



HAL
open science

Étude et modélisation du phénomène de fissuration à chaud en soudage à l'arc : Application à l'alliage d'aluminium 6061.

Aurélie Niel

► **To cite this version:**

Aurélie Niel. Étude et modélisation du phénomène de fissuration à chaud en soudage à l'arc : Application à l'alliage d'aluminium 6061.. Génie des procédés. Université Montpellier II - Sciences et Techniques du Languedoc, 2011. Français. NNT : . tel-00713746

HAL Id: tel-00713746

<https://theses.hal.science/tel-00713746v1>

Submitted on 2 Jul 2012

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.

UNIVERSITÉ MONTPELLIER II
– Sciences et Techniques du Languedoc –

THÈSE

pour obtenir le grade de

DOCTEUR DE L'UNIVERSITÉ MONTPELLIER II

Discipline : Mécanique, Génie Mécanique, Génie Civil
Formation Doctorale : Mécanique des matériaux et des milieux complexes,
des structures et des systèmes
École Doctorale : Information, Structures et Systèmes

Présentée et soutenue publiquement par

Aurélie NIEL

2 Novembre 2011

Étude et modélisation du phénomène de fissuration à chaud en soudage à l'arc : Application à l'alliage d'aluminium 6061

JURY :

M. Bellet	Professeur à l'École des Mines, ParisTech, CEMEF	Rapporteur
M. Suéry	Directeur de recherche CNRS à Grenoble INP	Rapporteur
D. Ayrault	Ingénieur au CEA	Examineur
C. Colin	Enseignant Chercheur au Centre des Matériaux, Mines Paris	Examineur
A. Chrysochoos	Professeur à l'Université Montpellier II	Président
A.F Bonnot	Ingénieur d'études à Areva	Invité
J.M Drezet	Enseignant Chercheur à l'EPFL	Invité
C. Bordreuil	Maître de Conférences à l'Université Montpellier II	Encadrant
F. Deschaux-Beaume	Maître de Conférences à l'Université Montpellier II	Co-directeur de Thèse
G. Fras	Professeur à l'Université Montpellier II	Directeur de Thèse

Remerciements

Je tiens à remercier l'ensemble du Laboratoire de Mécanique et de Génie Civil, et plus particulièrement Gilles Fras, directeur de l'équipe Assemblages Soudés, pour m'avoir permise de réaliser cette thèse dans de bonnes conditions.

J'adresse plus particulièrement mes remerciements à Frédéric Deschaux-Beaume, et à Cyril Bordreuil pour tout le temps qu'ils m'ont consacré ces trois dernières années. Je les remercie de m'avoir accordée suffisamment de libertés pour gérer ma thèse, tout en étant présents lorsque le besoin se faisait sentir.

Sans oublier l'équipe des 'AS' avec qui j'ai passé trois superbes années : Reine Bonnet-Causse, Julien Chapuis, Vincent Villaret, Edward Romero, Sreedhar Unnikrishnarkurup, et Sébastien Rouquette. Merci à Denis Cervellin pour son savoir faire en soudage et ses petites infos malines. Un merci plus particulier à Fabien Soulié pour son soutien quotidien et sa joie de vivre.

Merci à Jean-Marie Drezet pour avoir suivi mon travail durant ces trois années et d'y avoir apporté ses commentaires très constructifs.

Un remerciement à l'ensemble de l'équipe du département GMP de l'IUT de Nîmes et plus particulièrement à Bernard Martinez, Marc Villetard, Bernard Clothilde et Laurent Aldon avec qui j'ai pu exercer mes enseignements, et ainsi me rendre compte à quel point cela me plaisait.

Je voudrais remercier les membres du jury pour le temps accordé à la lecture et à la critique de mes travaux. Merci aux examinateurs et aux invités d'avoir accepté de participer à ma soutenance.

Merci à mes parents et ma famille de m'avoir toujours soutenue dans mes actions. Je n'en serais surement pas là sans eux. Je remercie Gilles pour avoir su être patient malgré les aléas d'une thèse.

Table des matières

Introduction	9
1 Etude bibliographique	13
1.1 Le soudage TIG des alliages d'aluminium	13
1.1.1 Le principe du soudage TIG	14
1.1.2 Les paramètres de soudage	15
1.1.3 Les mécanismes physiques intervenant dans le bain de fusion	17
1.1.4 Métallurgie de l'alliage AA6061	18
1.2 La solidification d'un alliage	20
1.2.1 Généralités sur la solidification à température uniforme	21
1.2.2 Solidification dirigée	25
1.2.3 Evolution de la fraction de solide en fonction de la température	28
1.2.4 Cas du soudage à l'arc	31
1.3 La fissuration à chaud à la solidification	34
1.3.1 Evolution du comportement rhéologique des alliages	34
1.3.2 Intervalle de fragilité	36
1.3.3 Nature et origine des sollicitations en cours de solidification	38
1.3.4 Paramètres influant sur la fissuration à chaud	38
1.4 Essais de fissuration à chaud en soudage	41
1.4.1 Les essais de propagation de fissure	41
1.4.2 Les essais d'initiation de fissure en soudage	42
1.4.3 Les essais de caractérisation des matériaux	44
1.4.4 Bilan	45
1.5 Les critères de fissuration à chaud	45
1.5.1 Les critères mécaniques	45
1.5.2 Les critères phénoménologiques	48
1.5.3 Modèle granulaire	53
1.5.4 Comparaison des critères	53
1.6 Conclusion	54
2 Méthodologie et techniques expérimentales et numériques utilisées	55
2.1 Problématique de l'étude et méthodologie retenue	55
2.1.1 Microstructure de la zone de solidification	56
2.1.2 Sollicitations mécaniques induites par le soudage	57

2.1.3	Méthodologie de l'étude	58
2.2	L'installation de soudage	59
2.2.1	Le dispositif de soudage	59
2.2.2	Paramètres de soudage et amorçage de l'arc	60
2.2.3	L'instrumentation de l'essai	61
2.3	Techniques expérimentales d'analyse des soudures	64
2.3.1	Observations macrographiques	64
2.3.2	Observations micrographiques	65
2.3.3	Microscopie électronique à balayage	65
2.3.4	Ressuage	66
2.4	Simulation numérique de l'opération de soudage	66
2.4.1	Maillage	67
2.4.2	Modélisation thermique	68
2.4.3	Modélisation des transformations métallurgiques	70
2.4.4	Modélisation du comportement mécanique	71
2.4.5	Identification des paramètres des modèles : application au 6061-T6	74
2.5	Conclusion	81
3	Développement d'un nouvel essai d'initiation de la fissuration à chaud en soudage	83
3.1	Développement de l'essai de fissuration à chaud	83
3.1.1	Critères de développement	83
3.1.2	Le dispositif d'essai de fissuration à chaud	84
3.1.3	Paramètres de l'essai	85
3.2	Mise en oeuvre de l'essai	87
3.2.1	Choix et contrôle des paramètres énergétiques	87
3.2.2	Procédure expérimentale	88
3.2.3	Visualisation in situ	90
3.3	Analyse des échantillons fissurés	91
3.3.1	Observations générales du cordon	91
3.3.2	Analyse de la microstructure des zones fissurées	91
3.3.3	Influence des paramètres de soudage	96
3.4	Simulation numérique de l'essai de fissuration	101
3.4.1	Description de la configuration choisie	103
3.4.2	Identification de la position de l'initiation de la fissuration à chaud	104
3.4.3	Analyse des déformations induites par le cycle de soudage	104
3.4.4	Influence du type de chargement imposé à l'éprouvette	108
3.4.5	Influence de l'énergie apportée	110
3.5	Conclusion	110
4	Etude des microstructures de solidification	113
4.1	Mesure des longueurs caractéristiques de la microstructure	114
4.1.1	Tailles des zones équiaxes et colonnaires	114

4.1.2	Mesures relatives aux grains colonnaires	117
4.1.3	Mesures relatives aux grains équiaxes	120
4.1.4	Comparaison avec les échantillons d'épaisseur 3mm	126
4.1.5	Influence de la fréquence du courant alternatif sur la microstructure	128
4.2	Modèle numérique pour la prédiction de la morphologie de la microstructure dans la zone fondue	129
4.2.1	Stratégie numérique	130
4.2.2	Modélisation de la transition colonnaire - équiaxe	132
4.2.3	Génération des grains équiaxes	134
4.2.4	Génération des grains colonnaires	137
4.2.5	Application	138
4.3	Conclusions	144
5	Critères de fissuration à chaud	147
5.1	Analyse de la perméabilité de la zone de solidification équiaxe	147
5.1.1	Modélisation de l'écoulement à travers un volume élémentaire représentatif	148
5.1.2	Analyse de la perméabilité de la zone équiaxe	148
5.2	Critère de fissuration en déformation	150
5.3	Critère RDG appliqué le long d'une direction transversale	151
5.4	Critère RDG appliqué le long des grains colonnaires	156
5.4.1	Equations de conservation	157
5.4.2	Formulation Faible	158
5.4.3	Résultats	159
5.5	Voies d'optimisation	164
5.5.1	Modification du chargement mécanique de la zone de solidification	165
5.5.2	Modification de la vitesse de refroidissement dans l'intervalle de solidification	166
5.6	Conclusion	169
	Conclusions et perspectives	171
	Bibliographie	181
	Liste des figures	188
	Liste des tables	189
	A Mesures thermiques par caméra proche infra rouge	191

Introduction

Le soudage à l'arc est une opération d'assemblage par fusion locale des pièces. Ce procédé est utilisé dans de nombreux secteurs industriels tels que la construction, mais aussi dans l'aéronautique, l'énergie et l'automobile. Ce procédé présente la particularité de produire des cycles thermiques très rapides et atteignant des températures maximales très élevées, induisant un grand nombre de phénomènes mécaniques et métallurgiques au niveau des zones échauffées. L'apport de chaleur étant localisé et en mouvement de translation, ce procédé est aussi caractérisé par de forts gradients thermiques entraînant des grandes hétérogénéités de caractéristiques après soudage. Parmi les matériaux couramment soudés dans les différents domaines cités, l'aluminium se classe dans les premières positions.

En effet, pour répondre aux nouveaux défis industriels, les constructeurs travaillent sur le développement de concepts innovants notamment pour réduire le poids des véhicules par l'emploi de matériaux légers, comme les alliages d'aluminium. L'accroissement des vitesses de soudage sur les alliages d'aluminium rend la maîtrise des caractéristiques des soudures plus difficiles, et provoque l'apparition de défauts, qui affectent fortement la qualité des soudures et leurs résistances mécaniques. La fissuration à chaud est l'un des plus sévères.

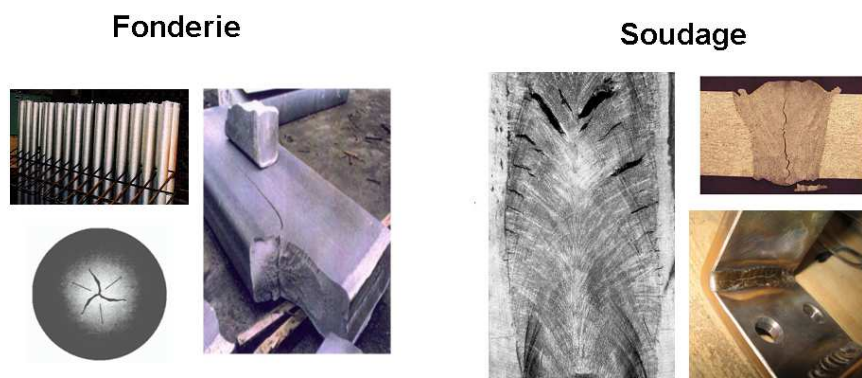


Figure 1 – Fissuration à chaud observée dans différents cas

Ce défaut, qui peut apparaître au cours de tous les procédés de transformation de la matière impliquant la fusion et la solidification du métal, entraîne généralement le rebut de nombreuses pièces issues de la coulée continue, du moulage et/ou du soudage (figure 1). Ce phénomène résulte de la rupture de films liquides et/ou des ponts solide déjà formés en fin de solidification de l'alliage (typiquement pour des fractions solides supérieures à 0,9). L'initiation de la fissuration à chaud est influencée à la fois par les chargements thermique et mécanique subis, et par les conditions

de solidification du matériau, avec des interactions complexes à identifier.

La plupart des études traitant de la fissuration à chaud sont appliquées à la fonderie. Mais dans le cas du soudage, les échelles de temps et de taille caractéristiques ne sont pas du tout similaires. Le cordon de soudure en formation et les zones voisines sont soumis à des sollicitations thermomécaniques complexes résultant des vitesses de refroidissement rapides et des gradients de température très sévères, entraînant de fortes déformations. L'ensemble de ces déformations issues du cycle de soudage, qui sont généralement la cause de l'initiation de la fissuration à chaud, peuvent avoir deux origines, souvent couplées :

- une origine métallurgique :

Les caractéristiques mécaniques de l'alliage, ainsi que son comportement en cours de solidification, dépendent de sa composition chimique. Ainsi, par exemple, les phénomènes de microségrégation conditionnent en grande partie la microstructure de solidification, qui aura un effet déterminant sur la sensibilité à la fissuration à chaud. D'autre part, le retrait associé aux transformations métallurgiques et en particulier à la solidification génère des déformations qui favoriseront la fissuration.

- une origine mécanique :

En soudage, la sollicitation mécanique du métal en cours de solidification provient principalement des effets de retrait thermique combinés à des efforts externes liés aux conditions de bridage des pièces. La zone de solidification est alors mise en tension, provoquant ainsi l'initiation de la fissuration.

Ces deux facteurs ont eux-mêmes une origine thermique, puisque ce sont les forts gradients thermiques qui génèrent les champs de contraintes et de déformations, et les températures élevées qui sont à l'origine des transformations métallurgiques.

Dans un contexte d'optimisation de procédé, il semble intéressant d'étudier plus précisément l'influence des différents paramètres procédé sur l'initiation de la fissuration à chaud. Pour cela, la prise en compte de facteurs métallurgiques et de chargements mécaniques paraît indispensable. L'objectif de ce travail est donc de tenter de proposer une méthode prédictive de la fissuration à chaud basée sur une prévision des microstructures de solidification et des chargements mécaniques des zones en cours de solidification, en fonction des paramètres de soudage. Nous avons choisi d'étudier pour cela un alliage d'aluminium particulier, le 6061 à l'état de livraison T6.

La démarche de l'étude

Face aux influences complexes du procédé de soudage sur les conditions de solidification et sur le chargement mécanique, une approche basée sur la combinaison de l'analyse expérimentale et de la simulation numérique a été développée. Ces travaux visent à identifier les paramètres procédés influents sur l'initiation de la fissuration, à travers une meilleure compréhension du phénomène.

Le premier chapitre de cette thèse présente d'abord le procédé du soudage à l'arc, puis les

bases théoriques de la solidification sont développées, avant de faire un état de l'art du phénomène de fissuration à chaud en soudage. Une revue des principaux essais et critères développés pour étudier ce phénomène est enfin présentée.

Le second chapitre présentera la méthodologie d'étude choisie pour étudier l'influence des paramètres procédé sur les microstructures et sur le chargement mécanique. Dans un second temps, l'ensemble des outils nécessaires à l'étude du phénomène de fissuration à chaud seront présentés.

Le chapitre trois est consacré au nouveau dispositif expérimental développé et mis en oeuvre pour les besoins de cette étude. La phase de conception et de mise au point de l'essai de fissuration est présentée, ainsi que les premiers résultats expérimentaux. Ces essais ont été effectués sur des éprouvettes d'alliage 6061-T6 de faibles épaisseurs (2,3 mm et 3mm), et pour diverses configurations d'essai. Ce nouveau dispositif a été conçu de manière à provoquer la fissuration à chaud dans des conditions parfaitement contrôlées.

Dans le quatrième chapitre, une analyse détaillée de la microstructure de solidification est menée à partir des essais réalisés sur le nouveau banc d'essai. Ces essais permettent de déterminer les conditions fissurantes et non fissurantes. Une modélisation de la croissance et de la germination des grains sera développée pour prédire la microstructure obtenue dans les différentes configurations de soudage. L'analyse de ces microstructures permet de discuter qualitativement de la relation entre la sensibilité à la fissuration à chaud et les paramètres procédés.

Enfin, le dernier chapitre est consacré au développement et à la comparaison de méthodes prédictives de la fissuration à chaud basées sur la simulation numérique. Après une première analyse qualitative relative à l'influence de la taille de grains sur la sensibilité à la fissuration à chaud, les critères existants basés sur l'utilisation de variables mécaniques et thermiques macroscopiques issues de la simulation numérique du procédé de soudage, sont comparés pour évaluer la sensibilité à la fissuration à chaud en fonction des paramètres procédé. Un approfondissement d'un critère existant est présenté, prenant en compte la microstructure. Pour finir, des voies d'optimisation du procédé de soudage seront présentées dans le but de minimiser l'apparition de la fissuration à chaud.

Chapitre 1

Etude bibliographique

Ce chapitre a pour but de présenter un tour d'horizon des connaissances actuelles relatives à la fissuration à chaud et sur le procédé de soudage à l'arc. Dans un premier temps, la technique d'assemblage par procédé TIG est présentée, ainsi que les différents mécanismes physiques intervenant dans cette opération. Ensuite, les mécanismes métallurgiques et physiques agissant durant la solidification des alliages sont décrits. La suite sera consacrée au phénomène de fissuration à chaud, aux mécanismes d'apparition des défauts, aux essais existants pour révéler ce problème et aux critères permettant de le quantifier.

1.1 Le soudage TIG des alliages d'aluminium

Le soudage est un moyen d'assemblage permanent, assurant la continuité métallique des pièces à assembler. Pour de nombreux procédés de soudage, l'assemblage est assuré par une fusion locale des pièces. Après solidification, un joint de soudure plus ou moins homogène est obtenu, dont la composition chimique et la microstructure dépendent des conditions de soudage, du matériau de base et du matériau d'apport. En soudage, de très forts gradients thermiques sont généralement observés dans la pièce dus à un apport localisé de chaleur et un refroidissement très rapide, [87]. La liaison obtenue doit pouvoir transmettre les différentes actions mécaniques que subit la structure. La liaison doit également demeurer intègre tout au long du service de la structure. L'intégrité de l'assemblage est alors garantie par la bonne réalisation de la liaison avec le procédé de soudage retenu.

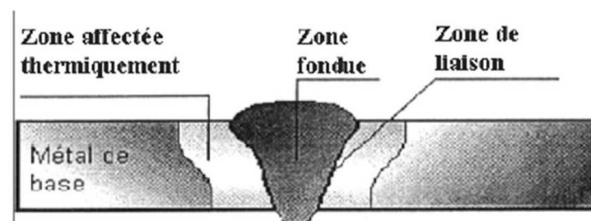


Figure 1.1 – Description des différentes zones d'une soudure

La soudure réalisée peut se décomposer en trois zones, figure 1.1 :

- **La zone fondue** : dans cette zone, la température de fusion a été atteinte. Sa composition chimique résulte de la dilution du métal de base et du métal d'apport. La structure métallurgique obtenue dépend des conditions de soudage et plus particulièrement de la phase de refroidissement.
- **La zone affectée thermiquement** : cette zone est soumise à une forte élévation de température mais n'atteint pas la fusion. Les modifications de la structure qui apparaissent dépendent du cycle thermique.
- **Le métal de base** : aucune modification structurale n'a lieu dans cette zone, l'élévation de température n'étant pas suffisante.

La non uniformité et la variation rapide des températures créent des sollicitations mécaniques complexes menant à des déformations irréversibles induisant des contraintes résiduelles pouvant parfois affecter l'intégrité de la structure.

1.1.1 Le principe du soudage TIG

Le terme 'TIG' est l'acronyme de 'Tungsten Inert Gas' et désigne le procédé de soudage à l'arc en atmosphère inerte avec électrode de tungstène, aussi appelé 'G.T.A.W' (gaz tungstène arc welding), [68]. Le soudage TIG est un procédé qui utilise un arc électrique créé entre une électrode réfractaire de tungstène et la pièce à souder pour provoquer une fusion locale du métal. Un gaz inerte, l'argon en général, protège la zone de métal portée à haute température contre l'oxydation durant le soudage.

Le procédé utilise une torche de soudage équipée d'une alimentation en gaz inerte (argon, hélium ou parfois un mélange argon-hélium) canalisé par une buse qui a pour but d'empêcher l'air ambiant de venir en contact avec la soudure. Ce gaz vient envelopper l'arc électrique à la pointe de l'électrode, créant ainsi un bouclier gazeux limitant l'oxydation. Certaines buses sont munies d'une lentille à gaz (diffuseur) dont la fonction est d'éviter la turbulence du gaz protecteur à la sortie de la buse. Les torches sont refroidies par air ou à l'aide d'un liquide. Les différents éléments constitutifs d'une torche sont décrits dans la figure 1.2.

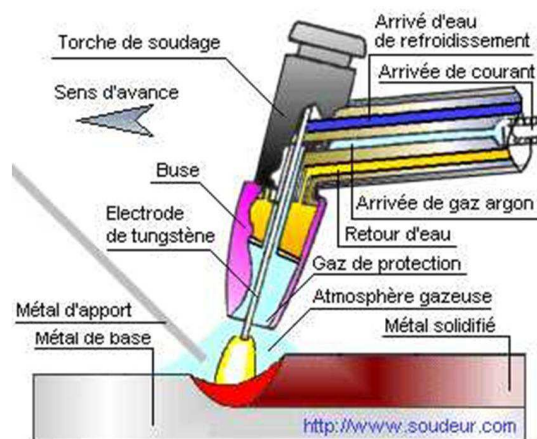


Figure 1.2 – Torche de soudage TIG [1]

Ce procédé de soudage est surtout utilisé pour le soudage des tôles minces. La grande qualité

des soudures obtenues par soudage TIG en fait un procédé utilisé pour l'assemblage de presque tous les métaux soudables. Ce procédé s'exécute facilement dans toutes les positions, sans aucune projection de métal. Dans certains cas, on peut introduire un matériau d'apport amené au niveau de l'arc électrique.

Suivant les conditions de soudage, le bain de fusion a une largeur pouvant varier de 5 à 12 mm environ, ses dimensions étant généralement faibles comparées à celles des structures à assembler.

1.1.2 Les paramètres de soudage

Dans cette partie, les paramètres à régler au niveau du générateur de soudage ou de la torche sont décrits afin d'appréhender leur influence sur la génération du bain de fusion et/ou les transferts d'énergie.

Les caractéristiques du courant

Le courant peut être alternatif ou continu, et la polarité peut être normale (l'électrode est à la borne négative du générateur) ou inverse. En courant continu, le choix de la polarité influe sur la pénétration de la soudure ainsi que sur l'action 'nettoyante' de l'arc qui permet de débarrasser la surface du bain de fusion de ses oxydes (figure 1.3).

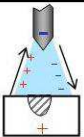
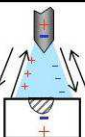
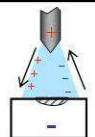
	Courant continu Polarité normale	Courant alternatif	Courant continu Polarité inversée
Caractéristiques de pénétration			
Action nettoyante des oxydes	Nulle	Oui, une fois tous les demi-cycles	Oui
Répartition de la chaleur dans l'arc	70 % à la pièce 30% à l'électrode	50 % à la pièce 50 % à l'électrode	30 % à la pièce 70% à l'électrode
Pénétration	Étroite et Profonde	Moyenne	Large et peu profonde

Figure 1.3 – Influence du type de courant et de la polarité [1]

Le soudage en courant alternatif permet, quant à lui, un bon compromis entre la pénétration de la soudure et le décapage de la surface. Pendant l'alternance positive de l'électrode, il y a un fort effet de nettoyage du bain de fusion et, pendant l'alternance négative, la quantité de chaleur fournie par l'arc est majoritairement répartie sur la pièce, ce qui a pour effet d'augmenter la pénétration. Le soudage des alliages d'aluminium est réalisé en courant alternatif car le décapage est nécessaire pour éliminer la couche d'oxyde réfractaire qui se forme à la surface du bain de fusion. Comme nous le verrons plus tard, l'alternance du courant modifie également les mouvements de brassage dans le bain.

L'amorçage de l'arc est généralement assuré par un générateur haute fréquence qui permet d'imposer une très haute tension, supérieure à la tension d'ionisation du gaz, entre l'électrode et la pièce. Toutefois, les hautes fréquences génèrent des ondes électromagnétiques qui perturbent fortement les appareils de mesure. On s'oriente alors vers une méthode de contact-retrait qui permet de s'affranchir des hautes fréquences qui endommageraient l'installation. L'électrode de soudage étant mise en contact avec la pièce, un courant de faible intensité est créé, afin de produire un léger échauffement de l'électrode. Au moment où le retrait de l'électrode est engagé, la surface de contact diminue, ce qui entraîne une augmentation de la résistance de contact, donc de la tension. La détection de cette augmentation de la tension par le générateur déclenche l'augmentation de l'intensité du générateur, de manière à augmenter l'échauffement par effet Joule. Juste avant la rupture du contact électrode-pièce, celui-ci n'est plus assuré que par quelques points de microcontact au niveau des pics de rugosité des surfaces, et la résistance, et donc l'effet Joule, augmente. Celui-ci produit la fusion très localisée de l'interface, créant un pont liquide, et la vaporisation du métal. La poursuite du retrait de l'électrode entraîne la rupture du pont liquide, et la création d'un plasma de vapeurs métalliques, qui est ensuite remplacé par un plasma de gaz de soudage.

Les consommables

Les gaz

Les gaz utilisés en soudage se distinguent par leur énergie d'ionisation, leur conductibilité thermique et leur réactivité chimique. L'énergie d'ionisation est la quantité d'énergie nécessaire pour arracher un électron d'un atome et rendre le gaz électroconducteur. Les gaz qui, en raison de leur faible énergie d'ionisation, créent un arc électrique stable, sont en revanche considérés 'peu énergétiques' car ils produisent un arc de faible tension. L'argon et l'hélium sont les gaz inertes les plus couramment employés dans le procédé TIG.

- **L'argon** est un gaz inerte à faible potentiel d'ionisation (15,760 eV), qui produit un arc stable. Il est conseillé dans la majorité des opérations de soudage.
- **L'hélium** est un gaz chimiquement inactif. Son potentiel ionisant de 24,587 eV, beaucoup plus élevé que celui de l'argon, conduit à des tensions d'arc élevées. La faible densité de l'hélium impose toutefois des débits de gaz importants pour assurer une protection optimale contre l'oxydation.
- **Les mélanges d'argon et d'hélium** sont aussi employés couramment pour le soudage à l'arc (50% d'argon et 50% d'hélium pour des épaisseurs moyennes, 25% d'argon et 75% d'hélium pour les épaisseurs élevées des matériaux de grande conductibilité thermique tels que l'aluminium et le cuivre). Le recours à ces mélanges permet d'augmenter les vitesses de soudage.

Pour les alliages d'aluminium et dans notre cas d'étude, l'usage de l'argon sera privilégié car il permet d'obtenir un arc stable.

Les principales électrodes réfractaires

Dans les procédés de soudage à l'arc, l'électrode doit posséder un point de fusion très élevé afin de conduire le courant et de maintenir l'arc sans qu'elle ne fonde. Le tungstène est le prin-

principal métal utilisé à cause de son point de fusion atteignant 3370°C.

Il existe trois principaux types d'électrodes de tungstène :

- **Les électrodes en tungstène pur** (minimum 99,7%) qui sont utilisées en courant alternatif pour obtenir de meilleurs résultats surtout pour l'aluminium.
- **Les électrodes en tungstène thorié**, contenant 1% à 2% d'oxyde de thorium, qui sont particulièrement utilisées pour le soudage des aciers faiblement alliés (aciers doux).
- **Les électrodes en tungstène au zirconium**, qui ont le point de fusion le plus élevé, et sont aussi fréquemment utilisées pour le soudage de l'aluminium.

Matériaux d'apport

Même si aucun matériau d'apport n'a été utilisé dans cette étude, celui-ci, lorsqu'il est employé, interagit avec le bain de fusion et en particulier modifie la composition de celui-ci au cours de la solidification.

1.1.3 Les mécanismes physiques intervenant dans le bain de fusion

Mouvements de convection

Les mouvements du bain sont provoqués par la convection naturelle et par différents phénomènes physiques induits par le procédé, présentés en figure 1.4. Une description assez complète des phénomènes physiques gouvernant le mouvement du métal liquide dans le bain de fusion peut être trouvée dans [77], [93], [38],[21],[68]. Ces phénomènes n'ont pas tous la même importance. La participation de ces mouvements au transfert de chaleur influe sur la taille et la forme du bain fondu, les vitesses de refroidissement, et les cinétiques de transformations. Ainsi, par exemple, les courants issus des forces de Lorentz et des tensions de surface sont pénétrants, à contrario de ceux issus des forces de flottabilité et du cisaillement aérodynamique du gaz de protection.

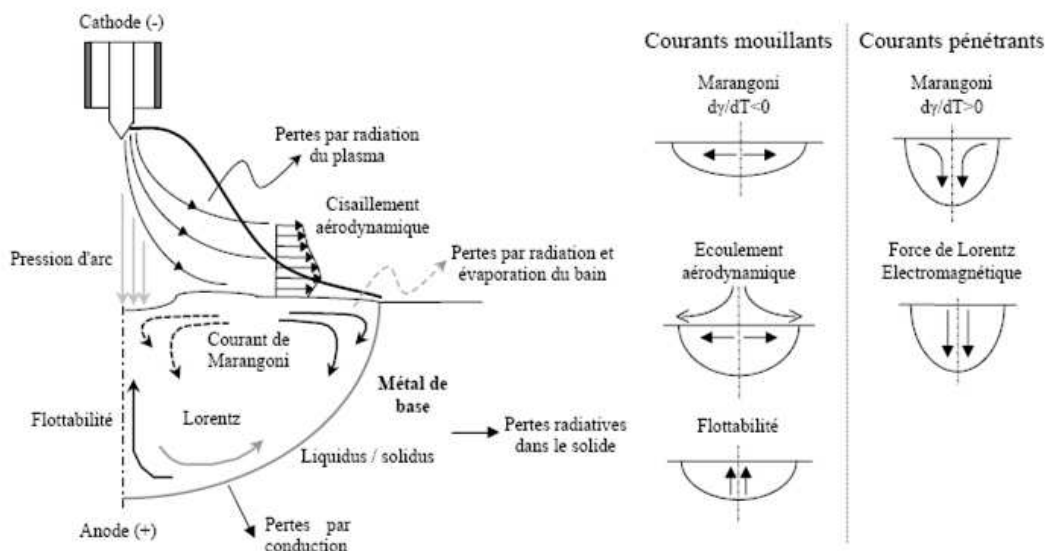


Figure 1.4 – Mouvements dans le bain de fusion [38]

Les forces de convection naturelle sont issues des gradients thermiques dans les fluides dues

aux variations de masse volumique. Les vitesses d'écoulement sont très réduites et sont très souvent négligées dans les modélisations.

Les forces électromagnétiques ou forces de Lorentz sont générées par l'arc électrique et peuvent être importantes. Ces forces dépendent de l'intensité du champ magnétique et donc de l'intensité et de la densité de courant appliqué.

Si les actions précédentes s'appliquent sur les volumes élémentaires, la convection Marangoni est liée aux tensions superficielles, dépendante de la température et s'applique le long de l'interface gaz/bain. Des mouvements convectifs sont générés par un gradient de tension de surface, et modifient fortement la répartition thermique dans le bain en augmentant l'échange de chaleur.

La pression de l'arc est accrue si l'intensité est élevée, si la vitesse de soudage est grande ou encore si la tension de surface est faible. La pression agit également sur l'interface métal liquide/gaz et modifie l'équilibre de l'interface.

Pour terminer, le cisaillement aérodynamique est dû à l'apport de gaz de protection à la surface du bain, créant des courants qui vont élargir le bain. L'importance de cet effet dépend de la nature du gaz, de son débit et de la géométrie de la buse utilisée.

Au final, ce sont les courants de Marangoni et ceux de Lorentz qui peuvent majoritairement modifier la géométrie du cordon réalisé. Ces mouvements de convection modifient également le profil des températures et les vitesses de solidification.

Transferts thermiques

Durant l'opération de soudage, les pièces absorbent seulement une fraction de l'énergie produite, on parlera de rendement du procédé. Une fois que l'énergie est apportée à la matière pour créer le bain de fusion, une partie de la chaleur diffuse dans la pièce. Le transfert de chaleur se fait par conduction tandis que les échanges avec le milieu environnant seront de type convectif et radiatif. Suivant la taille de la pièce, le pompage thermique sera alors plus ou moins important, agissant alors sur l'évolution des microstructures en cours de solidification.

Contraintes au cours du soudage

D'un point de vue mécanique, l'opération de soudage engendre des contraintes résiduelles liées aux déformations plastiques induites lors du procédé. Ces dernières ont pour origine trois phénomènes : les dilatations thermiques différentielles dues à la présence d'importants gradients de température dans la zone de soudage ; la chute des propriétés mécaniques du matériau, notamment la limite d'élasticité, aux hautes températures ; les transformations métallurgiques qui modifient les caractéristiques physiques du matériau. Ces déformations dites locales provoquent des déplacements globaux à l'échelle de la pièce, appelés distorsions, qui modifient les dimensions initiales de la structure et en altèrent les caractéristiques mécaniques [65], [44].

1.1.4 Métallurgie de l'alliage AA6061

L'alliage de cette étude est un AA6061 (dénomination faite par l'Aluminium Association) qui appartient à la série 6xxx (Al-Mg-Si), figure 1.5. C'est l'un des alliages les plus utilisés de la série 6xxx pour sa facilité de mise en forme et ses bonnes propriétés mécaniques. Il a une bonne

soudabilité (notamment à l'état T6), possède une bonne résistance à la corrosion, et peut subir un durcissement structural par précipitation de phases durcissantes. En effet, lorsqu'il est traité thermiquement, la résistance mécanique et la dureté du 6061 augmentent grâce à l'apparition de précipités composés de magnésium et de silicium. La composition des précipités dépend de leur type. Les précipités stables sont généralement de type Mg_2Si , [63].

Comme il possède une bonne ductilité, le 6061 est très utilisé pour l'extrusion sous diverses formes. La composition de l'alliage est donnée dans la figure 1.5. L'intervalle de solidification et les gradients thermiques donnent l'étendue de la zone où cohabitent les phases liquide et solide. Giraud [33] a étudié le comportement du AA6061 et a montré que son intervalle de solidification était compris entre $530^\circ C$ et $650^\circ C$ lors d'un refroidissement rapide.

%Masse	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
Minimum	0.4	-	0.15	-	0.8	0.04	-	-
Maximum	0.8	0.7	0.4	0.15	1.2	0.35	0.25	0.15

Figure 1.5 – Elements d'alliages dans le AA6061, [63]

Cet alliage est souvent utilisé à l'état T6 grâce aux bonnes propriétés mécaniques procurées par le durcissement structural. Ce traitement thermique correspond à une mise en solution suivie d'un revenu. Pour cette raison, le 6061-T6 est depuis longtemps couramment employé dans des constructions soudées.

Les propriétés mécaniques classiques (la limite d'élasticité $Rp_{0,2}$, la limite à la rupture R_m , l'allongement à rupture A, le module d'élasticité E et le coefficient de poisson ν) couramment admises à la température ambiante pour le 6061-T6 sont données dans le tableau 1.6. Les travaux de thèse de Maisonnette [63], portant sur le comportement à chaud du 6061-T6, ont montré que cet alliage à durcissement structural avait une perte de propriétés après soudage (en zone fondue et zone affectée thermiquement). Cette chute de propriétés mécaniques au niveau du cordon est due à la dissolution des précipités durcissants, à cause du cycle thermique du soudage.

Rp0.2 (MPa)	Rm (MPa)	A(%)	E(GPa)	ν
280	310.5	15	69.5	0.33

Figure 1.6 – Caractéristiques mécaniques courantes de l'alliage AA6061-T6 à température ambiante

Dans un alliage hypoeutectique en cours de solidification, le solide en croissance rejette du soluté dans le liquide en accord avec son diagramme d'équilibre (figure 1.7). La fraction de solide est alors pauvre en soluté tandis que la fraction de liquide s'enrichit. D'après ce même diagramme, la composition des fractions de solide et de liquide évolue en cours de solidification. A l'équilibre, le temps de diffusion du soluté dans les deux phases est supposé infini. La vitesse de diffusion des espèces chimiques est considérablement plus lente dans la phase solide que dans la phase liquide et les conditions de solidification sont fortement hors équilibre en soudage. Ceci est donc à l'origine de l'hétérogénéité des compositions chimiques de la zone fondue. Dans ces circonstances,

les germes de $\alpha - Al$ croissent par couches successives et un gradient de concentration apparaît entre elles, les couches précédentes contenant moins d'éléments d'alliage que les suivantes : c'est la microségrégation. Ces couches ont toujours une concentration inférieure à celle prévue par l'état d'équilibre, ce qui a pour effet d'enrichir progressivement le liquidus au-delà des concentrations prévues par le diagramme. Il y a alors formation de phases à basse température de fusion dans les espaces interdendritiques et intergranulaires.

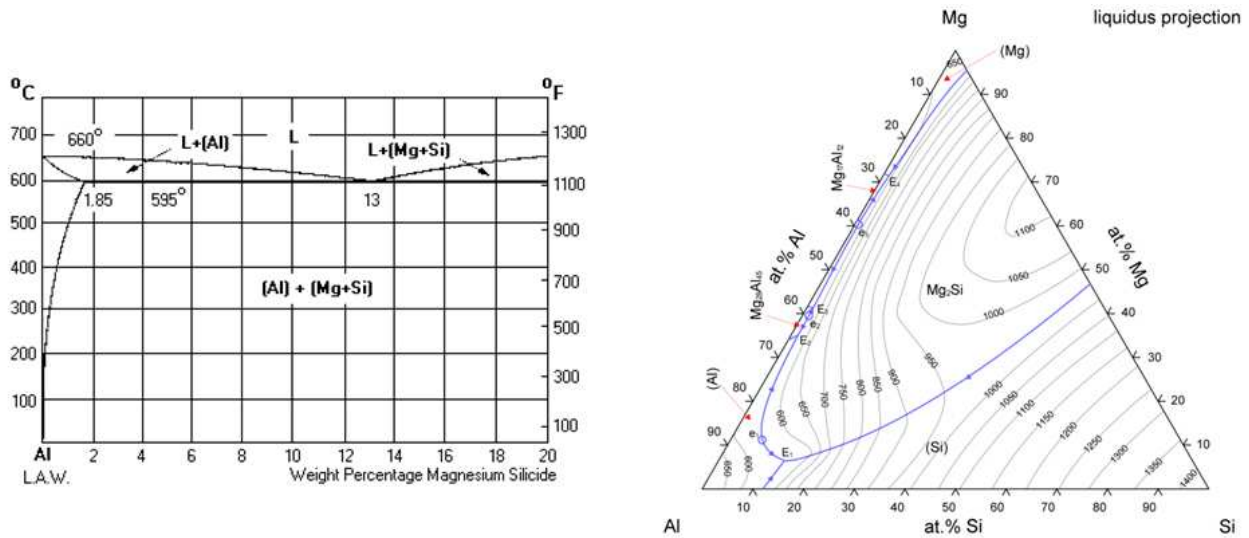


Figure 1.7 – Diagrammes de phase pseudobinaire Al- Mg_2Si et ternaire Al-Mg-Si [60]

La présence d'une certaine quantité de microségrégation et de phases à bas point de fusion est inévitable. Lors de la solidification, $\alpha - Al_{12}(Fe, Mn)_3Si_2$, $\beta - Al_5FeSi$ et Mg_2Si sont les trois intermétalliques présents [63]. Les autres phases sont de moindre importance en vue de leur instabilité à haute température ($>450^\circ C$) et de leur faible quantité. La phase $\beta - Al_5FeSi$ est la plus dommageable au point de vue des propriétés mécaniques. Elle se localise aux joints de grains et dans l'espace interdendritique sous forme de grandes plaques. C'est une phase dure non cohérente avec la matrice, sa décohésion est relativement aisée, ce qui en fait un site privilégié d'initiation de fissures. La présence de la phase $\alpha - Al_{12}(Fe, Mn)_3Si_2$ est en revanche souhaitable. Elle se situe elle aussi aux joints de grains ainsi que dans l'espace interdendritique. L'interface phase/matrice plus diffuse que pour la phase $\beta - Al_5FeSi$ et de type globulaire. L'ajout de Mn favorise sa formation. Cette transformation se fait à haute température et fractionne les grandes plaques de Al_5FeSi en longues guirlandes de petites particules rondes de $Al_{12}(Fe, Mn)_3Si_2$. Pour terminer, la quantité et la distribution de Mg et Si joue sur la ductilité de l'alliage. Ces deux éléments forment la phase Mg_2Si , très connue pour ses propriétés durcissantes (sous forme de petits précipités).

1.2 La solidification d'un alliage

La solidification est l'opération au cours de laquelle un liquide passe à l'état solide, par refroidissement (cas le plus courant). Les livres de Kurz et Fischer [55], ou de Flemings [29] constituent les ouvrages de référence sur ce sujet. Ce phénomène se fait en général par germination : il y

a formation de germes de phase solide au sein du liquide (germination) puis croissance de ces germes. Les différences de solubilité du soluté entre les phases liquide et solide entraînent des hétérogénéités de composition lors de la solidification. Une ou plusieurs phases solides apparaissent, créant ainsi la microstructure, qui dépend de la composition chimique de l'alliage et des conditions de refroidissement. Avant de traiter la solidification sous un fort gradient thermique, certains concepts sont d'abord formalisés sur la solidification à température uniforme. Ce mécanisme est largement étudié dans le domaine de la fonderie.

1.2.1 Généralités sur la solidification à température uniforme

Température de solidification

L'aluminium pur se solidifie à une température unique, de 658°C , tandis qu'un alliage va se solidifier dans un intervalle de températures. Lors d'un refroidissement très lent (succession d'états d'équilibre), les bornes de l'intervalle de solidification, qui dépendent de la composition de l'alliage, correspondent à la température de liquidus et de solidus. Ainsi, la fraction de solide formé va varier progressivement de 0 à la température du liquidus à 1 à la température de solidus. Toutefois, cet intervalle de température peut varier avec de la vitesse de solidification. Pour la plupart des alliages d'aluminium soudables, cet intervalle de solidification se situe entre 560 et 655°C .

La germination

La transition de l'état liquide à l'état solide est amorcée par un processus de germination qui se manifeste par l'apparition de premiers amas d'atomes organisés sous forme de réseaux cristallins. Ces germes constituent le point de départ de la solidification. Ils se forment par agrégation d'atomes qui se sont regroupés par diffusion en raison des fluctuations aléatoires de leur position. Deux types de germination sont possibles : la germination homogène, ou la germination hétérogène.

Si, à une température donnée, l'amas d'atomes a un rayon inférieur au rayon critique, celui-ci sera instable et refondra immédiatement. Par contre, si la particule formée est de rayon plus grand que le rayon critique, cette particule est stable et est considérée comme étant un germe. Elle sera alors une amorce pour la croissance d'un grain. La germination hétérogène a lieu lorsque le métal liquide contient des particules solides étrangères, lorsqu'il est en contact avec de l'oxyde ou lorsqu'il est en contact avec la paroi d'un moule. Une partie de l'interface solide/liquide du germe est alors remplacée par une interface solide/solide de moindre énergie. La germination hétérogène est couramment utilisée dans l'industrie afin d'affiner les grains à l'aide d'éléments appelés 'inoculant' introduits dans le métal liquide. L'augmentation du nombre de sites de germination, permet d'augmenter le nombre de grains de solide dans la pièce coulée, et ainsi de diminuer la taille moyenne de ces grains. Dans le cas des alliages d'aluminium, l'ajout de titane et de bore permet d'obtenir une structure affinée.

Modèles de germination

Plusieurs modèles de germination, utilisant la théorie de Gibbs, ont été proposés afin de

décrire la formation de germes. Les développements présentés ci-dessous s'inspirent des travaux de Dubost [25], Philibert [74], Turnbull [94] et Perez [72] [73].

Dans le cas d'une germination homogène, c'est-à-dire qu'il n'y a pas de site préférentiel au sein du liquide pour la germination de nouveaux précipités, la germination est régie par la thermodynamique. La germination n'est possible que si on observe une diminution de l'énergie globale de la solution solide homogène. Du point de vue thermodynamique, c'est l'enthalpie libre G qui est le potentiel adapté pour l'étude de la stabilité des processus qui participent à la formation des germes. La variation d'enthalpie libre associée à la formation de germes solides au sein du liquide s'écrit alors :

$$\Delta G = \Delta G_v + \Delta G_s \quad (1.1)$$

- ΔG_v correspond à l'enthalpie libre volumique d'un précipité mise en jeu lors du passage de l'état liquide à l'état solide; si on suppose que le processus de germination s'amorce avec des noyaux sphériques de rayon r , alors ΔG_v peut s'écrire :

$$\Delta G_v = \frac{4\pi r^3}{3} \Delta g_v \quad (1.2)$$

où Δg_v désigne l'enthalpie libre par unité de volume de formation de la phase solide.

- ΔG_s représente l'énergie libre de surface nécessaire à la création d'une interface entre la phase liquide et les noyaux solides et s'écrit :

$$\Delta G_s = 4\pi r^2 \gamma \quad (1.3)$$

où γ représente l'énergie d'interface solide-liquide. Cette énergie est positive et constitue une barrière à la germination.

En vertu du second principe, la création d'un germe n'est possible que si le système diminue son énergie, c'est à dire :

$$\Delta G = \frac{4\pi r^3}{3} \Delta g_v + 4\pi r^2 \gamma < 0 \quad (1.4)$$

Δg_v est alors nécessairement négatif, ce qui correspond à un abaissement de la température en dessous de la température du liquidus T_l ($\Delta T = T_l - T > 0$). Dans ce cas, il existe des valeurs de r pour lesquelles la relation 1.4 est satisfaite. La fonction ΔG présente alors un maximum ΔG^* pour une valeur de r appelée rayon critique r^* (figure 1.8) :

$$r^* = -\frac{2\gamma}{\Delta g_v} = \frac{2\gamma}{\Delta s_v \Delta T} \quad (1.5)$$

Dans cette expression, Δs_v représente la variation d'entropie mise en jeu dans la fusion d'un volume unité de métal ($\Delta s_v > 0$). La valeur de ΔG^* s'obtient en substituant l'équation de r^* dans celle de ΔG , et s'écrit :

$$\Delta G^* = \frac{16\pi}{3} \frac{\gamma^3}{\Delta s_v^2 \Delta T^2} \quad (1.6)$$

Cette valeur s'interprète comme une barrière de potentiel qu'il faut donc abaisser pour former

plus facilement des germes de taille critique r^* . En effet, plus le degré de surfusion ΔT est élevé, plus le rayon critique r^* est petit et plus faible est l'enthalpie d'activation ΔG^* .

Les modèles [55] qui donnent le taux de germination en fonction de la température sont pour la plupart formulés à l'aide d'une distribution statistique de Boltzmann et ils sont de la forme :

$$\frac{n_r}{n_o} = e^{-\frac{\Delta G^r}{k_B T}} \quad (1.7)$$

où n_r et n_o sont respectivement la densité de germe de rayon r et la densité d'atomes dans le liquide, et k_B la constante de Boltzman.

Bien que cette équation soit strictement valable à l'équilibre pour la température de liquidus T_l , elle est appliquée à des températures inférieures pour quantifier le taux de formation des germes dont le rayon est de la taille du rayon critique r^* , en supposant aussi que la densité n_{r^*} est petite devant n_o :

$$I = I_0 e^{-\frac{\gamma^3}{\Delta s_v^2 \Delta T^2 k_B T}} \quad (1.8)$$

avec I le taux de formation des germes et $I_0 = \nu_o p_{r^*} n_o$ le facteur pré exponentiel fonction de la densité d'atomes dans le liquide n_o , de la probabilité de capture d'un atome à la surface du germe p_{r^*} et de la fréquence de vibration atomique ν_o .

La diminution de la barrière de potentiel de germination est favorisée par l'accroissement du terme ΔT^2 , ce qui entraîne que le taux de germination augmente fortement avec l'accroissement de la surfusion ΔT .

En pratique, la germination homogène ne peut expliquer le démarrage de la germination. Par exemple, pour les alliages d'aluminium, ce mécanisme nécessite une surfusion d'au moins 100K alors que dans une expérience simple de solidification dans un creuset, la surfusion mesurée par un thermocouple n'est que de quelques degrés. C'est la germination hétérogène qui s'initie sur des particules étrangères présentes dans le solide fondu qui rend compte de la réalité.

Dans le cas de la germination hétérogène, la présence de sites de germination conduit à une diminution de la barrière d'énergie ΔG^* , et la germination est ainsi facilitée (figure 1.8).

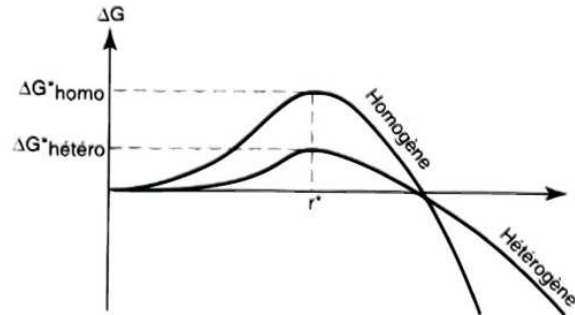


Figure 1.8 – Evolution de ΔG en fonction du rayon du germe et du type de germination [74]

$$\Delta G_{Heterogene}^* = \Delta G_{Homogene}^* f(\theta) = \frac{16\pi}{3} \frac{\gamma^3}{(\Delta s_v)^2 \Delta T^2} f(\theta) \quad (1.9)$$

Dans cette analyse, il est supposé que le cristallite prend la forme d'une calotte sphérique

attachée à la surface d'une particule étrangère, ou substrat. L'étude de l'équilibre de ce système fait apparaître l'angle de contact θ entre la surface du germe et le plan du substrat. Son influence sur la facilité à germer est quantifiée par la fonction $f(\theta)$:

$$f(\theta) = \frac{(2 + \cos\theta)(1 - \cos\theta)^2}{4} \quad (1.10)$$

Le taux de germination hétérogène est défini par une relation similaire à l'équation 1.8 :

$$I^{hetero} = I_0^{hetero} e^{\frac{16\pi}{3} \frac{\gamma^3}{(\Delta s_v)^2 \Delta T^2 k_B T}} f(\theta) \quad (1.11)$$

avec pour I_0^{hetero} la même forme que I_0 , dans laquelle la densité n_0 d'atomes dans le liquide est remplacée par la densité de sites hétérogènes n_p :

$$I_0^{hetero} = \nu_0 p_r n_p \quad (1.12)$$

A chaque pas de temps le taux de germination et le rayon des précipités formés sont définis. Les grains ainsi formés peuvent ensuite croître. La modélisation de la croissance des grains est présentée dans le paragraphe suivant.

La croissance

Au cours de la solidification, la fraction de solide croît progressivement et la température tend vers le solidus. Le front solide/liquide peut être plan, cellulaire ou dendritique en fonction de la composition et de la vitesse de refroidissement. Le modèle de croissance des précipités présenté ici, initialement proposé par Wagner et Kampmann [98], est basé sur les lois classiques.

Les alliages d'aluminium se solidifient habituellement sous forme dendritiques, (figure 1.9), les bras de dendrites étant parallèles à des directions cristallographiques spécifiques (directions $\langle 100 \rangle$ pour l'aluminium). La croissance de la phase solide se fait par croissance des bras primaires des dendrites et des bras secondaires, figure 1.9. La distance inter-dendritique secondaire λ_2 , correspondant à l'espacement entre les bras secondaires des dendrites, varie alors avec le temps de solidification.

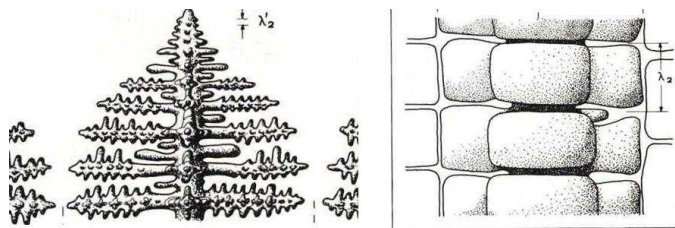


Figure 1.9 – Schéma d'une dendrite colonnaire [55]

Modèle de croissance

Il existe deux mécanismes contrôlant la croissance des germes : le transfert de soluté à travers l'interface matrice/germe, et la diffusion du soluté dans la matrice. C'est généralement ce dernier mécanisme qui contrôle la croissance des grains lors de la solidification des alliages. Un gradient

de concentration en soluté dans la matrice est alors visible à partir de l'interface matrice/germe. Les germes de même taille évoluent de la même manière à chaque pas de temps.

La vitesse de croissance des germes est définie par :

$$\frac{dr}{dt} = \frac{D}{r} \frac{X^m - X^i}{\alpha X^p - X^i} \quad (1.13)$$

où X^m est la concentration initiale de soluté dans la matrice, X^p celle dans le germe et X^i la concentration dans le liquide à l'interface. r est le rayon des germes et D le coefficient de diffusion. La loi d'Arrhenius permet de calculer le coefficient D à partir de D_0 une constante (appelée facteur pré-exponentiel), Q_d l'énergie d'activation de la diffusion, R la constante des gaz parfaits et T la température.

$$D = D_0 e^{\frac{-Q_d}{RT}} \quad (1.14)$$

Les calculs de croissance exposés ci-dessus, modélisent pour chaque classe de taille et chaque pas de temps l'évolution de la taille des germes. Cette évolution conduit aussi bien à un grossissement ou à un rétrécissement des germes.

La cohérence et le murissement

Les dendrites continuent de croître et commencent à entrer en contact, jusqu'à former un réseau cohérent, on parle alors de cohérence. La croissance de la phase solide se poursuit alors par murissement des bras secondaires des dendrites et coalescence des dendrites primaires. Le processus de murissement se caractérise par la croissance des bras secondaires les plus gros au détriment des plus petits. Ce processus va ainsi entraîner une augmentation de l'espacement des bras secondaires λ_2 .

1.2.2 Solidification dirigée

Morphologies de solidification

Si la solidification se produit en présence d'un gradient thermique (on parle alors de 'solidification dirigée'), les dendrites croissent dans des directions proches de celle du gradient thermique, en sens inverse du flux de chaleur, et prennent une morphologie colonnaire. Toutefois, si le gradient thermique est faible et la vitesse de refroidissement assez élevée, des dendrites équiaxes peuvent se former. La figure 1.10 illustre les différents types de croissance dendritique possibles.

Dans les paragraphes suivants, l'évolution de la microstructure lors de la solidification dirigée sera présentée. Les différents modes de solidification seront présentés ainsi que les modèles associés.

Notion de surfusion constitutionnelle

Dans le cas d'un alliage, la surfusion constitutionnelle est le phénomène prépondérant à l'origine de l'instabilité de forme du front de solidification quand l'interface solide/liquide présente un gradient thermique G positif. Cette surfusion est contrôlée par la diffusion des solutés qui dans la théorie la plus simple pour un alliage binaire de concentration en soluté C_o et dans le

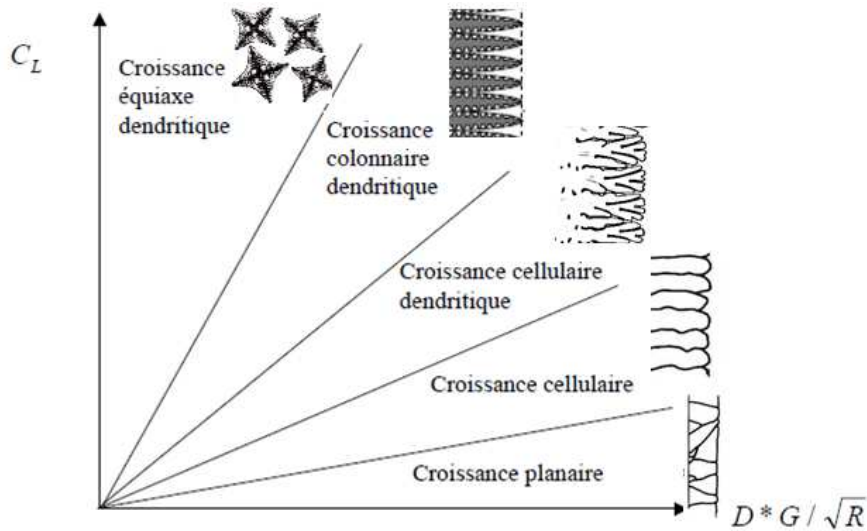


Figure 1.10 – Modes de solidification

cas où la solubilité dans le solide est inférieure à celle dans le liquide (coefficient de partage $k < 1$) repose sur les hypothèses suivantes :

- la diffusion du soluté dans le solide est négligeable ;
- le diagramme de phase d'équilibre est applicable à l'interface solide/liquide (hypothèse de l'équilibre local) la composition dans le liquide à l'interface ($x=0$) est C_o/k ;
- l'enrichissement du soluté en avant de l'interface dans le liquide est piloté par un processus de diffusion qui est stationnaire dans un repère lié à l'interface et qui est de la forme :

$$C_l = C_o \left[1 + \frac{1-k}{k} e^{-\frac{Rx}{D_l}} \right] \quad (1.15)$$

Avec k coefficient de partage issu du diagramme d'équilibre, D_l coefficient de diffusion du soluté dans le liquide et R la vitesse d'avance de l'interface.

La température du liquidus T_l associée à la composition $C_l(x)$ en avant de l'interface est donnée par :

$$T_l(x) = T_f + m_l C_l(x) = T_s + \Delta T_0 \left[1 - e^{-\frac{Rx}{D_l}} \right] \quad (1.16)$$

Avec

$$\Delta T_0 = -m_l \Delta C_0 = T_l - T_s \quad (1.17)$$

où m_l est la pente du liquidus dans le diagramme d'équilibre.

Sur la figure 1.11, les hypothèses ci-dessus sont représentées graphiquement donnant une illustration de la zone d'apparition de la surfusion constitutionnelle. Le critère de surfusion établi par Tiller [91] stipule que le front de solidification peut devenir instable si la température réelle du liquide en avant de l'interface $T(x)$ définie localement par $T(x) = T_s + Gx$ est inférieure à la température du liquidus T_l . Ce qui se traduit par l'inégalité suivante :

$$G < m_l G_c = \frac{\Delta T_0 R}{D} \quad (1.18)$$

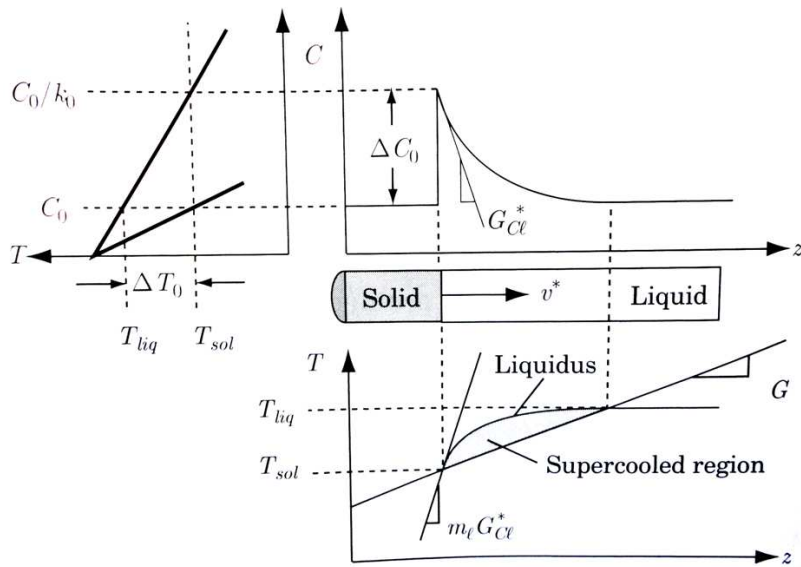


Figure 1.11 – Illustration du critère de surfusion constitutionnelle [20]

où G_c est le gradient de concentration.

Cette relation, autrement écrite en séparant les grandeurs relatives au processus, de celles associées au matériau $G/R < \Delta T_0 / D$, représente une condition nécessaire à la création de la zone de surfusion constitutionnelle et donc à l'apparition des instabilités morphologiques de l'interface.

Ce phénomène de surfusion constitutionnelle, étudié notamment par Gaumann [32], entraîne des instabilités responsables de l'apparition d'un front de solidification de type cellulaire ou dendritique avec des branches primaires se développant dans les directions préférentielles associées à la structure cristalline. Kurz et Fisher [54] ont étudié la théorie de la surfusion constitutionnelle et ont fait une analyse simple de cette instabilité.

Le degré de surfusion est inversement proportionnel au rapport

$$DG/\sqrt{R} \quad (1.19)$$

et est proportionnel à la concentration de soluté C_L dans le liquide à l'interface solide/liquide.

Transition colonnaire équiaxe

La transition entre les grains colonnaires et les grains équiaxes, nommée CET, a été beaucoup étudiée en fonderie, [19],[16],[102],[51]. Cette transition dépend du matériau et des conditions thermiques de solidification. L'apparition de grains équiaxes en solidification dirigée est expliquée par l'existence d'une zone liquide surfondue en avant du front de croissance colonnaire (figure 1.11). Les germes solides formés dans cette zone peuvent alors croître et une compétition s'établit entre la croissance des grains équiaxes libres et l'avancée du front colonnaire dendritique, pouvant conduire à une transition de morphologie.

Modélisation de la transition colonnaire équiaxe

Le phénomène de transition colonnaire/équiaxe reste un processus complexe dans lequel intervient la germination, les cinétiques de croissances colonnaires et équiaxes, les directions de croissance préférentielles ainsi que l'effet de la convection du liquide et le transport de soluté qui en découle. La majorité des travaux, [41], [80], [53], [64] concernant la CET tendent à définir une méthode de prédiction de cette transition. Hunt a établi un critère analytique de transition relativement simple. Ce critère, basé sur la valeur du gradient thermique en avant du front de croissance colonnaire G , prend en compte d'une part le nombre de sites de germination par unité de volume N_0 , et d'autre part le rapport entre la surfusion de germination et la surfusion constitutionnelle.

Le modèle de Hunt [41] permet de prédire cette transition en l'absence de convection. Il y a apparition de grains équiaxes si l'équation 1.20 est vérifiée, où ΔT_C est la surfusion constitutionnelle en pointe de dendrite et ΔT_N la surfusion créant la germination.

$$G < 0,617N_0^{-\frac{1}{3}} \left[1 - \left(\frac{\Delta T_N}{\Delta T_C}\right)^3\right] \Delta T_C \quad (1.20)$$

Ce modèle est basé sur les hypothèses que le transport du soluté se fait uniquement par diffusion (sans convection), les sites de germination hétérogènes, aléatoirement distribués, sont activés dès que la surfusion en avant du front de solidification est supérieur à ΔT_N , la croissance d'un grain équiaxe est sphérique, la thermique est stationnaire, la vitesse de croissance du front colonnaire et le gradient thermique sont donc constants, et que les effets de la convection sur la cinétique de croissance des grains équiaxes sont négligeables. D'une manière générale, la croissance équiaxe est favorisée si la vitesse de solidification, la concentration en élément d'alliage, ainsi que le nombre de sites de germination sont augmentés, et si la surfusion de germination ou le gradient thermique sont diminués.

Une équation simplifiée de l'équation de Hunt a été proposée 1.21. Elle s'obtient en combinant l'équation 1.15 avec une relation qui lie la surfusion à la vitesse d'avance du front colonnaire $R = A \cdot \Delta T^2 / C_0$, et à la diffusivité thermique D , C_0 étant la concentration initiale en liquide, et k étant le coefficient de distribution, et Γ la constante de Gibbs-Thomson. Pour prédire la transition par l'équation 1.22, il est nécessaire de connaître parfaitement le gradient de température et la vitesse de croissance des grains. Actuellement des modèles plus prédictifs existent qui montrent l'influence du raffinement des grains, ou prennent en compte l'influence des mouvements convectifs du bain sur la CET [23], [8], [86], [105].

$$\frac{G}{R^{\frac{1}{2}}} < 0,617N_0^{-\frac{1}{3}} \left(\frac{C_0}{A}\right)^{\frac{1}{2}} \quad (1.21)$$

avec :

$$A = \frac{D}{8m(k-1)\Gamma} \quad (1.22)$$

1.2.3 Evolution de la fraction de solide en fonction de la température

La modélisation de la redistribution du soluté durant le chemin de solidification permet d'établir des relations d'évolution de la fraction de solide en fonction de la température. Nous

rappelons deux modèles qui dans le cas de la solidification unidirectionnelle sont parmi les plus simples, le modèle d'équilibre thermodynamique global appelé communément 'la règle des leviers' et le modèle de Scheil-Gulliver. Ils peuvent apparaître comme des cas extrêmes. Ces deux modèles concernent un alliage binaire dans un système fermé du point de vue thermodynamique, c'est-à-dire avec une concentration moyenne de soluté dans le volume considéré constante, et une température homogène. Les deux modèles diffèrent seulement par les hypothèses sur la diffusion du soluté dans les phases.

La règle des leviers ou des segments inverses

Dans ce modèle, l'hypothèse de la diffusion parfaite est faite à la fois dans la phase solide et la phase liquide. Les compositions à l'interface données par le diagramme d'équilibre sont aussi les compositions homogènes dans les phases adjacentes comme il est représenté sur la figure 1.12. C'est en ce sens que ce modèle est le plus simple parce qu'il représente un équilibre global pour l'ensemble du système. En combinant la conservation du soluté à la relation $f_s + f_l = 1$, on obtient une évolution de la fraction de solide f_s sous la forme :

$$f_s = \frac{1}{1-k} \frac{T_l - T}{T_f - T} \quad (1.23)$$

Compte tenu des vitesses d'évolution de la fraction de solide rencontrées en soudage, cette règle ne peut représenter à priori qu'une approximation grossière.

Relation de Scheil Gulliver

Le modèle de Scheil Gulliver suppose uniquement un équilibre local à l'interface solide-liquide. Le modèle suppose de plus que la diffusion du soluté dans la phase solide soit assez faible pour être considérée comme négligeable, ce qui est vrai en soudage (pour de grandes vitesses de refroidissement), et que la diffusion dans le liquide est extrêmement rapide, sa composition est donc supposée toujours uniforme.

La figure 1.13 montre l'évolution de la concentration en soluté dans les phases solide et liquide, selon les hypothèses du modèle.

Les surfaces hachurées sur la figure représentent la quantité de soluté rejetée dans le liquide lors d'une augmentation de ∂f_s de la fraction de solide. Considérant que la totalité du soluté est conservée, on obtient l'équation suivante :

$$(C_s - C_l)\partial f_s = f_l \partial C_l \quad (1.24)$$

Où C_s et C_l correspondent aux concentrations de soluté respectivement dans les phases solide et liquide, et f_s et f_l les fractions de solide et de liquide.

En considérant la conservation de la masse ($f_s + f_l = 1$) et introduisant le coefficient de partition k , on obtient par intégration l'équation de Scheil- Gulliver :

$$C_l = C_0 (f_l)^{k-1} \quad (1.25)$$

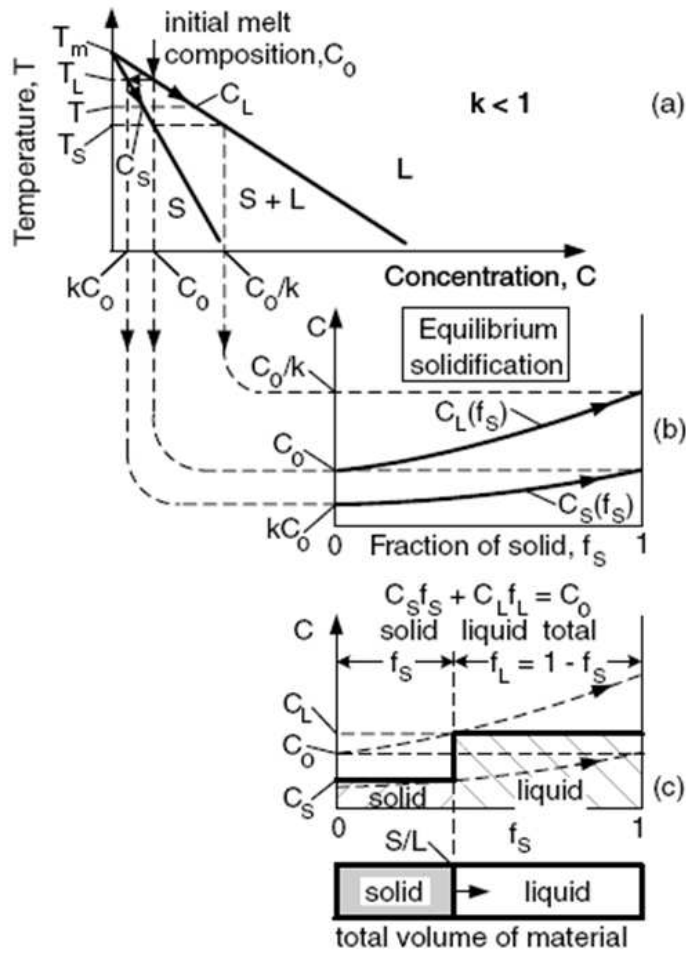


Figure 1.12 – Redistribution du soluté durant la solution avec une diffusion parfaite dans le solide et dans le liquide :(a) Diagramme d'équilibre ;(b) $C_l(f_s)$ et $C_s(f_s)$; profils de composition dans le solide et le liquide

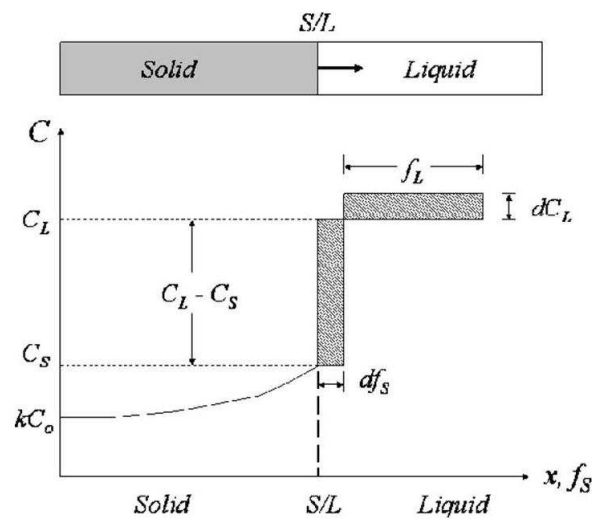


Figure 1.13 – Relation de Scheil - Gulliver

$$C_s = kC_0(1 - f_s)^{k-1} \quad (1.26)$$

$$f_s = 1 - \left(\frac{T_f - T}{T_f - T_l} \right)^{\frac{1}{1-k}} \quad (1.27)$$

Le logiciel *Prophase*[®] à modèle de rétrodiffusion

Ce modèle est un modèle numérique qui fournit l'évolution de la fraction de solide en fonction de la température pour chaque alliage ainsi que les différentes phases formées. La diffusion infinie dans le liquide et la diffusion finie dans le solide est supposée et calculée à partir de données cinétiques. Ce modèle semble décrire correctement l'évolution de la fraction de solide en fonction de la température avec une légère surestimation en fin de solidification. Ce modèle prend en compte l'effet de la vitesse de refroidissement dans le calcul de diffusion. Cette donnée est intéressante en soudage, car les vitesses de refroidissement peuvent beaucoup changer d'un essai à l'autre. Toutefois, l'hypothèse de diffusion dans le solide reste discutable pour les temps de refroidissement caractéristiques du procédé de soudage, qui sont particulièrement courts.

1.2.4 Cas du soudage à l'arc

Echelle et temps caractéristiques en soudage

Dans cette partie, les caractéristiques de la solidification des alliages dans le cas spécifique du soudage sont présentées. La particularité du procédé est d'avoir de très grandes vitesses de refroidissement. La pièce est aussi soumise à de très forts gradients thermiques dus à la localisation de la source de chaleur. Les vitesses de chauffe pour une tôle mince en alliage d'aluminium, proche de la zone fondue, sont de l'ordre de 350 °C/s pour une largeur de bain de 8mm. Quant à la vitesse de refroidissement, elle peut atteindre 30°C/s dans la même configuration de soudage. Le changement d'état liquide/solide se fait de façon continue. La largeur de la zone de solidification est fonction des paramètres de soudage, et des éléments d'alliage du matériau. Elle peut varier 1 et 3mm environ pour un bain d'une largeur de 8mm.

Microstructures de solidification

En soudage, la vitesse de solidification étant généralement très élevée, le front de solidification est le plus souvent de type dendritique.

Lors du refroidissement du bain de fusion en cours de soudage, les grains solides, constitués de plusieurs dendrites orientées selon les mêmes directions cristallographiques, croissent dans un premier temps par 'épitaxie' en prolongeant le réseau cristallin des grains partiellement fondus se trouvant sur la frontière de la zone fondue. Cette croissance se produit dans l'une des directions cristallographiques de croissance préférentielle, la plus proche de la direction du plus fort gradient thermique. Les grains ont ainsi une orientation moyenne qui correspond sensiblement à la direction perpendiculaire aux isothermes.

Le cycle thermique du soudage favorise cependant la surfusion constitutionnelle, en particulier aux grandes vitesses de soudage. La figure 1.14 montre que la germination de cristaux dans

la zone de surfusion est située devant le front de solidification dendritique.

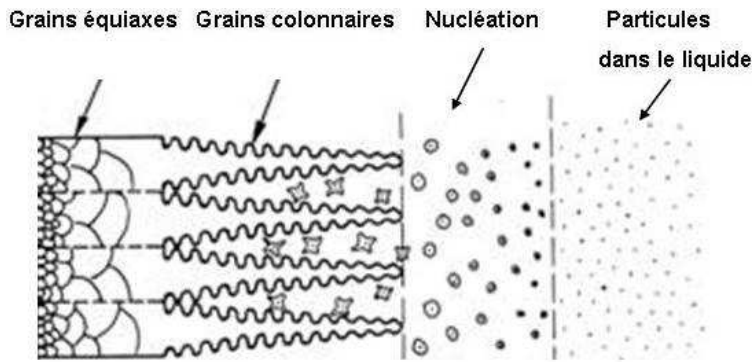


Figure 1.14 – Solidification de grains colonnaires en soudage, et germination hétérogène de grains équiaxes [48]

L'origine de l'apparition d'un germe en soudage peut être due à la surfusion et/ou à la présence de particules non fondues. Celles-ci peuvent provenir d'un fragment de grain dendritique, d'un détachement de grain partiellement fondu sur les bords du bain, ou encore d'un précipité réfractaire présent dans l'alliage. Les mouvements de convection dans le bain liquide peuvent en effet entraîner le détachement et/ou la fragmentation de grains.

Dans le cas de métaux fortement alliés, à faible vitesse de soudage, la croissance de grains colonnaire est favorisée. Toutefois, lorsque qu'on augmente la vitesse de soudage, des grains dendritiques équiaxes apparaissent, figure 1.15 c). Dans le cas où aucun élément de germination hétérogène n'est présent dans le métal liquide, les grains croissent cependant toujours de manière colonnaire, créant ou non une ligne marquée au centre du cordon, figure 1.15 a) et b).

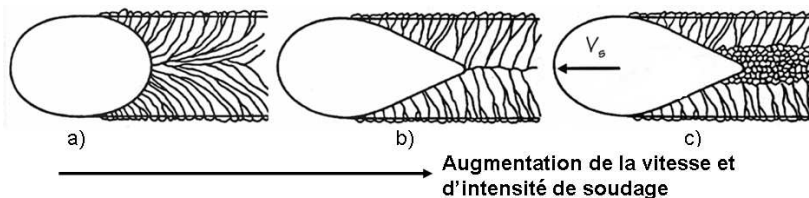


Figure 1.15 – Influence des paramètres de soudage : a) Faible vitesse et faible énergie, b) Haute vitesse et haute énergie sans site de germination, c) Haute vitesse et haute énergie avec site de germination [47]

Influence des paramètres de soudage

L'énergie théorique de soudage E est définie par le rapport de la puissance électrique de l'arc UI divisée par la vitesse de soudage V .

$$E = \frac{IU}{V} \quad (1.28)$$

Mais l'énergie réellement transmise à la pièce est fonction du rendement du procédé. Dans la littérature, le rendement pour le procédé TIG est de l'ordre de 0,6. Toutefois, ce rendement sera

diminué (aux environs de 0,45) dans le cas du soudage TIG alternatif, nécessaire au soudage des alliages d'aluminium.

Si les conditions thermiques conduisant à la formation des différentes morphologies de grain sont bien connues, en revanche la relation entre les paramètres de soudage et la microstructure est moins bien expliquée, du fait de la complexité des relations entre ces paramètres et les champs de température générés. En général, on observe que des vitesses de soudage faibles conduisent à la formation de dendrites colonnaires jusqu'au centre du cordon, alors que des vitesses de soudage élevées conduisent à la formation d'une zone équiaxe au centre [71], figure 1.15.

Dans le milieu des années 60, Savage et al ont montré que la vitesse de soudage et l'intensité de soudage sont les deux paramètres principaux qui agissent sur la solidification. Ensuite, Hunzinger [43] a étudié l'influence des paramètres de soudage sur la géométrie du bain de fusion, figure 1.16. De plus, la géométrie du bain a une influence sur la microstructure. Lorsque la vitesse de soudage est lente, le bain est de forme elliptique, les grains se développent perpendiculairement aux isothermes. Les grains colonnaires croissant par épitaxie, les grains ayant une direction de croissance cristallographique perpendiculaire aux isothermes auront donc tendance à se développer de manière préférentielle, on parlera de croissance sélective. Plus la vitesse de soudage augmente et plus le bain va s'allonger. Les grains se développent alors quasi transversalement à la direction de soudage. Si toutefois la vitesse de soudage dépasse une vitesse limite de solidification, la solidification observée est de type équiaxe, à partir de germes de solide formés dans le liquide en surfusion.

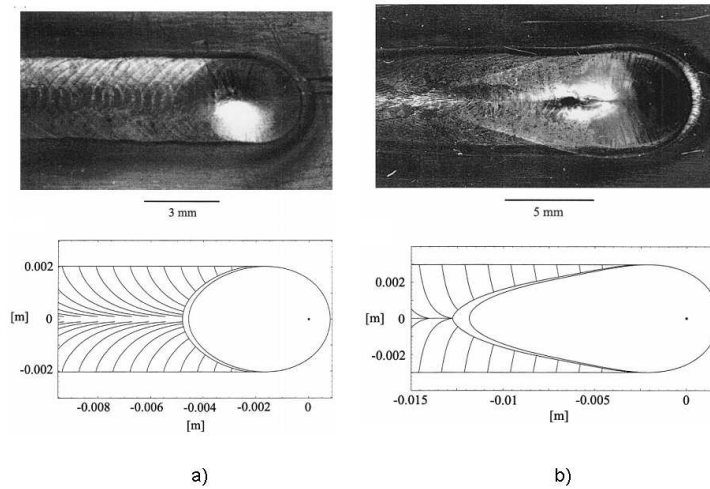


Figure 1.16 – Forme du bain de fusion et morphologie des grains colonnaires, pour une vitesse de soudage faible (a) et élevée (b) [42]

La vitesse de solidification R varie le long du front de solidification à l'arrière du bain de fusion. Elle dépend de la vitesse de soudage selon la relation :

$$R = \frac{V_S}{\cos\theta} \quad (1.29)$$

avec θ l'angle défini entre la direction normale aux isothermes et la direction de soudage

(figure 1.17).

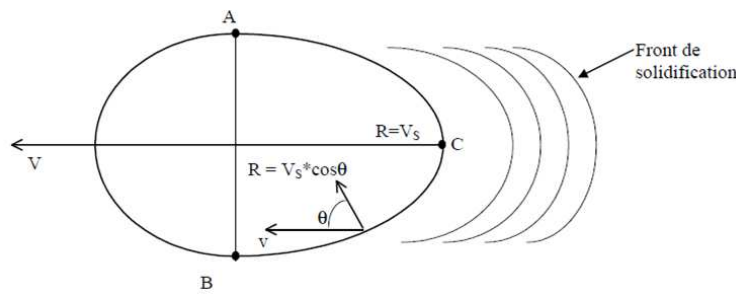


Figure 1.17 – Relation entre vitesse de solidification R et vitesse de soudage V_S [7]

La vitesse de solidification est donc égale à la vitesse de soudage uniquement au centre du cordon. En revanche, sur les bords du cordon, la vitesse de solidification est minimale, à l'opposé du gradient thermique qui lui est maximal. Les variations expliquent le changement de morphologie de grains parfois observé depuis la périphérie du cordon, où les grains sont colonnaires, vers le centre, où ils deviennent équiaxes (figure 1.18).

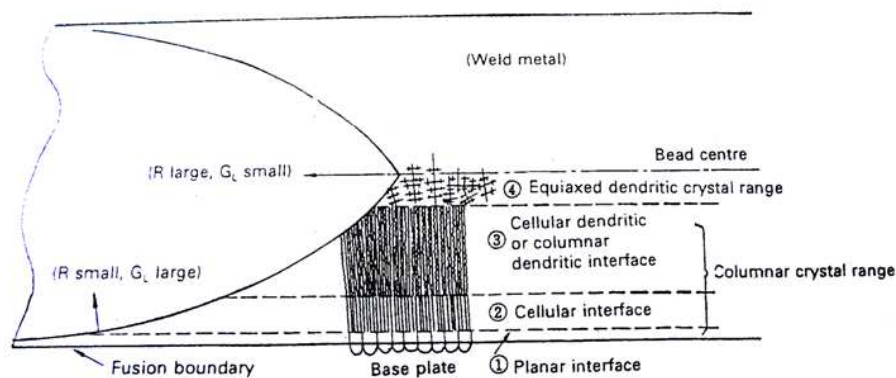


Figure 1.18 – Morphologie de solidification en soudage à l'arc [47]

1.3 La fissuration à chaud à la solidification

1.3.1 Evolution du comportement rhéologique des alliages

Le processus de solidification démarre quand les germes sont en quantité telle que la fraction de solide puisse être significativement mesurée à l'échelle d'observation étudiée. Ces germes sont présents dans une grande quantité de liquide et peuvent se déplacer librement, la ductilité est alors très élevée et le matériau se comporte comme une suspension. Ensuite, la fraction de solide continue de croître jusqu'à atteindre un second stade repéré par les températures et fractions de solide appelées respectivement 'température de cohérence' (T_{coh}) et 'fraction de solide de cohérence' (f_{scoh}). La détermination de cette température se fait lors d'essais mécaniques, qui seront présentés par la suite [33]. Les dendrites commencent à entrer en contact les unes avec les autres et forment un squelette solide cohérent. Au fur à mesure que la solidification se

poursuit, ce réseau dendritique se densifie et la perméabilité du milieu diminue jusqu'à ce qu'il ne subsiste que des films liquides entre les grains, se traduisant par une chute de la ductilité et une augmentation de la résistance mécanique. Cependant, les ponts solides formés entre les bras de dendrites ne sont pas encore assez résistants pour s'opposer à la déformation, et le matériau présente à la fois une faible résistance et une faible ductilité (figure 1.19). Les déformations sont principalement dues à la contraction de solidification liée au changement de phase liquide/solide, et à la contraction thermique du solide.

A ce stade, les premières fissures peuvent s'expliquer par l'apparition de sites de décohésion dans les films liquides mouillant les grains solides. La fissure pourra être colmatée si la perméabilité du squelette solide est encore suffisante pour que le liquide puisse alimenter les défauts. Sinon, la fissure va se propager. Le chemin de propagation de la fissure se fera le long des grains solides à travers les films liquides intergranulaires.

Dans la littérature, en ce qui concerne les alliages d'aluminium, les valeurs de fraction de solide (f_s^{coh}), correspondant à la cohérence du réseau de dendrites, sont comprises entre 0,15 et 0,6 selon la morphologie des particules solides et le type d'essais mis en oeuvre pour la caractériser [26], [22]. A partir de cette fraction de solide, la résistance mécanique augmente et la ductilité diminue (figure 1.19).

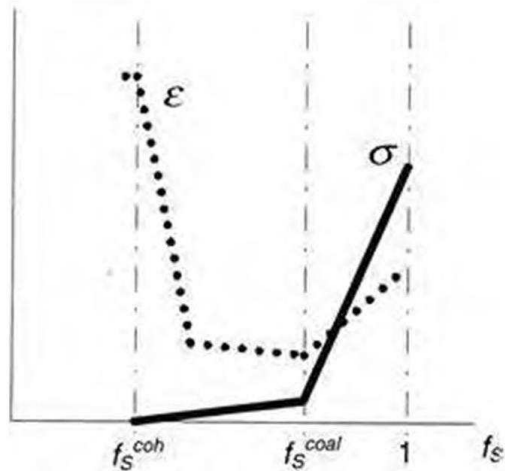


Figure 1.19 – Evolution de la résistance et de la ductilité d'un alliage à semi-solide avec la fraction de solide [6]

Lorsque la fraction de solide de coalescence (f_s^{coal}) est atteinte, les ponts solides entre les grains se renforcent. Une forte augmentation de la résistance mécanique est alors observée. Les valeurs de f_s^{coal} se situent autour de 0.96 – 0.97 pour les alliages Al-Cu [6], [61].

Sur la figure 1.20, chaque image représente l'évolution de la microstructure en fonction de la température, dans le cas d'une solidification dirigée. Les différents stades de la solidification dendritique sont illustrés. L'image a) correspond aux dendrites isolées dans un grand volume de liquide. Le réseau se resserre en b) produisant des microségrégations par rejet du soluté dans le liquide, mais les dendrites ne sont pas encore connectées entre elles. La connexion se fait en c) pour la fraction de solide dite de cohérence (f_s^{coh}). La présence de films liquides interdendritiques continus soumis aux sollicitations et la baisse de la perméabilité du réseau

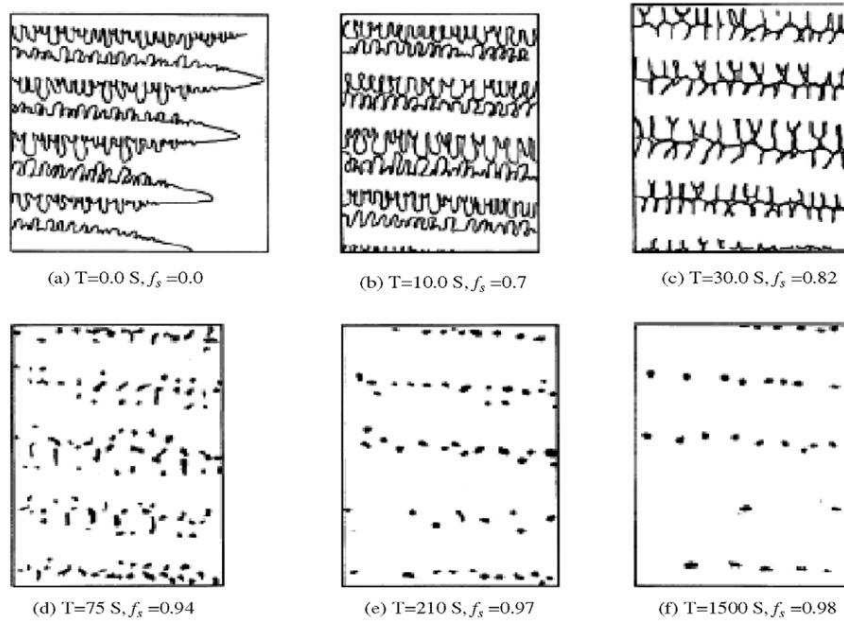


Figure 1.20 – Evolution de la microstructure et de la fraction de solide lors de la solidification dirigée d'un alliage [78]

entraînent une forte baisse de la ductilité. Celle-ci augmente à nouveau pour la microstructure d) et ce du fait de l'isolement des poches liquides séparées par un réseau dendritique plus dense, de meilleure résistance mécanique.

En fin de solidification, la fraction de solide tend vers 1 et les dernières poches de liquide se solidifient (figure 1.20 e, f). Le réseau solide est suffisamment dense pour résister aux déformations. La contrainte et la déformation à rupture de la zone de solidification augmentent alors rapidement. Le matériau se comporte alors comme un solide plastique et subira une rupture ductile si les contraintes appliquées sont trop élevées.

1.3.2 Intervalle de fragilité

La fissuration à chaud se produit en fin de solidification de l'alliage. Prokhorov définit un domaine de température appelé 'Domaine de Température de Fragilité' (DTF) ou 'Brittleness Temperature Range' (BTR) dans lequel la fissuration à chaud peut se produire [75]. L'intervalle de fragilité est défini comme étant l'intervalle de température correspondant aux fractions de solide où la microstructure est en configuration critique. Les bornes du BTR correspondent respectivement à la température où la fraction de solide f_s est telle que le liquide ne peut plus circuler à cause de la perte de perméabilité (f_s critique ou de cohérence) et à la température où la fraction de solide est suffisante pour que la résistance mécanique augmente grâce au nombre de ponts solides formés (au-delà de f_s coalescence). Par exemple, Giraud [33] a montré que, pour un alliage aluminium (AA6061), l'intervalle de fragilité était compris entre 580°C et 596°C pour des vitesses de refroidissement rapides, représentatives de celles obtenues en soudage (figure 1.21).

La figure 1.22 met en parallèle la géométrie du bain de fusion d'une soudure avec l'évolution

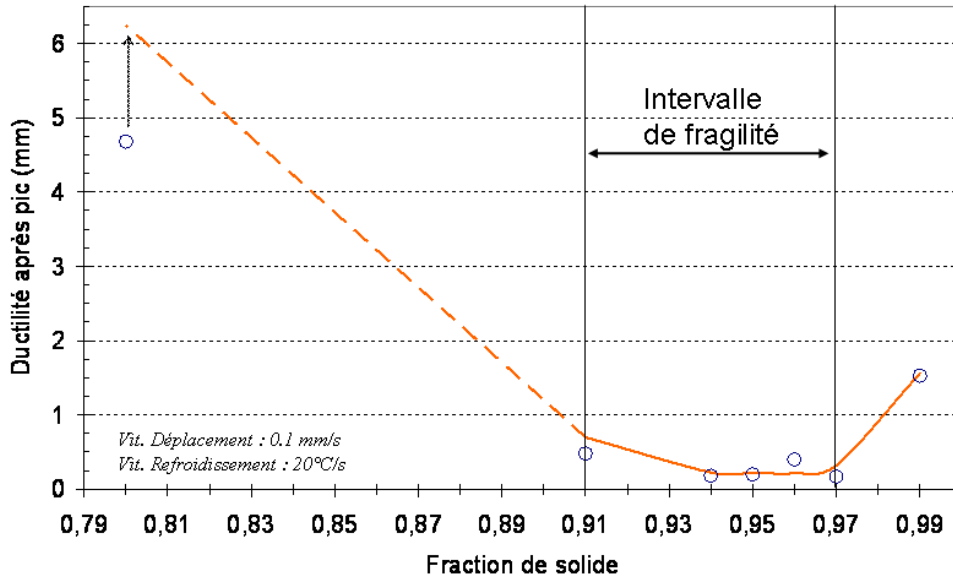


Figure 1.21 – Evolution de la 'ductilité' d'un alliage AA6061 en fonction de sa fraction de solide [33]

des températures et des fractions de solide. On notera que la zone de grande vulnérabilité à la fissuration à chaud, définie par le BTR, ne représente qu'un faible segment du chemin de solidification.

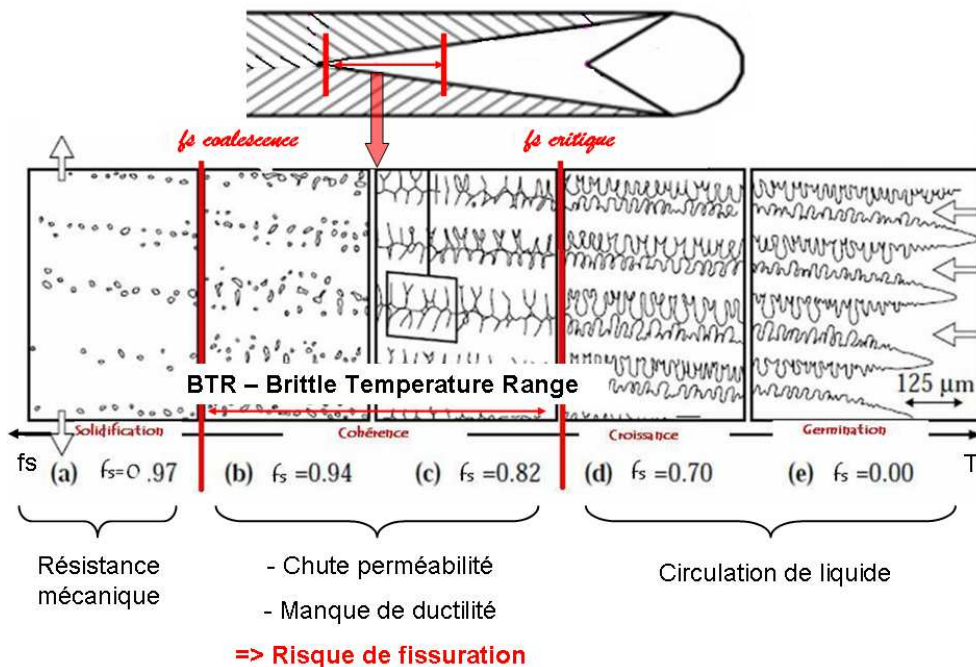


Figure 1.22 – Evolution de la fraction de solide, de la température, et de la microstructure dans la zone de solidification en soudage

1.3.3 Nature et origine des sollicitations en cours de solidification

Les sollicitations mécaniques subies par le matériau pendant la solidification sont dues à des phénomènes thermiques et mécaniques. La fissuration à chaud résulte d'une difficulté d'accommodation des déformations durant la phase de fragilité de l'alliage.

Ces sollicitations sont produites par trois phénomènes :

- **La contraction de solidification** : cette contraction volumique est due au changement de phase liquide/solide. En effet, la masse volumique du solide est plus importante que celle du liquide. Pour l'aluminium pur, l'augmentation de masse volumique est de 6.4%. Cette contraction engendre une déformation de la zone en train de se solidifier.
- **La contraction thermique du squelette solide** : cette contraction est liée au refroidissement du solide déjà formé.
- **Les déformations provenant des contraintes** : ces contraintes sont d'origine thermo-mécanique, et liées dans le cas du soudage aux champs de températures non uniformes produits par la source de chaleur (et parfois aussi produites par le bridage de la pièce, qui bloque les déplacements de celle-ci).

Des observations au microscope ont permis à Fabregue [27] d'élaborer un scénario possible d'apparition de la fissuration, (figure 1.23) qui illustre les mécanismes présentés.

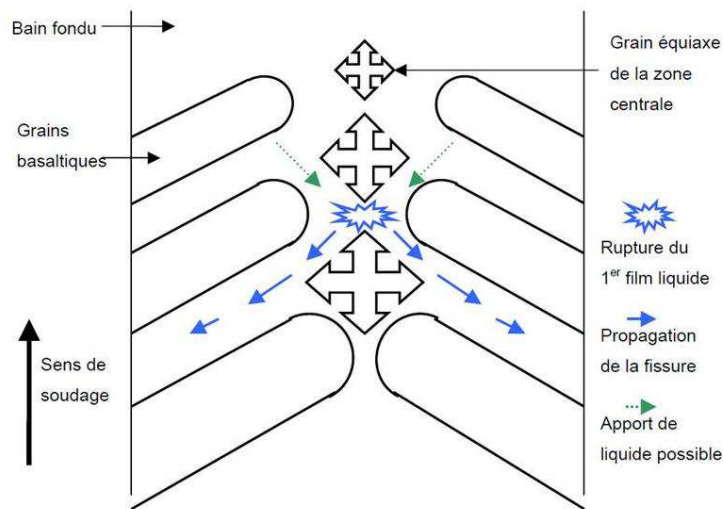


Figure 1.23 – Scénario de fissuration à chaud en soudage laser [27]

1.3.4 Paramètres influant sur la fissuration à chaud

La composition du matériau

Beaucoup d'études ont montré l'influence de la composition de l'alliage sur la fissuration à chaud. Dans ce paragraphe, nous nous intéresserons plus précisément aux alliages d'aluminium.

L'évolution de la fraction de solide a une influence importante car, plus l'alliage aura un intervalle de solidification important, plus il sera sensible à la fissuration à chaud puisqu'il passera d'autant plus de temps dans un état vulnérable. La fragilité d'une nuance donnée dépend

donc en grande partie du chemin de solidification, et plus particulièrement de la cinétique de disparition du liquide en fin de solidification.

Pour les alliages binaires Al-X, on obtient des courbes dites en lambda qui montrent un pic de susceptibilité pour une composition proche de la solubilité maximum de l'élément d'alliage dans l'aluminium à la température eutectique, puis une baisse plus ou moins rapide quand la concentration en élément d'alliage augmente. En particuliers la présence d'éléments qui ont une tendance à abaisser la température de fin de solidification aura pour effet une augmentation du risque de fissuration.

Lorsque la composition de l'alliage correspond à la limite de solubilité, l'intervalle de solidification est large ce qui entraîne un risque accru de rupture aux joints de grains, figure 1.24. A la température eutectique, l'alliage se présentera sous la forme de grains séparés par un film liquide continu, cette microstructure est propice à la fissuration à chaud. En revanche, pour des concentrations inférieures et un refroidissement assez lent, il n'y a plus de liquide restant à la température eutectique, et donc possibilité de formation de ponts solides interdendritiques à plus hautes température, qui renforcent la structure. De même, pour des concentrations supérieures en éléments d'alliage, il y a plus de liquide à la température eutectique et donc possibilité de 'cicatriser' des fissures qui se forment [88]. Cependant pour des alliages multi constitués, le comportement à la fissuration à chaud peut être plus complexe avec plusieurs maxima de sensibilité [46] correspondant aux différents eutectiques.

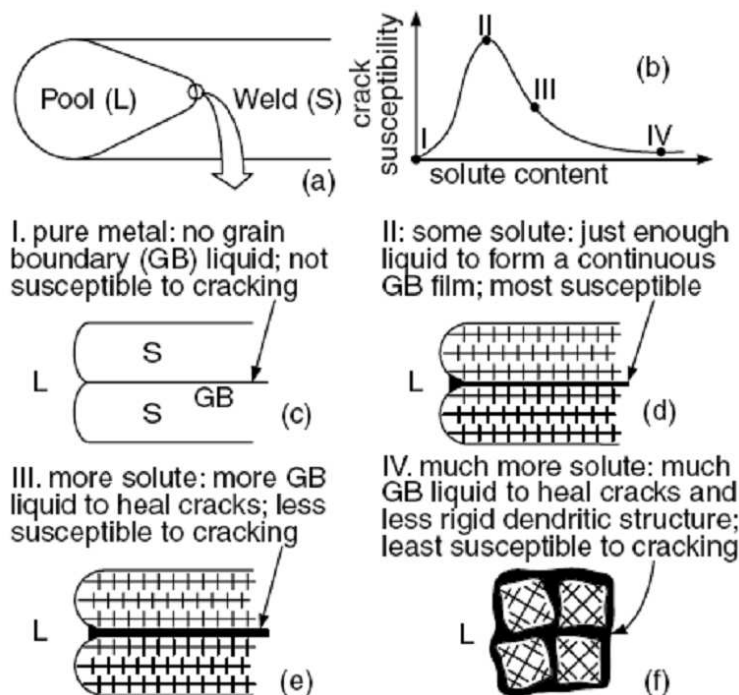


Figure 1.24 – Illustration de la sensibilité à la fissuration avec la composition [52]

La microstructure

La microstructure joue un rôle primordial sur la susceptibilité à la fissuration à chaud à travers notamment la morphologie et la taille des grains formés lors de la solidification. La microstructure de solidification exerce en effet une influence sur le comportement mécanique de la zone pâteuse, ainsi que sur sa perméabilité. Cette structure de solidification dépend de la composition de l'alliage, mais aussi des évolutions thermiques locales. La morphologie des grains joue sur la facilité pour le liquide de s'écouler entre les bras dendritiques, ce qui permet au liquide d'alimenter les zones en tension et donc éventuellement de 'cicatriser' une fissure en cours de formation. Il est généralement admis qu'une microstructure de grains équiaxes permet une circulation plus aisée du liquide qu'une structure colonnaire ou basaltique. De plus, un grain plus fin permet une meilleure accommodation de la contraction volumique en fin de solidification par un plus grand nombre de films liquides [85].

La mouillabilité du solide par le liquide

La mouillabilité d'un grain caractérise la capacité du liquide à s'étaler sur le solide, et dépend de la composition et de la température, figure 1.25. L'angle de mouillage de la phase liquide sur le solide a une influence sur la résistance mécanique intergranulaire et donc sur la sensibilité à la fissuration. En effet, lorsque la mouillabilité du liquide sur les grains en fin de solidification est faible, il n'y a pas de films liquides continus entre les grains. Des poches isolées de liquides se sont formées et ne sont pas susceptibles de participer au risque de fissuration. En revanche lorsque la mouillabilité est élevée, des films liquides continus entre chaque grain entraînent une augmentation de ce risque.

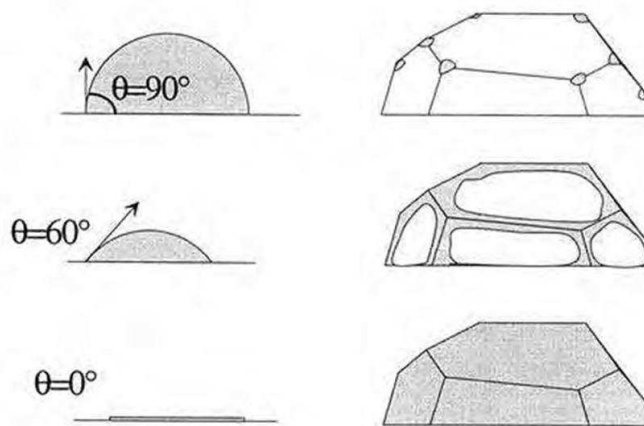


Figure 1.25 – Influence de la mouillabilité des grains sur la morphologie en fin de solidification [6]

La teneur en gaz dissous

Les gaz dissous dans le métal liquide, en particulier l'hydrogène pour les alliages d'aluminium, peuvent aussi avoir une influence sur la fissuration à chaud. En effet, la solubilité de l'hydrogène dans l'aluminium diminue avec la température et peut entraîner la formation de

porosités conduisant à la fissuration. Il existe donc une teneur maximale en gaz dissous à ne pas dépasser pour minimiser le risque de fissuration à chaud.

Chargement thermomécanique

Les origines des déformations responsables de la fissuration à chaud en soudage peuvent être d'ordre thermique (dilatations et contractions thermiques) ou d'ordre mécanique (produites par des contraintes liées au bridage ou aux gradients thermiques). Elles dépendent du chargement thermique, des caractéristiques de l'alliage, des paramètres procédé, de la géométrie de la pièce et de son bridage. Le chargement thermique contrôle de plus l'étendue et la durée de la zone vulnérable de la pièce. Lorsqu'on augmente la vitesse de refroidissement, une augmentation du risque de fissuration à chaud apparaît généralement. Cette augmentation de la vitesse de refroidissement peut être obtenue par exemple en accroissant la vitesse de soudage.

1.4 Essais de fissuration à chaud en soudage

Les tests décrits ci-dessous permettent de caractériser la sensibilité à la fissuration en cours de soudage du matériau. Ces essais permettent de classer les alliages suivant leur sensibilité mais ne développent pas de critère quantitatif pour chaque matériau. Les paramètres variant d'un essai à l'autre sont le type d'effort (constant ou progressif), le type de soudure (refusion ou assemblage), le matériau, la géométrie de l'éprouvette et les conditions de réalisation de l'essai. On peut mesurer, selon le type d'essai, les températures, les efforts, les déformations, ainsi que la longueur et le nombre de fissures obtenues.

1.4.1 Les essais de propagation de fissure

Pour ces essais, une déformation initiale produite par un chargement externe ou une géométrie particulière d'éprouvette crée l'amorçage de la fissuration, généralement en bord d'éprouvette, puis une diminution progressive de la déformation conduit à l'arrêt de la propagation de la fissure.

L'essai Blanchet

Pour cet essai, une éprouvette circulaire est mise sous tension avant soudage, figure 1.26 b). Le disque est bridé et est déformé à l'aide d'un poinçon. Une fois l'effort appliqué, une ligne de fusion circulaire est réalisée avec une torche de soudage TIG suivant un certain diamètre. Sous l'effet de la dilatation progressive du disque, qui s'échauffe de plus en plus en cours de soudage, la fissure s'arrête. L'analyse des fissures est ensuite faite. La sensibilité à la fissuration à chaud est fonction du matériau, des conditions de soudage et, bien sûr, de la flèche imposée par le poinçon.

L'essai JWRI

Cet essai consiste à réaliser une ligne de fusion débouchante sur une éprouvette plane encastrée à une extrémité et libre à l'autre [67]. L'initiation de la fissure se fait sur le bord libre

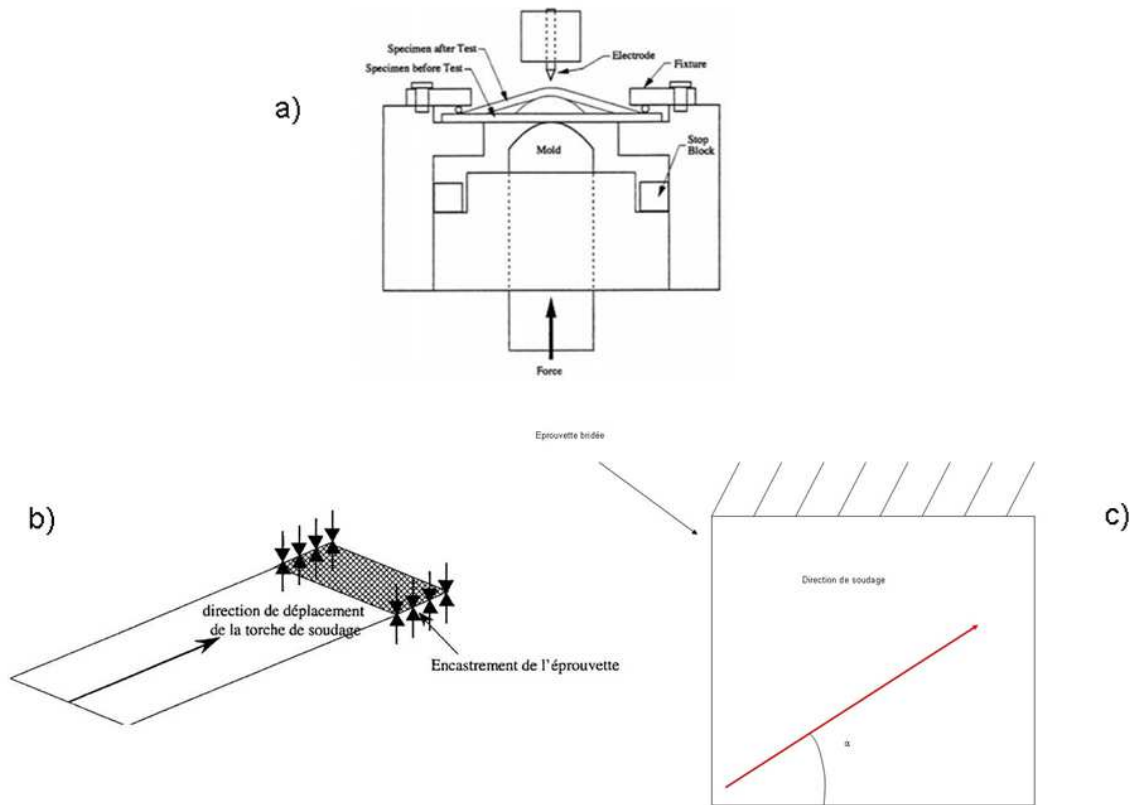


Figure 1.26 – a) Essai Blanchet ; b) Essai JWRI ; c) Essai JWRI modifié [10]

de l'éprouvette, figure 1.26 c). La pièce étant bridée sur un bord, l'accommodation des déformations ne se fait pas librement. La fissuration longitudinale du cordon se propage alors, puis est stoppée du fait de l'état de déformation plus favorable créée par le bridage. Les paramètres de l'essai sont les dimensions de l'éprouvette et les conditions de soudage. Plus la largeur de l'éprouvette augmente, moins la fissure se propage. Lors de l'essai, la plaque reste plane. Cet essai peut donc être modélisé suivant une simulation bidimensionnelle.

Une variante à cet essai permet de déterminer le déplacement critique du matériau, figure 1.26 d). On réalise une ligne de fusion sur une éprouvette parallélépipédique. L'éprouvette est bridée sur un bord et libre sur l'autre. La ligne de fusion sera faite de biais par rapport à la pièce, avec un angle α variable. Plus l'angle α est grand, moins la fissure se propage dans la soudure. Le point d'arrêt de la fissure correspond au point où le déplacement accumulé est inférieur au déplacement critique du matériau.

1.4.2 Les essais d'initiation de fissure en soudage

Pour ces essais, une déformation est imposée progressivement ou instantanément à un moment donné, de manière à observer l'initiation de la fissuration.

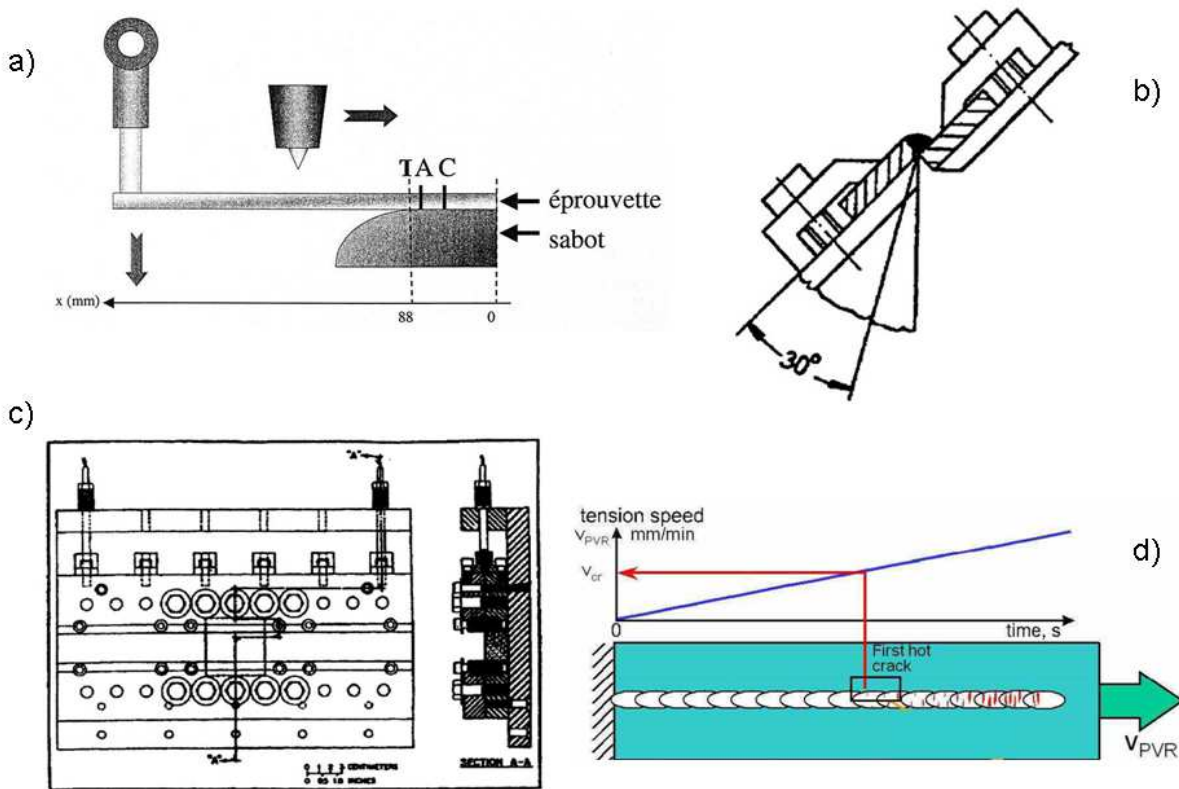


Figure 1.27 – a) Essai Varestraint [82],[83] ; b) Essai Murex [101] ; c) Essai Sigmajig [35] ; d) Essai 'Programmable Deformation Cracking'

L'essai Varestraint

Cet essai consiste à déformer une éprouvette parallélépipédique contre un sabot (de rayon variable) en cours de soudage, figure 1.27 a) [82] [83]. Le cordon de soudure est réalisé de A vers C. Le pliage de l'éprouvette a lieu lorsque l'arc passe en A. Le point T qui doit se trouver dans la zone de solidification sensible, représente la jonction entre la partie de l'éprouvette restant plane et la partie qui se déforme par pliage. La déformation longitudinale imposée en surface à la zone sensible est fonction de l'épaisseur de l'éprouvette, du rayon de courbure et peut être déterminée par la formule suivante :

$$\epsilon_{max} = \frac{E_p}{2R + E_p} \quad (1.30)$$

E_p étant l'épaisseur de l'éprouvette et R le rayon de courbure du sabot.

La déformation imposée peut ainsi être modifiée en changeant l'épaisseur de l'éprouvette ou le rayon de courbure du sabot. La caractérisation de la sensibilité à la fissuration à chaud se fait par la mesure du nombre de fissures, de la longueur cumulée des fissures, et/ou de la longueur maximale des fissures. Une comparaison entre les différents matériaux peut ainsi être faite.

Une variante de cet essai existe dans la bibliographie, c'est l'essai Trans-varestraint. Dans cet essai, le pliage se fait dans la direction transverse à la direction de soudage.

L'essai Murex

Dans cet essai [101], figure 1.27 b), la soudure réalisée est une soudure d'angle entre deux éprouvettes bridées. Au cours du soudage, l'une des deux plaques est mise en rotation autour de l'axe de la soudure. Cette rotation parcourt un angle de 30° à vitesse constante. Le paramètre de cet essai est la vitesse de rotation, car l'amorçage de la fissure dépend de cette vitesse. La mesure de la longueur de la fissure caractérisera la sensibilité de l'alliage à la fissuration.

L'essai LTP

L'essai réalisé par Prokhorov dans les années 1970 étudie la sensibilité à créer des fissures longitudinales dans le matériau. Les plaques sont soudées bout à bout ou en T. Durant le soudage, un effort de traction transversal à l'axe de la soudure est imposé. La vitesse de déformation est le paramètre principal de cet essai. La vitesse critique de déformation est notée lorsque la première fissure apparaîtra durant l'essai.

L'essai Sigmajig

Cet essai, développé par Goodwin [35], permet de déterminer le niveau de contrainte limite avant la création d'une fissure centrale à la sortie du bain de fusion, figure 1.27 c). La sollicitation est faite par un dispositif de traction et la contrainte est appliquée avant soudage. La précontrainte est augmentée à chaque essai jusqu'à la détermination de la contrainte limite avant l'amorce de la fissuration.

L'essai 'Programmable Deformation Cracking' (PVR)

L'essai PVR permet d'évaluer les effets du soudage sur la fissuration à chaud [30]. La procédure de l'essai permet de déterminer la vitesse de traction critique créant l'ouverture de la première fissure transversale à la direction de soudage, figure 1.27 d). La vitesse de traction augmente donc linéairement au cours du cycle de soudage.

1.4.3 Les essais de caractérisation des matériaux

Les essais sont réalisés en traction sur un simulateurs de cycles thermiques de soudage, de type machine Gleeble [39]. Les éprouvettes suivent un cycle thermique proche de celui du soudage et sont soumises à de la traction jusqu'à la rupture. La mesure de température se fait par thermocouple et celle de déformation par extensomètre. La rupture est considérée pour une température constante. La machine permet à l'utilisateur de connaître l'évolution de la résistance mécanique en cours d'essai. Un essai en cours de solidification est aussi réalisable. Il consiste à porter localement à l'état fondu une zone de l'éprouvette puis à la refroidir dans l'intervalle de solidification. Cet essai a permis d'évaluer la sensibilité à la fissuration en soudage de plusieurs matériaux et de connaître l'intervalle de fragilité.

1.4.4 Bilan

Les essais de propagation de fissures sont relativement simples à mettre en oeuvre, mais ne donnent qu'une information sur la capacité qu'aura une fissure à se propager. Ils ne permettent pas d'obtenir des informations quantitatives pouvant conduire à un critère d'initiation de la fissuration. De nombreuses études se sont alors orientées vers des essais d'initiation de fissure. Ces essais s'avèrent souvent compliqués à mettre en oeuvre, avec des sollicitations complexes. De plus, l'histoire thermomécanique subie par l'éprouvette peut être difficile à modéliser avec une grande précision pour la plupart de ces essais, ce qui rend complexe l'interprétation de ces tests. Ainsi, au vu de ce qui vient d'être présenté, la mise en place d'un essai s'inspirant des essais d'initiation de fissure semble le mieux correspondre à l'objectif de cette étude qui est d'identifier, à travers l'analyse des résultats des essais retenus, des critères quantitatifs, métallurgiques et mécaniques, de risque d'apparition de la fissuration à chaud.

1.5 Les critères de fissuration à chaud

De nombreux auteurs travaillant sur la fissuration à chaud ont établi des critères permettant de prédire son apparition. La majorité de ces modèles sont appliqués à la fonderie mais peuvent s'étendre à la solidification lors du soudage. Dans ce paragraphe, les principaux critères seront présentés afin de dégager les mieux adaptés au contexte de notre étude.

Deux types de critère sont à distinguer : les critères mécaniques (basés sur le comportement mécanique de la zone semi-solide) et les critères phénoménologiques (basés sur d'autres considérations physiques ou chimiques). Ces critères ont été mis en place au fur et à mesure que les connaissances sur la rupture à chaud progressaient. Les modèles phénoménologiques (les plus anciens) se révélèrent ainsi souvent incohérents avec les observations expérimentales. Les modèles plus récents prennent quant à eux mieux en compte les données physiques du problème.

1.5.1 Les critères mécaniques

Ces modèles sont basés sur le calcul des champs de contrainte et de déformation subis par la zone de solidification, considérée comme un milieu homogène. La fissuration est supposée se produire lorsque ces grandeurs 'macroscopiques', contrainte, déformation ou vitesse de déformation, atteignent une valeur critique.

Modèles fondés sur une contrainte limite

Ces modèles sont basés sur la comparaison entre la contrainte subie par la zone de solidification σ_{ap} et la contrainte maximale acceptable pour le matériau $\sigma_{critique}$, la fissuration se produisant si $\sigma_{ap} \geq \sigma_{critique}$ [56]. Plusieurs critères sont basés sur cette approche, se distinguant par le choix de σ_{ap} et $\sigma_{critique}$. Hunziker [42] considère que la fissuration se produit si la contrainte transverse devient positive dans l'intervalle de fragilité du matériau, ce qui revient à considérer que $\sigma_{critique}$ est nul dans cet intervalle de température. D'autres critères ont été établis en considérant que la fissuration à chaud était une conséquence de la décohésion des films

liquides sous l'effet de la contrainte appliquée. Ainsi, si l'on considère un film liquide d'épaisseur b mouillant parfaitement les grains et orienté perpendiculairement à la contrainte appliquée, la contrainte critique s'écrit [78] :

$$\sigma_{critique} = \frac{2\gamma_{lg}}{b} \quad (1.31)$$

où γ_{lg} est la tension de surface liquide-gaz.

Modèles fondés sur une déformation limite

Ces critères s'appuient sur l'existence d'une chute de ductilité dans le domaine de température correspondant au BTR. L'apparition de la fissuration résulterait d'une déformation plastique cumulée à l'intérieur du BTR supérieure à la déformation à la rupture. Won [103] et Magnin [62] proposent un critère utilisant la déformation principale maximale plutôt que la déformation équivalente pour pouvoir prendre en compte la notion d'anisotropie du matériau en traction et compression. La déformation principale maximale évaluée sur tout l'intervalle de fragilité provoquera la fissuration si $\epsilon_{max}^{BTR} > \epsilon_c$, avec ϵ_c la déformation à la rupture dans le BTR.

Kerrouault [50], quant à lui, a développé un critère avec ϵ^* correspondant au maximum de la déformation perpendiculaire au gradient thermique pour des températures appartenant au BTR. Commet et Larouche [17] ont établi un critère en déformation cumulées (Cumulated Damage Index). L'endommagement cumulé est calculé en intégrant sur l'intervalle de température critique le rapport entre la déformation viscoplastique $\partial\epsilon(T)$ et la déformation à la rupture $\epsilon_{rupture}$:

$$CDI = \int_{T_{crit}}^{T_{sol}} \frac{\partial\epsilon(T)}{\epsilon_{rupture}} \quad (1.32)$$

Modèles fondés sur une vitesse de déformation limite

Ces modèles sont fondés sur l'hypothèse que la fissuration se produit lorsque le liquide interdendritique ne peut plus circuler suffisamment vite pour compenser la déformation. Il existerait donc une vitesse de déformation critique, illustrée sur la figure 1.28 b), à partir de laquelle la circulation du liquide n'est pas assez rapide.

Cette vitesse de déformation critique est calculée à partir de la ductilité minimale dans l'intervalle de fragilité D_{min} , de la vitesse de refroidissement (\dot{T}) et de l'intervalle de température critique BTR : $\dot{\epsilon}_{crit} = \frac{D_{min} * \dot{T}}{BTR}$.

Cette vitesse étant liée à la vitesse de refroidissement, Prokhorov [75] propose de calculer un paramètre CST (Critical Strain rate for Température drop) correspondant au rapport entre la vitesse de déformation critique et la vitesse de refroidissement (figure 1.28) :

$$CST = \frac{\partial\epsilon}{\partial T_{critique}} = \frac{\partial\epsilon}{\partial t} \frac{\partial t}{\partial T} \quad (1.33)$$

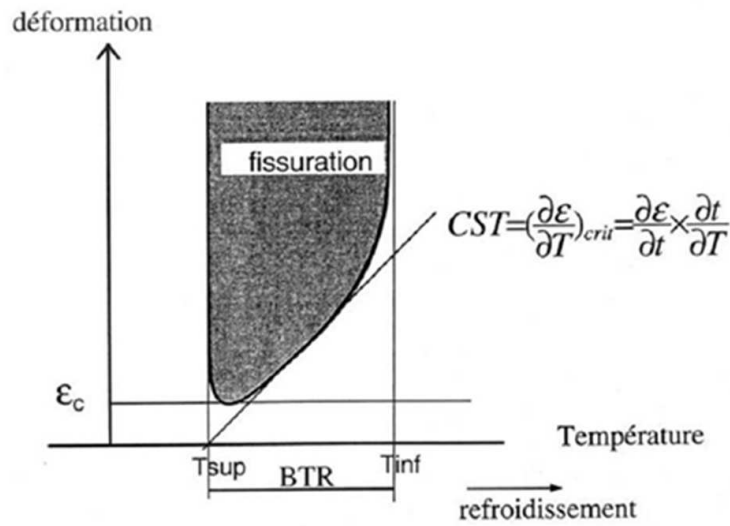


Figure 1.28 – Critère de Prokhorov [75]

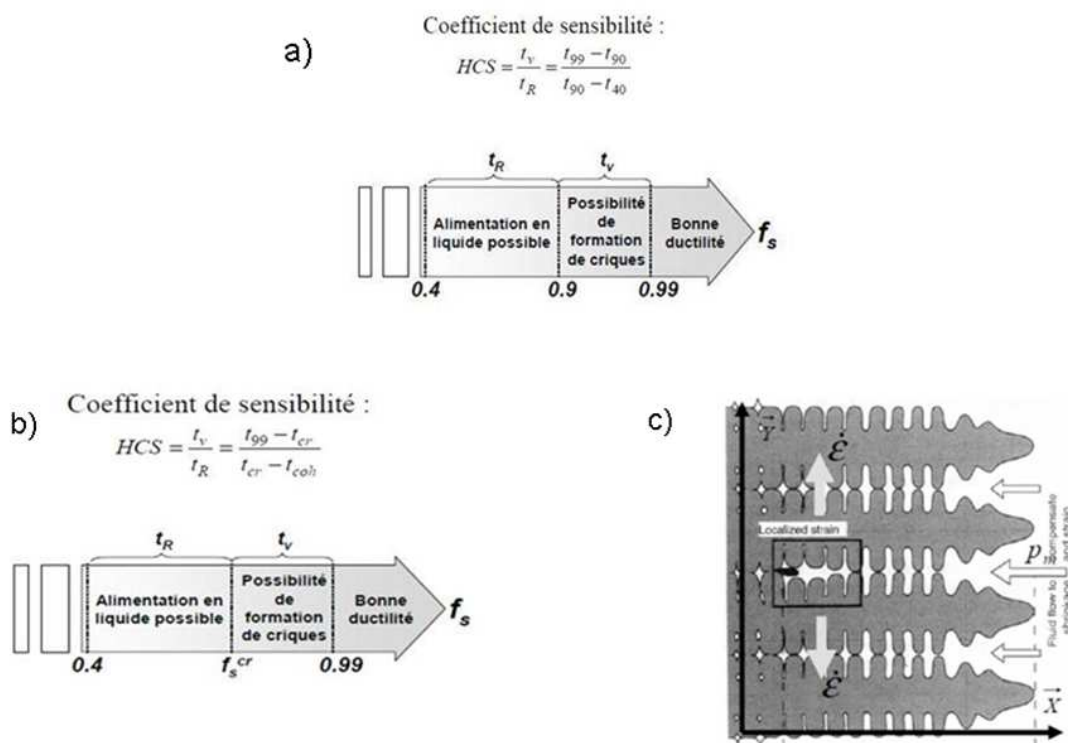


Figure 1.29 – a) Modèle de Clyne et Davies [15]; b) Modèle de Katgerman [49]; c) Modèle de RDG [78]

1.5.2 Les critères phénoménologiques

Modèles basés sur le calcul d'un indice de sensibilité

Le critère de Clyne et Davies [15] est une comparaison entre deux temps définis à partir de fractions de solide données (0,4, 0,9 et 0,99). Il s'agit donc d'un critère purement thermique tenant compte de l'intervalle de solidification de l'alliage ainsi que des évolutions thermiques locales, figure 1.29 a).

Le temps de vulnérabilité t_v correspond au temps pendant lequel la fissuration à chaud peut apparaître, les fractions de liquide étant devenues trop faibles ($0,9 < f_s < 0,99$) alors que le temps t_r est le temps pendant lequel la fraction de liquide est suffisante pour permettre une circulation du liquide ($0,4 < f_s < 0,9$). L'indice de sensibilité est défini de fait comme étant le rapport entre ces deux temps.

Toutefois ce modèle comporte de nombreuses limites car les intervalles de fractions de solide des temps caractéristiques sont choisis arbitrairement, et ce modèle ne tient pas compte des aspects microstructuraux ni des déformations subies par la zone pâteuse. L'application de ce critère nécessite de plus une bonne connaissance du chemin de solidification de l'alliage.

Le modèle de Katgerman [49] reprend le concept de l'indice de sensibilité proposé par Clyne et Davies en introduisant une modélisation phénoménologique pour calculer la fraction de solide critique à partir de laquelle la fissuration peut avoir lieu (figure 1.29 b)).

Le modèle de Feurer

Le modèle de Feurer [28] considère que l'apparition des fissures est due à la possibilité d'alimenter ou non en liquide la zone pâteuse de manière à compenser le retrait de solidification. Ce modèle est une comparaison entre deux vitesses de changement de volume, celle due au retrait de solidification et celle résultant de l'alimentation en liquide. Dans ce modèle, les sollicitations extérieures ne sont pas prises en compte, or elles jouent un rôle important sur la fissuration.

On exprime donc une 'vitesse' de variation en volume résultant de l'alimentation en liquide SPV et une 'vitesse' de contraction en volume due au retrait de solidification SRG. Le modèle considère qu'il y aura fissuration à chaud à partir de la fraction de solide critique correspondant à $SPV = SRG$.

Le modèle RDG

Nous présentons plus en détails le critère de Rappaz, Drezet, Gremaud [78] afin de rappeler les hypothèses avec lesquelles il a été construit et ses conditions d'application car il sera utilisé dans le chapitre 5 de ce travail. Ce modèle prend en compte les problèmes d'alimentation en liquide entre les dendrites et aussi le taux de déformation en tension perpendiculaire à la direction de croissance dendritique. L'apparition de fissure est alors traduite par une dépression nécessaire à l'alimentation pour compenser le retrait de solidification et les déformations du squelette, qui dépasse la valeur critique de la pression de cavitation. Cette dépression résulte de la résistance à l'écoulement du métal fondu dans l'espace interdendritique. Le schéma 1.30 représente deux grains qui croissent avec des directions cristallographiques différentes. Ce modèle est un modèle

d'initiation de fissure et non de propagation. Il illustre la prise en compte des déformations subies par le squelette dans une direction perpendiculaire à la croissance dendritique et la facilité d'alimentation en liquide dans le domaine interdendritique.

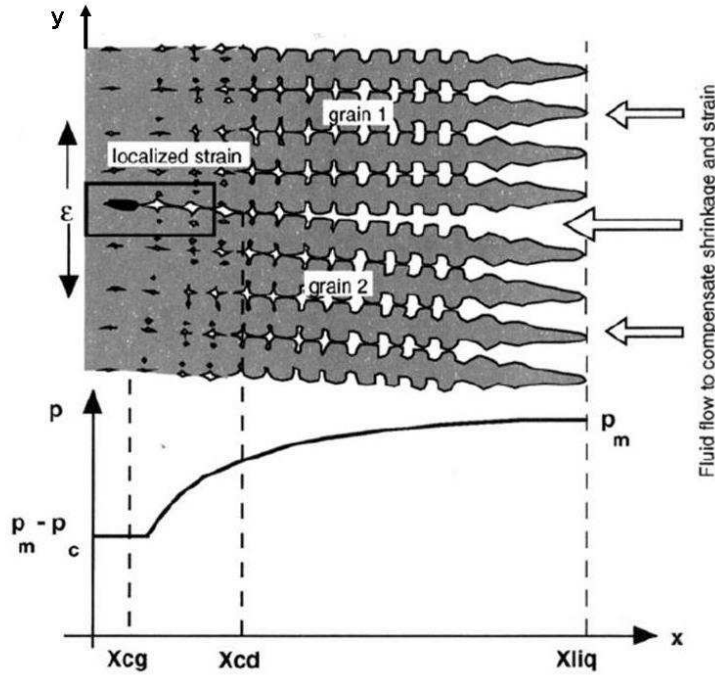


Figure 1.30 – Schéma de la formation de la fissure à chaud illustrant le critère en dépression RDG [27]

Ce modèle est basé sur la conservation de la masse dans un milieu biphase, mais il ne prend pas en compte le comportement mécanique du milieu. Cette équation de conservation exprimée avec les grandeurs moyennées sur un VER de la zone pâteuse s'écrit :

$$\text{div} \langle \rho v \rangle + \frac{\partial}{\partial t} \langle \rho \rangle = 0 \quad (1.34)$$

avec ρ la masse volumique moyenne du milieu :

$$\langle \rho \rangle = \rho_s f_s + \rho_l f_l \quad (1.35)$$

où ρ_s et ρ_l sont les masses volumiques spécifiques du solide et du liquide qui seront supposées constantes, f_s et f_l les fractions volumiques vérifiant la relation $f_s + f_l = 1$, les deux phases occupants la totalité du VER.

et $\langle \rho v \rangle$ la quantité de mouvement définie par :

$$\langle \rho v \rangle = \rho_s f_s v_s + \rho_l f_l v_l \quad (1.36)$$

où v_s et v_l sont les vitesses moyennes intrinsèques des phases.

Avec ces définitions l'équation 1.34 peut s'écrire :

$$\beta \frac{\partial f_s}{\partial t} + \text{div}(f_l v_l) + (1 + \beta) \text{div}(f_s v_s) = 0 \quad (1.37)$$

β est le facteur de retrait défini par

$$\frac{\rho_s}{\rho_l} - 1 \quad (1.38)$$

($\beta > 0$)

Dans cette équation le premier terme représente le taux de variation de volume créé dans le VER par la solidification du liquide, le deuxième terme traduit l'apport en fluide provenant de l'extérieur du VER qui doit combler cette variation de volume. Quant au troisième terme, pour une phase solide immobile il est nul et dans le cas où elle est déformable il représente un taux de variation de volume qui se rajoute au premier terme.

Les auteurs appliquent cette équation à la zone de solidification colonnaire dont la géométrie est représentée sur la figure 1.30 avec les hypothèses suivantes :

- l'écoulement du fluide v_l a lieu uniquement dans la direction x qui est aussi la direction de solidification définie par le gradient thermique G ;
- les isothermes sont des plans parallèles à la direction transverse y qui se déplacent à la vitesse V_T constante dans la direction x ;
- la vitesse du squelette v_s a lieu uniquement dans la direction y lui permettant de ne se déformer que dans cette direction ;
- les fractions de solide f_s et f_l sont fonction uniquement de la position x .

Avec ces hypothèses l'équation 1.37 s'écrit :

$$-\beta V_T \frac{\partial f_s}{\partial x} + \frac{\partial}{\partial x}(f_l v_l) + (1 + \beta) f_s \dot{\epsilon} = 0 \quad (1.39)$$

Le premier terme est obtenu en traduisant que la fraction volumique f_s est conservée en suivant le mouvement V_T défini par les isothermes et dans le troisième terme.

$$\dot{\epsilon} = \frac{\partial}{\partial y}(v_s) \quad (1.40)$$

représente le taux de déformation du squelette dans la direction y . L'intégration ensuite de cette équation 1.39 sur le segment $[0, x]$, en partant des pieds de dendrites qui correspondent à l'abscisse $x=0$ là où le milieu est quasi totalement solide et où le fluide ne circule plus $v_l(x=0)=0$, permet d'obtenir une expression explicite de la vitesse d'écoulement le long de la zone de solidification qui s'écrit :

$$f_l v_l = -(1 + \beta) E(x) - f_l \beta V_T \quad (1.41)$$

avec

$$E(x) = \int_0^x f_s \dot{\epsilon} dx \quad (1.42)$$

qui représente le taux de déformation cumulé sur le segment $[0, x]$ de la zone pâteuse.

L'utilisation de la loi de Darcy

$$f_l v_l = -\frac{K}{\eta} \frac{\partial P}{\partial x} \quad (1.43)$$

(avec $K(x)$ la perméabilité du squelette poreux, et η la viscosité du fluide) et l'intégration de la relation dans l'équation 1.41 sur la totalité de la longueur de la zone pâteuse permettent de calculer la chute de pression dans le liquide entre la tête et les racines des dendrites :

$$\Delta P = \Delta P_{tete} - \Delta P_{pied} = (1 + \beta)\eta \int_0^L \frac{E(x)}{K(x)} dx + V_T \beta \eta \int_0^L \frac{f_l(x)}{K(x)} dx \quad (1.44)$$

Le premier terme du membre de droite représente la chute de pression due à la déformation du squelette et le second terme est celle qui est liée au retrait de solidification. Le critère de fissuration est alors défini à partir d'une valeur de pression critique P_c dite 'pression de cavitation' en dessous de laquelle une fissure peut s'initier à la racine des dendrites :

$$P_{pied} < P_c \quad (1.45)$$

$$\Delta P > \Delta P_c = \Delta P_{tete} - \Delta P_{pied} \quad (1.46)$$

Ce critère est le plus souvent utilisé dans la littérature avec :

– le modèle de Carman-Kozeny pour l'expression de la perméabilité

$$K = \frac{\lambda_2^2 (1 - f_s)^3}{180 \times f_s^2} \quad (1.47)$$

où λ_2 est l'espacement des bras secondaires des dendrites,

– la température T comme variable d'intégration le long de la zone de solidification variant sur l'intervalle de solidification $[T_s, T_l]$ d'amplitude $\Delta T = T_s - T_l$ et faisant apparaître le gradient G ($dx = dT/G$).

Il s'écrit alors sous la forme :

$$\frac{180\eta}{\lambda_2^2 G} \left[(1 + \beta) \int_{T_s}^{T_l} \frac{E(T) f_s(T)^2}{(1 - f_s(T))^3} dT + \beta V_T \int_{T_s}^{T_l} \frac{f_s(T)^2}{(1 - f_s(T))^2} dT \right] > \Delta P_c \quad (1.48)$$

Une forme encore plus simplifiée est proposée en supposant que le taux de déformation est homogène sur toute la longueur de la zone de solidification. La relation 1.48 devient alors :

$$\frac{180\eta}{\lambda_2^2 G} \left[A \beta V_T \Delta T + \frac{B(1 + \beta)}{G} \dot{\epsilon} \Delta T^2 \right] > \Delta P_c \quad (1.49)$$

avec

$$A = \frac{1}{\Delta T} \int_{T_s}^{T_l} \frac{f_s^2}{(1 - f_s)^2} dT \quad (1.50)$$

$$B = \frac{1}{\Delta T} \int_{T_s}^{T_l} \frac{f_s^2 F_s(T)}{(1 - f_s)^3} dT \quad (1.51)$$

Les intégrales de A et B divergent lorsque la borne inférieure est T_s , correspondant à une fraction de solide égale à 1. Cette constatation est une des limites du critère RDG, et nécessite l'intégration à partir de la température de coalescence.

$$F_s(T) = \frac{1}{\Delta T} \int_{T_s}^T f_s dT \quad (1.52)$$

Avec cette dernière écriture, une autre formulation du critère portant sur un taux de déformation limite $\dot{\epsilon}_{local}^{max}$ que peut supporter la zone pâteuse en fonction de la possibilité d'alimentation de celle-ci en métal fondu est proposée sous la forme :

$$\dot{\epsilon} > \dot{\epsilon}_{local}^{max} = \frac{G}{\Delta T^2 B} \left[\frac{\Delta P_c \lambda_2^2 G}{180(1 + \beta)\eta} - V_T A \Delta T \frac{\beta}{\beta + 1} \right] \quad (1.53)$$

La détermination de la pression critique a été étudiée par Drezet [24] lors d'essais mettant en parallèle l'expérimental en fonderie et ce critère. Sa valeur reste imposée et donc le modèle peut être supposé comme semi empirique.

En résumé, ce critère est le plus utilisé dans la bibliographie mais il demande de bonnes connaissances sur le mode de solidification (chemin de solidification, BTR, vitesse de refroidissement) mais aussi sur les données caractéristiques du matériau telles que la viscosité, le taux de retrait, l'espace interdendritique. Les connaissances locales de la zone de solidification telles que la pression du liquide ou encore les vitesses de déformation de la zone restent des données cruciales pour l'utilisation de ce critère.

Une amélioration de ce critère a été proposée par Braccini [6], figure 3.32. Elle a rajouté au modèle RDG la notion de rhéologie de la zone pâteuse en considérant un milieu de type milieu équivalent. Ce critère permet d'obtenir une courbe liant le risque de fissuration à l'épaisseur des films liquides.

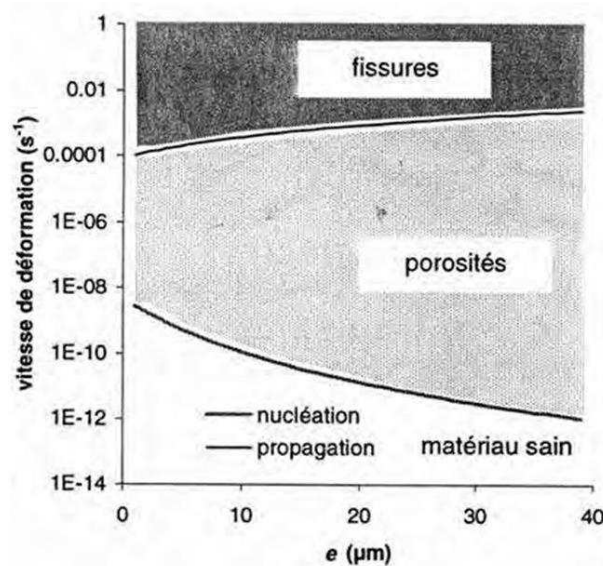


Figure 1.31 – Vitesses de déformation critique dans la structure colonnaire [6]

Suyitno et al. [89] ont développé, en 2002, un critère basé sur le bilan de masse et sur la possibilité de développer une cavité si l'alimentation en liquide est insuffisante. La fraction de porosité g_p est introduite dans l'équation de conservation de la masse et ils utilisent la modélisation du flux de liquide interdendritique mise en place par Feurer. Lorsque l'on a formation

d'une porosité, elle peut rester à l'état de porosité ou alors de propager sous forme de fissure. Une comparaison est faite entre la dimension de la porosité et la dimension critique de Griffith.

1.5.3 Modèle granulaire

Un modèle granulaire a été développé par Vernède [95]. Ce modèle étudie l'évolution des films liquides intergranulaires et plus généralement la capacité d'alimentation en liquide en fin de solidification. Ce modèle granulaire, basé sur une distribution de Voronoï, permet de décrire la disparition progressive des films liquides et la coalescence des grains équiaxes, figure 1.32. Cette approche de type percolation est utilisée pour calculer la chute de pression dans la zone pâteuse sur les hypothèses d'un écoulement de Poiseuille entre les grains et un modèle de Kirchhoff pour la connectivité des films liquides, y compris les pertes liées au retrait de solidification (modèle de KPL). Ce modèle ne semble toutefois pas adapté aux microstructures de grains solonnaires.

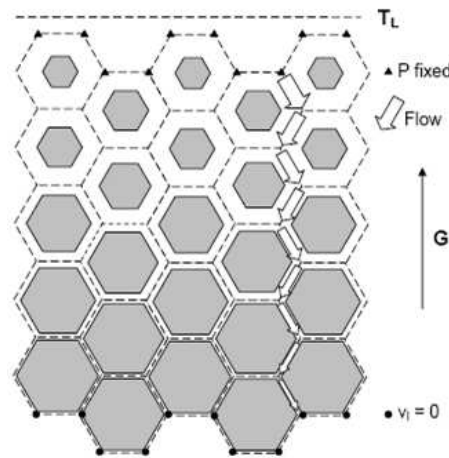


Figure 1.32 – Modèle granulaire [95]

1.5.4 Comparaison des critères

Commet et Larouche [17] ont appliqué trois critères de fissuration à chaud à la fonderie d'alliages industriels. Malgré le fait de ne pas être fondés sur les mêmes hypothèses (axé sur la perméabilité pour le modèle RDG, et sur la ductilité pour le modèle en vitesse de déformation limite), les prédictions semblent assez similaires et en accord avec l'expérience. Les modèles de Feurer, Prokhorov, Katgerman, le critère en déformation, RDG reproduisent bien qualitativement les observations expérimentales : une augmentation de la vitesse de coulée implique une augmentation de la susceptibilité à la fissuration à chaud [90]. Par contre, seul le critère RDG est capable de reproduire qualitativement l'effet d'une augmentation progressive de la vitesse de coulée sur la fissuration à chaud, [11]. Les prédictions à l'aide du critère de Clyne et Davies paraissent moins fiables. Toutefois, le chemin de solidification de l'alliage à la fin de la solidification est un facteur clé de la fissuration à chaud. Chaque critère apporte un point de vue sur un mécanisme de fissuration à chaud, mais la compréhension du phénomène physique de la fissuration à chaud reste partiel. Aucun critère ne prend en compte à la fois l'aspect métallurgique et le chargement mécanique du problème. L'objectif du critère sélectionné sera d'analyser

macroscopiquement les déformations d'une soudure et de prendre en compte la microstructure obtenue.

1.6 Conclusion

L'étude du phénomène de fissuration n'est pas récente mais elle fait toujours partie des préoccupations industrielles pour la maîtrise et l'optimisation des procédés. De nombreuses études, en fonderie et en soudage ont été présentées dans ce chapitre. De par les spécificités du soudage, générant de forts gradients thermiques par l'apport très localisé de chaleur, nous nous placerons dans un contexte de solidification rapide. La complexité de la fissuration à chaud, dans le cas d'une solidification rapide, est principalement liée aux fortes interactions du procédé sur le chargement mécanique et sur les conditions de solidification. L'ensemble des essais présentés permettent d'initier et ou de propager les fissures et ainsi de quantifier la sensibilité à la fissuration. Ces essais, comme l'essai Varestraint, sont repris dans les normes sur la fissuration à chaud. Ils permettent de distinguer des cas fissurants des cas non fissurants mais ne permettent pas d'isoler l'influence du procédé sur l'initiation de la fissuration. En ce qui concerne les critères, plusieurs sont couramment utilisés pour quantifier la sensibilité à la fissuration, comme par exemple le critère RDG. Afin de mieux comprendre l'influence des paramètres énergétiques du procédé sur la fissuration à chaud, une approche couplant simulation numérique et campagnes expérimentales semble nécessaire. Pour cela de nombreux outils sont nécessaires et seront présentés par la suite.

Un nouvel essai de fissuration à chaud ayant pour but de faciliter l'exploitation des résultats par des analyses mécaniques et métallurgiques sera développé. Compte tenu des objectifs de ce travail, seule l'initiation du défaut sera étudiée, la propagation présente à ce stade un intérêt moindre. Finalement, l'analyse des critères capables de prédire la formation ou de mettre en évidence un risque de formation de fissure à chaud montre que ces critères sont parfois incomplets. Généralement, ils traduisent de manière qualitative la capacité à alimenter une zone de retrait et/ou la déformation maximale admissible au joint de grains. Cependant, ces critères traduisent rarement les fortes interactions matériau/ procédé/ mécanique.

Chapitre 2

Méthodologie et techniques expérimentales et numériques utilisées

Les origines de la fissuration à chaud sont multiples, et liées à la fois aux microstructures obtenues au cours du soudage, et aux sollicitations de la zone en cours de solidification. Afin de mieux appréhender la complexité des mécanismes mis en jeu, les différentes relations existantes entre procédé et microstructure, et entre procédé et sollicitations mécaniques vont être rappelées, et la méthodologie d'étude sera présentée. Dans un deuxième temps, les outils expérimentaux permettant de réaliser les soudures, de mesurer et d'observer in-situ les différents phénomènes sont décrits. Les techniques expérimentales utilisées pour expertiser les échantillons soudés sont ensuite présentées. Enfin, l'outil numérique utilisé pour modéliser l'opération de soudage, ainsi que les méthodes d'identification et de validation des paramètres de la modélisation seront présentés.

2.1 Problématique de l'étude et méthodologie retenue

Le chapitre bibliographique a montré que l'étude de la fissuration à chaud en soudage reste un problème difficile du fait de la complexité des phénomènes intervenant, de nature thermique, mécanique ou métallurgique, et de leurs couplages.

L'initiation du phénomène est liée à la combinaison de deux facteurs :

- la formation d'une microstructure 'de faible résistance' dans l'intervalle de solidification, caractérisée par sa morphologie et les propriétés physiques des phases solide et liquide en présence ;
- l'apparition de sollicitations mécaniques supérieures au niveau critique admissible, caractérisées par des répartitions de contraintes, déformations ou vitesses de déformation, à l'échelle macroscopique ou microscopique selon les critères retenus.

La relation entre caractéristiques microstructurales et sensibilité à la fissuration, de même que l'effet des variables mécaniques macroscopiques sur l'apparition de la fissuration à chaud, sont toutefois loin d'être établies de manière claire. Les caractéristiques de ces deux facteurs, la

microstructure dans l'intervalle de solidification et son chargement mécanique, sont déterminées par le matériau et les paramètres de soudage au sens large, incluant la géométrie et les éléments de bridage. Dans cette étude, nous avons choisi un matériau particulier, l'alliage d'aluminium 6061-T6, de manière à pouvoir étudier l'influence des paramètres procédés sur le phénomène de fissuration. Ces paramètres peuvent être classés en trois catégories :

- les paramètres relatifs à la source de chaleur, qui déterminent le chargement thermique ;
- les paramètres géométriques (dimensions des éprouvettes et des éléments de bridage éventuels) ;
- enfin, les conditions aux limites mécaniques imposées à l'éprouvette, celle-ci pouvant être bridée entre des mors, ou au contraire laissée libre de se dilater.

Ces trois types de paramètres, qui peuvent être choisis indépendamment les uns des autres, peuvent affecter les deux facteurs déterminant la fissuration.

2.1.1 Microstructure de la zone de solidification

La fissuration à chaud se produit au sein des zones inter granulaires, qui sont les dernières à se solidifier, du fait des phénomènes de ségrégation. La concentration de déformation dans ces zones de faible résistance mécanique facilite en effet l'initiation de fissure.

Le phénomène de fissuration à chaud résultant d'une décohésion des films liquides résiduels en fin de solidification, l'évolution de la fraction de liquide dans la zone en cours de solidification, l'étendue de cette zone, tout comme la morphologie, la taille et l'orientation des grains solides formés, présentent une forte influence sur la sensibilité à la fissuration. D'après la littérature [32], la morphologie des grains joue en particulier sur la circulation du liquide dans la zone de solidification. De plus, la microstructure détermine le nombre et l'orientation des joints de grains qui seront alors plus ou moins propices à la germination et à la propagation des fissures. Plus le nombre de joints est important, plus la déformation est répartie, donc la sensibilité à la fissuration à chaud diminue [100]. Le raffinement des grains a donc une influence sur la concentration de déformations aux joints de grains et donc sur la sensibilité à la fissuration. De même, l'évolution de composition des films liquides modifie les tensions superficielles, et donc le mouillage de la phase liquide sur la phase solide déjà formée, ce qui peut également affecter la sensibilité à la fissuration.

Ces paramètres de microstructure et de composition [43; 71] sont directement liés aux évolutions des champs thermiques dans la zone de solidification lors du soudage. Ces évolutions pouvant être extrêmement rapides, la composition du liquide est très hétérogène, ce qui peut avoir de fortes répercussions sur le mécanisme de solidification. Ce mécanisme est particulièrement sensible aux gradients de température et vitesses de refroidissement, qui varient beaucoup d'un point à l'autre de la zone de solidification.

Les caractéristiques du champ de température sont bien sûr fortement corrélées aux paramètres procédés relatifs à la source de chaleur et à la géométrie. La source de chaleur est caractérisée principalement par les paramètres tension, intensité et vitesse de soudage, qui déterminent l'énergie totale transmise à l'éprouvette, mais affectent aussi sa distribution. Les paramètres géométriques comprennent les dimensions des éprouvettes, la position de la source sur l'éprouvette, qui peut se situer par exemple près d'un bord libre ce qui limitera la diffusion de chaleur par

conduction, et dans une moindre mesure la position et la géométrie des éléments de bridage, qui peuvent contribuer à la dissipation de chaleur.

Les paramètres de source de chaleur peuvent également avoir une influence sur la microstructure à travers leur effet sur les mouvements de convection dans le bain de fusion, qui influent sur les champs de température au sein du liquide, et qui peuvent aussi favoriser la formation de grains équiaxes issus de fragments détachés des pointes de dendrites colonnaires.

2.1.2 Sollicitations mécaniques induites par le soudage

L'étude des sollicitations mécaniques générées par l'opération de soudage est particulièrement complexe, car les phénomènes mécaniques sont couplés aux phénomènes thermiques et métallurgiques.

Les champs de contrainte et de déformation produits pendant le soudage résultent directement de la formation d'un champ de température non uniforme, qui induit des gradients de dilatations thermiques qui doivent être accommodés par des déformations élastiques et plastiques, générant des contraintes. L'expansion thermique des zones les plus chaudes, contrariée par les zones avoisinantes, se traduit ainsi par la formation de contraintes de compression et de déformation plastiques. Durant la phase de refroidissement de ces zones, c'est leur contraction qui est contrariée par les zones avoisinantes, entraînant l'apparition de contraintes résiduelles de traction. Ces contraintes résiduelles provenant du soudage se superposent aux contraintes de service, et jouent donc à ce titre un rôle sur différents phénomènes ou propriétés : fissuration à froid, fissuration à chaud, résistance à la fatigue, rupture, corrosion sous tension. La première difficulté rencontrée lors de l'analyse des contraintes et déformations produites pendant le soudage provient de la thermodépendance et de la non linéarité du comportement mécanique des matériaux, qui rend la prévision des équilibres mécaniques dans un champ de température non uniforme et non stationnaire extrêmement complexe.

Chihoski a été l'un des premiers à étudier la distribution de contraintes autour du bain due à un apport de chaleur très localisé sur de fines tôles d'alliage d'aluminium, d'un point de vue expérimental [14]. Des plaques d'aluminium sont soudées en TIG avec trois vitesses de soudage différentes. A partir de la répartition des isothermes, il évalue expérimentalement la distribution des contraintes au bord du bain pour des vitesses de soudage élevées. La répartition de chaleur influe directement sur l'état de déformation et donc de contrainte de la tôle.

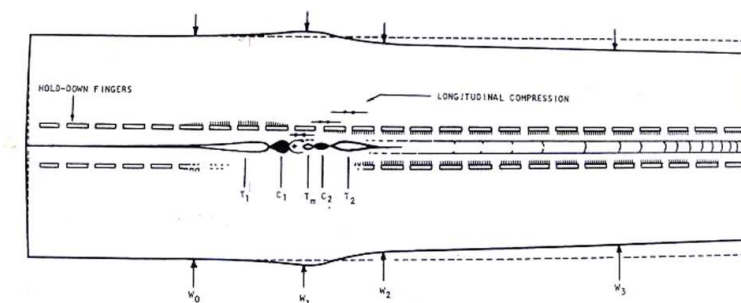


Figure 2.1 – Etude expérimentale de la distribution des déformations en soudage [14]

Le schéma, figure 2.1, montre une forte zone de compression localisée à l'avant de la source.

Du fait de son état liquide, les contraintes dans le bain de fusion sont nécessairement très faibles. Après le passage de l'arc, une zone de traction transverse directement à l'arrière du bain, due au retrait du métal est suivie d'une zone de compression bi axiale. Pour finir, une zone de traction, située plus en arrière, est identifiée. L'initiation de la fissuration aura lieu si la résistance du matériau est inférieure aux sollicitations de traction subies dans cette zone. Après refroidissement, la zone fondue et la zone voisine seront soumises à des contraintes résiduelles de traction, les zones avoisinantes étant, pour des raisons d'équilibre, en compression. Le champ thermique résultant de l'avance de la source génère ainsi une inhomogénéité de la répartition des déformations en amont et en aval du bain.

L'analyse locale de la répartition des contraintes en cours de soudage faite par Chihoski ne permet cependant que d'évaluer de manière très qualitative les tendances observées dans les différentes zones autour du bain de fusion. Pour obtenir des informations plus quantitatives sur les évolutions des contraintes, déformations et vitesses de déformation en cours de soudage, qui sont notamment nécessaires pour tenter de prédire la fissuration à partir de divers critères, le recours à la simulation numérique est indispensable.

Le problème est particulièrement délicat pour les matériaux présentant des transformations métallurgiques, car ces dernières affectent le comportement mécanique du matériau. C'est le cas de l'alliage d'aluminium 6061, qui possède à l'état T6 une limite d'écoulement relativement élevée jusqu'à 400°C, mais qui peut diminuer si les phases durcissantes évoluent, par dissolution ou coalescence, sous l'effet de l'élévation de température liée au soudage. Outre les propriétés mécaniques, étudiées par Maisonnette pour l'alliage 6061-T6 [63], les transformations métallurgiques peuvent aussi parfois modifier significativement les propriétés thermiques, avec des effets induits sur l'évolution des champs de température. Tous ces phénomènes sont bien sur le résultat des paramètres procédé. Là encore, comme pour la microstructure, les paramètres du procédé contrôlant les champs thermiques, les paramètres de source de chaleur et les paramètres géométriques, ont une grande influence. Mais les conditions de bridage peuvent aussi limiter ou favoriser les accommodations des déformations selon les zones.

2.1.3 Méthodologie de l'étude

Ce travail a pour principal objectif d'étudier l'influence des paramètres de soudage sur le phénomène de fissuration à chaud, de manière à tenter de proposer une méthode de prédiction de l'apparition du phénomène.

La fissuration à chaud étant liée à la coexistence d'une microstructure sensible dans la zone de solidification et d'un chargement critique, nous nous attacherons à étudier l'influence des conditions de soudage sur ces deux paramètres. Pour appréhender la complexité du phénomène, des campagnes expérimentales de soudage seront couplées à la simulation numérique du procédé. Cette dernière permettra d'accéder aux évolutions des champs de température, de contraintes et de déformations dans l'éprouvette, et en particulier dans la zone de solidification, qui sont difficiles voire impossibles à mesurer expérimentalement.

Pour étudier les conditions d'apparition de la fissuration en soudage, un outil expérimental sera développé, permettant de contrôler de manière précise et indépendante les trois types de paramètres procédé (source de chaleur, paramètres géométriques, et conditions aux limites mé-

caniques). Par la modification de l'une ou de plusieurs de ces trois catégories de paramètres, il doit permettre de provoquer ou d'empêcher la fissuration à chaud, en modifiant la microstructure de la zone de solidification et/ou son chargement mécanique. L'essai devra être instrumenté pour permettre de réaliser des mesures et des observations permettant de mieux comprendre les mécanismes responsables de l'initiation de la fissuration à chaud. L'analyse des résultats de ces essais sera menée en tentant d'identifier d'abord les corrélations entre les paramètres procédés, le chargement mécanique de la zone de solidification et la fissuration, puis entre les paramètres procédé, la microstructure de la zone de solidification et la fissuration. Enfin, nous tenterons de proposer une méthode globale intégrant à la fois la microstructure et le chargement mécanique de la zone de solidification pour tenter de prédire la fissuration à chaud.

Dans les paragraphes suivants de ce chapitre, l'installation de soudage, ainsi que les différentes techniques de caractérisation des soudures seront présentées, avant de détailler l'outil numérique utilisé et les différentes modélisations adoptées pour tenter de connaître l'évolution des champs de température, de contrainte et de déformation en fonction des paramètres procédé. Dans le chapitre suivant, nous présenterons l'essai de fissuration à chaud, son instrumentation et les résultats obtenus, ainsi que la simulation numérique de cet essai et une première discussion concernant les corrélations entre les variables mécaniques et la fissuration à chaud, en relation avec les paramètres de soudage. Dans le quatrième chapitre, les relations entre les paramètres procédés et la microstructure de solidification seront étudiées, et une modélisation sera proposée pour prédire la microstructure obtenue en fonction des champs de température déterminés par la simulation numérique. Enfin, le dernier chapitre sera consacré à la comparaison de différents critères prédictifs de la fissuration, basés sur les seules variables mécaniques macroscopiques, ou intégrant à la fois les caractéristiques microstructurales de la zone de solidification et son chargement mécanique, de manière à identifier la méthode la plus adaptée.

2.2 L'installation de soudage

2.2.1 Le dispositif de soudage

La plateforme de soudage utilisée, figure 2.2, a été développée durant les travaux de thèse de Julien Chapuis [12]. Cette plateforme est composée d'une table deux axes (X et Y) contrôlés, et d'une torche de soudage reliée à un générateur. Sur ce dispositif, la torche est fixe et la pièce est mobile. Cette particularité a pour but de faciliter les observations par caméra rapide en cours de soudage.

Le contrôle des axes est réalisé à l'aide d'un programme développé sous *Labview*[®]. La table permet de réaliser tous types de trajectoires planes, à des vitesses d'avance comprises entre 0 et 10 m/min, pour des pièces de masse inférieure à 100kg. Dans cette étude, le procédé TIG est utilisé, avec un générateur *Sincosalt*[®] AC/DC 400A associé à une torche automatique *MEC4SAF – FRO*[®] refroidie par eau. Le déplacement relatif de la torche par rapport à la pièce est contrôlé et automatisé. Des électrodes en tungstène pur, de diamètre compris entre 2,4 et 4 mm selon les intensités employées, sont utilisées. Tous les essais de soudage sont réalisés en courant alternatif avec un signal 'rectangulaire symétrique' pour favoriser le décapage de la surface de l'alliage d'aluminium. Sur ce générateur, la fréquence du courant alternatif peut être

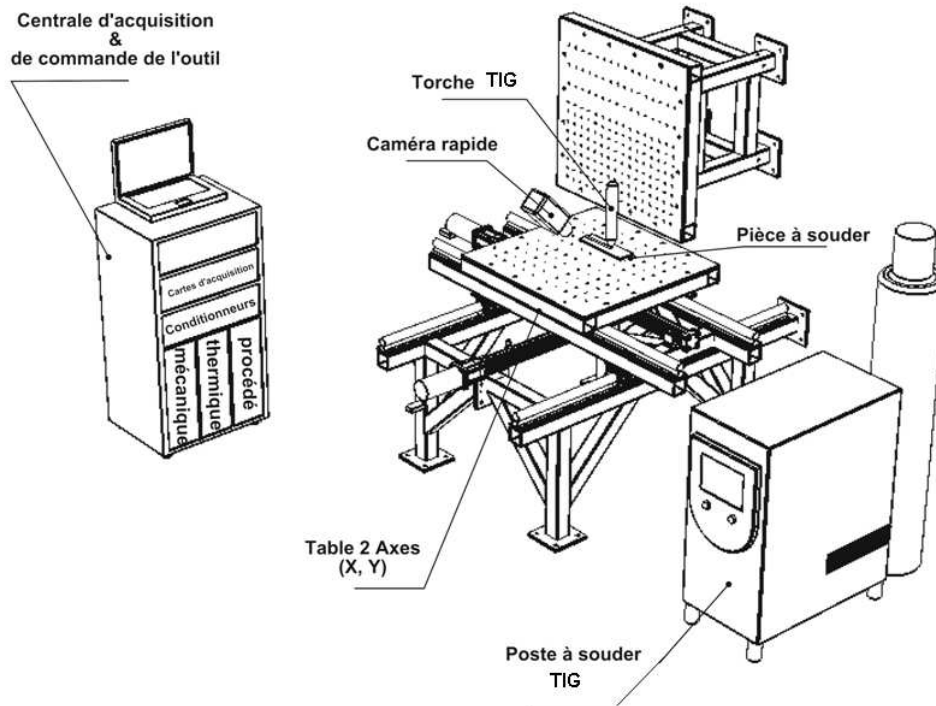


Figure 2.2 – Description de la plateforme de soudage

réglée entre 30 et 200 Hz, et l'intensité maximale est de 400A.

2.2.2 Paramètres de soudage et amorçage de l'arc

Trois paramètres principaux sont réglés pour contrôler l'énergie transmise à la pièce :

- L'intensité de soudage. Elle varie entre 120 et 350A selon les essais.
- La vitesse de soudage, qui correspond à la vitesse de translation de la table.
- La tension de soudage, qui est réglée en contrôlant la distance éprouvette-électrode.

L'amorçage de l'arc électrique en soudage TIG est généralement réalisé par l'application d'une haute tension de plusieurs milliers de volts entre l'électrode en tungstène et les pièces à souder, à l'aide d'un générateur à haute fréquence. Ce type de générateur étant très perturbateur des instruments de mesure, nous avons choisi d'utiliser un générateur doté d'une option 'lift arc', qui permet l'amorçage par contact-retrait, avec un courant d'amorçage très faible pour éviter l'endommagement de l'extrémité de l'électrode et la pollution du bain de fusion (cf. 1.1.2).

Afin de pouvoir contrôler de manière précise cette phase d'amorçage, et en particulier la hauteur d'arc, qui contrôle la tension de soudage, la torche de soudage a été montée sur un axe Z contrôlé par un automate programmable. La séquence d'amorçage est la suivante :

- Le contact électrode - éprouvette est d'abord effectué manuellement.
- Le cycle générateur commence, avec le courant d'amorçage, de faible intensité.
- Après une temporisation réglable, l'automate déclenche la montée de l'électrode à vitesse maximale, pendant une durée fixée. Le réglage de cette durée permet de contrôler la hauteur d'arc. La montée de l'électrode entraîne la création de l'arc, et une augmentation de la tension. Pour maintenir l'arc stable, l'intensité est augmentée jusqu'à une valeur réglable.

– Enfin, l'intensité de soudage est atteinte, et la phase de soudage commence.

La plateforme est équipée d'une centrale d'acquisition. Elle permet d'acquérir un maximum de données liées à l'opération de soudage de manière synchronisée.

2.2.3 L'instrumentation de l'essai

L'instrumentation des essais demande de nombreuses connaissances sur l'environnement de soudage pour obtenir des enregistrements de qualité. La chaîne d'acquisition des mesures, notamment les capteurs, conditionneurs, échantillonneurs, peuvent être altérés par ces perturbations (liées au soudage). En effet, la présence de l'arc électrique en soudage induit de fortes perturbations liées à son fort rayonnement et aux perturbations électrostatiques, magnétostatiques, et thermiques. Ensuite, la projection de fumées et/ou de métal liquide impose des protections au niveau des caméras et des filtres.

Plusieurs types de paramètres et de données sont enregistrés au cours des essais, liés au procédé, aux températures ou à la visualisation du bain de fusion. Les résultats de ces mesures permettent une connaissance précise des conditions de l'essai. Les fortes perturbations et les gradients élevés liés au procédé à arc rendent les mesures souvent imprécises. De plus, les signaux mesurés n'ont pas tous les mêmes temps caractéristiques et les mesures associées nécessitent des fréquences d'échantillonnage différentes (plusieurs kHz pour les paramètres procédé, plusieurs Hz pour les données mécaniques ou thermiques). Dans le but d'améliorer le traitement et l'analyse des données, une structure de stockage des données a été développée [13]. Pour les applications de soudage, les données sont divisées en plusieurs types (procédé, mécanique, thermique, visuelle et géométrique). Une synchronisation matérielle des données a été faite avec l'utilisation de plusieurs cartes d'acquisition National Instrument, ayant différentes applications :

- le contrôle de la table XY, le générateur de soudage et le retour des coordonnées de la trajectoire réelle ;
- l'acquisition des mesures procédé ;
- l'acquisition des mesures secondaires de type thermocouples, jauges de déformations...

Toutes ces données statiques des essais expérimentaux sont récupérées. Pour faciliter l'analyse et l'accès aux données, une bibliothèque a été développée dans la thèse de J. Chapuis [12]. L'extraction de données synchronisées issues de la caméra rapide, des enregistrements des paramètres procédés et des enregistrements thermiques est facilitée par cette bibliothèque.

Mesures des paramètres procédé

Les paramètres procédés, l'intensité (I), la tension de soudage (U), et la vitesse de soudage (Vs) sont enregistrés pour chaque essai.

L'intensité de soudage est mesurée à l'aide d'un capteur de type LEM, qui mesure le flux d'électrons par effet Hall et donne en sortie une tension comprise entre 0 et 10V proportionnelle à l'intensité mesurée. La fréquence d'échantillonnage de ces données est de 80kHz.

La tension de soudage est mesurée entre l'électrode et la pièce à souder. Le conditionneur utilisé est un pont diviseur de tension dimensionné sur l'échelle de mesure liée à la tension de l'arc. Comme pour la mesure de l'intensité de soudage, la tension de sortie est proportionnelle à la tension d'arc mesurée, qui varie entre 6 et 20V. La fréquence d'échantillonnage de ces données

est également de 80kHz. L'évolution de la tension est directement liée à la hauteur d'arc (distance électrode/surface du bain de fusion) et à l'évolution de l'intensité de soudage.

Dans le but de limiter les perturbations sur les mesures, les conditionneurs et échantillonneurs sont protégés électrostatiquement par des cages de Faraday (utilisation de câbles coaxiaux blindés) et tressage des fils.

L'enregistrement de ces signaux permet de mesurer avec précision les paramètres du cycle de soudage et d'avoir accès à l'énergie de soudage, notamment pour la modélisation du procédé.

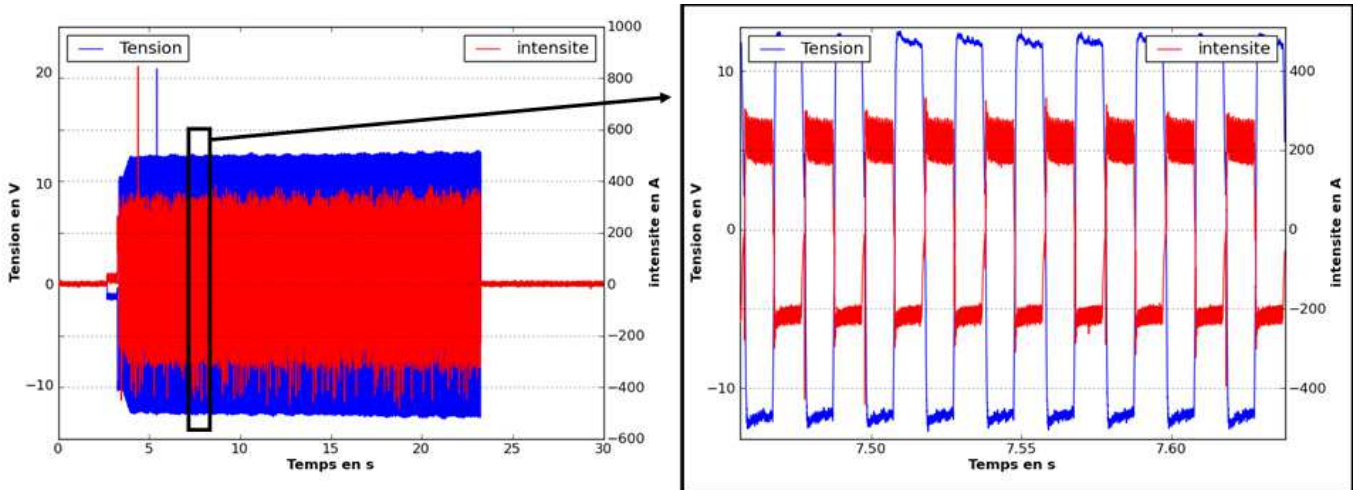


Figure 2.3 – Mesure du signal de tension et intensité en cours de soudage lors d'un essai sur l'alliage d'aluminium 6061.

La figure 2.3 présente un exemple du signal de tension et d'intensité mesuré lors d'un essai. Pour le soudage de pièces en alliages d'aluminium, l'utilisation de courants alternatifs est nécessaire, la tension mesurée sera alors négative pendant la phase de décapage de l'alumine. Un zoom du cycle de soudage est présenté sur l'image de droite. On peut constater que le signal est bien symétrique, avec un intensité moyenne d'un peu plus de 200 Ampères et une tension moyenne de 12 Volts. La vitesse de soudage est obtenue grâce aux enregistrements de la trajectoire de la table XY en fonction du temps.

Mesures thermiques

Des mesures par thermocouples ont été réalisées pour quelques essais. Des thermocouples de type K (-200°C, +1300°C) gainés collés sur la tôle à l'aide d'une colle époxy ont été utilisés de manière à être moins sensibles aux perturbations liées à l'arc, qui sont plus importantes encore en courant alternatif. En revanche, le résultat obtenu est moins précis du fait du contact indirect entre le point de mesure sur la tôle et le capteur. En effet, la jonction du thermocouple est alors séparée de la tôle par la colle époxy et la gaine du thermocouple, ce qui diminue son temps de réponse. L'objectif principal de ce type de mesure est d'obtenir l'évolution de la température en un point de la tôle afin d'effectuer un calage thermique de la simulation, mais aussi de vérifier la répétabilité des essais.

Un autre moyen de mesure sans contact, par thermographie infra rouge, a également été

testé, et permet de mesurer les champs de températures par une technique sans contact. Une caméra infra rouge fournit une mesure du flux radiatif provenant de la scène observée et qui est transmis par l'optique utilisée. L'optique filtre le rayonnement entrant dans la caméra, seules les longueurs d'onde de la bande spectrale de sensibilité de la caméra sont sélectionnées. Le champ de température est calculé grâce à l'émissivité du matériau et la température de l'environnement. La présence de l'arc, extrêmement rayonnant et fluctuant, ainsi que le fort pouvoir réfléchissant de l'aluminium, rendent les mesures difficiles en soudage. Les mesures sont alors faites en face envers des éprouvettes ou à l'extinction de l'arc. Malgré une moins bonne précision, nous avons choisi d'utiliser une caméra proche infra rouge (NIR), pour son faible coût. La caméra utilisée est de type NIR CCD 2 AVT *MARLIN*[®], ayant une dynamique du capteur de 10 bits et une fréquence d'acquisition de 30 images par seconde. Pour convertir le signal de sortie du capteur en température, nous avons utilisé la méthode développée par Rotrou [81] en calant les paramètres du modèle grâce aux mesures de thermocouples. La méthode est détaillée en annexe A.

L'objectif de ces mesures est d'obtenir des champs de températures qui viendront compléter les mesures ponctuelles par thermocouples pour permettre le calage de la modélisation thermique de soudage présentée par la suite. La figure 2.4 présente une image brute typique obtenue pendant l'expérience. L'échelle de niveau de gris utilisée fait apparaître les régions froides plus sombres. Sur cette image brute, des inhomogénéités causées par des effets parasites et la nonuniformité du capteur sont visibles.



Figure 2.4 – Image NIR brute, prise pendant un essai de soudage en face envers.

Visualisation

Une caméra à haute vitesse d'acquisition de type *Phantom*[®] V5.0 couleur, ayant une fréquence d'acquisition de 10kHz pour un champ visuel de 256x 256 pixels, et dotée d'un capteur *CMOS*[®], vient apporter des informations complémentaires pour l'observation in situ du bain de fusion. Des observations à l'échelle globale du bain permettent d'identifier la limite de la zone fondue, et de connaître l'évolution de la géométrie du bain de fusion au cours du temps

selon les paramètres procédé. A plus fort grandissement, le dispositif permet des observations plus locales, comme la visualisation de la zone de solidification en cours de soudage, ainsi que la détermination de la position d'initiation des fissures. La visualisation de la taille de la zone de solidification permettra également une comparaison avec les simulations. Un système de protection gazeuse, de type trainard, a été réalisé pour améliorer la qualité de l'image à l'arrière du bain, en limitant l'apparition de l'oxydation. Différents éclairages ont été testés pour améliorer la démarcation entre le bain liquide, la zone pâteuse et le solide. Ces moyens d'éclairage utilisés étaient soit des spots halogènes de 250W soit un laser de 30W.

En fonction des zones ciblées, différents aménagements sont nécessaires d'un point de vue éclairage, réglages et grossissement. L'ordre de grandeur de la fenêtre d'observation pour les observations globales du bain est de 20mm* 20mm. Le fort rayonnement qui émane de l'arc de soudage gêne la visualisation. L'utilisation de différents filtres à bande étroite permet d'éliminer en partie le halot lumineux et de pouvoir visualiser la zone située sous l'arc. Toutefois, il est difficile de connaître précisément la fenêtre spectrale d'émissivité de l'arc suivant les conditions de soudage, notamment pour le soudage en courant alternatif qui impose une extinction de l'arc. Ensuite, l'observation de l'initiation de la fissuration nécessite de se situer à l'arrière du bain de fusion, l'arc se trouvant alors en dehors du champ de la caméra. La luminosité de l'arc, ne gênant plus la visualisation, peut alors être utilisée comme auto éclairage de la zone pâteuse. Toutefois, l'assombrissement de l'arrière du bain demande parfois l'apport de lumière par un éclairage extérieur de type spot halogène ou une source laser.

2.3 Techniques expérimentales d'analyse des soudures

Afin de mieux comprendre les mécanismes de fissuration et de tenter de dégager des corrélations entre les paramètres procédés, les microstructures générées et la fissuration, les éprouvettes soudées sont observées à l'aide de diverses techniques, à l'échelle macroscopique du cordon ou à une échelle microscopique. Deux types d'informations sont recherchés dans la zone de fusion des éprouvettes :

- celles relatives aux caractéristiques morphologiques de la microstructure de la zone fondue : forme, taille, orientation des dendrites ;
- celles relatives aux fissures formées : nombre, taille, localisation, orientation.

2.3.1 Observations macrographiques

Les observations macrographiques permettent l'analyse globale de la zone fondue sur toute sa largeur, dans le but d'identifier les zones de caractéristiques morphologiques de grains différentes. Un microscope de type *Leika*[®] Z16 APO équipé du module d'analyse d'image LAS est utilisé pour ces observations. La surface des éprouvettes brute de soudage est d'abord observée après une simple attaque électrolytique au réactif de Dix et Keller (190ml H_2O , 5ml HNO_3 , 10ml HCl , 2ml HF), de manière à conserver intacte la surface de la zone fondue. D'autres observations, en vue de dessus ou de coupe transversale, sont ensuite réalisées sur des échantillons polis au papier carbure de silicium jusqu'à une granulométrie de 1200, puis attaqués au réactif de Dix et Keller pendant 30 secondes. Cette attaque est particulièrement adaptée pour révéler les contours des

grains.

2.3.2 Observations micrographiques

L'observation micrographique nous donne une information à l'échelle du grain (quelques microns ou dizaines de microns), et permet d'analyser plus finement leur taille et leur géométrie. Un microscope *Zeiss*[®] a été utilisé. Les échantillons à observer doivent être polis au papier SiC (granulométries 320, 600, 800, 1200), puis à l'aide d'une pate diamantée jusqu'à une taille de grain de 1 μm . Ils sont ensuite attaqués au réactif de Dix et Keller. Certains échantillons ont aussi été observés en lumière polarisée. L'intérêt de la technique est de révéler par un contraste de couleur les différents grains d'une structure. Le microscope polarisant est un microscope optique muni de deux filtres polarisants, appelés polariseur et analyseur. L'échantillon analysé n'étant pas une lame mince, les observations sont réalisées en réflexion. La lumière incidente passe à travers le polariseur, ensuite est réfléchi sur l'échantillon avant de passer à travers l'analyseur afin de détecter les variations de polarisation de la lumière. Cette méthode nécessite un travail délicat sur les échantillons. Ils sont préparés, après polissage à la pâte diamantée, par attaque électrolytique (35 ml HBF_4 , 965 ml H_2O , 2 fois 40 secondes sous un potentiel de 20V). Ce traitement d'anodisation produit un très fin film d'oxyde de 0,1 μm sur la surface de métal, dont les propriétés optiques sont liées à l'orientation cristallographique des grains de l'alliage.

2.3.3 Microscopie électronique à balayage

La microscopie électronique à balayage (MEB) est une technique permettant de produire des images en haute résolution de la surface d'un échantillon en utilisant le principe des interactions électrons-matière. L'interaction entre le faisceau d'électrons émis par un filament et l'échantillon génère des électrons secondaires de basse énergie qui sont accélérés vers un détecteur d'électrons secondaires qui amplifie le signal. L'intensité de ce signal électrique dépend à la fois de la nature de l'échantillon au point d'impact électrons incidents/matière, qui détermine le rendement en électrons secondaires, et de la topographie de l'échantillon au point considéré. Il est ainsi possible, en déplaçant le faisceau sur l'échantillon, d'obtenir une cartographie de la zone balayée. L'interaction entre les électrons incidents et la matière produit aussi en plus des électrons secondaires tout un spectre de particules ou rayonnements : électrons rétrodiffusés, électrons Auger ou rayons X. Ces différentes particules ou rayonnements apportent différents types d'informations sur la matière dont est constitué l'échantillon. Les électrons secondaires sont très sensibles aux variations de la surface de l'échantillon puisqu'ils proviennent des couches superficielles. Le mode de détection d'électrons secondaires est le plus courant et permet de donner une image de la surface avec un effet de relief. En revanche, ils donnent peu d'information sur les différences de compositions entre phases, contrairement aux électrons rétrodiffusés. Ces derniers sont sensibles au numéro atomique des atomes constituant l'échantillon. Les atomes les plus lourds (ceux ayant un nombre important de protons) réémettront plus d'électrons que les atomes plus légers. Les zones formées d'atomes avec un nombre atomique élevé apparaîtront ainsi plus brillantes que d'autres, c'est le contraste de phase. Cette méthode permettra de mesurer l'homogénéité chimique d'un échantillon et permettra une analyse qualitative des phases en présence. Enfin, les rayons X émis peuvent être aussi utilisés pour analyser semi-quantitativement les éléments

présents dans chaque phase, par analyse spectrométrique par dispersion d'énergie (EDS). Un microscope électronique à balayage JEOL JSM 35 CF[®] équipé d'une sonde EDS KEVEX[®], a été utilisé dans cette étude. La technique a été principalement employée pour l'observation des faciès de rupture sur les échantillons fissurés, de manière à tenter de dégager des informations supplémentaires sur les mécanismes responsables de la fissuration.

2.3.4 Ressuage

Pour faciliter la détection de l'ensemble des fissures sur les échantillons soudés, qui serait très longue et fastidieuse par observation microscopique, la technique de contrôle non destructif par ressuage a été utilisée. Cette technique est particulièrement adaptée à la détection des défauts débouchant. Elle permet de déterminer le nombre, la taille et la forme des fissures sur chaque échantillon soudé. La technique de ressuage consiste à enduire la pièce à contrôler de pénétrant coloré ou fluorescent, généralement par pulvérisation en aérosol, qui pénètre dans les fissures. La durée de séchage est d'environ 10 minutes. La pièce est ensuite lavée pour éliminer le pénétrant déposé en surface. Les conditions de lavage (pression, température, durée) sont déterminées par la gamme de ressuage, afin de laver soigneusement le produit en surface sans éliminer celui qui a pénétré dans les éventuels défauts débouchant de la pièce. Un révélateur est ensuite déposé, également par pulvérisation sur la tôle. La pièce est alors examinée à l'oeil nu ou avec un microscope, sous éclairage ultraviolet dans le cas de pénétrant fluorescent.

2.4 Simulation numérique de l'opération de soudage

Du fait des forts couplages entre les phénomènes thermiques, métallurgiques et mécaniques, l'analyse du chargement mécanique imposé à une éprouvette lors d'une opération de soudage, et plus particulièrement des sollicitations de la zone en cours de solidification, est complexe. La simulation numérique est alors un outil précieux pour identifier et quantifier les grandeurs responsables de l'apparition de la fissuration à chaud (contraintes et déformations). Nous présentons ici les principaux éléments de modélisation nécessaires pour simuler numériquement l'opération de soudage (maillage, modélisation thermique, métallurgique et mécanique). Ensuite, une discussion sera faite sur le choix des modèles à utiliser et leur importance vis-à-vis du résultat.

La simulation a été réalisée à l'aide du logiciel de calcul par éléments finis *Sysweld*[®], dédié au domaine du soudage.

Le calcul numérique se décompose en trois étapes :

- Le calcul thermo-métallurgique est d'abord effectué et permet à chaque pas de temps de connaître le champ de température dans la pièce. Ce calcul nécessite la connaissance des caractéristiques thermiques du matériau ainsi que la quantification de l'apport de chaleur. Le calcul thermique est couplé à chaque pas de temps à la métallurgie pour prendre en compte la dissolution des précipités. L'évolution de la proportion des différentes phases en présence est alors calculée en fonction du champ de température.
- Ensuite le calcul mécanique est réalisé à partir de la loi de comportement du matériau et des chargements appliqués à la structure (bridage, chargement thermique, chargement mécanique). L'état microstructural (au travers de la proportion de phases) et les champs de température

sont pris en compte sur le comportement mécanique global. Le calcul mécanique fournit les champs de contraintes et déformations. Le couplage de la mécanique sur la thermique et la métallurgie est faible, l'influence de la mécanique sur les transformations métallurgiques et les champs de températures n'est pas prise en compte.

– Pour finir, un post traitement des différents champs (températures, déformations plastiques calculées) sera réalisé pour déterminer les zones critiques à l'aide de différents critères décrits dans le chapitre 1, et qui seront détaillés au chapitre 5.

Les analyses thermiques, métallurgiques et mécaniques sont réalisées sur le même maillage, figure 2.5.

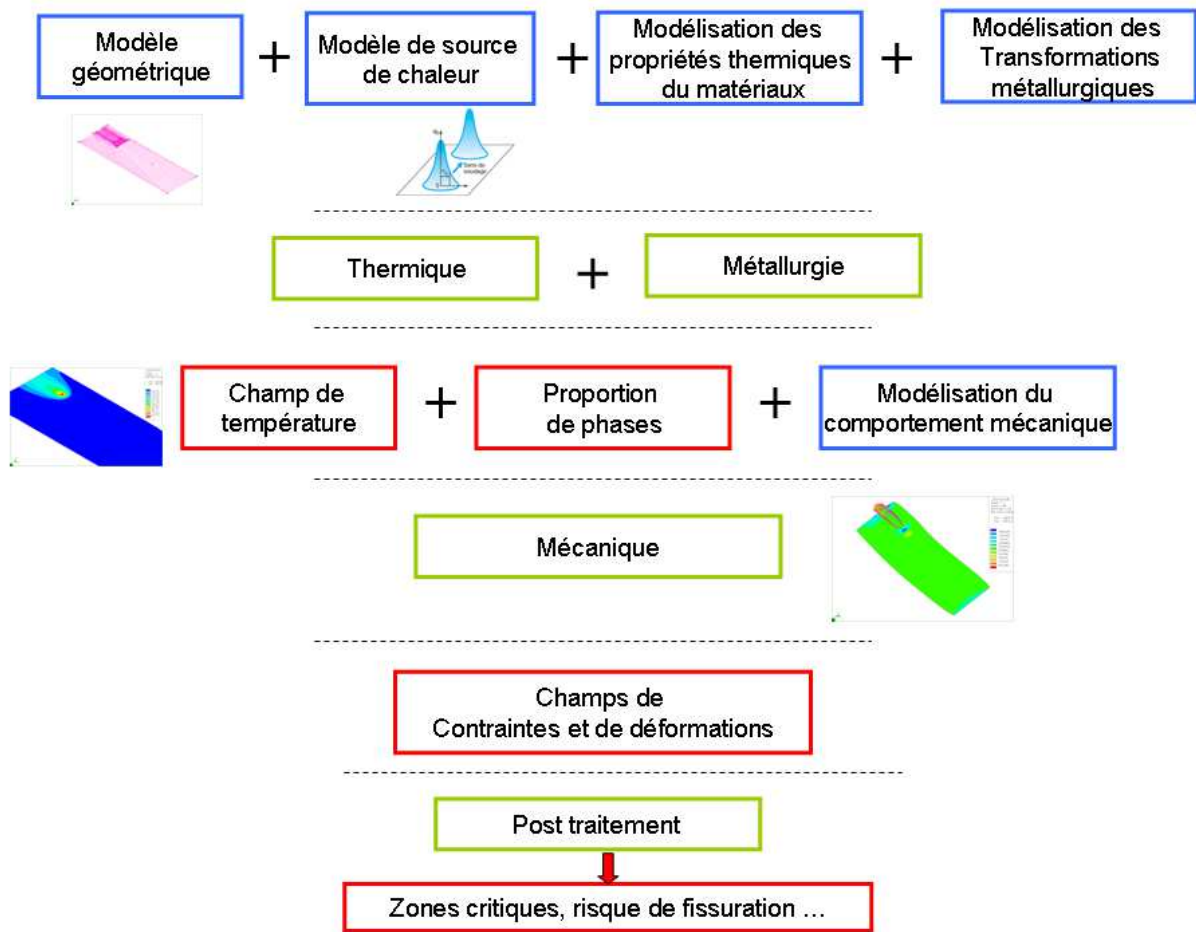


Figure 2.5 – Etapes de la simulation numérique du soudage

2.4.1 Maillage

Le choix d'une simulation bidimensionnelle a été fait, compte tenu de la faible épaisseur des éprouvettes choisies, et de la pleine pénétration des cordons de soudure. La précision des résultats et les temps des calculs numériques sont fortement influencés par le choix des éléments du maillage. L'algorithme de maillage permet de mailler des domaines sans contour interne et dont le contour externe est topologiquement équivalent à un rectangle (c'est-à-dire ayant 4 coins) avec des mailles quadrilatères. Pour les autres domaines, l'algorithme de maillage fait appel à

une méthode qui génère une triangulation à partir des contours internes et externes.

Les procédés de soudage induisent des gradients de température et de contrainte très importants au voisinage de la source de chaleur. Cette source de chaleur étant mobile, il est nécessaire d'avoir des maillages denses tout le long du joint soudé, ce qui conduit à des temps de résolution longs. Dans notre cas, la zone fondue ainsi que la zone voisine sont maillées avec des éléments quadrilatères denses, et un maillage moins fin a été réalisé pour le reste de la pièce. Une zone d'adaptation des mailles est faite par des éléments triangles entre la zone finement maillée et le reste. Une approche adaptative, développée par Hamide [38], consiste à raffiner le maillage au voisinage de la source de chaleur en suivant son déplacement le long du joint et à grossir le maillage une fois la source passée, mais nous n'utiliserons pas cette technique dans notre étude.

2.4.2 Modélisation thermique

Les modèles analytiques du transfert de chaleur en mode conductif développés pour le soudage peuvent difficilement prendre en compte les non linéarités présentes dans les transferts thermiques. De plus, ils ne prennent pas en compte les échanges entre le solide et le milieu extérieur. La simulation numérique permet la résolution du problème, en prenant en compte certaines non-linéarités et les échanges par convection et rayonnement avec l'extérieur.

Equation de la chaleur

L'évolution de la température en fonction des coordonnées spatiales (x,y,z) et du temps t dans un milieu solide est régie par les équations qui gouvernent le transfert de chaleur dans le milieu solide, et les échanges avec le milieu extérieur. L'équation de la chaleur exprime les échanges par conduction thermique dans le milieu solide [34] :

$$\text{div}(k\text{grad}(T)) + Q(x, y, z, t) = \rho C_p \frac{\partial T}{\partial t} \quad (2.1)$$

avec Q une source volumique ($W.m^{-3}$), T la température (K), k la conductivité thermique ($W.m^{-1}.K^{-1}$), ρ la densité ($Kg.m^{-3}$), et C_p la chaleur spécifique ($J.Kg^{-1}.K^{-1}$). Afin de s'affranchir de l'introduction d'une discontinuité au niveau de la chaleur spécifique lors du changement d'état solide - liquide, une formulation enthalpique est envisagée [5]. L'équation s'écrit alors :

$$\text{div}(k\text{grad}(T)) + Q(x, y, z, t) = \frac{\partial \langle \rho h \rangle}{\partial t} \quad (2.2)$$

avec $h(T)$ l'enthalpie qui s'écrit : $\Delta h = \int_{T_1}^{T_2} \langle \rho C_p \rangle dT + \rho L_f g_l$ dans lequel on peut introduire le changement de phase solide/liquide de l'alliage à travers l'enthalpie de fusion L_f et la fraction volumique de liquide formée g_l . Les coefficients intervenant dans l'équation de la chaleur, qui correspondent à des caractéristiques physiques du matériau, sont thermo dépendants. Ici, on remarquera que ces coefficients sont également fonction des phases en présence, ce qui nécessite de prendre en compte le couplage thermo-métallurgique. Le symbole $\langle . \rangle$ représente la valeur moyenne sur l'ensemble des phases. Les phénomènes de convection dans le bain liquide ne sont

pas pris en compte dans l'équation de la chaleur mais afin de rendre compte de l'accélération des transferts thermiques dans le bain due aux mouvements de convection, la conductivité thermique est artificiellement augmentée à partir de la température de liquidus du matériau. Les équations d'évolution de la proportion des phases seront décrites dans un paragraphe suivant.

Source de chaleur

L'apport de chaleur peut être représenté en imposant une température de bain ou une densité de flux de chaleur. Imposer une température de bain de fusion nécessite une bonne connaissance de la forme du bain fondu, et a tendance à minimiser la quantité d'énergie apportée. Cette méthode est peu utilisée. Généralement, la modélisation de la source de chaleur se fait par une distribution de flux de chaleur, qui peut être volumique ou surfacique. Goldak [34] a montré qu'une source de chaleur volumique permettait de mieux reproduire la forme du bain de fusion en soudage à l'arc, en particulier la profondeur. Dans notre cas, la modélisation étant bidimensionnelle, la source de chaleur sera modélisée par une distribution surfacique.

Afin de rendre compte du chauffage plus intense sous l'électrode, une distribution de flux surfacique de type gaussienne est choisie [77] pour modéliser la source de chaleur se déplaçant dans la direction Y à une vitesse V_s .

$$q(r) = q_0 e^{-3 \frac{r^2}{R_0^2}} \quad (2.3)$$

avec

$$r^2 = (X - X_0)^2 + (Y - Y_0 - V_s t)^2 \quad (2.4)$$

où (X_0, Y_0) correspondent aux coordonnées de la position initiale de la torche, et (q_0, R_0) aux paramètres de la distribution (figure 2.6). La puissance totale apportée à la pièce par cette distribution doit correspondre à la puissance de soudage modulo le rendement η , ce qui permet de relier les paramètres de la distribution aux paramètres énergétiques du procédé :

$$q_0 = \frac{2UI\eta}{\pi R_0^2} \quad (2.5)$$

où U, I et η sont respectivement la tension, l'intensité et le rendement du procédé. Le rendement du procédé TIG étant fortement influencé par la hauteur d'arc, il est souvent nécessaire de le déterminer à partir des mesures thermiques.

Conditions aux limites

Différents types de conditions aux limites doivent être définis pour bien modéliser les échanges thermiques lors du soudage, en particulier :

- les pertes de types convection ou rayonnement de la pièce avec l'extérieur ;
- les 'pompages thermiques' au niveau des surfaces de contact avec les éléments de bridage.

En dehors de la zone d'action de l'arc, les surfaces en contact avec l'air ambiant sont soumises à de la convection naturelle et du rayonnement. Le flux de chaleur convectif est défini par la loi de Newton. Le rayonnement thermique est un échange d'énergie par ondes électromagnétiques émises par la matière du fait de sa température, au détriment de son énergie calorifique. Ce

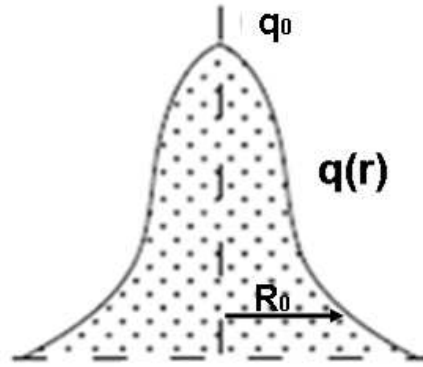


Figure 2.6 – Distribution gaussienne du flux de chaleur

rayonnement est décrit par la loi de Stefan-Boltzmann. Les deux phénomènes sont pris en compte dans l'équation suivante :

$$q = h_c(T)(T - T_0) + \epsilon\sigma_e(T^4 - T_0^4) \quad (2.6)$$

h_c étant le coefficient de convection, σ_e la constante d'Helmoltz, ϵ le facteur émissivité, T_0 la température ambiante prise égale à 293K et T la température à la surface de la pièce. Le coefficient de transfert de chaleur h_c est une fonction fortement non linéaire de la température.

Le pompage thermique induit par les brides est délicat à prendre en compte dans la modélisation. Idéalement, il faudrait modéliser une condition de contact thermique dépendant de la pression de serrage des brides. Afin d'alléger la mise en donnée dans un premier temps, le pompage sera approché par une température constante imposée au niveau des surfaces des éprouvettes en contact avec les brides.

2.4.3 Modélisation des transformations métallurgiques

Les cycles thermiques induits par les procédés de soudage engendrent des transformations métallurgiques dans le matériau qui doivent être modélisées, car elles peuvent influencer fortement sur le comportement mécanique des structures soudées.

Dans le cas des alliages à durcissement structural, comme l'alliage d'aluminium 6061, les cycles thermiques liés aux opérations de soudage peuvent engendrer dans le matériau une évolution des phases durcissantes.

Dans cette étude, seule la dissolution des précipités a été modélisée. C'est la cause principale de la chute de la limite élastique de l'alliage 6061. Le modèle de dissolution retenu, déjà implanté dans *Sysweld*[®], permet de prédire l'évolution de la fraction de précipités dissoute x selon la relation :

$$x = \left(\frac{t}{t_r^s}\right)^n e^{\left(\frac{Q_s}{R} + \frac{nQ_d}{R}\left(\frac{1}{T_r} - \frac{1}{T}\right)\right)} \quad (2.7)$$

où t est le temps, T la température en Kelvin, R la constante des gaz parfaits, t_r^s le temps nécessaire pour dissoudre totalement les précipités à la température T_r , Q_s l'enthalpie de disso-

lution, Q_d l'énergie d'activation de la diffusion d'un des éléments d'alliages, et n un paramètre dépendant de x et valant $0,5 - ax^b$.

2.4.4 Modélisation du comportement mécanique

La simulation mécanique repose sur la résolution des équations d'équilibre statique du milieu continu. Une formulation lagrangienne réactualisée est utilisée. L'analyse mécanique est découpée de l'analyse thermique et métallurgique, et réalisée dans un second temps, en considérant en entrée les distributions de températures et de phases obtenues par la simulation thermo-métallurgique. Pour quantifier les états de contrainte et de déformation dans une structure à l'aide d'un code de calcul par éléments finis, le comportement du matériau doit être nécessairement décrit par un modèle mécanique. Des approches 'micromécaniques' qui tentent de modéliser les mécanismes de déformation à l'échelle des grains ou des approches 'phénoménologiques' qui consistent en l'étude d'un élément de volume 'homogène', existent pour formuler les lois de comportement. Face à la complexité des interactions entre mécanique, métallurgie et thermique en soudage et devant la nécessité de réaliser la modélisation à l'échelle de la structure, nous avons choisi cette dernière approche pour modéliser le comportement mécanique du matériau.

L'influence des transformations métallurgiques sur le comportement mécanique est prise en compte par une loi des mélanges (modèle de Leblond [57]), qui exprime les différentes caractéristiques mécaniques à partir de la fraction volumique des différentes phases calculées lors de la simulation thermo-métallurgique. Bergheau et al. [5] proposent une généralisation du modèle de Leblond en faisant dépendre les limites d'élasticité des phases des taux de déformation viscoplastique de chaque phase.

Enfin le phénomène de 'restauration' n'est que partiellement pris en compte dans le modèle mécanique, par l'annihilation des déformations plastiques lorsque la température du matériau dépasse une 'température de restauration' (ici définie à 648 °C).

L'ampleur des variations thermiques subies par le matériau durant le soudage nécessite des lois de comportement valides dans un large domaine de température. Les effets viscoplastiques ont longtemps été négligés dans les simulations de soudage du fait que les temps mis en jeu sont des temps courts. Un essai représentatif d'une opération de soudage développé à l'INSA de Lyon a notamment mis en évidence que les phénomènes viscoplastiques pouvaient être négligés [97]. Dans notre étude, une modélisation à deux lois de comportement est envisagée : une loi visco-plastique dans la zone de solidification et une loi de comportement élasto-plastique dans le solide. Le passage d'une loi à l'autre s'effectue généralement à la température du solidus [57]. Pour décrire la partition de la vitesse de déformation macroscopique, la décomposition classique est retenue :

$$\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_{th} + \dot{\epsilon}_{el} + \dot{\epsilon}_{pl} + \dot{\epsilon}_{vp} \quad (2.8)$$

avec ϵ_{el} le tenseur des déformations élastiques définie par la loi de Hooke, ϵ_{th} le tenseur des déformations thermiques, ϵ_{pl} le tenseur des déformations plastiques, et ϵ_{vp} le tenseur des déformations viscoplastiques.

La déformation due à la plasticité de transformation, pour les matériaux à transformations de phase, peut être rajoutée [58] mais est négligée dans notre application.

Comportement thermo-élastique

Dans le cadre de la formulation lagrangienne réactualisée, la contrainte et la déformation sont liées par une loi hypo-élastique :

$$\dot{\sigma} = \mathbf{C}\dot{\epsilon}_{el} = \mathbf{C}(\dot{\epsilon}_{tot} - \dot{\epsilon}_{pl} - \dot{\epsilon}_{th}) \quad (2.9)$$

où \mathbf{C} est le tenseur des modules d'élasticité du matériau, dépendant de la température. La dérivée temporelle est alors une dérivée objective. Dans *Sysweld*[®], la dérivée programmée est une dérivée de Jaumann.

La déformation thermique est liée à la variation de température entre un état initial et la température actuelle, par la relation :

$$\epsilon^{th} = \alpha(T)(T - T_{ref}) \quad (2.10)$$

Avec T_{ref} la température initiale du matériau, et $\alpha(T)$ le coefficient de dilatation thermique moyen entre T et T_{ref} . Dans le cas d'un calcul thermo-métallurgique, l'évolution de ϵ_{th} en fonction de la température est une donnée d'entrée. Ce terme peut contenir des termes associés à la plasticité de transformation.

Comportement plastique et visco plastique

Un critère de plasticité associé à une loi d'écoulement sera choisi pour modéliser le comportement plastique du matériau. Le critère de Von Mises est le principal critère utilisé pour les matériaux métalliques. Selon ce critère, la surface de charge qui délimite le domaine élastique dans l'espace des contraintes s'écrit :

$$F(\sigma_{ij}) = \sigma_{vm} - \sigma_y = 0 \quad (2.11)$$

Avec σ_y la limite d'élasticité du matériau et σ_{vm} la contrainte de Von Mises définie par :

$$\sigma_{vm} = \sqrt{\frac{3}{2}\sigma_{ij}^D\sigma_{ij}^D} = \sqrt{\frac{3}{2}[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2]} \quad (2.12)$$

où σ_{ij}^D représente les composantes du déviateur des contraintes et $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ les contraintes principales.

La loi d'écoulement s'accompagne d'une loi d'écrouissage en plasticité. Les deux grands types de modèles, l'écrouissage isotrope et l'écrouissage cinématique, sont présentés en figure 2.7. Il existe aussi des modèles d'écrouissage mixtes obtenus par combinaison des deux modèles précédents.

- Le modèle d'écrouissage isotrope traduit une dilatation, dans l'espace des contraintes principales, du domaine d'élasticité sous l'effet de la déformation plastique Y (Figure 2.7 a), correspondant à une accumulation des dislocations :

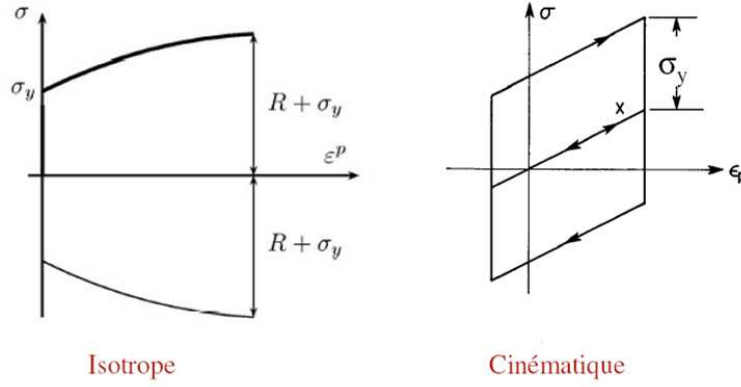


Figure 2.7 – Modèle d'écrouissage a) isotrope, b) cinématique

$$F(\sigma_{ij}, Y) = \sigma_{vm} - R \quad (2.13)$$

où R est un scalaire représentant la limite d'écoulement du matériau, dépendant de la déformation plastique. La loi de Ramberg-Osgood est l'une des plus employées pour représenter cette évolution :

$$R = \sigma_s(T, \epsilon_{eq}^p) = \sigma_0(T) + k(T)\epsilon_{eq}^{p\ n(T)} \quad (2.14)$$

σ_0 étant la limite élastique initiale à la température considérée, et k et n deux coefficients dépendant de la température, et ϵ_{eq}^p la déformation plastique équivalente cumulée.

– Le modèle d'écrouissage cinématique, quant à lui, traduit un déplacement de translation, dans l'espace des contraintes principales, du domaine d'élasticité (Figure 2.7 b)). Ce déplacement est représenté par la variable interne tensorielle X . Selon le modèle de Prager, la variable d'écrouissage est associée à la déformation plastique par la relation $dX = C_0 d\epsilon^p$ et la fonction de charge s'écrit, pour un critère de Von Mises :

$$F(\sigma_{ij}) = J_2(\sigma - X) - \sigma_s \quad (2.15)$$

où J_2 est le second invariant du tenseur, et σ_s la limite d'élasticité initiale du matériau. L'effet Bauschinger, souvent observé durant les premiers cycles de fatigue d'un matériau, est bien représenté par le modèle d'écrouissage cinématique. Il se traduit en traction uni axiale par une diminution de la limite d'élasticité en compression après une sollicitation préalable en traction et vice-versa. Ce modèle doit être pris en compte lorsqu'on a des sollicitations alternées (traction - compression) en particulier lors de soudages multipasses.

– L'écrouissage dit mixte est une combinaison des deux modèles d'écrouissage présentés ci-dessus. C'est ce modèle qui a été retenu car il semble le mieux adapté pour la modélisation de la réponse du matériau au chargement alterné associé au cycle du soudage [59].

Tous ces modèles peuvent être adaptés à un comportement visco plastique en remplaçant la

déformation plastique par la déformation visco plastique.

La modélisation du comportement plastique de la zone de solidification devrait être différente d'un comportement plastique incompressible, du fait de la présence du fluide.

La modélisation du comportement plastique nécessite alors la prise en compte de la dépendance de la plasticité vis à vis de la contrainte moyenne. Zavagliangos [106] propose un modèle prenant en compte ce type de comportement non linéaire de milieux divisés mais ce modèle n'est pas disponible dans *Sysweld*[®]. L'autre modèle est celui de Gurson [37] qui doit être couplé à l'évolution de la fraction solide, dictée par l'évolution en température. Devant la complexité de ces approches, on s'est orienté vers une modélisation incompressible du comportement de la zone de solidification, comme pour le reste de l'éprouvette.

La déformation viscoplastique est prise en compte par la loi de Norton Hoff dans le cadre d'un modèle non unifié. Seul le fluage secondaire a été pris en compte, avec :

$$\dot{\varepsilon}_{vp} = X_2 \sigma_{vm}^{Y_2} \quad (2.16)$$

où les coefficients X_2 et Y_2 sont thermo-dépendants. Les valeurs de ces coefficients sont choisies d'après la littérature. Pour les basses températures, ils sont fixés pour que les déformations viscoplastiques soient nulles.

2.4.5 Identification des paramètres des modèles : application au 6061-T6

Paramètres thermiques

Propriétés thermiques du matériau

La masse volumique ρ (égale à 2700 kg/m^3) du matériau a été considérée indépendante de la température. En revanche, l'enthalpie spécifique H et la conductivité thermique k sont dépendantes de la température. Les caractéristiques thermiques sont tabulées en fonction de la température mais ne dépendent pas de la microstructure. De plus, les chaleurs latentes de transformation associées respectivement aux changements d'état liquide-solide et aux transformations structurales à l'état solide sont négligées. Les valeurs de H et k utilisées dans la simulation sont présentées en figure 2.8.

Conditions initiales et aux limites thermiques

Initialement, tous les noeuds ont une température imposée de $20 \text{ }^\circ\text{C}$. Les pertes de chaleur s'effectuent en surfaces supérieure et inférieure de la plaque dès le début du soudage par convection naturelle et rayonnement dans l'air, ainsi que par conduction au niveau du bridage. Le coefficient de convection est fixé à $25 \text{ W/m}^2\text{K}$ et l'émissivité à 0,2. L'échange thermique avec le bridage, qui est une pièce massive, est modélisé en imposant une température constante de $20 \text{ }^\circ\text{C}$, tout au long de l'essai (soudage et refroidissement), à tous les noeuds de l'éprouvette en contact avec les éléments de bridage.

Paramètres de la source de chaleur

L'identification des paramètres du modèle de source de chaleur est une étape essentielle qui

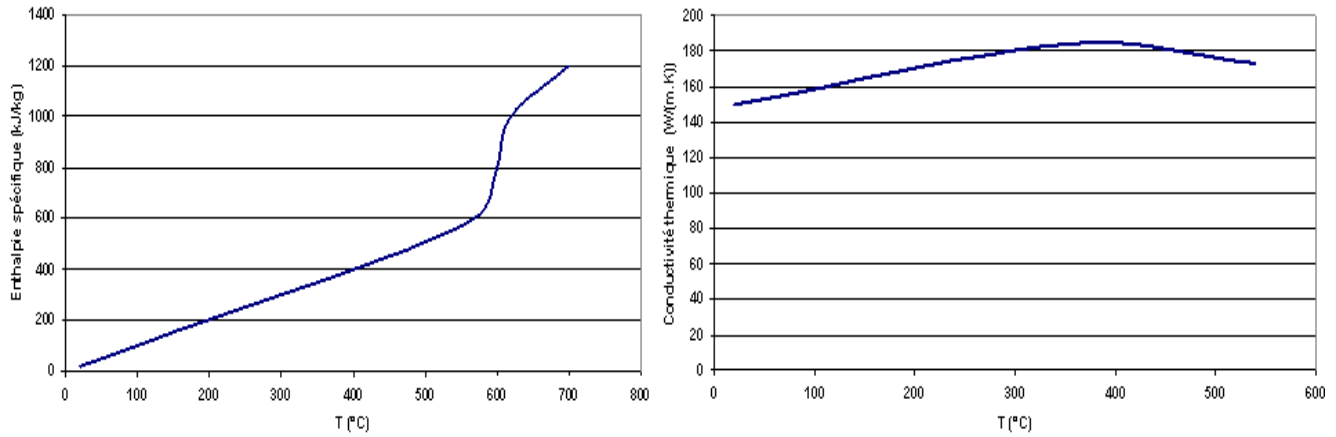


Figure 2.8 – Caractéristiques thermiques de l’alliage d’aluminium 6061 : Enthalpie spécifique, Conductivité thermique [63].

conditionne les résultats de la simulation numérique du soudage. La méthode d’identification utilisée est fondée sur des données expérimentales telles que des mesures de tailles de bains (issues de macrographies), de thermocouples, de thermographie infrarouge et pour terminer en s’appuyant sur les mesures tension-intensité de soudage faites durant les essais. Ces méthodes nous permettent d’estimer de manière fiable les valeurs des paramètres du modèle de source qui minimisent l’écart calcul/expérience. Les différentes étapes de cette méthode d’identification sont présentées ci-dessous.

Des essais de soudage instrumentés ont été réalisés sur une tôle de 6061 de dimension $310 * 50 * 3mm^3$ (figure 2.9). La tôle est instrumentée à l’aide de quatre thermocouples de type K, implantés le long d’une ligne perpendiculaire à la direction de soudage, sur la face inférieure de la pièce et six thermocouples de type K, sur la tranche de la tôle le long de deux lignes parallèles à la direction de soudage (T1 à T6). Ces thermocouples sont fixés grâce à une colle époxy garantissant le contact thermique tout en étant électriquement isolant. Une ligne de fusion sans métal d’apport est réalisée pour deux gammes de vitesses et d’intensité de soudage. Les couples de paramètres testés sont [8,3 mm/s, 240 A] et [17,8 mm/s, 320 A]. Deux paramètres doivent être identifiés dans le modèle de source (équation 2.3), R_0 et q_0 , ce dernier paramètre pouvant être aussi déterminé à partir du rendement η (équation 2.5).

Dans un premier temps, le paramètre R_0 est fixé arbitrairement au diamètre de l’électrode, soit ici 3,2mm. Le paramètre q_0 (ou η) est ensuite ajusté pour obtenir une largeur de bain de fusion équivalente à celle obtenue expérimentalement. La comparaison des formes de bain de fusion expérimentales et numériques montre qu’une géométrie de bain correcte est obtenue (figure 2.10).

Pour valider la méthode de calage des paramètres de source, les cycles thermiques des points situés au niveau des thermocouples sont comparés. Le positionnement précis des thermocouples est délicat à réaliser, aussi la position de chacun est déterminée après essai (figure 2.9). Le diamètre des fils de thermocouples gainés étant assez important (0,5 mm), la surface de contact entre l’extrémité du thermocouple et la pièce est large. Cette surface couvre parfois plusieurs noeuds du maillage. Pour corrélérer expérience et simulation, les résultats de la mesure de chaque

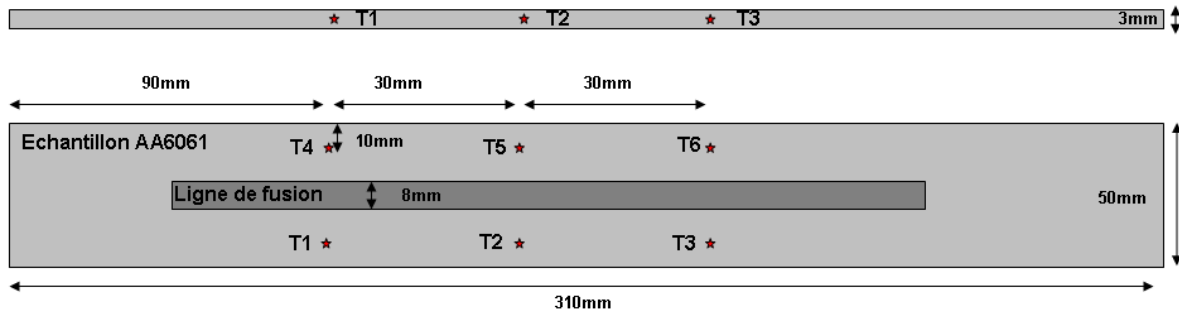


Figure 2.9 – Géométrie et position des différents thermocouples

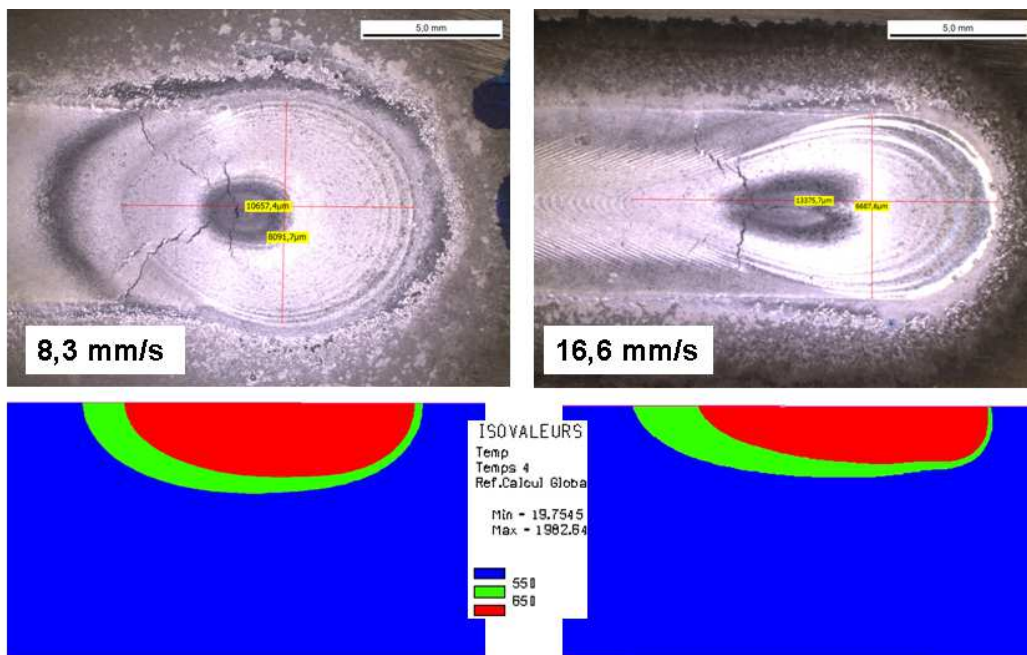


Figure 2.10 – Comparaison des tailles de bain obtenues expérimentalement et par simulation numérique

thermocouple sont comparés avec le cycle thermique calculé numériquement en un point situé au centre de la surface de mesure. Une moyenne est réalisée si ce point se trouve entre deux noeuds.

Pendant le soudage, le matériau subit des cycles de température caractérisés par un chauffage rapide suivi d'un refroidissement plus lent ($V_{chauffage} = 116,7 \text{ } ^\circ\text{C/s}$ et $V_{refroidissement} = 4,4 \text{ } ^\circ\text{C/s}$ pour le thermocouple T2 situé en bord de tôle). Une certaine dispersion sur les mesures de températures entre les différents thermocouples situés à une même distance du bain est visible sur la figure 2.11. En effet, si on compare les thermocouples T1 et T4, situés en vis à vis du cordon, un écart significatif de la température maximale atteinte est visible. Cette dispersion est liée au positionnement des thermocouples mais aussi à la précision du centrage de la ligne de fusion sur l'échantillon. Toutefois, l'imprécision observée sur les positionnements des thermocouples et de la source ne remet pas en question la méthode de validation, puisque les positions

exactes sont déterminées après essai. On observe d'autre part, que le régime quasi stationnaire est atteint seulement à partir des thermocouples T2 et T5. Une augmentation de la température maximale atteinte est en effet notable entre les thermocouples T1-T4 et T2-T5.

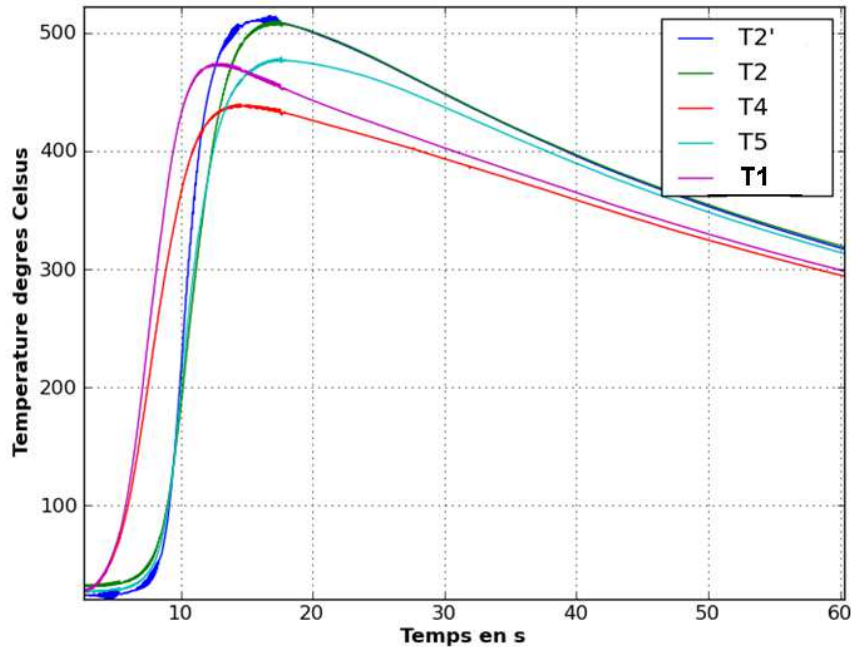


Figure 2.11 – Evolution de la température au cours du cycle de soudage de l'ensemble des thermocouples pour une vitesse de 8,3 mm/s

Les figures 2.12 et 2.13 montrent une comparaison des cycles thermiques mesurés expérimentalement et ceux calculés numériquement aux mêmes points. La modélisation fournit une assez bonne estimation du champ de température. Des écarts sont à noter sur la température maximale atteinte, et peuvent s'expliquer par la difficulté de positionnement des thermocouples sur la pièce, et par la méthode de choix du noeud le plus représentatif de cette localisation dans la simulation numérique. En effet, lorsqu'on se trouve dans une zone de fort gradient thermique, proche du bain de fusion, une très faible variation sur la position de mesure entraîne de fortes variations de température.

La corrélation entre l'expérimental et le numérique a été toutefois jugée suffisante pour pouvoir valider la méthode de calage des paramètres de source, et l'ensemble de la modélisation choisie.

La simulation thermique peut aussi être validée par des enregistrements issus de la caméra proche infra rouge, qui permet d'accéder aux champs de températures alors que les mesures par thermocouples ne donnent qu'une information locale de l'évolution des températures. La démarche et les résultats sont présentés en annexe A.

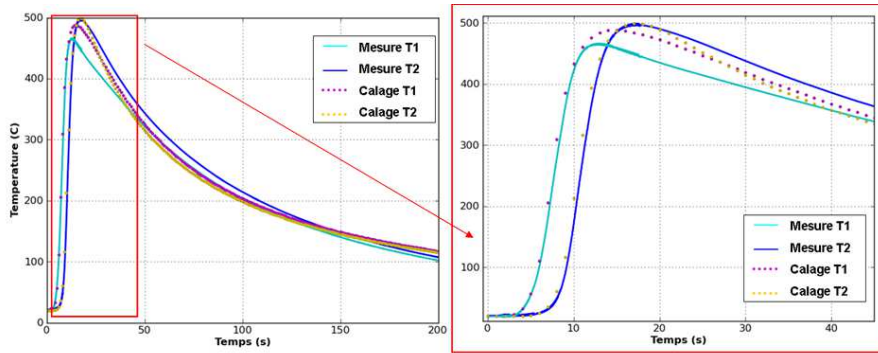


Figure 2.12 – Comparaison mesures/simulation des thermocouples T1-T2 pour une vitesse de 8,3 mm/s

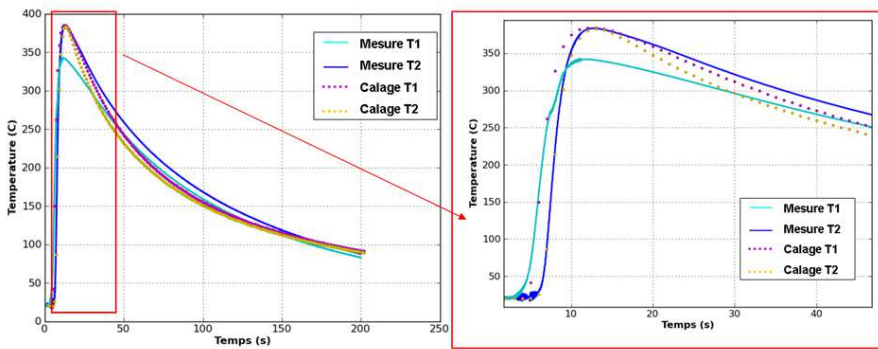


Figure 2.13 – Comparaison mesures/simulation des thermocouples T1-T2 pour une vitesse de 17,8 mm/s

Paramètres de la modélisation métallurgique

La dissolution des précipités, une particularité du 6061, entraîne une chute de la limite élastique du matériau.

Pour modéliser cet effet, nous avons utilisé l'approche phénoménologique proposée par Daniel Maisonnette pour le même matériau [63]. Dans son modèle, la limite d'écoulement est déterminée par une loi des mélanges en considérant que le matériau est composé d'une 'phase T6' possédant le comportement de l'alliage 6061 à l'état T6, et d'une 'phase O' ayant le comportement du 6061 à l'état totalement recuit (état O). La cinétique de transformation de l'état T6 en fonction du temps et de la température est exprimée par le modèle de dissolution des précipités précédemment décrit (eq.2.7).

La fraction p_2 de phase O formée au temps t à la température T est alors donnée par la relation :

$$n = 0,5 - ap_2^b \quad (2.17)$$

$$p_2 = \left(\frac{t}{t_r^s}\right)^n e^{\left(\frac{Q_s}{R} + \frac{nQ_d}{R}\left(\frac{1}{T_R} - \frac{1}{T}\right)\right)} \quad (2.18)$$

Pour identifier les paramètres de ce modèle, Maisonnette a modélisé des essais de traction

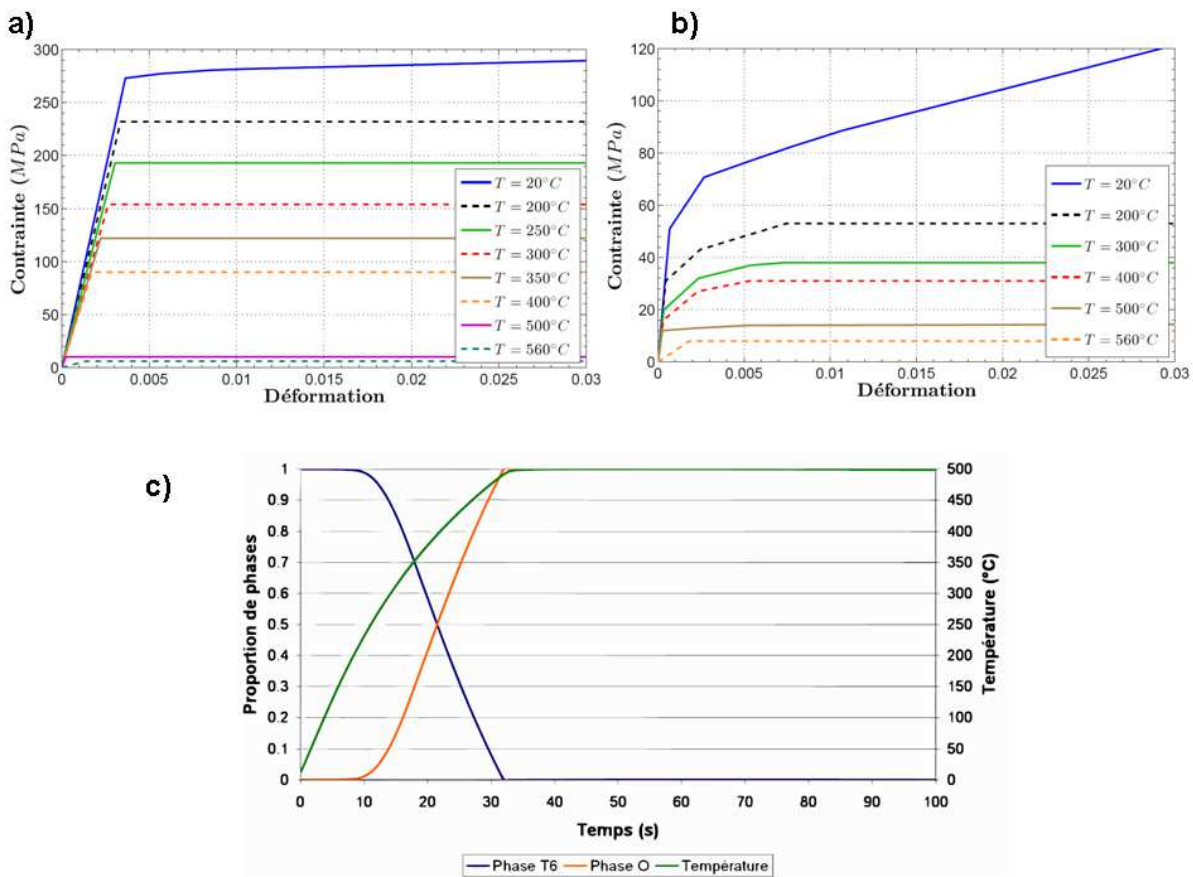


Figure 2.14 – a)Évolution de la limite d’écoulement pour différentes températures pour l’état T6 et b) l’état O, c)Évolution de la fraction volumique des deux phases lors d’une chauffe jusqu’à 500 °C, identifiés par confrontation entre simulation numérique et essais de traction à différentes températures. [63]

à chaud à différentes températures et les a confronté aux résultats expérimentaux (figure 2.14). Par itérations successives, il a ainsi pu déterminer les paramètres métallurgiques et mécaniques qui reproduisaient le mieux l’évolution du comportement mécanique à haute température de l’alliage 6061. Les paramètres du modèle métallurgique sont donnés dans le tableau 2.1.

Q_s	30 kJ/mol
Q_d	130 kJ/mol
T_r	600 °C
a	0,394
b	0,107

Table 2.1 – Paramètres du modèle métallurgique de transformation de phase retenus pour l’alliage 6061 [63]

Paramètres de la modélisation mécanique

Lors du cycle thermique de soudage, l’alternance de traction/compression de certaines zones, liée à la variation volumique du matériau sous l’effet de la température, incite généralement à

choisir un modèle d'érouissage mixte [59]. Dans cette étude, et compte tenu de l'usage de tôles minces (2,3mm et 3 mm d'épaisseur), l'intérêt de l'utilisation d'une composante d'érouissage cinématique dans le modèle de comportement reste toutefois une question ouverte. Nous avons cependant choisi de modéliser le comportement mécanique du matériau avec une loi élasto-plastique à érouissage mixte. En effet, la comparaison de résultats obtenus avec des lois élasto-plastiques et élasto-visco-plastiques n'ont montré que des différences minimales, pour des temps de calcul beaucoup plus longs avec le dernier modèle. Pour prendre en compte le phénomène de restauration qui apparaît lorsque la température devient élevée, les déformations plastiques accumulées doivent être annulées à partir d'une certaine température, on parlera de 'température d'annihilation'. Devant la difficulté de modéliser ce phénomène à l'état solide dans *Sysweld*[®], nous avons choisi de fixer la température d'annihilation égale à la température du liquidus, de 648°C. Cette température correspond aussi à l'annulation des contraintes dans le matériau avant de passer à l'état liquide.

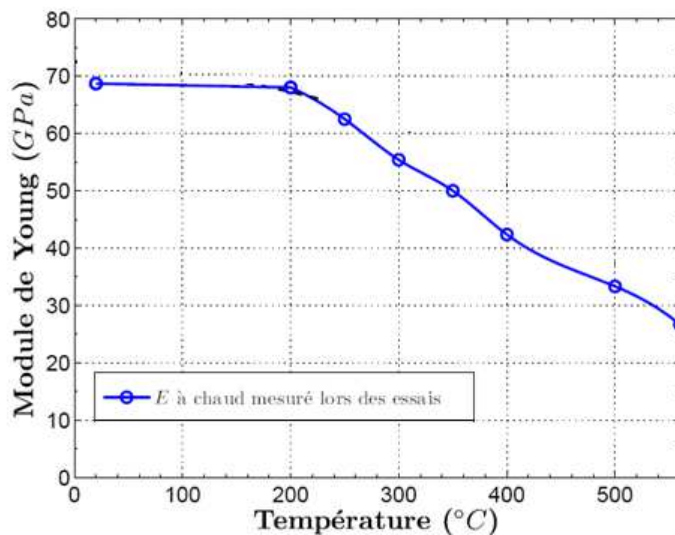


Figure 2.15 – Evolution du module de Young en fonction de la température [63]

Pour modéliser l'évolution de la limite d'écoulement du matériau, considéré constitué des deux phases ayant le comportement des états T6 et O du 6061, une loi des mélanges classique a été appliquée :

$$Y(T) = p_2 Y_0(T) + (1 - p_2) Y_{T6}(T) \quad (2.19)$$

où p_2 est la fraction volumique de phase O déterminée par l'équation 2.18, et $Y_0(T)$ et $Y_{T6}(T)$ les limites d'écoulement à chaque température des états T6 et O déduits numériquement par Maisonnette [63] (figures 2.14 a) et b)).

L'évolution du module de Young en fonction de la température du 6061, déterminée également par Maisonnette, est présentée en figure 2.15.

La dilatation thermique linéaire est définie comme l'intégrale du coefficient de dilatation thermique $\alpha(T)$ dans l'intervalle de température. L'évolution de la dilatation thermique linéaire et du coefficient de dilatation thermique du 6061 sont visibles sur la figure 2.16.

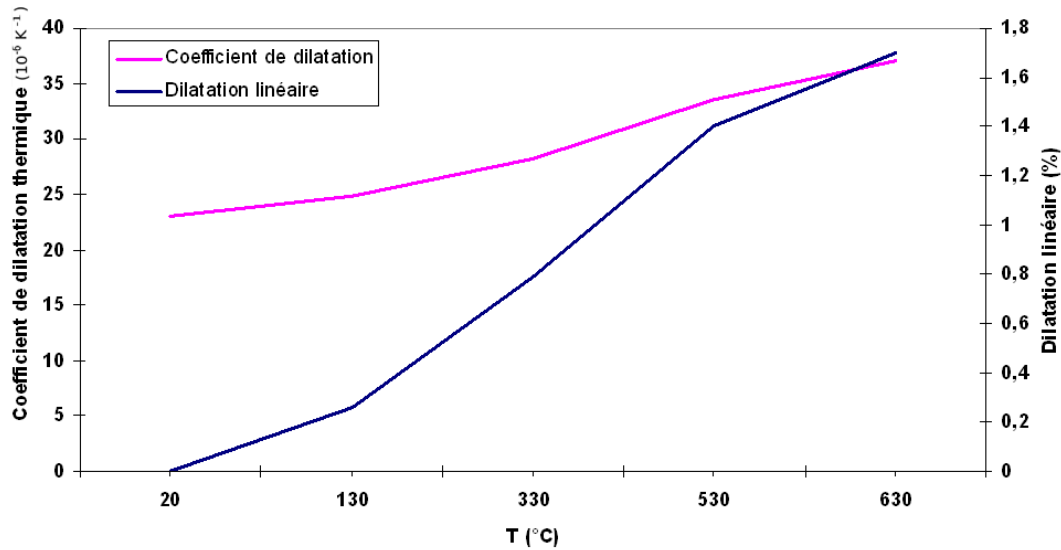


Figure 2.16 – Evolution de la dilatation thermique linéaire et du coefficient de dilatation thermique en fonction de la température

Les conditions aux limites mécaniques sont modélisées par un déplacement ou un effort imposé, appliqué à tous les noeuds des bords de l'échantillon.

2.5 Conclusion

Dans ce chapitre, nous avons rappelé la complexité du phénomène de fissuration à chaud et sa dépendance vis-à-vis des paramètres de soudage, qui affectent à la fois les microstructures générées lors de la solidification et le chargement mécanique de la zone de solidification. Nous en avons déduit une méthodologie d'étude du phénomène basée sur la combinaison d'une approche expérimentale permettant de réaliser des essais de soudage créant ou non la fissuration dans des conditions bien contrôlées, et la simulation numérique, qui permet d'accéder, au moins de manière qualitative, aux champs de températures, contraintes et déformations, qui varient selon les paramètres procédé. Cette approche doit nous permettre de mieux appréhender les relations entre paramètres de soudage, caractéristiques des zones de solidification, en termes de microstructures et de chargement mécanique, et phénomène de fissuration. L'installation de soudage, utilisant un procédé à l'arc à électrode en tungstène sous flux gazeux, ou TIG, a été présentée, ainsi que le principe des différents types de mesures et observations réalisés en cours d'essais pour contrôler les paramètres procédé ou observer in situ les phénomènes. Les techniques d'analyse microstructurales employées pour étudier les microstructures de solidification obtenues et les caractéristiques morphologiques des fissures sont ensuite rapidement décrites. Enfin, les modèles retenus pour simuler numériquement les essais de soudage réalisés sont explicités, et les paramètres matériau de ces modèles, correspondant à l'alliage 6061, ainsi que les méthodes d'identification et de calage des paramètres relatifs au modèle de source de chaleur traduisant l'apport énergétique transmis par l'arc électrique, sont indiqués.

Dans le chapitre suivant, nous allons présenter l'essai de fissuration qui a été spécifiquement développé pour cette étude, et adapté à l'installation de soudage précédemment décrite. Les

résultats obtenus concernant les relations entre paramètres procédé et fissuration, ainsi qu'une première interprétation de ces résultats par l'intermédiaire de la simulation numérique, seront aussi présentés.

Chapitre 3

Développement d'un nouvel essai d'initiation de la fissuration à chaud en soudage

Maintenant que les objectifs de l'étude, ainsi que les techniques expérimentales et numériques qui seront employées ont été présentés, les premiers résultats expérimentaux et numériques vont être discutés dans ce chapitre. Le banc d'essai de fissuration que nous avons développé dans le cadre de cette étude sera d'abord présenté, puis il sera testé pour évaluer la sensibilité à la fissuration à chaud de l'alliage 6061-T6. On tentera en particulier, à travers ces essais, d'identifier des corrélations entre paramètres procédé et phénomène de fissuration. Enfin, la simulation numérique de l'essai sera menée, et la confrontation des résultats obtenus avec les résultats expérimentaux permettra de dégager les premières interprétations relatives à l'influence des paramètres de soudage sur les sollicitations de la zone de solidification, responsables de la fissuration à chaud.

3.1 Développement de l'essai de fissuration à chaud

3.1.1 Critères de développement

L'initiation de la fissuration à chaud est fonction des paramètres procédés, tels que l'intensité de soudage et la vitesse de soudage, mais aussi de la composition du matériau utilisé et de la microstructure de solidification. Les conditions de solidification jouent ainsi un rôle important sur la fissuration à chaud puisqu'elles déterminent à la fois le chargement et la microstructure de la zone de solidification. Pour évaluer la sensibilité à la fissuration à chaud, différents essais (présentés dans le premier chapitre) existent dans le domaine de la fonderie ainsi que dans celui du soudage (figure 3.1). Ces essais peuvent être classés en deux catégories : les essais d'initiation de fissures (type essai Varestreint) et les essais de propagation (type essai JWRI). La sollicitation appliquée peut être une contrainte mécanique extérieure à l'éprouvette ou produite par 'l'auto bridage' de celle-ci. Ces essais restent cependant difficiles à interpréter et à mettre en oeuvre dans un environnement industriel. De plus, il est souvent compliqué, en particulier pour les essais 'auto-bridés', de découpler les effets dus à la géométrie de l'échantillon et les effets liés au

procédé, du fait des interactions complexes entre ces facteurs.

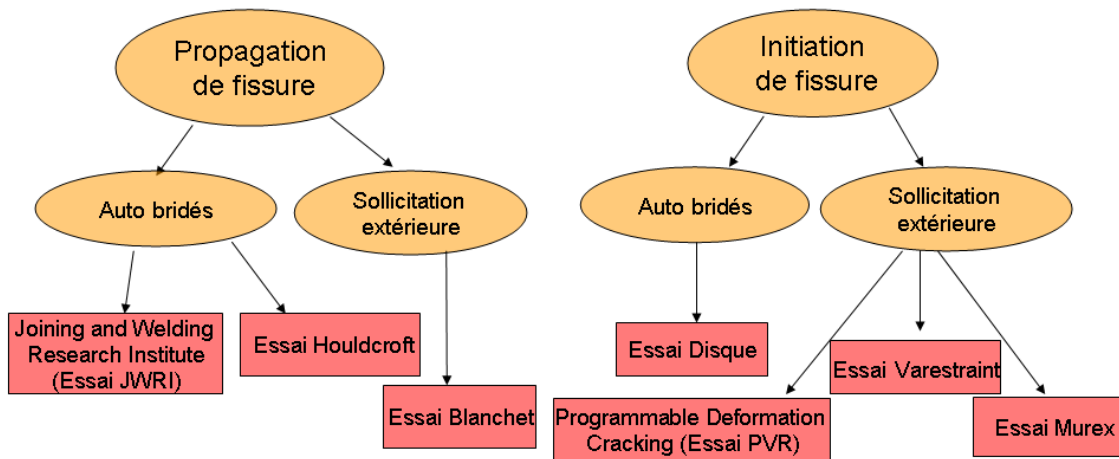


Figure 3.1 – Récapitulatif des essais de fissuration à chaud existants

Un nouvel essai de fissuration à chaud a donc été développé, pour pouvoir mieux appréhender l'influence des paramètres procédés sur la phase d'initiation de fissures.

Les caractéristiques de cet essai doivent permettre de contrôler de manière indépendante les trois catégories de paramètres procédés cités dans le chapitre 2, à savoir les caractéristiques de l'apport de chaleur, la géométrie des éprouvettes et les conditions aux limites mécaniques qui leurs sont imposées. Par la modification contrôlée d'un ou plusieurs de ces paramètres, il doit ainsi permettre de modifier les conditions de solidification, de manière à empêcher ou favoriser la fissuration à chaud.

Le premier type de paramètres, relatifs à la source de chaleur pourra être réglé grâce à l'installation de soudage décrite au paragraphe 2.2, qui permet le réglage et le contrôle précis du courant de soudage, de la tension et de la vitesse relative de translation entre l'éprouvette et l'arc électrique. L'essai de fissuration, qui sera adapté sur cette installation de soudage, devra donc permettre d'imposer différents types de conditions aux limites mécaniques sur des éprouvettes de géométries variables.

Pour mieux comprendre l'influence des paramètres procédés sur les conditions de la solidification, nous aurons recours à la simulation numérique, dont les caractéristiques ont été présentées au paragraphe 2.4. Les géométries d'éprouvettes et les chargements imposés par les conditions aux limites devront être simples pour permettre de conserver la modélisation bidimensionnelle choisie, une modélisation tridimensionnelle étant plus lourde en temps de calcul.

3.1.2 Le dispositif d'essai de fissuration à chaud

Le principe de l'essai consiste à promouvoir l'initiation de la fissuration à chaud par une sollicitation simple de traction appliquée dans la direction de soudage, pendant la réalisation d'une ligne de fusion sans métal d'apport avec le procédé TIG, sur une éprouvette parallélépipédique de faible épaisseur. La direction de sollicitation choisie, parallèle à la direction de soudage, diffère de la direction de chargement utilisée par d'autres essais de fissuration à chaud, qui est généralement transversale à la direction de soudage. En effet, un chargement longitudinal s'est

avéré plus critique pour la phase d'initiation de la fissuration, comme nous l'expliquerons par la suite. Pendant le soudage, l'échantillon est serré des deux côtés entre deux mors reliés à un vérin. Le dispositif expérimental de mise en charge de l'éprouvette est constitué d'une pompe de capacité 700 bars (qui correspond à un effort maximal délivré par la pompe de 3 tonnes) et d'un vérin tireur simple effet ayant une course de 140 mm et une capacité de 5 tonnes. Cet ensemble est fixé sur un châssis métallique rigide dimensionné.

Ce montage permet de réaliser des essais de soudage tout en imposant différents types de conditions aux limites :

- des essais en traction à déplacement constant ;
- des essais en traction à effort constant.

Une photographie du banc tel qu'il a été conçu est visible sur la figure 3.2.

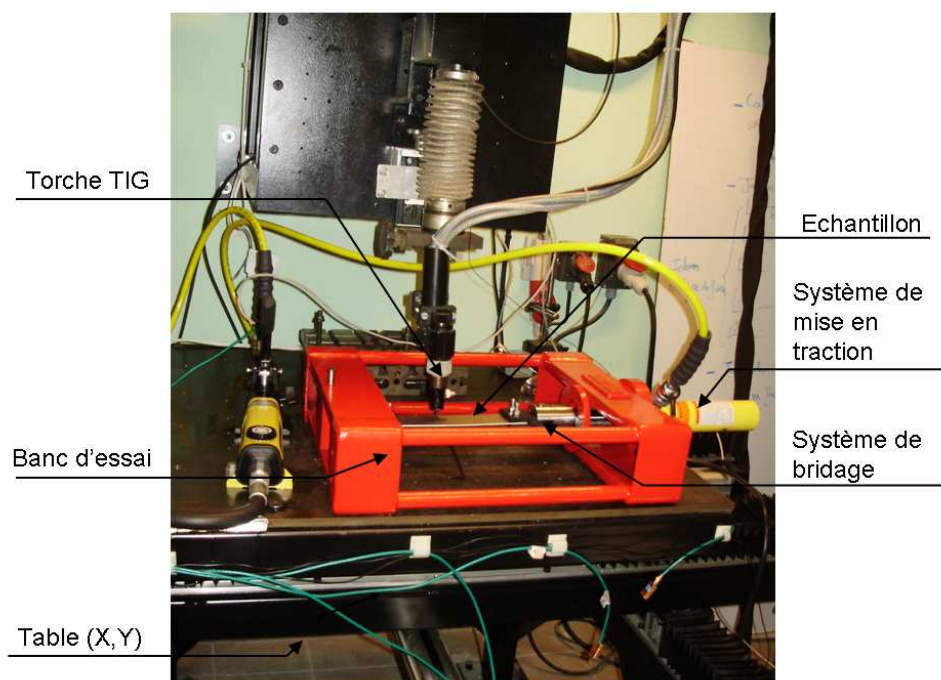


Figure 3.2 – Banc d'essai de fissuration à chaud et installation de soudage

3.1.3 Paramètres de l'essai

Géométrie des éprouvettes

Plusieurs géométries d'échantillons ont été testées. En effet, la géométrie de l'échantillon modifie la répartition de chaleur dans la tôle. Les sollicitations mécaniques résultant de la dilatation différentielle lors du chauffage vont donc elles aussi être modifiées par la géométrie de l'échantillon. Deux épaisseurs de tôle ont été testées dans cette étude, de 2,3 mm et 3 mm. Les échantillons ont été découpés par jet d'eau dans des plaques d'aluminium 6061-T6 laminées. Les dimensions de l'échantillon ont été calculées tels que le pompage thermique à travers l'échantillon se fasse correctement et que l'état quasi stationnaire soit atteint suffisamment tôt pour nos conditions de soudage pour avoir une zone thermiquement homogène au centre de l'échantillon.

Ainsi, la longueur d'éprouvette a été fixée à 310 mm, pour pouvoir réaliser des lignes de fusion de 150 à 200 mm, et la largeur minimale à 50 mm (figure 3.3). Si quelques essais ont été réalisés pour des largeurs plus importantes, nous avons cependant fait, par soucis d'économie de matière, la plupart des essais dans cette largeur.

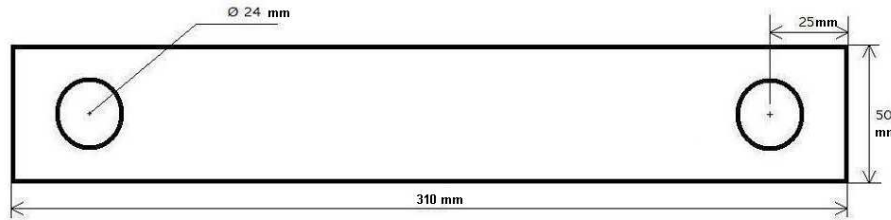


Figure 3.3 – Géométrie des éprouvettes

Chargement mécanique

Sur le système développé, la mise en traction se fait grâce à une pompe et un vérin, contenant une huile ayant une très faible compressibilité. Lorsqu'on souhaite appliquer un déplacement constant, l'entrée du vérin est bloquée après avoir mis la pression voulue. Tant que l'entrée du vérin reste fermée, le seul déplacement possible est lié à la compressibilité de l'huile, qui est ici très faible. On peut donc considérer que le déplacement imposé avant fermeture des vannes reste constant pendant l'essai. Ainsi durant le cycle de soudage, la dilatation des éprouvettes, due à l'apport de chaleur, va faire diminuer l'effort appliqué, la position bloquée du vérin maintenant un déplacement appliqué à la tôle constant.

Le deuxième type de chargement possible consiste à imposer un effort constant pendant le soudage. Pour cela, un accumulateur de pression a été installé entre la pompe et le vérin. L'accumulateur hydropneumatique se compose de deux chambres, l'une renfermant un fluide hydraulique, l'autre un gaz (l'azote). L'accumulateur utilise les propriétés de compressibilité du gaz, lequel communique son élasticité au fluide hydraulique, quasiment incompressible. Ces deux parties sont isolées l'une de l'autre par une membrane étanche. La partie hydraulique de l'appareil est reliée au circuit hydraulique de l'installation de sorte que, lors du démarrage de celle-ci, l'accumulateur soit directement chargé et mis en pression. Une chute de pression dans le circuit entraîne l'expansion du gaz comprimé et l'accumulateur restitue ainsi le fluide initialement absorbé. Ce système permet donc la compensation des effets des dilatations thermiques en cours de soudage. Le dimensionnement de l'accumulateur permet, dans une plage de pression calculée, de maintenir la pression constante dans le vérin malgré la dilatation thermique de l'échantillon. Le dimensionnement de l'accumulateur a été fait pour une pression de charge comprise entre 10 et 200 bars, ce qui correspond à des contraintes moyennes appliquées aux différentes géométries d'éprouvettes comprises entre 3 et 140 MPa environ. Un capteur de pression, situé entre la pompe et le vérin, permet de suivre l'évolution de la pression durant le cycle de soudage. Ce capteur permet de mesurer des pressions relatives ou absolues, ainsi que des dépressions pouvant aller jusqu'à 1 bar. En sortie, ce capteur délivre une tension proportionnelle à la pression mesurée.

Paramètres énergétiques

Les principaux paramètres énergétiques sont l'intensité, la tension et la vitesse de soudage.

Pour un gaz donné, la tension de l'arc dépend principalement de sa hauteur. Ce paramètre a été fixé dans notre étude à 2,7mm, ce qui correspond à une tension de 9V environ pour le gaz utilisé, l'argon, tension qui varie très peu lorsque les autres paramètres sont modifiés. Comme nous utilisons un courant alternatif à signal rectangulaire pour souder l'aluminium, la fréquence du signal peut aussi être modifiée. Nous avons choisi de fixer sa valeur à 50 Hertz pour la plupart des essais. Toutefois, une étude sera faite sur l'influence de cette fréquence sur la microstructure formée.

Les paramètres énergétiques ont été choisis dans une large gamme pour permettre de comparer l'effet sur la fissuration de conditions de soudage très différentes. Pour garantir une pleine pénétration du bain de fusion sur nos éprouvettes, une énergie minimale doit cependant toujours être apportée. En soudage, on utilise souvent le paramètre 'énergie linéique' E_l pour caractériser l'énergie transmise à l'éprouvette soudée :

$$E_l = \frac{UI}{V} \quad (3.1)$$

où U, I et V sont respectivement la tension, l'intensité et la vitesse de soudage.

L'énergie réellement transmise à l'éprouvette est cependant plus faible, car une partie de l'énergie linéique est dissipée dans l'électrode ou le milieu environnant. On considère que l'énergie effective E_{ef} , réellement transmise à la pièce, est égale à ηE_l , η étant le rendement du procédé, que l'on prend égal à 0,45 en soudage TIG en position 'à plat' et en courant alternatif. Cette valeur est cependant déterminée de manière empirique, et peut varier selon les conditions de soudage. On considère ainsi généralement que si l'on augmente la vitesse de soudage, il faut augmenter, si la tension reste constante, l'intensité dans les mêmes proportions pour obtenir un bain de fusion identique. Dans notre cas, étant donnée la large gamme de vitesses de soudage testées, l'énergie linéique minimale pour obtenir une pleine pénétration du bain de fusion diminue avec l'augmentation de la vitesse (figure 3.4). Ceci peut s'expliquer par une évolution du rendement, mais surtout par une dissipation de chaleur par conduction plus limitée autour du bain de fusion pour les grandes vitesses.

3.2 Mise en oeuvre de l'essai

3.2.1 Choix et contrôle des paramètres énergétiques

Le phénomène de fissuration à chaud étant très sensible à la vitesse de soudage, nous avons choisi de balayer une gamme de vitesses relativement large, entre 5 et 25 mm/s. Pour chaque vitesse, un premier essai est réalisé à l'intensité minimale permettant la pleine pénétration, puis des essais successifs sont réalisés en augmentant l'intensité de 5 à 10A à chaque fois, jusqu'à l'apparition de la fissuration (tableaux 3.1 et 3.2). L'évolution des paramètres tension, intensité et vitesse est enregistrée tout au long de l'essai, à une fréquence de 80kHz. Des exemples d'enregistrements de la tension et de l'intensité sont présentés en figure 2.3.

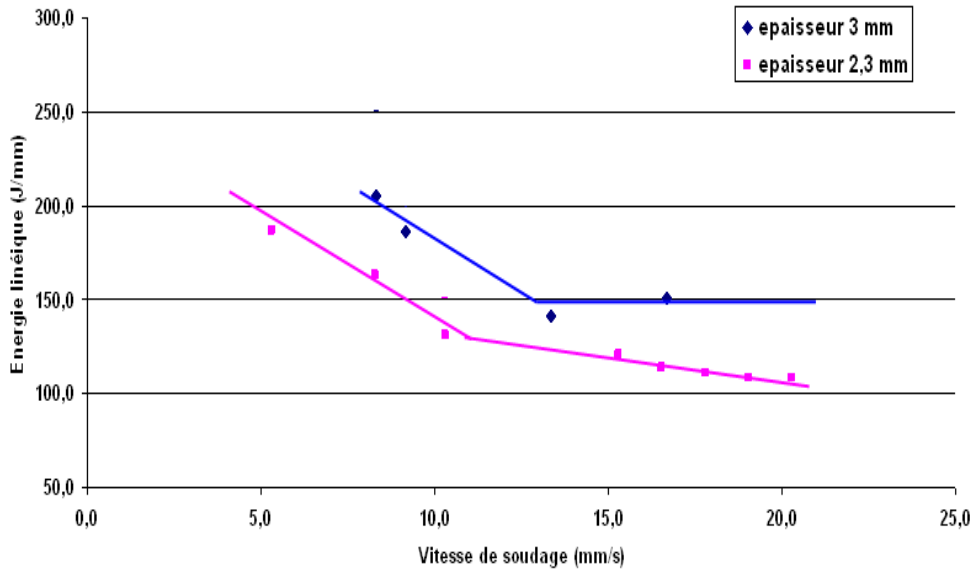


Figure 3.4 – Energie minimale nécessaire pour obtenir une pleine pénétration des éprouvettes, en fonction de la vitesse de soudage

Vitesse	Intensité	Tension	Hauteur d'arc	Gaz	Courant
5,3 mm/s	110 à 135A	9V	2,7mm	Argon	Alternatif 50%
8,3 mm/s	150 à 200A	9V	2,7mm	Argon	Alternatif 50%
10,3 mm/s	150 à 205A	9V	2,7mm	Argon	Alternatif 50%
15,3 mm/s	205 à 215A	9V	2,7mm	Argon	Alternatif 50%
16,5 mm/s	210 à 240A	9V	2,7mm	Argon	Alternatif 50%
17,8 mm/s	220 à 250A	9V	2,7mm	Argon	Alternatif 50%
19 mm/s	230 à 250A	9V	2,7mm	Argon	Alternatif 50%
20,3 mm/s	245 à 260A	9V	2,7mm	Argon	Alternatif 50%

Table 3.1 – Paramètres de soudage pour les échantillons d'épaisseur 2,3 mm

3.2.2 Procédure expérimentale

Les pièces à souder sont d'abord dégraissées à l'alcool et la couche d'oxyde présente a été éliminée par un léger polissage au papier SiC. Les échantillons sont positionnés puis serrés entre les mors sur le banc d'essai. La mise en traction de l'échantillon est alors effectuée. La valeur de l'effort ou du déplacement appliqué sont contrôlés à l'aide de capteurs de pression et de déplacement. Des exemples de mesures de pression effectuées en continu lors des essais sont donnés en figure 3.5. On voit clairement sur cette figure l'effet parasite de l'arc électrique sur le signal fourni par le capteur, qui reste cependant tout à fait exploitable. Le premier signal correspond à la mesure faite pour un essai en traction avec maintien de la pression par l'accumulateur. On peut voir que l'accumulateur remplit bien son office puisqu'on n'observe aucune chute de pression liée à la dilatation du matériau sous l'effet de l'apport de chaleur. En revanche, pour l'essai à déplacement constant, la pression dans le vérin évolue avec la dilatation de la tôle. Pendant la période de soudage, la tôle se dilate, entraînant une chute de pression dans le vérin. Lors de la phase de refroidissement, l'échantillon se contracte. La valeur de la pression après refroidisse-

Vitesse	Intensité	Tension	Hauteur d'arc	Gaz	Courant
8,3 mm/s	190 à 210A	9V	2,7mm	Argon	Alternatif 50%
9,2 mm/s	190 à 240A	9V	2,7mm	Argon	Alternatif 50%
13,3 mm/s	210 à 270A	9V	2,7mm	Argon	Alternatif 50%
16,5 mm/s	280 à 340A	9V	2,7mm	Argon	Alternatif 50%

Table 3.2 – Paramètres de soudage pour les échantillons d'épaisseur 3 mm

ment total de la tôle est inférieure à la valeur imposée avant soudage, ce qui montre que la tôle a subi une déformation plastique. L'amplitude de la chute de pression est liée aux paramètres de l'apport de chaleur, en particulier à la vitesse de soudage.

Trois conditions de chargement des éprouvettes ont été comparées :

- un effort constant faible, correspondant à une contrainte de traction moyenne subie par l'éprouvette de 3,5 MPa ;
- un effort constant plus élevé, correspondant à une contrainte de traction moyenne de 15 MPa ;
- un déplacement constant de 0,05mm, correspondant à une contrainte de traction moyenne initiale de 25MPa, mais qui diminue en cours de soudage.

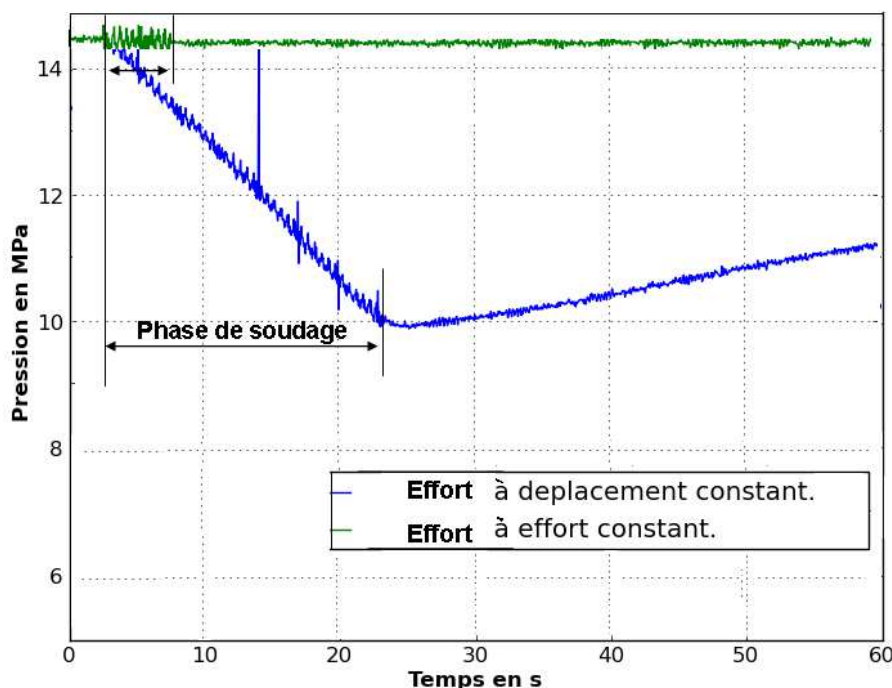


Figure 3.5 – Mesure de la contrainte moyenne de traction dans l'éprouvette déterminée à l'aide du signal du capteur de pression en cours de soudage lors d'essais à effort constant et à déplacement imposé.

Une fois les réglages effectués, le contact électrique entre la tôle et l'électrode est réalisé, l'amorçage se faisant en lift-arc. Le programme qui indique la vitesse de déplacement de la table est lancé. La ligne de fusion est réalisée au milieu de la largeur de l'éprouvette en amorçant l'arc

à environ 90 mm de l'extrémité de l'éprouvette. La torche est maintenue sur place pendant 1s après l'amorçage de l'arc puis elle se déplace sur 130 mm.

3.2.3 Visualisation in situ

Lors de l'essai, le système optique présenté en 2.2.3 permet de suivre l'évolution de la zone d'intérêt située à l'arrière du bain de fusion, en surface de l'éprouvette. La camera est positionnée dans l'axe du cordon de soudure, afin d'observer l'arrière du bain, zone où se produit l'initiation de la fissuration.

Sur la figure 3.6, deux images extraites de deux films sont présentées. Le bain de fusion est clairement visible en bas des images. On distingue aussi la largeur du cordon de soudure. L'image de gauche présente un cas sans fissuration, où l'on peut distinguer une zone de grains colonnaires en périphérie du cordon et une zone équiaxes au centre. Sur l'image de droite, l'initiation et la propagation d'une fissure sont clairement visibles. Ces images montrent que les fissures s'amorcent transversalement à la direction de soudage et à l'arrière du bain, puis se propagent le long de l'axe de symétrie de l'éprouvette. Actuellement il n'est pas possible, compte tenu de la précision des observations, d'identifier les limites exactes de la zone de solidification, coté solide, afin d'y situer l'initiation de la fissure. En revanche, on peut déterminer la distance entre la zone d'initiation de la fissure et la limite du bain de fusion au moment de son apparition, qui elle est bien visible.

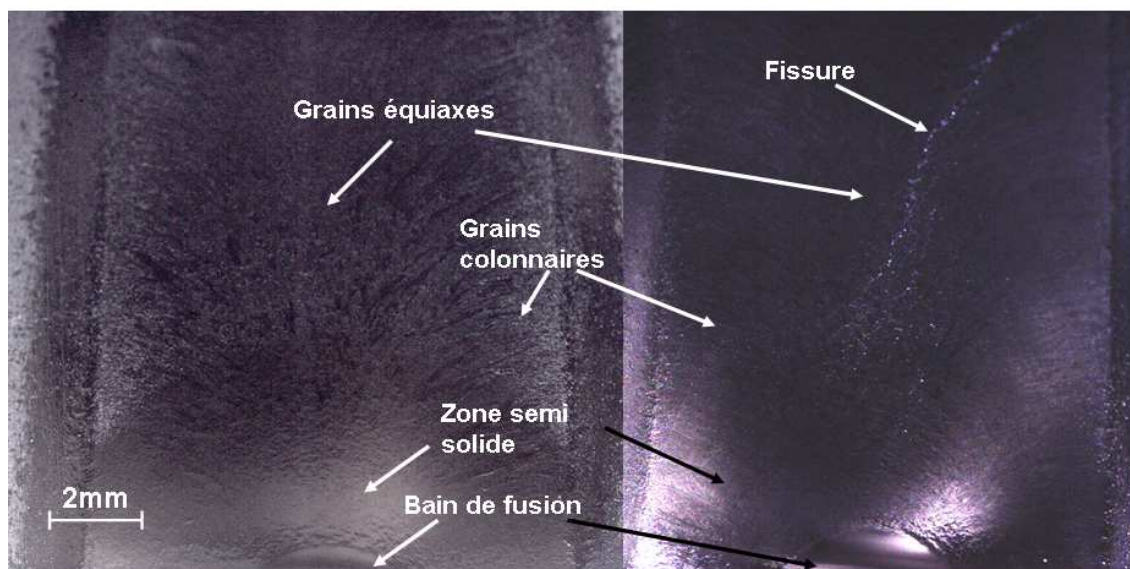


Figure 3.6 – Visualisation in situ de l'arrière de la zone fondue lors d'essais sur des tôles de 2,3 mm d'épaisseur

3.3 Analyse des échantillons fissurés

3.3.1 Observations générales du cordon

La première observation des échantillons montre que les fissures s'initient à une certaine distance de la zone d'amorçage de l'arc, ce qui laisse supposer que le régime quasi-stationnaire a été atteint. L'initiation des fissures se fait, pour toutes les conditions testées, transversalement en bord de cordon, puis se propage longitudinalement le long de la ligne centrale. Rappelons que l'effort de traction appliqué à l'échantillon est dans la direction de soudage. La figure 3.7 représente l'initiation puis la propagation d'une fissure obtenue durant l'opération de soudage à l'arc.



Figure 3.7 – Observation générale du cordon pour un échantillon de 2,3 mm d'épaisseur

Afin d'avoir rapidement une estimation de la qualité des soudures effectuées, des analyses par ressuage ont été faites sur l'ensemble des échantillons et ont permis de localiser les premières fissures formées. Différents modes de fissuration ont pu être identifiés, et sont présentés sur la figure 3.8.

Les essais à forte vitesse et forte intensité montrent une fissure transverse qui se propage rapidement en une large fissure longitudinale (de 0,6 mm de largeur en moyenne). Lorsque les vitesses sont moins élevées, une succession de fines fissures transverses (moins de 30 μm de largeur) n'atteignant pas la zone équiaxe centrale est observée. Pour chaque vitesse de soudage de la gamme étudiée, hormis la plus faible, il existe une intensité de soudage critique à partir de laquelle la fissuration est observée.

Dans cette étude, nous ne nous intéresserons pas à dénombrer le nombre de fissures. Seule l'initiation de la première fissure est importante.

3.3.2 Analyse de la microstructure des zones fissurées

Après les premières analyses, les échantillons sont découpés pour obtenir des vues de dessus et en coupe des zones fissurées, de manière à tenter d'établir des corrélations entre caractéristiques microstructurales et phénomène de fissuration à chaud.

Les microstructures de la zone fondue, du métal de base et de la zone de transition sont observées en microscopie optique. La microscopie électronique à balayage a permis une analyse du relief des faciès de rupture.

L'attaque chimique et l'observation au microscope optique du métal de base révèle une structure de grains équiaxes, de taille d'environ 50 μm (figure 3.9).

Une zone de grossissement de grain dans le métal de base, au bord de la zone fondue, est observée (figure 3.10 c)). Ces grains présentent de plus de larges zones intergranulaires. Celles-ci

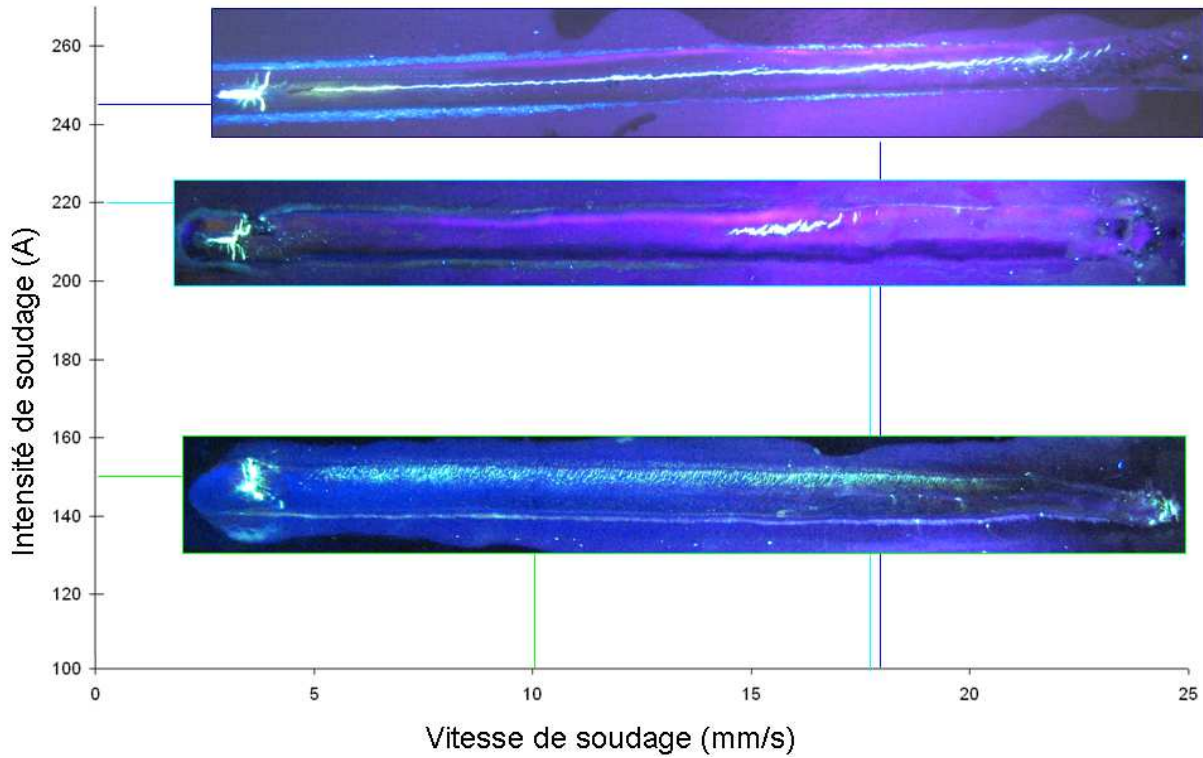


Figure 3.8 – Différents modes de fissuration en fonction des paramètres de soudage, pour une épaisseur de tole de 2,3 mm

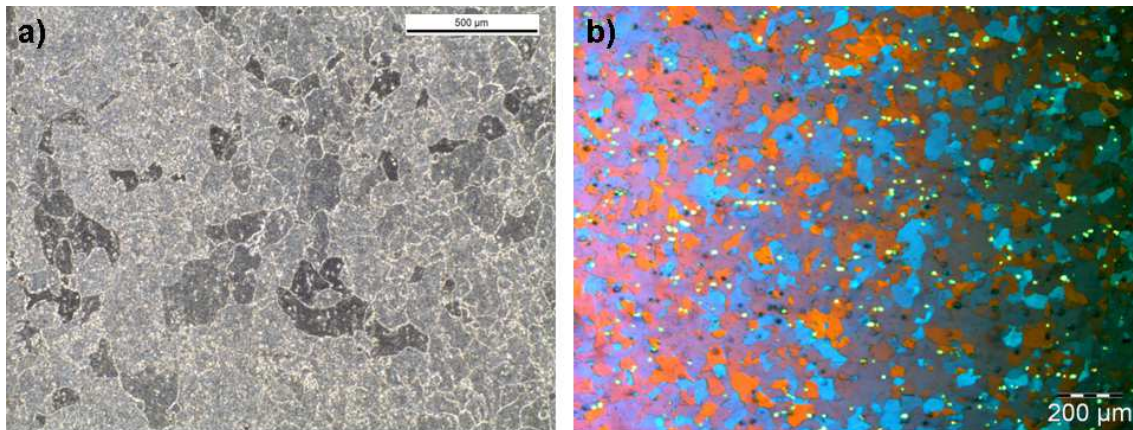


Figure 3.9 – Métal de base, observation au microscope en lumière naturelle a) et en lumière polarisée b)

peuvent être le signe de la fusion de précipités intergranulaires à bas point de fusion, communément appelée liquation. Ce phénomène peut donner lieu à une fissuration se produisant dans la zone de transition située à l'interface entre la zone fondue et le métal de base [76]. Le phénomène de fissuration par liquation se produit lors de la solidification des films liquides formés, selon des mécanismes identiques à ceux intervenant lors de la fissuration à la solidification. La vitesse de soudage a une grande influence sur le phénomène de liquation, puisque des mécanismes de

diffusion interviennent généralement lors de la formation, puis la 'propagation' par dissolution de la phase liquide. Un cycle thermique rapide limite donc l'étendue de la zone sensible à la fissuration par liquation et les dimensions des fissures susceptibles de se former. Dans l'ensemble de nos essais cependant, l'initiation de la fissuration se fait dans la zone fondue et non dans la zone de transition du métal de base. Les fissures formées correspondent donc à de la fissuration à chaud et non au phénomène de liquation.

La microstructure des zones fondues s'est avérée très différente pour les éprouvettes d'épaisseur 2,3 mm et 3 mm. La zone fondue des éprouvettes d'épaisseur 2,3 mm présente toujours une structure équiaxe à grains fins dans la zone centrale du cordon et une structure de grains colonnaires dans les zones périphériques. Comme nous l'avons déjà observé, l'initiation des fissures se produit toujours au bord du cordon dans la zone des grains colonnaires, de manière transversale à la direction de soudage, et se propage ensuite dans la direction longitudinale au centre du cordon, dans la zone équiaxe (figure 3.10 a)). Les fissures ne sont pas continues en surface et présentent généralement plusieurs branches.

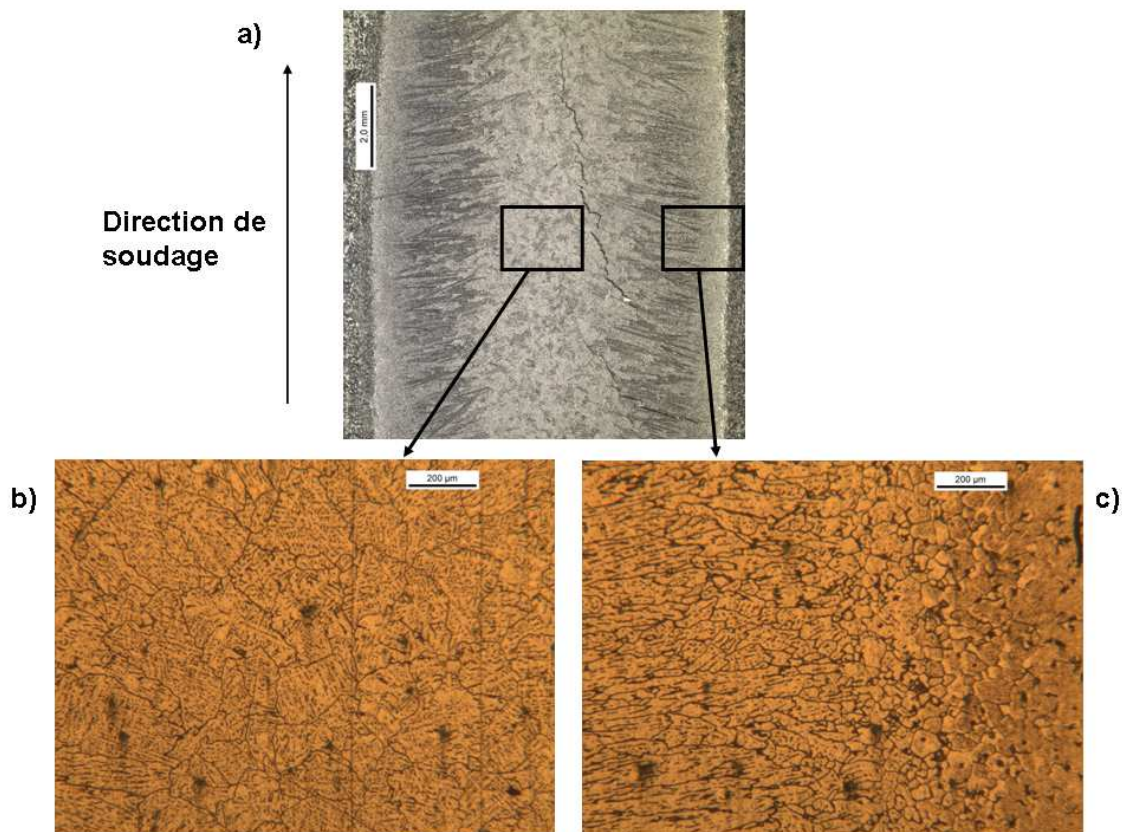


Figure 3.10 – Grains dendritiques colonnaires en bord de soudure (c) et grains dendritiques équiaxes en milieu de soudure (b), microscope optique

Dans la zone de grains colonnaires, les fissures sont très rectilignes et sensiblement perpendiculaires à la direction de soudage, figure 3.11. Certaines fissures sont stoppées à l'entrée dans la zone équiaxe, d'autres bifurquent pour se propager longitudinalement.

On peut noter la présence de pores dans les films de liquide solidifiés séparant les grains dendritiques sur la figure 3.12, ce qui laisserait penser qu'une fissure peut résulter de la croissance

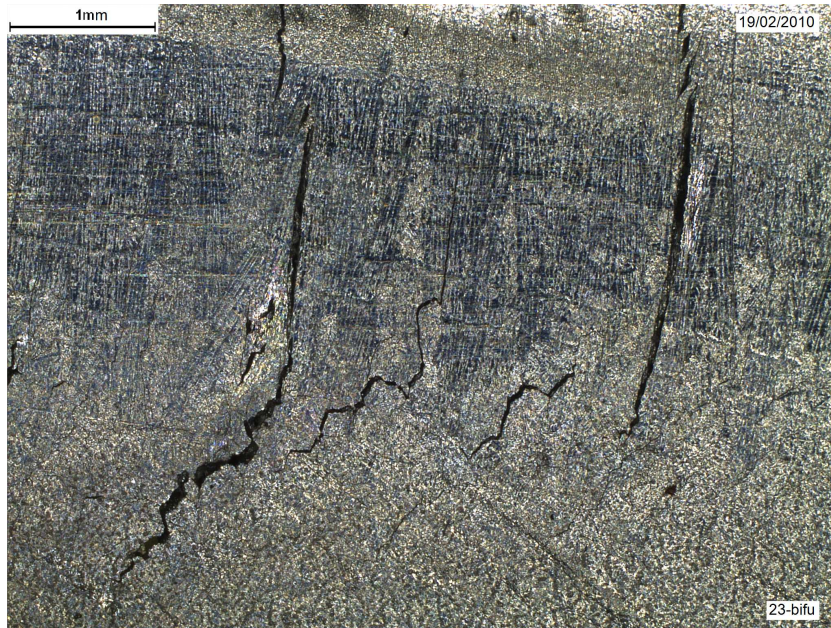


Figure 3.11 – Bifurcation des fissures, observation au microscope optique

d'un pore ou de la coalescence de plusieurs d'entre eux. La formation de ces fissures lors d'un chargement de traction a été observée par Fredriksson et Lehtinen [31] sous Microscope Electronique à Balayage. Selon eux, la rupture a lieu dans les films liquides mouillant les dendrites et orientés perpendiculairement à la direction de traction. La présence du liquide sous forme de films semble être une condition nécessaire à la rupture fragile et dépend des propriétés de mouillage du solide par le liquide.

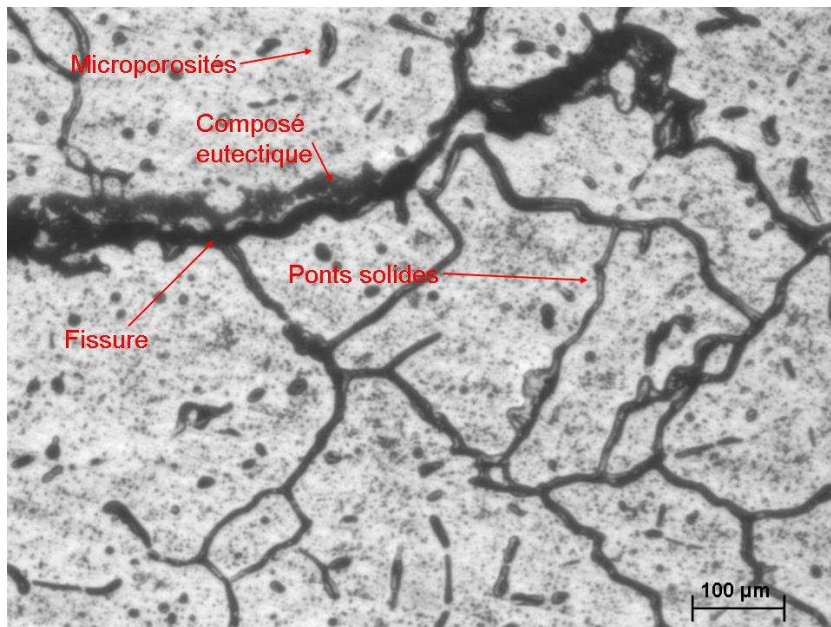


Figure 3.12 – Micrographie en vue de face de la fissuration à chaud, microscope optique

La zone dendritique colonnaire en bord de cordon est composée de plusieurs grains contenant

chacun plusieurs dendrites. Les dendrites d'un même grain croissent dans la même direction, correspondant à une direction cristallographique du grain du métal de base à partir duquel elles se sont formées. Par contre, une désorientation entre les dendrites de deux grains voisins est observée.

Du fait des 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, ce qui a été observé expérimentalement. Les observations au microscope, figure 3.12, montrent bien que les fissures cheminent dans les zones intergranulaires et sont le résultat d'une décohésion de films liquides [15]. En effet, la fraction solide de coalescence, correspondant à la borne supérieure du BTR, est atteinte d'abord entre deux dendrites d'un même grain, et ensuite entre deux grains, ce qui favorise l'initiation de fissures intergranulaires plutôt que intragranulaires.

Pour les éprouvettes d'épaisseur 3 mm en revanche, la zone périphérique de grains colonnaires n'est quasiment jamais observée, même si la morphologie des fissures et leur direction de propagation est sensiblement identique (figure 3.13).



Figure 3.13 – Observation de la zone d'initiation de la fissuration, pour un échantillon d'épaisseur 3 mm

La transition entre la structure colonnaire et la structure équiaxe, détaillée au chapitre 1, dépend à la fois des conditions thermiques de solidification et de la composition du matériau, qui modifient le degré de surfusion atteint dans le liquide en avant du front de solidification colonnaire, et la nature et les caractéristiques des sites de germination hétérogène. Une analyse par ICP (Inductive Coupled Plasma) de la composition exacte des deux lots d'alliage 6061 a montré de légères différences de composition, qui peuvent expliquer en partie les différences de microstructure de la zone fondue observées. Les résultats sont présentés sur les tableaux 3.14. Les teneurs en chacun des éléments d'alliage sont bien comprises dans les intervalles donnés par les normes pour l'alliage 6061. Toutefois, une différence sur les pourcentages de certains éléments est

visible entre les tôles d'épaisseur 2,3mm et celles de 3mm. La teneur en titane du lot d'épaisseur 3 mm est en effet un peu plus élevée que celle du lot d'épaisseur 2,3 mm. Or, dans les alliages d'aluminium, le titane a la réputation de favoriser la germination hétérogène de grains équiaxes, en formant des borures dans le liquide. Ces différences de microstructure pourraient en partie expliquer les différences de comportement en fissuration observées avec les deux lots lorsque les paramètres procédé varient, qui seront détaillées dans les paragraphes suivants.

AA6061 épaisseur 2,3mm			AA6061 épaisseur 3mm		
Eléments	%	Erreur	Eléments	%	Erreur
Si	0,61	0,01	Si	0,63	0,01
Fe	0,20	0,015	Fe	0,43	0,001
Cu	0,39	0,05	Cu	0,22	0,01
Mn	0,085	0,002	Mn	0,081	0,002
Mg	1,17	0,009	Mg	0,94	0,010
Cr	0,20	0,00	Cr	0,17	0,00
Ni	0,006	0,000	Ni	0,005	0,000
Zn	0,081	0,000	Zn	0,080	0,000
Ti	0,014	0,000	Ti	0,066	0,002
B	0,0034	0,0001	B	0,0038	0,0001
Co	<0,005	0,000	Co	<0,005	0,000
P	0,0051	0,0010	P	0,0050	0,0010
Pb	0,0019	0,0001	Pb	0,0032	0,0001
Sb	0,0010	0,0000	Sb	0,0020	0,0000
Sn	0,0005	0,0000	Sn	0,0005	0,0000
V	0,0080	0,0001	V	0,0088	0,0001
Zr	0,002	0,00	Zr	0,003	0,00
Al	97,4	0,2	Al	97,5	0,0

Figure 3.14 – Composition des tôles de AA6061 : a) épaisseur 2,3mm, b) épaisseur 3mm

La technique de microscopie électronique à balayage permet d'observer le relief du faciès de rupture. Les figures 3.15 et 3.16 montrent le faciès de rupture correspond à la propagation des fissures dans la zone fondue. La présence de composés aux formes complexes est clairement visible sur le faciès de rupture de la figure 3.16. Leur disposition interdendritique laisse penser qu'ils se forment tardivement lors du refroidissement. Il pourrait s'agir d'une phase eutectique, contenant des éléments d'alliage lourds de type (Si, Fe...). Les fissures observées se caractérisent par un faciès de rupture très caractéristique d'une rupture interdendritique et ne présentent pas de signe de déformation plastique du solide, typique de la fissuration à chaud. Les bras dendritiques et les films liquides solidifiés présents en fond de fissure ou entre les bras des dendrites, témoin du liquide présent lors de la fissuration, sont nettement visibles sur la figure 3.15.

La présence de phases intermétalliques, visibles sur la figure 3.16, pourrait avoir un rôle important dans la fissuration à chaud. En effet, elles peuvent être plus denses que le liquide et provoquer un retrait de solidification important [33]. Les phases intermétalliques peuvent également avoir un rôle sur la résistance mécanique de la zone pâteuse et sur la concentration de contrainte dans cette zone.

3.3.3 Influence des paramètres de soudage

Pour chacune des vitesses de soudage testées, les résultats ont montré que la fissuration n'apparaissait pas en dessous d'une intensité critique, c'est-à-dire en dessous d'une énergie minimale nécessaire pour entraîner la fissuration. La figure 3.17 montre l'évolution de cette limite

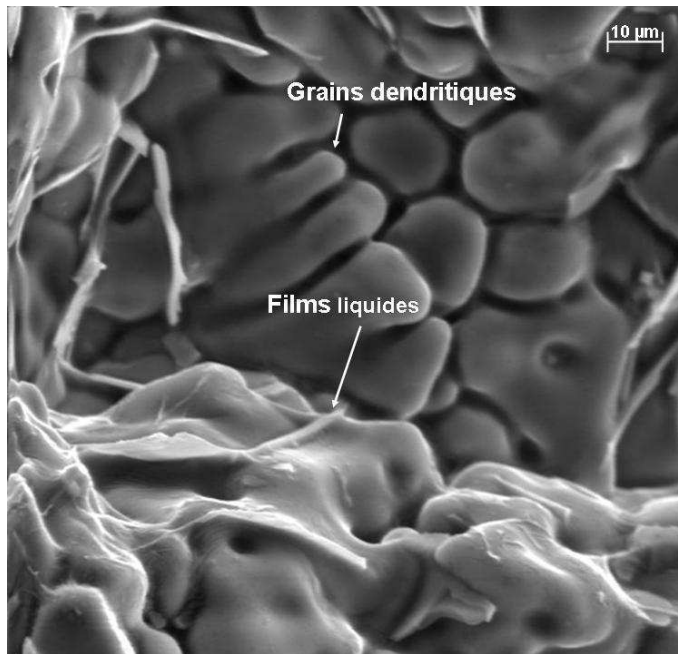


Figure 3.15 – Analyse MEB du profil de rupture sur un AA6061

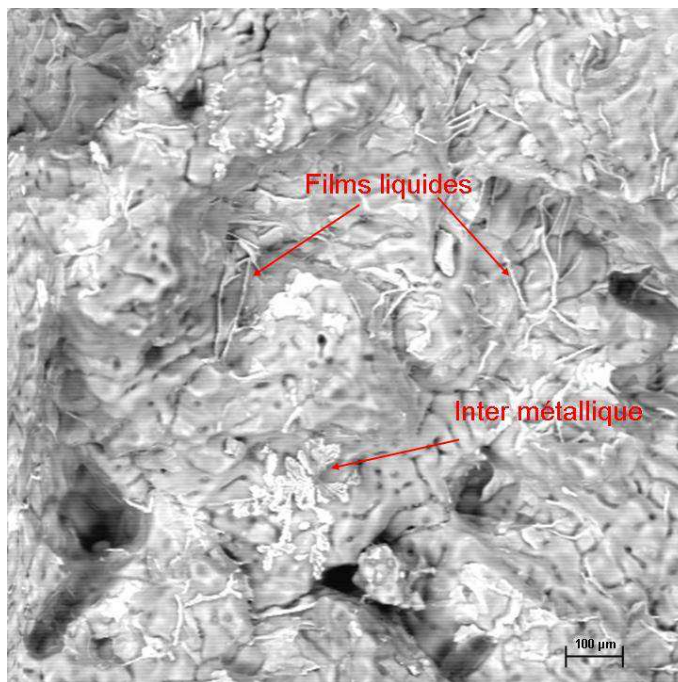


Figure 3.16 – Analyse MEB du profil de rupture sur un AA6061

d'énergie linéique provoquant la fissuration en fonction de la vitesse de soudage, dans le cas des éprouvettes d'épaisseur 3 mm soudées avec une contrainte imposée de 3,5 MPa. On peut constater que pour les faibles vitesses de soudage, la limite d'énergie est d'autant plus faible que la vitesse est grande. En revanche, à partir d'une vitesse de soudage de 10 mm/s environ, la limite d'énergie ne dépend plus de la vitesse. L'augmentation de l'énergie linéique, à vitesse de soudage donnée, s'accompagne d'une augmentation de la largeur de bain de fusion. Si l'on

compare les largeurs limites de bain de fusion à partir desquelles la fissuration se produit, on constate que cette valeur est sensiblement constante quelque soit la vitesse de soudage (Figure 3.18), et est égale à 8 mm pour les éprouvettes d'épaisseur 3 mm soudées avec une contrainte imposée de 3,5 MPa. La différence d'allure des courbes des figures 3.17 et 3.18 peut s'expliquer par le fait qu'à faible vitesse de soudage, la quantité de chaleur qui diffuse par conduction est plus importante, et il faut donc une plus grande quantité d'énergie linéique pour produire la même taille de zone fondue.

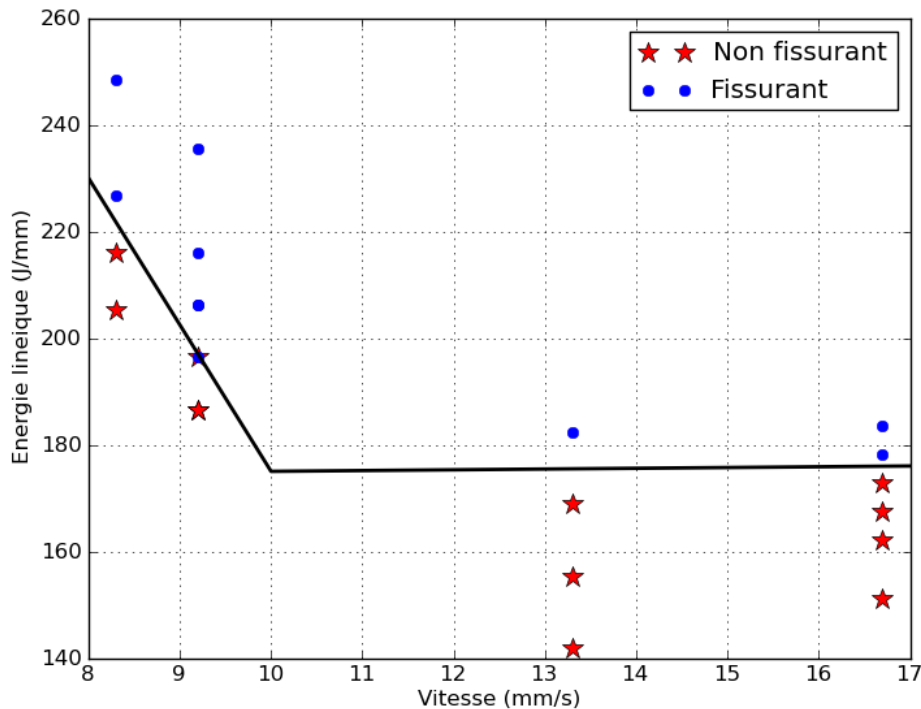


Figure 3.17 – Evolution de la limite d'énergie linéique provoquant la fissuration en fonction de la vitesse de soudage (éprouvettes d'épaisseur 3 mm à contrainte imposée de 3,5 MPa)

Les tendances observées sur les éprouvettes d'épaisseur 3 mm avec une contrainte imposée de 3,5 MPa sont confirmées par les essais réalisés avec d'autres conditions aux limites de chargement. La figure 3.19 montre l'évolution de la limite d'énergie provoquant la fissuration en fonction de la vitesse de soudage pour les trois conditions de chargement des éprouvettes testées. On observe dans tous les cas une diminution de la limite d'énergie pour les faibles vitesses de soudage, puis une stabilisation à partir de 10 mm/s environ. Globalement, l'augmentation du chargement de l'éprouvette s'accompagne assez logiquement d'une diminution de la limite d'énergie linéique entraînant la fissuration. Cette diminution semble cependant plus marquée pour les faibles vitesses de soudage.

On observe également une largeur de bain de fusion limite entraînant la fissuration sensiblement constante quelque soit la vitesse de soudage pour les différentes conditions de chargement des éprouvettes d'épaisseur 3 mm. Cependant, cette largeur limite de bain de fusion diminue lorsque le chargement de l'éprouvette augmente (figure 3.20). Notons que quelque soient les

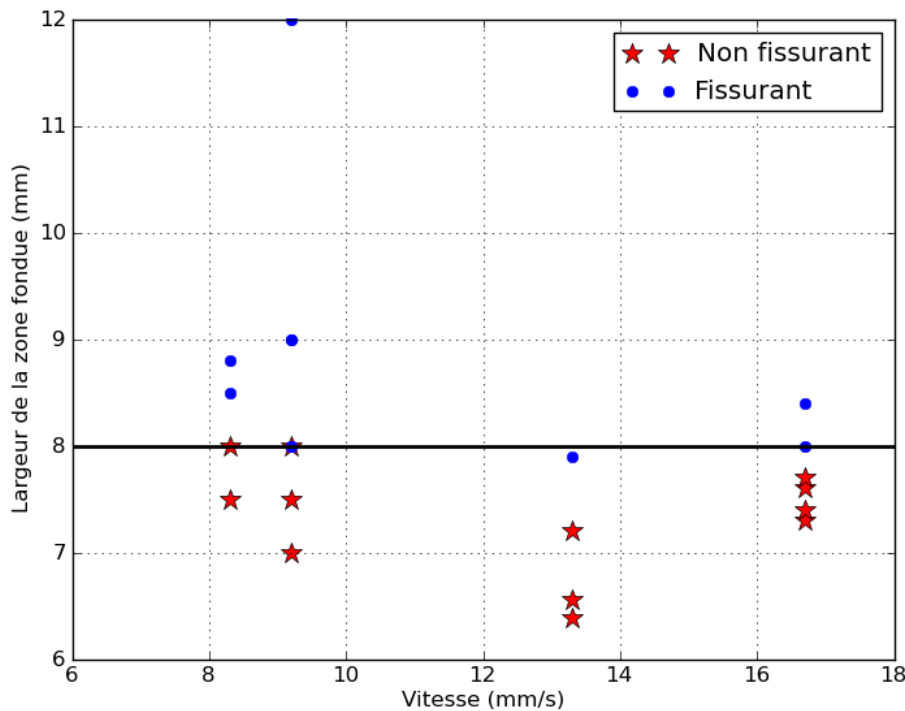


Figure 3.18 – Evolution de la largeur limite de bain de fusion à partir de laquelle la fissuration est observée en fonction de la vitesse de soudage (échantillons d'épaisseur 3 mm à contrainte imposée de 3,5 MPa)

conditions énergétiques de soudage, la condition aux limites à déplacement imposé choisie ici est la plus sévère, ce qui s'explique par la valeur plus élevée de la contrainte initiale alors appliquée, de 25 MPa. Malgré la dilatation de l'échantillon qui fait baisser la contrainte moyenne, celle-ci reste toujours supérieure à 15 MPa.

Les essais réalisés sur les échantillons d'épaisseur 2,3 mm ne montrent pas tout à fait les mêmes tendances. Seuls des essais à déplacement imposé, la condition la plus sévère, ont été réalisés sur cette épaisseur. La limite d'énergie linéique pour provoquer la fissuration diminue ici continuellement lorsque la vitesse de soudage augmente, même si cette diminution est plus rapide pour les faibles vitesses (figure 3.21). De même, la largeur de bain de fusion limite entraînant la fissuration diminue de la même façon que la limite d'énergie linéique avec l'augmentation de la vitesse de soudage (figure 3.22).

La localisation de la première fissure, plus ou moins proche de la zone d'amorçage de l'arc, fournit aussi des indications sur la sévérité du chargement lié à l'opération de soudage. La figure 3.23 montre la distance parcourue par l'arc avant l'apparition de la première fissure pour les différentes énergies de soudage, pour les échantillons d'épaisseur 2,3 mm. On retrouve sur cette figure l'effet de la vitesse de soudage sur les énergies nécessaires pour produire la fissuration, celles-ci étant d'autant plus élevées que la vitesse est faible. Enfin, on constate, pour une même vitesse, que la fissuration se produit globalement d'autant plus tôt que l'énergie est grande.

La figure 3.24 montre l'évolution de la distance parcourue par l'arc électrique lors de l'ap-

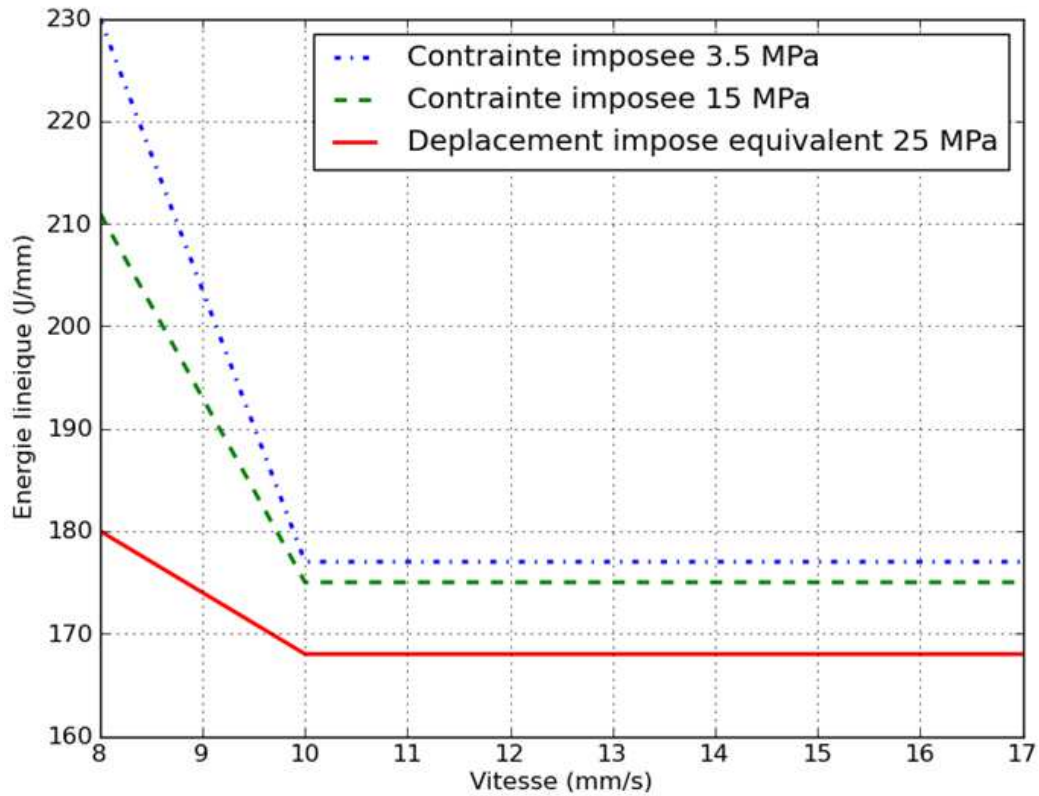


Figure 3.19 – Evolution de la limite d'énergie linéique entraînant la fissuration en fonction de la vitesse de soudage pour trois conditions de chargement des éprouvettes d'épaisseur 3 mm

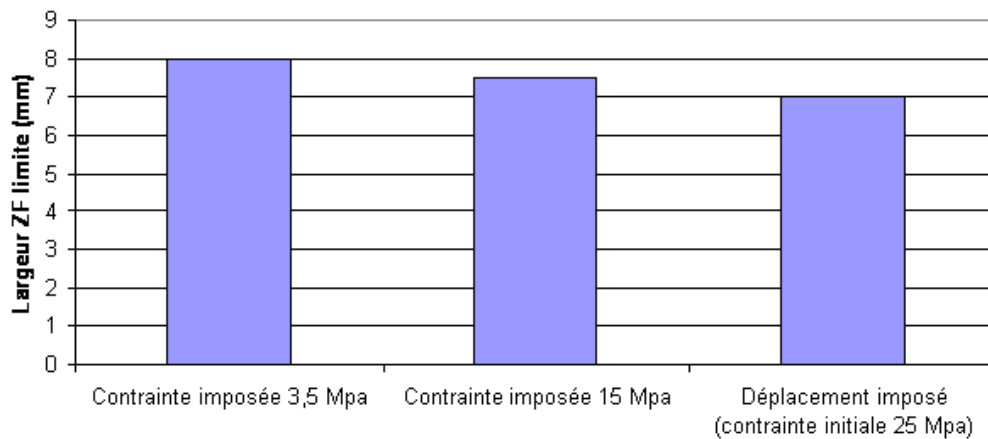


Figure 3.20 – Evolution de la largeur de bain de fusion limite entraînant la fissuration pour différentes conditions de chargement des éprouvettes d'épaisseur 3 mm

partition de la fissuration dans les éprouvettes d'épaisseur 3 mm, pour différentes conditions de soudage. Comme pour les éprouvettes d'épaisseur 2,3 mm, à vitesse de soudage et chargement fixés, la fissuration se produit d'autant plus tôt que l'énergie linéique est grande. Aux faibles vitesses de soudage, l'augmentation du chargement accélère la fissuration. En revanche, on n'observe pas d'effet significatif du chargement ni de la vitesse sur la position de la première fissure

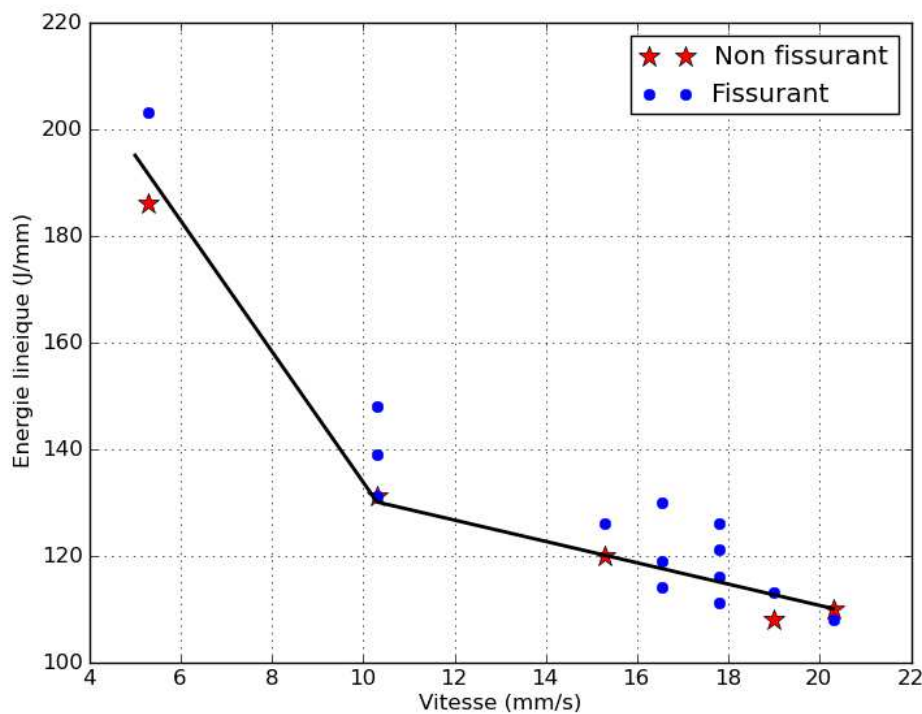


Figure 3.21 – Evolution de la limite d'énergie linéique produisant la fissuration en fonction de la vitesse de soudage (éprouvettes d'épaisseur 2,3 mm soudées avec un déplacement imposé, correspondant à une contrainte initiale de 25 MPa)

pour les hautes vitesses de soudage.

3.4 Simulation numérique de l'essai de fissuration

Le soudage conduit à une distribution de température non uniforme, induisant des dilatations thermiques différentielles à l'origine de contraintes et de déformations plastiques localisées. La distribution des champs de contraintes et de déformations dans l'ensemble de l'éprouvette influence le chargement mécanique dans la zone critique en cours de solidification. La non-uniformité du chargement thermique et la non-linéarité du comportement mécanique du matériau entraînent une forte complexité dans l'analyse des relations entre paramètres procédé et sollicitations mécaniques des zones de solidification. Différentes conditions de soudage ont donc été modélisées numériquement pour permettre d'accéder au moins qualitativement aux contraintes et aux déformations subies par la zone de solidification. Les différents éléments de la modélisation, ainsi que les méthodes de calage de certains paramètres, ont été déjà présentés au chapitre 2.

Cette modélisation relativement simple a été appliquée à la géométrie de l'essai pour étudier l'effet du chargement appliqué et des paramètres énergétiques de soudage sur la fissuration à chaud.

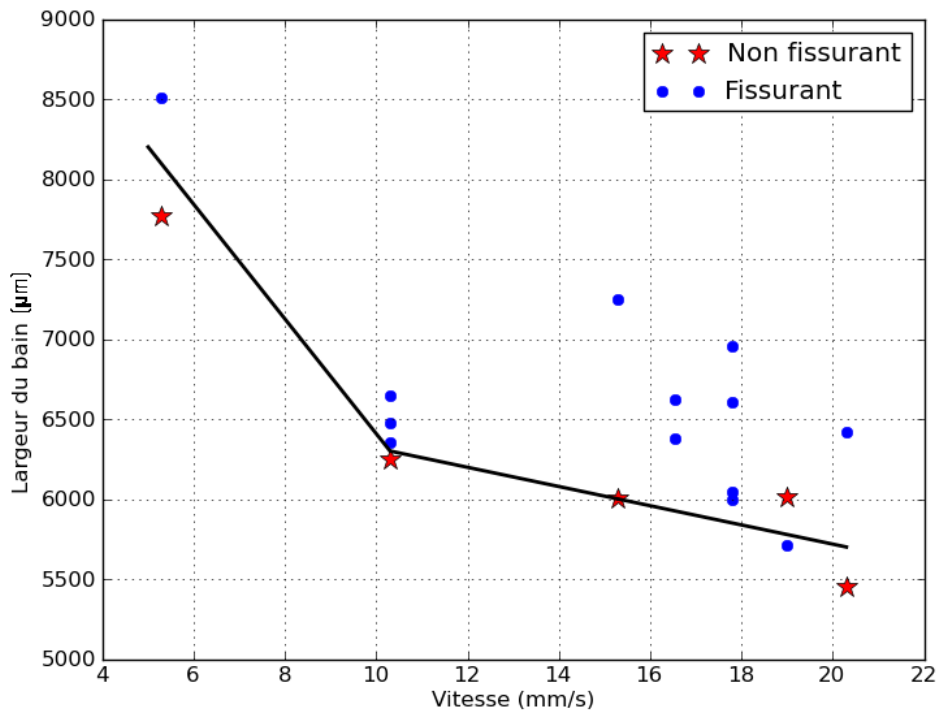


Figure 3.22 – Evolution de la largeur de bain de fusion limite à partir de laquelle la fissuration est observée, en fonction de la vitesse de soudage (éprouvettes d'épaisseur 2,3 mm soudées avec un déplacement imposé, correspondant à une contrainte initiale de 25 MPa)

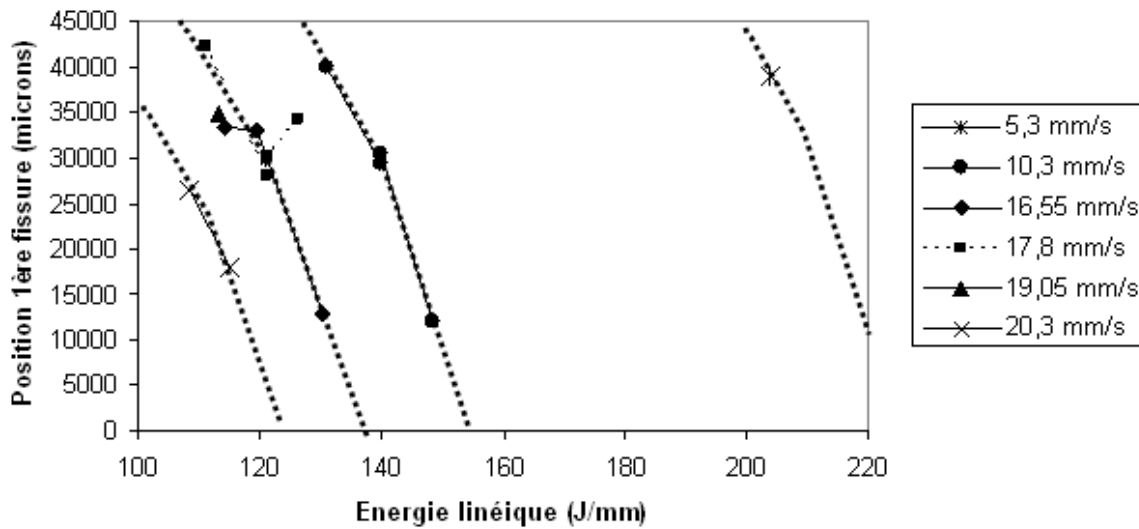


Figure 3.23 – Distance parcourue par l'arc électrique au moment de la fissuration, pour différentes conditions de soudage (éprouvettes d'épaisseur 2,3 mm soudées avec un déplacement imposé)

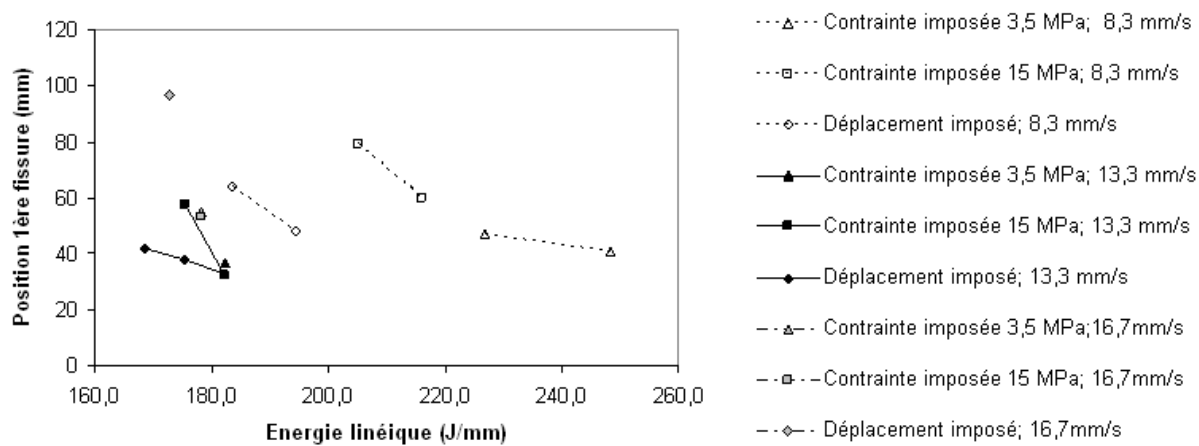


Figure 3.24 – Distance parcourue par l’arc électrique au moment de la fissuration, pour différentes conditions de soudage (éprouvettes d’épaisseur 3mm)

3.4.1 Description de la configuration choisie

La géométrie retenue est représentée sur la figure 3.25. Il s’agit de la géométrie des éprouvettes testées dans la partie précédente, de section rectangulaire, d’épaisseur 2,3 mm ou 3 mm, de longueur 310 mm et de largeur 50mm. Du fait de la symétrie du problème par rapport à l’axe longitudinal, seule la moitié de la tôle est modélisée (figure 3.25). De même, les mors de serrage des éprouvettes ne sont pas représentés. Le maillage est entièrement réalisé avec des éléments solides 2D et comporte 14288 noeuds. Les calculs de simulation numérique sont réalisés en deux dimensions en considérant un état de contraintes planes.

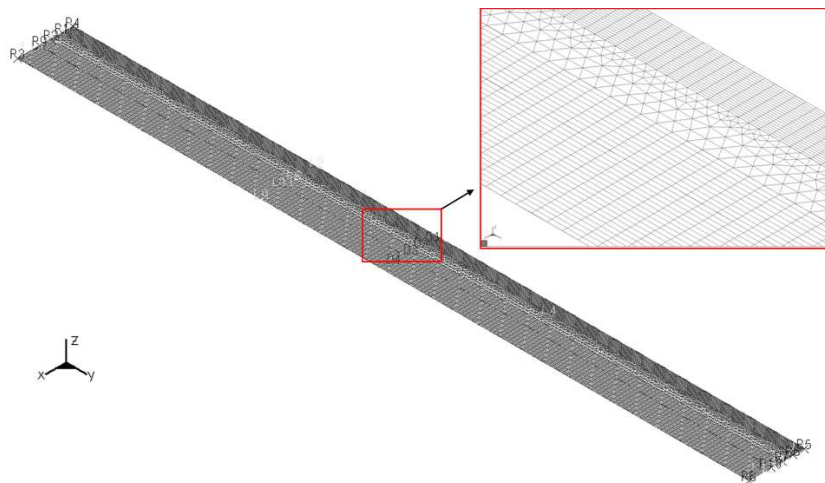


Figure 3.25 – Maillage d’une demi éprouvette

Une ligne de fusion sans métal d’apport sur une éprouvette en alliage d’aluminium 6061 a été modélisée. La source se déplace à une vitesse constante selon l’axe y. Cette source est modélisée par une répartition surfacique gaussienne de chaleur dont la largeur est fixée en fonction du diamètre de l’électrode. La densité maximale de flux, proportionnelle à l’intensité de soudage et au rendement, est évaluée pour chaque paramètre de soudage (cf 2.4.5). Le cycle débute et

s'arrête à 90 mm du bord de la tôle. Les conditions aux limites de chargement varient en fonction des essais modélisés : contrainte imposée ou déplacement imposé. Les conditions initiales et les conditions aux limites thermiques choisies sont une température initiale de la tôle de 20 °C, et une température du milieu extérieur constante et égale à 20 °C. Le coefficient d'échange par convection et l'émissivité sont donnés en 2.4.5. La pièce est supposée exempte de contraintes résiduelles. Cette hypothèse est partiellement fautive. En effet, le laminage et la découpe des échantillons induisent forcément des contraintes résiduelles mais celles-ci sont particulièrement difficiles à prédire et sont donc négligées. Les propriétés physiques, thermiques et mécaniques du matériau sont données dans le chapitre précédent.

Pour tenter de modéliser avec précision les forts gradients observés autour du bain de fusion, le maillage est plus fin dans la région du cordon de soudure. Le maillage est caractérisé par une taille de maille minimale de 0,25 mm x 0,9 mm dans le cordon et de 1,35 mm x 0,5 mm ailleurs, figure 3.25. Le calcul est effectué avec un pas de temps constant de 0,05 s.

Le choix de plusieurs noeuds d'intérêt est important pour tenter de comprendre l'influence de l'évolution du chargement mécanique lié au cycle de soudage sur la fissuration à chaud. Pour cela, trois points caractéristiques vont être étudiés. Le premier sera situé en zone de liaison du métal de base afin de connaître les sollicitations en bord de cordon et d'identifier un risque de liquation éventuel. Le second sera pris au centre du cordon pour évaluer l'effort nécessaire à la propagation de la fissuration dans la zone centrale du cordon. Pour terminer, le point le plus intéressant pour cette étude correspond au point d'initiation de la fissuration, situé en bordure de la zone fondue. Toutefois, la position exacte de ce point reste un paramètre important de l'étude.

3.4.2 Identification de la position de l'initiation de la fissuration à chaud

L'identification, à partir de macrographies post mortem des échantillons et de vidéo réalisées en cours de soudage, de la position exacte de l'initiation de la fissuration à chaud permettra de choisir le noeud du maillage auquel les sollicitations seront étudiées. L'analyse des échantillons au microscope permet de mesurer la distance parcourue par l'arc avant l'initiation de la première fissure, et sa position par rapport au bord de la zone fondue (figure 3.26). Toutefois, il n'est pas certain que l'extrémité des fissures observées sur les macrographies correspond bien à la zone d'initiation. En effet, la fissure a pu s'initier plus au centre du cordon, puis se propager ensuite vers le bord. Les observations par caméra rapide en cours de soudage ont alors permis de situer avec certitude le point d'initiation de la fissuration. De plus, la position de la fissure par rapport à la queue du bain de fusion au moment de son initiation est un second paramètre intéressant à étudier.

La position d'initiation des fissures a été ainsi calculée sur 16 échantillons. La position des trois noeuds A, B, et C étudiés par rapport au bain de fusion sont présentés en figure 3.28.

3.4.3 Analyse des déformations induites par le cycle de soudage

Dans un premier temps, l'évaluation des déformations et des vitesses de déformation a été étudiée pour un chargement à déplacement imposé constant correspondant à une contrainte de traction moyenne initiale dans l'éprouvette de 100MPa. Les chargements imposés avant soudage

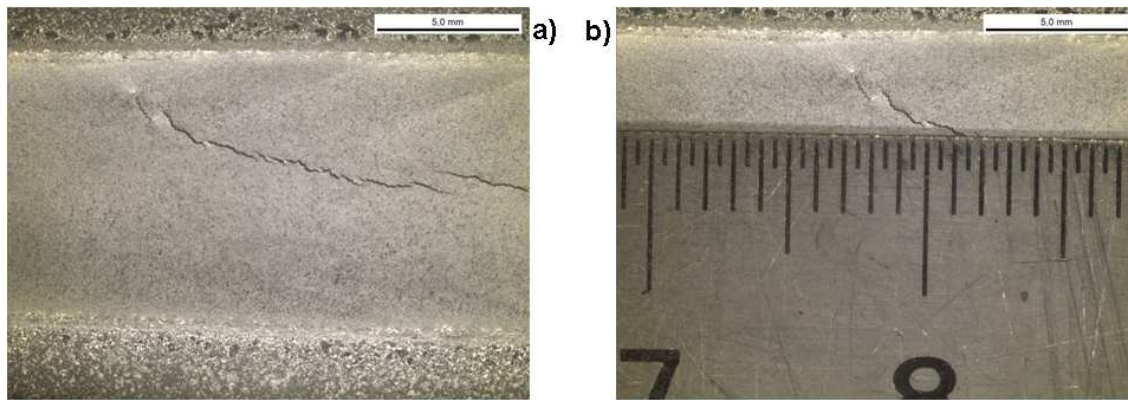


Figure 3.26 – Macrographie de la zone d'initiation de la fissure a), et mesure de la position de la fissure par rapport à l'amorçage de l'arc b)

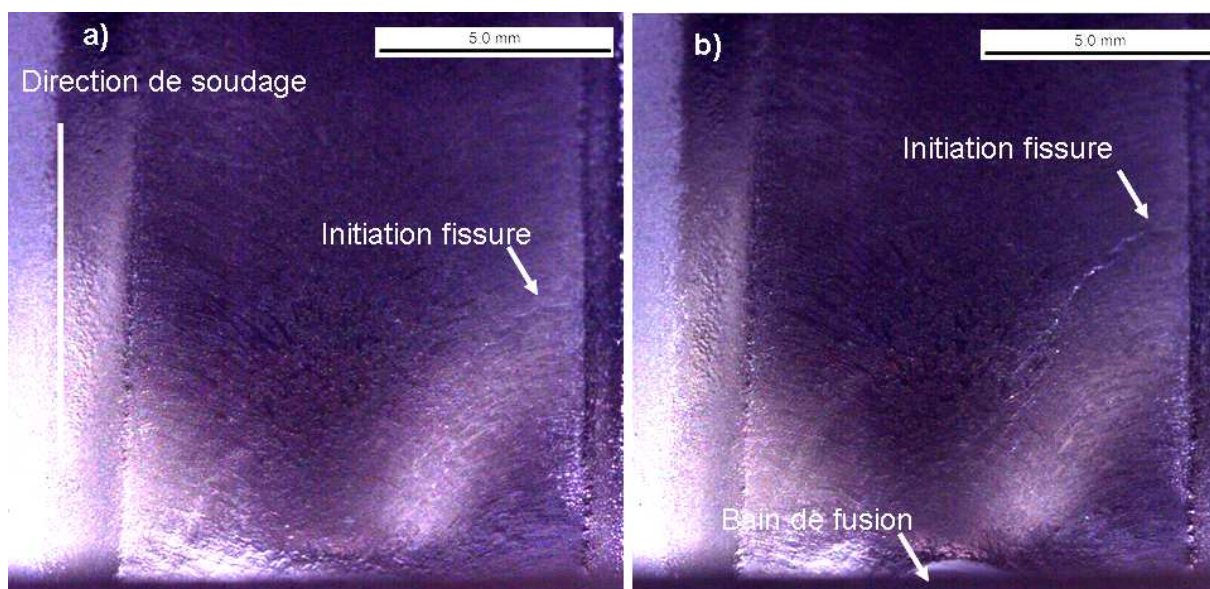


Figure 3.27 – Vidéo réalisée en cours de soudage, et montrant l'initiation de la fissure a) et la propagation de la fissure b)

ont été surévalués par rapport aux conditions expérimentales pour tenter de mieux mettre en évidence leur effet sur les sollicitations subies par la zone de solidification. L'intérêt est plus particulièrement porté sur la déformation et la vitesse de déformation car, d'après l'analyse bibliographique, ce sont les données les plus pertinentes pour étudier la sensibilité à la fissuration à chaud.

La répartition des contraintes longitudinale (σ_{22}) est montrée sur la figure 3.29. Une zone de compression est visible à l'avant du bain, tandis qu'à l'arrière du bain, une large zone en traction longitudinale est à noter. La répartition des contraintes est en accord avec les travaux de Chihoski [14].

La figure 3.30 montre le champ de déformation plastique équivalente une fois que la source de chaleur a atteint sa position finale. Les déformations plastiques sont principalement localisées dans le métal de base au voisinage de la zone fondue. Cette concentration de déformation plas-

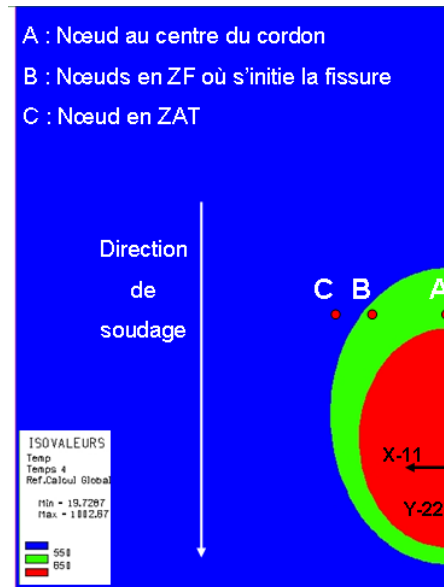


Figure 3.28 – Position des noeuds étudiés

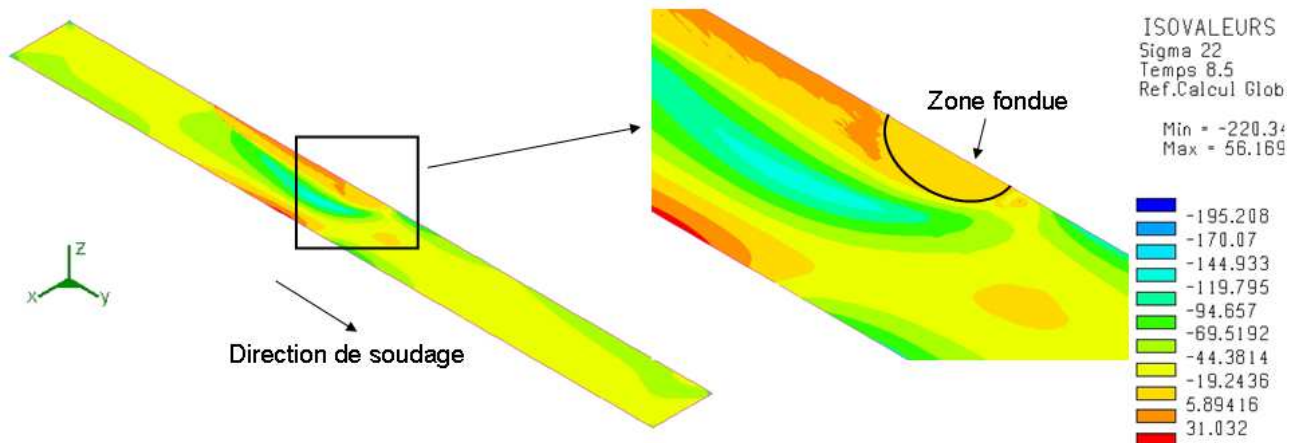


Figure 3.29 – Contrainte longitudinale (YY) en cours de soudage

tique peut s'expliquer par le fait que cette zone est soumise aux plus forts gradients thermiques, et qu'elle subit une dissolution au moins partielle des précipités.

La figure 3.31 montre l'évolution des déformations totales au cours du chargement thermique aux trois points caractéristiques choisis. La déformation ϵ_{11} , transversale à la soudure, est étudiée au noeud A. Pour les deux autres noeuds, B et C, nous avons choisi de représenter la déformation longitudinale ϵ_{22} . Le choix des noeuds et des directions des déformations a été fait en accord avec les observations expérimentales, présentées ci dessus. L'intervalle de fragilité est représenté par deux droites verticales noires, et correspond à la zone de sensibilité, ou BTR, où le chargement mécanique peut entraîner la fissuration. L'analyse des déformations montre que le noeud situé au centre du cordon est soumis à une déformation transverse deux fois moins importante que la déformation longitudinale sur le bord de la zone fondue dans le BTR. D'autre

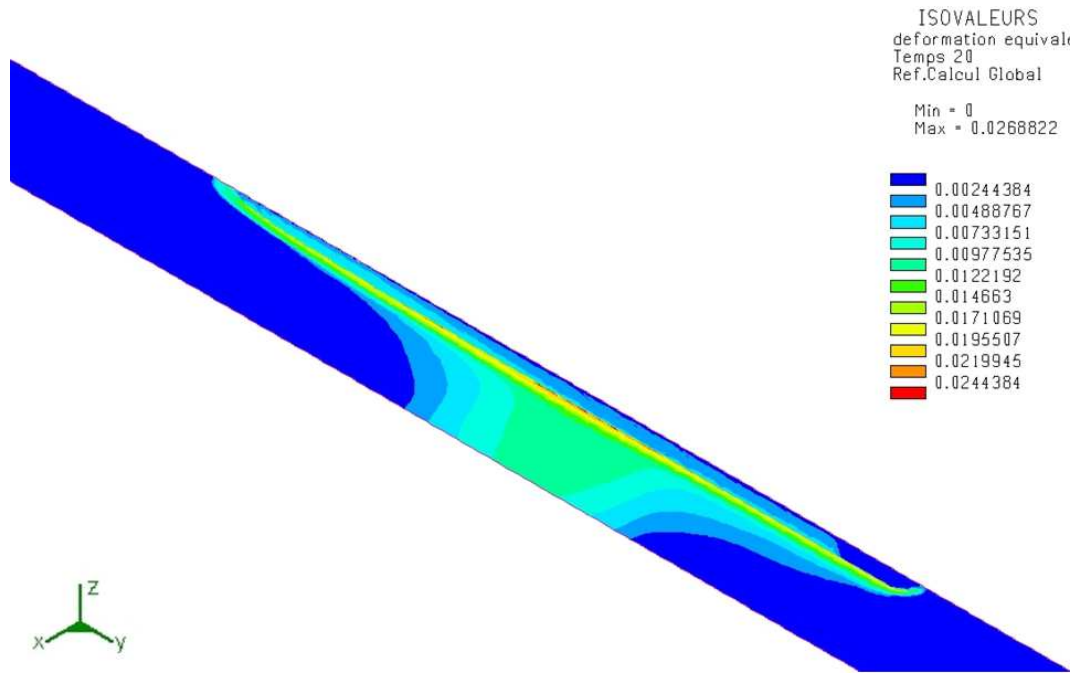


Figure 3.30 – Déformation plastique équivalent en fin de cycle de soudage

part, le risque de liquation parait limité, le noeud en bord de zone fondue dans le métal de base ne présentant pas une sollicitation propice à l'initiation de fissures, comme observé dans les analyses micrographiques. La simulation numérique va dans le sens des observations expérimentales, qui montraient une initiation de la fissuration dans la direction transverse à la direction de soudage et au noeud situé en bordure de la zone fondue.

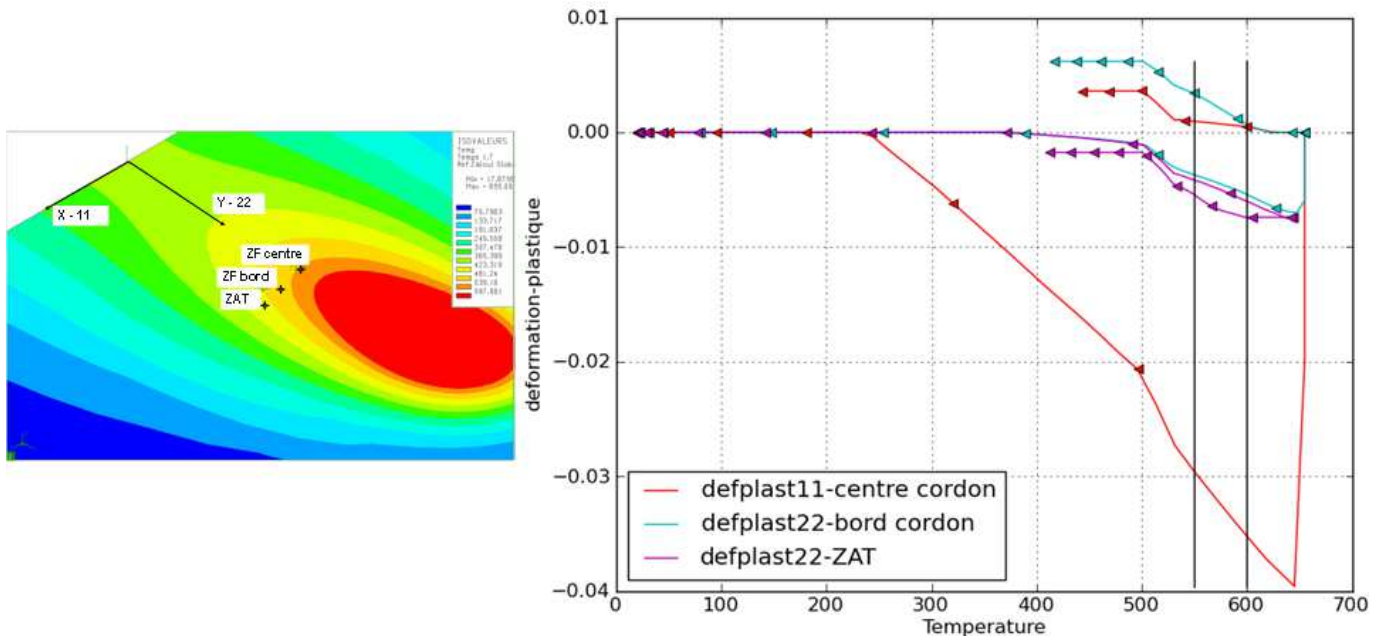


Figure 3.31 – Evolution de la déformation totale aux trois noeuds caractéristiques

Les résultats de simulation présentés en figure 3.32 montrent que la vitesse de déformation est

aussi plus élevée en bord de zone fondue qu'au centre, ce qui favorise l'initiation de la fissuration dans cette zone.

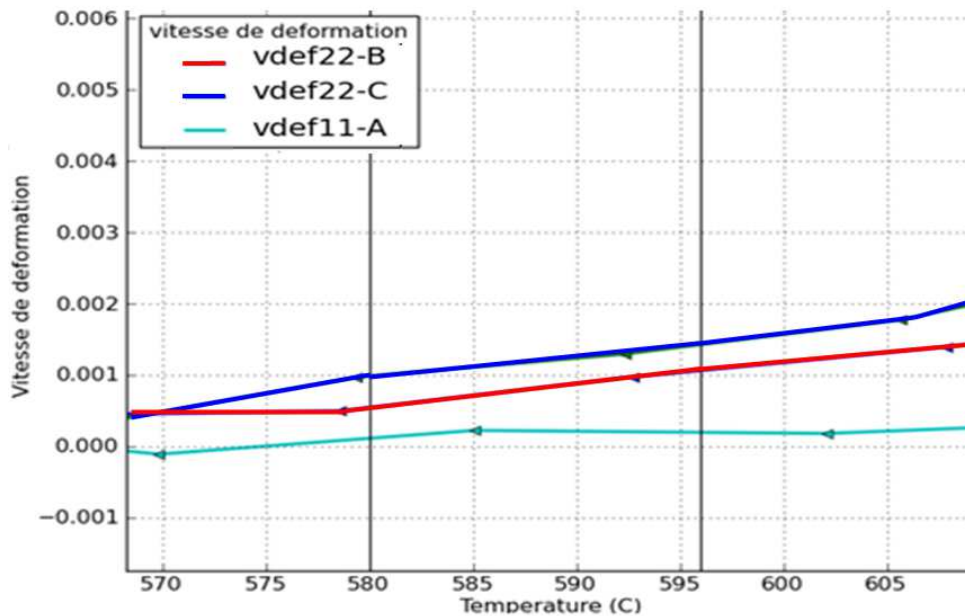


Figure 3.32 – Evolution de la vitesse de déformation, dans l'intervalle de fragilité en fin de solidification

3.4.4 Influence du type de chargement imposé à l'éprouvette

La simulation est aussi utilisée pour montrer l'influence des conditions aux limites mécaniques imposant un chargement externe à l'éprouvette sur les sollicitations de la zone critique. Trois cas sont étudiés ici avec des paramètres énergétiques identiques :

- déplacement constant imposé correspondant à une contrainte de traction longitudinale initiale de 100 MPa (traction).
- déplacement constant imposé correspondant à une contrainte de compression longitudinale initiale de 100 MPa (compression).
- déplacement aux noeuds des extrémités de la tôle bloqué suivant les deux directions (bridée).

Les résultats, présentés en figure 3.33, montrent l'évolution de la déformation totale et de la vitesse de déformation plastique au noeud situé en bord de zone fondue où s'initie la fissuration en fonction de la température. Seule les déformations et les vitesses de déformation longitudinales sont présentées pour ce noeud, car l'initiation de la fissuration se produit expérimentalement de manière perpendiculaire à la direction de soudage. Dans le BTR, signalé par les deux droites noires, la déformation longitudinale totale du cas avec traction est positive et bien supérieure à la déformation du cas bridé. De plus, la vitesse de déformation plastique est elle aussi supérieure dans le cas en traction. Ceci signifie donc qu'en fin de solidification, la zone est soumise à une déformation et une vitesse de déformation positives, perpendiculaire à la direction de croissance des grains colonnaires, d'autant plus élevée que le chargement mécanique initial est grand, ce qui aura donc tendance à promouvoir l'ouverture de la fissuration. Le test développé, consistant

à solliciter la tôle par un effort de traction longitudinal, semble donc bien favoriser l'amorçage de fissures.

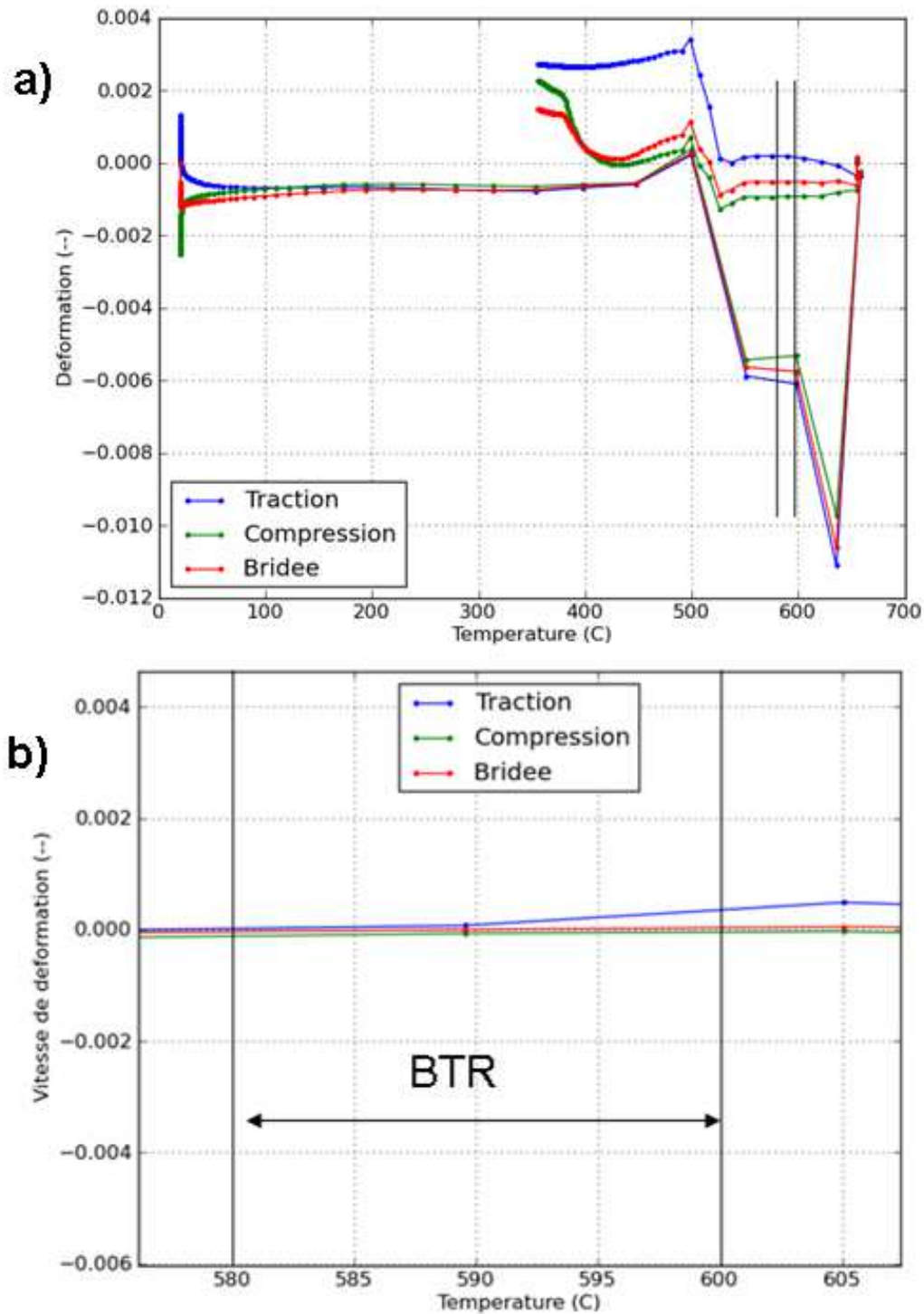


Figure 3.33 – Evolution de la déformation totale longitudinale en fonction de la température au noeud B, pour différentes sollicitations a), et de la vitesse de déformation plastique dans l'intervalle de fragilité b)

3.4.5 Influence de l'énergie apportée

Deux configurations ont été testées dans le but d'évaluer l'importance des paramètres énergétiques sur la répartition des déformations. Les résultats comparés ici sont tous deux obtenus avec un déplacement constant induisant un effort de traction initial de 100 MPa dans la direction longitudinale. Le premier calcul est réalisé avec une vitesse de soudage de 8,3 mm/s et des paramètres de source calés sur l'essai réalisé avec une intensité de 170 A. Le second est réalisé avec la même vitesse, mais la source est calée par rapport à l'essai réalisé avec 200 A. Notons que l'essai réalisé avec 170 A était non fissurant, alors que celui réalisé à 200 A était fissurant.

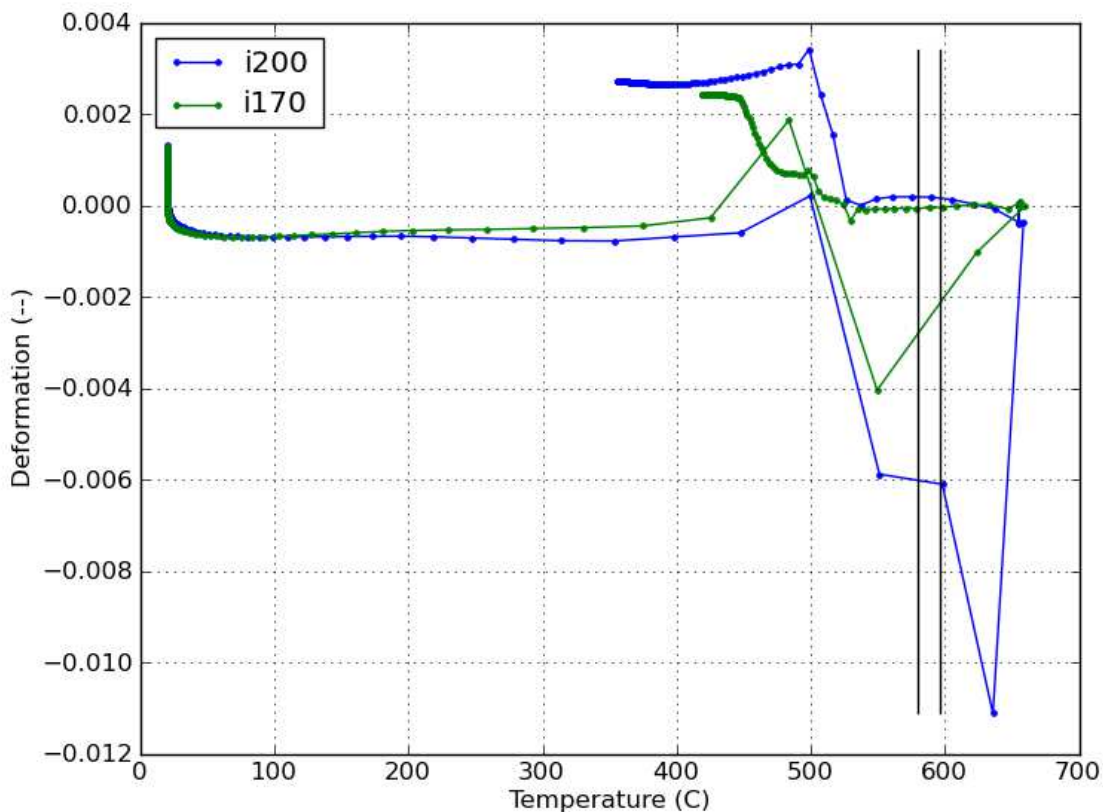


Figure 3.34 – Evolution de la déformation longitudinale totale en fonction de la température, pour deux intensités de soudage, et une vitesse de 8,3 mm/s

La figure 3.34 montre l'évolution de la déformation longitudinale totale au noeud situé en bord de la zone fondue, dans les deux configurations présentées précédemment. La déformation est supérieure dans le cas où l'énergie apportée à la tôle est la plus élevée, ce qui tend à favoriser la fissuration, conformément à ce qui est observé expérimentalement.

3.5 Conclusion

Pour apprécier la sensibilité à la fissuration à chaud de l'alliage étudié, un essai simple et original a été développé. Cet essai permet d'initier la fissuration en agissant sur deux types de

paramètres :

- les paramètres énergétiques, à travers l'intensité et la vitesse de soudage ;
- les conditions aux limites de chargement des éprouvettes, en imposant dans la direction de soudage un déplacement constant ou un effort constant.

L'essai a été mis en oeuvre pour évaluer la sensibilité à la fissuration à chaud de deux lots d'éprouvettes d'alliage 6061-T6, d'épaisseurs 2,3mm et 3mm. Les deux lots présentent des comportements en soudage assez différents, aussi bien au niveau des microstructures de solidification formées que de l'influence des paramètres de soudage sur la fissuration. Ces différences peuvent être attribuées à de légers écarts de composition chimique, qui favorisent la formation de grains fins et équiaxes dans les zones fondues des échantillons d'épaisseur 3mm, alors que de larges grains colonnaires apparaissent en périphérie des zones fondues des échantillons d'épaisseur 2,3mm. Ce changement de morphologie des grains de la zone fondue peut expliquer en partie les différences observées concernant l'influence des paramètres énergétiques sur la fissuration des deux lots. Pour chacun, une énergie linéique minimale peut être déterminée pour chaque vitesse de soudage, qui tend à diminuer lorsque la vitesse de soudage augmente. Cependant, cette valeur minimale d'énergie se stabilise pour les grandes vitesses de soudage dans le lot d'épaisseur 3mm, alors qu'elle continue de diminuer pour le lot d'épaisseur 2,3mm. Une augmentation du chargement appliqué dans la direction longitudinale conduit dans tous les cas à une diminution de l'énergie linéique minimum produisant la fissuration. Les résultats de la simulation numérique montrent des champs de contraintes, et surtout de déformations, qui permettent d'expliquer les phénomènes de fissuration. Les déformations longitudinales sont en effet maximales sur les bords de la zone fondue, ce qui explique l'initiation de fissures transversales dans ces zones, qui se propagent ensuite dans une direction longitudinale vers le centre du cordon. La simulation permet aussi d'expliquer de manière qualitative l'influence sur la fissuration d'une augmentation de l'effort de traction longitudinale appliqué pendant l'essai, ou de l'énergie linéique pour une vitesse constante, qui ont toujours pour effet d'augmenter les déformations longitudinales dans les zones d'initiation des fissures. Ces résultats numériques ne permettent cependant pas à eux seuls d'expliquer tous les résultats expérimentaux, en particulier les différences de comportement entre les deux lots d'éprouvettes, qui pourraient être liées à des facteurs microstructuraux autant que mécaniques. Dans le chapitre suivant, nous allons donc nous intéresser plus finement aux différences de microstructures générées au cours de la solidification, et nous tenterons de modéliser leurs évolutions en fonction des champs de températures, pour permettre de les prédire à partir des conditions de soudage.

Chapitre 4

Etude des microstructures de solidification

Le chapitre précédent s'est intéressé à valider un dispositif expérimental original pour la caractérisation de la fissuration à chaud. Il a été montré que l'essai permettait d'initier les fissures pour une géométrie d'éprouvette donnée en contrôlant les paramètres énergétiques du procédé et les conditions de chargement mécanique de l'éprouvette. La fissuration est le résultat de sollicitations thermiques et mécaniques complexes appliquées à une zone en cours de solidification. La solidification en cours de soudage est un phénomène complexe à cause du cumul de plusieurs facteurs :

- fort gradient thermique mis en jeu dans la zone de solidification ;
- forte vitesse d'avance du front de solidification ;
- forts mouvements de convection dans la zone liquide.

L'ensemble de ces phénomènes sont, de plus, à prendre en compte suivant des échelles caractéristiques différentes :

- échelle globale du bain de fusion ;
- échelle des régions de microstructures colonnaire ou équiaxe ;
- longueurs caractéristiques des différents éléments de la microstructure (taille de grains, espaces interdendritiques ...).

Dans ce chapitre, une analyse géométrique des microstructures obtenues après solidification des différentes zones est réalisée dans l'optique d'apporter des éléments sur la compréhension de l'interaction entre le chargement thermique imposé par le procédé et la microstructure issue de la solidification du bain de fusion. Les conditions thermiques conduisant à la formation des différentes morphologies de grains sont bien connues. En revanche la relation entre les paramètres de soudage et la microstructure est moins bien expliquée du fait de la complexité des relations entre ces paramètres et les champs de température générés. Afin d'apprécier les relations entre microstructures et paramètres procédés, une étude de l'évolution de la morphologie de la microstructure de la zone de fusion en fonction des paramètres énergétiques de soudage a été menée.

A l'échelle macroscopique, la largeur des zones colonnaires et équiaxes sera évaluée. A l'échelle microscopique, d'autres paramètres vont être intéressants à étudier. Pour la zone colonnaire, la largeur moyenne des grains, leur orientation moyenne de croissance, ou encore la désorienta-

tion maximale entre deux grains seront évalués, dans le but d'identifier une influence de ces paramètres sur l'initiation de la fissuration à chaud. Pour la zone équiaxe, la taille moyenne des grains et leur facteur d'élongation sont les principales caractéristiques morphologiques qui peuvent affecter la fissuration à chaud.

Pour finir, une modélisation de la solidification sera proposée, basée sur ces mesures expérimentales, pour tenter de prédire les caractéristiques morphologiques de la microstructure de solidification en fonction des paramètres énergétiques de soudage.

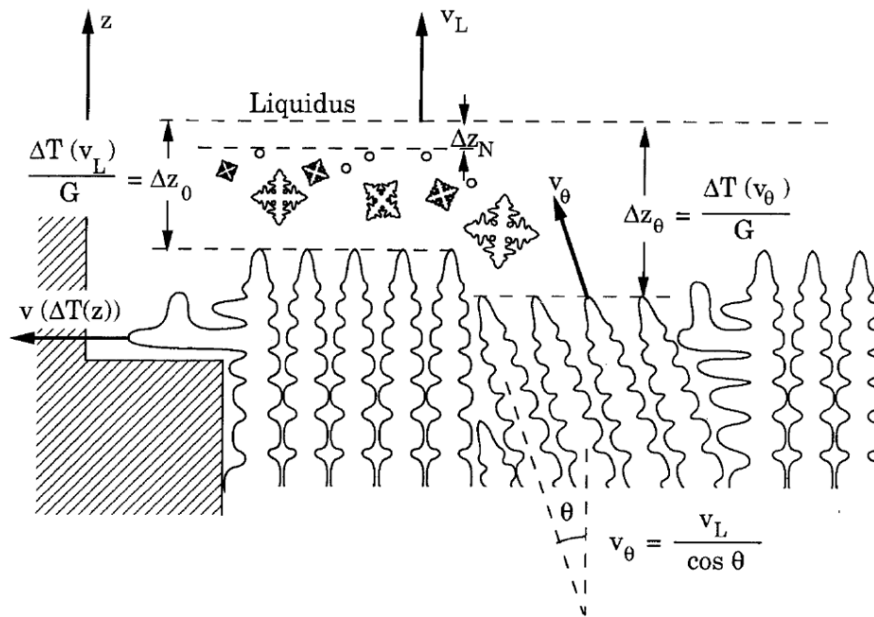


Figure 4.1 – Mécanisme de croissance des grains dans un champ de température non uniforme [79]

4.1 Mesure des longueurs caractéristiques de la microstructure

Le but de ce paragraphe est d'identifier les longueurs caractéristiques des différents éléments de la microstructure, et d'évaluer leurs évolutions en fonction des paramètres de soudage.

Ces analyses ont été faites à partir d'observations macrographiques et micrographiques en lumière blanche et lumière polarisée. Les techniques de préparation des échantillons ont été présentées au chapitre 2.

4.1.1 Tailles des zones équiaxes et colonnaires

Comme les éprouvettes d'épaisseur 3mm ne montraient pas de zone colonnaire (cf chapitre 3), ces mesures ne sont effectuées que sur les échantillons d'épaisseur 2,3mm. Dans le chapitre précédent, en effet, deux zones particulières de la zone fondue ont été identifiées sur ces échantillons : une zone de grains colonnaires, en bord de cordon et une zone équiaxe, au centre. La nature colonnaire ou équiaxe des grains est fortement corrélée aux conditions de solidification,

que déterminent les paramètres de soudage. Lors du refroidissement du bain de fusion en cours de soudage, les grains solides constitués de plusieurs dendrites orientées selon les mêmes directions cristallographiques, croissent dans un premier temps par 'épitaxie' en prolongeant le réseau cristallin des grains partiellement fondus se trouvant sur la frontière de la zone fondue. Cette croissance se produit dans l'une des directions cristallographiques de croissance préférentielle, la plus proche de la direction du gradient thermique. Les grains ont ainsi une orientation moyenne qui correspond sensiblement à la direction perpendiculaire aux isothermes. Cependant, lorsque la vitesse de déplacement des isothermes est élevée, le phénomène de ségrégation, qui se traduit par un enrichissement en soluté du liquide situé à la pointe des dendrites, et par une diminution de la température du liquidus, entraîne la diminution de la température de l'interface solide/liquide. Le liquide présent en avant de cette interface étant moins riche en soluté, sa température de début de solidification est plus élevée, et des germes solides d'orientation aléatoire peuvent alors se former au sein de ce liquide si sa température est inférieure à la température du liquidus. Ce sera le cas si le gradient thermique à l'avant des têtes de dendrite est faible, on aura alors une zone de surfusion étendue dans le liquide, qui conduira à la germination de grains équiaxes au sein de cette zone [32]. Ce phénomène est illustré sur la figure 4.1.

La figure 4.2 montre en vue de dessus une macrographie d'un cordon sous lumière polarisée. On y distingue le cordon, les zones colonnaires, la zone équiaxe et le métal de base. La taille, tout comme la proportion des zones de grains colonnaires et de grains équiaxes varient en fonction des paramètres de soudage.

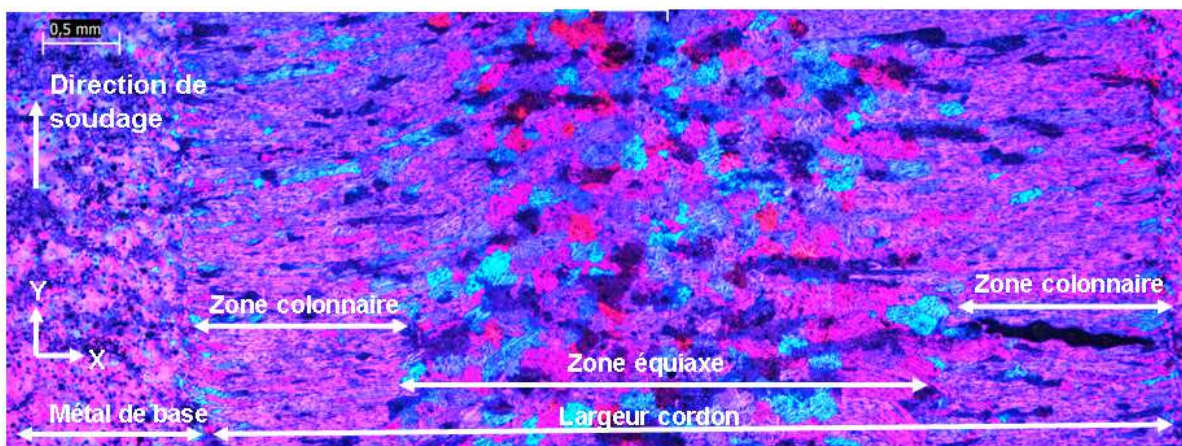


Figure 4.2 – Macrographie du cordon obtenu en lumière polarisée

La première étape a été de mesurer la largeur de chaque zone et de tenter de la corréler avec les paramètres de soudage. Les évolutions de la largeur de la zone colonnaire, de la zone équiaxe et de la largeur totale du cordon sont données en fonction de l'énergie linéique de soudage en figure 4.3. Les largeurs de la zone colonnaire indiquées correspondent à la somme des mesures effectuées à droite et à gauche du cordon, figure 4.2. La largeur des deux zones augmente avec l'augmentation de l'énergie linéique. De plus, la largeur des zones colonnaires est toujours supérieure à la largeur de la zone équiaxe. Toutefois, les tendances observées doivent être relativisées, comme le montre d'ailleurs la dispersion des points sur le graphe, car l'augmentation

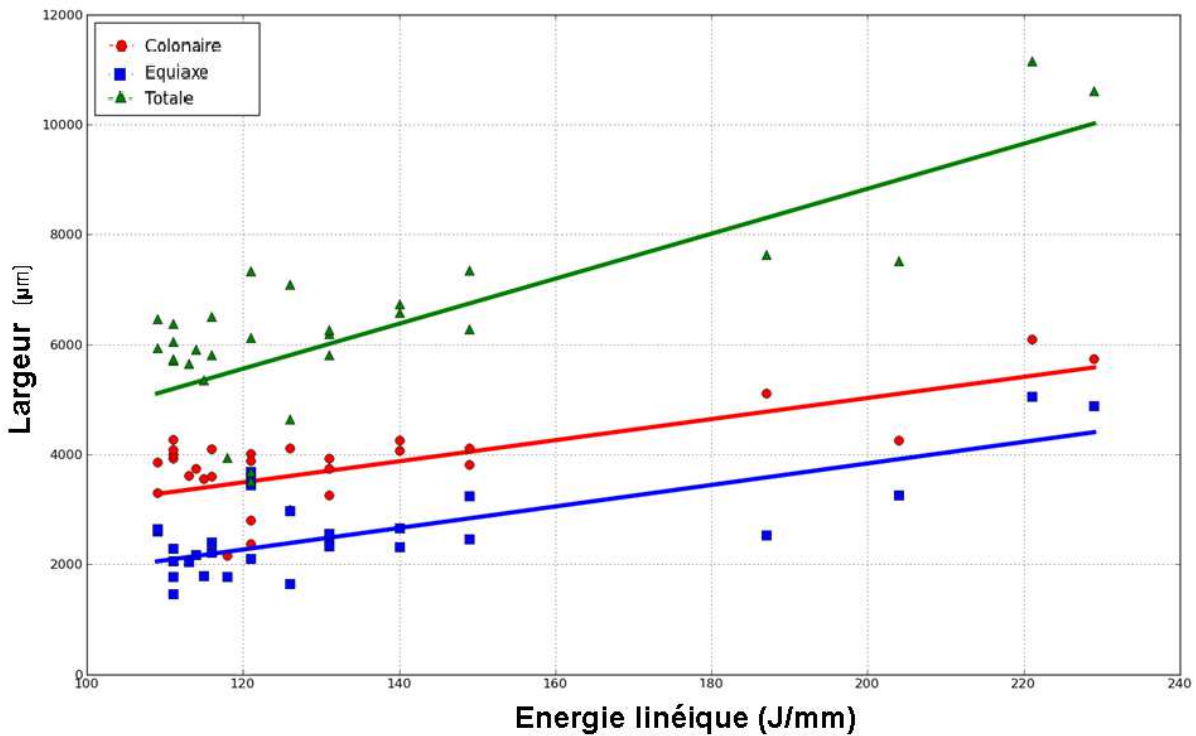


Figure 4.3 – Evolution de la largeur des zones en fonction de l'énergie linéique de soudage

de l'énergie linéique peut être le résultat d'une augmentation de l'intensité ou d'une diminution de la vitesse de soudage.

Les figures 4.4 et 4.5 montrent l'évolution du rapport entre la largeur de la zone colonnaire et celle de la zone équiaxe, en fonction respectivement de l'énergie linéique et de la vitesse de soudage. On observe une tendance à la diminution de ce rapport lorsque l'énergie augmente, et à une légère augmentation lorsque la vitesse diminue. Si l'on admet qu'une microstructure de grain colonnaire est bien plus sensible à la fissuration à chaud qu'une structure équiaxe, on peut donc penser que l'augmentation de l'énergie linéique réduit les risques, alors que l'augmentation de la vitesse l'augmente. Toutefois, ces résultats présentent une grande dispersion, ce qui traduit la complexité des relations entre paramètres énergétiques et microstructure de solidification, et sont donc à prendre avec grande précaution.

En effet, l'augmentation de la vitesse de soudage, à énergie constante, donc à volume de bain de fusion sensiblement constant, augmente globalement la vitesse de déplacement des isothermes et la vitesse de solidification, et donc le phénomène de ségrégation, mais aussi modifie les gradients thermiques, en les augmentant en périphérie, et en les diminuant au centre. Ainsi donc, l'augmentation de la vitesse de soudage a deux effets antagonistes : en favorisant la ségrégation en pointes de dendrites, elle favorise la germination de grains équiaxes, mais en augmentant le gradient thermique en périphérie du cordon, elle favorise la formation des grains colonnaires, même si au centre du cordon les plus faibles gradients favorisent la formation de grains équiaxes.

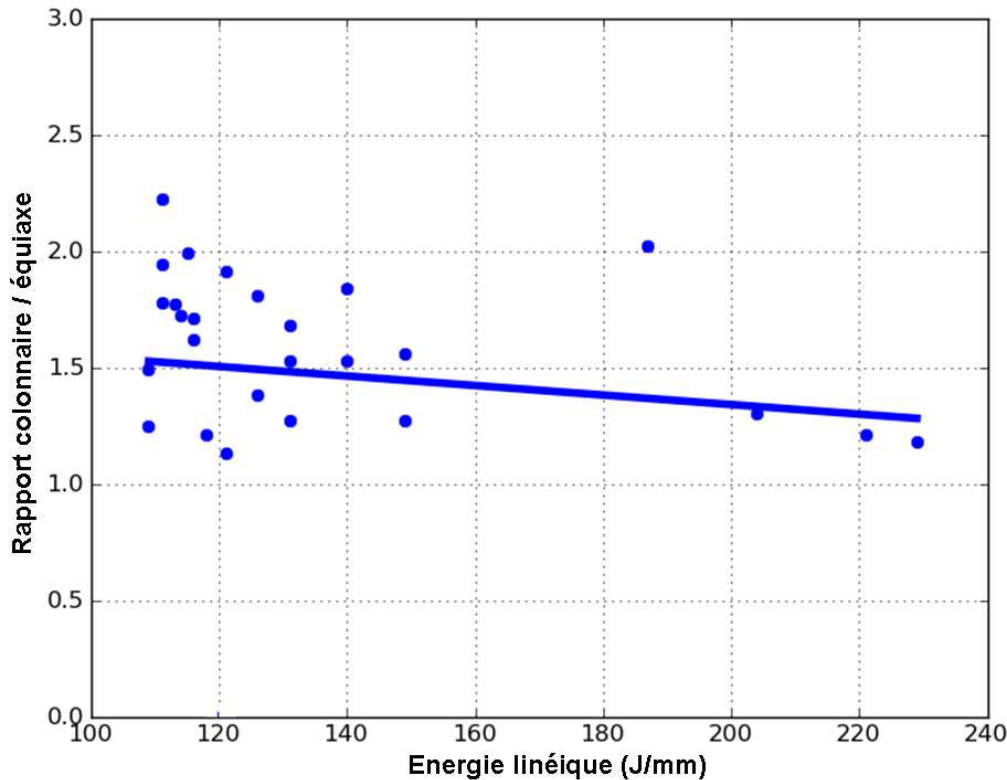


Figure 4.4 – Evolution du rapport entre les largeurs des zones colonnaire et équiaxe en fonction de l'énergie linéique de soudage

4.1.2 Mesures relatives aux grains colonnaires

Après l'analyse macroscopique du cordon, des mesures ont été faites en zone colonnaire située sur les bords du cordon. La figure 4.6 montre plusieurs grains colonnaires observés en lumière polarisée. Ces grains se forment par épitaxie avec les grains du métal de base situés en bordure de zone fondue. Plusieurs dendrites colonnaires se forment ainsi sur chaque grain du métal de base, et croissent dans la direction cristallographique de croissance préférentielle, la plus proche de la normale aux isothermes. Pour les alliages d'aluminium, ces directions de croissance préférentielle, qui permettent de minimiser l'énergie d'interface solide/liquide, sont les directions cristallographiques de type $[100]$. La longueur des grains colonnaires est généralement égale à la longueur de la zone colonnaire. Seuls quelques grains sont stoppés par la croissance d'autres grains colonnaires ayant une direction de croissance plus favorablement orientée. Plusieurs paramètres caractéristiques de la zone colonnaire vont être mesurés :

- l_c la largeur de grain colonnaire qui est mesurée perpendiculairement à sa direction de croissance, comme montré sur la figure 4.6 ;
- l'angle θ_c qui mesure l'orientation apparente de croissance des grains colonnaires par rapport à la direction transverse au soudage ;
- l'angle θ_d qui mesure la désorientation observée entre deux grains colonnaires adjacents.

L'évolution de la largeur des grains colonnaires en fonction de la position du grain dans le cordon, le long d'une ligne transversale, est représentée sur la figure 4.7 pour deux vitesses de soudage. En bord de cordon, les grains ont sensiblement la même largeur que les grains

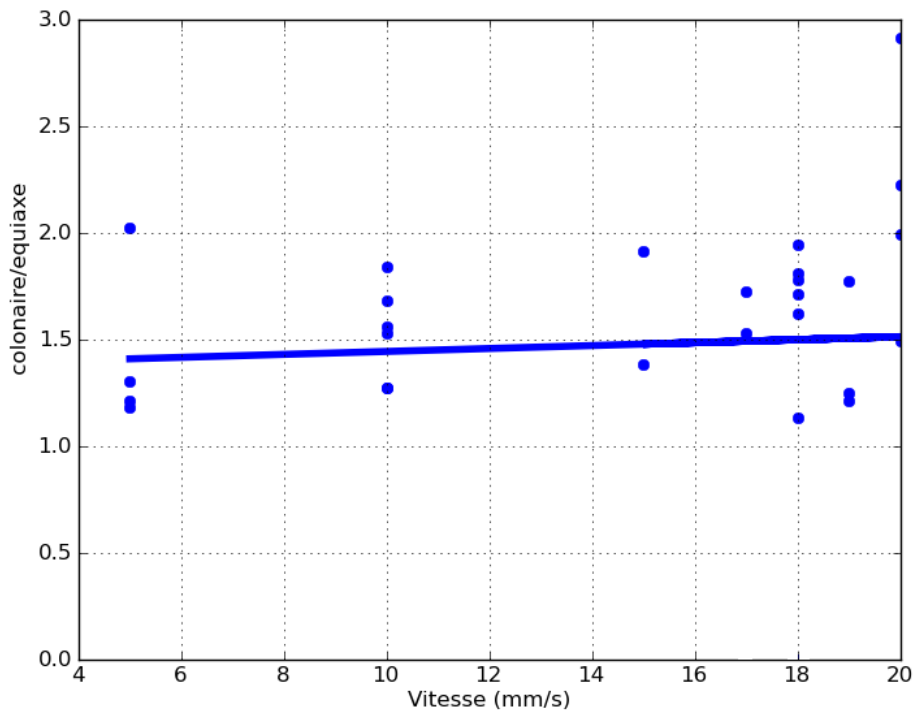


Figure 4.5 – Evolution du rapport entre les largeurs des zones colonnaire et équiaxe en fonction de la vitesse de soudage

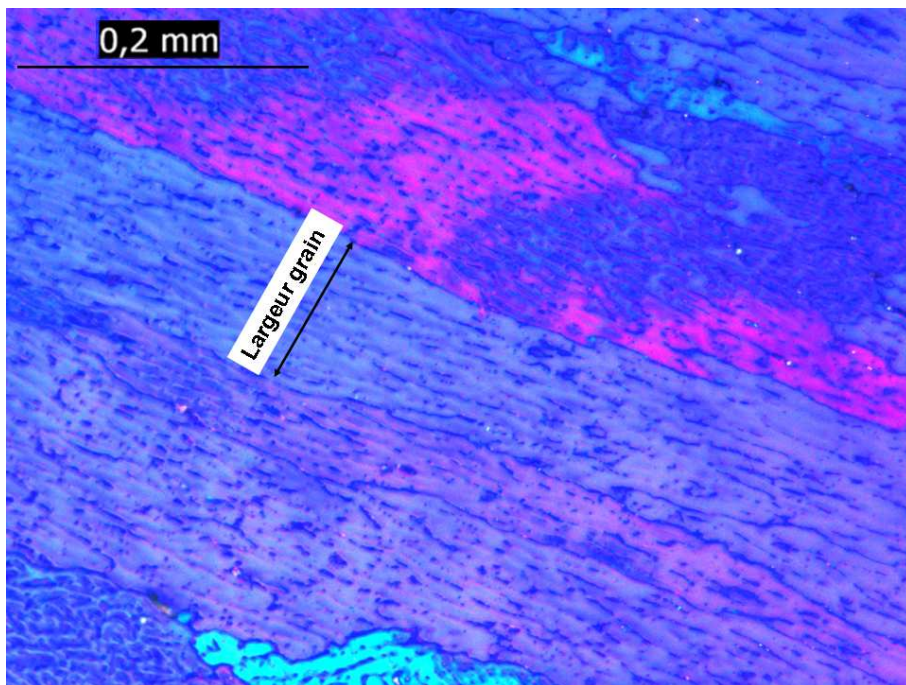


Figure 4.6 – Géométrie des grains colonnaires généralement observée (microscopie en lumière polarisée)

équiaxes du métal de base à l'interface avec la zone fondue. Ces grains s'élargissent ensuite, avec la disparition des grains ayant une orientation moins favorable. L'évolution de la largeur moyenne des grains est quasiment symétrique de part et d'autre du cordon. On observe aussi une augmentation de la largeur des grains colonnaires lorsqu'on diminue la vitesse de soudage.

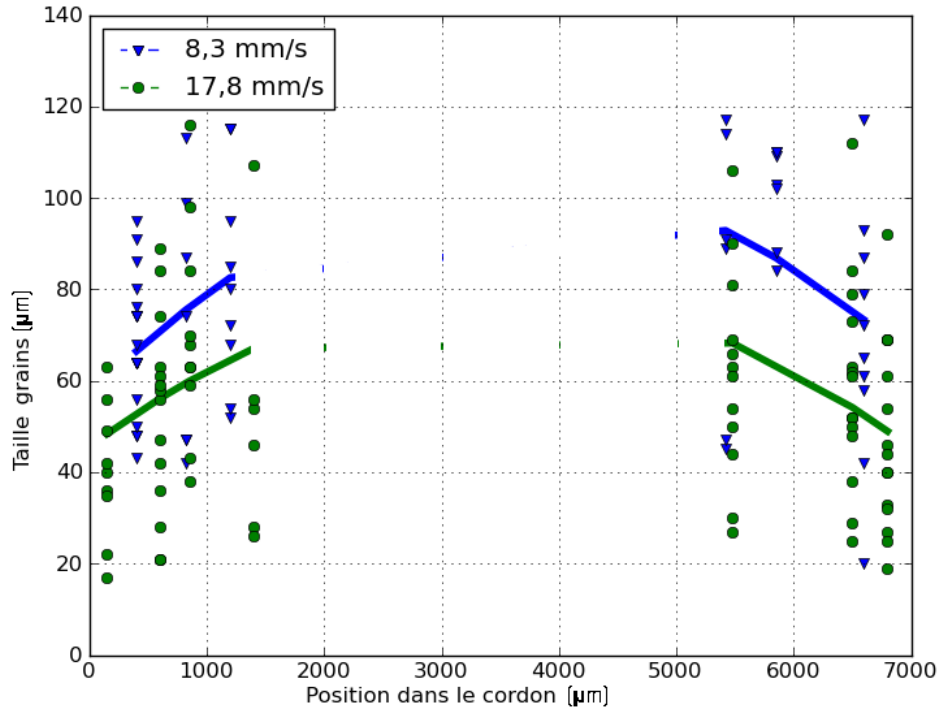


Figure 4.7 – Evolution de la largeur des grains colonnaires en fonction de la position dans le cordon pour une vitesse de 8,3mm/s et 17,8 mm/s

La fissuration à chaud est liée au manque de matière en fin de solidification, qui ne permet pas de compenser le retrait de solidification. Or en soudage, le bain liquide constitue un réservoir de matière qui peut migrer pour compenser le retrait de solidification. Toutefois, la circulation du liquide lorsque la fraction de solide est élevée est difficile. La géométrie des grains a, nous l'avons dit, une grande importance, en jouant sur la perméabilité du milieu et donc sur la capacité à guérir les zones de manque de matière. L'orientation de croissance des grains colonnaires peut cependant aussi conditionner l'alimentation en liquide en fin de solidification. En effet, on peut penser que la croissance de grains colonnaires perpendiculairement à l'avance du bain liquide aura tendance à limiter l'arrivée du liquide en pied de dendrites. La décohésion de deux grains pourra donc plus difficilement être guérie par une alimentation en liquide résiduel. Nous avons donc choisi de mesurer l'angle, θ_c , entre la direction transverse à la direction de soudage et la direction de croissance apparente des dendrites (figure 4.8). Notons que cette direction observée correspond en réalité à la projection de la direction cristallographique de type [100] la plus proche de la direction du flux thermique dans le plan de l'échantillon.

A haute vitesse de soudage, la croissance des grains colonnaires se fait en moyenne presque perpendiculairement au bord du cordon, tandis que lorsque la vitesse de soudage diminue, les

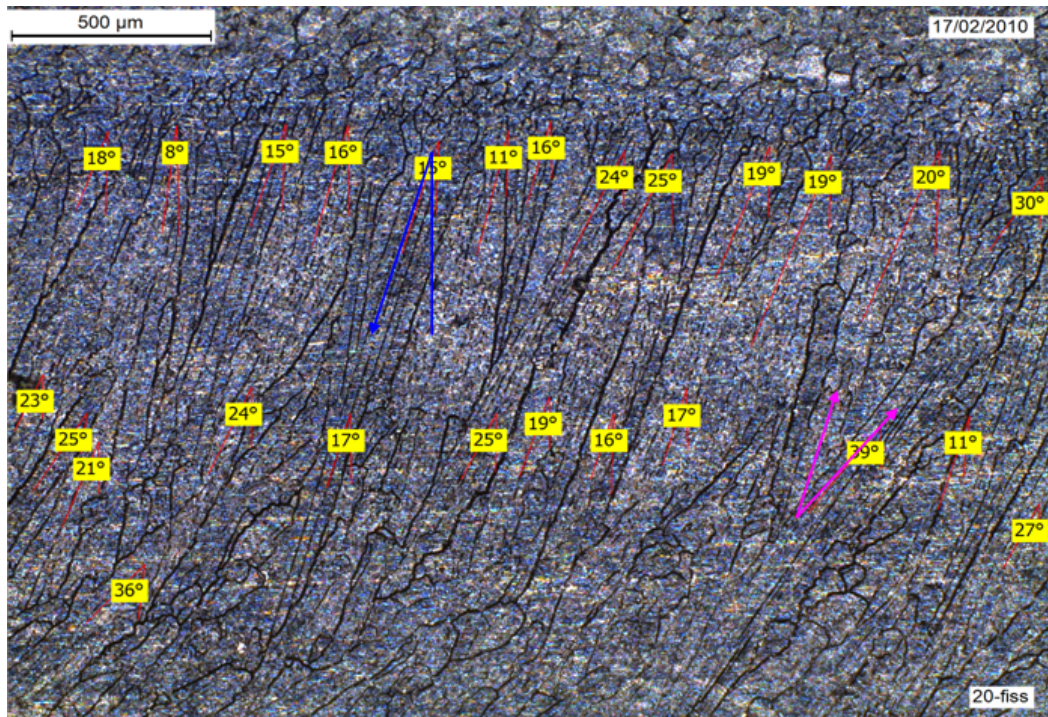


Figure 4.8 – Mesures des orientations apparentes dans la zone colonnaire (vitesse de soudage 8,3mm/s)

grains croissent dans une direction plus inclinée (figure 4.9). Ceci est à relier à la forme du bain de fusion, qui est beaucoup plus allongé pour les fortes vitesses de soudage.

Dans un second temps, nous nous sommes intéressés à la désorientation apparente observée entre deux grains en considérant que la direction de croissance des dendrites correspond toujours à une direction cristallographique de type [100]. La désorientation moyenne diminue avec la vitesse, traduisant le fait que plus de grains moins favorablement orientés sont alors éliminés.

De plus, nous nous sommes intéressés à mesurer la désorientation entre deux grains de part et d'autre des fissures. En effet, selon la bibliographie, une désorientation supérieure à 14 degrés favorise le risque de fissuration à chaud [99]. Toutefois, dans l'ensemble des essais observés, aucune corrélation n'a pu être faite entre l'angle de désorientation et les fissures. Les fissures sont même observées entre deux grains ayant des directions de croissances apparentes très proches. Ces résultats sont toutefois à prendre avec précautions, car n'oublions pas que nous mesurons la projection dans le plan de l'échantillon de la direction de croissance.

4.1.3 Mesures relatives aux grains équiaxes

Les grains équiaxes germent principalement de manière hétérogène à partir de particules solides initialement présentes dans le bain de fusion, impuretés ou précipités. Leur orientation cristalline est a priori aléatoire, même si elle peut être liée à celle des particules qui ont permis leur germination. Ces germes croissent ensuite pour former des dendrites dont les bras primaires correspondent aux directions cristallographiques de croissance préférentielle, de type [100] pour les alliages d'aluminium. Le bras primaire dont la direction de croissance est la mieux orientée par rapport au flux thermique va alors se développer préférentiellement, ce qui entraînera un

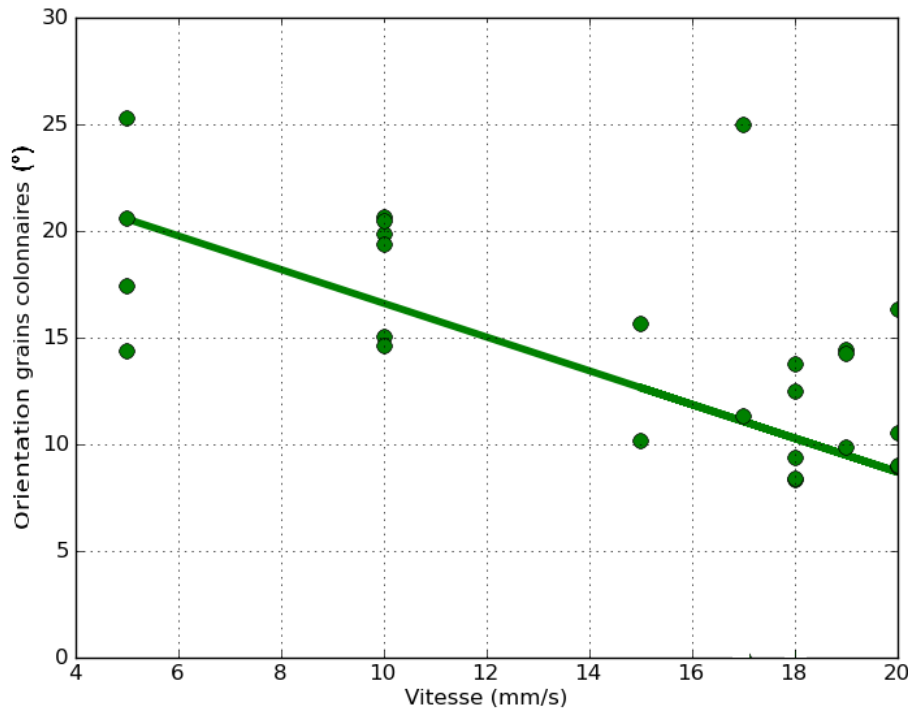


Figure 4.9 – Evolution de l’orientation apparente de croissance des grains colonnaires par rapport à la direction transverse au soudage θ_c , en fonction de la vitesse de soudage

allongement du grain, que l’on peut penser d’autant plus marqué que le gradient de température sera important. Si l’orientation de ces grains est au départ aléatoire, une réorientation par rotation des grains équiaxes qui n’ont pas encore coalescé est cependant possible, sous l’effet de mouvements de convection ou des contacts avec les autres grains. L’analyse morphologique de cette zone doit nous fournir des informations sur les phénomènes, principalement thermiques, qui ont conduit à la formation de cette microstructure, qui pourront être analysés et serviront aussi de comparaison ou de paramètres de calage de la modélisation qui sera présentée par la suite.

La figure 4.11 montre les différents types de morphologies de grains équiaxes les plus souvent observées au cours de nos essais. Les grains équiaxes peuvent soit être très allongés dans le sens du gradient thermique, soit prendre une forme de V avec deux branches bien séparées, soit être totalement réguliers. La géométrie des grains varie principalement en fonction de la position transversale dans le cordon.

En effet, les grains ayant une forte anisotropie sont observés sur les bords du cordon, tandis que les grains réguliers se situent généralement au centre. Leurs formes varient suivant l’histoire thermique qu’ils ont subie pendant la solidification. Au centre, les grains pourront être assimilés à un polyèdre régulier tandis qu’en s’éloignant vers les bords du cordon, ces polyèdres auront tendance à prendre une direction privilégiée. Cette direction est imposée par plusieurs paramètres entrant en jeu en même temps : croissance dirigée par le gradient thermique, limitation de la croissance par le contact avec d’autres grains, rotation du grain en cours de solidification.

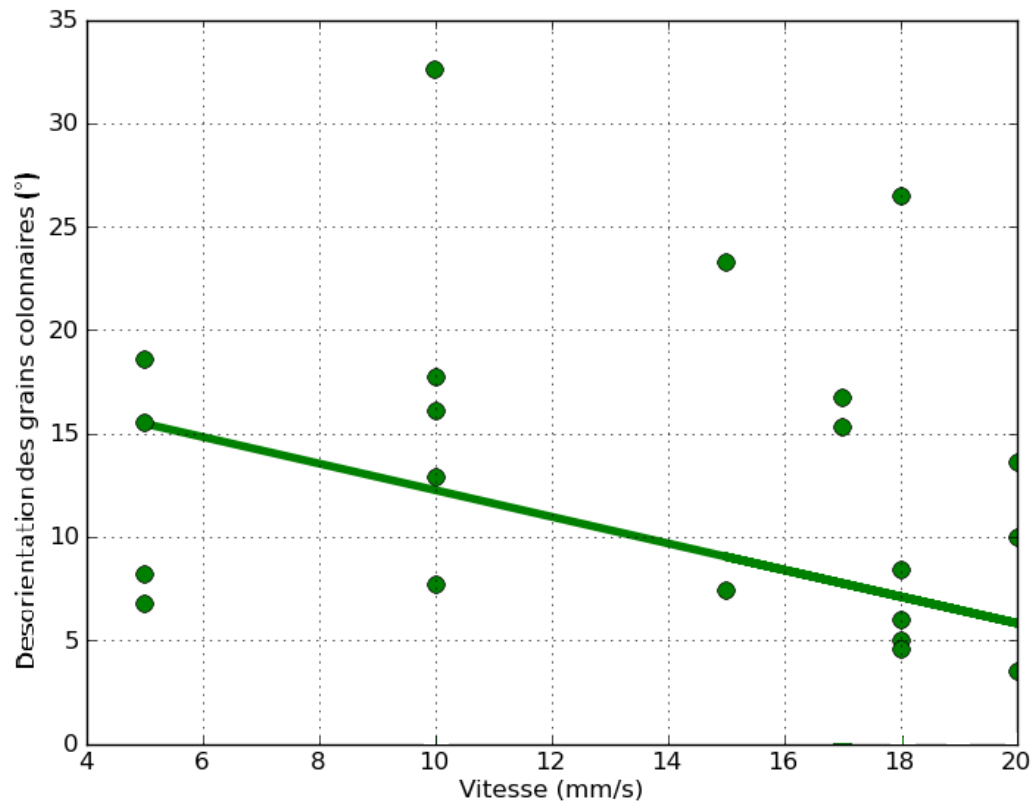


Figure 4.10 – Evolution de la désorientation entre les directions de croissance apparente de grains colonnaires adjacents θ_d , en fonction de la vitesse de soudage

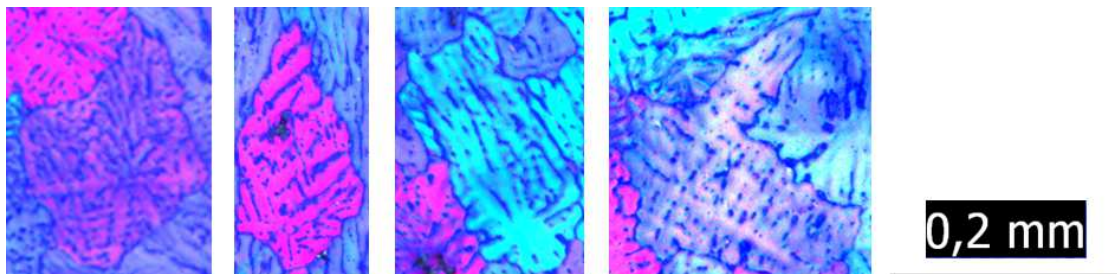


Figure 4.11 – Géométries des grains équiaxes généralement observées

L'étude morphologique permet de caractériser les différentes formes de grains observées dans nos expériences ainsi que leur évolution en fonction des paramètres de soudage.

Compte tenu de la diversité de morphologie des grains, il a été nécessaire de définir plusieurs paramètres à mesurer. En s'inspirant des travaux effectués par Rappaz [10] sur la forme de grains se solidifiant dans un gradient de température, plusieurs paramètres représentatifs d'un grain équiaxe ont été mesurés (figure 4.12).

- le facteur a correspond à la longueur du bras primaire faisant le plus petit angle avec la direction du flux thermique, qui est toujours le plus long ;
- le facteur b correspond à la longueur du bras perpendiculaire au bras primaire le plus long. Notons que les mesures sont effectuées sur les projections dans le plan de l'échantillon

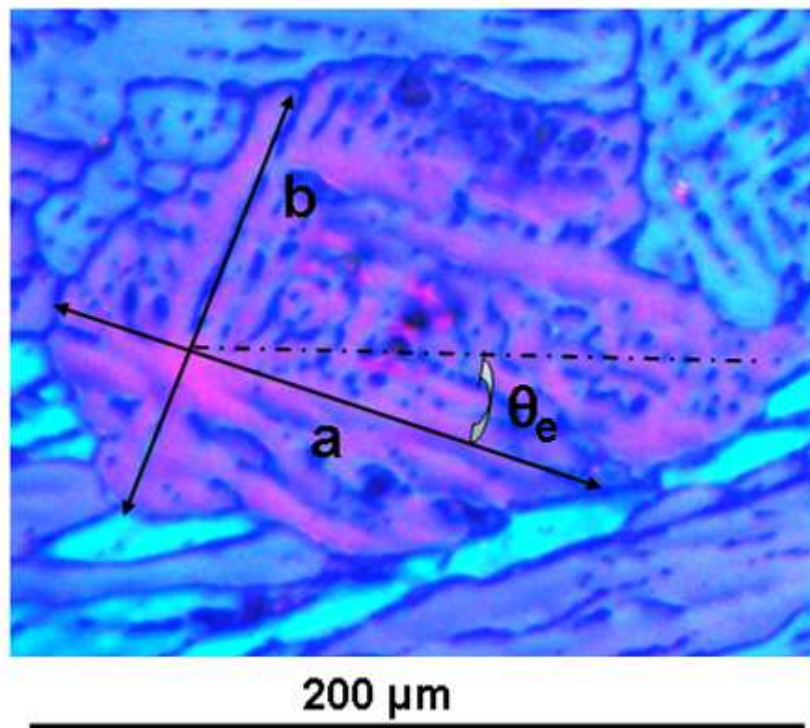


Figure 4.12 – Paramètres mesurés sur les grains équiaxes

des directions des bras primaires ;

- a_1 et a_2 correspondent aux longueurs du bras principal le plus long de chaque côté du croisement des deux bras primaires ;
- le facteur d'élongation F_{long} est défini comme le rapport entre les facteurs b et a ;
- l'angle θ_e est l'angle entre le bras le plus développé du grain et la direction du flux thermique.

Rappelons que les bras primaires des grains dendritiques croissent dans la direction cristallographique de type $[100]$ la plus proche de la direction du flux thermique, qui est normale aux surfaces isothermes. Etant donné la faible épaisseur de nos éprouvettes, nous pouvons supposer que nous sommes dans un régime d'écoulement thermique bidimensionnel, le flux de chaleur dans la direction de l'épaisseur de la tôle étant négligé. La direction du flux thermique est donc toujours dans le plan d'observation des échantillons (en vue de dessus). En revanche, les directions cristallographiques de types $[100]$ des grains ne sont pas forcément dans ce plan. Nous mesurons donc en réalité la longueur de la projection dans le plan de la surface de l'échantillon des bras primaires des dendrites, et les longueurs sont donc sous-estimées.

Les mesures des longueurs des bras dendritiques primaires ont été réalisées sur deux échantillons d'épaisseur 2,3mm présentant des largeurs totales de bain sensiblement équivalentes, soudés à deux vitesses de soudage différentes (8,3mm/s et 17,8 mm/s). La figure 4.13 présente l'ensemble des mesures des facteurs a et b dans les deux conditions de soudage, en fonction de la position par rapport au centre du cordon.

Les courbes de tendance montrent bien la croissance privilégiée d'un des bras primaires dans toute la zone équiaxe. Une évolution de la taille moyenne des grains équiaxes est aussi visible en

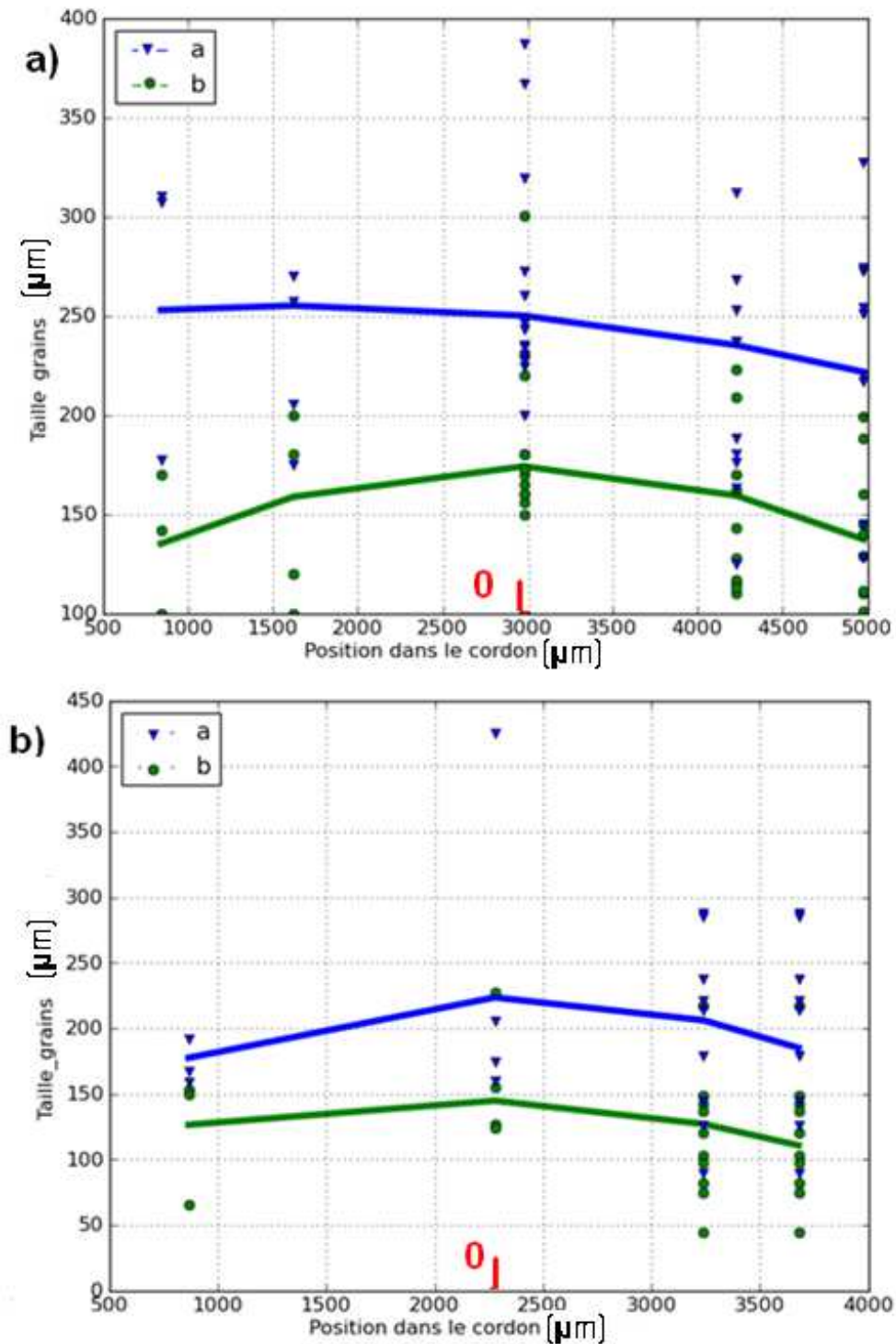


Figure 4.13 – Evolution des valeurs des paramètres a et b en fonction de la position dans le cordon : a) pour une vitesse de $8,3\text{mm/s}$, b) pour une vitesse de $17,3\text{mm/s}$

fonction de la position du grain par rapport à l'axe transversal du cordon, les grains situés près du centre étant plus gros. D'autre part, l'influence de la vitesse de soudage est aussi visible sur la taille moyenne des grains. Lorsqu'on augmente la vitesse de soudage, une diminution de la taille moyenne des grains est observée. L'évolution des facteurs d'élongation des grains en fonction de la position est donnée en figure 4.14.

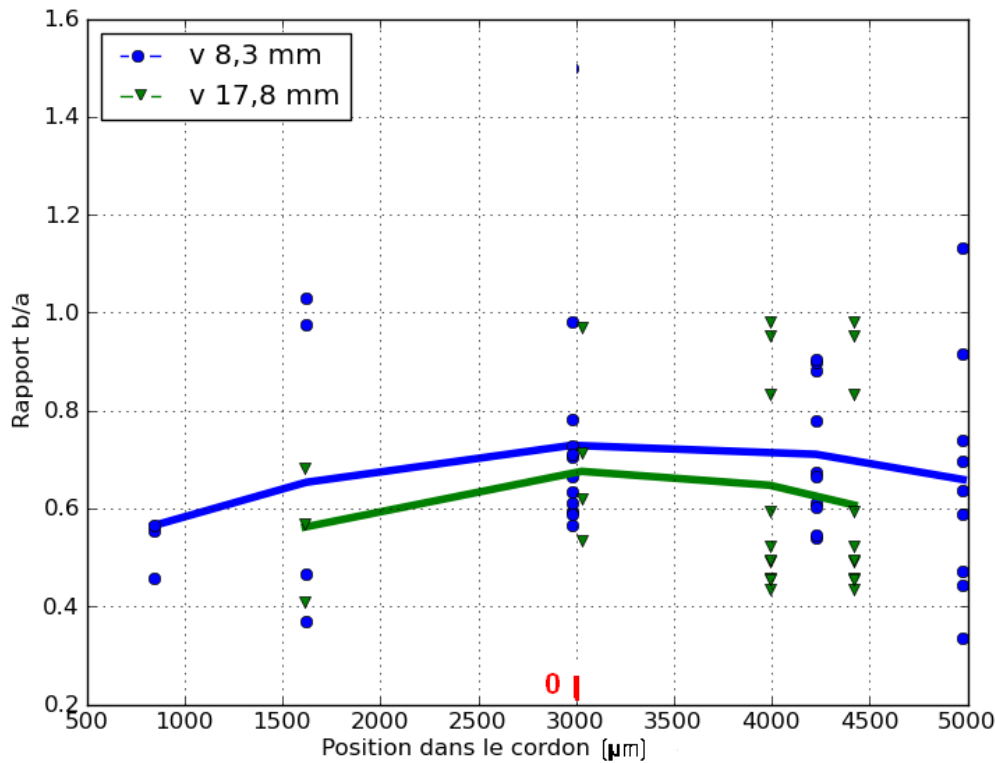


Figure 4.14 – Evolution du paramètre F_{long} en fonction de la position dans le cordon, pour deux vitesses 8,3mm/s et 17,8 mm/s

Ce facteur nous permet d'évaluer l'évolution de la morphologie du grain en fonction de la position transversale de celui-ci. Ce facteur d'élongation tend vers 1 au centre du cordon, cela signifie que les grains ont un développement isométrique des deux bras primaires. Pour les plus grandes vitesses de soudage, la morphologie des grains montre une croissance plus dissymétrique des deux bras, entraînant un facteur d'élongation plus faible que pour les plus petites vitesses. Les facteurs a_1 et a_2 donnent une information complémentaire sur la dissymétrie du grain, notamment liée aux conditions de solidification. L'évolution de ces facteurs est présentée en figure 4.15. L'écart le plus significatif entre a_1 et a_2 est observé pour les zones proches des zones colonnaires. Ainsi, lorsqu'on dépasse la zone colonnaire pour entrer dans la zone équiaxe, les premiers grains rencontrés sont encore fortement dissymétriques, avec un facteur de forme F_{long} faible et une grande différence entre les paramètres a_1 et a_2 , ce qui pourrait traduire un gradient thermique élevé. En revanche, au centre du cordon, l'écart entre a_1 et a_2 est très faible, ce qui pourrait traduire un plus faible gradient thermique.

Dans un deuxième temps, l'orientation de ces grains par rapport à la normale aux isothermes, que nous avons estimée à partir de la forme du bain de fusion, en fonction de la position latérale du grain dans le cordon, a été relevée (figure 4.16). Malgré le nombre limité de mesures, on peut constater que l'angle θ_e moyen est relativement faible, en particulier en bord de zone équiaxe, ce qui peut laisser supposer une réorientation des grains en cours de croissance par rotation.

Une influence significative des paramètres de soudage est donc à noter sur la géométrie, la

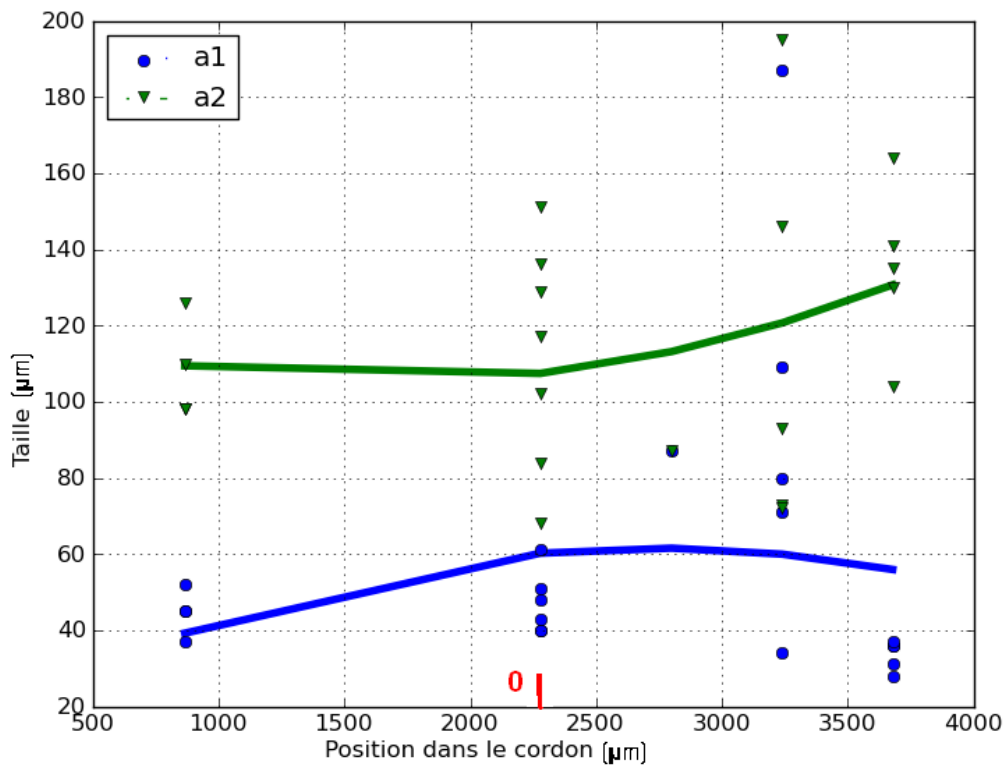


Figure 4.15 – Evolution des paramètres a1 et a2 en fonction de la position dans le cordon pour une vitesse de 17mm/s

taille et l'orientation des grains équiaxes situés dans la partie centrale du cordon de soudure. Ces différences de morphologie peuvent avoir une influence sur le phénomène de fissuration à chaud, notamment sur la capacité d'alimentation en liquide de la zone colonnaire en fin de solidification.

4.1.4 Comparaison avec les échantillons d'épaisseur 3mm

Des analyses similaires aux analyses précédentes ont été faites afin de quantifier les paramètres caractéristiques de la microstructure obtenue sur les tôles d'épaisseur 3mm. Des différences significatives sur la morphologie des grains ont été observées par rapport aux échantillons d'épaisseur 2,3mm. En effet, la zone colonnaire est quasiment inexistante sur l'ensemble des essais réalisés sur les tôles d'aluminium 6061 d'épaisseur 3mm, contrairement à ce qui a été observé sur les échantillons d'épaisseurs 2,3mm. La figure 4.17 montre une macrographie de l'ensemble du cordon en vue de dessus, réalisée en lumière polarisée. Sur cette macrographie, le métal de base et le cordon de soudure sont visibles. La zone fondue est, sur ces tôles, entièrement constituée de grains équiaxes très réguliers, les paramètres a et b étant quasiment identiques.

La figure 4.18 montre l'évolution de la taille moyenne des grains le long de l'axe transverse du cordon. On peut voir que la microstructure varie le long de l'échantillon, la largeur des grains équiaxes augmentant lorsqu'on se rapproche du centre du cordon, comme dans les échantillons d'épaisseur 2,3mm. La figure 4.19 retrace l'évolution des tailles de grains pour deux vitesses de

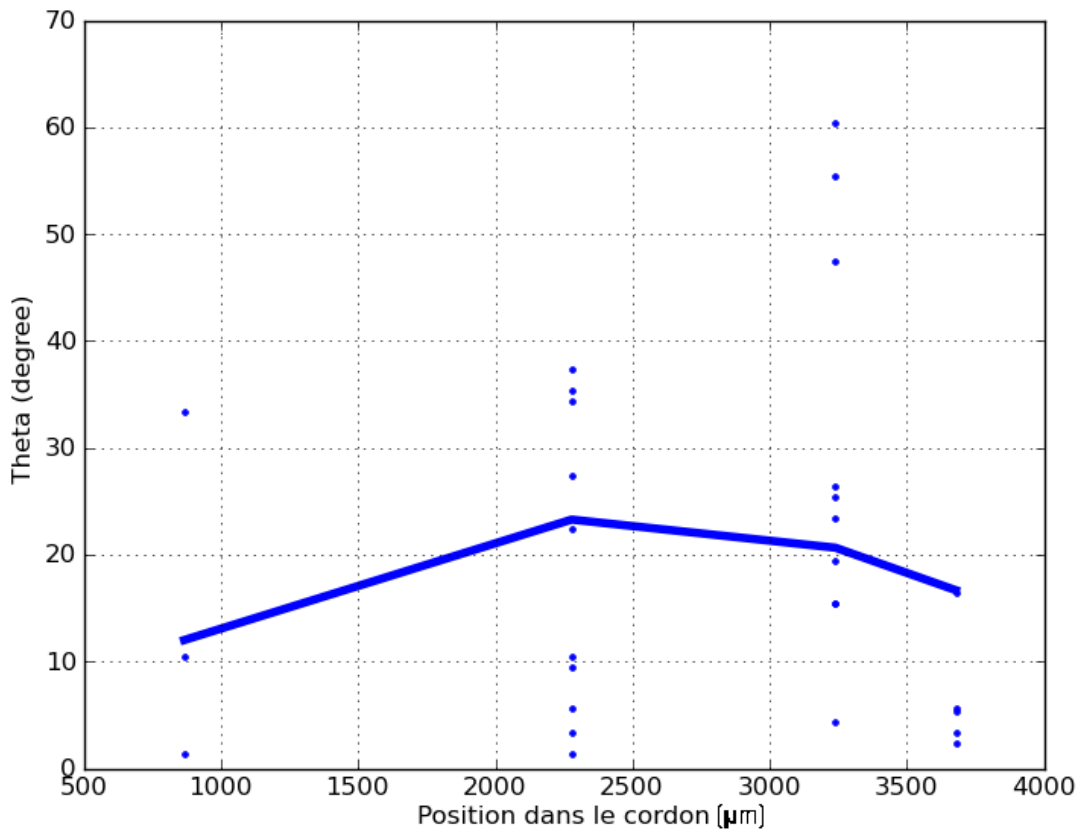


Figure 4.16 – Evolution l'angle θ_e d'orientation du bras principal des grains équiaxes par rapport à la direction du gradient thermique, en fonction de la position dans le cordon pour une vitesse de 17mm/s

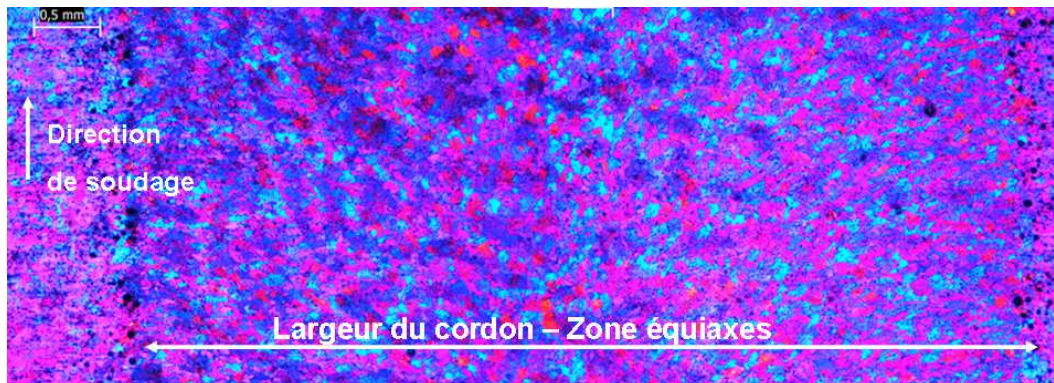


Figure 4.17 – Macrographie du cordon obtenue pour une vitesse de 8 mm/s sur une tôle de 6061 d'épaisseur 3mm en lumière polarisée

soudage différentes, à taille de bain sensiblement constante. On constate qu'une diminution de la vitesse de soudage entraîne ici aussi l'augmentation de la taille moyenne des grains.

La figure 4.20 montre une comparaison de la taille moyenne des grains équiaxes entre deux essais réalisés à même vitesse (8,3mm/s) et taille de bain sensiblement identique, sur deux tôles d'alliage 6061 d'épaisseurs différentes. La taille moyenne des grains équiaxes de la tôle de 3mm d'épaisseur est beaucoup plus faible, d'environ 60 μm , contre 150 μm pour l'épaisseur 2,3mm.

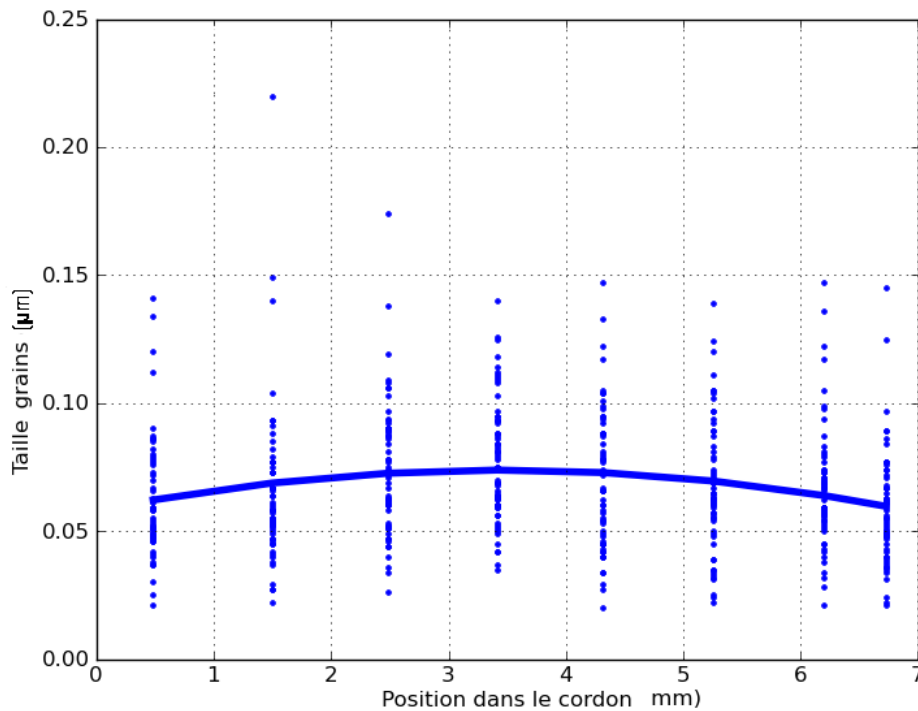


Figure 4.18 – Evolution de la taille des grains équiaxes sur une ligne transversale au cordon réalisé sur un échantillon d'épaisseur 3mm, pour une vitesse de 8,3mm/s

Cette observation peut être liée à la thermique du cycle de soudage, qui doit différer malgré la largeur sensiblement identique des bains et la même vitesse de soudage, mais surtout aux différences de composition des deux alliages.

Nous avons en effet montré au chapitre précédent que les tôles d'épaisseur 3mm avaient une teneur en titane cinq fois plus élevée que les tôles de 2,3mm. Or le titane est un élément affinant favorisant la germination hétérogène, en formant des TiB_2 [9]. La disparition de la zone colonnaire s'explique ainsi par la présence de Ti qui favorise la création de germes limitant ainsi la croissance de la zone colonnaire. L'inoculation par le titane de l'aluminium peut donc s'avérer intéressante, car elle peut permettre, par la suppression de la zone colonnaire, de diminuer la sensibilité de fissuration à chaud.

La figure 4.21 représente la limite du domaine fissurant pour les deux épaisseurs de tôles, en fonction de la vitesse de soudage, pour des essais à déplacement constant imposé. Pour pouvoir comparer ces données, l'énergie apportée à la tôle a été rapportée à l'épaisseur de celle-ci. La quantité de chaleur à apporter à la tôle pour fissurer, pour un même chargement mécanique de l'éprouvette, est supérieure dans le cas des tôles de 3mm, ce qui tend à confirmer l'effet bénéfique d'une structure de solidification équiaxe.

4.1.5 Influence de la fréquence du courant alternatif sur la microstructure

Parmi les paramètres énergétiques du procédé de soudage, la fréquence du courant alternatif a jusqu'à présent été toujours fixée à 50Hz. Des essais à vitesse et intensité de soudage constantes

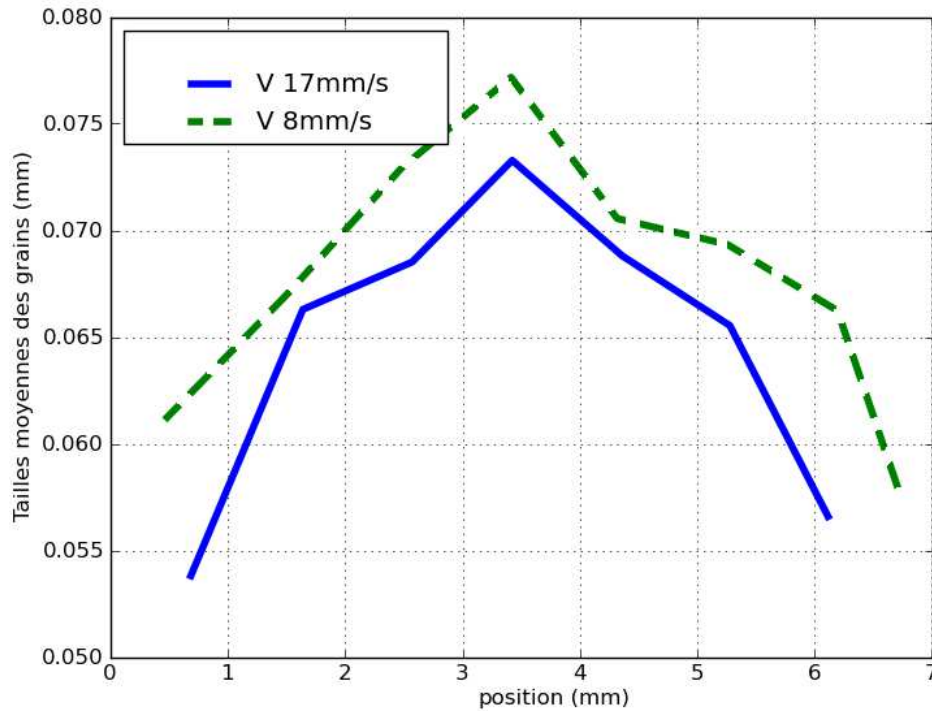


Figure 4.19 – Influence de la vitesse de soudage sur la taille moyenne des grains sur les échantillons d'épaisseur 3mm

avec différentes fréquences sont présentés ici. Les fréquences testées sont 30Hz, 100Hz et 200Hz, sur des échantillons de 2,3mm d'épaisseur. La proportion des zones colonnaire et équiaxe est sensiblement identique pour les essais à 30 et 100 Hz (figure 4.22). Par contre, pour l'essai à 200 Hz, on note une disparition quasi-totale de la zone colonnaire observée habituellement au bord du cordon.

Sur la figure 4.22, le métal de base se trouve à gauche de chaque image. La largeur des grains colonnaires diminue d'abord fortement lorsqu'on augmente la fréquence de 30Hz à 100Hz, jusqu'à perdre leur forme allongée pour une fréquence de 200 Hz. L'augmentation de la fréquence, en agissant sur la pression d'arc, pourrait avoir pour effet de "casser" les pointes des dendrites colonnaires en cours de croissance et de les disperser dans le liquide, chaque fragment donnant ensuite naissance à un grain équiaxe. Toutefois, une influence de la fréquence sur les phénomènes thermiques intervenant dans le bain n'est pas à exclure. Cette tendance pourra donc avoir une influence sur l'initiation de la fissuration à chaud car l'alimentation en liquide en fin de solidification pourra être facilitée par la formation de grains équiaxes en bord de cordon.

4.2 Modèle numérique pour la prédiction de la morphologie de la microstructure dans la zone fondue

La fissuration à chaud de l'alliage 6061 survient suite aux sollicitations thermiques et mécaniques agissant sur la microstructure en cours de solidification. Nous avons montré dans les

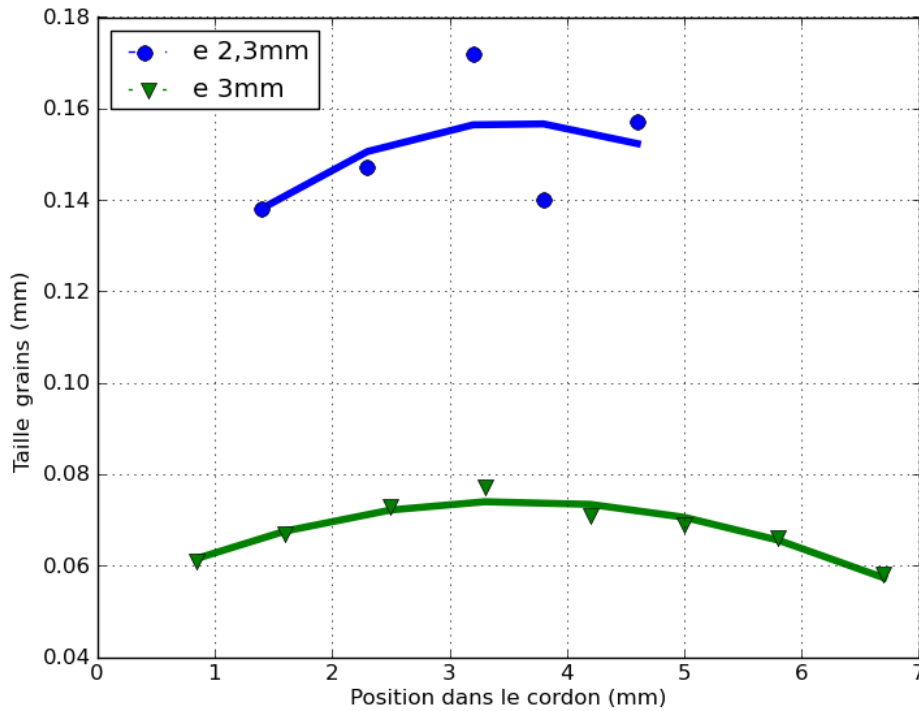


Figure 4.20 – Comparaison de la taille moyenne des grains équiaxes pour les essais à vitesse 8,3mm/s sur des tôles de 2,3 mm et 3mm

paragraphe précédents que des microstructures avec des tailles et morphologies de grains très différentes pouvaient être obtenues après solidification en fonction de la composition ou des conditions de soudage, qui peuvent avoir une forte influence sur la fissuration à chaud. Nous présentons ici une méthode numérique développée afin de prédire la morphologie de la microstructure à partir des résultats des simulations thermiques présentées au chapitre 2. Nous nous sommes limités dans cette partie aux morphologies de microstructures des éprouvettes d'épaisseur 2,3mm, qui sont les seules à présenter deux types de zones bien marquées.

Dans un premier temps la stratégie est présentée, puis les outils originaux mis en place pour générer la microstructure sont montrés. Quelques vérifications (tailles de grains) sont d'abord réalisées avant de confronter les prédictions aux résultats expérimentaux.

4.2.1 Stratégie numérique

Différentes stratégies existent dans la littérature pour prédire la formation de la microstructure dans la zone fondue. Ainsi, différents types de modèles sont proposés suivant les objectifs recherchés. Jacot [45] propose une méthode pour la prédiction de la morphologie des dendrites prenant en compte la diffusion thermique et la diffusion de composants en modélisant un volume élémentaire représentatif. Si ce modèle est intéressant pour prédire finement la microstructure, son application semble difficile pour la prédiction des morphologies de zones fondues complètes en soudage. Hunziker [43] propose une méthode basée sur un champ thermique analytique donné par la formulation de Rosenthal. Le champ de température et des gradients en chaque point et

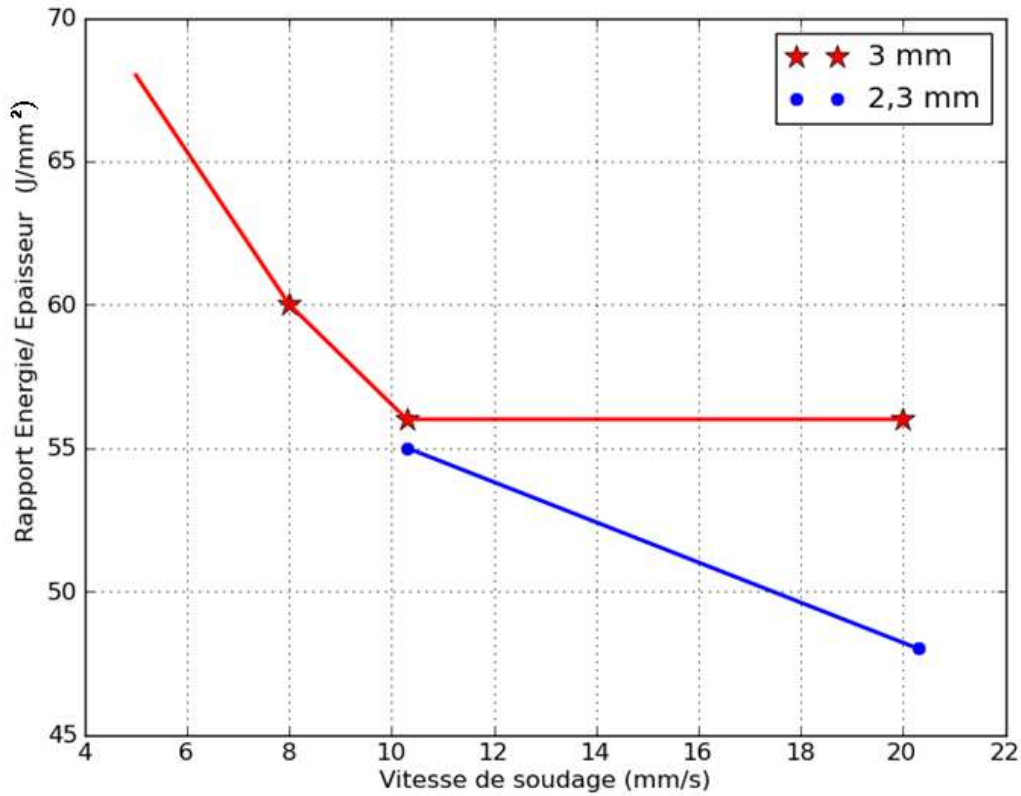


Figure 4.21 – Limite des domaines fissurants sur des tôles de 2,3 mm et 3mm, l'énergie étant rapportée à l'épaisseur de la tôle

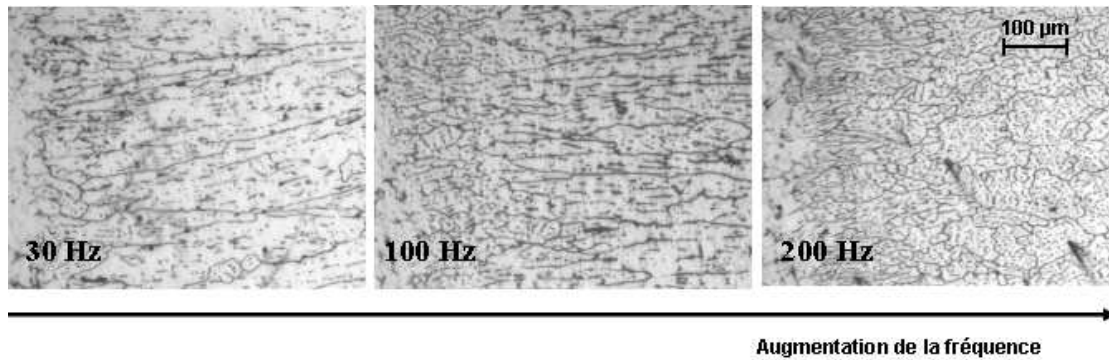


Figure 4.22 – Evolution de la microstructure de solidification en fonction de la fréquence du courant alternatif

à chaque instant sont alors connus. A partir de ces champs, les auteurs parviennent à prédire l'orientation des grains colonnaires. Quant au modèle CA-FE, automate cellulaire (CA)-éléments finis (FE), développé au CEMEF ([36],[69]), il permet la prédiction de la formation de la structure du grain au cours de la solidification. La méthode éléments finis résout les équations de conservation macroscopiques pour les transferts de chaleur et de masse, et la méthode automate cellulaire est utilisée à une échelle mésoscopique pour simuler la croissance d'une zone pâteuse. Plusieurs expériences ont montré la pertinence de ce modèle [104].

Pour prédire les microstructures, la stratégie que nous avons retenue consiste à travailler en

post traitement sur les champs thermiques déterminés grâce à la simulation numérique décrite au chapitre 2. Cette stratégie peut être mise en place car les champs thermiques mis en jeu influencent les microstructures créées, mais l'inverse n'est pas vrai. La première étape consiste à définir un intervalle de temps et une zone géométrique à partir desquels les résultats de la simulation numérique seront extraits. La zone d'étude correspond à celle où sont observées les premières fissures dans l'échantillon. La prédiction de la microstructure est basée sur le schéma suivant appliqué à chaque temps t_n de l'intervalle retenu :

1. Extraction au temps t_n des champs de température T_n , et du gradient thermique $(\vec{\nabla}T)_n$
2. Détection des noeuds du contour du bain de fusion, nommé \mathbf{x}_n^f
3. Calcul de la fraction de grains équiaxes g_g sur le contour du bain et détection du point x_n^g de transition colonnaire - équiaxe, le long de x_n^f
4. Détection du point où le bain de fusion est le plus large x_n^b à t_n pour déterminer l'enveloppe finale de la zone de fusion.
5. Génération des sites pour les grains équiaxes entre t_n et t_{n-1} .
6. Croissance des grains colonnaires entre t_n et t_{n-1} .

Tous les points seront détaillés dans les parties suivantes ainsi que les outils mis en oeuvre. Dans ce travail, la croissance orientée des grains équiaxes sous l'effet des gradients thermiques n'est pas prise en compte même si sa morphologie a un rôle déterminant dans la capacité d'alimenter en liquide les endroits critiques. On notera ici que tous les champs sont stockés aux noeuds. Cela signifie qu'une procédure d'interpolation - moyennation est utilisée pour transporter les champs des points de gauss aux noeuds. Les valeurs en gras \mathbf{x} correspondent à une liste de points que l'on pourra noter également $[\mathbf{x}]$.

4.2.2 Modélisation de la transition colonnaire - équiaxe

Le critère analytique de transition colonnaire - équiaxe est basé sur la valeur du gradient thermique à l'interface correspondant au front de croissance colonnaire, et sur la vitesse de déplacement de ce front. Il prend en compte le nombre de sites de germination par unité de volume, et le rapport entre la surfusion de germination et la surfusion constitutionnelle. Le critère de Hunt tel qu'il est décrit par Rappaz et Dantzig [20], est présenté ci dessous.

Dans un premier temps, la fraction volumique des grains équiaxes formés est donnée par l'équation 4.1, où g_g , n_g et R_g correspondent respectivement à la fraction volumique de grains formés à l'avant du front colonnaire, la densité de sites de germination, et le rayon des grains, supposés sphériques et de tailles identiques.

$$g_g = n_g \frac{4\Pi}{3} R_g^3(t_n, t_{col}) \quad (4.1)$$

La vitesse de croissance du rayon, v_g , est supposée proportionnelle au carré de la surfusion ΔT :

$$v_g(\Delta T) = A\Delta T^2 \quad (4.2)$$

Ce rayon est fonction de t_n , le temps auquel les germes apparaissent, et t_{col} , le temps où le front colonnaire arrive.

$$R_g(t_n, t_{col}) = \int_{t_n}^{t_{col}} v_g(t) dt = \frac{A}{\Delta \dot{T}} \int_{\Delta T_n}^{\Delta T_{col}} \Delta T^2 d(\Delta T) = \frac{A}{3 |\Delta \dot{T}|} (\Delta T_{col}^3 - \Delta T_n^3) \quad (4.3)$$

Finalement, la fraction volumique des grains équiaxes formés en amont du front de croissance colonnaire s'exprime :

$$g_g = n_g \frac{4\Pi}{81} \frac{A}{(Gv_T)^3} \left(\left(\frac{v_T}{A} \right)^{3/2} - \Delta T_n^3 \right)^3 \quad (4.4)$$

où G , v_T et A sont respectivement le gradient thermique, la vitesse d'avance des isothermes, et une constante. Ce modèle est basé sur un certain nombre d'hypothèses simplificatrices :

- le transport du soluté se fait uniquement par diffusion (sans convection) ;
- les sites de germination hétérogènes sont aléatoirement distribués et actifs dès que la surfusion en avant du front de solidification est supérieur à ΔT_n ;
- la thermique est quasi-stationnaire, la vitesse de déplacement des isothermes est donc constante ;
- les effets de la convection sur la cinétique de croissance des grains équiaxes ne sont pas pris en compte.

Pour de forts gradients et des grandes vitesses de solidification, Rappaz et Dantzig [20] proposent la simplification suivante :

$$g_g \approx n_g \frac{4\Pi}{81} \left(\frac{\sqrt{v_T}}{G} \right)^3 \quad (4.5)$$

L'évaluation de g_g permet de savoir si la fraction volumique des grains équiaxes est suffisante pour stopper la progression des grains colonnaires, et ainsi créer la zone équiaxe. La valeur minimale de fraction de grains équiaxes nécessaire pour arrêter les grains colonnaires est souvent fixée à $g_g = 0,6$. On repère alors les coordonnées (x_n^g, y_n^g) du point délimitant la zone équiaxe au temps t_n .

Les grains colonnaires s'initient au bord du bain de soudage. Le point de coordonnées (x_n^b, y_n^b) délimitant l'enveloppe du bain est détecté au temps t_n . La zone de croissance des grains colonnaires au temps t_n est alors délimitée par \mathbf{x}_n^f et l'ensemble des points x_i^g et x_i^b (figure 4.23). La zone de croissance des grains équiaxes est quant à elle délimitée par l'ensemble des points x_i^g . L'ensemble des points (ou des contours) entrant dans la définition des différentes zones sont montrés sur la figure 4.23.

Dans le but d'appliquer le critère de Hunt (détermination du point x_n^g à nos différents cas de soudage), les coordonnées des noeuds, la température et le flux thermique aux noeuds sont extraits. La germination des grains équiaxes se déroule devant le front de solidification (ensemble des points \mathbf{x}_n^f). Ce dernier est détecté par l'isotherme correspondant à la température du liquidus T_l dans le champ de température. Une fois ce contour détecté, les champs T_n et $(\vec{\nabla}T)_n$ sont interpolés sur le front. La vitesse d'avance du front est déterminée en fonction de la normale à l'isotherme et de la vitesse de soudage. La méthode d'interpolation est une méthode basée

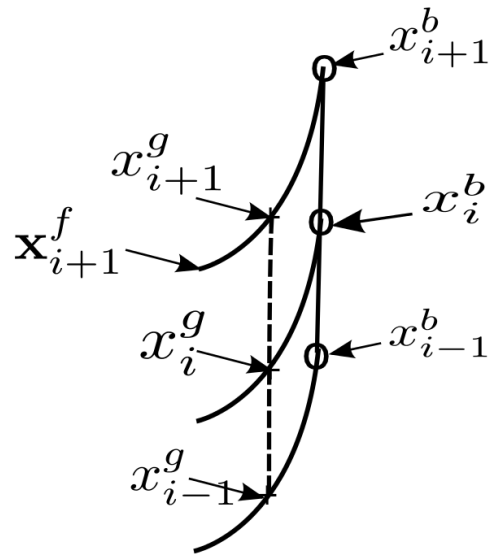


Figure 4.23 – Repérage de différents points entrant dans la définition des zones.

sur une interpolation de Sibson [84] qui permet à partir d’une triangulation de Delaunay de déterminer les voisins les plus proches.

4.2.3 Génération des grains équiaxes

La taille des grains équiaxes dépend de la composition du matériau et de la thermique dans le bain de fusion. La formation de la zone équiaxe se fait par la nucléation des grains à partir de sites dans le bain liquide. Ces grains, une fois nucléés, croissent avec la chute de température. Au cours de ce phénomène de croissance, des parties liquides en mouvement interagissent avec les grains déjà formés pour générer la microstructure en fin de solidification. Les propriétés mécaniques et la capacité d’alimentation en liquide de la zone en fin de solidification sont donc fortement modifiées par le nombre et la morphologie de ces grains [96].

La microstructure après solidification de la zone équiaxe est souvent assimilée à un diagramme de Voronoï généré à partir des sites de nucléation [96; 3]. Si Vernède [96] a modélisé des volumes représentatifs en cours de solidification, la modélisation géométrique de la zone équiaxe au cours du soudage soulève le problème du suivi de la microstructure dans le temps et l’espace, du fait du déplacement de la source de chaleur, et donc de la zone de solidification au cours du temps.

Sur la figure 4.24, la position du bain de fusion est montrée à deux instants différents. Le problème de soudage étant discrétisé en temps pour la résolution de la thermique et de la mécanique, il faut alors générer les sites de nucléation entre deux instants.

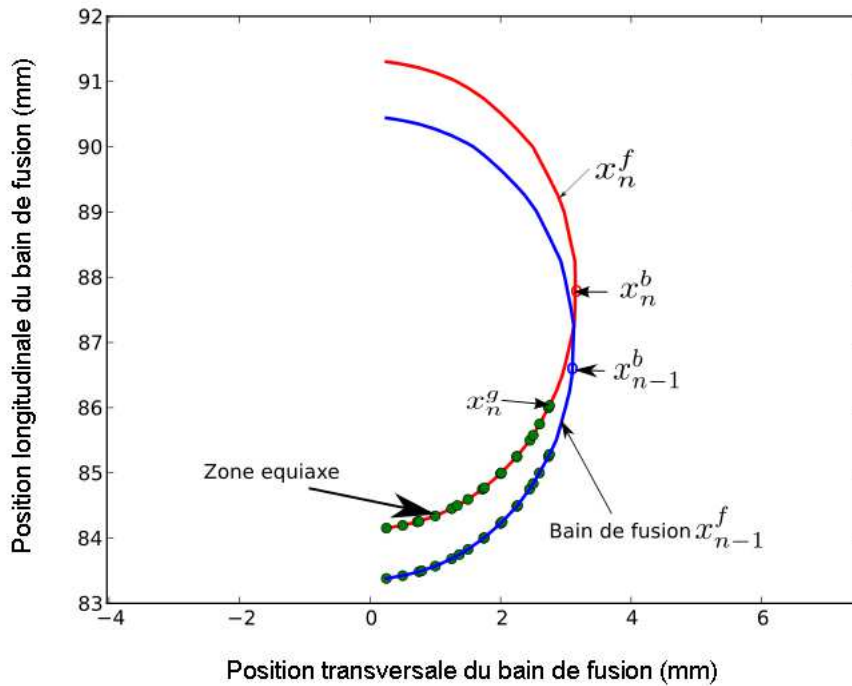


Figure 4.24 – Positions du bain de fusion à t_n et t_{n-1}

Mathier [66], puis Vernede et al. [96] ont développé un modèle en supposant une nucléation simultanée de grains dans un domaine de manière aléatoire. La méthode retenue ici pour insérer les sites est une procédure de maillage [2] dans laquelle un critère sur la distance l_{site} entre deux sites est imposé. L'algorithme utilisé [2] permet également de faire varier la distance entre sites en fonction de champs extérieurs comme la température ou le gradient.

Après maillage, les noeuds du maillage sont récupérés et introduits comme sites de nucléation. Le résultat est montré sur la figure 4.25.

Cette procédure est reproduite entre chaque pas de temps. Finalement, la microstructure équiaxe est générée entre les instants t_0 et t_n en introduisant l'ensemble des sites générés dans une triangulation de Delaunay contrainte par les bords de la zone équiaxe $[x_i^g]$ et les bords \mathbf{x}_0^f et \mathbf{x}_n^f du bain de fusion. Une fois la triangulation initialisée, la structure de Voronoï duale de la triangulation contrainte est générée [92].

A chaque site inséré dans le domaine correspond un polygone associé à un grain de la zone équiaxe, figure 4.26.

Cette procédure néglige la phase de croissance des grains nucléés en fonction de la thermique. En réalité, les grains croissent sous l'action du gradient thermique et de l'écoulement du liquide entre les grains, pouvant mener à des formes de grains non convexes. La modélisation complète serait encore plus complexe puisque l'ensemble des phénomènes sont tridimensionnels avec une interaction entre les grains solides et l'hydraulique [96] du métal liquide.

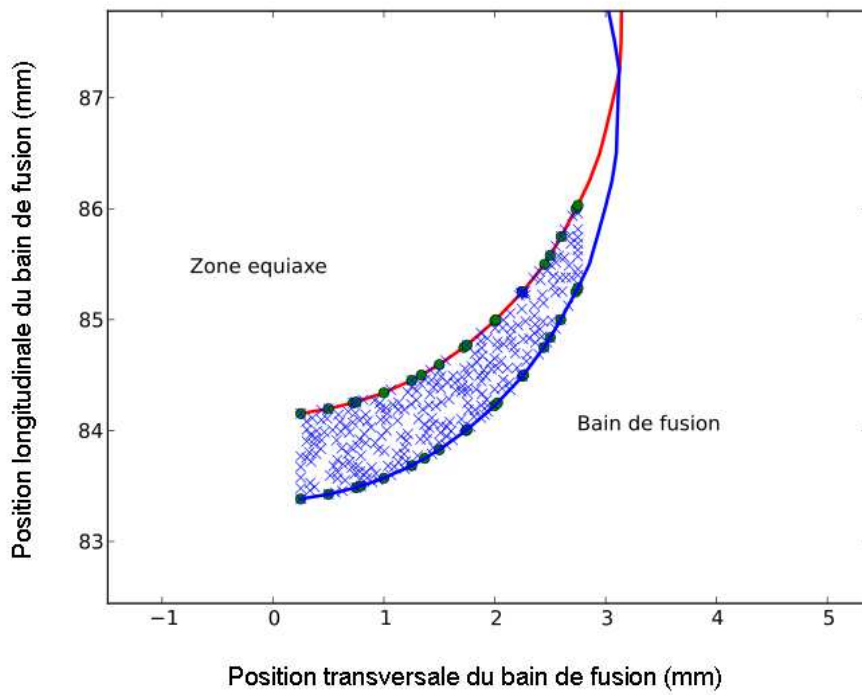


Figure 4.25 – Insertion de sites de nucléation entre t_n et t_{n+1}

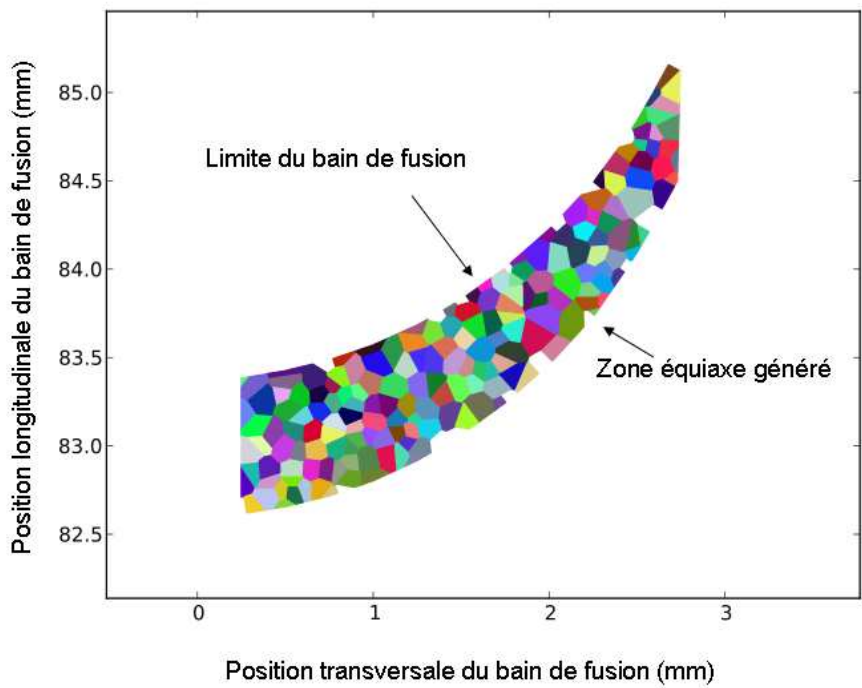


Figure 4.26 – Génération des grains entre t_n et t_{n+1}

4.2.4 Génération des grains colonnaires

La modélisation de la croissance des grains colonnaires nécessite de connaître la vitesse d'avance du front de solidification. Celle-ci est directement liée à la vitesse d'avance du liquidus. Cette vitesse est imposée par la vitesse de soudage et par la forme du bain. La forme du bain est dictée par les flux de chaleur imposés à la structure par la source et par les conditions d'échanges avec l'environnement. Dans un état quasi stationnaire, la vitesse de croissance des grains colonnaires sera égale à $V_s \cos\theta$, V_s étant la vitesse de soudage et θ l'angle entre la direction de soudage et la normale à l'isotherme de liquidus (figure 1.21).

La morphologie des grains colonnaires est modélisée par un squelette auquel une largeur est associée. Cette largeur est fonction de la vitesse de solidification, des gradients thermiques mis en jeu et de la microstructure du métal de base au voisinage du bain de fusion. Les grains colonnaires s'initient en bord de bain fondu puis croissent dans une direction proche de celle du gradient thermique. Dans ce travail, il a été choisi de prédire la croissance des grains colonnaires de manière explicite à partir des gradients et du champ de température à l'instant t_n . Les grains sont d'abord initiés au bord du cordon. Entre deux instants, une paire de points x_n^b et x_{n+1}^b , correspondant aux coordonnées du bord du bain aux temps t_n et t_{n+1} , servent de base pour la germination des grains colonnaires. L'espacement entre deux grains devrait être fonction de la thermique et de la microstructure du matériau de base. Ici, une taille fixe égale à la largeur moyenne des grains du métal de base, a été choisie. Entre les deux points x_n^b et x_{n+1}^b , des sites sont donc introduits à espaces réguliers.

D'autre part, les observations microstructurales ont montré que les grains fortement désorientés par rapport à la direction du gradient thermique maximal vont progressivement s'arrêter de croître au profit des grains sensiblement alignés dans le gradient. Cette désorientation des grains ne sera donc pas modélisée et nous considérerons que tous les grains colonnaires croissent suivant le gradient thermique.

Entre deux instants t_n et t_{n+1} (figure 4.27), l'algorithme de croissance des grains colonnaires est le suivant :

1. Le calcul de la direction de croissance du grain au temps $n+1$, θ_{n+1} est réalisé en fonction du gradient thermique à l'extrémité du grain au temps n $\vec{\nabla}T_n$ et de l'angle de croissance du grain au temps n , θ_n .
2. Ensuite une projection dans la direction de croissance du grain au temps $n+1$, θ_{n+1} est faite :
 - (a) jusqu'au contour du bain de fusion \mathbf{x}_n^f , ou
 - (b) jusqu'au contour de la zone équiaxe x_i^g . Si cette condition est rencontrée, le grain n'avance plus.

Cet algorithme est relativement simple et se justifie par la solidification rapide en bord de bain de fusion. Une fois le squelette du grain défini, la largeur de grain est déterminée en fonction de la distance entre deux grains et l'évolution de la fraction de solide le long du squelette, qui ne dépend que de la température. Nous avons choisi le modèle de Scheil-Gulliver pour décrire cette évolution (cf 1.2.3). Ainsi les pointes de grains colonnaires dans le voisinage du bain auront une

largeur quasi nulle. L'ensemble de ces informations est stocké dans un objet qui est réactualisé à chaque pas de temps.

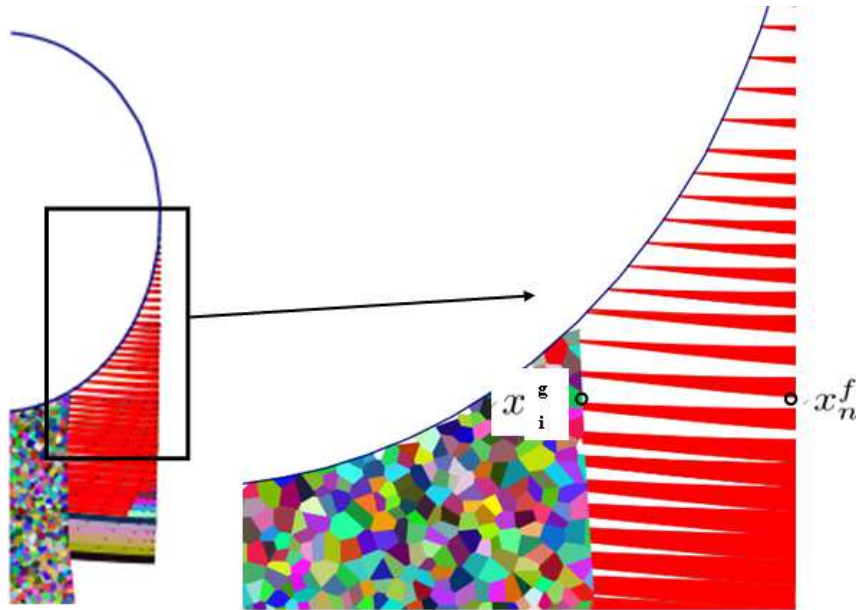


Figure 4.27 – Generation of columnar grains between t_n and t_{n+1}

4.2.5 Application

Dans cette partie, l'outil de prédiction de la morphologie des grains dans le bain fondu est comparé aux résultats de deux essais de soudage réalisés précédemment, dont les paramètres procédés et les tailles de bain sont indiqués dans le tableau 4.1.

Designation	Vitesse soudage (mm/s)	Intensité(A)	Largeur bain (mm)	Largeur zone équiaxe (mm)
v8,3i200	8,3	200	9,2	4,1
v8,3i170	8,3	170	7,2	3,4

Table 4.1 – Désignation et caractéristiques des essais

Vérifications et calage de la modélisation

La première étape est de s'assurer que les quantités extraites du calcul éléments finis thermique soient correctement transportées sur le domaine d'étude. Un point important est l'interpolation de la température T_n et du gradient de température $(\vec{\nabla}T)_n$ sur le contour du bain de fusion à l'instant t_n . Dans une seconde étape, la vitesse de solidification est calculée le long du contour du bain, pour les deux conditions de soudage. Les fonctions interpolées du gradient de température et de la vitesse sur le contour du bain de fusion sont visibles sur les figures 4.28 et 4.29.

L'interpolation du gradient thermique semble correcte pour les deux essais. Le calcul de la vitesse de solidification v_T est beaucoup plus perturbé et ce malgré un contour régulier du bain

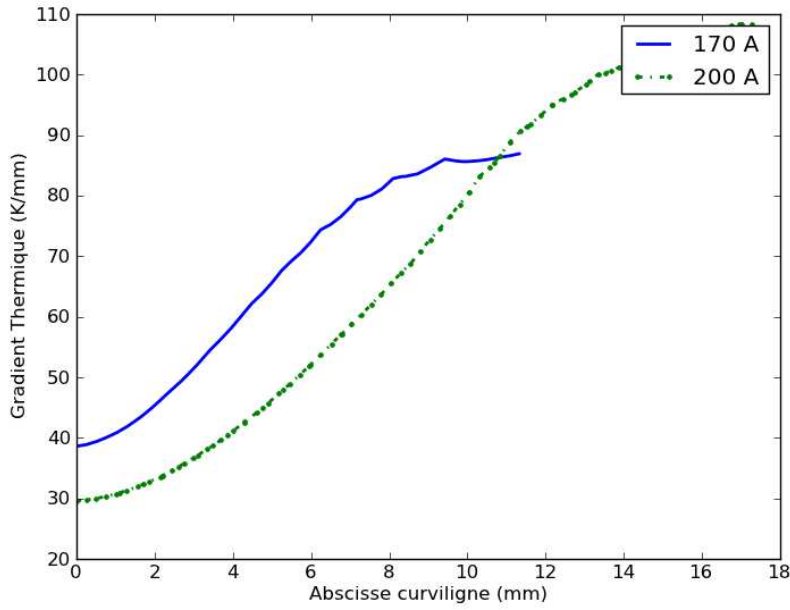


Figure 4.28 – Gradient thermique G interpolé sur le contour du bain pour les deux essais

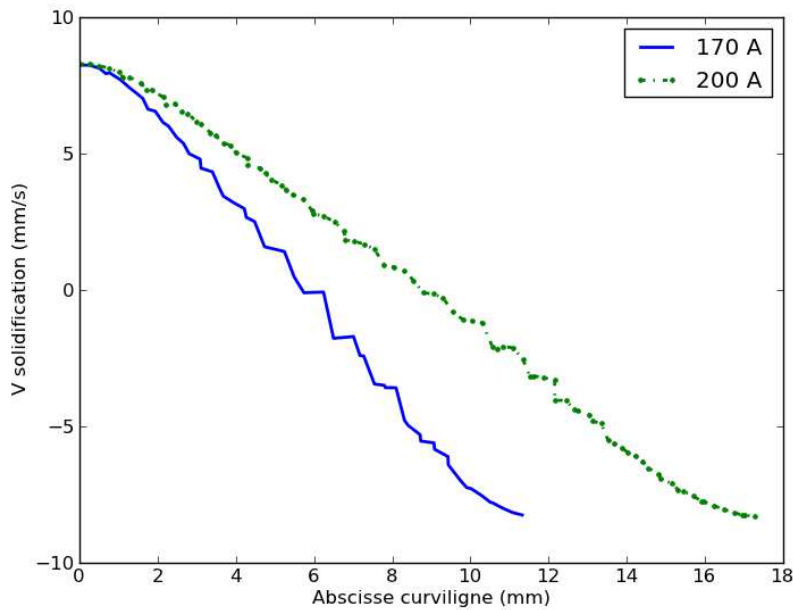


Figure 4.29 – Vitesse de solidification v_T interpolée sur le contour du bain pour les deux essais

de fusion. Ce résultat est lié au fait que l'angle permettant le calcul de la vitesse de solidification est déterminé par rapport à la normale au contour, qui est discrétisé par des segments.

Malgré les fluctuations sur le calcul de la vitesse de solidification liées à l'interpolation, la fonction permettant le calcul de la fraction de grains équiaxes g_g , tracée sur la figure 4.30, est assez régulière. Sur cette figure, la position, mesurée expérimentalement, de la transition équiaxe

- colonnaire, signalée par des lignes verticales, est également repérée.

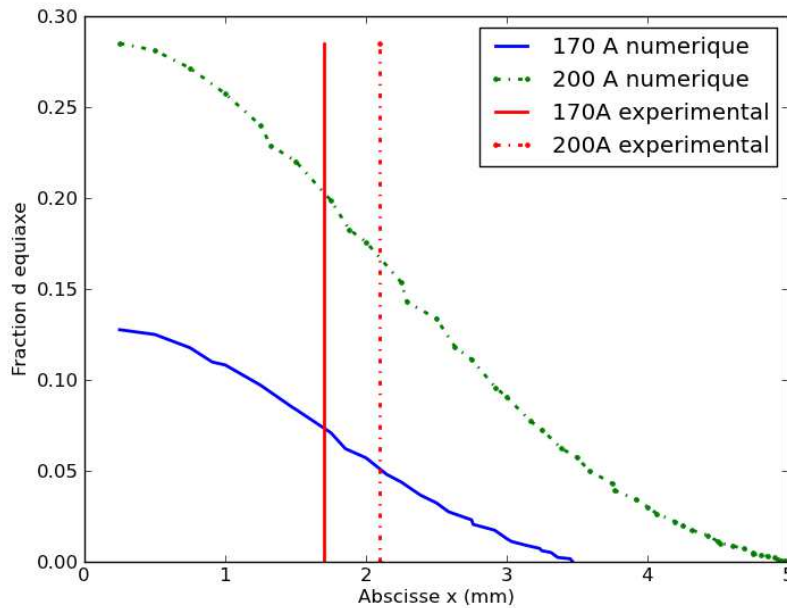


Figure 4.30 – Evolution de la fraction volumique des grains équiaxes g_g pour les deux essais.

On remarque sur cette figure que la fraction de grains équiaxes calculée augmente très régulièrement vers le centre du cordon. Pour les deux essais, la fraction de grains équiaxes calculée au niveau de la transition colonnaire-équiaxe observée expérimentalement est globalement faible. Selon Hunt [41], la microstructure est entièrement équiaxe si cette fraction volumique est supérieure à 0,49, tandis que la structure est supposée être entièrement colonnaire si la fraction volumique vaut 0,0066. La raison du choix de 0,49 est cependant plutôt arbitraire. Toutefois, pour prendre en compte la zone de transition entre les grains équiaxes et les grains colonnaires, la valeur limite d'arrêt de la croissance colonnaire est fixée généralement à 0,66.

Pour l'essai à 170A, la fraction de grains équiaxes calculée est de 0,075 à l'endroit où la transition est observée expérimentalement, et pour l'essai à 200A d'un peu plus de 0,17. D'après la littérature [53], ces fractions volumiques de grains équiaxes correspondent à une structure mixte contenant des grains équiaxes et des grains colonnaires ($0,0066 < g_g < 0,49$). Cette grande différence par rapport aux valeurs communément rencontrées dans la littérature peut provenir du fait qu'en soudage, les forts gradients et vitesses de solidification peuvent modifier certaines lois de croissance, mais aussi des limites de l'estimation du gradient thermique le long de l'interface par un modèle thermique basé sur les seuls échanges en conduction, qui ne prend donc pas en compte les phénomènes de convection dans le bain, qui peuvent avoir une influence significative sur la croissance des grains.

D'autre part, la position exacte de la transition colonnaire-équiaxe est difficile à mesurer sur les essais expérimentaux car on n'observe pas une délimitation franche entre les deux domaines, mais plutôt une zone de transition plus ou moins large. Cette incertitude sur la position de la transition peut expliquer les forts écarts de fractions de grains équiaxes calculées au point correspondant à la transition dans les deux configurations de soudage.

Prédictions des microstructures

Taille et géométrie du bain de fusion

Dans une première étape, l'estimation de la taille de la zone fondue fournie par la simulation numérique doit être comparée à l'expérience.

Les tailles de bain obtenues par le calcul éléments finis et d'après l'expérience, pour les deux conditions de soudage, sont notées dans le tableau 4.2. On peut voir que les résultats sont proches pour les deux conditions d'essai.

Désignation de l'essai	Largeur de bain numérique (mm)	Largeur de bain expérimental (mm)
v8,3 i200	9,2	10
v8,3 i170	7,2	7,3

Table 4.2 – Largeur de bain

Sur la figure 4.31, une comparaison des géométries de bain calculées et mesurées expérimentalement a été faite pour l'essai à vitesse de soudage de 8,3mm/s et une intensité de soudage de 170A. Le profil mesuré à partir d'une macrographie de l'essai est visible en trait plein. Les points correspondent au contour formant le bain de fusion extrait à partir des fichiers issus de la simulation numérique. On remarque la bonne correspondance entre les simulations numériques et les résultats expérimentaux.

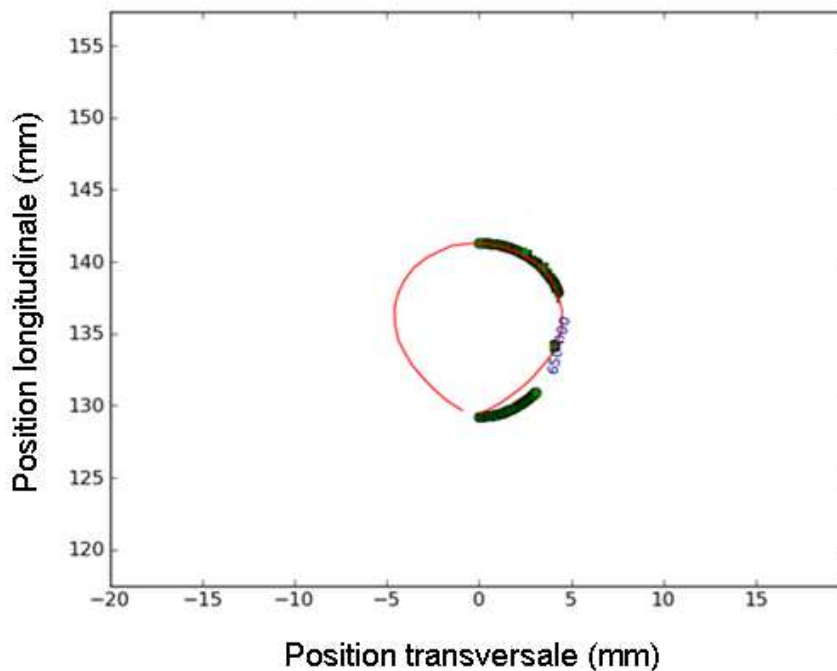


Figure 4.31 – Comparaison entre les mesures expérimentales du bord de bain (trait plein) et les noeuds du contour issus de la simulation numérique (points), [v 8,3mm/s ; I 170 A]

Microstructures

La prédiction de la microstructure pour ces deux essais est délicate comme signalé précédemment à cause des incertitudes concernant l'estimation du gradient sur le bord du bain de

fusion.

La simulation numérique prédit une microstructure que l'on peut diviser en trois domaines (figure 4.32) : le bain liquide, la zone de grains colonnaires et la zone de grains équiaxes.

La zone de transition observée expérimentalement ne sera pas modélisée de par sa complexité de mise en oeuvre. Cette zone sera incluse dans la partie des grains colonnaires (seul quelques grains équiaxes isolés et allongés dans la direction du gradient sont visibles dans cette zone de transition sur les macrographies).

Les grains colonnaires sont caractérisés par leur longueur, et leur orientation. Dans la zone de solidification ($T_s \leq T \leq T_l$), ces grains sont repérés par une couleur rouge. En dessous de cette zone, le matériau est entièrement solidifié.

La zone équiaxe est caractérisée par sa largeur et par la taille moyenne des grains.

Des exemples de morphologie obtenue par simulation sont montrés sur les figures 4.32 et 4.33.

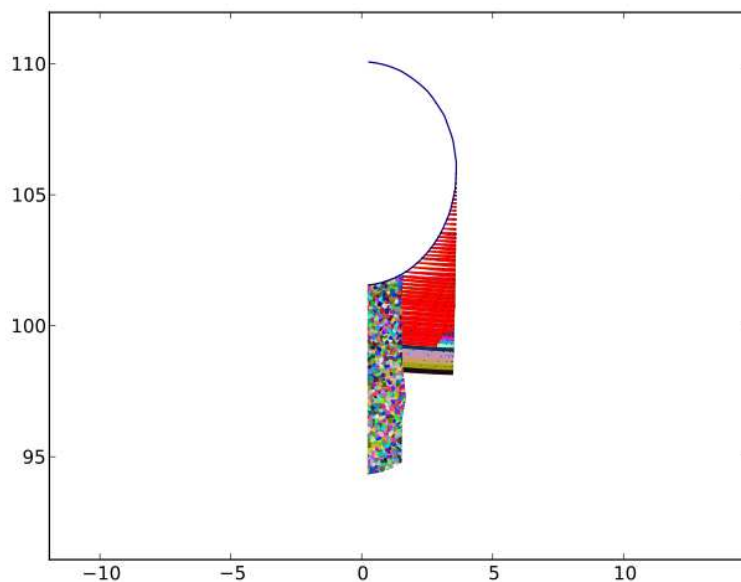


Figure 4.32 – Prédiction de la morphologie de la microstructure dans le bain de fusion

Sur la figure 4.32, le bain de fusion, la zone de solidification et la zone entièrement solide sont visibles. Dans la zone de solidification, les différents chemins possibles pour le liquide pour compenser la contraction de solidification en pied de grain colonnaire ou pour guérir une éventuelle fissure peuvent être appréciés. En effet, le liquide peut venir combler un manque de matière à partir du bain de fusion en circulant soit au travers de la zone équiaxe, soit directement du bain vers le pied des grains colonnaires encore en contact avec lui. L'amorçage de la fissure va donc probablement se situer assez loin du bain de fusion, car le liquide devra d'abord traverser la zone équiaxe avant d'atteindre les espaces interdendritiques dans la zone colonnaire.

La méthode numérique a été employée pour tenter de prédire la microstructure obtenue pour les deux conditions de soudage décrites. La figure 4.34 présente en parallèle les microstructures

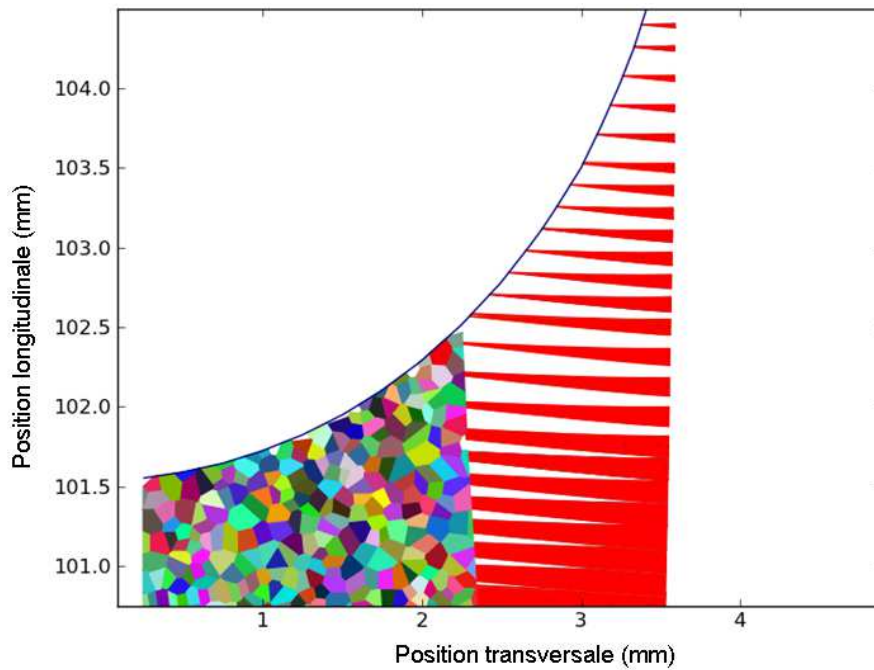


Figure 4.33 – Prédiction de la morphologie de la microstructure : grossissement de la zone de solidification

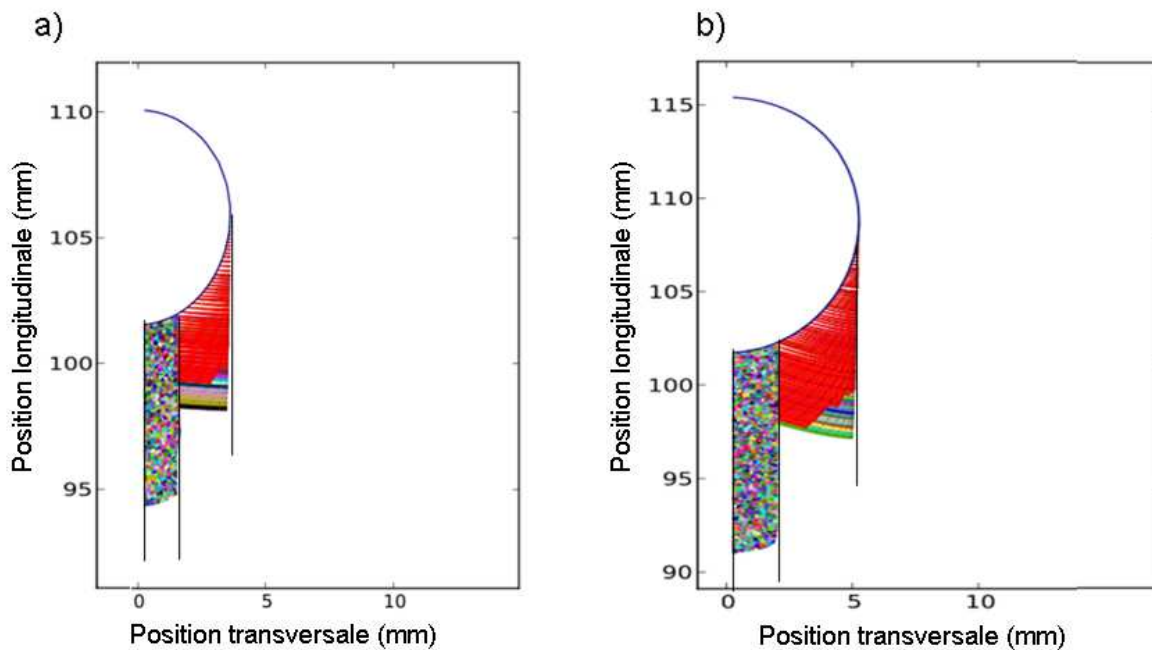


Figure 4.34 – Microstructures obtenues dans les deux configurations de soudage, v8,3i170 (a) et v8,3i200 (b)

obtenues par la méthode numérique pour les deux conditions de soudage retenues, avec une fraction volumique de grains équiaxes de transition égale aux valeurs déterminées expérimentalement.

Pour pouvoir rendre le modèle prédictif, il faut toutefois fixer à priori la valeur de la fraction

volumique de transition. Nous avons choisi une valeur intermédiaire pour la fraction volumique de grains équiaxes g_g de 0,1. Les principales tailles caractéristiques des microstructures, prédites par la simulation et observées expérimentalement, sont présentées dans le tableau 4.3.

	v8,3 i170	v8,3 i170	v8,3 i200	v8,3 i200
	Expérimental	Numérique	Expérimental	Numérique
Largeur de bain (mm)	7,2	7	9,2	10
Largeur zone colonnaire (mm)	1,9	2,2	2,6	2,1
Angle croissance colonnaire (°)	6,1	4,7	14,2	12,3
Largeur zone équiaxe (mm)	3,4	2,5	4,1	5,8

Table 4.3 – Comparatif des tailles caractéristiques obtenues expérimentalement et par les prédictions pour les essais v8,3i170 et v8,3i200

En ce qui concerne l'angle de croissance des grains, les valeurs prédites sont légèrement sous estimées mais restent cohérentes par rapport aux mesures réalisées. Ces résultats sont importants, car la direction moyenne de croissance des grains colonnaires doit beaucoup influencer la capacité d'alimentation en liquide des pieds de dendrites. La largeur des zones colonnaires et équiaxes est en revanche moins bien prédite. La simulation prédit bien l'élargissement de la zone équiaxe lorsque l'intensité de soudage augmente, observé expérimentalement. La largeur de la zone colonnaire calculée demeure par contre sensiblement constante, alors que l'expérience montre aussi une augmentation avec l'augmentation de l'intensité. Rappelons cependant que la limite de transition n'est pas franche sur les microstructures réelles, ce qui laisse des incertitudes sur leur localisation.

La prédiction de la morphologie de la zone fondue dépend de la capacité de l'équation 4.5 à rendre compte de la limite de la zone équiaxe à partir des champs thermiques. La qualité de la prédiction des champs thermiques par la modélisation est l'un des points cruciaux pour la prédiction des différentes zones. Avec les échelles mises en jeu, un modèle intégrant les phénomènes de thermo-convection aurait été préférable.

La prédiction de la morphologie nous permettra dans le chapitre suivant de mettre en oeuvre les méthodes prédictives de la fissuration prenant en compte la microstructure. La connaissance de la microstructure permettra notamment d'apprécier la possibilité d'alimentation en liquide à travers le réseau équiaxe jusque dans les grains colonnaires.

4.3 Conclusions

Dans ce chapitre, les tailles caractéristiques des éléments de la microstructure ont été mesurées et les différentes morphologies de la zone fondue ont pu être appréciées. Les allongements des grains et leur non convexité mettent en évidence la forte influence des gradients thermiques et des mouvements dans le bain ou dans la zone de solidification. Néanmoins, une prédiction de la microstructure à partir du champ de température a pu être réalisée. Si la taille respective des zones colonnaires et équiaxes déterminées par la modélisation numérique n'est pas toujours conforme à l'expérience, en revanche l'orientation des grains colonnaires semble assez bien prédite. Cette prédiction permet de plus d'apprécier les positions des grains colonnaires à fortes

fractions solides, qui sont les zones les plus sensibles à la fissuration à chaud, par rapport au bain de fusion.

Dans le dernier chapitre, nous allons présenter et comparer plusieurs méthodes de prédiction de la fissuration à chaud, qui prennent en compte de manière plus ou moins directe les caractéristiques morphologiques de la zone de solidification décrites et modélisées ici.

Chapitre 5

Critères de fissuration à chaud

La microstructure de solidification des alliages métalliques joue un rôle clé dans le phénomène de fissuration à chaud. Le chapitre précédent nous a permis d'acquérir des informations sur les relations entre la microstructure de solidification générée et les paramètres procédé, en observant après soudage les différentes morphologies de grains équiaxes et colonnaires et leurs distributions dans la zone fondue. La fissuration apparaît dans la zone en cours de solidification dans la partie à forte fraction de solide. Le liquide provenant du bain de fusion doit alors pouvoir traverser la zone équiaxe pour alimenter les zones colonnaires en fin de solidification. La zone en cours de solidification est fortement sollicitée au niveau thermique mais aussi au niveau mécanique par les zones avoisinant le bain de fusion.

Dans cette partie, on s'intéresse à trois études. La première correspond à l'étude de la perméabilité d'un volume élémentaire représentatif afin de connaître l'influence de la taille de grain sur la capacité de la zone équiaxe à alimenter en liquide les zones colonnaires. La seconde s'intéresse au critère RDG [78] appliqué à une configuration de soudage. La troisième partie applique le critère RDG dans le repère des grains colonnaires. Une nouvelle approche est alors mise en place afin de prédire l'apparition de fissures dans les grains colonnaires, intégrant les caractéristiques microstructurales de cette zone.

5.1 Analyse de la perméabilité de la zone de solidification équiaxe

Dans cette partie, l'influence de la taille des grains sur la circulation du liquide dans la zone équiaxe est étudiée à travers l'évolution de la perméabilité moyenne du milieu. Ce facteur peut avoir une grande importance, car nous avons montré au chapitre 4 (figure 4.32) que les grains colonnaires à forte fraction de solide ne sont généralement plus en contact direct avec le bain liquide. Le liquide doit alors transiter à travers la zone équiaxe pour accéder aux pieds de dendrites. Il a d'autre part été montré que la taille des grains pouvait être modifiée par les paramètres procédés (intensité, vitesse ou fréquence).

Dans cette partie, les développements de Vernede [95] sont repris sur les écoulements de Poiseuille. Dans cette première approche, seuls les canaux liquides sont modélisés et aucun couplage avec les mouvements des grains solides n'a été pris en compte.

5.1.1 Modélisation de l'écoulement à travers un volume élémentaire représentatif

Un volume élémentaire représentatif de la longueur caractéristique d_{ver} est présenté sur la figure 5.1. Ce volume est décomposé en cellules de Voronoï à partir d'un nombre déterminé de sites de germination distribués aléatoirement et permettant d'assurer une taille moyenne de grains. Chaque point est à l'intérieur d'une cellule convexe. Les canaux liquides se trouvent aux interfaces entre les différents grains. L'objectif est d'apprécier le comportement de la cellule élémentaire, en terme d'écoulement du fluide à travers les canaux, lorsqu'on lui applique une différence de pression, figure 5.1. On associe un comportement hydraulique uniquement à la représentation filaire du diagramme de Voronoï représentant le réseau hydraulique autour des grains solides. Au cours de cette étude, nous allons faire varier la distance entre sites et ainsi apprécier l'influence de la taille moyenne de grains sur le comportement du liquide. En comparant les flux entrant et sortant pour une fraction de solide donnée, la capacité de la microstructure à laisser le liquide s'écouler pourra être évaluée.

La génération aléatoire des sites suivant une distance moyenne génère un pavage non régulier du volume élémentaire. Les grains ont alors des tailles variables. La distribution de ces tailles autour de la valeur moyenne peut avoir une importance pour la prédiction de la fissuration locale [4].

La diffusion de soluté est négligée pour faciliter l'analyse. Les effets dynamiques sont également négligés et on se rapproche d'un écoulement entre deux plans de type Poiseuille. Dans ces conditions, la relation entre le flux ϕ traversant le canal et la pression p s'écrit :

$$\{\phi\} = [\mathbf{k}]\{p\} \quad (5.1)$$

La matrice élémentaire d'un canal de longueur l et de largeur h s'exprime sous forme d'une matrice de raideur :

$$[\mathbf{k}] = \frac{2h^3}{3\mu l} \begin{bmatrix} 1 & -1 \\ -1 & 1 \end{bmatrix} \quad (5.2)$$

où μ représente la viscosité.

On peut alors réaliser l'équilibre de tous les noeuds (assemblage) pour résoudre le problème. Dans ce travail, les effets associés à la vitesse de solidification, agissant au second membre de l'équation 5.1 [95] ne sont pas pris en compte. Sur la figure 5.1, des pressions sont imposées sur des frontières du VER. La largeur des canaux est identique dans tout le VER, et est calculée pour différentes valeurs de fraction de solide. Le flux entrant et sortant du VER est ensuite déterminé en sommant les flux où les pressions sont imposées. Ces flux nous permettront de déterminer la perméabilité équivalente dans la zone à grain équiaxe dans la partie suivante (équation 5.3).

5.1.2 Analyse de la perméabilité de la zone équiaxe

Le but est de vérifier l'influence de la taille des grains dans cette zone sur le comportement physique de l'écoulement entre les grains. Seuls des VER à fraction de solide supérieure à 0,5 ont été modélisés, car c'est au delà de ces fractions de solide que la perméabilité commence à chuter.

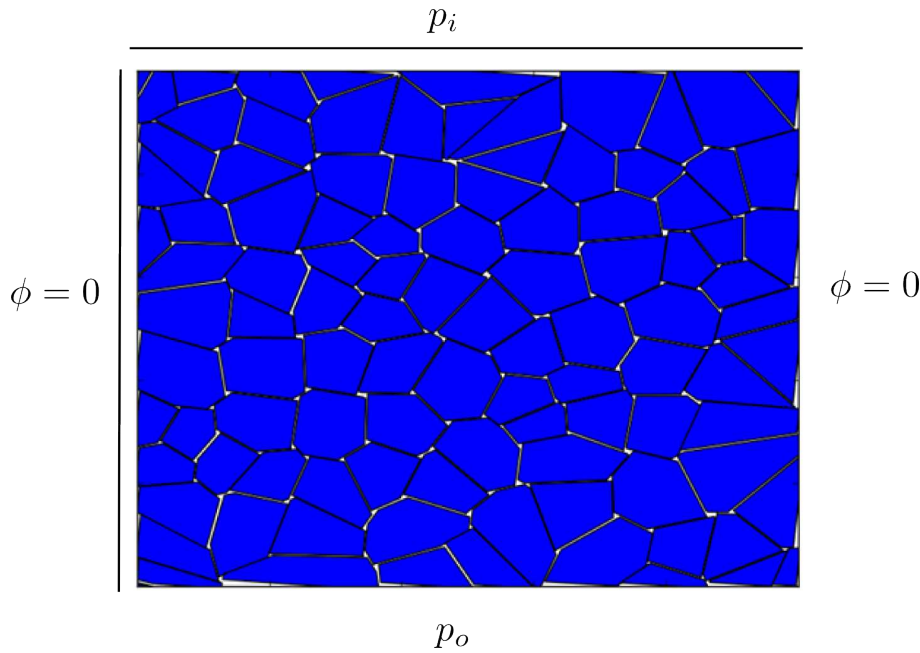


Figure 5.1 – Volume élémentaire représentatif

Le comportement macroscopique du VER peut être décrit par la loi de Darcy :

$$\frac{\kappa \Delta P}{\mu L} = \langle v_l \rangle \quad (5.3)$$

où μ représente la viscosité, ΔP la différence des pressions appliquées aux deux extrémités du volume élémentaire, L sa longueur caractéristique et v_l la vitesse moyenne de l'écoulement calculée à partir des flux, et κ la perméabilité que l'on veut déterminer.

Sur la figure 5.2, l'évolution de la perméabilité, calculée à partir de la loi de Darcy 5.3, est présentée pour différentes fractions de solide allant de 0,5 et 1.

Pour de fortes fractions de solide, on remarque que la perméabilité chute rapidement, indiquant une plus grande difficulté du fluide à traverser la zone équiaxe. Ce comportement homogénéisé permet d'appréhender la capacité de la zone équiaxe à laisser le métal liquide alimenter les zones à faibles fractions de solide. Une idée couramment admise dans la littérature permet de dire que la tenue à la fissuration à chaud est supérieure dans les structures les plus fines [88]. Or dans notre étude de la perméabilité, les résultats de la figure 5.2 montrent que la perméabilité du VER, à fraction de solide identique, est plus élevée pour des grains équiaxes plus grossiers (mais moins nombreux). L'augmentation de la perméabilité devrait permettre une alimentation plus aisée en liquide des zones à forte fraction de solide pour compenser le retrait de solidification, et ainsi réduire les risques de fissuration. Ces résultats sont cependant à relativiser, car la géométrie de grains considérée dans cette étude est très simplifiée, la morphologie dendritique n'étant pas modélisée, et la température au sein du VER est considérée uniforme, ce qui n'est pas le cas dans nos conditions de soudage, où les grains sont relativement grossiers dans la zone de solidification, et les gradients thermiques importants.

Au chapitre précédent, les analyses métallographiques ont mis en évidence la non homogénéité de la zone fondue. Des grains plus grossiers sont en effet présents au centre et plus on se

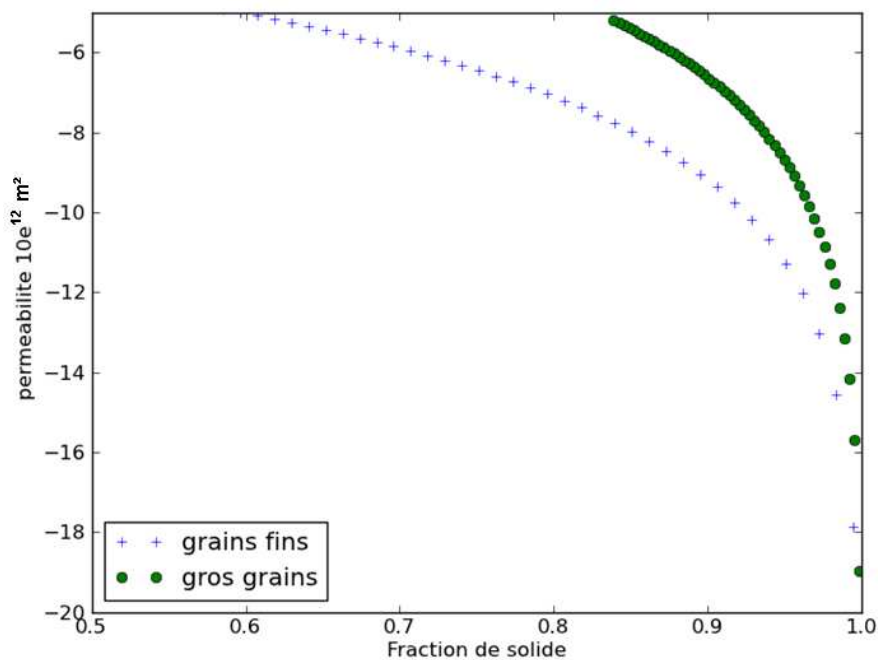


Figure 5.2 – Evolution de la perméabilité en fonction de la fraction de solide, pour une taille moyenne des grains de 0,6 mm et 0,15 mm

rapproche de la zone des grains colonnaires, plus les grains sont de petite taille. En observant la prédiction de la morphologie de la microstructure au chapitre précédent (figures 4.32-34), on a pu constater que les zones de solidification de grains colonnaires à forte fraction de solide n'étaient pas directement connectées au bain de fusion, et que l'alimentation en liquide devait donc se faire par la zone équiaxe. Le chemin le plus court pour alimenter les zones sensibles est alors situé au centre de la zone équiaxe, souvent à gros grains, et donc plus perméable à l'écoulement du liquide, si on raisonne à fraction de solide donnée. De plus, ces zones situées au centre sont aussi celles qui sont aux températures les plus élevées, et qui présentent une fraction de solide plus faible, donc une plus grande perméabilité.

Au vu des échelles mises en jeu, le modèle hydraulique présenté ici pourrait être adapté aux différentes microstructures de la zone équiaxe présentées au chapitre précédent pour étudier l'alimentation en liquide des grains colonnaires à forte fraction de solide au cours du soudage. Il faudra alors prendre en compte les non homogénéités de microstructures induites par la thermique.

5.2 Critère de fissuration en déformation

Les critères de fissuration basés sur une déformation limite sont d'un usage pratique, car ils peuvent être appliqués directement à partir des champs de températures et déformations macroscopiques déterminés par la simulation numérique. Le principal inconvénient est de ne pas intégrer les facteurs microstructuraux.

Prokhorov a basé sa théorie sur la chute de ductilité du matériau observée dans le BTR [75]. Etant donné que la fissuration à chaud lors du soudage est un processus dynamique, elle exige

une vitesse minimale de déformation en lien avec la vitesse de refroidissement, qui détermine le temps passé dans le BTR. La fissuration se produira si la déformation accumulée pendant la solidification dépasse la limite de ductilité du matériau, qui est très faible dans le BTR. On peut ainsi définir un taux de déformation moyen critique pour un matériau donné, au delà duquel la fissuration a lieu (cf figure 1.28) :

$$CST = \frac{\dot{\epsilon}}{\dot{T}} = \frac{\partial \epsilon}{\partial t} \frac{\partial t}{\partial T} \quad (5.4)$$

Pour tenter d'évaluer la validité de ce type de critère, nous avons utilisé les résultats des travaux de Giraud [33], qui a étudié la ductilité de l'alliage 6061 lors d'essais de traction isotherme du matériau partiellement solidifié. A partir de ces données, l'évolution de la déformation à rupture dans l'intervalle de fragilité du matériau a pu être tracée en fonction de la température. La chute de ductilité dans cet intervalle est représentée par la courbe en noir sur la figure 5.3. Cette limite de ductilité est cependant assez approximative, car Giraud explique que la longueur de la zone de température homogène des éprouvettes, sur laquelle se localise la déformation, est difficile à contrôler.

Nous avons superposé sur ce graphe les évolutions de la déformation longitudinale au cours du refroidissement aux points critiques identifiées dans le chapitre 3, c'est à dire en périphérie du bain de fusion, à quelques dizaines de mm de la zone d'amorçage de l'arc. Ces données sont extraites de la simulation numérique, représentant trois conditions d'essais (table 4.1) : le cas V8,3 I170 avec et sans traction longitudinale ainsi que le cas V8,3 I200 avec traction.

D'après ce critère en déformation, une condition de soudage sera fissurante si la déformation traverse le domaine de chute de ductilité du matériau. On observe sur ces résultats que l'augmentation de l'intensité de soudage, mais aussi l'apport d'une précontrainte de traction augmente la déformation longitudinale en cours de solidification. Cependant, aucune des conditions de soudage testées n'est fissurante d'après le critère. En revanche si on revient sur les résultats expérimentaux, l'essai à 200 Ampères était fissurant, alors que les deux autres ne l'étaient pas. Ce critère traduit donc bien l'augmentation de la sensibilité à la fissuration à chaud avec l'augmentation de l'intensité de soudage, mais ne permet pas de prédire correctement l'apparition de fissures. Rappelons toutefois que la limite de ductilité de l'alliage 6061 présentée comporte probablement de grandes incertitudes. D'autre part, les modèles thermiques et mécaniques qui ont conduit à ces résultats présentent de nombreuses hypothèses simplificatrices qui ont pu affecter les résultats. Ce critère semble donc présenter certaines limites, en particulier du fait qu'il ne prend pas en compte le type de microstructure. De plus, d'après ce critère, l'effet de la vitesse de déformation ne peut pas être pris en compte indépendamment de la vitesse de refroidissement, alors qu'il est probable que ces deux paramètres puissent évoluer indépendamment et ainsi affecter la sensibilité à la fissuration à chaud.

5.3 Critère RDG appliqué le long d'une direction transversale

Le critère développé par Rappaz, Drezet et Gremaud [78], détaillé au chapitre 1 (1.5.2), est basé sur une modélisation phénoménologique de la fissuration à chaud, intégrant des éléments relatifs à la microstructure, en particulier la présence de dendrites colonnaires orientées,

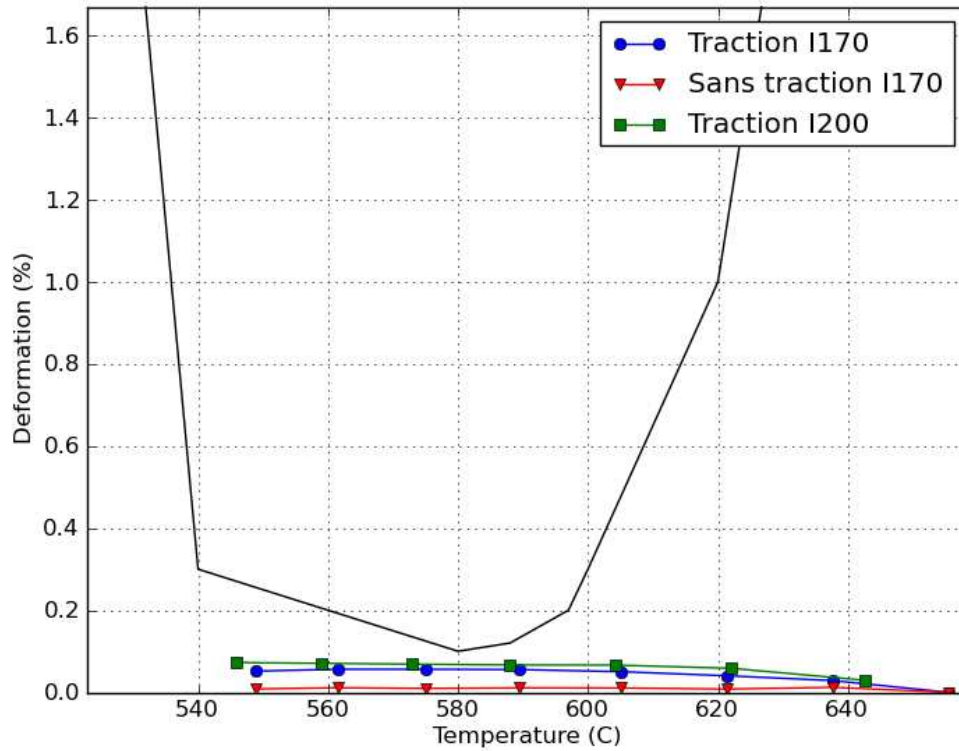


Figure 5.3 – Représentation du critère de fissuration en déformation limite

entre lesquelles peut s'écouler un fluide. Malgré les hypothèses simplificatrices, il intègre donc, contrairement au critère en déformation limite, une contribution de la microstructure. Il ne semble cependant adapté qu'à la prédiction de l'initiation de fissures entre des grains colonnaires en fin de solidification. Le critère suppose qu'il y aura initiation d'une fissure en cas de défaut d'alimentation en liquide dans la zone de solidification colonnaire. Ce critère évalue la chute de pression entre la tête et le pied des dendrites colonnaires en tenant compte de la perméabilité du milieu et de la vitesse de déformation appliquée au squelette solide. Une pression de cavitation est définie à partir de laquelle le risque de fissure est présent. Plus la chute de pression est grande, plus le risque de fissuration sera important.

Ce critère paraît bien adapté à certaines de nos conditions de soudage, car l'initiation de la fissuration se fait souvent entre les grains colonnaires. Les champs mécaniques et thermiques calculés par la simulation numérique, présentés dans le chapitre 3, sont utilisés pour tester la validité du critère RDG. Nous considérons ici que les grains colonnaires ont une direction de croissance moyenne perpendiculaire à la direction de soudage, ce qui n'est pas très éloigné de la réalité pour les fortes vitesses de soudage.

D'après le critère RDG, la dépression au sein du liquide en pied de dendrites colonnaires est égale à la somme de la contribution du retrait de solidification Δp_{sh} , et celle liée à la déformation du squelette solide, Δp_{ϵ} :

$$\Delta p_{max} = \Delta p_{\epsilon} + \Delta p_{sh} \quad (5.5)$$

Chaque composante va être calculée le long d'une ligne transversale située à la distance critique du bain, identifiée dans le chapitre 3 (figure 5.4).

$$\Delta p_\epsilon = \frac{180}{\lambda_2^2} (1 + \beta) \mu \int_{T_1}^{T_2} \frac{E(T) f_s(T)^2}{G(T) (1 - f_s(T))^3} dT \quad (5.6)$$

avec

$$E(T) = \int_{T_1}^{T_2} f_s(\epsilon_{11} + \epsilon_{33}) dT \quad (5.7)$$

$$\Delta p_{sh} = \frac{180}{\lambda_2^2} (v_T \beta \mu) \int_{T_1}^{T_2} \frac{f_s(T)^2}{G(T) (1 - f_s(T))^2} dT \quad (5.8)$$

La dépression est calculée en intégrant les deux termes du modèle entre les températures T_1 et T_2 , correspondant aux températures des deux extrémités de la ligne, figure 5.4. Les températures, les gradients de température $G(T)$ dans la direction transverse et les déformations transverses à la direction de soudage ϵ_{11} et ϵ_{33} sont extraits aux noeuds de la ligne transversale. La fraction de solide f_s est calculée à partir de l'équation de Scheil-Gulliver, et la vitesse de croissance du front, v_T , est considérée constante. Certains paramètres, comme l'espacement secondaire des bras dendritiques λ_2 , ont été identifiés à partir des micrographies (figure 5.5). Dans nos conditions expérimentales, la distance séparant les bras secondaires d'une dendrite est de l'ordre de $10 \mu m$.

Les paramètres matériaux relatifs au 6061, comme la viscosité du liquide μ , le facteur de retrait de solidification β , ou le coefficient de partage sont identifiés à l'aide des données issues de la littérature [33], [63] (tableau 5.1).

Viscosité du liquide μ	0,001 Pa.s
Espacement dendritique secondaire λ_2	10 μm
Coefficient de contraction à la solidification β	0,058
Coefficient de partage k	0,044

Table 5.1 – Caractéristiques de l'alliage 6061 [33], [63]

Le critère de fissuration à chaud a été testé dans les deux conditions de soudage présentées au chapitre 4, correspondant à une vitesse de soudage de 8,3 mm/s, et à une intensité de 170 A pour la première et 200A pour la seconde. Les résultats de la dépression, calculée à partir du critère RDG, sont représentés sur les figures 5.6 et 5.7.

Si l'on compare les dépressions calculées dans l'intervalle de fragilité du matériau [$580^\circ C, 596^\circ C$], on constate que la dépression pour l'essai à 200A est beaucoup plus élevée [115.10^4 Pa à 200.10^4 Pa] que pour l'essai à 170 A [45.10^4 Pa à 92.10^4 Pa]. La dépression en pied de dendrite étant donc plus importante, la fissuration pourra s'initier plus facilement dans le cas à 200 Ampères que dans le cas à 170 Ampères.

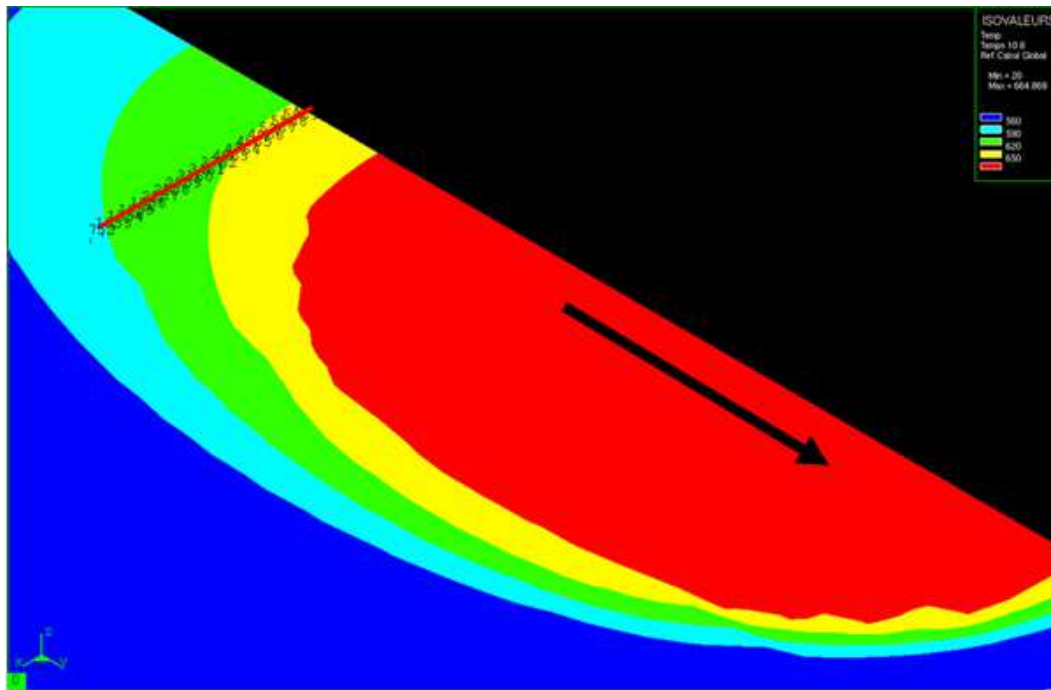


Figure 5.4 – Position des noeuds le long de la ligne de calcul du critère de fissuration RDG

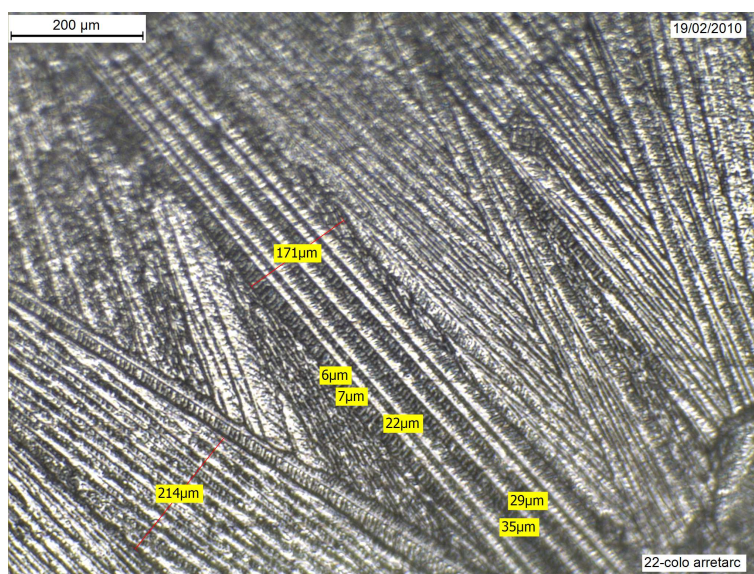


Figure 5.5 – Mesure des espacements interdendritiques, micrographie optique

Si on compare ces résultats aux résultats trouvés par Rappaz, Drezet et Gremaud [78], la valeur de la dépression est ici beaucoup plus élevée. L'ordre de grandeur de la dépression en pied de dendrites est dans leur cas de $5 \cdot 10^4$ Pa. Toutefois, les conditions de solidification sont très différentes. La valeur du gradient thermique utilisée par RDG, correspondant à des valeurs typiques en fonderie est très faible (de l'ordre de $1^\circ\text{C}/\text{mm}$) par rapport au gradient observé en soudage (de l'ordre de $125^\circ\text{C}/\text{mm}$). D'autre part, la valeur utilisée par RDG pour l'espacement entre les bras de dendrites secondaires est important ($100 \mu\text{m}$) comparé à celle que nous avons mesurée expérimentalement.

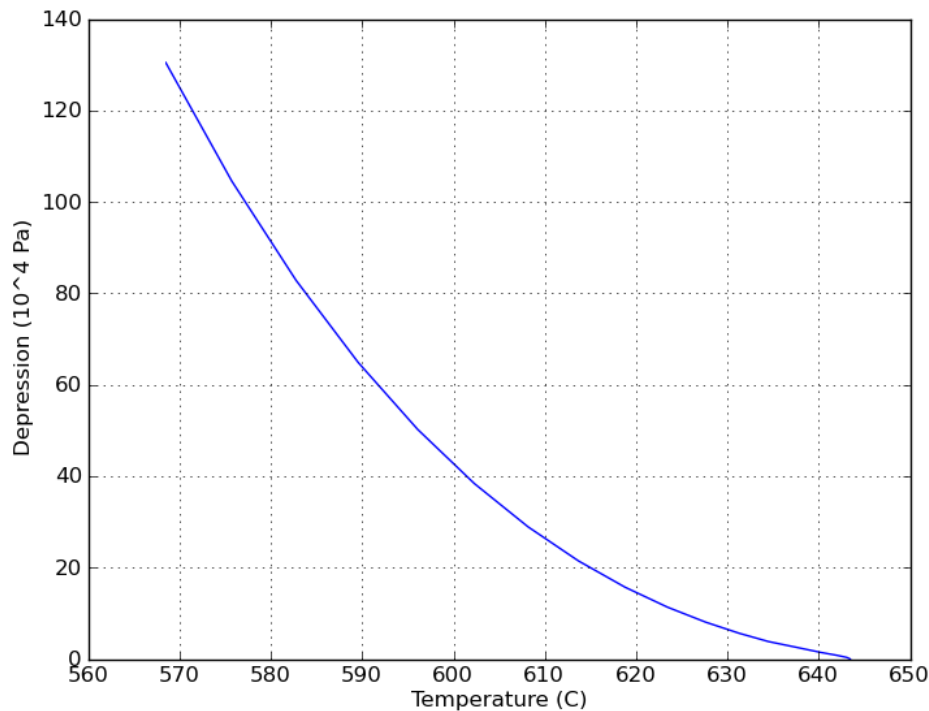


Figure 5.6 – Evolution de la dépression calculée à l'aide du critère RDG le long d'une ligne transversale, pour une vitesse de soudage de 8,3mm/s et 170A

Si on compare les résultats obtenus à la pression atmosphérique, et que l'on suppose que le liquide au niveau des pointes de dendrite est au maximum à cette pression, on constate que nos valeurs de dépression sont trop élevées au moins d'un facteur 10. Ces valeurs de dépression sont cependant fortement dépendantes de la valeur du λ_2 choisie. Ce paramètre λ_2 caractérisant les dimensions de la microstructure est introduit à travers le modèle de Carman-Kozeny, qui exprime la perméabilité d'un milieu poreux. Dans le modèle RDG, si on triple la valeur de λ_2 ($30 \mu m$), la dépression maximale atteinte pour l'essai à 170 A est divisée par 10. Le faible développement des bras secondaires des dendrites observées en soudage soulève des questions sur le choix du modèle de perméabilité utilisé. En effet, les espaces interdendritiques entre lesquels circule le liquide se rapprochent plus dans notre cas de canaux que d'un milieu poreux. Le modèle de perméabilité de Kozeny-Carman, adapté pour les milieux poreux, utilisé dans le critère RDG, peut donc être remis en cause dans notre cas.

Pour terminer la comparaison, Rappaz a identifié une partition des contributions 'mécaniques' et 'thermiques' (liée à la contraction de solidification) sur la dépression à travers les deux termes de l'équation 5.6. Dans son analyse, la dépression induite par le retrait de solidification est du même ordre de grandeur que la contribution mécanique. Dans notre cas, les contributions des différentes sources de dépression sont visibles sur la figure 5.8. Il s'avère que la contribution mécanique est très faible devant celle du retrait de solidification.

Si l'on compare ce critère au critère en déformation limite, présenté précédemment, il semblerait que le critère RDG soit plus apte à différencier les cas fissurants des cas non fissurants. En

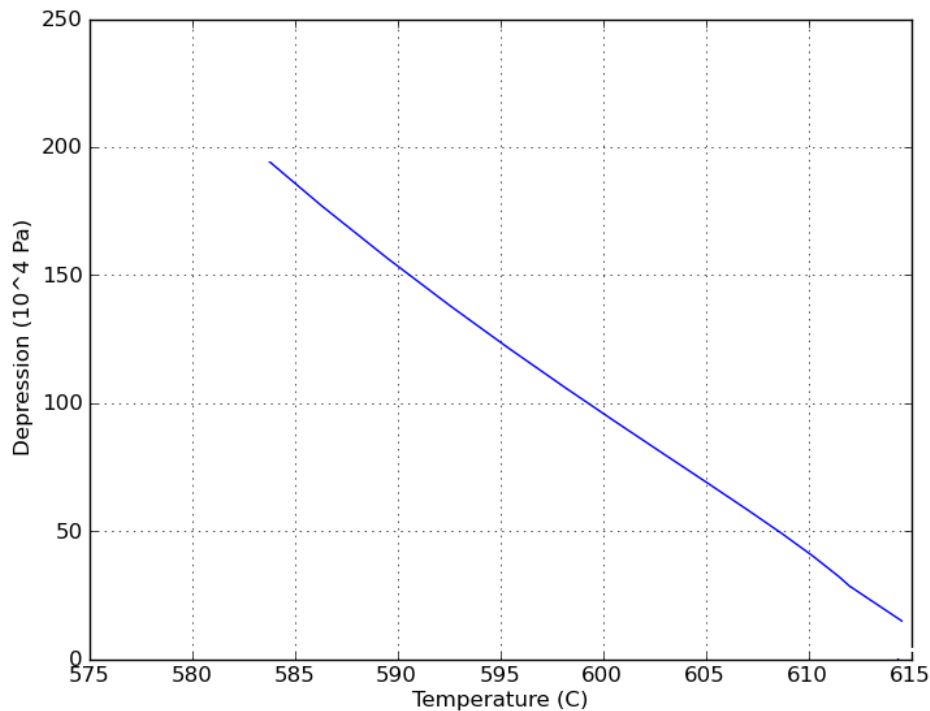


Figure 5.7 – Evolution de la dépression calculée à l'aide du critère RDG le long d'une ligne transversale, pour une vitesse de soudage de 8,3mm/s et 200A

effet, les deux critères permettent de calculer une variable critique (déformation ou dépression) dans le BTR qui est plus élevée pour l'essai à 200A, présentant des fissures, que pour l'essai à 170A, ne présentant aucune fissure. Toutefois, les écarts sur ces variables critiques ne sont que de 10% environ pour le critère en déformation, alors qu'ils vont du simple au double pour le critère RDG. L'inconvénient majeur de ce critère reste cependant la détermination de la pression de cavitation du matériau, qui doit être très dépendante de la composition.

5.4 Critère RDG appliqué le long des grains colonnaires

Pour tenter de mieux prendre en compte la morphologie de la zone de solidification, et d'exploiter les modélisations des microstructures présentées au chapitre 4, nous avons adapté le critère RDG à la morphologie de la zone de solidification obtenue dans nos essais. Le critère RDG [78] a donc été exprimé dans le repère lié au front de solidification. Les équations de conservations sont alors écrites dans le repère du squelette d'un grain colonnaire prédit dans le chapitre précédent. Dans cette modélisation de la morphologie, les grains colonnaires étaient tous parallèles entre eux, le squelette d'un grain colonnaire donne donc aussi l'orientation des films liquides intergranulaires.

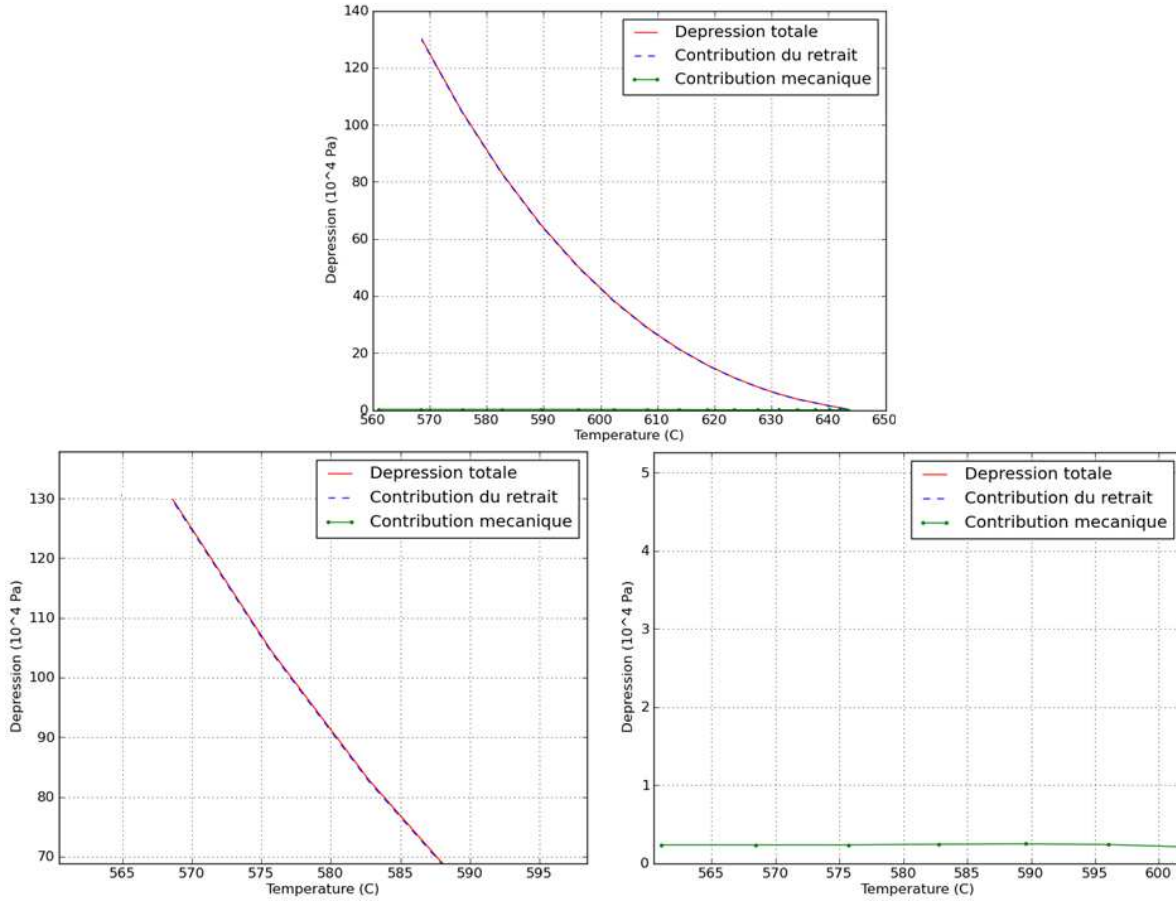


Figure 5.8 – Contribution du retrait de solidification et de la déformation mécanique à la dépression en pied de dendrite calculée d’après le critère RDG, pour une vitesse de soudage de 8,3mm/s et 170A

5.4.1 Equations de conservation

En reprenant les développements de Rappaz, Drezet et Grémaud [78] et ceux de Nyama [70] pour la prédiction de porosité, on peut écrire la loi de conservation de masse d’un milieu biphasé :

$$\frac{\partial \langle \rho \rangle}{\partial t} + \text{div} \langle \rho v \rangle = 0 \quad (5.9)$$

où la notation $\langle . \rangle$ indique des valeurs moyennées entre le liquide et le solide. La masse spécifique $\langle \rho \rangle$ est égale à $f_s \rho_s + f_l \rho_l$ avec ρ_s et ρ_l les densités du solide et du liquide et f_s et f_l les fractions de solide et de liquide liées par $f_l = 1 - f_s$. De la même manière, le terme $\langle \rho v \rangle$ correspond aux flux massiques. On arrive alors à l’expression suivante dans un repère (η, ξ) tangent au squelette du grain colonnaire :

$$\text{div} \langle \rho v \rangle = \frac{\partial \rho_l f_l v_{l,\eta}}{\partial \eta} + \frac{\partial \rho_s f_s v_{s,\xi}}{\partial \xi} \quad (5.10)$$

En notant que $\frac{\partial v_{s,\xi}}{\partial \xi} = \dot{\epsilon}_{p\perp}$ et $\beta = \frac{\rho_s}{\rho_l} - 1$ en supposant les densités constantes, l’équation 5.9 peut se réécrire :

$$\beta \frac{df_s}{dt} + (1 + \beta) f_s \dot{\epsilon}_{p\perp} + \frac{\partial f_l v_{l,\eta}}{\partial \eta} = 0 \quad (5.11)$$

La fraction de solide évolue en fonction de la température selon la relation de Scheil-Gulliver :

$$f_s(T) = \left[1 - \left(\frac{T - T_m}{T_l - T_m} \right)^{\frac{1}{k-1}} \right] \quad (5.12)$$

où k est le coefficient de partition, T_m la température de fusion du métal pur, et T_l la température du liquidus. Le flux de liquide est piloté par la loi de Darcy :

$$f_l v_{l,\eta} = - \frac{K}{\mu} \frac{dp}{d\eta} \quad (5.13)$$

avec K la perméabilité dans la zone pâteuse. K peut être approché par la loi de Carman-Kozeny :

$$K = \frac{\lambda_2^2 (1 - f_s)^3}{180 f_s^2} \quad (5.14)$$

où λ_2 est l'espacement secondaire des bras de dendrites et est fonction des gradients mis en jeu en bord de bain [52]. Dans notre application, cette valeur sera prise constante. Dans le cas du soudage, les dendrites secondaires sont très petites. Plus la fraction de solide est élevée plus il est difficile de faire circuler le fluide.

Finalement, en introduisant l'ensemble de ces relations dans l'équation 5.11, elle s'exprime sous la forme :

$$\frac{d}{d\eta} \left(\frac{K}{\mu} \frac{dp}{d\eta} \right) = \beta \frac{df_s}{dT} \dot{T} + (1 + \beta) f_s \dot{\epsilon}_{p\perp} \quad (5.15)$$

Cette équation s'exprime en chaque point du squelette des grains colonnaires dans la zone de solidification. Les champs de températures et de déformations plastiques sont non homogènes. Il faut alors réaliser une résolution numérique de cette équation.

5.4.2 Formulation Faible

On choisit alors une formulation faible de type résidu pondéré [18] pour résoudre l'équation 5.15 avec une interpolation des champs extérieurs sur le squelette du grain colonnaire. Les champs thermiques proviennent du calcul par éléments finis du procédé à l'échelle de l'éprouvette. Le squelette est discrétisé par des segments. Comme les gradients induits en soudage sont importants et que les champs varient rapidement, ces segments représentant la géométrie du grain sont subdivisés pour avoir une meilleure approximation de la solution. Dans un premier temps, la formulation élémentaire va être présentée puis les techniques d'assemblages et d'applications des conditions aux limites sont appliquées pour calculer la dépression le long d'un grain colonnaire.

Discrétisation-Interpolation

On choisit les éléments à deux noeuds à interpolation linéaire avec une interpolation de

premier ordre (points de gauss à $(-\frac{1}{\sqrt{3}}, \frac{1}{\sqrt{3}})$) dans le repère naturel. L'élément supporte les degrés de liberté (les pressions) au niveau des noeuds i et j . La fonction d'interpolation des degrés de libertés est alors :

$$p(s) = \left[\frac{L_e - s}{L_e}, \frac{s}{L_e} \right] \{p_i, p_j\} = [\mathbf{N}] \{\mathbf{p}\} \quad (5.16)$$

où s est la position dans le repère de l'élément de longueur L_e (origine au noeud i).

Formulation Faible

Pour obtenir le comportement élémentaire, on multiplie l'équation obtenue 5.15 par la fonction test $[\mathbf{N}]$ et on intègre le long du domaine géométrique :

$$\int_0^L [\mathbf{N}]^T \frac{d}{d\eta} \left(\frac{K}{\mu} \frac{dp}{d\eta} \right) d\eta = \int_0^L [\mathbf{N}]^T \left(\beta \frac{df_s}{dT} \dot{T} + (1 + \beta) f_s \dot{\epsilon}_{p\perp} \right) d\eta \quad (5.17)$$

Une intégration par partie du premier terme mène à :

$$\int_0^L [\mathbf{N}]^T \frac{d}{d\eta} \left(\frac{K}{\mu} \frac{dp}{d\eta} \right) d\eta = \int_0^L [\mathbf{B}]^T \frac{K}{\mu} [\mathbf{B}] d\eta \{\mathbf{p}\} \quad (5.18)$$

Les intégrales sont estimées par une quadrature de Gauss [18] et on obtient une expression élémentaire de la forme :

$$[\mathbf{k}_{el}] \{p\} = \{\mathbf{f}\} \quad (5.19)$$

avec $[\mathbf{k}_{el}]$ correspondant au terme de gauche de l'équation 5.17 et $\{\mathbf{f}\}$ au terme de droite.

Ensuite, une procédure d'assemblage est réalisée tout le long du squelette du grain colonnaire. Une pression est appliquée en pointes de dendrites puis les différences de pressions sont exprimées le long du squelette.

L'équation 5.15 est résolue à chaque pas de temps. Dans le calcul les dérivées temporelles sont approchées par une différence finie entre le temps t_{n-1} et le temps t_n .

5.4.3 Résultats

Dans cette partie, le calcul de la dépression le long les grains colonnaires est effectué sur les morphologies des zones fondues obtenues par les modélisations présentées au chapitre précédent. La dépression est calculée le long des grains colonnaires durant le cycle de soudage. Au cours du temps, la dépression maximale est détectée. Le grain le plus critique est alors extrait. Suivant le niveau de dépression, une porosité peut se créer et pourra alors être le site d'initiation d'une fissure.

Paramètres du modèle

Les paramètres du modèle sont issus pour une part de la littérature et d'autre part d'observations expérimentales (tableau 5.2).

μ	0.001 Pa.s
λ_2	100 μm
ρ_s	2700 kg/m^3
ρ_l	2550 kg/m^3
k	0.044
T_m	658°C
T_s	515°C
T_l	648°C

Table 5.2 – Caractéristiques physiques retenues pour le modèle.

La fraction de solide est déterminée directement à partir de la température suivant la formule 5.12. L'évolution de la fraction de solide est tracée sur la figure 5.9. Sur cette figure on remarque la rapide évolution de la fraction de solide à partir d'un seuil de température correspondant à T_l .

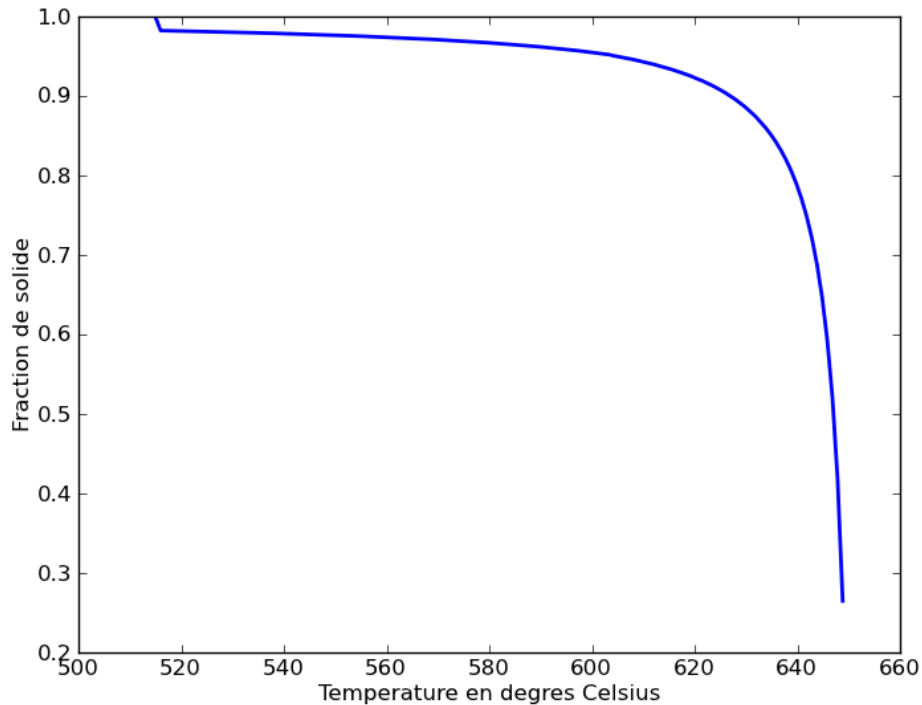


Figure 5.9 – Evolution de la fraction de solide du 6061, d'après la relation de Scheil-Gulliver

Comparaison des contributions liées à la contraction de solidification et à la déformation mécanique

La dépression calculée d'après ce modèle est la combinaison d'une contribution liée à la contraction due au changement de phase et d'une contribution liée aux sollicitations mécaniques induites par le procédé. Dans le but de comprendre l'effet de chacune des contributions, on peut décomposer les sollicitations pouvant créer la dépression en pied de grains colonnaires. Dans le

second membre de l'équation 5.17, il y a la contribution du changement de phase dans l'intervalle de solidification en fonction de la température, et celle due aux taux de déformations plastiques perpendiculaires aux grains colonnaires. Le terme source lié au changement de phase s'exprime :

$$\int_0^L [\mathbf{N}]^T \left(\beta \frac{df_s}{dT} \dot{T} \right) d\eta \quad (5.20)$$

et celui dû aux déformations plastiques :

$$\int_0^L [\mathbf{N}]^T \left((1 + \beta) f_s \dot{\varepsilon}_{p\perp} \right) d\eta \quad (5.21)$$

Le premier terme dépend donc du taux de refroidissement \dot{T} , et le second du taux de déformation plastique. Dans un premier temps, les champs interpolés \dot{T} et $\dot{\varepsilon}_{\perp}$ vont être analysés le long des grains colonnaires où la dépression maximale a été détectée.

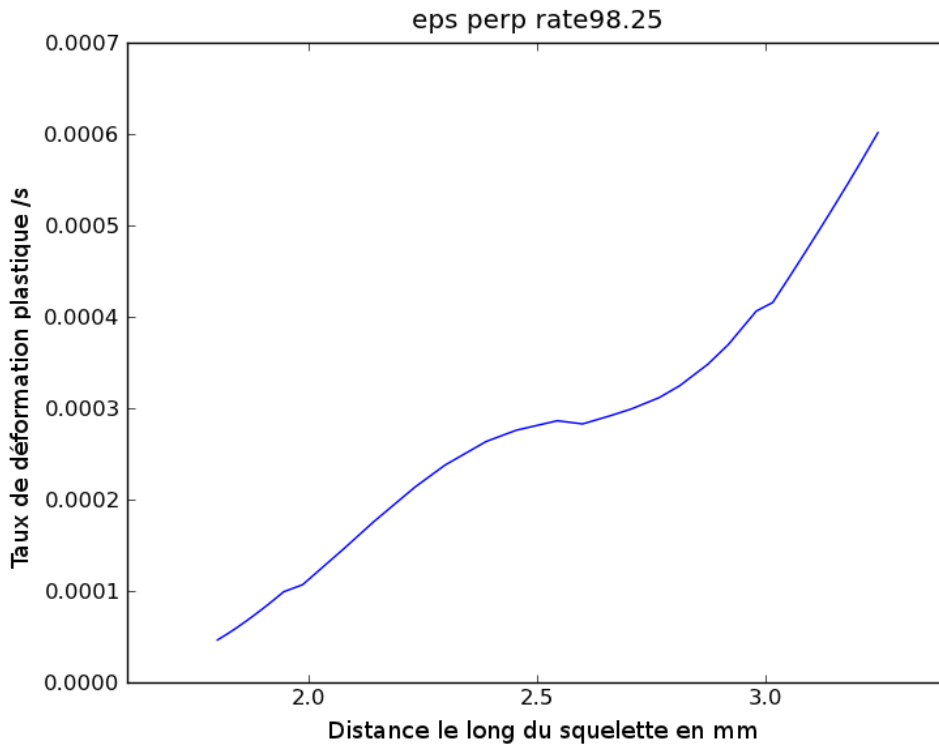


Figure 5.10 – Evolution du taux de déformation perpendiculaire le long d'un grain colonnaire pour essai v8,3i170

Sur la figure 5.10, on se rend compte de la non homogénéité du taux de déformation plastique le long d'un grain colonnaire. Les valeurs du taux de déformation plastique obtenues sont faibles, de l'ordre de 10^{-3} /s maximum. Pour cet essai, le taux de refroidissement pour les points d'intégration le long du squelette estimé par la simulation numérique varie entre -100 et -140 K/s.

La comparaison de la valeur des termes sources 5.20 et 5.21 montre que le terme prépondérant est celui associé au taux de refroidissement, la contribution du second ne représentant que

moins de 1% de la dépression. Ceci rejoint tout à fait les observations faites au paragraphe 5.3. Ces résultats peuvent cependant conduire à nous questionner sur le modèle choisi pour le comportement mécanique de la zone semi-solide, qui pourrait sous estimer les taux de déformations plastiques. D'autre part, pour approcher correctement les effets dus au taux de refroidissement et de son lien avec le taux de contraction, il est nécessaire d'avoir une bonne estimation du taux de refroidissement mais également de l'évolution de la fraction de solide en fonction de la température. Le modèle de Scheil-Gulliver utilisé jusque là pour décrire cette évolution n'est alors pas assez précis, et d'autres modèles d'évolution de la fraction de solide pourraient être introduits, comme ceux identifiés par Giraud à l'aide du logiciel *ProPhase*[®] [33].

Dépression maximale

Sur les figures 5.11 et 5.12, sont montrées les évolutions des dépressions le long du squelette d'un grain colonnaire pour les deux essais réalisés à 8,3mm/s avec des intensités de 170 et 200 Ampères.

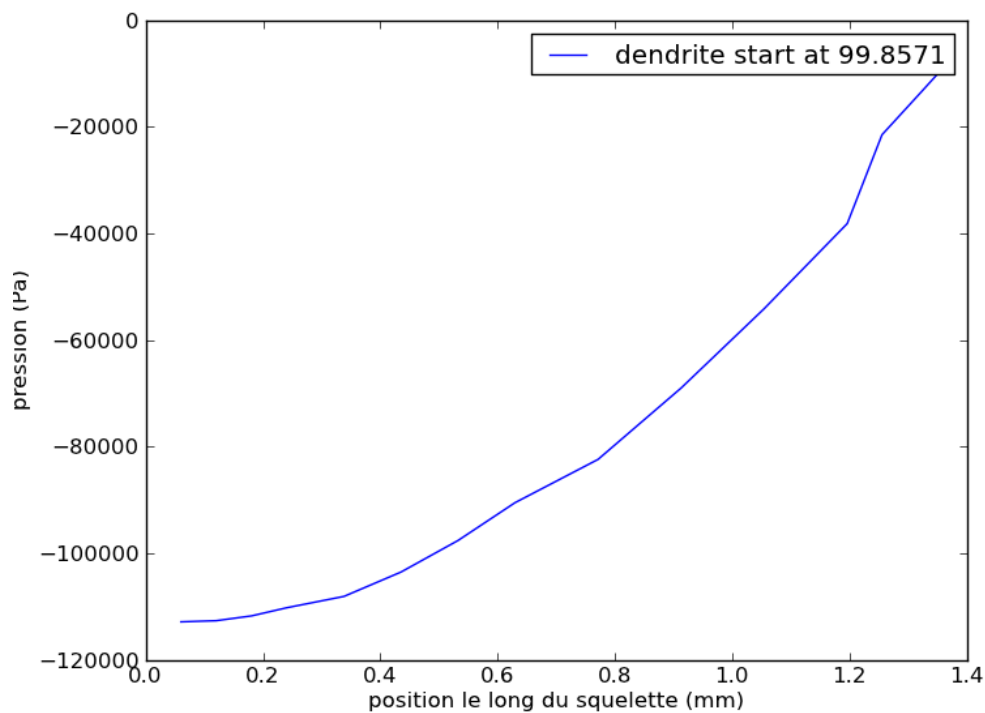


Figure 5.11 – Profil de pression le long du squelette du grain colonnaire le plus défavorable pour l'essai v8,3i170

Les résultats montrent que l'essai à 200 A est plus propice à l'apparition des fissures puisque la dépression est plus importante. Ces résultats sont assez proches de ceux obtenus en appliquant le critère RDG le long d'une ligne transversale, malgré les simplifications concernant la microstructure relatives à cette approche.

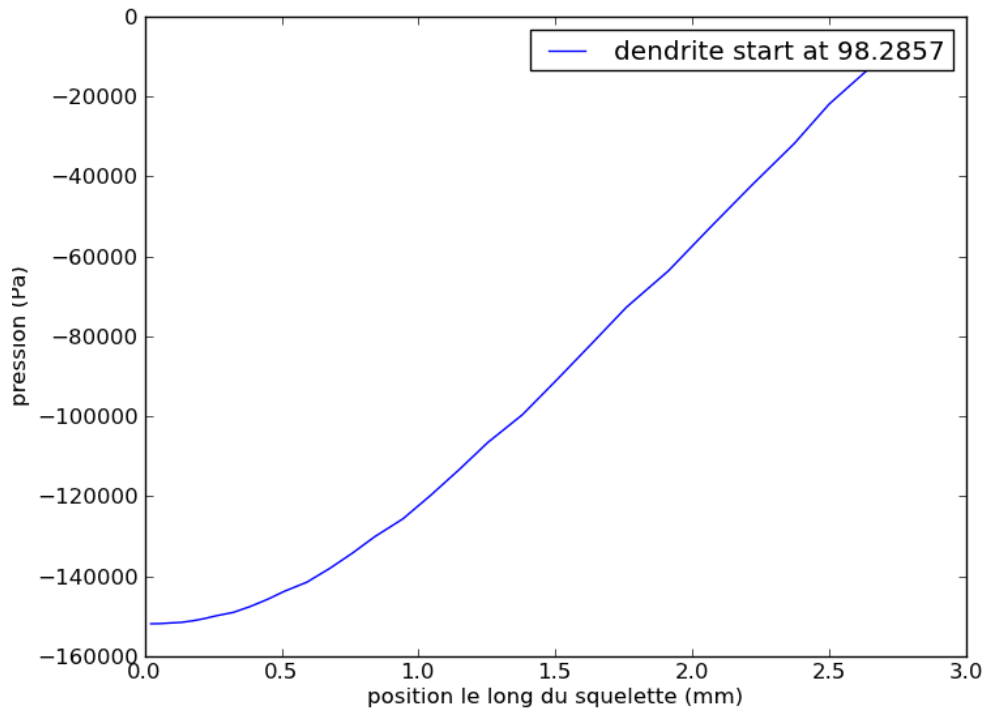


Figure 5.12 – Profil de pression le long du squelette du grain colonnaire le plus défavorable pour l'essai v8,3i200

Détermination de la pression critique

Si on compare les dépressions maximales atteintes au cours des deux essais avec les résultats expérimentaux, la dépression maximale à partir de laquelle la fissure va s'initier peut être évaluée. En effet, le cas à 170 A est un cas non fissurant tandis que le cas à 200 A est un cas fissurant, d'un point de vue expérimental. Si on se base sur ces résultats, on peut dire que la dépression créant l'initiation de la fissure avoisine les 120 kPa.

Cette valeur est importante quand on la compare aux valeurs issues de la littérature [78] qui sont de l'ordre de 2kPa. Certaines des origines possibles de ces différences ont déjà été discutées au paragraphe 5.3, mais on peut insister sur l'importance, pour utiliser le critère RDG, de la qualité de la modélisation choisie pour l'évolution de la fraction de solide avec la température. Il serait aussi intéressant de se questionner sur l'utilisation du paramètre λ_2 comme paramètre traduisant l'influence de la morphologie des grains sur l'écoulement.

Lieu de l'initiation de la fissure

Afin d'apprécier la position du grain colonnaire 'critique', c'est à dire le premier à atteindre la pression critique, celui-ci est coloré en blanc. Sur la figure 5.13, on remarque que ce sont les grains en fin de solidification qui sont les plus sensibles à l'initiation de fissures. La position du noeud où la dépression critique est atteinte peut être comparée à la position de l'initiation de

la première fissure observée expérimentalement. Cette position est identifiée par rapport à sa distance à la zone d'amorçage de l'arc. La première fissuration s'amorce alors d'après le calcul à 40mm après l'amorçage de l'arc, ce qui est assez conforme à l'expérience.

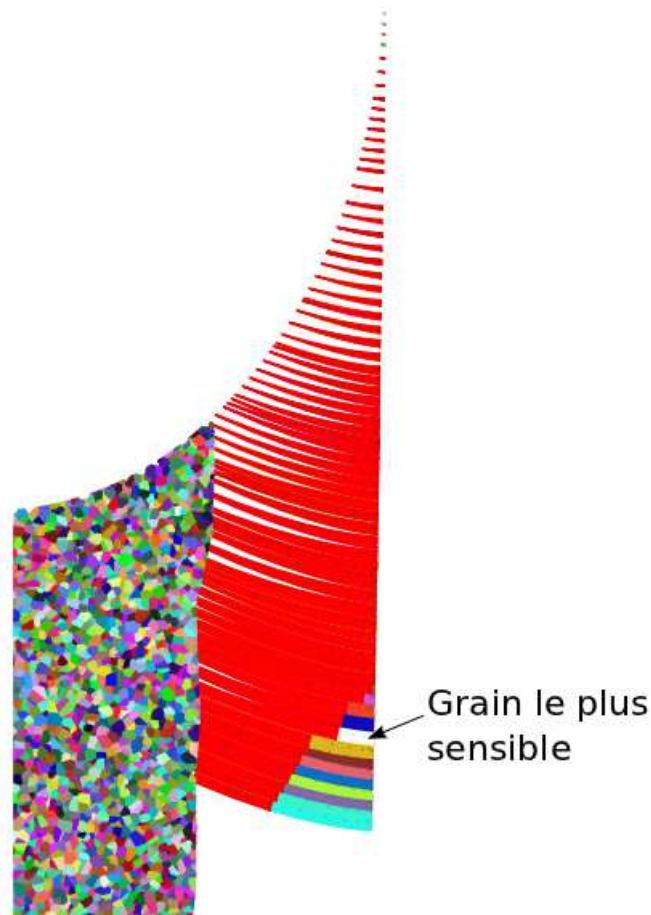


Figure 5.13 – Visualisation de la position du grain critique correspondant à l'apparition de la première fissure, pour l'essai v8,3i200 à $t=5s$

Ces résultats mettent en avant l'importance de la démarche mise en oeuvre, couplant la prise en compte des caractéristiques microstructurales et des chargements induits par le procédé. Dans cette analyse de la dépression, la circulation du liquide au travers de la zone colonnaire n'a pas été évaluée. Toutefois elle permettrait d'apporter une information complémentaire sur l'influence de la microstructure vis à vis de la fissuration à chaud.

5.5 Voies d'optimisation

Dans cette étude, nous avons vu que la fissuration à chaud était due à la coexistence d'une microstructure fragile et d'un chargement mécanique favorisant la décohésion des films liquides interdendritiques. Des voies d'optimisation ont donc été envisagées dans le but de modifier le chargement mécanique de la zone de solidification et/ou de modifier la morphologie des grains en fin de solidification. Pour cela, plusieurs moyens d'actions sont envisageables, le but final étant de diminuer la dépression en pied de dendrite. Deux propositions vont être présentées.

5.5.1 Modification du chargement mécanique de la zone de solidification

L'analyse des champs de déformations déterminés par la simulation de nos essais de soudage a montré que la déformation plastique longitudinale était négative sur les bords du bain de fusion, en zone affectée thermiquement. Cette déformation plastique est principalement due à la particularité du soudage, qui impose un apport très localisé de chaleur. Cette zone déformée plastiquement sur les bords du cordon va en se refroidissant solliciter en traction la zone de solidification.

Dans la littérature, plusieurs méthodes ont été étudiées dans le but de modifier les champs thermiques et ainsi tenter de diminuer les sollicitations. Hernandez [40] a étudié plus particulièrement l'influence de l'apport de sources de chaleur secondaires sur la sensibilité à la fissuration à chaud à partir de campagnes d'essai. L'ajout de deux sources de chaleur supplémentaires (de type flamme oxyacétylénique) sur les bords et à l'arrière du bain de fusion ont, notamment, permis de réduire le risque d'apparition de la fissuration à chaud. En effet, il est possible que l'apport de sources de chaleur secondaires diminue la déformation plastique sur les bords du bain, et donc minimise les déformations à l'arrière du bain de fusion, dans l'intervalle de solidification.

Pour vérifier cet effet, nous avons modélisé un essai de soudage avec une source principale et deux sources secondaires de faible puissance. La plastification de la zone en bord de bain étant due au fort gradient thermique dans cette zone, nous avons optimisé la position des sources secondaires pour réduire au maximum ce gradient. La figure 5.14 représente la position de la source principale et des deux sources secondaires optimisées. Les deux sources secondaires sont situées à 5mm à l'avant de la source principale et décalées de 3mm de chaque côté du cordon. La température atteinte sous ces deux sources n'excède pas alors 100 °C, et la taille du bain de fusion est sensiblement identique à un essai sans sources secondaires.

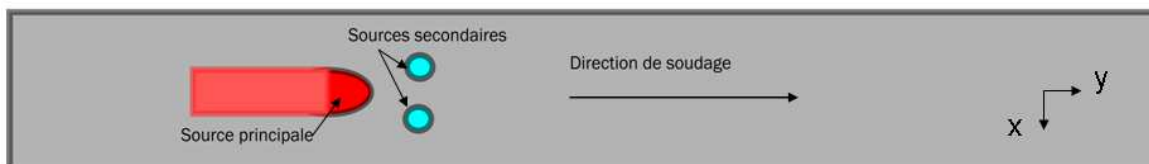


Figure 5.14 – Positionnement des sources secondaires dans le but de diminuer la déformation plastique

Si cette solution permet de diminuer significativement la déformation plastique en périphérie du bain de fusion, figure 5.15, son avantage en terme de dépression maximale dans la zone de grains colonnaires reste négligeable. La modification de la déformation en zone affectée thermiquement ne semble donc pas la meilleure solution pour réduire le risque de fissuration à chaud. Une deuxième solution est donc envisagée. En effet, la principale cause de la dépression en pied de dendrite est liée au terme de retrait de solidification, qui est lié au taux de solidification (équation 5-20). Nous nous proposons donc d'agir sur ce paramètre, en modifiant le gradient thermique dans l'intervalle de solidification.

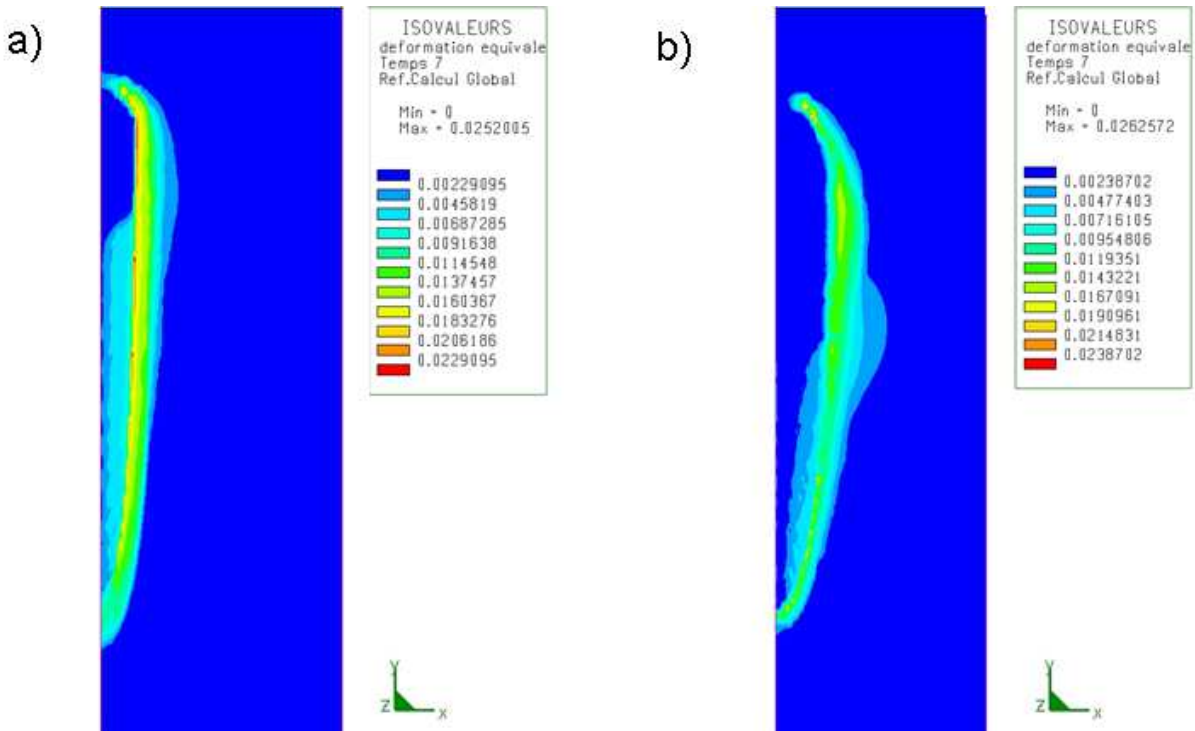


Figure 5.15 – Champs de déformation plastique : a) sans l’utilisation de deux sources secondaires, b) avec l’utilisation de deux sources secondaires à l’avant du bain de fusion

5.5.2 Modification de la vitesse de refroidissement dans l’intervalle de solidification

On a remarqué que les grains colonnaires en fin de solidification étaient sensibles à la fissuration et que la sollicitation principale, d’après le critère RDG transposé le long du squelette de ces grains, provenait du terme $\beta \frac{df_s}{dT} \dot{T}$. Dans ce terme, on peut essayer de modifier le taux de refroidissement \dot{T} pour tenter de diminuer la contribution de ce terme à la dépression calculée.

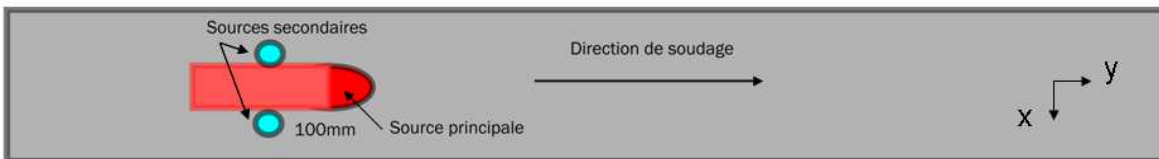


Figure 5.16 – Positionnement des sources secondaires dans le but de diminuer le taux de refroidissement dans la zone de solidification

Pour cela, nous avons tenté de diminuer le gradient thermique à l’arrière du bain de fusion par l’ajout de sources secondaires. L’apport de chaleur secondaire (chalumeau ou faisceau laser par exemple) devrait alors être placé à l’arrière du bain.

L’ajout des sources de chaleur secondaires modifiant les gradients thermiques à l’arrière du bain peut modifier la taille du bain, mais aussi la microstructure. Pour étudier ces effets, nous avons simulé numériquement l’essai de soudage fissurant déjà décrit (8,3 mm/s et 200A), auquel

nous avons rajouté deux sources secondaires d'une puissance de 50W uniformément répartie sur un disque de rayon 1,5mm centré sur chaque bord du bain à une distance de 100mm de l'arc selon l'axe longitudinal, figure 5.16. Les modifications de géométrie du bain induites par les sources secondaires sont montrés sur la figure 5.17.

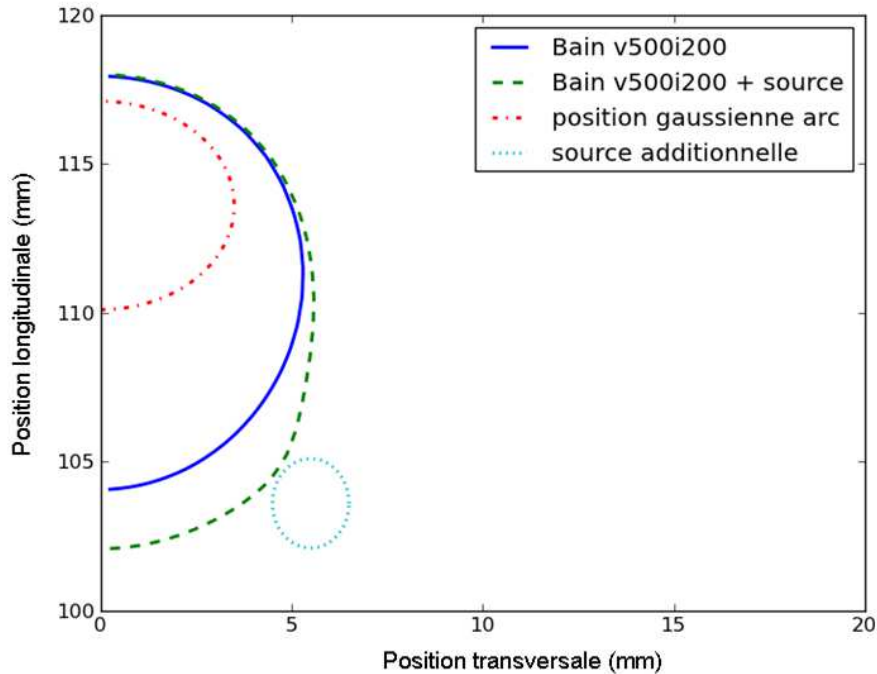


Figure 5.17 – Comparaison des tailles de bains de fusion avec et sans sources secondaires

Avec ces deux sources supplémentaires, la thermique le long du bain est modifiée, engendrant une modification de la microstructure. L'étude expérimentale des échantillons n'ayant pas été faite dans cette configuration là, la prédiction de la microstructure, selon la méthode présentée au chapitre 4, ne pourra pas être comparée à l'expérience. Si on garde la fraction de grains équiaxes de transition identifiée expérimentalement dans le cas de l'essai v8,3i200 ($g_g = 0,175$), on trouve une zone de grains colonnaires plus étroite lorsque l'on ajoute les sources secondaires. Dans ce cas, la microstructure obtenue devrait donc être moins sensible, car la longueur de la zone colonnaire, qui présente une grande influence sur la dépression calculée, est moins importante. Le fait de réduire le gradient thermique à l'arrière du bain va donc permettre, d'après la simulation, de diminuer la longueur de la zone colonnaire, la plus sensible au phénomène de fissuration à chaud.

Toutefois, afin d'évaluer l'influence du changement de taux de refroidissement induit sur la dépression calculée par le critère RDG dans une configuration la plus contraignante au niveau de la microstructure, on fait le choix de prendre une fraction de grains équiaxes de transition plus élevée, pour avoir sensiblement la même taille de zone de grains équiaxes dans ce nouvel essai. La fraction g_g de transition est alors choisie égale à 0,4 (figure 5.18).

La dépression maximale est alors calculée le long des grains colonnaires, avec l'ajout de nouvelles sources. Le résultat est montrée sur la figure 5.19. La dépression ne dépasse pas les 120

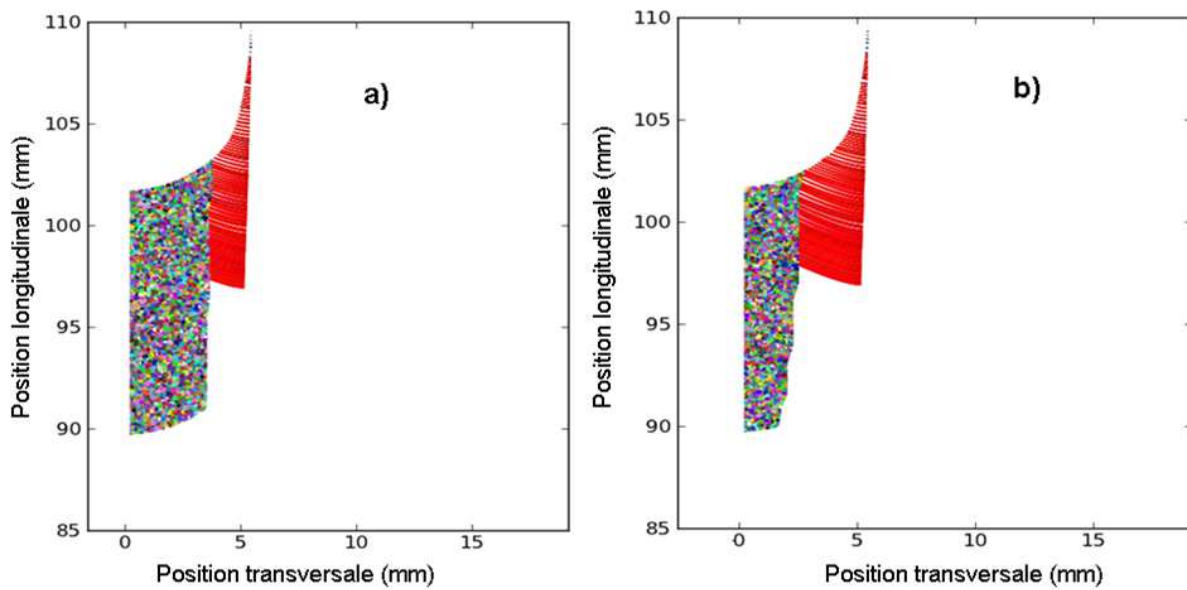


Figure 5.18 – Prédiction de la microstructure avec trois sources : a) avec une fraction de grains équiaxes de transition de 0,175 ; b) avec une fraction de grains équiaxes de transition de 0,4

kPa, qui avaient été identifiés comme limite de fissuration, contrairement au cas sans sources secondaires, ce qui semble montrer l'effet bénéfique de ces dernières.

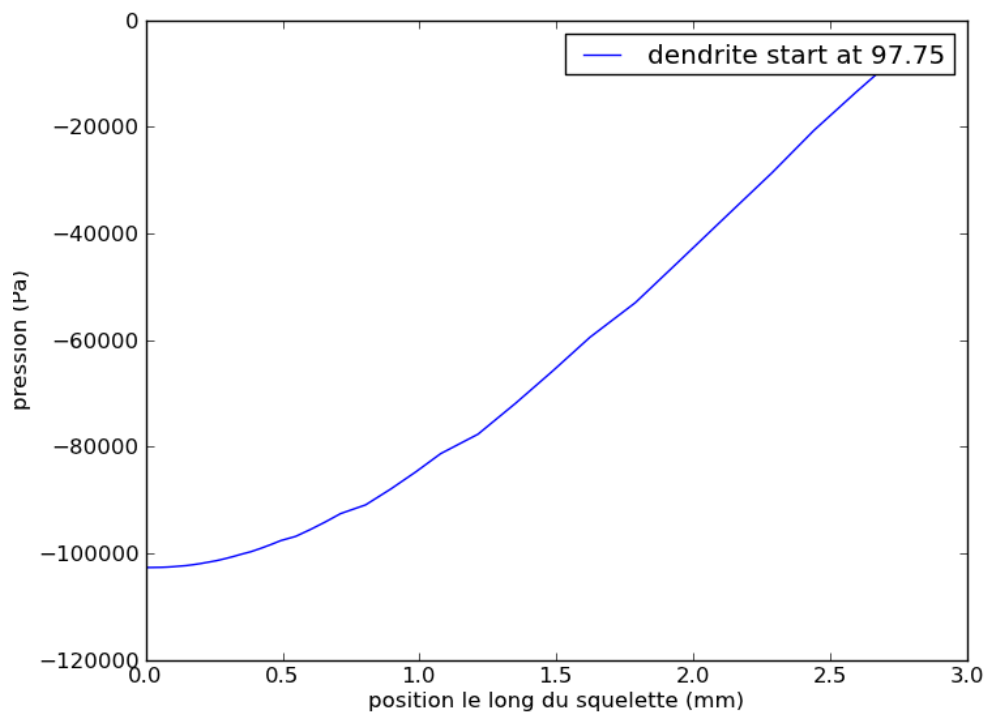


Figure 5.19 – Dépression maximale le long du squelette des grains colonnaires pour un essai à 8,3mm/s et 200A avec deux sources secondaires à l'arrière du bain

En analysant les sollicitations thermiques sur le grain colonnaire le plus sensible, on remarque que l'introduction de la source a diminué le taux de refroidissement de 20K/s, permettant alors d'avoir une dépression maximale inférieure à la limite de 120kPa. On remarque sur la figure 5.17, que tous les grains représentés sont rouges, c'est à dire que leur température est supérieure au solidus, contrairement au cas sans source secondaire (figure 5.13), ce qui montre une plus grande étendue de la zone de solidification.

Si on avait conservé la microstructure prédite par le modèle en figure 5.17 a), la zone colonnaire serait moins importante et la dépression maximale serait alors de quelques kPa seulement.

De cette analyse, on peut en déduire l'importance du cycle thermique imposé par le procédé de soudage. Ainsi, une vitesse de refroidissement plus lente de la zone de solidification agit à la fois sur la morphologie des grains (longueur de la zone colonnaire plus faible) et sur la sollicitation en fin de solidification, notamment au niveau de la contribution du retrait de solidification. Ces constatations montrent à quel point il est nécessaire de prendre en compte l'ensemble des phénomènes thermiques, métallurgiques et mécaniques pour évaluer la sensibilité à la fissuration à chaud.

5.6 Conclusion

Dans ce chapitre, nous avons utilisé plusieurs types de modélisations pour tenter de mieux comprendre et prédire l'apparition de la fissuration à chaud en soudage. Une première approche, largement inspirée des travaux de Vernède [95], a permis, à partir de la modélisation de la zone de solidification équiaxe par des cellules de Voronoï dont les parois constituent des canaux de liquide non encore solidifié, de montrer que la perméabilité du milieu augmentait avec la taille des grains. Ce résultat mériterait d'être approfondi, en raison des hypothèses simplificatrices du modèle relatives à la géométrie des grains de solidification et du champ de température considéré uniforme au sein du VER, mais il s'avère néanmoins intéressant, car il se différencie de l'idée couramment admise qu'une microstructure de solidification plus fine facilite l'alimentation en liquide des zones à forte fraction de solide. Nous avons surtout comparé dans ce chapitre trois méthodes prédictives de la fissuration à chaud. La première, basée sur la détermination de la déformation accumulée dans l'intervalle de fragilité du matériau, ou BTR, montre des différences assez faibles lorsqu'on l'applique à des conditions d'essai fissurantes ou non fissurantes, en raison notamment de la non prise en compte des caractéristiques microstructurales avec cette méthode.

Le critère RDG, basé sur une approche phénoménologique considérant que la fissuration est produite par une dépression au sein du liquide résiduel entre les dendrites colonnaires, a été ensuite testé. Il est adapté pour pouvoir calculer la dépression à partir des résultats de la simulation numérique des essais de soudage, dans la zone de solidification le long d'une ligne transversale à la direction de soudage, considérée comme étant la direction de croissance des dendrites colonnaires. Ce critère semble permettre de différencier beaucoup plus nettement les cas fissurants et non fissurants.

Enfin, le critère RDG a été à nouveau modifié pour permettre de calculer la dépression le long d'une direction correspondant à la direction de croissance des dendrites colonnaires, déterminée à partir de la simulation thermique du soudage. Cette approche, constituée d'une première étape de prédiction de la microstructure, puis d'une seconde étape de calcul de la dépression le long

des films liquides interdendritiques de la zone sensible, semble fournir des résultats intéressants. Cette méthode mériterait cependant être validée en l'utilisant pour calculer la dépression pour l'ensemble des conditions de soudage testées expérimentalement, de manière à vérifier qu'elle permet bien de discriminer les conditions fissurantes des non fissurantes. Enfin, cette méthode a été utilisée pour identifier des méthodes permettant de réduire le risque de fissuration à chaud. L'utilisation de sources secondaires de faible puissance localisées derrière la source principale semble avoir un effet très bénéfique, en réduisant la vitesse de solidification.

Conclusions et perspectives

L'objectif de ce travail était d'étudier l'initiation de la fissuration à chaud en prenant en compte l'effet du procédé sur la microstructure de solidification et sur le chargement mécanique. La première conclusion à émettre est que la fissuration à chaud est due à la coexistence d'un chargement mécanique critique et d'une microstructure sensible en fin de solidification. Pour mieux comprendre les phénomènes mis en jeu, une méthodologie d'étude a été développée, basée sur des outils expérimentaux et numériques.

Principaux résultats

Le phénomène de la fissuration à chaud, appliqué au soudage, ainsi que les différents essais et critères existants ont été passés en revue. Les spécificités du soudage à l'arc ont été identifiées et ont permis de mettre en avant les besoins de l'étude.

Une méthodologie d'étude a ensuite été développée pour prendre en compte l'influence du procédé de soudage sur le chargement mécanique et sur le chargement thermique influant sur la génération des microstructures de solidification. Cette méthode combine une analyse expérimentale des essais avec la simulation numérique du procédé de soudage, nécessitant l'usage de plusieurs outils. L'installation de soudage, les différents types de mesures et observations réalisés en cours d'essais pour contrôler les paramètres procédé ont été développés. Finalement, les modèles numériques retenus pour simuler les essais de soudage réalisés ont été discutés.

Un nouvel essai de fissuration à chaud a été développé pour faciliter l'exploitation des résultats par des analyses mécaniques et métallurgiques. Cet essai permet d'initier la fissuration en agissant sur les paramètres procédé et ou sur les conditions aux limites de chargement des éprouvettes. L'initiation de la fissuration à chaud se fait en régime de soudage établi et une parfaite connaissance des conditions initiales de chargement mécanique et thermique est possible grâce aux instrumentations. Les premières analyses ont montré que l'initiation de la fissuration est liée à la fois à des facteurs microstructuraux et mécaniques.

Ensuite, l'analyse des essais fissurants, au travers des différentes microstructures générées, a permis l'identification de longueurs caractéristiques en lien avec les paramètres du procédé. Une prédiction des microstructures de solidification, à partir des champs thermiques issus de la simulation numérique, et du choix d'une valeur limite de la fraction volumique de grains équiaxes,

a été réalisée avec différents paramètres de soudage. L'orientation de croissance des grains colonnaires semble assez bien prédite, tandis que la proportion des différentes zones colonnaires et équiaxes est moins conforme aux résultats expérimentaux.

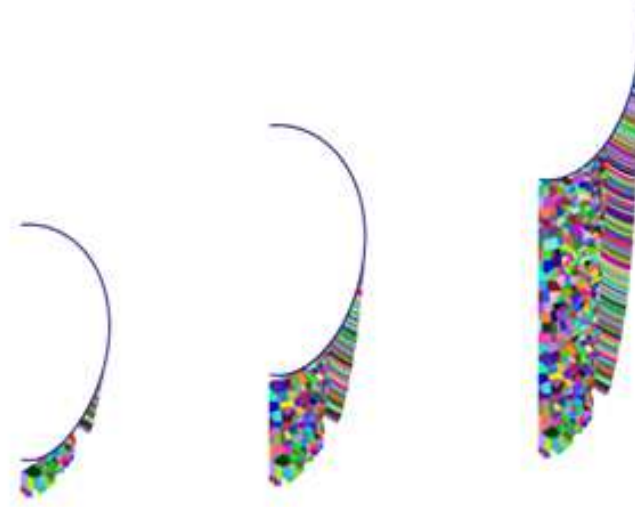


Figure 20 – Evolution de la microstructure prédite à partir des champs de température déterminés par la simulation numérique, à trois pas de temps

Enfin, plusieurs modèles de prédiction de la fissuration à chaud ont été étudiés et ont permis de mettre en avant les limites de certains critères. Un approfondissement du critère RDG a été développé à partir des analyses thermomécaniques des essais et des observations microstructurales. Cet étude est basée sur un modèle prédictif de la microstructure de solidification et permet de calculer la dépression le long des grains colonnaires, à partir des champs thermique et mécanique. Ce modèle permet de localiser la position dans le cordon du grain le plus sensible et d'y évaluer une valeur de dépression.

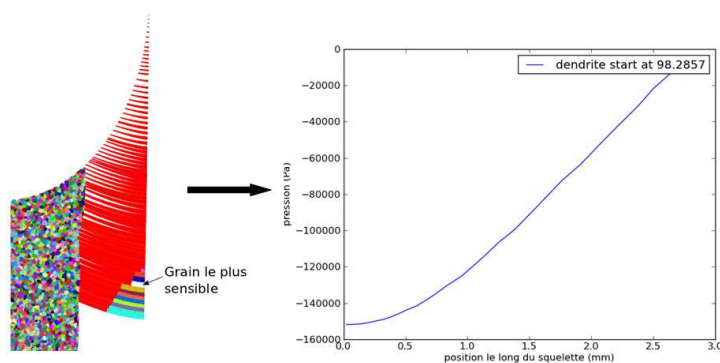


Figure 21 – Détection du grain le plus sensible et évaluation de la dépression le long du grain

Le paramètre qui paraît le plus affecter la dépression entre les grains colonnaires est le terme lié au retrait de solidification. Le chargement mécanique n'a alors qu'une influence moindre sur la dépression. A partir de ces conclusions, notamment sur l'influence des paramètres énergétiques du procédé sur la sensibilité à la fissuration à chaud, des cas de soudage avec des sources de

chaleur secondaires ont été simulés. L'objectif, qui était de diminuer la sensibilité à la fissuration à chaud en diminuant les gradients thermiques, a été atteint d'après la simulation numérique. Maintenant il serait nécessaire de valider expérimentalement ce résultat.

De nombreuses perspectives sont possibles, à la fois sur la partie expérimentale mais aussi numérique.

Perspectives expérimentales

Optimisation du banc d'essai de fissuration à chaud :

Le banc d'essai conçu et développé pour cette étude peut être amélioré. Dans un premier temps, cet essai avait pour but d'identifier des conditions de soudage fissurantes. Les outils de mesures associés, tel que le capteur de pression, peuvent être améliorés. La mesure en continu de l'évolution du déplacement pendant le cycle de soudage ou encore la mesure d'effort sont des pistes à approfondir. En ce qui concerne l'amélioration de la visualisation de la zone de solidification par caméra rapide, il serait intéressant de tester d'autres moyens d'augmenter la luminosité à l'arrière du bain tout en s'affranchissant de l'arc. Pour cela l'usage de diode laser pourrait être une solution envisageable, car cela permettrait d'avoir un apport de lumière dense et localisé. De plus, l'usage d'une enceinte sous flux gazeux pourrait permettre de limiter l'oxydation, notamment pour les alliages d'aluminium. L'amélioration de l'acquisition des données thermiques est aussi un axe d'étude. Des essais ont été réalisés à partir d'une caméra NIR afin de connaître l'évolution des champs thermiques durant le cycle de soudage. Ces données ayant une importance cruciale sur le phénomène de fissuration à chaud, on comprend aisément l'intérêt d'approfondir les méthodes (modèle radiométrique) pour la mesure de champ thermique.

Perspectives numériques

Détermination de la fraction volumique limite de formation des grains équiaxes :

Le modèle prédictif de la microstructure proposé possède certaines limites. En effet, à partir des mesures expérimentales réalisées, il n'a pas été possible d'identifier une valeur limite d'apparition de la zone équiaxe. Dans le critère de Hunt, cette valeur est fixée arbitrairement à 0,66 mais il s'est avéré que les valeurs identifiées dans nos cas étaient bien plus faibles. Une campagne d'essai dédiée à la détermination de la fraction volumique de grains équiaxes de transition serait nécessaire. Elle permettra ainsi d'avoir un modèle de prédiction de la microstructure seulement en fonction du champ thermique.

Influence de la zone équiaxe sur l'écoulement :

Dans ce travail, l'alimentation en liquide se fait du bain de fusion vers la zone colonnaire, or il serait intéressant d'évaluer, à partir des microstructures prédites, l'importance de la perméabilité du milieu en fin de solidification sur le phénomène de fissuration à chaud. Dans le chapitre 5, la perméabilité a été calculée en fonction de la taille moyenne des grains de la zone

équiaxe. Actuellement, ces données n'ont pas été intégrées au calcul de la dépression en pied de dendrite de la zone colonnaire. Il serait intéressant de développer un critère de fissuration en tenant compte de la totalité de la microstructure de solidification : soit en imposant une pression en pointe de dendrite et/ ou en analysant la circulation du liquide à travers des canaux avec la possibilité de contacts entre les grains et de fermetures de canaux.

Voies d'optimisation du procédé

Analyses expérimentales à trois sources :

L'analyse présentée au chapitre 5 a permis de mettre en avant l'intérêt d'un apport de sources de chaleur secondaires sur la sensibilité à la fissuration. En effet, l'ajout de deux sources complémentaires en arrière du bain de fusion a permis de diminuer les gradients thermiques en fin de solidification et ainsi de diminuer la dépression calculée en pied de dendrite. Toutefois, cette analyse est seulement numérique. Il serait intéressant de tester expérimentalement l'évolution du risque de fissuration à chaud en fonction du type de sources secondaires, de leurs positions et de leurs énergies.

Influence des différentes fréquences du courant alternatif sur la fissuration à chaud :

Dans le chapitre 4, l'influence de la fréquence du courant alternatif sur la microstructure a été montrée. Cette analyse préliminaire nécessiterait d'être approfondie et des essais devraient être menés afin de quantifier l'énergie transmise à la tôle dans les différents cas. Ensuite la prédiction de la microstructure et le calcul de la dépression en pied de dendrite devra être évalué pour valider l'influence de la fréquence sur le phénomène de fissuration à chaud.

Bibliographie

- [1] <http://www.soudeur.com>.
- [2] http://www.cgal.org/Manual/latest/doc_html/cgal_manual/contents.htmlpart_XI.
- [3] Z. Sun and R. Loge and M. Bernacki. 3d finite element model of semi-solid permeability in an equiaxed granular structure. *Computational Material Science*, pages 158–170, 2010.
- [4] A. Benaarbia. Approche granulaire de la zone pateuse au cours du soudage. Master’s thesis, Universite Montpellier 2, 2011.
- [5] JM. Bergheau. Modélisation numérique des procédés de soudage. *Technique de l’ingénieur*, 2008.
- [6] M. Braccini. *Optimisation des pièces moulées : étude des phénomènes de fissuration á chaud dans les alliages Al-Cu*. PhD thesis, INPG, 2000.
- [7] H. Brody and MC. Flemings. Solute redistribution in dendritic solidification. *T. Metall. Soc. AIME*, 236 :615– 624, 1966.
- [8] D. Camel, M. Dupouy, S. Verrier, and B. Drevet. Comparative study of the influence of convection cet in directional solidification of non refined and refined al-ni alloys. In *FIRSMA 2000*, 2000.
- [9] J. Campbell. *Castings*. Butterworth-Heinemann, 1991.
- [10] D. Cartaud. Essais de fissuration /’a chaud : principes et criteres d’application. *Soudage et Techniques Connexes*, pages 17–28, 1995.
- [11] O. Cerri. *Rupture á chaud dans les aciers au cours de leur solidification*. PhD thesis, Ecole des Mines de Paris, 2007.
- [12] J. Chapuis. *Une approche pour l’optimisation des opérations de soudage á l’arc*. PhD thesis, Universite Montpellier 2, 2011.
- [13] J. Chapuis, E. Romero, C. Bordreuil, F. Soulie, and G. Fras. Structuration et archivage de données lors de campagne d’essais en soudage à l’arc. *Soudage et Techniques Connexes*, pages 31–35, 2011.
- [14] RA. Chihoski. Understanding weld cracking in aluminium sheet. *Welding Journal*, January :24– 30, 1972.

- [15] TW. Clyne and GJ. Davies. Comparison between experimental data and theoretical predictions relating to dependence of solidification cracking on composition. *Solidification and Castings of Metals*, pages 275–278, 1979.
- [16] H. Combeau, CA. Gandin, and G. Guillemot. Modélisation de la croissance colonnaire et application à la transition colonnaire-equiaxe. *Actions - Solidification*.
- [17] B. Commet and A. Larouche. An integrated approach to control hot tearing in sheet ingot casting. in light metals. *TMS*, 2006.
- [18] R. Cook, D. Malkus, M. Plesha, and R. Witt. *Concepts and Applications of Finite Element Analysis*. Wiley, 2007.
- [19] D. Daloz, H. Combeau, S. Sferdjella, B. Commet, and P. Jarry. Mouvement des grains et structures de solidification en coulée semi-continue de l’alliage d’aluminium 5182. In *Matériaux 2006*, 2006.
- [20] JA. Dantzig and M. Rappaz. *Solidification*. Swiss academic, 2009.
- [21] T. DebRoy and SA. David. Physical processes in fusion welding. *Rev. Mod. Phys*, 64, 1995.
- [22] F. Decultieux. *Caractérisation du comportement thermomécanique d’alliages de fonderie pendant la solidification. Application à la prévision de défauts de rupture et à la modélisation des transferts de chaleur entre pièces et outils*. PhD thesis, Ecole des Mines de Paris, 1997.
- [23] ZB. Dong and Lee. Simulation of the columnar-to-equiaxed transition in directionally solidified alcu alloys. *Acta Materialia*, 53 :659– 668, 2005.
- [24] JM. Drezet, PD. Grasso, and M. Rappaz. Fissuration à chaud : des alliages organiques aux superalliages. *Mécanique & Industries*, 5 :409 – 417, 2004.
- [25] B. Dubost. Durcissement par précipitation des alliages d’aluminium. *Techniques de l’Ingénieur*, M 240.
- [26] DG. Eskin, Suyitno, and L. Katgerman. Mechanical properties in the semi-solid state and hot tearing of aluminium alloys. *Progress in Materials Science* 49, pages 629 – 711, 2004.
- [27] D. Fabregue. *Etude de la microstructure et de la microfissuration à chaud dans les soudures laser d’aluminium 6000*. PhD thesis, INPG, 2004.
- [28] U. Feurer. Mathematisches modell der warmrianeigung von binaren aluminiumlegierungen. *Giesserei-Forschung*, 28 :75–80, 1976.
- [29] MC. Flemings. Solidification processing. In *McGraw-Hill Inc., London,*, 1974.
- [30] E. Folkhard. Welding metallurgy of stainless steels. *Springer Wien New York*, 1984.
- [31] H. Fredriksson. Continuous observation of hot crack-formation during the deformation and heating in sem. *Solidification and Casting of Metals*, pages 260–267, 1979.

- [32] M. Gaumann, R. Trivedi, and W. Kurz. Nucleation ahead of the advancing interface in directional. *Materials Science and Engineering*, A226-228 :763–769, 1997.
- [33] E. Giraud. *Etude expérimentale et modélisation du comportement mécanique d'un alliage d'aluminium 6061 á l'état pateux*. PhD thesis, INPG, 2010.
- [34] JA. Goldak. Computer modeling of heat flow in welds. *Metallurgical Transactions*, B 17 :587 – 600, 1986.
- [35] GM. Goodwin. Development of a new hot-cracking test - the sigmajig. *Welding Journal*, 66 :2, 2009.
- [36] G. Guillemot, Ch.-A. Gandin, and M. Bellet. Interaction between single grain solidification and macrosegregation : Application of a cellular automaton - finite element model. *Journal of Crystal Growth*, 303 :58 – 68, 2006.
- [37] A. Gurson. Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth, part i - yield criteria and flow rules for porous ductile media. *Engrg. Materials and Technology*, 99 :2–15, 1977.
- [38] M. Hamide. *Modélisation numérique du soudage*. PhD thesis, Mines Paris, 2008.
- [39] M. Hamide and M. Bellet. Modélisation thermique-mécanique-métallurgique du soudage : apport de matiere et adaptation de maillage. *Colloque national en calcul des structures*, 2007.
- [40] I. Hernandez and T. North. The influence of external local heating in preventing cracking during welding of aluminum alloy sheet. *Welding Journal*, 63(3) :84 – 90, 1984.
- [41] JD. Hunt. Steady state columnar and equiaxed growth of dendrites and eutectic. *Materials Science and Engineering*, 65 :75–83, 1984.
- [42] O. Hunziker. Carte de microstructures de solidification. Master's thesis, EPFL, 1997.
- [43] O. Hunziker, D. Dye, and RC. Reed. On the formation of a centerline grain boundary during fusion welding. *Acta mater.*, 48 :4191 – 4201, 2000.
- [44] M. Hval, RH. Johnsen, and C. Thaulow. Strength and deformation properties of welded aluminium structures with reference to local design and material properties. *American Welding Society*, pages 167 – 182, 1995.
- [45] A. Jacot. A pseudo-front tracking technique for the modelling of solidification microstructures in multi-component alloys. *Acta Materialia* 50, pages 1909–1926, 2002.
- [46] P. Jarry. Communications personnelles.
- [47] S. Katayama. Solidification phenomena of weld metals (1st report). *Welding Journal*, 14 :939–951, 2000.
- [48] S. Katayama. Solidification phenomena of weld metals (2 nd report). *Welding Journal*, 14 :952–963, 2000.

- [49] L. Katgerman. A mathematical model for hot cracking of aluminium alloys during dc casting. *JOM*, 34(20) :46, 1982.
- [50] N. Kerrouault. *Fissuration á chaud en soudage*. PhD thesis, CEA, 2001.
- [51] JC. Kim. Control of columnar to equiaxed transition in continuous casting of 16 *La metallurgia italiana*, 2009.
- [52] S. Kou. *Welding Metallurgy*. Wiley, 2003.
- [53] W. Kurz, C. Bezencon, and M. Gaumann. Columnar to equiaxed transition in solidification processing. *Science and technology of advanced materials*, 2 :185–191, 2001.
- [54] W. Kurz and DJ. Fisher. Dendrite growth at the limit of stability : tip radius and spacing. *Acta Metal*, 29, :11–20, 1981.
- [55] W. Kurz and DJ. Fisher. Fundamentals of solidification. *Third edition, Trans Tech Publications, Ltd., Aedermannsdorf*, 1989.
- [56] DJ. Lahaie and M. Bouchard. Physical modeling of the deformation mechanism of semisolid bodies and a mechanical criterion for hot tearing. *Metallurgical and materials Transactions*, 32B :697 – 705, 2001.
- [57] JB. Leblond. A theoretical and numerical approach to the plastic behavior of steels during phase transformation, i : Derivation of general relations, ii : Study of classical plasticity for ideal-plastic phases. *Journal of the mechanics and physics of solids*, 34, no 4 :395–432, 1986.
- [58] LE. Lindgren. Finite element modeling and simulation of welding part 1 : Increased complexity. *Journal of thermal stresses*, 24 :141–192, 2001.
- [59] Loose. New 3d-caluculations of residual stresses consistent with measured results of the iiv round robin programme. In *9th International Seminar Numerical Analysis for Weldability - Graz*, 2009.
- [60] Losana. Sistema ternario - alluminio-magnesio-silicio. *Metall. Ital.*, 23 :367 – 382, 1931.
- [61] A. Ludwig. *Etude expérimentale et modélisation du comportement rhéologique d'alliages Al-Cu en cours de solidification dans le cadre de la fissuration á chaud en coulée continue*. PhD thesis, INPG, 2004.
- [62] B. Magnin, L. Maenner, L. Katgerman, and S. Engler. Ductility and rheology of an al 4.5 % cu alloy from room temperature to coherency temperature. *Mate. Scien. Forum*,.
- [63] D. Maisonnette. *Influences mécaniques et métallurgiques de procédés haute température sur un alliage*. PhD thesis, INSA Lyon, 2010.
- [64] MA. Martorano, C. Beckermann, and CA. Gandin. A solutal interaction mechanism for the columnarto- equiaxed transition in alloy solidification. *Metallurgical and materials transactions*, 34A :1657, 2003.

- [65] K. Masubuchi. *Analysis of Welded Structures*, volume 33. 1980.
- [66] V. Mathier. *Two-Phase Modelling of Hot Tearing*. PhD thesis, EPFL, 2007.
- [67] F. Matsuda, H. Nakagawa, and K. Sorada. Dynamic observation of solidification and solidification cracking during welding with optical microscope (i) - solidification front and behavior of cracking. *Trans. Jap. Weld. Ins.*, 11 :67 – 77, 1982.
- [68] RW. Messler. *Principles of welding : processes, physics, chemistry and metallurgy*. 2004.
- [69] S. Mosbah, M. Bellet, and Ch. A. Gandin. Experimental and numerical modeling of segregation in metallic alloys. *Metallurgical and materials Transactions A*, 41 :651, 2010.
- [70] E. Niyama, T. Uchida, M. Morikawa, and S. Saito. A method of shrinkage prediction and its application to steel casting practice. *Int.Cast.Met.J*, 9 :52–63, 1982.
- [71] AF. Norman, V. Drazhner, and PB. Prangnell. Effect of welding parameters on the solidification microstructure of autogenous tig welds in an al alloys. *Materials Science and Engineering*, A259 :53 – 64, 1999.
- [72] M. Perez. Hdr : Approche multi-échelle de la précipitation. Technical report, INSA, 2007.
- [73] M. Perez. Implementation of classical nucleation and growth theories for precipitation. *Acta Materialia*, 56, no 9 :2119 – 2132, 2008.
- [74] J. Philibert, A. Vignes, Y. Brechet, and P. Combrade. *Métallurgie du minerai au matériau*. Edition Masson, 1998.
- [75] NN. Prokhorov. The problem of the strength of metals while solidifying during welding. *Svarochnoe Proizvodstvo*, 511, 1956.
- [76] M. Quian. Liquation phenomena in the simulated heat-affected zone of alloy 718 after multiple postweld heat treatment cycles. *Welding Journal*, pages 145–150., 2003.
- [77] D. Radaĵ. *Heat Effects of Welding*. 1992.
- [78] M. Rappaz, JM. Drezet, and M. Gremaud. A new hot tearing criterion. *Metallurgical and materials transactions A*, 30A :449, 1999.
- [79] M. Rappaz and M. Rettenmayr. Simulation of solidification. *Current opinion in solid state and materials science*, 3 :275 – 282, 1998.
- [80] G. Reinhart. *Dynamique de formation de la microstructure de solidification d’alliages métalliques : caractérisation par imagerie X synchrotron*. PhD thesis, Université Paul Cézanne, 2006.
- [81] Y. Rotrou. *Thermographie courtes longueurs d’onde avec des cameras silicium : contribution a la modelisation radiometrique*. PhD thesis, Ecole des Mines d’Albi, 2006.
- [82] Savage. *Welding Journal*, pages 33s–442s., 1965.

- [83] T. Senda, F. Matsuda, G. Takano, K. Watanabe, T. Kobayashi, and T. Matsuzaka. 1st international symposium of the japan welding. In *T. Proc. Society.*, 1971.
- [84] Sibson. A vector identity for the dirichlet tessellation. *Mathematical Proceedings of the Cambridge Philosophical Society*, 87 :151155, 1980.
- [85] GK. Sigworth. Hot tearing of metals. *AFS Transactions*, 96-155 :1053–1062, 1996.
- [86] J. Spinelli, I. Ferreira, and A. Garcia. Influence of melt convection on the columnar to equiaxed transition and microstructure of downward unsteady-state directionally solidified snpb alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 384 :217 – 226, 2004.
- [87] M. Surendar. Etat de l’art du soudage. Technical report.
- [88] M. Suéry, C. Martin, M. Braccini, and Y. Brechet. Determination of the rheological behaviour of partially solidified alloys for the prediction of casting defects. *Advanced Engineering Materials*, 3, no 8 :589–593, 2001.
- [89] Suyitno, W. Kool, and L. Katgerman. Micro-mechanical model of hot tearing at triple junctions in dc casting. *Mater. Sci. Forum*, 369-402 :179 – 184, 2002.
- [90] Suyitno, W. Kool, and L. Katgerman. Hot tearing criteria evaluation for direct chill casting of an al-4.5pct cu alloy. *Metallurgical Transactions*, 36 A :1537–1546, 2005.
- [91] W. Tiller, K. Jackson, J. Rutter, and B. Chalmers. The redistribution of solute atoms during the solidification of metals. *Acta Metallurgica*, 1 :428–437, 1953.
- [92] J. Tournois, P. Alliez, and O. Devillers. Interleaving delaunay refinement and optimization for 2d triangle mesh generation. In *In Proceedings of the 16th International Meshing Roundtable*, pages 83 –101, 2007.
- [93] N. Tsai and T. Eagar. Heat transfer and fluid flow in welding arcs produced by sharpened and flat electrodes. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 32, no 10 :2089–2098, 1990.
- [94] D. Turnbull. Rate of nucleation in condensed systems. *The Journal of Chemical Physics*, 17 :71, 1949.
- [95] S. Vernede. *A granular model of solidification as applied to hot tearing*. PhD thesis, EPFL, 2007.
- [96] S. Vernede, P. Jarry, and M. Rappaz. A granular model of equiaxed mushy zones : Formation of a coherent solid and localization of feeding. *Acta Materialia* 54, pages 4023 – 4034, 2006.
- [97] Y. Vincent. *Simulation numerique des consequences metallurgiques et mecaniques induites par une operation de soudage Acier 16MND5*. PhD thesis, INSA, 2002.
- [98] R. Wagner. Homogeneous second-phase precipitation. *Phase Transformations in Materials*, 1991.

-
- [99] N. Wang, S. Mokadem, M. Rappaz, and W. Kurz. Solidification cracking of superalloy single- and bi-crystals. *Acta Materialia*, 52 :3173 – 3182, 2004.
- [100] Warrington. Development of a new hot-cracking test for aluminium alloys. *Cast Metals*, 2, no 3 :134–143, 1989.
- [101] K. Wilken. Les essais de fissuration a chaud d’assemblages soudés. *Soudage et techniques connexes*, 45, no 5-6 :48–57, 1991.
- [102] B. Willers, S. Eckert, U. Michel, I. Haase, and G. Zouhar. The columnar-to-equiaxed transition in pbsn alloys affected by electromagnetically driven convection. *Materials Science and Engineering, A* 402 :55 – 65, 2005.
- [103] Y. Won. A new criterion for internal crack formation in continuously cast steels. *Metallurgical Transactions*, 31B :779–794., 2000.
- [104] H. Yin and J. N. Koster. *Journal Alloy Compd*, 352 :197 – 209, 2003.
- [105] K. Zaidat, N. Mangelinck, and R. Moreau. Control of melt convection by a travelling magnetic field during the directional solidification of alni alloys. *C. R. Mecanique*, 335 :330 – 335, 2007.
- [106] A. Zavaliangos. Modelling of the mechanical behavior of semisolid metallic alloys at high volume fractions of solid. *International Journal of Mechanical Science*, 40(10) :1029–1041, 1998.

Table des figures

1	Fissuration à chaud observée dans différents cas	9
1.1	Description des différentes zones d'une soudure	13
1.2	Torche de soudage TIG [1]	14
1.3	Influence du type de courant et de la polarité [1]	15
1.4	Mouvements dans le bain de fusion [38]	17
1.5	Elements d'alliages dans le AA6061, [63]	19
1.6	Caractéristiques mécaniques courantes de l'alliage AA6061-T6 à température ambiante	19
1.7	Diagrammes de phase pseudobinaire Al- Mg_2Si et ternaire Al-Mg-Si [60]	20
1.8	Evolution de ΔG en fonction du rayon du germe et du type de germination [74] .	23
1.9	Schéma d'une dendrite colonnaire [55]	24
1.10	Modes de solidification	26
1.11	Illustration du critère de surfusion constitutionnelle [20]	27
1.12	Redistribution du soluté durant la solution avec une diffusion parfaite dans le solide et dans le liquide :(a) Diagramme d'équilibre;(b) $C_l(f_s)$ et $C_s(f_s)$; profils de composition dans le solide et le liquide	30
1.13	Relation de Scheil - Gulliver	30
1.14	Solidification de grains colonnaires en soudage, et germination hétérogène de grains équiaxes [48]	32
1.15	Influence des paramètres de soudage : a) Faible vitesse et faible énergie, b) Haute vitesse et haute énergie sans site de germination, c) Haute vitesse et haute énergie avec site de germination [47]	32
1.16	Forme du bain de fusion et morphologie des grains colonnaires, pour une vitesse de soudage faible (a) et élevée (b) [42]	33
1.17	Relation entre vitesse de solidification R et vitesse de soudage V_S [7]	34
1.18	Morphologie de solidification en soudage à l'arc [47]	34
1.19	Evolution de la résistance et de la ductilité d'un alliage à semi-solide avec la fraction de solide [6]	35
1.20	Evolution de la microstructure et de la fraction de solide lors de la solidification dirigée d'un alliage [78]	36
1.21	Evolution de la 'ductilité' d'un alliage AA6061 en fonction de sa fraction de solide [33]	37

1.22	Evolution de la fraction de solide, de la température, et de la microstructure dans la zone de solidification en soudage	37
1.23	Scénario de fissuration à chaud en soudage laser [27]	38
1.24	Illustration de la sensibilité à la fissuration avec la composition [52]	39
1.25	Influence de la mouillabilité des grains sur la morphologie en fin de solidification [6]	40
1.26	a) Essai Blanchet ; b) Essai JWRI ; c) Essai JWRI modifié [10]	42
1.27	a) Essai Varestraint [82],[83] ; b) Essai Murex [101] ; c) Essai Sigmajig [35] ; d) Essai 'Programmable Deformation Cracking'	43
1.28	Critère de Prokhorov [75]	47
1.29	a) Modèle de Clyne et Davies [15] ; b) Modèle de Katgerman [49] ; c) Modèle de RDG [78]	47
1.30	Schéma de la formation de la fissure à chaud illustrant le critère en dépression RDG [27]	49
1.31	Vitesses de déformation critique dans la structure colonnaire [6]	52
1.32	Modèle granulaire [95]	53
2.1	Etude expérimentale de la distribution des déformations en soudage [14]	57
2.2	Description de la plateforme de soudage	60
2.3	Mesure du signal de tension et intensité en cours de soudage lors d'un essai sur l'alliage d'aluminium 6061.	62
2.4	Image NIR brute, prise pendant un essai de soudage en face envers.	63
2.5	Etapas de la simulation numérique du soudage	67
2.6	Distribution gaussienne du flux de chaleur	70
2.7	Modèle d'érouissage a) isotrope, b) cinématique	73
2.8	Caractéristiques thermiques de l'alliage d'aluminium 6061 : Enthalpie spécifique, Conductivité thermique [63].	75
2.9	Géométrie et position des différents thermocouples	76
2.10	Comparaison des tailles de bain obtenues expérimentalement et par simulation numérique	76
2.11	Evolution de la température au cours du cycle de soudage de l'ensemble des thermocouples pour une vitesse de 8,3 mm/s	77
2.12	Comparaison mesures/simulation des thermocouples T1-T2 pour une vitesse de 8,3 mm/s	78
2.13	Comparaison mesures/simulation des thermocouples T1-T2 pour une vitesse de 17,8 mm/s	78
2.14	a)Evolution de la limite d'écoulement pour différentes températures pour l'état T6 et b) l'état O, c)Evolution de la fraction volumique des deux phases lors d'une chauffe jusqu'à 500 °C, identifiés par confrontation entre simulation numérique et essais de traction à différentes températures. [63]	79
2.15	Evolution du module de Young en fonction de la température [63]	80
2.16	Evolution de la dilatation thermique linéaire et du coefficient de dilatation thermique en fonction de la température	81

3.1	Récapitulatif des essais de fissuration à chaud existants	84
3.2	Banc d'essai de fissuration à chaud et installation de soudage	85
3.3	Géométrie des éprouvettes	86
3.4	Energie minimale nécessaire pour obtenir une pleine pénétration des éprouvettes, en fonction de la vitesse de soudage	88
3.5	Mesure de la contrainte moyenne de traction dans l'éprouvette déterminée à l'aide du signal du capteur de pression en cours de soudage lors d'essais à effort constant et à déplacement imposé.	89
3.6	Visualisation in situ de l'arrière de la zone fondue lors d'essais sur des tôles de 2,3 mm d'épaisseur	90
3.7	Observation générale du cordon pour un échantillon de 2,3 mm d'épaisseur . . .	91
3.8	Différents modes de fissuration en fonction des paramètres de soudage, pour une épaisseur de tole de 2,3 mm	92
3.9	Métal de base, observation au microscope en lumière naturelle a) et en lumière polarisée b)	92
3.10	Grains dendritiques colonnaires en bord de soudure (c) et grains dendritiques équiaxes en milieu de soudure (b), microscope optique	93
3.11	Bifurcation des fissures, observation au microscope optique	94
3.12	Micrographie en vue de face de la fissuration à chaud, microscope optique	94
3.13	Observation de la zone d'initiation de la fissuration, pour un échantillon d'épaisseur 3 mm	95
3.14	Composition des tôles de AA6061 : a) épaisseur 2,3mm, b) épaisseur 3mm	96
3.15	Analyse MEB du profil de rupture sur un AA6061	97
3.16	Analyse MEB du profil de rupture sur un AA6061	97
3.17	Evolution de la limite d'énergie linéique provoquant la fissuration en fonction de la vitesse de soudage (éprouvettes d'épaisseur 3 mm à contrainte imposée de 3,5 MPa)	98
3.18	Evolution de la largeur limite de bain de fusion à partir de laquelle la fissuration est observée en fonction de la vitesse de soudage (éprouvettes d'épaisseur 3 mm à contrainte imposée de 3,5 MPa)	99
3.19	Evolution de la limite d'énergie linéique entraînant la fissuration en fonction de la vitesse de soudage pour trois conditions de chargement des éprouvettes d'épaisseur 3 mm	100
3.20	Evolution de la largeur de bain de fusion limite entraînant la fissuration pour différentes conditions de chargement des éprouvettes d'épaisseur 3 mm	100
3.21	Evolution de la limite d'énergie linéique produisant la fissuration en fonction de la vitesse de soudage (éprouvettes d'épaisseur 2,3 mm soudées avec un déplacement imposé, correspondant à une contrainte initiale de 25 MPa)	101
3.22	Evolution de la largeur de bain de fusion limite à partir de laquelle la fissuration est observée, en fonction de la vitesse de soudage (éprouvettes d'épaisseur 2,3 mm soudées avec un déplacement imposé, correspondant à une contrainte initiale de 25 MPa)	102

3.23	Distance parcourue par l'arc électrique au moment de la fissuration, pour différentes conditions de soudage (éprouvettes d'épaisseur 2,3 mm soudées avec un déplacement imposé)	102
3.24	Distance parcourue par l'arc électrique au moment de la fissuration, pour différentes conditions de soudage (éprouvettes d'épaisseur 3mm)	103
3.25	Maillage d'une demi éprouvette	103
3.26	Macrographie de la zone d'initiation de la fissure a), et mesure de la position de la fissure par rapport à l'amorçage de l'arc b)	105
3.27	Vidéo réalisée en cours de soudage, et montrant l'initiation de la fissure a) et la propagation de la fissure b)	105
3.28	Position des noeuds étudiés	106
3.29	Contrainte longitudinale (YY) en cours de soudage	106
3.30	Déformation plastique équivalent en fin de cycle de soudage	107
3.31	Evolution de la déformation totale aux trois noeuds caractéristiques	107
3.32	Evolution de la vitesse de déformation, dans l'intervalle de fragilité en fin de solidification	108
3.33	Evolution de la déformation totale longitudinale en fonction de la température au noeud B, pour différentes sollicitations a), et de la vitesse de déformation plastique dans l'intervalle de fragilité b)	109
3.34	Evolution de la déformation longitudinale totale en fonction de la température, pour deux intensités de soudage, et une vitesse de 8,3 mm/s	110
4.1	Mécanisme de croissance des grains dans un champ de température non uniforme [79]	114
4.2	Macrographie du cordon obtenu en lumière polarisée	115
4.3	Evolution de la largeur des zones en fonction de l'énergie linéique de soudage	116
4.4	Evolution du rapport entre les largeurs des zones colonnaire et équiaxe en fonction de l'énergie linéique de soudage	117
4.5	Evolution du rapport entre les largeurs des zones colonnaire et équiaxe en fonction de la vitesse de soudage	118
4.6	Géométrie des grains colonnaires généralement observée (microscopie en lumière polarisée)	118
4.7	Evolution de la largeur des grains colonnaires en fonction de la position dans le cordon pour une vitesse de 8,3mm/s et 17,8 mm/s	119
4.8	Mesures des orientations apparentes dans la zone colonnaire (vitesse de soudage 8,3mm/s)	120
4.9	Evolution de l'orientation apparente de croissance des grains colonnaires par rapport à la direction transverse au soudage θ_c , en fonction de la vitesse de soudage	121
4.10	Evolution de la désorientation entre les directions de croissance apparente de grains colonnaires adjacents θ_d , en fonction de la vitesse de soudage	122
4.11	Géométries des grains équiaxes généralement observées	122
4.12	Paramètres mesurés sur les grains équiaxes	123

4.13	Evolution des valeurs des paramètres a et b en fonction de la position dans le cordon : a) pour une vitesse de 8,3mm/s, b) pour une vitesse de 17,3mm/s . . .	124
4.14	Evolution du paramètre F_{long} en fonction de la position dans le cordon, pour deux vitesses 8,3mm/s et 17,8 mm/s	125
4.15	Evolution des paramètres a1 et a2 en fonction de la position dans le cordon pour une vitesse de 17mm/s	126
4.16	Evolution l'angle θ_e d'orientation du bras principal des grains équiaxes par rapport à la direction du gradient thermique, en fonction de la position dans le cordon pour une vitesse de 17mm/s	127
4.17	Macrographie du cordon obtenue pour une vitesse de 8 mm/s sur une tôle de 6061 d'épaisseur 3mm en lumière polarisée	127
4.18	Evolution de la taille des grains équiaxes sur une ligne transversale au cordon réalisé sur un échantillon d'épaisseur 3mm, pour une vitesse de 8,3mm/s	128
4.19	Influence de la vitesse de soudage sur la taille moyenne des grains sur les échantillons d'épaisseur 3mm	129
4.20	Comparaison de la taille moyenne des grains équiaxes pour les essais à vitesse 8,3mm/s sur des tôles de 2,3 mm et 3mm	130
4.21	Limite des domaines fissurants sur des tôles de 2,3 mm et 3mm, l'énergie étant rapportée à l'épaisseur de la tôle	131
4.22	Evolution de la microstructure de solidification en fonction de la fréquence du courant alternatif	131
4.23	Repérage de différents points entrant dans la définition des zones.	134
4.24	Positions du bain de fusion à t_n et t_{n-1}	135
4.25	Insertion de sites de nucléation entre t_n et t_{n+1}	136
4.26	Génération des grains entre t_n et t_{n+1}	136
4.27	Generation of columnar grains between t_n and t_{n+1}	138
4.28	Gradient thermique G interpolé sur le contour du bain pour les deux essais . . .	139
4.29	Vitesse de solidification v_T interpolée sur le contour du bain pour les deux essais	139
4.30	Evolution de la fraction volumique des grains équiaxes g_g pour les deux essais. .	140
4.31	Comparaison entre les mesures expérimentales du bord de bain (trait plein) et les noeuds du contour issus de la simulation numérique (points), [v 8,3mm/s; I 170 A]	141
4.32	Prédiction de la morphologie de la microstructure dans le bain de fusion	142
4.33	Prédiction de la morphologie de la microstructure : grossissement de la zone de solidification	143
4.34	Microstructures obtenues dans les deux configurations de soudage, v8,3i170 (a) et v8,3i200 (b)	143
5.1	Volume élémentaire représentatif	149
5.2	Evolution de la perméabilité en fonction de la fraction de solide, pour une taille moyenne des grains de 0,6 mm et 0,15 mm	150
5.3	Représentation du critère de fissuration en déformation limite	152
5.4	Position des noeuds le long de la ligne de calcul du critère de fissuration RDG . .	154
5.5	Mesure des espacements interdendritiques, micrographie optique	154

5.6	Evolution de la dépression calculée à l'aide du critère RDG le long d'une ligne transversale, pour une vitesse de soudage de 8,3mm/s et 170A	155
5.7	Evolution de la dépression calculée à l'aide du critère RDG le long d'une ligne transversale, pour une vitesse de soudage de 8,3mm/s et 200A	156
5.8	Contribution du retrait de solidification et de la déformation mécanique à la dépression en pied de dendrite calculée d'après le critère RDG, pour une vitesse de soudage de 8,3mm/s et 170A	157
5.9	Evolution de la fraction de solide du 6061, d'après la relation de Scheil-Gulliver .	160
5.10	Evolution du taux de déformation perpendiculaire le long d'un grain colonnaire pour essai v8,3i170	161
5.11	Profil de pression le long du squelette du grain colonnaire le plus défavorable pour l'essai v8,3i170	162
5.12	Profil de pression le long du squelette du grain colonnaire le plus défavorable pour l'essai v8,3i200	163
5.13	Visualisation de la position du grain critique correspondant à l'apparition de la première fissure, pour l'essai v8,3i200 à t=5s	164
5.14	Positionnement des sources secondaires dans le but de diminuer la déformation plastique	165
5.15	Champs de déformation plastique : a) sans l'utilisation de deux sources secondaires, b) avec l'utilisation de deux sources secondaires à l'avant du bain de fusion	166
5.16	Positionnement des sources secondaires dans le but de diminuer le taux de refroidissement dans la zone de solidification	166
5.17	Comparaison des tailles de bains de fusion avec et sans sources secondaires . . .	167
5.18	Prédictions de la microstructure avec trois sources : a) avec une fraction de grains équiaxes de transition de 0,175 ; b) avec une fraction de grains équiaxes de transition de 0,4	168
5.19	Dépression maximale le long du squelette des grains colonnaires pour un essai à 8,3mm/s et 200A avec deux sources secondaires à l'arrière du bain	168
20	Evolution de la microstructure prédite à partir des champs de température déterminés par la simulation numérique, à trois pas de temps	172
21	Détection du grain le plus sensible et évaluation de la dépression le long du grain	172
A.1	a) Image brute obtenue par caméra NIR pour [8,3 mm/s, 240 A] , b) Champs de température après conversion	192

Liste des tableaux

2.1	Paramètres du modèle métallurgique de transformation de phase retenus pour l'alliage 6061 [63]	79
3.1	Paramètres de soudage pour les échantillons d'épaisseur 2,3 mm	88
3.2	Paramètres de soudage pour les échantillons d'épaisseur 3 mm	89
4.1	Désignation et caractéristiques des essais	138
4.2	Largeur de bain	141
4.3	Comparatif des tailles caractéristiques obtenues expérimentalement et par les prédictions pour les essais v8,3i170 et v8,3i200	144
5.1	Caractéristiques de l'alliage 6061 [33], [63]	153
5.2	Caractéristiques physiques retenues pour le modèle.	160

Annexe A

Mesures thermiques par caméra proche infra rouge

Les images présentées en figure A.1 ont été faites en face envers d'une éprouvette d'alliage AA6061 en cours de soudage TIG, à l'aide d'une caméra Marlin présentée précédemment (cf 2.2.3), sur des échantillons instrumentés de thermocouples.

La caméra mesure une intensité lumineuse par pixel qui sera transformée en flux rayonnant, ou puissance instantanée rayonnée. Le passage de l'intensité lumineuse I_d au flux dépend du système de mesure, il faut alors prendre en compte le type d'objectif, de caméra et de détecteur utilisés. Ce flux lumineux peut ensuite être transformé en champ de température en utilisant la loi de Planck et les différents facteurs d'influence (émissivité du matériau, réflexions). Le modèle développé par Rotrou [81] pour convertir le signal de sortie du capteur en champs de température, que nous avons utilisé ici, est basé sur des principes physiques, admet peu de paramètres, qui sont liés à la physique du système de mesure, et est précis sur la gamme $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ - $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$. Pour corrélérer correctement les facteurs identifiés par Rotrou, il est nécessaire de connaître les conditions de mesures. Pour chaque configuration donnée de la caméra, les conditions d'étalonnage changent. Il a donc été nécessaire d'adapter les paramètres du modèle à nos conditions d'étude, et ce grâce aux mesures des thermocouples. Selon le modèle de Rotrou, le signal de sortie de chaque pixel de la caméra, I_d [Niveau de Gris], peut être relié à la température par la relation :

$$I_d(T) = k_w \exp \frac{-C_2}{\lambda_x(T)T} \quad (\text{A.1})$$

Les coefficients sont liés à la physique du système de mesure, C_2 est une constante du rayonnement, égale à $1,4410^{-2} m.K$, k_w correspondant au grandissement de l'objectif et autre rendement quantique (quantité de réponse), alors que $\lambda_x(T)$ est lié à la forme de la réponse spectrale, correspond à la longueur d'onde effective étendue [m], et peut s'exprimer sous la forme :

$$\frac{1}{\lambda_x}(T) = a_0 + \frac{a_1}{T} \quad (\text{A.2})$$

Au final, la température sera donnée par :

$$T = \frac{2a_1}{-a_0 + \sqrt{a_0^2 - 4\frac{a_1}{C_2} \ln\left(\frac{I_d}{k_w}\right)}} \quad (\text{A.3})$$

Les trois paramètres de ce modèle radiométrique, k_w , a_1 et a_0 , associés à notre gamme de température et notre émissivité, doivent donc être déterminés. Pour cela, une ligne de fusion a été réalisée dans les mêmes conditions que précédemment. La caméra est placée en face envers, l'image du dessous de la tôle étant réfléchiée par un miroir à 45° . Quatre thermocouples ont été installés en face envers de l'échantillon, dans le champ de vision de la caméra NIR. Une tôle a du être intercalée entre la caméra et l'arc afin de faire écran au rayonnement de l'arc. Les paramètres sont évalués à partir des niveaux de gris obtenus, sur les pixels (1 pixel possédant 256 niveaux de gris NG) de l'image situés au niveau des thermocouples, en minimisant l'écart entre les mesures de thermocouples et les calculs issus de la relation (A.3). Les paramètres trouvés dans notre cas sont :

- $k_w = 0,99 \cdot 10^4 \text{ NG/s}$
- $a_0 = 2,15 \cdot 10^5 \text{ m}^{-1}$
- $a_1 = -3,02 \cdot 10^7 \text{ K/m}$

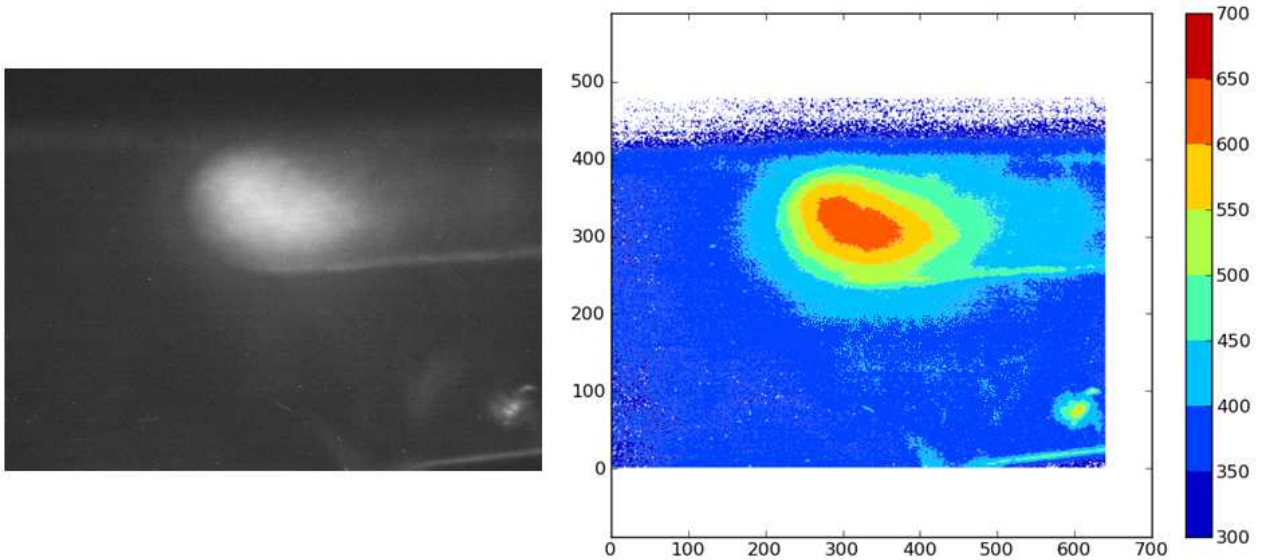


Figure A.1 – a) Image brute obtenue par caméra NIR pour [8,3 mm/s, 240 A] , b) Champs de température après conversion

L'image brute obtenue avec la caméra Marlin en face envers et le résultat après conversion du signal en champ de température sont présentés sur la figure A.1. Un des thermocouples de l'essai est visible en bas à droite de l'image. Les gradients de température obtenus avec les paramètres présentés ci dessus sont cohérents avec les mesures des thermocouples présentées dans le chapitre 2. Ces résultats, pour deux conditions de soudage différentes, ont permis d'obtenir des informations complémentaires pour la validation de la simulation numérique. Toutefois, il serait nécessaire d'approfondir cette méthode de mesure par caméra NIR, pour améliorer la précision dans la détermination des paramètres du modèle, et vérifier sa validité pour nos mesures.

RESUME

L'objectif de ce travail est d'étudier, au travers d'un essai simple, l'influence des paramètres procédés sur la microstructure et sur le chargement mécanique dans le but de minimiser le risque de fissuration à chaud. Un essai original a été développé consistant à appliquer une précontrainte de traction contrôlée dans la direction de soudage sur une tôle d'alliage d'aluminium 6061 de faible épaisseur, avant de réaliser une ligne de fusion avec le procédé TIG. Des analyses de la microstructure de solidification ont permis d'identifier des longueurs caractéristiques traduisant l'influence des paramètres procédés sur la morphologie des grains. La modélisation de cette microstructure, à partir de données thermiques issues de la simulation numérique, a permis de prédire la microstructure obtenue dans différentes conditions de soudage. L'application d'un critère de fissuration à chaud prenant en compte la microstructure prédite permet d'intégrer l'influence de la morphologie des grains sur la prédiction de l'initiation de la fissuration à chaud. Pour terminer, des solutions d'optimisation du procédé de soudage, vis à vis du phénomène de fissuration à chaud, sont proposées en tenant compte des interactions procédé/ matériau.

TITLE

Study and modeling of hot cracking phenomenon in arc welding : Application to 6061 aluminum alloy

ABSTRACT

The objective of this work is to study, through a simple test, the influence of process parameters on microstructure and mechanical loading in order to minimize hot cracking risk. An original test was developed, consisting of applying a controlled tensile preload in the welding direction on a thin sheet of 6061 aluminum alloy, before making a fusion line with TIG process. Microstructure solidification analysis has permit to identify characteristic lengths reflecting process parameters influence on grains morphology. Microstructure modeling, using data from thermal simulation, has allowed to predict microstructure obtained in different welding conditions. Hot cracking criterion is applied on the predicted microstructure and show grains morphology influence on crack initiation. To end, solutions to optimize welding process, with respect to hot cracking phenomenon, are proposed taking into account the process / material interaction.

DISCIPLINE

Mécanique, Génie Mécanique, Génie Civil

MOTS-CLES

Fissuration à chaud, Soudage GTAW, Alliage d'aluminium, Solidification rapide, Expérimentation, Simulation numérique.

INTITULE ET ADRESSE DU LABORATOIRE

Laboratoire de Mécanique et Génie Civil
UMR UMII-CNRS 5508
cc048 Place Eugène Bataillon
34095 Montpellier Cedex 5