisées pour l'essai de traction. La taille de la zone fondue est celle mesurée sur les éprouvettes. La macroéprouvette est divisée en 3 zones : 1 zone à chaque extrémité composée du métal de base et une zone centrale représentant la soudure. Nous avons négligé dans la simulation la présence des différentes autres zones (zone de transition, zone intermédiaire et zone affectée thermiquement) du métal de base. On considère que les différentes zones sont parfaitement solidaires, le déplacement est continu et la contrainte normale est transmise. Les éléments choisis sont cubiques avec 20 nœuds dans chaque élément afin d'avoir une bonne précision sur les calculs. L'entrée du calcul est la courbe contrainte déformation de chaque zone. Le calcul est élasto plastique. Aucun modèle d'endommagement n'est introduit.
Les courbes contrainte en fonction de la déformation de chaque zone peuvent provenir soit des essais de traction sur les microéprouvettes réalisés soit de la corrélation d'image effectuée sur les macroéprouvettes. Cette simulation nous permettra d'obtenir des cartographies de déformation à comparer avec la technique de corrélation d'images ainsi qu'une courbe de charge permettant de vérifier l'influence de la composition en silicium de la zone fondue sur le comportement global de la soudure.

V.3.2. Cartographies des déformations

V.3.2.a) Pour l'éprouvette 52 (2.4%Si)

Pour l'éprouvette 52 pour laquelle la déformation semble homogène en corrélation d'images, on peut comparer les simulations aux résultats de corrélation. La figure V.20 présente les résultats de la corrélation d'images sur l'éprouvette 52 ainsi que ceux de la simulation éléments finis avec comme entrées les courbes de microéprouvettes ou les courbes tirées de la corrélation d'images.



a) b) c)

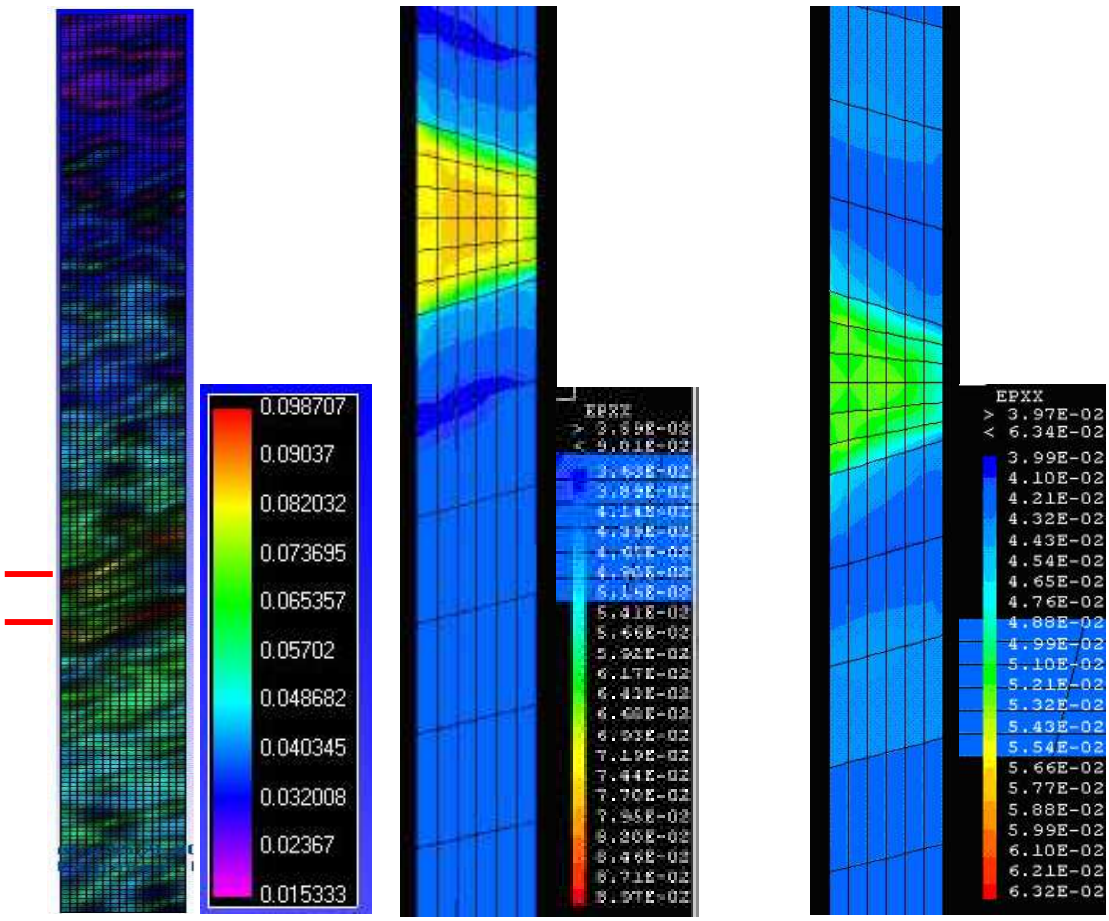
Figure V.20: Valeur des déformations dans l'éprouvette 52 (2.4%Si) (a) corrélation d'images sur macroéprouvette, b) simulation avec courbe de traction sur microéprouvette en entrée, c) simulation avec courbe de traction provenant de la corrélation d'images sur macroéprouvette en entrée. La zone fondue est repérée par les traits rouges

La simulation reproduit assez fidèlement les résultats expérimentaux. En effet, lorsque les données d'entrée sont les courbes de traction tirées des microéprouvettes, la simulation prévoit une légère localisation de la déformation dans la soudure. On observe qu'elle prédit (b)) une déformation d'environ 7.5% en moyenne dans la zone fondue et de 5.7% en moyenne dans le métal de base. Ce gradient de déformation est faible mais est trop important par rapport aux résultats de la corrélation (a)) pour lesquels la déformation est sensiblement constante dans toute l'éprouvette avec une déformation d'environ 5.5% (voir aussi figure V.15, a)). En revanche, lorsque les données d'entrée sont les courbes de traction tirées de la corrélation d'images sur macroéprouvettes, on observe que la simulation prédit une déformation très homogène dans toute l'échantillon avec un légère localisation dans le métal de base à proximité de la zone fondue (c)). En effet, on trouve une déformation de 5.2% en moyenne dans la zone fondue et de 5.3% dans le métal de base. On peut donc conclure que la simulation permet de reproduire les résultats expérimentaux de manière satisfaisante lorsque les données d'entrée sont tirées de la corrélation d'images. L'erreur observée lorsque les données d'entrée sont tirées des microéprouvettes pourrait venir du fait

que les microéprouvettes ont été prélevées dans le sens du soudage alors que la zone fondue est sollicitée dans le sens perpendiculaire lors des essais de traction sur macroéprouvettes. On pourrait alors avoir un effet de la microstructure qui expliquerait la différence observée sur les simulations. En tout état de cause, même avec cette source d'erreur, on prédit assez bien les résultats expérimentaux avec une faible localisation de la déformation dans l'éprouvette.

V.3.2.b) Pour l'éprouvette 55 (1.81%Si)

L'éprouvette 55 présente une hétérogénéité de déformation avec une concentration de déformation dans la zone fondue. La figure V.21 présente les résultats de la corrélation d'images sur l'éprouvette 55 ainsi que ceux de la simulation éléments finis avec comme entrées les courbes de microéprouvettes ou les courbes tirées de la corrélation d'images.



a) b) c)

Figure V.21: Valeur des déformations dans l'éprouvette 55 (1.81%Si) (a) corrélation d'images sur macroéprouvette, b) simulation avec courbe de traction sur microéprouvette en entrée, c) simulation avec courbe de traction provenant de la corrélation d'images sur macroéprouvette en entrée. La zone fondue est repérée par les traits rouges

La technique de corrélation d'images nous permet de mettre en évidence une localisation de la déformation dans la soudure. En effet, la déformation vaut alors environ 7% alors qu'elle n'est que de 3 à 4% dans le métal de base (a) et figure V.15, b)). Lorsque les données d'entrée de la simulation sont les courbes des microéprouvettes (b)), on retrouve le même type de localisation : la déformation vaut 7.7% dans la zone fondue et environ 4.2% dans le métal de base. On voit que dans ce cas, la localisation prédite est très proche de la répartition des déformations observées lors de l'expérience de corrélation d'images. En revanche, lorsque les données d'entrée de la simulation sont les courbes de traction tirées de la corrélation d'images, on trouve une localisation plus faible : la déformation vaut alors 5.3% dans la zone fondue et 4.2% dans le métal de base. Dans ce cas, la simulation sous estime la localisation de la déformation. Cependant, on peut conclure que les ordres de grandeurs des gradients de déformation prédits par la simulation sont satisfaisants par rapport aux résultats obtenus par corrélation d'images.

V.3.3. Courbes de charge

La simulation éléments finis de l'essai de traction sur la macroéprouvette permet aussi d'obtenir la courbe contrainte/déplacement de l'essai. On peut alors comparer cette courbe avec la courbe expérimentale. La figure V.22 présente les courbes force/déplacement obtenues à partir de la simulation sur les éprouvettes 52 et 55 avec comme données d'entrées les courbes des microéprouvettes.

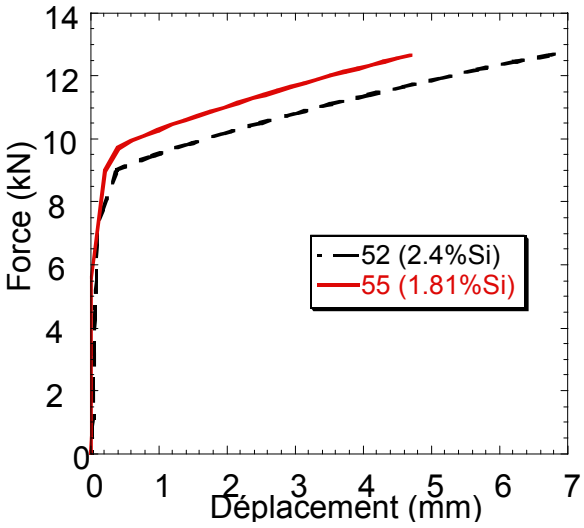


Figure V.22: Courbes force/déplacement obtenues par simulation avec comme données d'entrée les courbes de microéprouvette

La figure V.22 montre que la simulation permet de retrouver les résultats expérimentaux obtenus sur les macroéprouvettes. En effet, on observe que l'éprouvette 52 présente un allongement à rupture plus élevé que l'éprouvette 55 mais une force (donc une contrainte) plus faible. La même observation avait été faite sur la figure V.9. Il est important de rappeler qu'aucun critère de rupture n'est introduit dans la simulation ; ainsi les différences

d'allongement à rupture ne proviennent que de la localisation de la déformation dans un élément. Ceci correspond donc à un critère de Considère implicite. Evidemment les allongements à rupture dépendront de la taille des éléments mais les résultats présentés ici sont comparables du fait de la similitude de taille de ceux-ci. La simulation est donc capable de reproduire les différences de propriétés mécaniques de la soudure globale en fonction de la concentration en silicium dans la zone fondue à partir des propriétés locales. Si on compare les simulations effectuées lorsque les données d'entrée sont les courbes provenant de la corrélation d'images, on obtient les mêmes conclusions.
La figure V.23 présente la comparaison pour les éprouvettes 52 et 55 entre les courbes obtenues expérimentalement et celles obtenues par simulation.

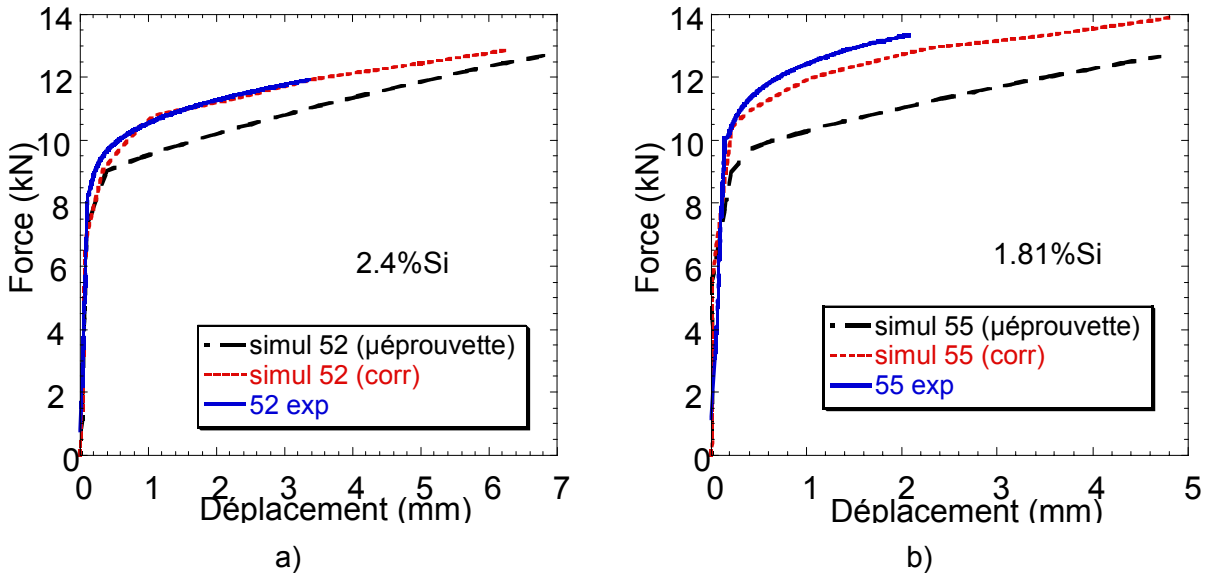


Figure V.23: Courbes force/déplacement obtenues expérimentalement, par simulation avec courbes de microéprouvettes en données d'entrée et par simulation avec courbes obtenues par corrélation d'images (corr) en données d'entrées. a) éprouvette 52, b) éprouvette 55

La figure V.23 montre que la simulation de l'essai de traction permet de reproduire le comportement global de manière très satisfaisante. On observe que pour l'éprouvette 52, la simulation, réalisée avec comme donnée d'entrée les courbes provenant de la corrélation d'images, permet de prédire parfaitement la courbe de charge de la macroéprouvette. Nous avions déjà vu qu'elle permettait aussi d'obtenir la bonne répartition de déformations le long de l'éprouvette (cf. paragraphe V.3.2.a)). Pour l'éprouvette 55, on observe aussi que la simulation réalisée dans les mêmes conditions permet d'obtenir une courbe de charge très proche de celle enregistrée expérimentalement. On peut remarquer que les courbes simulées prédisent des déformations à rupture beaucoup plus élevées que celles observées expérimentalement. Ceci est dû au fait qu'aucun modèle d'endommagement n'est introduit dans la simulation.
En conclusion, la simulation développée est capable de prédire efficacement le comportement global d'une éprouvette comportant une soudure à partir du comportement

local des différentes zones. Si les courbes de traction des microéprouvettes sont utilisées en tant que données d'entrée, l'écart avec les résultats expérimentaux est un peu plus important du fait de la différence de direction de sollicitation. De plus, des problèmes de représentativité du comportement global pourraient apparaître du fait de la petite taille des microéprouvettes.

V.4. Bilan du chapitre V

Le chapitre V nous a permis d'étudier les caractéristiques mécaniques des soudures laser ne contenant pas de fissures à chaud. Grâce aux mesures de microdureté le long du joint soudé, nous avons mis en évidence différentes zones : la zone fondue, pour laquelle la dureté est plus faible du fait de la différence de microstructure, ainsi que la zone intermédiaire et la zone affectée thermiquement dont les duretés sont légèrement plus faibles que celle du métal de base à cause du traitement thermique subi lors du procédé de soudage. Un traitement thermique post soudage permet d'augmenter les caractéristiques de la zone fondue et de résorber les différences entre zone intermédiaire, zone affectée thermiquement et métal de base. De plus, nous avons observé une influence de la concentration en silicium dans la zone fondue sur les propriétés mécaniques globales en traction : lorsque la teneur en silicium augmente, la contrainte maximum et la déformation à rupture augmentent. Cette hausse des propriétés a été expliquée par une augmentation des propriétés locales de la zone fondue : lorsque la concentration en silicium est plus élevée des phases dures se forment qui permettent à la zone fondue de présenter des propriétés mécaniques proches de celles du métal de base. Ainsi il n'y a plus de localisation de la déformation dans la zone fondue et l'éprouvette comportant une soudure se comporte comme un matériau homogène semblable au métal de base. Enfin une simulation aux éléments finis de l'essai de traction a été effectuée. Elle permet de reproduire la répartition des déformations dans les éprouvettes comportant une soudure et de prédire la courbe de charge de celles-ci en fonction des propriétés mécaniques locales.

Conclusions et perspectives

Cette thèse avait pour but de mieux comprendre le phénomène de fissuration à chaud à travers une étude de la rhéologie du matériau à l'état pâteux dans des conditions réalistes c'est-à-dire proches du soudage.

Nos travaux ont été divisés en plusieurs parties. En premier lieu, nous avons étudié de manière détaillée la microstructure résultant du procédé de soudage laser ainsi que les caractéristiques du phénomène de fissuration à chaud en soudage laser. Puis des essais de soudage en faisant varier les paramètres du procédé ont permis de cerner l'influence de ceux-ci sur l'apparition de la fissuration à chaud. Afin d'étudier l'influence des paramètres clés identifiés de manière simplifiée, nous avons développé des essais de traction à l'état pâteux. Ces essais ont d'abord été réalisés de manière isotherme afin de développer une loi rhéologique rendant compte du comportement de l'alliage à l'état semi-solide dans des conditions simples. Puis des essais non isothermes nous ont permis de connaître le comportement du matériau en cours de solidification. Enfin, nous avons caractérisé les propriétés mécaniques de soudures pour lesquelles les paramètres de soudage avaient été optimisés.

Les principaux résultats de cette étude sont détaillés ci-après ainsi que l'apport des dispositifs expérimentaux développés pour caractériser le comportement à l'état pâteux de nos alliages. Enfin, nous décrirons les perspectives issues de ce travail.

1. Principaux résultats

1.1 Microstructure du joint soudé

L'étude de la microstructure du joint soudé nous a permis d'identifier plusieurs zones :

i) La zone fondue présenteune microstructure dendritique fine caractéristique des fortes vitesses de refroidissement lors du procédé de soudage laser. La zone fondue voit sa concentration en silicium augmenter par rapport au métal de base du fait de l'ajout de fil d'apport. Nous avons montré que la totalité de celui-ci était incorporée à la zone fondue. Cependant, les concentrations en éléments d'alliages sont fortement hétérogènes. L'espacement interdendritique présente une concentration élevée en tous les éléments d'alliages et est constitué de différentes phases ne devant leur existence qu'aux conditions de refroidissement rapides rencontrées dans la zone fondue. Le cœur des dendrites présente une teneur en éléments d'alliages plus faible que le métal de base mais suffisante pour induire une précipitation durcissante après traitement thermique post soudage.

ii) Une zone de transition située entre la zone fondue et le métal de base. Cette zone présente une décoration aux joints de grains observable au microscope optique après attaque chimique. Nous avons montré par des mesures de compositions et par des observations au MET que cette décoration aux joints de

grains est due au phénomène de liquation. L'étendue de cette zone de transition est directement reliée à la vitesse de soudage utilisée.

1.2 Défaut de fissuration à chaud en soudage

L'observation des fissures à chaud en soudage permet de montrer que ce défaut est intergranulaire. Le faciès de rupture présente des dendrites lisses caractéristiques d'une rupture sans plasticité. La forme de ces fissures dans une soudure, observée en tomographie X, nous a permis d'élaborer un scénario d'apparition de ce défaut.
Nous avons réalisé de nombreux essais de soudage afin de cerner l'influence des paramètres du procédé sur la présence de fissures à chaud. Celle-ci a été quantifiée par ressuage d'une part et par radiographie X sur certaines soudures d'autre part. Ces essais ont permis de dégager les conclusions suivantes :

i) Lorsque la vitesse de soudage augmente, le nombre de fissures augmente.
ii) Lorsque la concentration en silicium dans la zone fondue augmente, le nombre de fissures diminue. Cette composition dépend du rapport entre la vitesse de soudage et la vitesse de fil. Cependant, il semble qu'il existe un maximum de fissuration à chaud pour des compositions comprises entre 1.4 et 1.8%.
iii) Le nombre de fissures augmente avec la vitesse de refroidissement.
iv) Le système de bridage semble être d'une importance primordial pour l'obtention de soudures saines.

1.3 Rhéologie de l'alliage à l'état pâteux

Essais de traction isothermes

Les essais de traction isothermes nous ont permis d'étudier l'influence de :

i) La fraction de solide : la contrainte maximale augmente lorsque la fraction de solide à la température d'essai augmente.
ii) La vitesse de déformation : le matériau à l'état pâteux suit une loi visco plastique.
iii) La microstructure : les contraintes enregistrées en refusion sont plus élevées que celles développées après solidification partielle.

De plus, il existe une fraction de solide critique (0.97) pour laquelle la rupture du matériau se fait de manière brutale. On assiste donc à une transition ductile/fragile/ductile en fonction de la fraction de solide.
Une loi rhéologique simple permet de rendre compte des contraintes maximales en fonction de la vitesse de déformation. Afin de tenir compte de l'influence de la microstructure, nous avons proposé une nouvelle loi de variation de la fraction de joints de grains mouillés en fonction de la fraction de liquide pour les essais après solidification partielle.
Enfin, les microstructures et les faciès de rupture obtenus lors des essais de traction isothermes sont comparables à ceux des soudures laser.

Essais de traction non isothermes

Les essais de traction non isothermes nous ont permis d'appréhender le comportement du matériau dans des conditions proches de celles pour lesquelles la fissuration à chaud se produit.

L'influence de la vitesse de traction sur le comportement du matériau de base a ainsi été étudiée. Pour les faibles vitesses de déplacement, la courbe de variation de la contrainte en fonction de la fraction de solide présente un plateau qui pourrait correspondre au réarrangement des grains. Pour des vitesses plus élevées, le comportement est de type visco plastique.
L'influence de la composition du matériau a aussi été étudiée. L'augmentation du taux de silicium conduit à une rupture plus rapide et des contraintes maximales plus faibles. La présence d'affinant permet d'observer le plateau de contrainte pour des vitesses de déplacements plus élevées.
Ces résultats nous ont amenés à proposer un critère de rupture de films liquides. Il existe une vitesse de déplacement critique (fonction de la vitesse de refroidissement et de la composition) au-delà de laquelle il y a rupture de films liquides. Au-delà de cette vitesse critique, la rupture de films liquides se produira pour un déplacement donné constant en fonction de la vitesse de déplacement mais qui dépend de la composition de l'alliage ainsi que de la vitesse de refroidissement.
Les microstructures et les faciès de rupture issus des expériences de traction non isothermes sont identiques à ceux observés lors de la fissuration à chaud en soudage laser.
Enfin une simulation de cet essai a été développée en collaboration avec l'EPFL et Calcom.ch. Cette simulation permet de reproduire le comportement en solidification de notre alliage.

1.4 Fissuration à chaud en soudage laser

Deux approches différentes ont été proposées afin de prédire l'apparition de fissuration à chaud en soudage. La première est purement phénoménologique et permet de reproduire les observations faites lors des expériences de soudage. Cependant, nous avons introduit un déplacement supplémentaire dû au défaut d'accostage dont l'effet est difficilement quantifiable de manière physique. La deuxième approche s'appuie sur le critère RDG et permet d'observer l'influence de la composition et de la vitesse de soudage sur la fissuration à chaud en soudage. Ce critère permet aussi de retrouver les résultats expérimentaux.

1.5 Propriétés mécaniques des soudures

Nous avons étudié l'influence du taux de silicium de la zone fondue sur les propriétés en traction d'une soudure. Lorsque la teneur en silicium augmente, les propriétés (contrainte maximale et déformation à rupture) locales de la zone fondue augmentent. La tendance à la localisation de la déformation dans cette zone diminue donc, et on assiste à une augmentation non seulement de la contrainte maximale mais aussi de la déformation à rupture.
Un simulation aux éléments finis de l'essai de traction permet de reproduire ces résultats et donc de prédire le comportement global d'une soudure à partir du comportement des zones qui la constituent.

1.6 Intérêt des dispositifs expérimentaux développés

Durant cette thèse nous avons développé des essais de traction à l'état pâteux isothermes et non isothermes. L'utilisation d'une machine d'essai thermomécanique Gleeble pour les essais isothermes a permis la réalisation d'essais après solidification partielle rapide. Nous avons donc pu observer le comportement d'une microstructure de solidification. De plus, l'essai de traction non isotherme est novateur. Il permet d'une part d'appliquer un état de contrainte en traction sur un alliage en cours de solidification. D'autre part, les vitesses de refroidissement atteintes lors de cet essai sont très élevées et inédites. Elles permettent de se rapprocher au mieux des conditions réelles pour lesquelles la fissuration à chaud en soudage se produit.

2. Perspectives

2.1 Liaison entre le comportement rhéologique et le soudage

L'une des principales perspectives de ce travail serait d'établir un lien plus direct entre le comportement rhéologique de l'alliage et la fissuration à chaud lors du soudage laser. Nous disposons maintenant d'une loi simple permettant d'exprimer le comportement de l'alliage à l'état pâteux en non isotherme. Cette loi pourrait être intégrée à une simulation globale du procédé de soudage laser. En effet, les simulations développées à l'heure actuelle (comme par exemple la thèse de C.Darcourt à l'UTC en collaboration avec EADS) ne gèrent pas le semi solide. Il serait pourtant intéressant de connaître l'influence du comportement du semi solide sur les déformations et les contraintes résiduelles après soudage (même si cette influence devrait être faible). De plus, nous avons développé un critère de rupture de films liquides. Ce critère pourrait aussi être intégré à la simulation du soudage. En connaissant les vitesses de déformation et les déformations cumulées en chaque point et à chaque instant, il serait peut-être possible de prédire plus précisément l'apparition de la fissuration à chaud.

Cependant, certains problèmes restent à résoudre. En effet, les essais de traction à l'état pâteux que nous avons réalisé ne permettent pas d'alimentation par le liquide des zones en tension. Or lors du phénomène de fissuration à chaud en fonderie, il est connu que ce phénomène réduit l'apparition des fissures. Il reste à déterminer si l'alimentation en liquide de la zone pâteuse est toujours possible lors du soudage laser pour lequel les vitesses de refroidissement et la microstructure sont très différentes. Si ce phénomène doit être pris en compte, les dispositifs de traction à l'état pâteux doivent être modifiés pour permettre l'alimentation en liquide. De plus, pour être certain que les essais de traction sont représentatifs du phénomène de fissuration à chaud en soudage, il est nécessaire de connaître les sollicitations mécaniques en soudage. On peut penser à utiliser la simulation (si on connaît les conditions aux limites) ou à utiliser un système de bridage instrumenté.

En tenant compte de ces réserves, nous pouvons conclure que l'essai de traction non isotherme développé lors de cette étude constitue un outil léger d'optimisation de la soudure. En effet, il est aisé de synthétiser un alliage avec une composition voulue et d'observer son comportement en solidification. On pourrait alors davantage détailler l'effet de l'affinant en

l'incorporant à des alliages chargés en silicium. On peut aussi penser à ajouter des éléments durcissants (Cu) ou à réaliser des essais avec différentes concentrations en silicium. Il serait enfin possible de connaître la sensibilité à la fissuration à chaud d'un nouvel alliage sans passer par des expériences lourdes de soudage (qui impliquent l'élaboration du matériau de base en plaques laminées et du fil d'apport en grande longueur).

2.2 Compréhension de la rhéologie à l'état pâteux et fissuration à forte vitesse de refroidissement

Peu de travaux ont été réalisés pour comprendre la rhéologie à l'état pâteux en solidification avec forte vitesse de refroidissement. Cette thèse donne quelques pistes de réflexion mais celles-ci restent évidemment à approfondir. Nous avons vu que le phénomène de fissuration à chaud se passe en toute fin de solidification. Or on ne connaît pas les phases hors équilibre qui se forment durant le procédé de soudage laser. Cette étude a permis d'obtenir quelques informations quant à leur nature mais il faudrait continuer le travail de caractérisation, ainsi que l'influence de la composition de la zone fondue sur leur nature et leur fraction volumique. Ceci permettrait de disposer de courbes de fraction de solide en fonction de la température plus précises et correspondant aux conditions non isothermes rencontrées.

De plus, la loi rhéologique proposée ici est simple et ne permet pas de rendre compte de tous les phénomènes observés lors de la traction non isotherme. Deux pistes d'amélioration sont envisageables. Si on considère que le comportement décrit par cette loi est suffisant, il n'en reste pas moins qu'une loi de variation de la fraction de joints mouillés en fonction de la fraction de liquide mieux adaptée à la microstructure de solidification permettrait une meilleure description du comportement. Une deuxième direction possible est d'utiliser une loi rhéologique plus détaillée. Cependant, il faudrait alors développer d'autres types d'essais mécaniques à l'état pâteux avec une forte vitesse de refroidissement.

Enfin, à travers ce travail, il apparaît clairement la nécessité de concilier les lois de comportement rhéologique globales et les critères de fissuration locaux comme le critère RDG. Ceci permettrait d'obtenir un critère robuste prenant en compte tous les phénomènes mis en jeu dans l'apparition de la fissuration à chaud. En effet, on pourrait envisager de connaître les différents états de contraintes dans la soudure grâce à une simulation globale et ensuite tenir compte du mouvement du liquide des zones en compression vers les zones en tension afin de savoir si la fissuration à chaud doit se produire.

2.3 Optimisation du procédé de soudage

Cette étude permet de proposer des directions d'améliorations de la qualité des soudures. Cependant, des essais de soudage complémentaires seraient nécessaires afin de clarifier certains points. Il serait par exemple très intéressant de réaliser des essais de soudage, avec des paramètres pour lesquels on assiste habituellement au phénomène de fissuration à chaud, en ajoutant un affinant. De plus, l'effet d'un second faisceau est en général considéré

comme fortement bénéfique et est en accord avec l'effet de la vitesse de refroidissement. Pourtant nous n'avons pas pu observer de différence lors de nos essais. Il serait donc intéressant de réaliser d'autres essais en faisant varier la puissance du second laser et l'espacement entre les deux faisceaux.

Références bibliographiques

[Ackerman]: P.ACKERMANN, W.KURZ, W.HEINEMANN, “In Situ Tensile Testing of Solidifying Aluminium and Al-Mg Shells”, Materials Science and Engineering, vol.75, 1985, pp.79-86.

[Allehaux] : D.ALLEHAUX, « Essais de fatigue sur panneaux raidis soudés par laser YAG », rapport interne Aérospatiale, 2000.

[Bertaux] : « Les assemblages mécaniques structuraux en aéronautique civile – Fixations et procédés d’assemblages », Mecamat, Aussois, 20-24 Janvier 2003

[Bokstein] : B.S.BOKSTEIN, « Diffusion of 3d-transition elements in aluminium », Materials Science Forum, vols.217-222, 1996, Editors : J.H.Driver, B.Dubost, F.Durand, R.Fougères, P.Guyot, P.Sainfort, M.Suery, pp.685-688.

[Braccini], M.BRACCINI, “Optimisation des pièces moulées: étude des phénomènes de fissuration à chaud dans les alliages Al-Cu », Mémoire de thèse INPG, 26 Octobre 2000.

[Chakrabarti]: D.J.CHAKRABARTI, D.E.LAUGHLIN, “Phase relations and precipitation in Al-Mg-Si alloys with Cu additions”, Progress in Materials Science, vol.49, 2004, pp.389-410.

[Chu]: M.G.CHU, D.A.GRANGER, “The tensile strength and fracture behaviour of partially solidified aluminium alloys”, Materials Science Forum, 1996, vol.217-222, pp.1505-1510.

[Cicala] : E.CICALA, « Etude de la fissuration à chaud des alliages d’aluminium 6056T4 soudés par lasers Nd :YAG continu », Laboratoire LTM, Rapport de recherche post doctoral, Décembre 2003.

[Clyne]: T.W.CLYNE, G.J.DAVIES, “Comparison between experimental data and theoretical predictions relating to dependence of solidification cracking on composition”, Solidification and Castings of Metals, 1979, pp.275-278.

[Dahle] : A.K.DAHLE, L.ARNBERG, „Overview: the rheological properties of solidifying aluminium foundry alloys”, J.O.M. 1996, pp.34-37.

[Dahle2]: A.K.DAHLE, S.INSTONE, T.SUMITOMO, “Relationship between Tensile and Shear Strengths of the Mushy Zone in Solidifying Aluminium Alloys”, Metallurgical and Materials Transactions A, vol.34, 2003, pp.105-113.

[Dahle3]: A.K.DAHLE, L.ARNBERG, “Development of strength in solidifying aluminium alloys”, Acta Materialia, vol.45, n°2, 1997, pp.547-559.

[Davydov]: V.G.DAVYDOV, L.B.BER, V.N.ANANIEV, E.YA;KAPUTKIN, V.I.KOMOV, “TTP and TTT diagrams for quench sensitivity of 6013 alloy”, Materials Science Forum, ICAA6, 1998, pp.603-608.

[Deschamps]: A.DESCHAMPS, « Influence de la prédéformation et des traitements thermiques sur la microstructure et les propriétés mécaniques des alliages Al-Zn-Mg-Cu», Thèse INPG, Juin 1997.

[Donnadieu]: P.DONNADIEU, F.CARSUGHI, A.REDJAIMA, C.DIOT, G.LAPASSET, “Nanoscale hardening precipitation in AlMgSi alloys: a transmission electron microscopy and small-angle neutron scattering study”, Journal of Applied Crystallography, vol.31, 1998, pp.212-222.

[Dowden]: J.DOWDEN, R.DUCHARME, P.KAPADIA, A.CLUCAS, « A mathematical model for the penetration depth in welding with continuous CO_2 lasers », Proceeding of ICALEO 1994, pp 451-460.

[Drezet]: J.-M.DREZET, “Validation of hot tearing criterion using the ring mould test”, Journal de Physique IV, MECAMAT 98, 1999, pp.53-62.

[Drezet2]: J.-M.DREZET, G.EGGELER, “High apparent creep activation energies in mushy zone microstructures”, Scripta Metellurgica et Materialia, vol.31, n°6, 1994, pp.757-762.

[Drezet3] : J.M.DREZET, M.RAPPAZ, “Study of hot tearing in aluminium alloys during the ring mold test”, International Conference on Modelling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes, 1998, Editors: B.G.Thomas, C.Beckermann, pp.883-890.

[Edwards]: G.A.EDWARDS, K.STILLER, G.L.DUNLOP, M.J.COUPER, « The precipitation sequence in Al-Mg-Si alloys », Acta Materialia, vol.46, 1998, p 3893-3904.

[Eskin]: D.G.ESKIN, SUYITNO, L.KATGERMAN, “Mechanical Properties in the semi-solid state and hot tearing”, Progress in Materials Science, à paraître.

[Esmaeili]. S.ESMAEILI, “Precipitation hardening behaviour of AA61111”, UBC PhD Thesis, February 2002.

[Fami] : Les grandes familles de matériaux, module A2, première année E.N.S.E.E.G., 1998/1999, Institut National Polytechnique de Grenoble.

[Farup]: I.FARUP, J.-M.DREZET, M.RAPPAZ, “In situ observation of hot tearing formation in succinonitrile-acetone”, Acta Materialia, vol.49, 2001, pp.1261-1269.

[Feurer]: U.FEURER, « Mathematisches Modell der Warmriβneigung von binären Aluminiumlegierungen », Giesserei-Forschung, 1976, vol 28, pp 75-80.

[Flemings]: M.C.FLEMINGS, “Solidification Processing”, McGraw-Hill Inc., London, 1974.

[Fredrikson]: H.FREDRIKSON, B.LETHINEN, “Continuous observation of hot crack-formation during deformation and heating in SEM”, Solidification and Casting of Metals, 1979, pp.260-267.

[Gebelin]: J.C.GEBELIN, M.SUERY, D.FAVIER, „Characterisation of the rheological behaviour in the semi-solid satet of grain-refined AZ91 magnesium alloys“, Materials Science and Engineering A, vol.272, 1999, pp.134-144.

[Grasso] : P.-D.GRASSO, J.-M.DREZET, I.FARUP, M.RAPPAZ, « Direct formation of hot tear formation in organic alloys », Proceedings of the 7th conference on advanced materials and processes, EuroMat 01, Juin 2001, CD-ROM.

[Guven]: Y.F.GUVEN, J.D.HUNT, “Hot-tearing in Aluminium Copper Alloys”, Cast Metals, vol.1, 1988, pp.104-111.

[Haboudou]: A.HABOUDOU, P.PEYRE, A.B.VANNES, G.PEIX, “Reduction of porosity content generated during Nd:YAG laser welding of A356 and AA5083 aluminium alloys”, Materials Science and Engineering A, A363 (2003), pp40-52.

[Huang]: C.HUANG, S.KOU, « Partially melted zone in aluminium welds: solute segregation and mechanical behavior », Welding Journal, Janvier 2001, pp.9-17.

[Instone]: S.INSTONE, D.ST JOHN, J.GRANDFIELD, “New apparatus for characterising tensile strength development and hot cracking in the mushy zone”, Int. Journal of Cast Metals Research, vol.12, 2000, pp.441-456.

[Intro] : « Introduction à la science des matériaux pour l’ingénieur », module A1, première année E.N.S.E.E.G. 1998/1999, Institut National Polytechnique de Grenoble.

[Intro]: Introduction à la science des matériaux pour l’ingénieur, module A1, première année E.N.S.E.E.G. 1998/1999, Institut National Polytechnique de Grenoble.

[Jarry]: P.JARRY, communications personnelles.

[Joly] : P.A.JOLY, R.MEHRABIAN, « The rheology of partially solid alloy », Journal of Materials Science, vol.11, 1976, pp.1393-1418.

[Katayama]: S.KATAYAMA, N.SETO, M.MIZUTANI, A.MATSUNAWA: “Formation Mechanism of Porosity in High Power YAG Laser Welding”, Proceedings of ICALEO 2000, pp42-51.

[Katayama2]: S.KATAYAMA, D.YOSHIDA, A.MATSUNAWA: “Assessment of YAG and CO_2 Laser Weldability in Nitrogen Shielding Gas”, Proceedings of ICALEO 2000, pp42-51.

[Katgerman0]: Journal of Metals, February 1982, pp.46-49.

[Kerrouault]: N.KERROUAULT, « Fissuration à chaud en soudage d’un acier inoxydable austénitique », Mémoire de thèse CEA, 2001.

[Kim]: J.S.KIM, T.WATANABE, Y.YOSHIDA, « Improvement of laser beam welding quality of aluminium alloys », Proceedings of ICALEO, 1993, pp 640-650.

[Kubo]: K.KUBO, R.D.PEHLKE, “Mathematical modelling of porosity formation in solidification”, Metallurgical Transactions B, volume 16, 1985, pp.359-366.

[Kurz]: W.KURZ, D.J.FISHER, “Fundamentals of Solidification“, Third edition, Trans Tech Publications, Ltd., Aedermannsdorf, 1989.

[Lahaie]: D.J.LAHAIE, M.BOUCHARD, “Physical Modelling of the Deformation Mechanisms of Semisolid Bodies and a Mechanical Criterion for Hot Tearing”, Metallurgical and Materials Transactions B, vol.32, 2001, pp.697-705.

[Lalli]: L.A.LALLI, “A Model for Deformation and Segregation of Solid-Liquid Mixtures”, Metallurgical Transactions A, vol.16, 1985, pp. 1393-1403.

[Laxmanan]: V.LAXMANAN, M.C.FLEMINGS, „Deformation of Semi-Solid Sn-15 Pct Pb Alloy“, Metallurgical Transactions A, vol.11, 1980, pp. 1927-1937.

[Lloyd]: D.J.LLOYD, « Aluminium alloys used in automotive skin sheet »,Advances in industrial materials, The Metallurgical Society of CIM, 1998.

[Ludwig]: O.LUDWIG, “Etude expérimentale et modélisation du comportement rhéologique d’alliages Al-Cu en cours de solidification dans le cadre de la fissuration à chaud en coulée continue », Mémoire de thèse INPG, 2 Février 2004.

[M’hamdi]: M.M’HAMDI, A.MO, C.L.MARTIN, “Two-phase modelling directed toward hot tearing formation in aluminium direct chill casting”, Metallurgical and Materials Transactions A, vol.33, July 2002, pp.2081-2093.

[Mada]: M.MADA, F.AJERSH, “Rheological model of semi-solid A356-SiC composite alloys I. Dissociation of agglomerate structures during shear, II. Reconstitution of agglomerate structures at rest”, Materials Science and Engineering A, vol.212, 1996, pp.157-177.

[Magnin]: B.MAGNIN, L.MAENNER, L.KATGERMAN, S.ENGLER, “Ductility and Rheology of an Al-4.5%Cu alloy from room temperature o coherency temperature”, Materials Science Forum, vols.217-222, 1996 pp.1209-1214.

[Martin]: C.L.MARTIN, P.KUMAR, S.BROWN, “Constitutive modelling and characterisation of the flow behaviour of semi solid metal alloy slurries: II. Structural evolution under shear deformation”, Acta Metallurgica and Materialia, vol.42, n°11, 1994, pp.3603-3614.

[Martin2]: C.L.MARTIN, D.FAVIER, M.SUERY, “Fracture behaviour in tension of viscoplastic porous metallic materials saturated with liquid”, International Journal of Plasticity, vol.15, 1999, pp.981-1008.

[Martin3]: C.L.MARTIN, S.B.BROWN, D.FAVIER, M.SUERY, “Shear deformation of high solid fraction (>0.60) semi-solid Sn-Pb under various structures”, Materials Science and Engineering A, vol.202, 1995, pp.112-122.

[Martin4]: C.L.MARTIN, D.FAVIER, M.SUERY, “Viscoplastic behaviour of porous metallic materials saturated with liquid. Part I: Constitutive equations”, International Journal of Plasticity, vol.13-3, 1997, pp.215-235.

[Martin5]: C.L.MARTIN, D.FAVIER, M.SUERY, “Viscoplastic behaviour of porous metallic materials saturated with liquid. Part II: Experimental identification on a Sn-Pb model alloy”, International Journal of Plasticity, vol.13-3, 1997, pp.215-235.

[Matsuda]: K.MATSUDA, Y.SAKAGUCHI, Y.MIYATA, Y.UETANI, T.SATO, A.KAMIO, S.IKENO, “Precipitation sequence of various kinds of metastable phases in Al-1.0mass%Mg_2Si-0.4mass%Si alloy”, Journal of Materials Science, vol.35, 2000, pp.179-189.

[Matsuda2]: K.MATSUDA, Y.UETANI, T.SATO, S.IKENO, “Metastable phases in an Al-Mg-Si alloy containing copper”, Metallurgical and Materials Transactions A, vol.32, 2001, pp.1293-1299.

[Matsuda3]: K.MATSUDA, S.TANIGUCHI, K.KIDO, S.IKENO, “Effect of addition of copper and chromium on precipitation in Al-Mg-Si alloys”, Materials Science Forum, Editors : P.J.Gregson and S.J.Harris, ICAA8, 2002, pp.941-946.

[Mayer] : « Optimisation du soudage bord-à-bord par faisceau laser CO_2 de tôles d’alliages AL-Mg : Etude de la microstructure et du comportement mécanique des soudures », Mémoire de thèse I.N.S.A. Lyon, 17 Décembre 1996.

[Mayer2]: C.MAYER, F.FOUQUET, M.ROBIN, “Laser welding of Aluminium-Magnesium alloys sheets. Process optimization and welds characterization”, Materials Science Forum (Transtech Publications Switzerland), vols.217-222, 1996, pp.1679-1684.

[Meyer]: B.C.MEYER, H.DOYEN, D.EMANOWSKI, G.TEMPUS, T.HIRSCH, P.MAYR, « Dispersoid free zones in the heat affected zone of aluminium alloy welds », Metallurgical and Materials Transactions A, vol31A, 2000, pp 1453-1459.

[Miao]: W.F.MIAO, D.E.LAUGHLIN, “A differential scanning calorimetry study of aluminium alloy 6111 with different pre-aging treatments”, Journal of Materials Science Letters, vol.19, 2000, pp.201-203.

[Mondolfo]: L.F.MONDOLFO, “Aluminium Alloys. Structure and Properties”, Edition Butter Worths, 1976.

[Murayama]: M.MURAYAMA, K.HONO, “Pre-precipitate clusters and precipitation proceses in Al-Mg-Si alloys”, Acta Materialia, vol.47, 1999, pp.1537-1548.

[Nagaumi]: H.NAGAUMI, TAKATERU, UMEDA, “Study of the crack sensitivity of 6xxx and 7xx aluminium alloys”, Materials Science Forum, vols.426-432, 2003, pp465-470.

[Nguyen]: T.G.NGUYEN, D.FAVIER, M.SUERY, “Theoretical and experimental study of the isothermal mechanical behaviour of alloys in the semi-solid state”, International Journal of Plasticity, vol.10, n°6, 1994, pp.663-693.

[Philibert]: J.PHILIBERT, A.VIGNES, Y.BRECHET, P.COMBRADE, “Métallurgie du minerai au matériau” Edition Masson, 1998.

[Poirier]: J.P.POIRIER, « Plasticité à haute température des solides cristallins » 1976, Editions Eyrolles.

[Polmear]: I.J.POLMEAR, « Light Alloys », Third Edition, Metallurgy and Materials Science, 1995.

[Qian]: M.QUIAN, J.C.LIPPOLD, « Liquation Phenomena in the Simulated Heat-Affected Zone of Alloy 718 after Multiple Postweld Heat Treatment Cycles», Welding Journal, June 2003, pp.145-150.

[Rapp]: J.RAPP, C.GLUMANN, F.DAUSINGER, H.HUGEL, « The effect of magnesium evaporation in laser welding of aluminium alloys», 5th International Conference on Welding and Melting by Electron and Laser Beams, 1993.

[Rappaz]: M.RAPPAZ, J.M.DREZET, M.GREMAUD, « A new hot tearing criterion », Metallurgical and Materials Transactions A, vol30, n°2, pp 449-456.

[Sagalowicz]: L.SAGALOWICZ, G.HUG, D.BECHET, P.SAINFORT, G.LAPASSET, Materials Science Forum, ICAA 4, 1994, p.636.

[Schinzel]: C.SCHINZEL, B.HOHENBERGER, F.DAUSINGER, H.HUGEL, « Laser welding of aluminium – extended processing potential by different wire positions », High Power Laser in Manufacturing, Proceedings of SPIE (Editors: X.Chen, T.Fujioka, A.Matsunawa,), vol. 3888 (2000).

[Shankar]: V.SHANKAR, T.P.S.GILL, A.L.E.TERRANCE, S.L.MANNAN, S.SUNDARESAN], “Relation between Microstructure, Composition, and Hot Cracking in Ti-Stabilized Austenitic Stainless Steel Weldments”, Metallurgical and Materials Transactions A, vol.31, 2000, pp.3109-3122.

[Sigli] : C.SIGLI, L.MAENNER, C.SZTUR, R.SHAHANI, « Phase diagram, solidification and heat treatment of aluminium alloys », Materials Science Forum, ICAA6, 1998

[Sigworth]: G.K.SIGWORTH, “Hot Tearing of Metals”, AFS Transactions, vol.96-155, pp.1053-1062.

[Spencer]: D.B.SPENCER, R.MEHRABIAN, M.C.FLEMINGS, “Rheological Behavior of Sn-15 Pct Pb in the Crystallization Range”, Metallurgical Transactions A, vol.3, 1972, pp. 1925-1932.

[Spittle]: J.A.SPITTLE, S.G.R.BROWN, J.D.JAMES, R.W.EVANS, “Mechanical properties of partially molten aluminium alloys], Proceedings of the 9th Symposium on Physical Simulation of Casting, Hot Rolling and Welding, ed. Suzaki, Sakai and Matsuda, 1996, pp.81-91.

[Suéry]: M.SUERY, M.C.FLEMINGS, „Effect of Strain Rate on deformation Behavior of Semi-Solid Dendritic Alloys“, Metallurgical Transactions A, vol.13, 1982, pp. 1809-1819.

[Suéry0]: M.SUERY, C.L.MARTIN, M.BRACCINI, Y.BRECHET, “Determination of the Rehological behaviour of Partially Solidified Alloys for the Prediction of Casting Defects”, Advanced Engineering Materials 2001, vol.3, n°8, pp.589-593.

[Suéry2]: M.SUERY, C.L.MARTIN, L.SALVO, “Overview of the rheological behaviour of globular and dendrtitic slurries”, Proceedings of the 4th International Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, Sheffield, June 1996, pp.21-29.

[Sumitomo]: T.SUMITOMO, D.H.ST JOHN, T.STEINBERG, “The shear behaviour of partially solidified Al-Si-Cu alloys”, Materials Science and Engineering A, vol.289, 2000, pp.18-29.

[Tian] : X.TIANG, Q.SHI, « Preventing welding hot cracking by welding with an intensive trailing cooler », Journal of Materials Processing Technology, vol.97, 2000, pp.30-34.

[Vacher]: P.VACHER, S.DUMOULIN, F.MORESTIN, S.MGUIL-TOUCHAL, “Bidimensional strain measurements using digital images”, Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, vol. 213, pp.811-817, 1999.

[Van Haaften]: W.M.VAN HAAFTEN, W.H.KOOL, L.KATGERMAN, “Tensile behaviour of semi-solid industrial aluminium alloys AA3104 and AA5182”, Materials Science and Engineering A, vol.336, 2002, pp.1-6.

[Warrington]: D.WARRINGTON, D.G.Mc CARTNEY, “Development of a New Hot-cracking Test for Aluminium Alloys”, Cast Metals, vol.2, n°3, 1989, pp.134-143.

[Wolverton]: C.WOLVERTON, “Crystal structure and stability of complex precipitate phases in Al-Cu-Mg-(Si) and Al-Zn-Mg alloy”, Acta Materialia, vol.49, 2001, pp.3129-3142.

[Wray]: P.J.WRAY, “The geometry of two-phase aggregates in which the shape of the second phase is determined by its dihedral angle”, Acta Metallurgica, vol.24, 1975; pp.125-133.

[Wu] : W.WU, C.H.TSAI, « Hot Cracking Susceptibility of Fillers 52 and 82 in Alloy 690 Welding », Metallurgical and Materials Transactions A, vol.30, 1999, pp.417-426.

[Xie]: J.XIE, “Dual beam Laser Welding”, Welding Journal, October 2002, pp223-230.

[Yamaoka]: H YAMAOKA, M.YUKi, T.MURAYAMA, K.TSUCHIYA, T.IRISAWA, “CO_2 Laser welding of aluminium A6063 alloy”, Welding International, 6(10), 1992, pp766-773.

[Zao]: H.ZAO, T.DEBROY, « Weld metal composition change during conduction mode laser welding of aluminium alloy 5182 », Metallurgical and Materials Transactions B, vol 32B, February 2001, pp163-172.

[Zavaliangos] : A.ZAVALIANGOS, « Modelling of the mechanical behavior of semisolid metallic alloys at high volume fractions of solid », International Journal of Mechanical Science, vol.40, n°10, 1998, pp.1029-1041.

[Zhang]: Y.M.ZHANG, C.PAN, A.T.MALE, “Improved microstructure and properties of 6061 aluminium alloy weldments using a double-sided arc welding”, Metallurgical and Materials Transactions A, volume 31, October 2000, pp.2537-2543.

[Zhao]: L.ZHAO, BAOYIN, N.WANG, V.SAHAJWALLA, R.D.PEHLKE, ‘The rheological properties and hot tearing behaviour of an Al-Cu alloy’, International Journal of Cast Metals Research, vol.13, 2000, pp.167-174.

Annexe I

Paramètres des différents essais de soudage

I.1 Soudures en T

Le tableau A.11 présente les paramètres de soudage utilisés pour réaliser les soudures en T.

n°	Puissance (kW)	$v_{soudage}$ (m/min)	v_{fil} (m/min)	Remarque
1	2/2	2.5	2.5	
2	2/2	3.5	3.5	Insert d'isolant sous la soudure Macrofissuration à chaud
3	2.5/2.6	2.5	2.5	
4	2.8/3	4	4	
5	2.8/2.8	6	4.8	
6	2.9/2.9	5	5	
7	3/3.2	6	6	

Tableau A.11 : Paramètres de soudage pour la configuration en T

Pour les essais de soudage en T, on indique la puissance des deux lasers utilisés simultanément.

I.2 Soudures en bord à bord

Le tableau A.12 présente les paramètres de soudage utilisés pour réaliser les soudures dans la configuration bord à bord.

n°	Puissance (kW)	$v_{soudage}$ (m/min)	v_{fil} (m/min)	Epaisseur (mm)	Remarque	Nombre de fissures (RX)
1	3000	6	0	2.5		
2	3000	6	4	2.5		
3	3000	5	3.4	2.5		
4	3000	5	4	2.5		
5	3000	5	4	2.5		
6	3000	5	4.5	2.5		
7	3000	5	3	2.5		
8	3000	4	2.4	2.5		
9	3000	4	2.4	2.5		
47	2500	1	0	2.5		

48	3000	3	3	2.5		
49	3000	4.5	3	2.5		
50	3000	2.5	2.5	2.5		
51	3000	2	2	2.5		
52	3000	3	2.5	2.5		
53	3000	2.5	2	2.5		
54	3000	2	3	2.5		
55	3000	3	2	2.5		
56	3000	2.5	3	2.5		
57	3000	2	2.5	2.5		
58	3000	3	3	2.5		0
59	3000	3	3	2.5		0
60	3000	3	3	2.5		0
61	3000	3	3	2.5	Bridé sur laiton	0
62	3000	3	3	2.5	Bridé sur liège	0
63	3000	3	3	2.5	Bridé sur double liège	0
64	3000	6	0	1.6		50
65	3000	6	6	1.6		
66	3000	6	6	1.6		
67	3000	6	3	1.6		30
68	3000	6	2	1.6		40
69	3000	6	4	1.6		4
70	3000	6	1	1.6		50
71	3000	6	1.5	1.6		50
72	3000	6	2.5	1.6		8
73	3000	6	1.5	1.6		50
74	3000	6	1.5	1.6		18
75	3000	6	1.5	1.6	Bridé sur double liège	45
76	3000	6	1.5	1.6	Bridé sur laiton	90
77	3000	6	1.5	1.6	Bridage sandwich laiton	100
78	3000	6	1.5	1.6	Bridage sandwich laiton	70
79	3000	6	1.5	1.6	Bridage sandwich liège	
80	3000	6	1.5	1.6	Bridage sandwich liège	
81	3000	4	0	1.6		3
82	3000	3	0	1.6		
83	3000	4	1	1.6		2
84	3000	4	2	1.6		1
85	3000	4	3	1.6		0
86	3000	4	4	1.6		10
87	3000	4	2.5	1.6		0
88	3000	4	2.5	1.6		
1D	3000	6	0	1.6		
2D	3000	6	1	1.6		
3D	3000	6	2	1.6		
4D	3000	6	3	1.6		

5D	3000	6	0	1.6	Double faisceau	
6D	3000	6	1	1.6	Double faisceau	
7D	3000	6	2	1.6	Double faisceau	
8D	3000	6	3	1.6	Double faisceau	
13D	3000	6	0	1.6	Double faisceau	
14D	3000	6	1	1.6	Double faisceau	
15D	3000	6	2	1.6	Double faisceau	
16D	3000	6	3	1.6	Double faisceau	

Tableau A.12 : Paramètres de soudage pour la configuration bord à bord

Les essais 5D, 6D, 7D et 8D ont été réalisés avec deux faisceaux séparés par 1 mm. La puissance du second faisceau était fixée à 1kW.
Les essais 13D, 14D, 15D et 16D ont été réalisés avec deux faisceaux séparés par 1.5 mm. La puissance du second faisceau était fixée à 1kW.

Annexe II

Courbes de fraction de solide en fonction de la température fournies par Prophase

II.1 Calculs à l'équilibre

Ces calculs sont réalisés à l'équilibre c'est-à-dire pour une vitesse de solidification de 0.3K/s.

I.1.1. Pour le 6056

Ce calcul est utilisé pour les expériences de compression à chaud, de traction à chaud Gleeble et de traction à l'état pâteux en refusion Gleeble (Figure A.21).

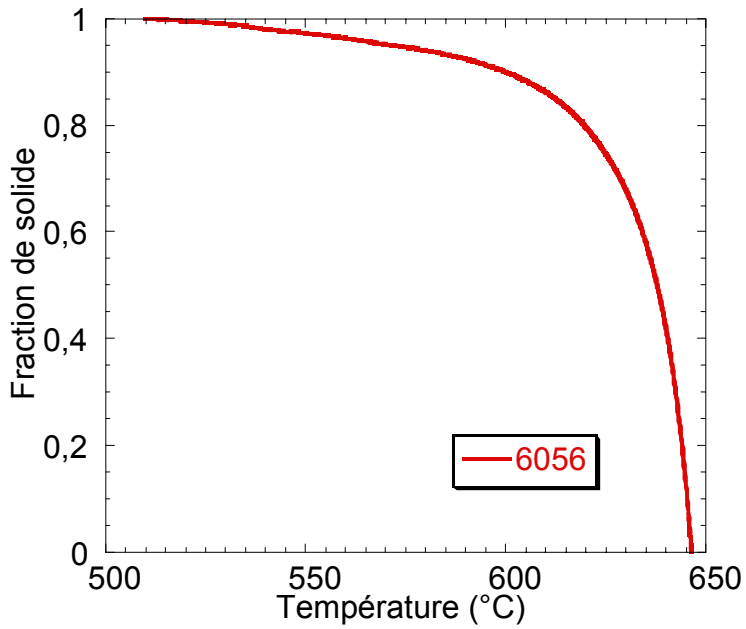


Figure A.21 : Courbe de fraction de solide en fonction de la température pour le 6056 à l'équilibre

I.1.2. Pour l'alliage à 2% de silicium.

Ce calcul est utilisé dans les mêmes expériences que pour le 6056 (figure A.22).

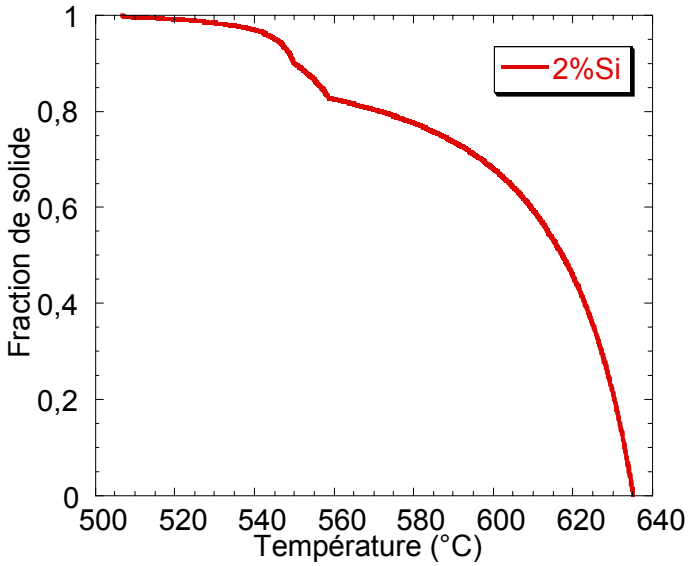


Figure A.22 : Courbe de fraction de solide en fonction de la température pour l'alliage à 2% de silicium à l'équilibre

II.2 Calculs pour une forte vitesse de solidification

Ces calculs sont réalisés à l'équilibre c'est-à-dire pour une vitesse de solidification de 10K/s.

I.2.1. Pour le 6056

La figure A.23 présente la courbe de fraction de solide en fonction de la température pour le 6056 avec une forte vitesse de refroidissement. De plus sont présentées les valeurs de la fraction de solide pour les températures les plus faibles (tableau A.21). Ces courbes sont utilisées pour les essais de traction isothermes après solidification partielle et pour les essais de traction non isothermes.

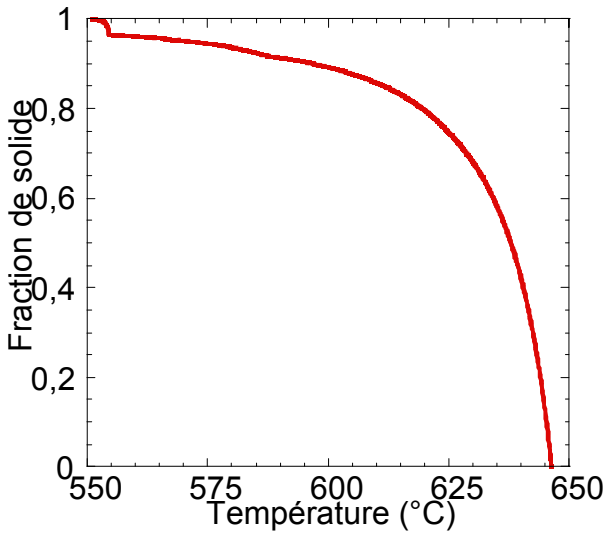


Figure A.23 : Courbe de fraction de solide en fonction de la température pour le 6056 calculée avec une forte vitesse de refroidissement

Température (°C)	Fraction de solide
613.42	0.84031
611.52	0.85012
609.32	0.86023
606.82	0.87034
604.02	0.88019
600.72	0.89015
596.72	0.90017
591.82	0.91015
585.92	0.92039
582.72	0.93012
577.92	0.94011
571.02	0.95011
560.72	0.96005
554.42	0.97428
554.22	0.98183
553.72	0.99047
551.12	0.99902

Tableau A.21 : Fraction de solide en fin de solidification pour le 6056

I.2.2. Pour l'alliage à 2% de silicium

La figure A.24 présente la courbe de fraction de solide en fonction de la température pour l'alliage à 2% de silicium avec une forte vitesse de refroidissement. De plus sont présentées les valeurs de la fraction de solide pour les températures les plus faibles (tableau A.22). Ces courbes sont utilisées dans les mêmes cas que pour le 6056 (cf. paragraphe I.2.1).

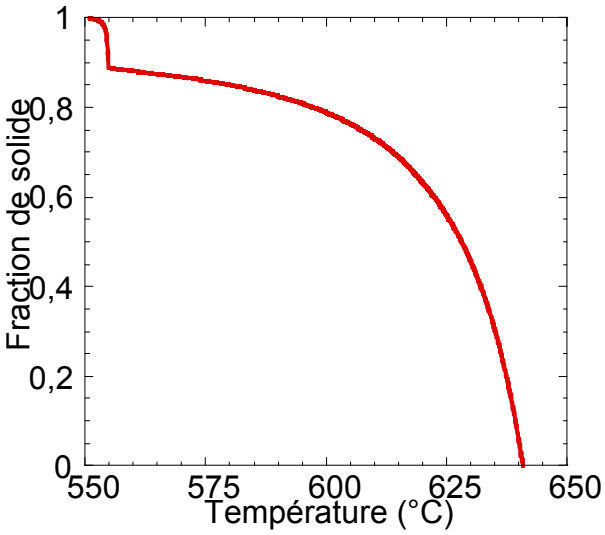


Figure A.24 : Courbe de fraction de solide en fonction de la température pour l'alliage à 2% de silicium calculée avec une forte vitesse de refroidissement

Température (°C)	Fraction de solide
574.7	0.86011
568.4	0.87012
560.7	0.8801
554.8	0.89043
554.7	0.92121
554.6	0.93996
554.5	0.95234
554.4	0.96103
554.2	0.97227
553.9	0.98157
553.3	0.99015
550.9	0.99908

Tableau A.22 : Fraction de solide en fin de solidification pour l'alliage à 2% de silicium

I.2.2. Pour l'alliage à 4% de silicium

La figure A.25 présente la courbe de fraction de solide en fonction de la température pour l'alliage à 4% de silicium avec une forte vitesse de refroidissement. De plus sont présentées les valeurs de la fraction de solide pour les températures les plus faibles (tableau A.23). Ces courbes sont utilisées lors des expériences de traction non isothermes.

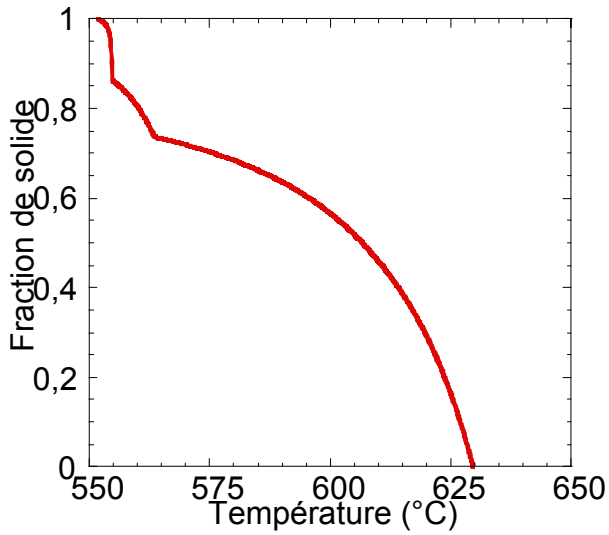


Figure A.25 : Courbe de fraction de solide en fonction de la température pour l'alliage à 4% de silicium calculée avec une forte vitesse de refroidissement

Température (°C)	Fraction de solide
557.2	0.84054
556.2	0.85079
555.2	0.86005
554.7	0.90336
554.6	0.92627
554.5	0.94142
554.4	0.95208
554.2	0.96594
554.1	0.97065
553.8	0.98011
553.2	0.99
551.9	0.99915

Tableau A.23 : Fraction de solide en fin de solidification pour l'alliage à 4% de silicium

Annexe III

Conditions du calcul thermique de l'essai de traction non isotherme

Ce calcul a été réalisé par Jean Marie Drezet grâce au logiciel CalcoSOFT de Calcom.ch. La figure A.31 présente le maillage utilisé.

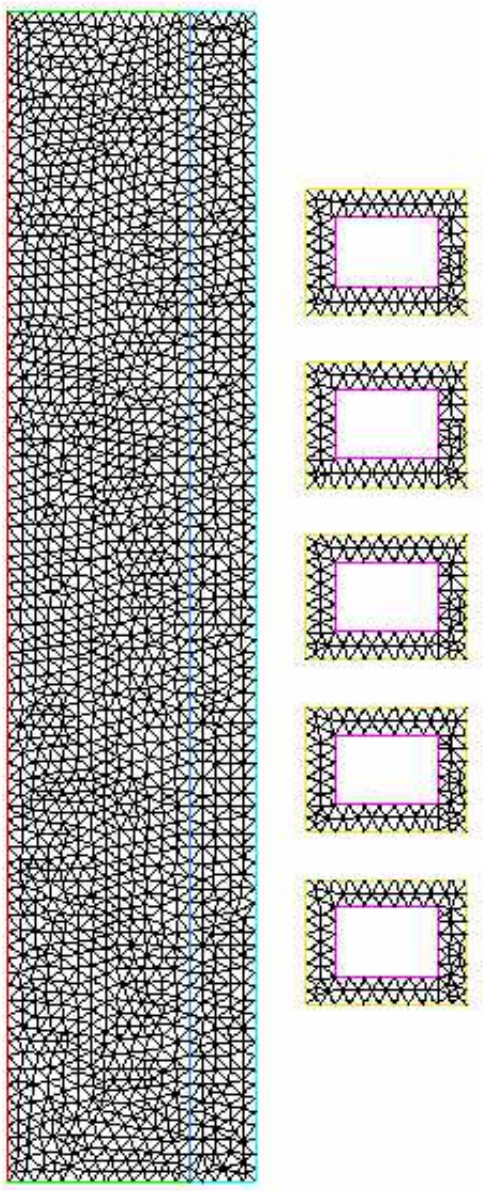


Figure A.31 : Maillage utilisé pour le calcul thermique

La figure A.31 fait apparaître l'échantillon, le moule en alumine (contour en bleu) et les spires en cuivre de l'inducteur.
Le coefficient de conduction de la chaleur entre l'échantillon et le moule varie de 20 W/m²K pour les températures inférieures à 550°C à 500 W/m²K de pour les températures supérieures à 650°C
Aux extrémités de l'échantillon se trouvent les arrivées d'eau. La température de l'eau est constante (20°C) et le coefficient de conduction entre l'eau et l'échantillon est fixé à 2000 W/m²K.
De plus, pour les parties en contact avec l'air, on considère que celui-ci est à température constante (20°C) et un coefficient de conduction de 20 W/m²K.
Les conditions aux limites sont une température imposée aux extrémités de l'échantillon.
Les caractéristiques de l'échantillon sont :

i) chaleur spécifique = 3.036^{e}6 J/m^{3}K
ii) conductivité thermique (donnée dans le tableau A.31)

Température	Conductivité thermique (W/mK)
150	180
551	150
610	90
646	90

Tableau A.31 : Conductivité thermique du 6056 en fonction de la température

iii) chaleur latente de fusion = 1.6^{e}9 J/ m^{3}
iv) conductivité électrique (donnée dans le tableau A.32)

Température	Conductivité électrique (S/m)
20	20.85^{e}6
100	17.8^{e}6
150	17^{e}6
200	15.85^{e}6
300	13.14^{e}6
400	11.9^{e}6
500	10.44^{e}6
600	7^{e}6
700	4.31^{e}6

Tableau A.32 : Conductivité électrique du 6056 en fonction de la température

Annexe IV

Code de calcul Scilab pour la simulation de l'essai de traction non isotherme

---

```
//Entrée des constantes physiques et du matériau//
n=12.857;
A=3.4e18;
Q=543610;
R=8.34;

//Définition de la loi de joints de grains mouillés//
tablox=[0 0.01 0.02 0.05 0.09 0.12 0.15 0.2 0.21 0.4];
tabloy=[0 0.85 0.91 0.93 0.93 0.93 0.94 0.96 0.965 0.98];

imax = 10;

//Fonction permettant la lecture du fichier de fraction de solide//
        function [M]=fs(m)
        M=read("C:/Program Files/scilab/damien/carte.txt",-1,m);
        endfunction

//Fonction qui associe à chaque fraction de solide lue dans le fichier, la fraction de joints de grains mouillés//
        function [y]=flgb(FLglo,imax)
        j=1;
        imax=10;
        jmax=43;
                for k=1:13,
                        while j<=jmax,
                        i=1;
                                if tablox(i)==FLglo(j,k) then
                                y(j,k)=0;
                                else,
                                        while tablox(i)<FLglo(j,k) & i<imax,
                                        i=i+1;
                                        a= (tabloy(i-1)-tabloy(i))/(tablox(i-1)-tablox(i));
                                        b= tabloy(i-1)-a*tablox(i-1);
                                        y(j,k)=a*FLglo(j,k)+b;
                                        end
```

```
                    end
                    j=j+1;
                end
            k=k+1;
            j=1;
            end
        endfunction

//Fonction qui calcule la vitesse de déformation en fonction de la contrainte, la fraction de joints mouillés et de la température//
        function [z]=epspt(sig,b,T)
            for j=1:43,
                for k=1:13;
                z(j,k)=A*exp(-Q/(R*(Tglo(j,k)+273)))*((sig/(1-b(j,k)))^n);
                end
            end
        endfunction

//Corps du programme//
m=52;
//Lecture du fichier de donnée et classement de celles-ci//
Essai=fs(m);
a=2;
b=3;
c=4;
        for z=1:13,
        T=Essai(1:1:43,a);
        D=Essai(1:1:43,c);
        FS=Essai(1:1:43,b);
        Tglo(1:1:43,z)=T;
        Dglo(1:1:43,z)=D;
        FSglo(1:1:43,z)=FS;
        a=a+4;
        b=b+4;
        c=c+4;
        z=z+1;
        end
FLglo=1-FSglo;
//Calcul des fractions de joints de grains mouillés en fonction de la fraction de liquide//
y=flgb(FLglo,imax);
//On fixe une contrainte de 0.01 MPa//
sig=0.01;
f(1)=0;
```

```
l=2;
        for l=2:1:13,
        //On calcule la vitesse de déformation associée à cette contrainte//
        E=epspt(sig,y,Tglo(1:43,l));
        //On calcule une vitesse de déplacement globale de l'éprouvette//
        defo(l)=inttrap(Dglo(1:43,l),E(1:43,l));
        //On compare cette vitesse à la vitesse de déplacement imposée//
        diff=defo(l)-0.003;
                /Tant que la différence des deux vitesses est négative, on augmente la
                contrainte et on recommence le calcul//
                while diff<-1e-4,
                sig=sig+0.01;
                E=epspt(sig,y,Tglo(1:43,l));
                defo(l)=inttrap(Dglo(1:43,l),E(1:43,l));
                diff=defo(l)-0.003;
                        //Si la différence des deux vitesses est positive, on diminue la
                        contrainte et on recommence le calcul//
                        if diff>1e-4 then
                        sig=((2*sig)-0.01)/2;
                        E=epspt(sig,y,Tglo(1:43,l));
                        defo(l)=inttrap(Dglo(1:43,l),E(1:43,l));
                        diff=defo(l)-0.003;
                        end
                        //Si la différence des deux vitesses est quasiment nulle, on fixe la
                        contrainte à cette valeur et on passe au pas de temps suivant//
                        if diff>-1e-4 & diff<1e-4 then
                        f(l)=sig;
                        end
                end

        end
```

Annexe V

Code de calcul Castem pour la simulation de l'essai de traction sur soudures

```
opti echo 1;
*=========================================================================
*  CALCUL DE SOUDURES ELASTOPLASTIQUE 3D
*=========================================================================
OPTI DIME 3;
* OPTI MODE PLAN DEFO  ;
* OPTI MODE PLAN CONT  ;
OPTI ELEM cu20 ;
*-------------------------------------------------------------------|
* PARAMETRES D'AFFICHAGE
*-------------------------------------------------------------------|
graph0 = '0' ;
dess0 = 'O'  ;
*-------------------------------------------------------------------|
* DEFINITION DES YEUX
*-------------------------------------------------------------------|
OEILX = (50000. 0. 0.);
OEILY = (0. 50000. 0.);
OEILZ = (0. 0. 50000.);
OEIL3D = (10000. 20000. 30000.);
*-------------------------------------------------------------------|
* DEFINITION DE LA GEOMETRIE
* Unites = [mm]
*-------------------------------------------------------------------|
* L0 longueur totale
L0 = 120. ;
* h0 hauteur
h0 = 2.3 ;
* a0 petit cote de la soudure
a0 = 2.5 ;
* b0 grand cote de la soudure
b0= 4. ;
* Largeur
La = 30. ;
```

```
* densité du maillage
n1 = 20 ;
n2 = 6 ;

* Les points supports face vue
P1 = 0. 0. 0. ;
P2 = ((L0 - a0)/2.) 0. 0. ;
P3 = ((L0 + a0)/2.) 0. 0. ;
P4 = L0 0. 0. ;
P5 = L0 h0 0. ;
P6 = ((L0 + b0)/2.) h0 0. ;
P7 = ((L0 - b0)/2.) h0 0. ;
P8 = 0. h0 0.;

* Les points supports face cachée
P12 = 0. 0. La ;
P11 = ((L0 - a0)/2.) 0. La ;
P10 = ((L0 + a0)/2.) 0. La ;
P9 = L0 0. La ;
P16 = L0 h0 La. ;
P15 = ((L0 + b0)/2.) h0 La ;
P14 = ((L0 - b0)/2.) h0 La ;
P13 = 0. h0 La ;

* Les lignes
L1 = P1 'DROI' (0-n1) P2 dini 2. dfin 0.01 ;
L2 = P2 'DROI' n2 P7 ;
L3 = P7 'DROI' (0-n1) P8 dini 0.01 dfin 2 ;
L4 = P8 'DROI' n2 P1 ;
L5 = P3 'DROI' (0-n1) P4 dini 0.01 dfin 2. ;
L6 = P4 'DROI' n2 P5 ;
L7 = P5 'DROI' (0-n1) P6 dini 2. dfin 0.01 ;
L8 = P6 'DROI' n2 P3 ;
L9 = P2 'DROI' n2 P3 ;
L10 = P6 'DROI' n2 P7 ;
L11 = P4 'DROI' n2 P9 ;
L12 = P9 'DROI' n2 P16 ;
L13 = P16 'DROI' n2 P5 ;
L14 = P16 'DROI' (0-n1) P15 dini 2. dfin 0.01 ;
L15 = P15 'DROI' n2 P10 ;
L16 = P10 'DROI' (0-n1) P9 dini 0.01 dfin 2 ;
L17 = P10 'DROI' n2 P11 ;
L18 = P11 'DROI' n2 P14 ;
```

```
L19 = P14 'DROI' n2 P15 ;
L20 = P12 'DROI' (0-n1) P11 dini 2. dfin 0.01 ;
L21 = P14 'DROI' (0-n1) P13 dini 0.01 dfin 2. ;
L22 = P13 'DROI' n2 P12 ;
L23 = P8 'DROI' n2 P13 ;
L28 = P12 'DROI' n2 P1 ;
L24 = P7 'DROI' n2 P14 ;
L25 = P11 'DROI' n2 P2 ;
L26 = P3 'DROI' n2 P10 ;
L27 = P15 'DROI' n2 P6 ;

* Les plans
surf1 = DALL L1 L2 L3 L4 ;
surf2 = DALL L9 L2 L10 L8 ;
surf3 = DALL L5 L6 L7 L8 ;
surf4 = DALL L11 L12 L13 (INVE L6) ;
surf5 = DALL L12 L14 L15 L16 ;
surf6 = DALL L15 L17 L18 L19 ;
surf7 = DALL L18 L21 L22 L20 ;
surf8 = DALL L22 L28 (INVE L4) L23 ;
surf9 = DALL L25 L2 L24 (INVE L18) ;
surf10 = DALL L26 (INVE L15) L27 L8 ;
surf11 = DALL L1 (INVE L25) (INVE L20) L28 ;
surf12 = DALL (INVE L9) L26 L17 L25 ;
surf13 = DALL L5 L11 (INVE L16) (INVE L26) ;
surf14 = DALL (INVE L7) (INVE L13) L14 L27 ;
surf15 = DALL (INVE L10) L24 L19 L27 ;
surf16 = DALL L24 L21 (INVE L23) (INVE L3) ;

* Les volumes
VOL1 = PAVE surf1 surf7 surf9 surf8 surf11 surf16 COUL TURQ ;
VOL2 = PAVE surf2 surf6 surf10 surf9 surf12 surf15 COUL JAUN ;
VOL3 = PAVE surf3 surf5 surf4 surf10 surf13 surf14 COUL TURQ ;
*
 VOl0 = VOL1 ET VOL2 ET VOL3;
 SI(NEG GRAPH0 'N');
   TITRE 'VUE suivant X';
   TRACER OEILX CACH 'QUAL' VOL0 ;
   TITRE 'VUE suivant Y';
   TRACER OEILY CACH 'QUAL' VOL0 ;
   TITRE 'VUE suivant Z';
   TRACER OEILZ CACH 'QUAL' VOL0 ;
 FINSI ;
```

```
*----------------------------------------------------------------------
* Parametres des lois de comportement
* Unites = SIGMA  [MPa]
*----------------------------------------------------------------------
* Materiau 1 Alu de la tole (par C.Gallet)
E1 = 66.E+03 ; NU1 = 0.324 ;
EPS1 = 3.e-03   ; SIG1 = 198. ;
EPS2 = 3.5e-03  ; SIG2 = 203. ;
EPS3 = 4.e-03   ; SIG3 = 206. ;
EPS4 = 5.e-03   ; SIG4 = 209. ;
EPS5 = 1.e-02   ; SIG5 = 220. ;
EPS6 = 2.e-02   ; SIG6 = 238. ;
EPS7 = 3.e-02   ; SIG7 = 254. ;
EPS8 = 5.e-02   ; SIG8 = 282. ;
EPS9 = 7.e-02   ; SIG9 = 305. ;
EPS10 = 8.e-02   ; SIG10 = 314. ;
EPS11 = 1.e-01   ; SIG11 = 331. ;
EPS12 = 1.1e-01   ; SIG12 = 339. ;
EPS13 = 1.2e-01   ; SIG13 = 346. ;
EPS14 = 1.3e-01   ; SIG14 = 352. ;
EPS15 = 1.4e-01   ; SIG15 = 358. ;
EPS16 = 1.5e-01   ; SIG16 = 364. ;
EPS17 = 1.6e-01   ; SIG17 = 369. ;
EPS18 = 1.7e-01   ; SIG18 = 373. ;
EPS19 = 1.8e-01   ; SIG19 = 378. ;
EPS20 = 1.85e-01   ; SIG20 = 379. ;

TRAC1 = EVOL MANU (PROG 0. EPS1 EPS2 EPS3 EPS4 EPS5 EPS6 EPS7 EPS8
EPS9 EPS10 EPS11 EPS12 EPS13 EPS14 EPS15 EPS16 EPS17 EPS18 EPS19 EPS20
) (PROG 0. SIG1 SIG2 SIG3 SIG4 SIG5 SIG6 SIG7
SIG8 SIG9 SIG10 SIG11 SIG12 SIG13 SIG14 SIG15 SIG16 SIG17 SIG18 SIG19
SIG20) ;

* Materiau 2 Alu du cordon (detremine par microéprouvette 52)
E2 = 66.E+03 ; NU2 = 0.324 ;
EPS0 = 2.32e-03   ; SIG0 = 153. ;
EPS1 = 3.e-02   ; SIG1 = 205. ;
EPS2 = 4.e-02   ; SIG2 = 228. ;
EPS3 = 5.e-02   ; SIG3 = 246. ;
EPS4 = 6.e-02   ; SIG4 = 259. ;
EPS5 = 7.e-02   ; SIG5 = 271. ;
EPS6 = 8.e-02   ; SIG6 = 280. ;
```

```
EPS7 = 9.e-02   ; SIG7 = 287. ;
EPS8 = 10.e-02   ; SIG8 = 294. ;
EPS9 = 11.e-02   ; SIG9 = 300. ;
EPS10 = 12.e-02   ; SIG10 = 304. ;

TRAC2 = EVOL MANU (PROG 0. EPS0 EPS1 EPS2 EPS3 EPS4 EPS5 EPS6 EPS7
EPS8 EPS9 EPS10)
(PROG 0. SIG0 SIG1 SIG2 SIG3 SIG4 SIG5 SIG6 SIG7
SIG8 SIG9 SIG10) ;
DESS trac1 TITRE 'ECROUISSAGE MATERIAU 1';
DESS trac2 TITRE 'ECROUISSAGE MATERIAU 2';

*-----------------------------------------------------------------------|
* COMPORTEMENT ET PROPRIETES DU MATERIAU
*-----------------------------------------------------------------------|
 mod1 = MODELE (VOL1 ET VOL3) MECANIQUE ELASTIQUE PLASTIQUE ISOTROPE ;
 mod2 = MODELE (VOL2) MECANIQUE ELASTIQUE PLASTIQUE ISOTROPE ;
 pro1= MATE mod1 'YOUN' 66.E+03 'NU' .3 'TRAC' TRAC1 ;
 pro2= MATE mod2 'YOUN' 66.E+03 'NU' .3 'TRAC' TRAC2;

*-----------------------------------------------------------------------|
* CONDITIONS AUX LIMITES DE DIRICHLET
*-----------------------------------------------------------------------|
 cl1 = BLOQ 'UX' surf8 ;
 cl2 = BLOQ 'UX' surf4 ;
 cl3 = BLOQ 'UX' P1 ;
 cl4 = BLOQ 'UY' P1 ;
 cl5 = BLOQ 'UZ' P1 ;
 cl6 = BLOQ 'UZ' P8 ;
*cl7 = BLOQ 'UZ' P13 ;

 cl0 = cl1 ET cl2 ET cl3 ET cl4 ET cl5 ET cl6 ;


*-----------------------------------------------------------------------|
* CHARGEMENT IMPOSE
*-----------------------------------------------------------------------|
depmax = 7. ;
dimp0 = DEPI cl2 depmax ;
tfin0 = 250. ;
dt0 = 10. ;
EVOL0 = (evol manu temps ('PROG' 0. 250.) y ('PROG' 0. 1)) ;
cha0 = CHAR 'DIMP' dimp0 EVOL0 ;
```

```
*-------------------------------------------------------------------|
* CONDITIONS AUX LIMITES DE VON NEUMANN
*-------------------------------------------------------------------|

*-------------------------------------------------------------------|
* ASSEMBLAGE
*-------------------------------------------------------------------|
*- MATRICE DE RIGIDITE.....................................|
R1 = RIGI mod1 pro1;
R2 = RIGI mod2 pro2 ;
*
R3 = R1 ET R2 ;
*
R0 = R3 ET cl0 ;
SI (NEG GRAPH 'N');
  TITRE 'RIGIDITE' ;
  TRAC OEILY R0 ;
FINSI ;
*
*- VECTEUR FORCE DU SECOND MEMBRE.....................................|
F0 = dimp0 ;

*-------------------------------------------------------------------|
* RESOLUTION PASAPAS
*-------------------------------------------------------------------|
ta = table;
ta.modele = mod1 ET mod2;
ta.caracteristiques = pro1 ET pro2;
ta.blocages_mecaniques = cl0 ;
ta.chargement = cha0;
ta.temps_calcules = prog 1. 'PAS' dt0 tfin0 ;.
*ta.precision = 1.e-07 ;
*ta.deltaiter = 250 ;
*ta.grands_deplacements = vrai ;
*
pasapas ta ;

*-------------------------------------------------------------------|
* POST TRAITEMENT
*-------------------------------------------------------------------|
dim0 = 'DIME' (ta . 'TEMPS');
```

```
* Champs de deplacements en fin de simulation.....|
MESS 'APRES t='(dim0-1)'secondes on a:';
DEP0 = ta.deplacements.(dim0 - 1 );
DEF0 = DEFO VOL0 ta.deplacements.(dim0 - 1) ;
TRACER DEF0 TITRE 'DEFORMEE FINALE';
* Champs des deformations.....|
eps0 = EPSI dep0 mod2 ;
eps1 = EPSI dep0 mod1 ;
epst0 = eps0 ET eps1 ;
modt0 = mod1 et mod2 ;
trac epst0 modt0 TITRE 'CARTOGRAPHIE DES DEFORMATIONS' VOL0 ;
* Champs des  contraintes.....|
sig1 = ta.contraintes.(dim0-1) ;
trac sig1 modt0 TITRE 'CARTOGRAPHIE DES CONTRAINTES' VOL0 ;

* Champs des deformations.....|
eps1 = EPSI DEP0 modt0 ;
eps11 = EXCO 'EPXX' eps1;
DEF02 = DEFO VOL0 dep0 1. EPS11 MODt0 ;
trac DEF02 TITRE 'EPSxx sur deformee finale' ;

* Tracer de la Force appliquee en fonction du deplacement----------|
Force0=PROG 0. ;
Depla0= PROG 0. ;
REPETER BOU1 (dim0-1);
  i0= &BOU1 ;
* Extraction de la force appliquee
  REAC0 = ta.'REACTIONS'.i0;
  REA1 = REDU REAC0 surf4 ;
  F1 = (MAXI (RESU REA1)) ;
  Force0 = Force0 ET (PROG F1);
* Deplacement du mors.....|
  dep0 = ta.deplacements.i0 ;
  U1 = EXTRAIT dep0 'UX' P4 ;
  Depla0 = Depla0 ET (PROG U1) ;
* Stockage des deformees.....|
  V1 = VMIS MODt0 (ta.CONTRAINTES.i0) ;
  DEF01 = DEFO VOL0 dep0 1. V1 MODt0;
  eps1 = EPSI dep0 modt0 ;
  eps2 = EXCO 'EPXX' eps1 ;
  DEF02 = DEFO VOL0 dep0 1. EPS2 MODt0 ;
  SI (EGA i0 1) ;
    DEF0 = DEF01 ;
```

```
   DEF1 = DEF02 ;
  SINON ;
   DEF0 = DEF0 ET DEF01 ;
   DEF1 = DEF1 ET DEF02 ;
  FINSI ;

FIN BOU1 ;
EVOL1 = EVOL MANU abs Depla0 ord Force0 ;
DESS EVOL1 TITR ' Courbe de charge' ;
@EXCEL1 EVOL1 toto ;

* Tracer anime de VMises sur deformee.....|
LIST0 = PROG 0 PAS 5 300 ;
TRAC OEILZ LIST0 DEF0 'OSCIL'  TITRE 'VMISES SUR DEFORMEE' VOL0 ;

* Tracer anime de EPSXX sur deformee.....|
LIST0 = PROG 0. PAS 0.005 0.1 ;
TRAC OEILZ LIST0 DEF1 'OSCIL'  TITRE 'EPSXX SUR DEFORMEE' ;

* Tracer l'evolution des deformations----------|
LIST0 = PROG 0.01 PAS 0.005 0.1 ;
Force0=PROG 0. ;
Depla0= PROG 0. ;
REPETER BOU2 (dim0-1);
  i0= &BOU2 ;
  DEP0 = ta.deplacements.i0;
  eps0 = EPSI dep0 mod2 ;
  eps1 = EPSI dep0 mod1 ;
  epst0 = eps0 ET eps1 ;
  modt0 = mod1 et mod2 ;
  TRAC LIST0 epst0 modt0 TITRE 'DEFORMATIONS' VOL0 ;
FIN BOU2 ;

MESS '===== FIN =====' ;
opti donne 5 ;
fin;

          end
```