



HAL
open science

Comportement mécanique de soudures en alliage d'aluminium de la série 7xxx : de la microstructure à la modélisation de la rupture

Quentin Puydt

► **To cite this version:**

Quentin Puydt. Comportement mécanique de soudures en alliage d'aluminium de la série 7xxx : de la microstructure à la modélisation de la rupture. Matériaux. Institut National Polytechnique de Grenoble - INPG, 2012. Français. NNT: . tel-00803819

HAL Id: tel-00803819

<https://theses.hal.science/tel-00803819>

Submitted on 22 Mar 2013

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.

THÈSE

Pour obtenir le grade de

DOCTEUR DE L'UNIVERSITÉ DE GRENOBLE

Spécialité : **Matériaux, Mécanique, Génie civil, Electrochimie (2MGE)**

Arrêté ministériel : 7 août 2006

Présentée par

Quentin Puydt

Thèse dirigée par **Alexis Deschamps**
et codirigée par **Guillaume Parry**

préparée au sein du **Laboratoire des Sciences et Ingénierie des Matériaux et des Procédés (SIMaP)**
dans l'**Ecole Doctorale Ingénierie - Matériaux Mécanique Energétique Environnement Procédés Production (I-MEP2)**

Comportement mécanique de soudures en alliage d'aluminium de la série 7xxx : de la microstructure à la modélisation de la rupture

Thèse soutenue publiquement le **5 décembre 2012**,
devant le jury composé de :

Pr. Franck Tancret

Professeur à Université de Nantes, Président

Pr. Thomas Pardoën

Professeur ordinaire à l'Université Catholique de Louvain-la-Neuve, Rapporteur

Pr. Michel Perez

Professeur à l'Université de Lyon -INSA, Rapporteur

Pr. Alexis Deschamps

Professeur, SIMAP, Grenoble INP, Directeur de thèse

Dr. Guillaume Parry

Maître de Conférence, Grenoble INP, Co-Directeur de thèse

Dr. Sylvain Flouriot

Ingénieur-Chercheur CEA Valduc, Examineur

Dr. Frédéric De Geuser

Chargé de recherche CNRS à l'Université de Grenoble, Invité



Remerciements

J'adresse en premier lieu mes remerciements aux membres du jury ; ils sont les garants du sérieux du travail proposé ; j'ai été très honoré de recevoir leurs remarques :

- Franck Tancret, qui en tant que président du jury, a apporté une vision globale sur mes travaux ;
- Thomas Pardoën, rapporteur, spécialiste des micro-mécanismes de rupture et de leur modélisation ;
- Michel Perez, rapporteur, qui a amené son expérience sur la caractérisation de la précipitation et son évolution.

Mon équipe encadrante du CEA :

- Sylvain Flouriot, collègue de bureau pendant la première moitié de ma thèse, ça crée des liens. Je retiendrai notamment nos longues joutes argumentaires, que j'ai souvent perdu, mais à juste titre, ses conseils s'avèrent toujours au final bénéfiques ; si à l'avenir j'ai une question en mécanique ou en modélisation, je sais vers qui me tourner ;
- Sylvain Ringeval, toujours disponible et prêt à discuter, qui m'a apporté toute son expérience sur la microstructure de l'alliage AZ5G, et surtout qui a toujours été encourageant, ce qui est très important pour le moral, surtout lors de la rédaction.

En plus de leur investissement personnel, ils ont su m'ouvrir les bonnes portes et me présenter aux bonnes personnes dès le début de la thèse, ce qui m'a permis de travailler de manière autonome ;

Mon équipe encadrante du SIMaP :

- Frédéric De Geuser, à qui je dois beaucoup pour toute l'étude de caractérisation microstructurale, et avec qui j'ai eu la chance de partager mon bureau, d'une part pour ses qualités scientifiques et pédagogiques (la meilleure des pédagogies : savoir aider sans mâcher le travail), d'autre part pour tous les petits moments de détente et de discussion. J'espère que je garderai une part de son esprit critique (au meilleur sens du

terme) ;

- Alexis Deschamps, directeur rêvé (sauf quand il est en Australie), avec un savant dosage de pragmatisme, pertinence, disponibilité, et en plus sympathique. Je te dois également la chance de partir faire un peu de recherche de l'autre côté de la planète.. un grand merci ! ;
- Guillaume Parry, garde fou en modélisation par éléments finis : dans ces modèles les erreurs deviennent facilement paramètres... il est donc important d'avancer sous le regard d'un spécialiste.

Je considère que j'ai eu beaucoup de chance d'avoir à la fois des conditions de travail matérielles et humaines exceptionnellement bonnes.

Sous la partie émergée de la thèse (définition des objectifs, réunions, présentations, etc.), il y a tout le travail « de terrain » associé. La nature transverse du travail proposé ici (procédé, étude mécanique, étude microstructurale, modélisation) et la répartition du travail sur deux sites différents m'ont permis d'avoir de nombreuses interactions avec des personnes de spécialités différentes.

Au CEA : Stéphanie, Estelle, Damien, Gilles F., Thomas, Maxime, Guillaume, Jean-François, Vincent, Emmanuel, Patrice, Philippe M., Christophe, Gaël, Jean-Louis, Jean-Paul, Rudy, Gilles R., Alexandre, Philippe N., Jacques, Karen, Edwige, Bruno, Franck, Carine, Claudine, Céline, Catherine T., Pascale, Anaïs, Mathilde, Céline V., Elodie, Jacqueline, Annabelle, Gwenaël, Yvan, Nicolas, Serge, Jean-Marie, José, Damien, Christian, Fabrice, Cyrille, Catherine Tr., Jacques, Nathalie ; j'en oublie certainement, merci à tous.

A Grenoble : pour toutes les questions administratives (Sanie, Virginie, Jacqueline, Augustine, Laurence), techniques (l'équipe du CMTC, Alain, Franck), informatique (Maxime, Julien, Annie), cafés matinaux (Fred, Laurent, Thomas, Eva, Jean), mesures au 5/10ème (Jean Gillibert), le groupe PM, l'équipe simulation (Raphaël, Aymen, Natasha, Bassem, Chu, Mohamed, Coraly).

Et pêle-mêle, les 'juniors' du SIMaP : Coraly, Natasha, Guilhem, Benoit, Fanny, Nicolas, Audrey, Olivier, Simon, Thomas, Laurent, Eva, Colin, Julien, Jean, et tous les autres !

Enfin, c'est la plus belle découverte de ma thèse (merci aux amis thésards pour cette belle formule), merci Lucie.

Table des matières

Remerciements	iii
Introduction	1
Contexte	3
Méthodologie	4
Plan du manuscrit	6
1 Synthèse bibliographique	9
1.1 Alliages d'aluminium : généralités	10
1.2 Microstructure dans les alliages Al-Zn-Mg	12
1.2.1 Nature des phases présentes dans les alliages Al-Zn-Mg	12
1.2.2 Traitement thermique des alliages à durcissement structural	15
1.2.3 Grains et joints de grains	18
1.3 Influence de la microstructure sur les propriétés mécaniques	20
1.3.1 Mécanismes de durcissement	21
1.3.2 Mécanismes microscopiques de la rupture	23
1.4 Soudage des alliages d'aluminium	27
1.4.1 Soudage par faisceau d'électrons	27
1.4.2 Microstructure résultante	28
1.4.3 Travaux spécifiques au soudage d'alliages de la série 7xxx	30
1.5 Approche intégrée en modélisation des procédés	34
1.6 Bilan	37
2 Matériaux, Procédés et Techniques	39
2.1 Métal de base	40
2.2 Soudage	42
2.2.1 Soudure témoin	42
2.2.2 Soudure sur plaques	43
2.3 Traitement thermique post-soudage	45

2.4	Techniques de caractérisation microstructurale	46
2.4.1	Microscopie optique	46
2.4.2	Microscopie électronique à balayage (MEB) et analyse X (EDX) . .	46
2.4.3	Micro-sonde de Castaing (EPMA)	47
2.4.4	Diffusion centrale des rayons X (SAXS)	47
2.4.5	Calorimétrie différentielle à balayage (DSC)	50
2.4.6	Microdureté	52
2.4.7	Microscopie électronique en transmission (MET)	53
2.5	Techniques de caractérisation mécanique	53
2.5.1	Moyens expérimentaux	53
2.5.2	Géométries d'éprouvettes	55
3	Caractérisation métallurgique	61
3.1	Caractérisation de la soudure sur plaque	62
3.1.1	Microstructure à l'échelle de la soudure	62
3.1.2	Composition chimique	66
3.1.3	Etats de précipitation et micro-dureté	68
3.2	Caractérisation de la soudure témoin	82
3.2.1	Microstructure à l'échelle de la soudure	82
3.2.2	Composition chimique	83
3.2.3	Etats de précipitation et micro-dureté	85
3.3	Bilan	99
4	Caractérisation mécanique	101
4.1	Résultats sur métal de base	103
4.1.1	Eprouvettes plates	103
4.1.2	Comparaison micro-éprouvettes et macro-éprouvettes	106
4.1.3	Eprouvettes Kahn	110
4.2	Résultats sur plaques soudées	113
4.2.1	Eprouvettes plates transverses	113
4.2.2	Micro-éprouvettes plates	118
4.2.3	Eprouvettes Kahn	123
4.2.4	Variation des largeurs d'éprouvettes	127
4.3	Fractographie	129
4.3.1	Métal de base	129
4.3.2	Plaques soudées	135

4.3.3	Lien entre distribution des particules intermétalliques et faciès de rupture	138
4.3.4	Essais interrompus	139
4.4	Bilan et discussion	143
5	Modélisation du comportement mécanique	147
5.1	Démarche de modélisation	149
5.2	Modèle élasto-plastique	149
5.2.1	Mise en place du modèle	150
5.2.2	Etat traité thermiquement	153
5.2.3	Etat mûri	161
5.3	Modèle de rupture	164
5.3.1	Les différentes approches	164
5.3.2	Le modèle de Gurson-Tvergaard-Needleman (GTN)	170
5.3.3	Dépendance au maillage	171
5.4	Simulation de la rupture	173
5.4.1	Choix des paramètres	173
5.4.2	Résultats à l'état traité thermiquement	174
5.4.3	Résultats à l'état mûri	186
5.4.4	Bilan	189
5.5	Application sur structure	191
5.5.1	Effet de la géométrie	191
5.5.2	Effet du comportement de la zone fondue	193
5.5.3	Estimation de l'état de contrainte sur structure	196
5.6	Conclusion	199
	Discussion, perspectives et conclusion générale	201
	Caractérisation métallurgique	201
	Caractérisation mécanique	202
	Validité physique du modèle	203
	Comportements plastiques par zones	203
	Choix des paramètres fixes	203
	Maillage	204
	Choix des paramètres ajustés	204
	Pistes pour la modélisation à faible taux de triaxialité	205
	Effet des hétérogénéités mésoscopiques	206
	Pistes pour la modélisation intégrée procédé - propriétés à rupture	207

Conclusion générale	208
Annexes	209
A Diffusion centrale des rayons X (SAXS)	211
A.1 Théorie générale	211
A.1.1 Intensité intégrée Q_0	213
A.1.2 Comportement de Porod	213
A.2 Montage expérimental	213
A.2.1 Ligne du laboratoire SIMAP	213
A.2.2 Ligne ESRF	215
A.3 Traitement des données	216
A.3.1 Corrections	216
A.3.2 Normalisation	217
A.3.3 Rayons et fractions volumiques	217
A.3.4 Rayon de Guinier	218
A.3.5 Tracé de Kratky	219
B Plasticité et méthodes d'intégration	221
B.1 Plasticité et lois constitutives	221
B.1.1 Elasto-plasticité	221
B.1.2 Modèle de Gurson - Tvergaard - Needleman (GTN)	224
B.2 Précautions à prendre en intégration explicite	225
B.2.1 Limite de stabilité	225
B.2.2 Double précision	226
B.2.3 Conditions de sollicitation quasi-statique	226
B.2.4 Vérifications	226
C Plans des éprouvettes	229
Bibliographie	231

Introduction

Parmi les notions de qualité qui interviennent dans le processus de fabrication d'un produit (fiabilité, maintenabilité, disponibilité, etc), les ingénieurs doivent notamment garantir la *sécurité* du produit, c'est-à-dire qu'il pourra endurer toutes les sollicitations attendues dans son cycle de vie sans que son intégrité soit menacée (la sécurité concerne l'intégrité du produit et de son environnement, matériel et humain).

Cette étude se positionne en amont du travail des ingénieurs qui ont pour mission de garantir la sécurité d'une structure. Pour mener à bien ce travail, les bureaux d'étude modernes s'appuient à la fois sur des essais mécaniques de résistance de la structure, et également sur des calculs de structure, dans notre cas par la méthode des éléments finis. Dans ce travail nous écartons les aspects de vieillissements pour nous consacrer à la résistance mécanique sous sollicitation statique.

Une des méthodes employées pour évaluer la résistance d'une structure est de définir un paramètre qui caractérise les contraintes auxquelles elle va être soumise, et de fixer une limite à ce paramètre à partir de laquelle la sécurité n'est plus garantie. Par exemple on peut considérer que si lors d'une sollicitation mécanique, la limite d'élasticité du matériau utilisé n'est pas atteinte, aucun risque n'est pris, avec un coefficient de sécurité dépendant de l'application considérée. En fait la présence de défauts, issus de l'élaboration ou de la sollicitation mécanique, va augmenter le champ de contraintes local, provoquant la plastification du matériau dans la zone autour du défaut puis la formation et la propagation d'une fissure, pouvant conduire à la rupture totale de la structure, alors que la contrainte globale était considérée comme admissible. Ce phénomène de concentration de contraintes, compris au 20^{ème} siècle a permis l'avènement de la mécanique de la rupture moderne et l'introduction d'un paramètre qui est beaucoup plus adapté pour un calcul de sécurité : la ténacité. La ténacité est la capacité d'un matériau à résister à la propagation d'une fissure. La mécanique de la rupture permet de montrer que la ténacité est un paramètre matériau précisément défini. En calcul de structure, la sollicitation en présence d'une fissure est décrite par un paramètre, le

facteur d'intensité de contrainte ; lorsque ce paramètre atteint une valeur critique, propre au matériau considéré, la propagation de la fissure intervient (de manière stable ou brutalement). Cette approche a fait ses preuves et est toujours employée dans de nombreux domaines.

Plus récemment la notion de rupture a été enrichie par la description de l'endommagement. En effet, dans l'approche présentée précédemment, on s'aperçoit que l'intérêt s'est focalisé sur un paramètre unique, global, représentant le comportement du matériau en présence d'un défaut. Aucune attention n'est portée à la description physique du phénomène de rupture, c'est-à-dire à sa description locale. L'approche locale décrit le comportement du matériau dans le cadre de la mécanique continue de l'endommagement, qui peut prendre plusieurs formes : phénoménologique, sur la base de la thermodynamique des processus irréversibles (modèles de Lemaître, Rousselier), où sur la base d'une description micro-mécanique (modèles de Gurson, Gologanu), dans laquelle sont considérés les phénomènes de nucléation, croissance et coalescence de micro-vides. Dans les deux cas, cette approche consiste à considérer la dégradation progressive du matériau, et l'effet de cette dégradation sur les propriétés mécaniques.

Bien que l'approche globale s'applique parfaitement à de nombreuses situations, il arrive qu'elle soit inadaptée ou difficile à mettre en place pour certaines problématiques, du fait de la géométrie particulière, d'hétérogénéités de comportement ou plus simplement de l'incapacité de se mettre dans les conditions requises pour évaluer la ténacité du matériau. L'approche locale permet de surmonter ces difficultés : le comportement du matériau en endommagement et rupture est caractérisé en laboratoire, sur des éprouvettes dont la géométrie importe peu du moment que les champs de contraintes et les champs de déformations sont accessibles, et le transfert dans un calcul de structure est immédiat (à condition que le modèle constitutif du matériau soit valable pour l'état de contrainte sur structure). Cependant d'autres difficultés existent dans l'approche locale, notamment en ce qui concerne la gestion de l'endommagement par la méthode des éléments finis (influence du maillage, localisation).

Cette étude se positionne donc en amont du calcul de structure car elle vise à fournir une loi de comportement d'un matériau dans le cadre de l'approche locale de l'endommagement et de la rupture, avec une formulation micro-mécanique, donc basée en grande partie sur la microstructure du matériau.

Dans les parties qui suivent, nous présentons le contexte dans lequel se présente ce travail, et la problématique à laquelle il se propose de répondre.

Contexte

L'étude dont il est question ici est relative à des structures soudées constituées d'un cylindre, dont les extrémités sont fermées par des couvercles (voir la figure 1). L'assemblage des pièces est réalisé en soudage par faisceau d'électrons.

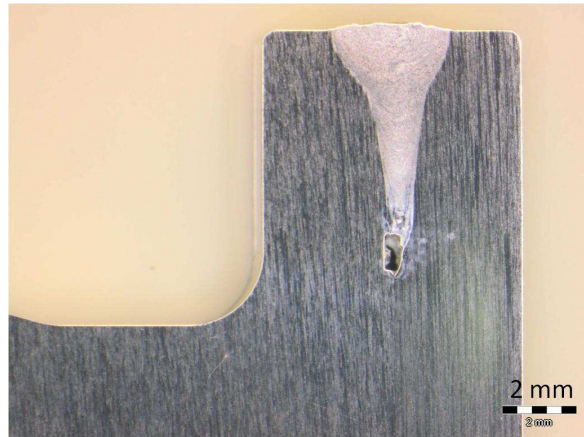


FIGURE 1 – Photographie d'un côté de la structure soudée circulairement

L'alliage d'aluminium 7020, dont les éléments principaux d'addition sont le zinc et le magnésium, est un alliage dit à durcissement structural ; ses propriétés mécaniques dépendent de son histoire thermique. Le soudage d'un alliage à durcissement structural induit des modifications de la microstructure et donc des propriétés mécaniques. Nous verrons de plus dans le chapitre 3 que le soudage modifie également la composition de l'alliage en évaporant une partie des éléments zinc et magnésium. La structure granulaire et la distribution des inclusions grossières initialement présentes sont également modifiées, ce qui a des conséquences directes sur le comportement en endommagement et rupture.

Entre le soudage et la mise en service, cette structure sera soumise à un traitement thermique qui aura des conséquences sur les propriétés mécaniques (voir chapitre 2) ; au final l'assemblage est hétérogène, constitué de zones présentant des comportements mécaniques différents.

Cette étude vise à définir le comportement de la structure soudée sous sollicitation afin de pouvoir garantir sa sécurité.

La géométrie de la structure, la présence d'hétérogénéités mécaniques, et enfin la facilité de transfert entre les essais de laboratoire et la pièce réelle nous ont poussés à nous orienter vers une approche locale de la rupture. De plus le modèle proposé doit pouvoir permettre à terme de prendre en compte des variabilités de procédé en se basant sur l'évolution de la

microstructure : l'approche locale de la rupture à base micro-mécanique se présente donc a priori comme l'approche la plus adaptée à notre étude.

Méthodologie

L'objectif est de proposer au bureau d'étude, responsable des calculs de structure, des lois de comportement des différents matériaux, décrivant de manière pertinente l'assemblage soudé, qui intègrent le comportement en endommagement et rupture, et qui soient faciles à implémenter dans un calcul par éléments finis.

Les éprouvettes de laboratoire qui servent à la caractérisation mécanique ne peuvent pas être prélevées directement dans la structure du fait de la géométrie cylindrique et de la faible taille de la zone fondue (ZF). Ces caractérisations sont donc conduites sur une structure représentative de la soudure réelle, constituée de deux plaques soudées bord-à-bord par faisceau d'électrons (voir figure 2).

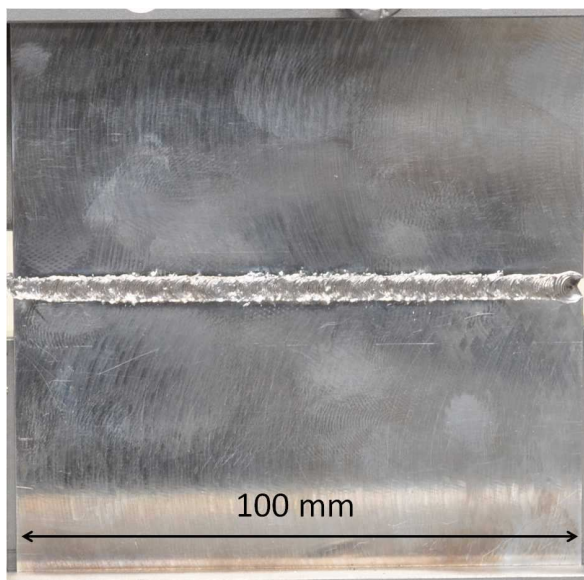


FIGURE 2 – Plaques soudées bord à bord

Sur la figure 3, un schéma global de l'étude présente le cheminement à suivre depuis la base de la problématique, le procédé, jusqu'à l'objectif final : la capacité de proposer un modèle de comportement mécanique du matériau, intégrable dans un calcul par éléments finis, et qui rende compte du comportement à rupture de la structure. Pour parvenir à cet objectif, le chemin proposé est le suivant : caractériser la microstructure des différentes soudures

(soudure réelle et soudure sur plaques) dans les différentes zones, pour les différents états thermiques et à différentes échelles. Cette étude microstructurale vise d'une part à connaître avec précision les modifications induites par le procédé, et donc également à évaluer la représentativité de la soudure sur plaques par rapport à la soudure réelle, et d'autre part à fournir des données d'entrée pour la modélisation mécanique à base physique. Ensuite, le comportement mécanique des différentes zones doit être caractérisé. Pour cela, des essais de traction sur des éprouvettes de géométries variées sont mis en place. Ces éprouvettes sont tirées de la soudure sur plaques : le transfert à la soudure réelle devra donc intégrer les écarts de représentativité qui peuvent exister. Le modèle doit synthétiser les observations expérimentales : il intègre les données microstructurales et mécaniques afin de reproduire le comportement du matériau.

Au final, la connaissance des paramètres microstructuraux pertinents pour décrire le comportement de la structure permet directement d'effectuer des calculs en cas de variabilité de procédé. Cette approche procédé - microstructure - propriétés est très récente : on parle de *modélisation intégrée*. Elle permet d'évaluer l'influence de différents paramètres du procédé sans avoir à faire une campagne expérimentale, souvent longue et coûteuse. Signalons tout de même qu'une fois l'influence des principaux paramètres évaluée, une telle approche ne permet pas de s'affranchir des essais qui garantissent la sécurité ; cependant si le modèle est fiable, la campagne essais - erreurs aura été fortement réduite, ainsi que le temps de l'étude et son coût.

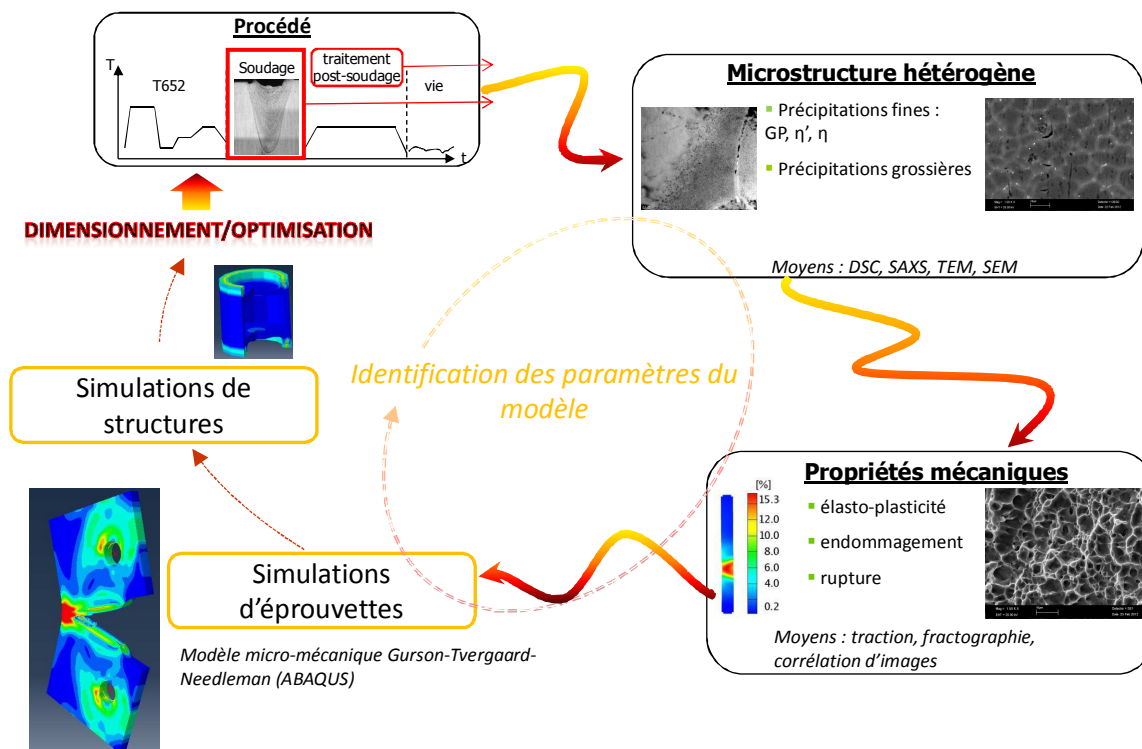


FIGURE 3 – Schéma global de l'étude

Plan du manuscrit

Le plan du manuscrit suit logiquement le schéma global de l'étude présenté ci-dessus.

Le chapitre 1 consiste en une revue bibliographique. Dans cette revue, les alliages d'aluminium sont présentés d'une manière générale, ainsi que la microstructure et les propriétés mécaniques associées. Ensuite une autre partie s'intéresse au soudage des alliages d'aluminium de la série 7xxx et particulièrement aux études consacrées à la tenue mécanique de ces assemblages et à sa modélisation. Enfin dans une dernière partie, la modélisation intégrée en procédé de soudages est présentée à travers quelques travaux sur cette thématique.

Le chapitre 2 présente les spécificités de l'alliage de base employé ici et décrit les procédés d'assemblage des structures ainsi que les traitements thermiques utilisés dans cette étude. Les techniques expérimentales employées, en caractérisation métallurgique de la microstructure et en caractérisation mécanique, sont détaillées.

Les chapitres 3 et 4 sont respectivement consacrés aux résultats des caractérisations microstructurales et des caractérisations mécaniques.

Le chapitre 5 est dédié à la modélisation mécanique. Le modèle d'endommagement et de rupture qui est utilisé est introduit. Les résultats présentés dans les chapitres 3 et 4 servent soit de données d'entrée au modèle, soit de comparaison avec les simulations.

Enfin la discussion de l'ensemble des résultats obtenus prend place dans le dernier chapitre. La solidité de la base physique du modèle est discutée, ainsi que le choix des paramètres qui a été effectué. Quelques pistes pour l'amélioration du procédé sont envisagées, et des perspectives d'études pour aller plus loin dans la compréhension du comportement de la zone fondue sont proposées.

Chapitre 1

Synthèse bibliographique

Cette synthèse est divisée en plusieurs parties : tout d'abord une présentation assez large des alliages d'aluminium est faite. Puis vient la partie consacrée à la microstructure des alliages Al-Zn-Mg : nature des phases, traitements thermiques, microstructures granulaire et intragranulaire. Les mécanismes de durcissement et les mécanismes microscopiques de la rupture, liés à la microstructure, sont présentés ensuite. Enfin dans la quatrième partie, l'accent est mis sur les travaux spécifiques à la caractérisation mécanique des soudures par faisceau d'électrons d'alliages d'aluminium de la série 7xxx ; cet état des lieux justifie la pertinence de l'étude proposée, en mettant en évidence le manque de résultats dans ce domaine. Une revue des travaux existants dans le domaine de la modélisation intégrée et sur leur application dans le domaine du soudage est présentée. La dernière partie est consacrée à la discussion de cette synthèse.

La présentation des modèles de rupture n'intervient pas dans ce chapitre ; elle est faite dans celui consacré à la modélisation.

1.1 Alliages d'aluminium : généralités

L'aluminium, dont les propriétés mécaniques sont faibles lorsqu'il est pur, est utilisé allié à d'autres métaux. Un alliage est constitué de trois types d'éléments : les éléments d'alliages, qui définissent sa famille ; les éléments d'additions, qui modifient certaines propriétés particulières (anti-recristallisants par exemple) ; et les éléments d'impuretés, dont la présence n'est pas désirée, mais qui sont naturellement présentes dans le minerai de base (la bauxite) ou qui proviennent du mode d'élaboration (Fe, Si, Cu).

Les éléments d'alliage principalement rencontrés sont le cuivre, le manganèse, le magnésium, le silicium et le zinc. Ces alliages sont classés en familles selon les éléments principaux ajoutés (voir tableau 1.1) et permettent d'atteindre des valeurs très variables de propriétés mécaniques (par exemple la résistance à la traction peut s'étendre de 100 à 600 MPa selon l'alliage et le traitement employé).

TABLEAU 1.1 – Désignation des alliages d'aluminium, *Techniques de l'ingénieur M4663 (Vargel, 2010)*

Famille	Éléments d'alliage
1000	Aucun
2000	Cuivre
3000	Manganèse
4000	Silicium
5000	Magnésium
6000	Magnésium et Silicium
7000	Zinc + Magnésium
8000	Autres éléments

Parmi ces familles, on distingue celles où le durcissement se fait par écrouissage, i.e. par déformation, de celles où le durcissement est dit « structural » (tableau 1.2). C'est ce dernier type de durcissement qui nous intéresse.

Le phénomène de durcissement structural a été découvert au début du 20^{ème} siècle sur un alliage d'aluminium au cuivre (Polmear, 2004) (Duralumin) : il a été constaté qu'après trempe, la dureté de l'alliage augmentait au cours du temps. Ce phénomène est dû à une évolution de la structure du matériau par précipitation des éléments d'alliage. Cette évolution spontanée à température ambiante peut être maîtrisée par l'application de traitements thermiques spécifiques conduisant à une optimisation et une stabilisation des propriétés.

TABLEAU 1.2 – Familles d’alliages d’aluminium et type de durcissement associé, *Techniques de l’ingénieur M4663(Vargel, 2010)*

Famille	Élément d’alliage	Étendue de la teneur (en % masse)	Additions possibles	Résistance mécanique R_m (en MPa)
Durcissement par écrouissage				
1000	Aucun		Cuivre	50 - 150
3000	Manganèse	0,5 - 1,5	Magnésium-cuivre	100 - 260
5000	Magnésium	0,5 - 5	Manganèse-chrome	100 - 340
8000	Fer et silicium	Si : 0,30 - 1 Fe : 0,6 - 2	Nickel	130 - 190
Durcissement structural				
6000	Magnésium et silicium	Mg : 0,5 - 1,5 Si : 0,5 - 1,5	Cuivre-chrome	150 - 310
2000	Cuivre	2 - 6	Silicium-magnésium-lithium	300 - 450
7000	Zinc et magnésium	Zn : 5 - 7 Mg : 1 - 2	Cuivre	Sans cuivre : 320 - 350 Avec cuivre : 430 - 600
4000	Silicium	0,8 - 1,7		150 - 400

Dans la famille qui nous intéresse particulièrement, la série 7xxx Al-Zn-Mg(-Cu), deux groupes sont distingués selon l’addition de cuivre ou non :

- avec addition de cuivre,

ce sont les alliages d’aluminium les plus résistants que l’on puisse rencontrer (jusqu’à 600 MPa de résistance mécanique (R_m)) ; la nuance la plus utilisée est l’alliage 7075 notamment en aéronautique. Ces alliages ne présentent néanmoins pas une bonne aptitude au soudage, du fait de la présence du cuivre. En effet ce dernier est susceptible de favoriser les phénomènes de fissuration à chaud (Matsuda, 1982) ;

- sans addition de cuivre,

bien que moins résistants que les nuances avec addition de cuivre (jusqu’à 400 MPa de résistance mécanique R_m), ces alliages présentent une bonne soudabilité.

C’est cette nuance sans addition de cuivre qui nous intéresse particulièrement : la partie suivante présente les phases rencontrées dans ce type d’alliage.

1.2 Microstructure dans les alliages Al-Zn-Mg

1.2.1 Nature des phases présentes dans les alliages Al-Zn-Mg

Dans cette partie nous présentons les phases couramment rencontrées dans les alliages de la série 7xxx exempts de cuivre. La nature, la taille et la distribution de ces phases peuvent être très différentes et permettent l'obtention de caractéristiques spécifiques du matériau. Pour cela nous répartissons cette présentation en trois parties : les précipités durcissants, les dispersoïdes et les particules intermétalliques grossières.

1.2.1.1 Les précipités durcissants

Ces précipités contrôlent les propriétés mécaniques des alliages (limite d'élasticité, écrouissage). Leur présence est donc voulue et le contrôle de leurs caractéristiques (taille, distribution) est assuré par traitement thermique (voir partie 1.2.2). Dans le cas du système Al-Zn-Mg, il existe deux types de précipités stables (Mondolfo, 1976) : les phases T ($Mg_3Zn_3Al_2$) et les phases η ($MgZn_2$). Cependant, la phase T n'apparaît que dans certaines conditions qui ne sont pas réunies dans notre cas (ratio Zn/Mg < 2, trempe rapide, température de revenu élevée). La phase stable considérée dans notre étude est donc du type η .

La séquence de décomposition depuis la solution solide jusqu'à cette phase stable passe par plusieurs phases métastables, présentées ci-dessous.

Les zones de Guinier-Preston

Elles sont le résultat des premiers stades de décomposition d'une solution solide après une trempe. La solution solide se décompose pour former des amas de faible taille (<1 nm) riches en atomes de soluté : ces amas sont connus sous le nom de « zones Guinier-Preston » (Guinier, 1938; Preston, 1938), ou plus simplement zones GP. Leur formation semble dépendre fortement de la concentration en lacunes suivant la trempe, et donc de la vitesse de trempe (Deschamps et Bréchet, 1998).

En fait, deux types de zones GP sont répertoriées dans la littérature (Honyek *et al.*, 1981; Loffler *et al.*, 1983; Berg *et al.*, 2001; Engdahl *et al.*, 2002) :

- les GPI sont sphériques et constituées de couches alternativement riches en zinc et en magnésium, parallèles au plan {100} de la matrice. Les atomes de magnésium ayant une taille supérieure à celle du zinc, cette alternance en couches permet de limiter les contraintes de cohérence avec la matrice (Loffler *et al.*, 1983). Elles se forment sur une

large gamme de températures, de l'ambiante à 150°C ;

- les GPII sont des superpositions de quelques couches atomiques alternativement riches en zinc et en lacunes, disposées selon l'axe {111} de la matrice. Les conditions pour leur apparition sont que la température de mise en solution soit supérieure à 450°C et qu'une température de revenu supérieure à 70°C (Berg *et al.*, 2001) soit appliquée. Elles sont plus stables que les GPI et ne sont pas entièrement dissoutes pour une montée en température à 150°C (Fan *et al.*, 2006).

Ces deux types de zones GP sont cohérentes avec la matrice. Elles ont un rayon typique entre 10 et 20 Å et une fraction volumique de l'ordre du pourcent (Nicolas, 2002; Stiller *et al.*, 1999). Leur apparition entraîne un durcissement du matériaux à température ambiante. Il est généralement admis qu'elles servent de précurseurs à la précipitation ultérieure de la phase métastable η' (Deschamps et Bréchet, 1998).

La phase métastable η'

C'est la principale phase durcissante ; elle apparaît pour des températures de revenu entre 120 et 180°C (Werenskiold *et al.*, 2000) et reste stable jusqu'à 250°C. D'après une étude HRTEM (Li *et al.*, 1999), sa structure est hexagonale, semi-cohérente avec la matrice, et les paramètres de maille sont $a = 4,96$ Å et $c = 14,02$ Å. Sa composition est difficile à établir : son évolution durant le revenu pourrait en être la cause (Ringer et Hono, 2000). Sa forme est décrite comme des plaquettes selon les plan {111} de l'aluminium, avec des dimensions typiques de 15 Å pour l'épaisseur et au moins 60 Å de diamètre (Stiller *et al.*, 1999).

La phase stable η

C'est la phase d'équilibre de l'alliage, de composition théorique $MgZn_2$. Elle se rencontre soit en tant que précipité de trempe aux joints de grains et sur les dispersoïdes (Deschamps, 1997), soit sous forme de précipités intragranulaires dans un état de sur-revenu. Son apparition se traduit par un adoucissement du matériau. Sa structure est hexagonale avec les paramètres de maille $a = 5,15$ à $5,23$ Å et $c = 8,48$ à $8,62$ Å (Deschamps, 1997). Elle est généralement incohérente avec la matrice, excepté pour les petites phases qui peuvent être semi-cohérentes. En tout onze types de relations d'orientations de la phase η avec la matrice sont répertoriés ; ces relations dépendent du mode de formation du précipité (Deschamps, 1997). Leur morphologie est décrite comme lamellaire (Marlaud, 2008) ou en forme de cigare (Stiller *et al.*, 1999) et leur taille typique de 100 à 300 Å (Marlaud, 2008).

1.2.1.2 Les dispersoïdes

Ces fines particules, de 50 à 500 nm, sont issues de la précipitation d'éléments de transition secondaires, tels que le chrome, le zirconium ou le manganèse. Cette précipitation intervient durant le traitement d'homogénéisation, et se fait de manière dispersée, ce qui leur a donné leur nom. Elles ont pour rôle d'affiner les grains lors de la coulée et d'empêcher ou de retarder la recristallisation lors de mises en forme à chaud (Dubost et Sainfort, 1991). Elles peuvent servir de site de germination pour la précipitation η hétérogène de trempe (Deschamps et Bréchet, 1998).

1.2.1.3 Les particules intermétalliques

Les particules intermétalliques grossières se forment du fait de la présence d'impuretés. Leur taille typique se situe entre 1 et 100 μm : ces particules sont généralement brisées et redistribuées par les traitements thermo-mécaniques qui suivent la coulée. Les principaux éléments d'impuretés, issus du minerai naturel, la bauxite, sont (Vargel, 2010) :

- Le fer, très soluble dans l'aluminium liquide (3% à 700°C) ; il est presque insoluble dans l'aluminium à température ambiante (0,04%). Sur le diagramme Al-Fe apparaît une réaction eutectique à 655°C, avec formation de l'intermétallique Al_3Fe . Le composé métastable Al_6Fe peut se former lors d'un chauffage prolongé à 480°C ou un refroidissement rapide après coulée. Avec les autres éléments d'additions ou impuretés, le fer peut former des intermétalliques tels que AlFeSi , $\text{Al}_{12}\text{Fe}_3\text{Si}$, Al_6FeMn , Al_9FeNi .
- Le silicium est quasiment insoluble dans l'aluminium à température ambiante ; il forme l'intermétallique Mg_2Si .

Ces inclusions présentent un intérêt particulier dans notre étude car elles sont les sites privilégiés de nucléation de l'endommagement.

Dans son étude, Achon (Achon, 1994) évalue la fraction volumique d'intermétalliques au fer et au silicium dans deux alliages de nuances différentes :

- dans un 7075, avec des pourcentages massiques de 0,070 de silicium et 0,180 de fer, il trouve une fraction volumique de 1,19%
- dans un 7475, avec des pourcentages massiques de 0,039 de silicium et 0,050 de fer, il trouve une fraction volumique de 0,34%

La composition de l'alliage a donc une forte influence sur la fraction volumique de phases endommageantes.

1.2.2 Traitement thermique des alliages à durcissement structural

Les alliages à durcissement structural, encore appelés alliages à traitement thermique ou alliages trempants, ont la capacité de durcir naturellement après une trempe. Cette propriété leur est conférée par les éléments d'alliages solubles à l'état solide dans la matrice d'aluminium, et dont la solubilité décroît avec la température. Par la maîtrise de la précipitation des éléments d'alliage, les propriétés mécaniques résultantes peuvent être optimisées ; c'est pourquoi la littérature est très riche en ce qui concerne les liens entre traitement thermique et précipitation (Radomsky *et al.*, 1979; Löffler *et al.*, 1983; Werenskiold *et al.*, 2000; Godard *et al.*, 2002; Stucky et Develay, 2012).

Dans la partie qui suit, les principales étapes communes aux traitements thermiques classiques sont décrites, puis les désignations des états métallurgiques correspondants sont présentées.

1.2.2.1 Les différentes étapes d'un traitement thermique

Mise en solution

Lors d'un maintien de la température au dessus du solvus des éléments d'alliage (ou du système considéré), ces derniers sont en grande partie dissous dans la matrice d'aluminium. La température de mise en solution est choisie de telle sorte que ce soient les composés participant à la précipitation durcissante qui soient dissous. Pour les alliages de la série 7xxx, les températures recommandées sont comprises entre 450 et 475°C (Stucky et Develay, 2012). Durant cette étape, la présence d'antirecristallisants (les dispersoïdes, voir 1.2.1.2) prévient toute modification de la structure granulaire.

Trempe

La trempe consiste en un refroidissement suffisamment rapide de cette solution solide pour que les précipités intermétalliques stables n'aient pas le temps d'être formés. L'état résultant est métastable : c'est une solution solide sursaturée en éléments d'alliages, et également en lacunes.

La vitesse critique de trempe est la vitesse minimale du refroidissement après mise en solution qui garantit que la totalité du soluté reste en solution solide ; pour les 7xxx sans cuivre, cette vitesse est relativement faible. On parle pour certaines nuances d'alliages « auto-trempants », c'est-à-dire qu'un refroidissement naturel à air calme est suffisant pour atteindre cette vitesse (Vargel, 2010).

En pratique une partie du soluté précipite pendant la trempe, sur des hétérogénéités telles que joints de grains ou dispersoïdes. Ces phases formées à haute température sont des phases d'équilibre $MgZn_2$ grossières (Deschamps, 1997; Deschamps *et al.*, 2009b).

Détensionnement

Après la trempe, des contraintes résiduelles peuvent apparaître au sein du matériau, d'autant plus que le produit est épais. Afin de réduire ces contraintes, un traitement de détensionnement est appliqué : il consiste en une déformation plastique d'environ 2% obtenue par traction ou par compression.

Maturation

Durant une période de *maturation* à température ambiante (ou *vieillissement naturel*), cette solution solide se décompose pour former les zones GP. Cette étape dure généralement plusieurs jours, et conduit à une augmentation notable de la dureté de l'alliage. Les lacunes apparues au moment de la trempe favorise la cinétique d'apparition des zones GP (Deschamps et Bréchet, 1998).

Revenu

Un traitement thermique ultérieur à température modérée (100 – 200°C), dit traitement de *revenu* ou *vieillissement artificiel*, conduit à un maximum de durcissement par apparition de phases métastables (η' dans le système Al-Zn-Mg) réparties de manière homogène dans les grains, de taille comprise typiquement entre 15 et 60 Å.

Si le temps de maintien du revenu est trop long, la phase stable (η) apparaît et la dureté diminue progressivement : on parle de *sur-revenu*.

Pour résumer la description de ces différentes étapes, la séquence de précipitation typique d'un alliage de la série 7xxx lors d'un traitement thermique est présentée sur la figure 1.1.

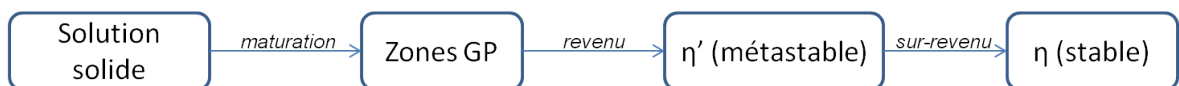


FIGURE 1.1 – Séquence de précipitation dans le système Al-Zn-Mg

Au cours de ces modifications microstructurales, les propriétés mécaniques évoluent. Sur la figure 1.2 est représentée schématiquement l'évolution de la microdureté au cours d'un traitement thermique (l'état T3 correspond à un état trempé, déformé et mûri à température ambiante).

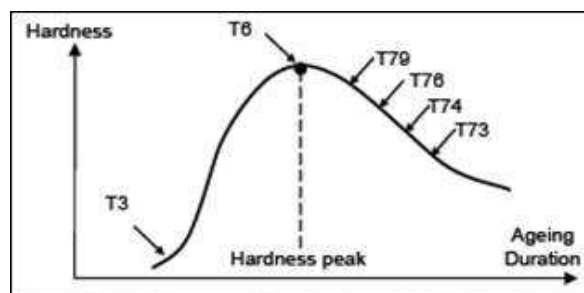


FIGURE 1.2 – Evolution schématique de la microdureté au cours du traitement thermique (Fribourg, 2009)

L'influence de la précipitation, et donc de l'état thermique, sur les propriétés mécaniques est présentée plus en détails dans la partie 1.3.

1.2.2.2 Désignation des états métallurgiques

L'état métallurgique d'un alliage, en lien avec ses propriétés mécaniques, résultant de l'application d'un traitement thermique, est représenté par une désignation standard, décrite pour les alliages corroyés dans la norme NF EN 515.

Un traitement thermique est désigné par la lettre « T » suivi d'au moins un numéro de 1 à 9. Voici une liste des principales désignations susceptibles de nous intéresser :

- T4 : c'est l'état après une mise en solution suivi d'un vieillissement naturel jusqu'à l'obtention d'un état pratiquement stable ;
- T6 : c'est le traitement de revenu dit « au pic de durcissement » ;
- T7 : c'est un état de sur-revenu, la phase stable apparaît, la dureté diminue. Cependant, certaines propriétés peuvent être améliorées par un tel traitement (ténacité, résistance à la corrosion).

Dans le cas d'un détensionnement après trempe, deux chiffres sont ajoutés : 51 pour un détensionnement par traction, et 52 dans le cas du détensionnement par compression.

A titre d'exemple, sur la figure 1.3 est représenté le traitement thermique type T652 que voit le métal d'approvisionnement que nous allons utiliser. Le revenu se fait en deux étapes, ce qui permet d'améliorer la résistance à la corrosion (Stucky et Develay, 2012).

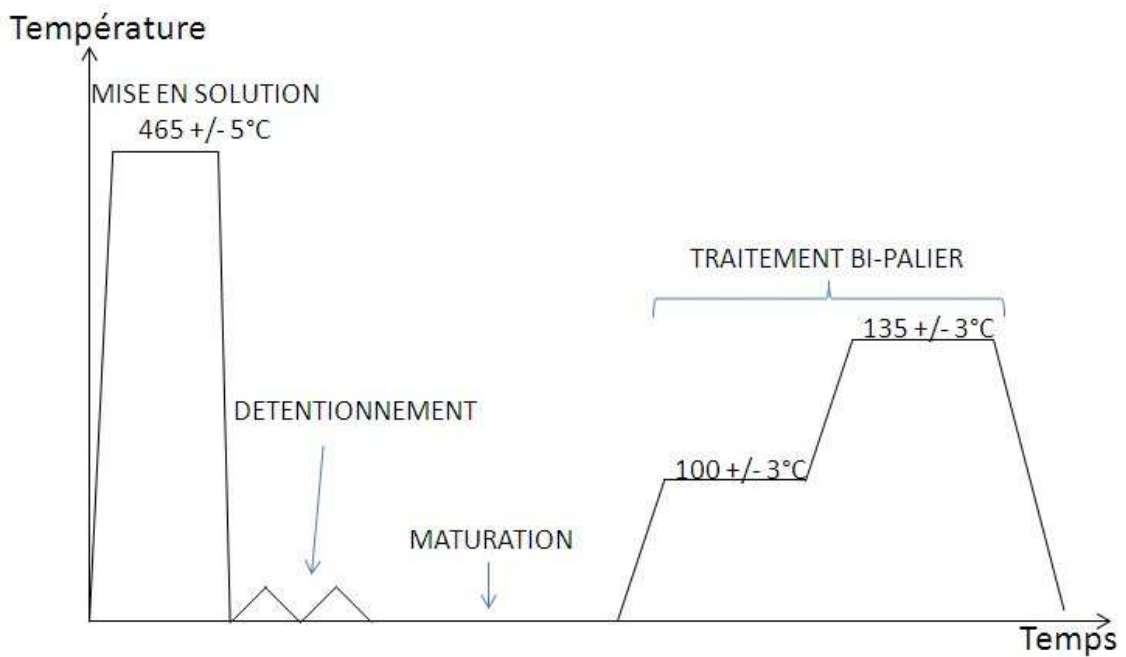


FIGURE 1.3 – Schéma du traitement thermique T652

1.2.3 Grains et joints de grains

1.2.3.1 Forme des grains

Après coulée et différentes étapes de pétrissage, le matériau peut être forgé, laminé, filé, matricé : ces différentes étapes de mise en forme, réalisées à chaud ou non, sont des transformations de type corroyage. Elles vont induire des modifications dans le matériau, par exemple une orientation des grains et l'écrasement et l'étalement des précipités grossiers.

Dans notre étude le métal d'approvisionnement a subi une opération de forgeage. Pendant cette étape, une barre d'une certaine section est « écrasée » jusqu'à atteindre une réduction de section donnée. Le rapport entre section initiale et section finale, appelé taux de corroyage, est supérieur à 8. Le résultat de cette étape est une forme allongée des grains du matériau : cet allongement des grains est nommé *fibrage* ; on distingue alors deux orientations : le sens LONGITUDINAL (L) et le sens TRANSVERSAL (T). Dans le sens longitudinal la taille typique des grains est de 100 µm et dans le sens transversal de 10 µm. Ce fibrage confère une certaine anisotropie des propriétés mécaniques : la ténacité dépend par exemple fortement de la direction de propagation de fissure par rapport au fibrage (Petton, 1995).

1.2.3.2 La zone dénudée en précipités

Durant le traitement thermique, une zone se forme autour des joints de grains où aucun précipité n'est observé (figure 1.4 (a)) : c'est la zone dénudée en précipités (ou PFZ, pour Precipitate Free Zone).

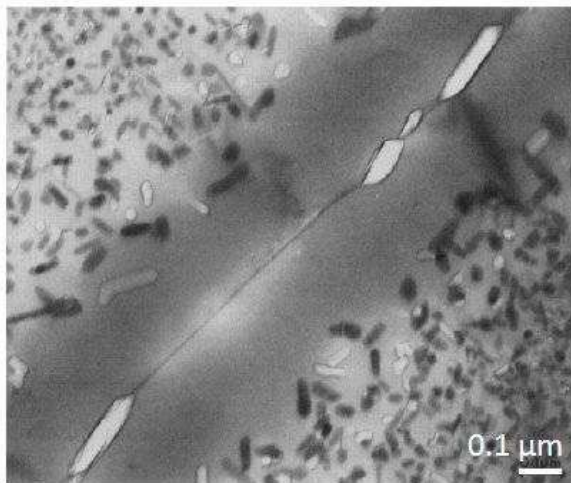
Deux mécanismes sont considérés pour expliquer la formation de cette zone (Petton, 1995) :

- la précipitation préférentielle aux joints de grains crée une déplétion en atomes de solutés,
- le joint de grains agit comme un puit de lacunes, ce qui nuit à l'apparition des zones GP, précurseurs de la précipitation.

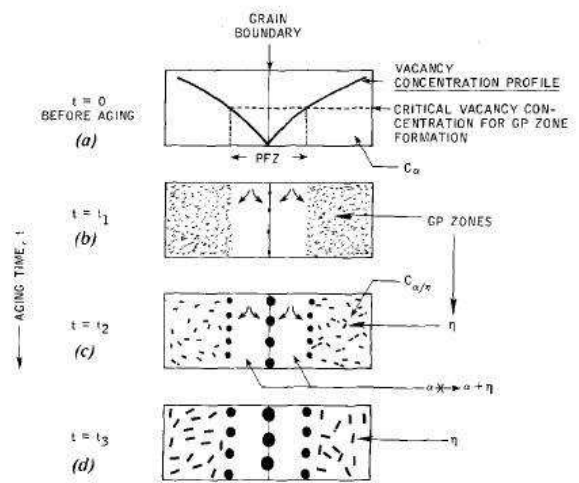
Raghavan (Raghavan, 1980) propose un mécanisme un peu différent, qui reprend cependant ces deux approches. Selon l'auteur la déplétion en atomes de solutés n'intervient pas initialement (voir figure 1.4 (b)) : il justifie cette hypothèse par des mesures de concentrations en atomes de solutés autour du joint de grains, qui montrent que la concentration après trempe est la même à proximité du joint de grains et dans le grain. Ainsi pour Raghavan, la PFZ est initiée par l'absence de formation de zones GP du fait d'une concentration insuffisante en lacunes ; ensuite les atomes de solutés présents dans la PFZ diffusent à la fois vers l'intérieur du grain et vers le joint de grains, créant une déplétion qui augmente au cours du revenu. Dans d'autres travaux, cette hypothèse est soutenue par la caractérisation par sonde atomique tomographique de la PFZ. Cette caractérisation amène Ogura (Ogura *et al.*, 2010) à conclure que c'est bien le manque de lacunes qui conduit à sa formation et non pas la déplétion en soluté.

Une autre étude (Deschamps *et al.*, 2009b) propose un mécanisme différent, où la déplétion en éléments de solutés est la raison principale de l'existence d'une PFZ. Dans cette étude les auteurs s'intéressent à l'influence de la vitesse de trempe sur la précipitation dans un alliage Al-4,5Zn-1Mg (% massique). Ils notent qu'une PFZ existe non seulement autour des joints de grains, mais également autour des précipités grossiers de trempe (type η) ; or si le joint de grains agit comme un puit de lacunes, ce n'est pas le cas des précipités de trempe, ce qui privilégie l'hypothèse de la déplétion en atomes de solutés.

Toujours dans l'étude de (Deschamps *et al.*, 2009b), il est montré que la largeur de la PFZ diminue lorsque la vitesse de trempe augmente. Cette variation n'est cependant pas très marquée, et il est souvent admis que la largeur de la PFZ dans les Al-Zn-Mg est indépendante des conditions de traitement thermique (Petton, 1995). La taille et la fraction volumique des précipités de trempe en revanche dépendent fortement de la vitesse de refroidissement (voir



(a) Image MET d'une PFZ (Raghavan, 1980)



(b) Formation de la PFZ (Raghavan, 1980)

FIGURE 1.4 – La zone dénudée en précipités dans un alliage Al-Zn-Mg

figure 1.5).

Dans l'article (Jiang et Faulkner, 1996a), les auteurs considèrent que le principal mécanisme est la déplétion en atomes de soluté, et le modèle qu'ils proposent néglige l'influence de la concentration en lacunes. Dans l'article consacré à l'application de leur modèle (Jiang et Faulkner, 1996b), les différences entre les observations expérimentales et les prévisions théoriques sont justifiées justement par le fait que le modèle néglige la déplétion en lacunes.

Ces conclusions contradictoires semblent indiquer que les deux mécanismes pour la formation d'une PFZ peuvent dans certains cas coexister (cas de la PFZ au joint de grains) ou qu'un seul d'entre-eux suffise à justifier la PFZ (déplétion autour des précipités hétérogènes de trempe (Deschamps *et al.*, 2009b)).

1.3 Influence de la microstructure sur les propriétés mécaniques

La microstructure est directement responsable du comportement mécanique du matériau : dans la partie qui suit sont présentés d'une part les mécanismes de durcissement par la précipitation fine, et d'autre part les micromécanismes d'endommagement, associés aux phases grossières et aux hétérogénéités de la microstructure.

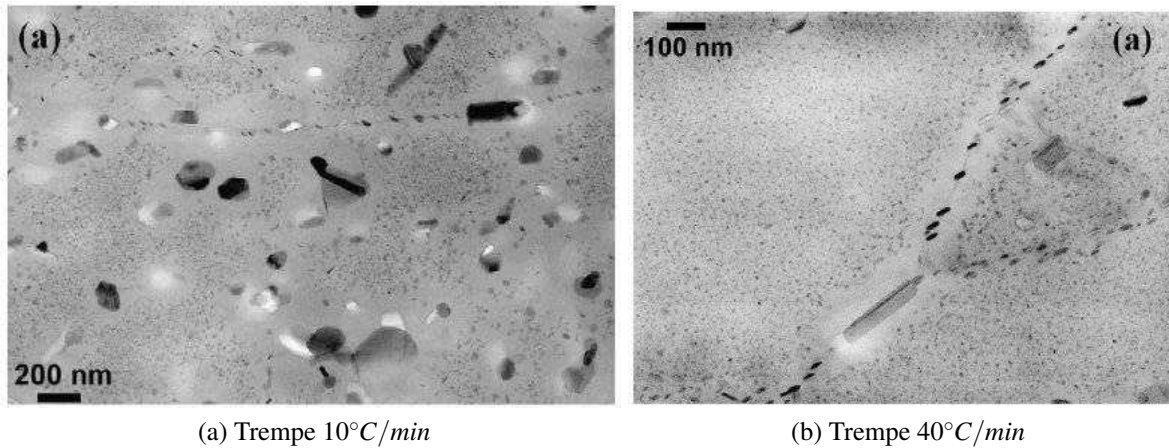


FIGURE 1.5 – Images MET après traitement thermique (Deschamps *et al.*, 2009b) : influence de la vitesse de trempe sur la précipitation hétérogène dans un alliage 7020

1.3.1 Mécanismes de durcissement

Dans un matériau métallique, tout ce qui s'oppose au déplacement des dislocations entraîne un durcissement, c'est-à-dire une augmentation de la limite d'écoulement plastique et de la dureté. Ces obstacles sont les joints de grains, les dislocations, les atomes de soluté, et pour la plus grande part dans les alliages à durcissement structural, les précipités (zones GP, η' , η).

1.3.1.1 Durcissement par précipitation

Selon leur taille et leur cohérence avec la matrice, les précipités peuvent être soit cisailés par les dislocations, soit contournés. La prédominance de l'un ou l'autre de ces mécanismes est responsable du pic de durcissement observé dans ce type d'alliage. En effet, sous certaines hypothèses, dans le cas du franchissement par cisaillement, la contribution des précipités à la limite d'élasticité s'écrit (Deschamps et Bréchet, 1999) :

$$\sigma_{\text{cisaillement}} = 0,7Mk^{3/2}\mu \frac{\sqrt{Rf_V}}{\sqrt{b}} \quad (1.1)$$

où M est le facteur de Taylor, μ le module de cisaillement de la matrice, b le vecteur de Burgers de la dislocation, k une constante traduisant la force d'obstacle des précipités, et enfin R et f_V le rayon moyen des précipités et leur fraction volumique.

Dans le cas du contournement, la contribution au durcissement est décroissante avec la

taille des précipités (Deschamps et Bréchet, 1999) :

$$\sigma_{\text{contournement}} = 0,6M\mu \frac{b}{R} \sqrt{f_V} \quad (1.2)$$

L'évolution de la contribution de ces termes à la limite d'élasticité en fonction du rayon des précipités est tracée sur la figure 1.6.

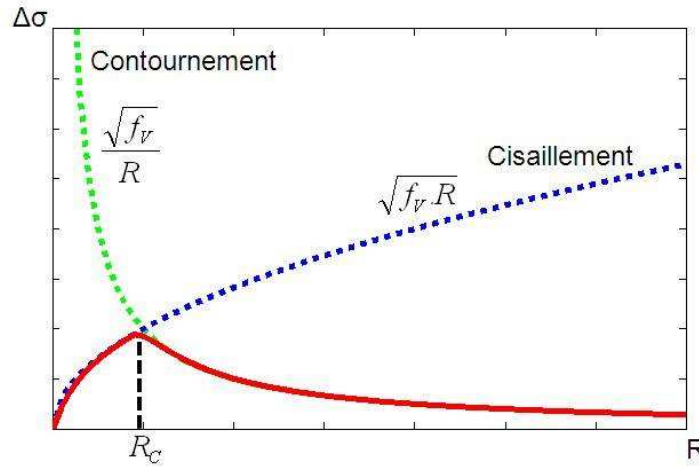


FIGURE 1.6 – Représentation schématique de la transition cisaillement/contournement

Selon ce modèle, il existe donc un rayon critique R_c pour lequel la transition cisaillement/contournement se produit, ce qui conduit au passage par un maximum et donc au pic de durcissement.

1.3.1.2 Autres contributions au durcissement

Bien que de moindre importance par rapport au durcissement par précipitation dans les alliages 7xxx, citons la contrainte de Peirls-Nabarro, due à la friction de réseau de la matrice, et la contribution due aux joints de grains, connue sous le nom de relation de Hall-Petch. Dans la littérature ces deux contributions sont parfois fondues en un même terme σ_0 d'une valeur proche de 10 MPa (Fribourg, 2009).

Un terme dû à la présence des atomes de soluté apparaît également : c'est le durcissement par solution solide. Une expression simple de cette contribution est proposée par (Deschamps, 2003) :

$$\sigma_{ss} = \sum_i k_i C_i^{2/3} \quad (1.3)$$

où C_i est la concentration atomique en élément i en %, et k_i un coefficient propre à l'élément considéré que l'on extrait de la littérature : $k_{Mg} = 16$ MPa et $k_{Zn} = 9$ MPa, (Deschamps, 2003). En prenant des valeurs typiques de concentration atomique en zinc (2%) et en magnésium (1%), et en supposant que tout ces éléments sont en solution solide, la contribution à la limite d'élasticité atteint environ la valeur de 30 MPa.

Enfin citons le durcissement par la forêt (modèle de Taylor) qui peut apparaître en cas de déformation à froid où lors de la trempe (Berveiller et Zaoui, 2012) :

$$\sigma_{\text{écrouissage}} = M\alpha\mu b\sqrt{\rho} \quad (1.4)$$

où ρ est la densité de dislocations, M le facteur de Taylor, μ le module de cisaillement de la matrice, b le vecteur de Burgers et α la force d'obstacle entre dislocations sécantes.

1.3.1.3 Loi de mélange

La loi de mélange traduit la manière dont doivent être ajoutées les différentes contributions au durcissement. On admet que les contributions qui sont de natures et d'échelles différentes sont sommées linéairement, tandis que les contributions dues aux précipités sont sommées quadratiquement. Dans l'expression qui suit, le terme d'écrouissage est négligé, sa prise en compte dans la loi de mélange est plus délicate, du fait de l'interaction dislocations / précipitation (Deschamps, 1997) :

$$\sigma_e = \sigma_0 + \sigma_{ss} + \sqrt{\sigma_{\text{cisaillement}}^2 + \sigma_{\text{contournement}}^2} \quad (1.5)$$

Pour conclure sur les mécanismes de durcissement, notons que la principale contribution est celle du durcissement par précipitation. En effet pour un alliage 7xxx durcit au pic, la limite d'élasticité conventionnelle $R_{p0.2}$ est comprise entre 300 et 600 MPa ; tandis que les contributions autres que la précipitation sont au maximum de l'ordre de quelques dizaines de MPa (pour la solution solide notamment). La composante de durcissement par précipitation est donc largement dominante dans ces alliages.

1.3.2 Mécanismes microscopiques de la rupture

Dans les alliages d'aluminium, la rupture se fait principalement de manière ductile : les faciès présentent une forme irrégulière parsemée de cupules, au fond desquels se trouvent des particules (voir figure 1.7). Bien que toujours ductile, plusieurs mécanismes existent, selon les phases responsables de l'endommagement, la localisation de ces dernières (intragrain ou

intergrain), le chemin de la fissuration, etc ...

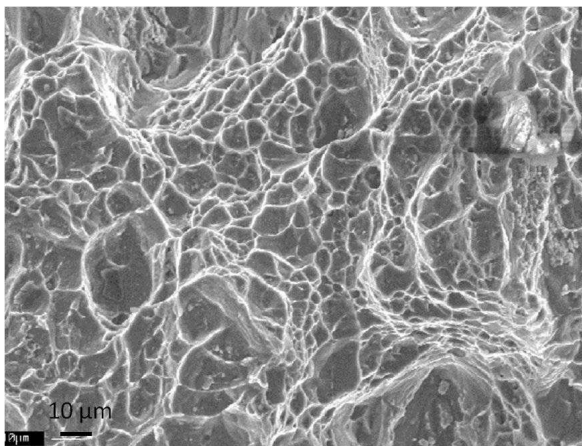


FIGURE 1.7 – Faciès de rupture ductile (Dumont, 2001)

Dans ses travaux, Dumont (Dumont, 2001) répertorie quatre mécanismes élémentaires de rupture des alliages de la série 7xxx :

Rupture ou décohésion des particules intermétalliques

Quel que soit l'état de trempe ou de revenu, ou le sens de sollicitation, des particules au fer ou au silicium sont visibles sur les faciès de rupture. Des essais in-situ au MEB sur éprouvettes entaillées permettent d'observer que dès les premiers stades de la déformation plastique, il se produit une décohésion des plus grosses phases au silicium avec la matrice (voir figure 1.8 (a)) et que très rapidement, l'ensemble des intermétalliques sont rompues en tête de l'entaille (voir figure 1.8 (b)).

Rupture transgranulaire en cisaillement

Ce type de rupture se produit lorsque la précipitation durcissante est cisailable (état faiblement revenu, prédominance de zones GP ou de η'). Dans ce cas la déformation plastique se localise en bandes de glissement qui se développent à 45° de l'axe de sollicitation. Les cupules sont étirés dans la direction du cisaillement, et une certaine proportion de surfaces planes traversées par des lignes de glissement sont observables.

Rupture transgranulaire ductile

Dans ce cas, les cavités de taille micrométrique se forment sur des particules de faible taille qui se trouvent à l'intérieur du grain (voir figure 1.7 : intermétalliques isolés de taille inférieure à 1 µm, dispersoïdes ou précipités η de trempe).

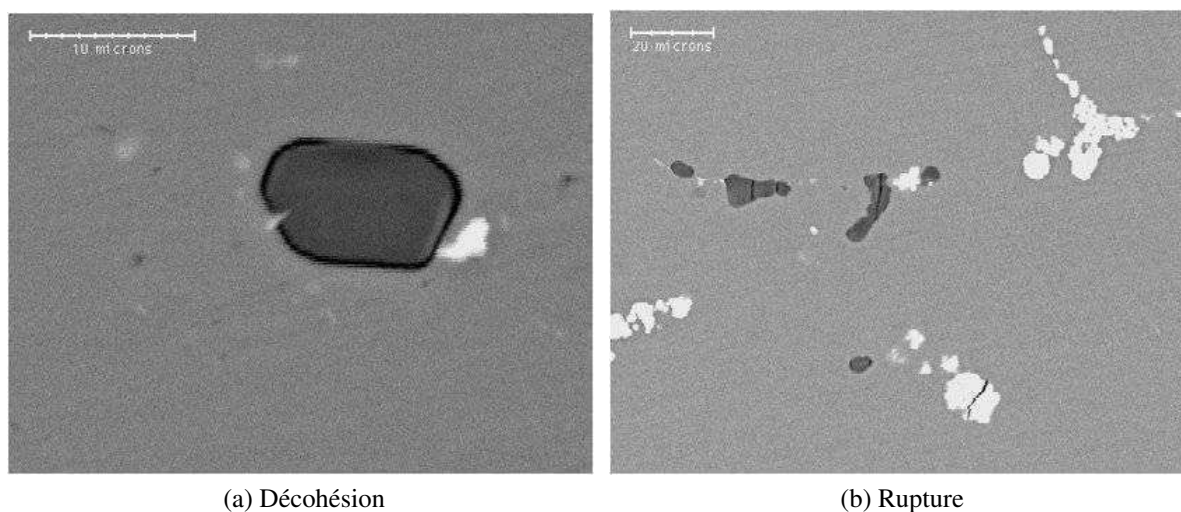


FIGURE 1.8 – Mécanismes d'amorçage de l'endommagement sur les intermétalliques au fer ou au silicium (Dumont, 2001)

Rupture intergranulaire ductile

Ce type de mécanisme s'observe lorsque la propagation de la fissure se fait le long des joints de grains. Deux phénomènes sont alors mis en avant : pour certains état de trempe et de revenu, la précipitation intergranulaire est importante, conduisant à une fragilisation de cette zone ; de plus comme nous l'avons vu précédemment, il existe une zone dénudée en précipités qui joue un rôle essentiel dans ce type de mécanisme, notamment par la localisation de la déformation.

Dumont (Dumont, 2001), en comparant les proportions des différents faciès sur des éprouvettes rompues en fonction des conditions de trempe et de revenu, propose des représentations schématiques d'évolution des mécanismes et les comparent à l'évolution de la limite d'élasticité et de la ténacité (figure 1.9 et 1.10).

La transition entre rupture intragranulaire et intergranulaire est toujours associée à une baisse de ductilité (Ludtka et Laughlin, 1982; Dumont, 2001; Pardoen *et al.*, 2003) ; cependant les causes de cette transition sont toujours sujettes à controverse, notamment en ce qui concerne le rôle de la PFZ.

Dans une étude par éléments finis, (Pardoen *et al.*, 2003) cherchent à dégager l'influence de différents paramètres liés à la PFZ sur les mécanismes de ruptures mis en jeu (transgranulaire ou intergranulaire) (figure 1.11).

Parmi les conclusions auxquelles ils arrivent, les auteurs notent que l'augmentation de la

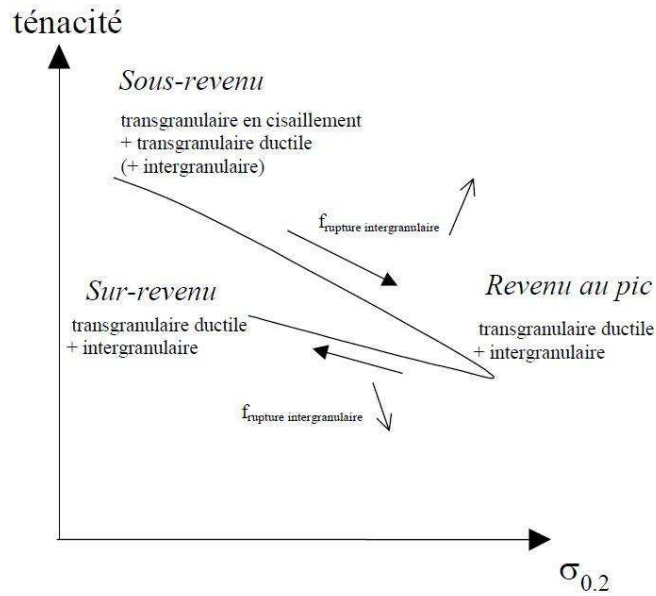


FIGURE 1.9 – Influence du revenu sur les mécanismes de rupture (Dumont, 2001)

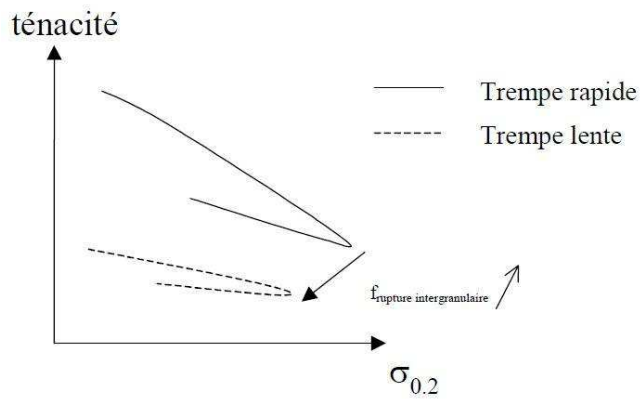


FIGURE 1.10 – Influence de la trempe sur les mécanismes de rupture (Dumont, 2001)

largeur relative de la PFZ (i.e. largeur de la PFZ rapportée à la taille du grain) améliore la ductilité si le mécanisme de rupture prédominant est transgranulaire, et détériore la ductilité si le mécanisme de rupture prédominant est intergranulaire. En revanche la largeur relative de la PFZ n'a pas d'influence sur la prédominance d'un mécanisme par rapport à l'autre (intra ou intergranulaire).

Enfin pour conclure cette partie, notons que les phases intermétalliques grossières sont les principales sources d'endommagement, et que leur influence sur la ténacité ne dépend ni de la vitesse de trempe ni des conditions de revenu. En revanche leur fraction volumique et leur morphologie sont des facteurs déterminants pour la ténacité (Dumont, 2001).

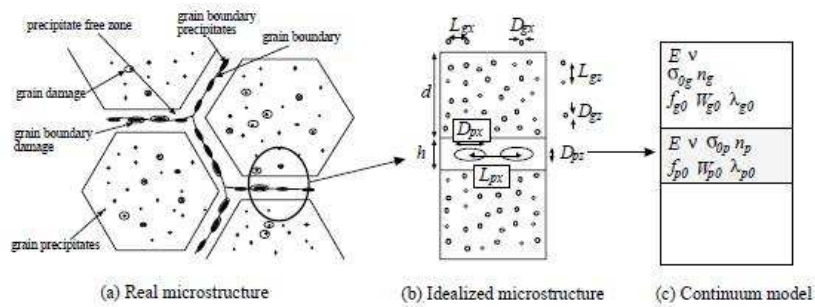


FIGURE 1.11 – Modèle micro-mécanique de la microstructure avec PFZ (Pardoen *et al.*, 2003)

Maintenant que nous avons présenté les caractéristiques des alliages industriels (micro-structure, mécanismes de durcissement et de rupture), nous allons nous intéresser au soudage de ces alliages.

1.4 Soudage des alliages d'aluminium

L'assemblage par soudage est très utilisé bien qu'il induise des modifications importantes des propriétés. Le soudage des alliages à durcissement structural est même relativement récent ; dans un ouvrage de 1964 (Péchiney, 1964), on peut lire :

« Pour être qualifié de soudable, un alliage doit présenter des caractéristiques mécaniques sur cordon de soudure assez proches de celles du métal de base, ce qui élimine les alliages à traitement thermique ». Depuis les choses ont évolué : certaines nuances d'alliages présentant une bonne soudabilité ont été développées, et l'utilisation des faisceaux à haute énergie (électrons, lasers) permet de souder la plupart des alliages.

1.4.1 Soudage par faisceau d'électrons

Le soudage par faisceau d'électron (FE) constitue avec le soudage par laser les procédés dits de soudage par faisceaux à haute énergie. Ils présentent de nombreux avantages par rapport aux procédés de soudage par fusion « conventionnels ». Leur puissance spécifique (puissance par unité de surface) très élevée permet l'obtention de soudures à très grande profondeur de pénétration (jusqu'à 20 cm pour le FE). La zone affectée par la chaleur est très réduite et le cycle thermique est très bref du fait de la vitesse élevée du soudage (Cazes, 2012). Les principaux défauts sont leur coût et l'encombrement de l'installation.

Pour le soudage FE, la contrainte liée à la nécessité de travailler dans un vide poussé

(inférieur à 10^{-4} mbar) constitue en fait un avantage pour la protection du bain de fusion vis-à-vis des sources de pollution extérieures (Cazes, 2012).

Les paramètres de soudage par FE sont la puissance du faisceau (UI), la vitesse de soudage, la distance de tir et la focalisation. Par exemple pour obtenir une soudure d'un alliage Al-Zn-Mg (AZ5G) de 6 mm, il est recommandé d'utiliser une puissance de 1,5 kW et une vitesse de soudage de 120 cm/min (Cazes, 2012).

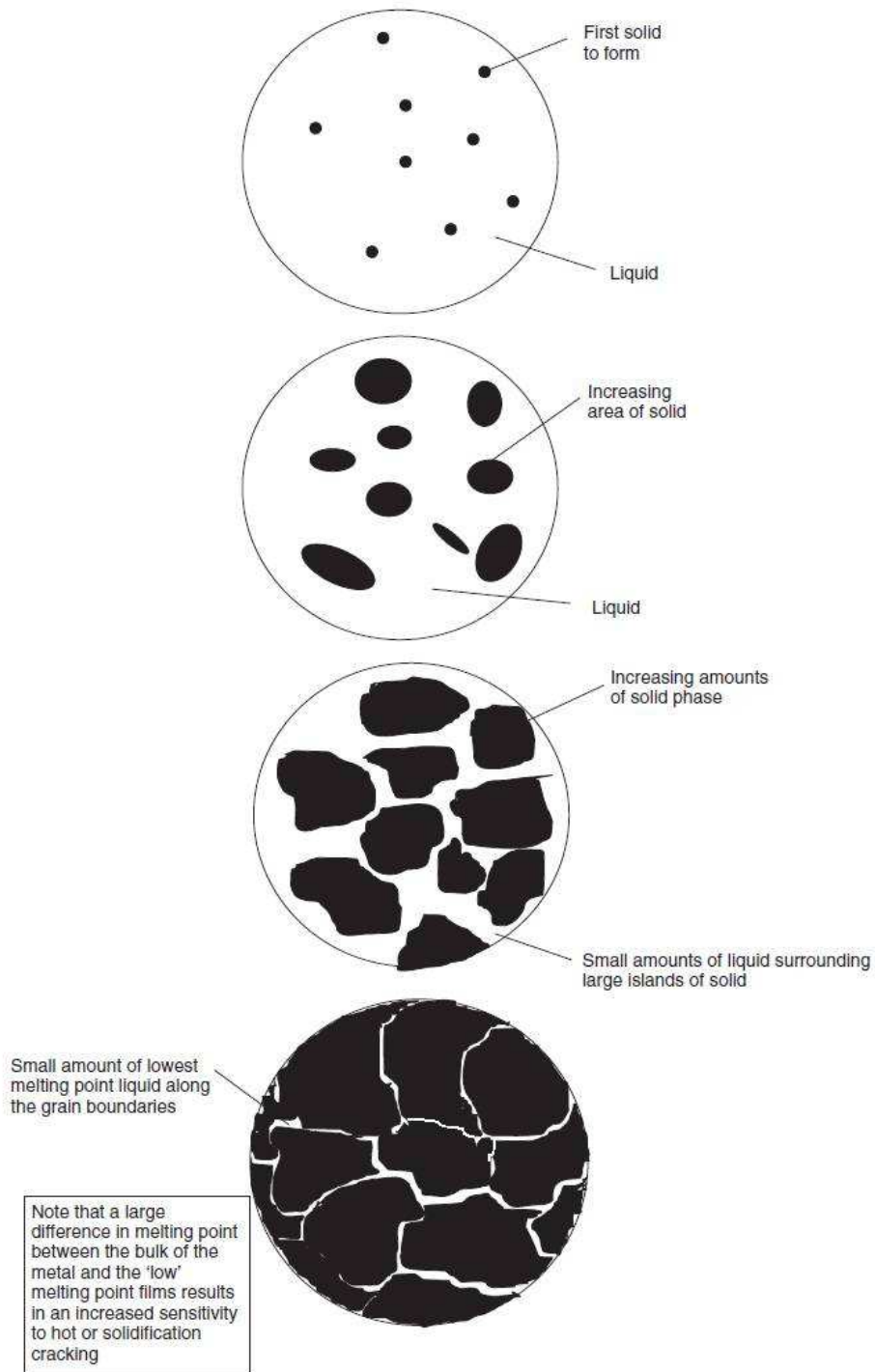
La préparation des pièces à souder consiste essentiellement en un dégraissage complet des surfaces avant mise sous vide, et une démagnétisation dans le cas de matériaux magnétiques.

1.4.2 Microstructure résultante

Dans les procédés de soudage par fusion, la structure résultante est composée de trois zones distinctes : la zone fondue (ZF), la zone affectée thermiquement (ZAT), et le métal de base (MdB).

Les défauts qui peuvent résulter de l'opération de soudage sont nombreux (porosités, oxydation, fissuration à chaud, manque de fusion). Quelle que soit l'attention portée à la préparation de l'opération de soudage (choix du matériau, préparation des surfaces), ces défauts sont susceptibles d'apparaître ; le but est donc de limiter le plus possible les conditions de leur apparition. A titre d'exemple, la diminution de la teneur en cuivre dans les alliages de la série 7xxx diminue le risque de fissuration à chaud (Matsuda, 1982).

Après le passage du faisceau, des germes solides apparaissent dans le bain de fusion, puis la solidification dendritique se produit autour de ces germes (voir figure 1.12). Les éléments d'alliages de l'aluminium sont solubles en phase liquide et de plus ils sont choisis pour leur solubilité décroissante avec la température dans la phase solide : ils sont donc repoussés sur les bords des dendrites. Au final, ce phénomène provoque une ségrégation des éléments d'alliages dans les espaces inter-dendritiques, et donc autour des joints de grains. Notons que c'est le même phénomène qui conduit à la fissuration à chaud ; ce défaut est donc susceptible d'apparaître dans tous les alliages d'aluminium (Mathers, 2002). Cependant les nuances les plus sensibles sont généralement connues, et la littérature fournit des indications sur la bonne ou mauvaise soudabilité des alliages.



2.11 Solidification of a metal.

FIGURE 1.12 – Représentation schématique de la solidification (Mathers, 2002)

1.4.3 Travaux spécifiques au soudage d'alliages de la série 7xxx

Avant le début de cette thèse, plusieurs études avaient déjà été conduites entre le CEA de Valduc et le laboratoire SIMAP. Ces travaux ont fait l'objet de deux publications (Deschamps *et al.*, 2009a) et (Deschamps *et al.*, 2009b). Le matériau et la technique de soudage sont similaires à ceux de notre étude : alliage 7020 soudé par faisceau d'électrons. Les différentes zones sont caractérisées par SAXS, MEB, MET, microsonde et microdureté. Une des principales différences avec notre problématique est que la structure est soumise à une remise en solution (35 minutes à 465°C) et un traitement T6 de durcissement au pic après soudage ; ceci permet de supprimer les microségrégations d'éléments d'alliage (voir figure 1.13), et de récupérer une dureté optimale. Dans notre cas, le traitement thermique de 48 heures à 150°C est imposé et ne permet pas l'homogénéisation de la soudure.

Les autres résultats importants de ces études sont la mise en évidence de :

- l'évaporation du zinc pendant le soudage,
- la diminution en fraction volumique de précipité dans la zone fondue, du fait de la perte en zinc, conduisant à une micro-dureté plus faible,
- les relations entre perte en zinc / fraction volumique et taille des précipités / micro-dureté peuvent être quantitativement interprétées avec des lois relativement simples.

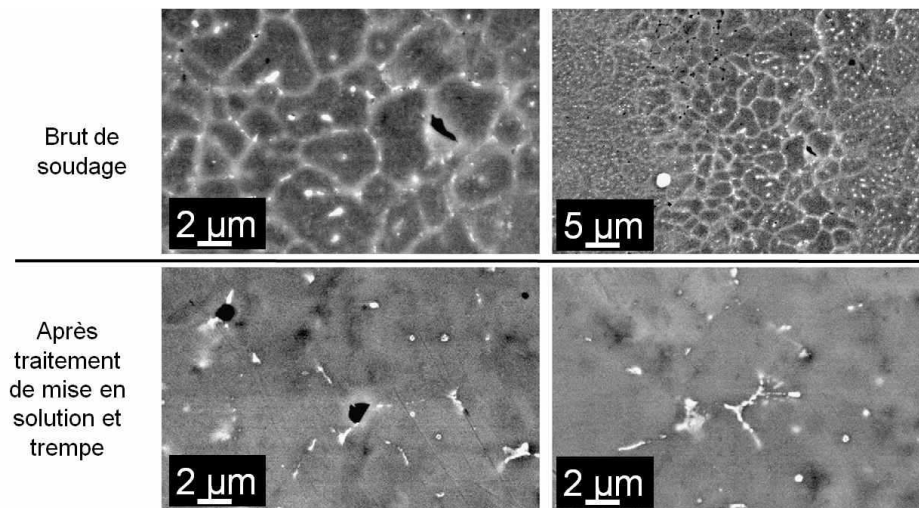


FIGURE 1.13 – Micrographie en électrons rétrodiffusés mettant en évidence (a) la ségrégation aux joints de grains et (b) l'homogénéisation obtenue par le traitement de mise en solution (Deschamps *et al.*, 2009a)

Une étude particulièrement proche de notre sujet, intitulée « Microstructural and mechanical characterization of electron beam welded Al-alloy 7020 », a été publiée récem-

ment (Cam et Kocak, 2007). Dans cet article sont essentiellement présentés des résultats de caractérisation mécanique, notamment la comparaison avec le comportement de la structure équivalente en métal de base ; ce qu'on appelle l'efficacité de joint. Cette approche compare directement le comportement de la structure soudée avec le métal de base ; même les défauts géométriques sont conservés. Les essais mécaniques sont réalisés après 14 jours de maturation suivant le soudage. Les auteurs fournissent également des valeurs de ténacité pour les différentes zones, sur la base de traction sur éprouvettes CT (Compact Tension). L'étude fractographique montre une propagation de la fissure aux joints de grains (rupture intergranulaire, voir figure 1.14) par croissance et coalescence de micro-vides.



FIGURE 1.14 – Propagation d'une fissure le long des joints de grains de la ZF dans une éprouvette CT (Cam et Kocak, 2007)

L'étude microstructurale est conduite par Microscopie Optique et Microscopie Electronique à Balayage ; des pointés EDX servent à estimer la composition chimique des différentes zones.

D'autres études sur l'influence du soudage sur les propriétés mécaniques existent, mais souvent le travail est exclusivement consacré à la zone affectée thermiquement (ZAT). Dans l'article (Ma et den Ouden, 1999), les auteurs décrivent l'évolution de la microstructure de la ZAT pour une soudure à l'arc d'un alliage 7020. Ils distinguent deux zones : une zone de dissolution et une zone de croissance, dépendant de la température atteinte et donc de l'énergie de soudage. Les modifications microstructurales induites lors du soudage en simulant le cycle thermique à différentes distances de la ligne de fusion sont présentées sur la figure 1.15.

La majeure partie de la précipitation durcissante initiale est dissoute à 300°C ; la totalité à 390°C. Les auteurs donnent la valeur de 350°C comme transition entre dissolution partielle et dissolution totale ; cette remarque se base sur le fait que la dureté initiale est intégralement récupérée sur un échantillon ayant été traité au-delà de 350°C. En effet dans ce dernier cas,

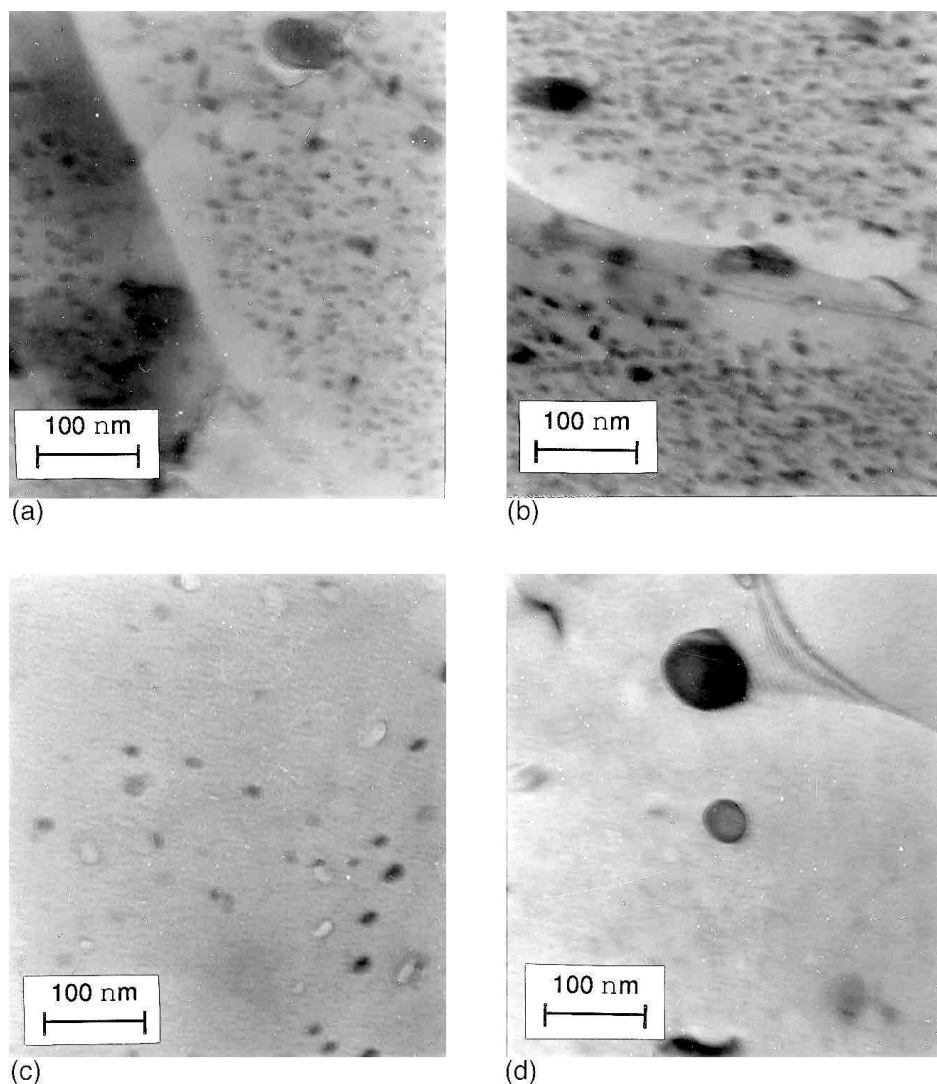


FIGURE 1.15 – Micrographies MET dans différentes zones de la ZAT sur du 7020 : (a) métal de base (b) température maximum 210°C (c) température maximum 300°C (d) température maximum 390°C (Ma et den Ouden, 1999)

ils considèrent que cette récupération intégrale de la dureté se justifie si l'intégralité de la précipitation initialement présente a été dissoute, puis a re-précipité durant les traitements de maturation et de revenus ultérieurs.

(Lech-Gregaa *et al.*, 2001) proposent justement de simuler le procédé de soudage par un traitement thermique spécifique, avec différentes températures maximales. Ils distinguent les mêmes phénomènes que ceux cités précédemment : reprécipitation importante dans la zone la plus proche du cordon, où la température approche 450°C, et coalescence pour des températures inférieures.

Les auteurs notent également que la taille de grain et les précipités grossiers (visibles au

microscope optique) ne sont pas modifiés pour ces gammes de température.

D'autres exemples d'études consacrées à l'évolution de la précipitation durcissante dans la zone affectée thermiquement existent. Citons notamment (Nicolas et Deschamps, 2003), qui étudient les mécanismes de précipitation lors de traitements thermiques anisothermes et dans la zone affectée thermiquement de joints soudés à l'arc d'alliages de la série 7xxx. Dans cette étude, les auteurs appliquent une méthode de modélisation en chaîne, avec en entrée les paramètres thermiques issus du procédé, et en sortie les limites d'élasticité associées aux différentes zones. Dans le même esprit (Bjornekleit *et al.*, 1999) proposent également cette modélisation en chaîne et accède à des valeurs de microdureté, avec pour objectif futur l'identification de zones où la sensibilité à la corrosion est augmentée par l'histoire thermique lors du soudage. Sur la figure 1.16, extraite de cette étude, la micro-dureté le long de la soudure est représentée schématiquement après une période de maturation longue. Dans le cas de l'alliage Al-Mg-Si, c'est dans la ZAT que se situe la zone la plus faible. Pour l'alliage Al-Zn-Mg, c'est bien la ZF qui est représentée comme plus faible, mais aucune justification n'est avancée, si ce n'est que c'est une observation usuelle pour ces alliages. Deux comportements sont également visibles au sein même de la ZAT : la ZAT proche récupère une dureté environ égale à celle du métal de base, tandis que la ZAT plus éloignée est affaiblie : on retrouve le fait qu'une partie de la ZAT est affaiblie mécaniquement par la coalescence des précipités alors que l'autre partie voit une dissolution totale de ses précipités initiaux puis récupère ses propriétés mécaniques initiales par re-précipitation (Lech-Gregaa *et al.*, 2001; Ma et den Ouden, 1999; Nicolas et Deschamps, 2003).

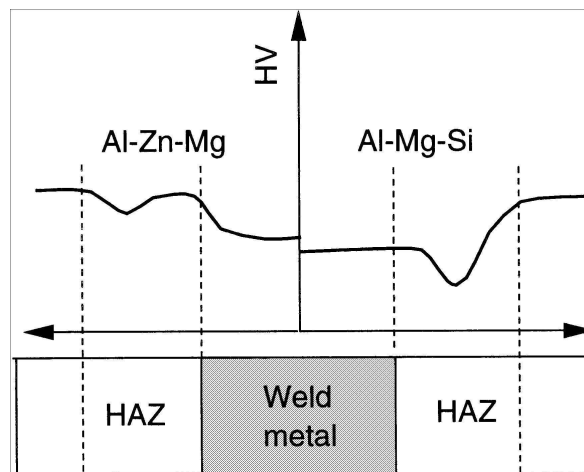


FIGURE 1.16 – Diagramme schématique de l'évolution de la dureté pour deux alliages après soudure et maturation longue (Bjornekleit *et al.*, 1999)

Parmi les derniers exemples de travaux cités, plusieurs visent à modéliser le comportement mécanique final de l'assemblage en appliquant une modélisation en chaîne (Bjor-

neklett *et al.*, 1999; Nicolas et Deschamps, 2003) : thermique - microstructure - propriétés mécaniques. Cette approche, la « modélisation intégrée », est l’objet de la partie suivante.

1.5 Approche intégrée en modélisation des procédés

L’approche intégrée est un champ récent en science des matériaux. L’idée conductrice de cette nouvelle branche de l’ingénierie des matériaux, impulsée par les capacités croissantes des moyens de calcul, est de développer des modèles qui décrivent quantitativement les relations procédé-structure-propriétés, permettant le développement rapide et à moindre coût de nouveaux matériaux, procédés ou conceptions. Dans sa version la plus vaste, cette approche se présente comme « un nouveau paradigme » pour la science des matériaux (Allison *et al.*, 2006).

Un des exemples les plus complets de cette approche est l’article publié en 2012 par Aude Simar *et al.* (Simar *et al.*, 2012). Il concerne le procédé de soudage par friction-malaxage (Friction Stir Welding,FSW) d’alliages d’aluminium de la série 6xxx. Ce procédé récent (breveté en 1991 par The Welding Institute) connaît un succès croissant et un grand nombre d’études y est consacré.

Dans cet article, les auteurs proposent d’appliquer le principe de modélisation intégrée pour faire le lien entre paramètres du procédé et propriétés d’usage (voir figure 1.17).

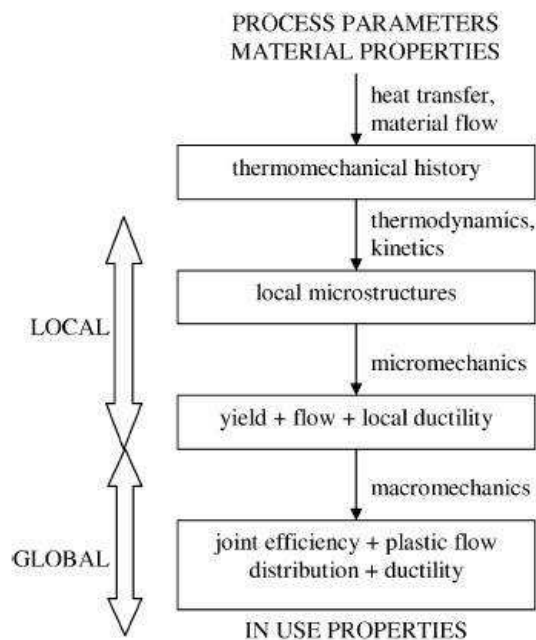


FIGURE 1.17 – Schéma d’une modélisation intégrée d’un procédé (Simar *et al.*, 2012)

L'approche proposée n'est pas de créer un unique modèle qui décrive à lui seul et en temps réel tous les phénomènes liés au procédé et les caractéristiques résultantes ; une telle approche serait trop coûteuse en temps de calcul. Le principe est de découper l'ensemble du procédé en parties dont la modélisation est simplifiée ; par exemple l'évolution de la microstructure n'est pas directement couplée au calcul thermomécanique (voir figure 1.18). De même le modèle d'endommagement n'est pas couplé au calcul par éléments finis ; ce dernier permet d'accéder à l'état de contrainte, notamment le taux de triaxialité des contraintes, et un autre modèle permet d'en déduire la déformation équivalente à rupture supportable par l'assemblage.

Dans cette chaîne, quatre modèles sont employés :

- le modèle thermique
- le modèle d'évolution de la précipitation durcissante
- le modèle d'écroutissage
- le modèle d'endommagement

Au final, à partir des données d'entrée du procédé (vitesse de rotation de l'outil, vitesse d'avance), la microstructure et les propriétés mécaniques résultantes peuvent être estimées, ce qui permet d'évaluer l'effet d'une variation de procédé sans avoir recours à de multiples essais, coûteux en temps et en matière.

La réalisation de cette étude demande donc de se consacrer à des aspects éloignés au sein de la science des matériaux : thermique, précipitation, plasticité, endommagement. L'étendue des connaissances à mobiliser est donc la source de la complexité de cette approche.

Un autre exemple d'approche intégrée pour le soudage est (Nicolas et Deschamps, 2003). Cette fois l'alliage est de la série 7xxx, et la soudure se fait à l'arc. L'étude est consacrée à la zone affectée thermiquement ; c'est également le cas de (Bjorneklett *et al.*, 1999), où le soudage est également fait à l'arc (TIG).

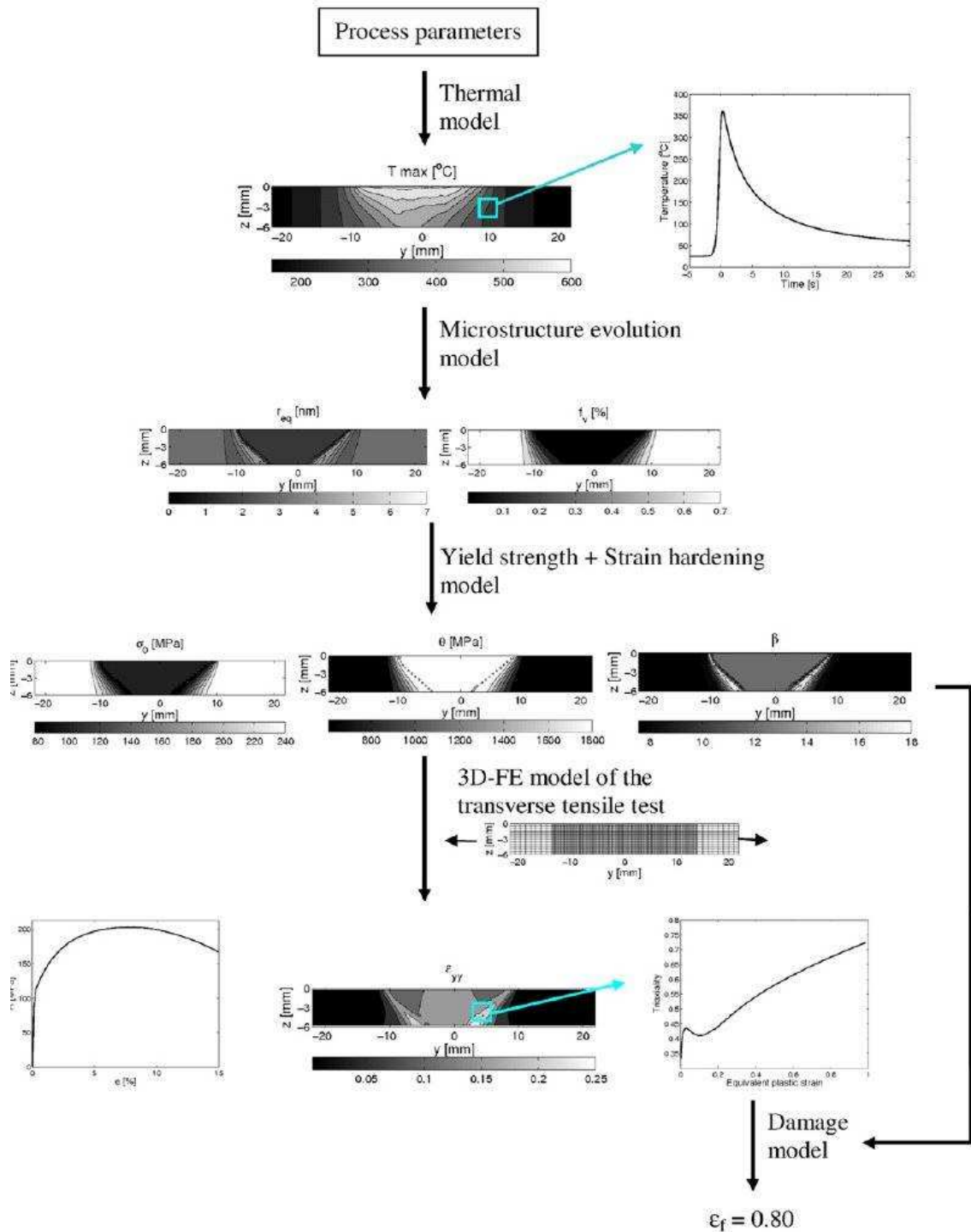


FIGURE 1.18 – Schéma de la modélisation intégrée en chaîne (Simar *et al.*, 2012)

1.6 Bilan

Les études les plus proches du travail que l'on se propose d'effectuer permettent de se situer et de justifier que les travaux entrepris n'auraient pu être conduits par une simple étude bibliographique.

Les travaux (Deschamps *et al.*, 2009a) fournissent une caractérisation microstructurale poussée mais se limitent à la caractérisation mécanique par micro-dureté ; dans notre cas ce sont les propriétés ultimes qui sont notre objectif, endommagement et rupture. De plus le procédé diffère sur certains points importants, notamment le traitement d'homogénéisation de la structure. Cependant tout ce travail sera utilement comparé à celui effectué sur nos soudures : caractérisation microstructurale (SAXS/MEB/MET/Microsonde/Micro-dureté). Notre étude se situe dans la continuité de ces travaux.

Dans l'article (Cam et Kocak, 2007), les auteurs orientent leur étude essentiellement sur l'efficacité du joint (« joint efficiency ») : c'est-à-dire qu'ils considèrent uniquement le comportement global de la structure, tandis que notre étude s'efforce de caractériser les comportements par zones, pour pouvoir ensuite traduire le comportement global. Cette approche nous permet de connaître le comportement du matériau, et le choix du modèle micro-mécanique d'endommagement permet de décrire la dépendance de ce comportement à l'état de contrainte, et donc l'influence de la présence de défauts peut être modélisée. Enfin ces auteurs attribuent la faiblesse en dureté de la zone fondue par les changements microstructuraux (ségrégation des éléments d'alliage).

L'influence de la perte en éléments d'alliage est d'ailleurs très peu traitée dans la littérature. Dans l'ouvrage (Mathers, 2002), l'auteur fait ce raisonnement : le fait que la perte en éléments d'alliages dans la zone fondue ne soit que peu abordée dans la littérature suggère que ce phénomène n'est pas perçu comme étant un problème.

Dans les autres articles cités (Ma et den Ouden, 1999), (Nicolas, 2002), (Bjorneklett *et al.*, 1999), nous voyons que le matériau étudié est proche de notre alliage, mais que le moyen de soudage est différent et surtout que les objectifs ne sont pas les mêmes ; souvent l'étude est limitée à la zone affectée thermiquement, tandis que c'est la zone fondue qui va principalement nous intéresser, en tant que maillon faible de la structure.

Chapitre 2

Matériaux, Procédés et Techniques

L'alliage utilisé dans cette étude appartient à la famille des 7xxx, dont les principaux éléments d'addition sont le zinc, le magnésium et pour certains le cuivre. La nuance qui nous intéresse plus particulièrement est l'alliage 7020 (anciennement AZ5G).

Dans une première partie, nous présenterons cet alliage dans son état de livraison (avant soudage). Ensuite nous décrirons le procédé utilisé pour l'assemblage des témoins de soudage puis des plaques. Après le soudage, un traitement thermique est appliqué : ce dernier sera présenté dans la partie 3. Enfin les deux dernières parties seront consacrées respectivement à la présentation des techniques de caractérisation microstructurale et des techniques de caractérisation mécanique.

2.1 Métal de base

L'alliage qui fait l'objet de ce travail est le 7020. C'est l'alliage d'aluminium le plus utilisé en demi-produit laminé ou filé (Vargel, 2010). Il est livré dans l'état dit « au pic de durcissement », noté T652. Sa dénomination complète est EN AW-7020 T652 et se traduit ainsi :

- EN : Norme européenne
- AW : Aluminium Wrought (aluminium de corroyage)
- 7020 : composition chimique, voir le tableau 2.1
- T6 : traitement thermique au pic de durcissement
- 52 : détensionnement par compression après trempe

Sur la figure 2.1 est représenté schématiquement le traitement industriel conduisant à l'état T652. La trempe après la mise en solution est réalisée dans de l'eau brassée, à une température de 60°C.

TABLEAU 2.1 – Spécification de la composition de l'alliage et composition de la coulée utilisée (pourcentage en masse)

	Zn	Mg	Cr	Mn	Fe	Si	Zr	Cu	Ti	Al
EN AW-7020	4,0-5,0	1,0-1,4	0,10-0,35	0,05-0,50	<0,40	<0,30	0,08-0,35	<0,20		solde
Coulée	4,65	1,25	0,28	0,11	0,09	0,04	0,13	0,02	0,04	solde

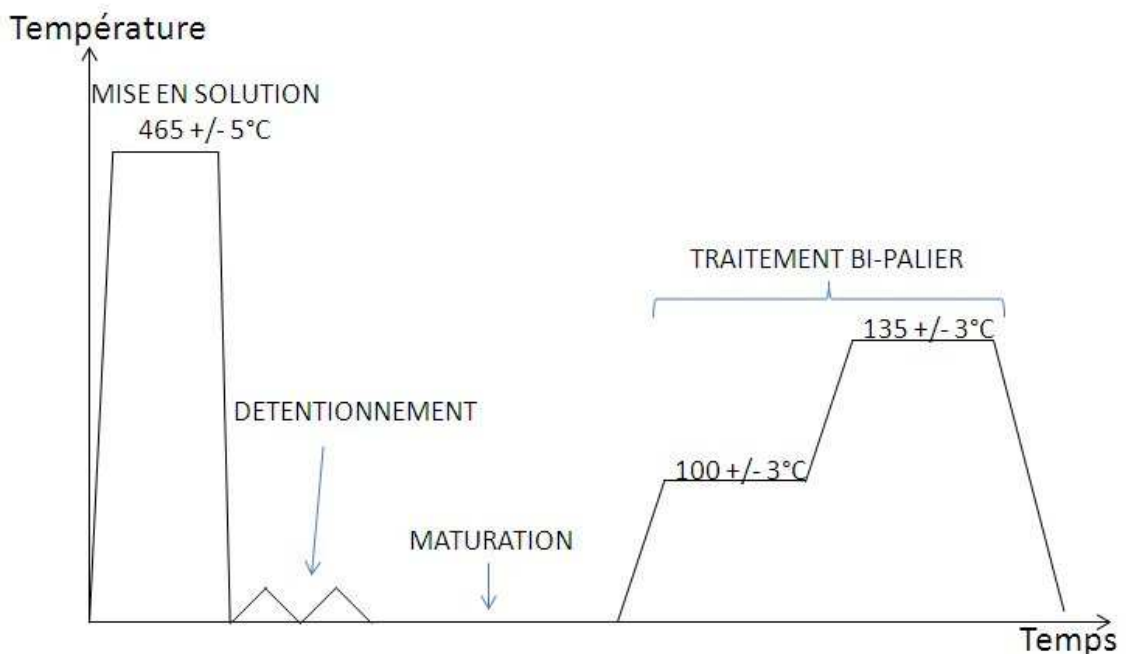


FIGURE 2.1 – Schéma du traitement T652

Rappelons que le corroyage est une opération de déformation du matériau visant à fournir la forme finale désirée au produit. Dans notre cas cette opération est une opération de forgeage, qui provoque une réduction de section du produit d'un facteur 8 (taux de corroyage). Cette opération engendre un allongement des grains dans une direction : c'est le fibrage. Deux orientations sont alors distinguées : le sens LONGITUDINAL (direction longue des grains) et le sens TRANSVERSAL (plan de plus faible dimension des grains). La figure 2.2 est une reconstruction en 3D de micrographies réalisées dans différentes directions. Les micrographies sont réalisées sur des échantillons polis et attaqués à l'acide phosphorique ; cette préparation est décrite dans la partie 2.4. Les contrastes observés proviennent :

- de l'attaque préférentielle des dispersoïdes : les dispersoïdes au zirconium forment un composé péritectique avec l'aluminium, qui se retrouve en grande partie dans le cœur des dendrites lors de la solidification. Après attaque, les zones riches en dispersoïdes apparaissent plus sombres que les autres : elles sont associées à la structure granulaire. On voit nettement un étalement des grains sur une distance typique de 100 microns dans la direction longitudinale, et une taille typique d'une dizaine de microns dans le plan transversal ;
- de l'attaque de la précipitation hétérogène de trempe aux joints de grains et aux sous-joints de grains. Les sous-joints de grains apparaissent assez nettement comme un réseau de traits sombres dans les parties les plus claires des micrographies ;
- de l'attaque des particules intermétalliques grossières : les zones les plus sombres sur l'image. Elles sont étalées dans la direction longitudinale, de la même manière que les grains.

Le fibrage peut conférer une anisotropie des propriétés mécaniques qui sera abordée dans le chapitre 4.

Cet alliage possède plusieurs caractéristiques qui le rendent intéressant dans les applications nécessitant un assemblage par soudage. Tout d'abord le cuivre y est en faible proportion (en tant qu'impureté), ce qui diminue le risque de fissuration à chaud lors de la solidification. C'est également un alliage dit « auto-trempant » ; cela signifie que la vitesse limite de trempe peut être atteinte simplement par refroidissement à l'air (Stucky et Develay, 2012; Deschamps *et al.*, 2009b). Ainsi, après soudage, la zone fondue (ZF) et une majeure partie de la zone affectée thermiquement (ZAT) sont généralement considérées comme brutes de trempe. Cet état brut de trempe permet au matériau de retrouver de bonnes propriétés mécaniques et ce par simple maturation à température ambiante.

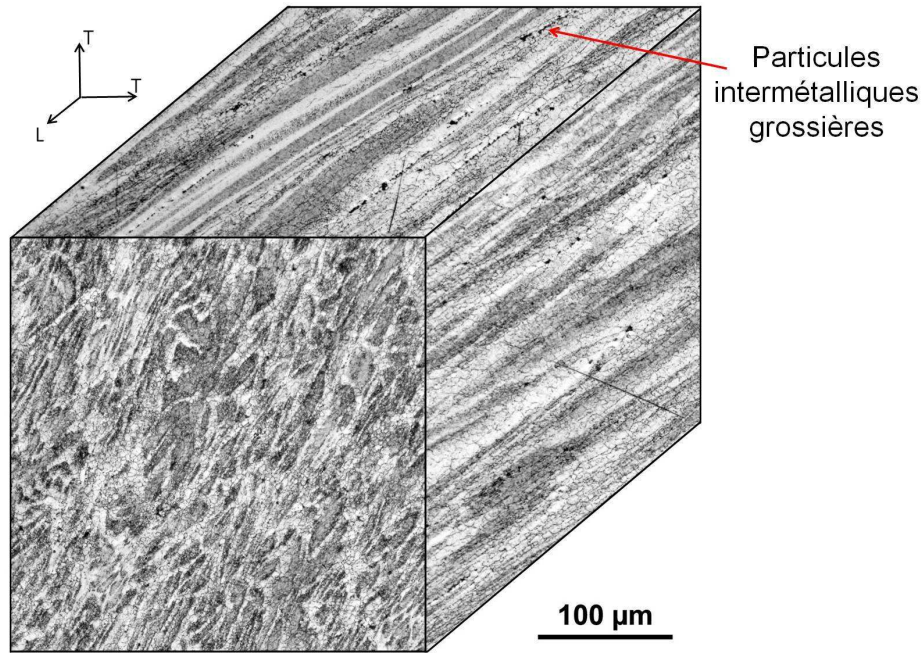


FIGURE 2.2 – Reconstruction 3D de micrographies optiques après attaque à l’acide phosphorique : mise en évidence des grains, des sous-joints de grains et des particules intermétalliques

2.2 Soudage

Le soudage par faisceau d’électrons est le procédé employé pour l’assemblage de la structure à la base de la problématique. Tout ce qui est présenté dans cette étude sur cette soudure ne concerne pas une structure réelle, mais une structure équivalente, conçue à des fins de contrôle des paramètres de soudage, qui se nomme à ce titre « témoin de soudage ».

Strictement parlant le soudage ne fait pas partie intégrante de l’étude ; c’est la microstructure et les caractéristiques mécaniques résultantes qui sont le cœur de ce travail. Cependant la méthodologie prévoit qu’une soudure linéaire équivalente, où tout du moins représentative, soit effectuée pour la caractérisation mécanique. De ce fait, une partie du travail a consisté à obtenir une telle soudure.

2.2.1 Soudure témoin

Le témoin de soudage est de diamètre 45 mm, la soudure se fait circulairement. Une photographie d’un témoin soudé est présentée sur la figure 2.3.

L’énergie déposée à plein régime est de 110 kJ/m. La soudure étant circulaire, il est nécessaire d’avoir une zone de montée en puissance du faisceau, une zone de recouvrement, et une zone d’extinction du faisceau.

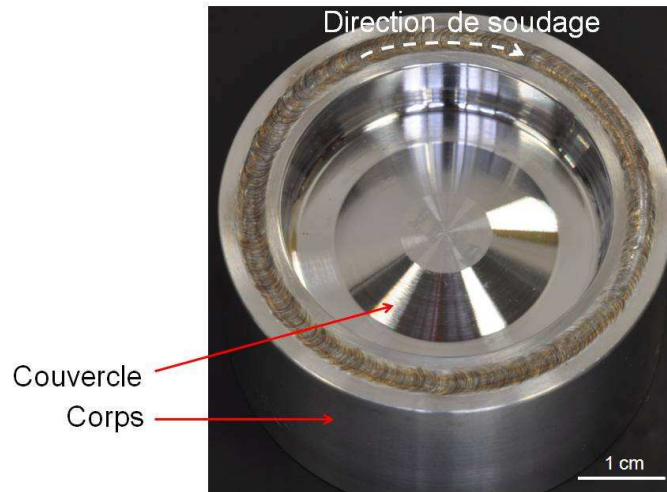


FIGURE 2.3 – Photographie d'un témoin soudé

Dans notre étude, nous distinguerons deux zones :

- la zone où le faisceau est passé une seule fois à pleine puissance : zone « 1 passe »,
- la zone où le faisceau est passé deux fois à pleine puissance : zone « 2 passes ».

La distinction entre ces zones est importante du fait de l'évaporation des éléments d'alliage : elle est a priori plus importante dans la zone « 2 passes » que dans la zone « 1 passe ».

Comme nous l'avons signalé dans l'introduction, la géométrie de la soudure témoin ne permet pas le prélèvement d'éprouvettes de caractérisation mécanique. Pour obtenir de telles éprouvettes, une soudure équivalente sur plaques est réalisée ; elle est présentée dans la partie qui suit.

2.2.2 Soudure sur plaques

La soudure linéaire de plaques bord-à-bord a pour objectif de disposer de matière pour la caractérisation mécanique. Les plaques avant soudage sont rectangulaires (100 mm × 50 mm) d'épaisseur 7 mm, de telle sorte qu'après soudage nous obtenons des plaques de 100 mm × 100 mm. Un embrèvement de 1 mm d'épaisseur sur 4 mm est pratiqué afin de faciliter le positionnement des plaques : la figure 2.4 présente cette géométrie et le bridage des plaques. Le démarrage et l'extinction du faisceau se fait dans des plaques sacrificielles disposées de chaque côté des plaques à souder.

Les plaques sont prélevées dans le plan transversal du métal de base. La direction de fibrage du métal de base est donc dans l'épaisseur des plaques. Ce sens de prélèvement est respecté afin de correspondre à celui effectué pour les pièces du témoin.

Par suite de problème de disponibilité, le soudage des plaques a été effectué sur une

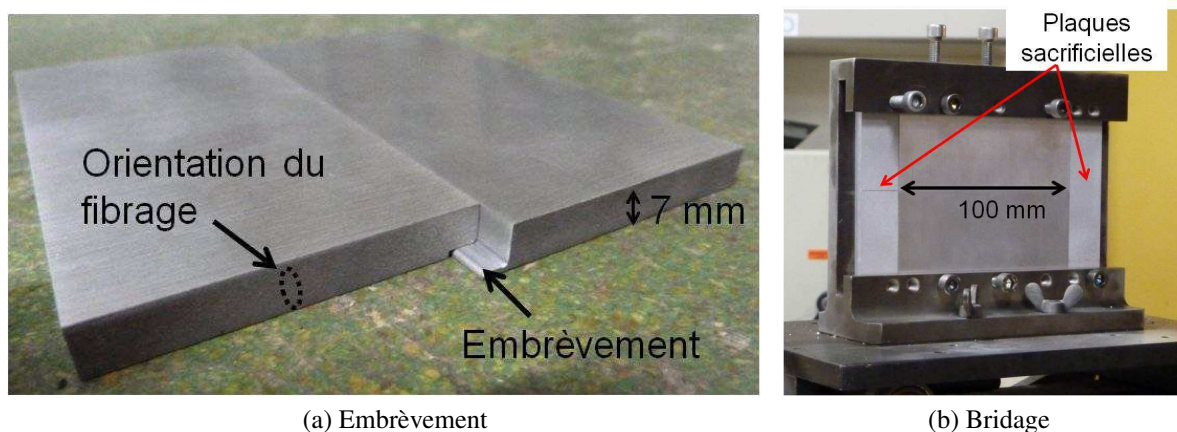


FIGURE 2.4 – Géométrie des plaques et dispositif de bridage

machine différente de celle utilisée pour le soudage des témoins. L'enceinte de soudage et les baies de commande associées sont présentées sur la figure 2.5.



FIGURE 2.5 – Enceinte de soudage et baies de commande utilisées pour le soudage des plaques

Afin de pouvoir extraire des éprouvettes de 3 mm d'épaisseur dans les plaques soudées, la hauteur minimale de liaison sans défauts a été fixée à 5 mm. Pour obtenir une telle hauteur, l'énergie déposée est de 150 kJ/m. Elle est supérieure à celle requise pour le soudage des témoins ; cette différence s'explique par le fait que les dispositifs employés sont différents. Ainsi la distance de tir et le courant de focalisation utilisés pour le soudage des témoins n'ont pas pu être reproduits pour le soudage des plaques.

2.3 Traitement thermique post-soudage

Après l'opération de soudage, le témoin est sorti de l'enceinte, puis laissé à maturation à température ambiante pour une durée minimale de 15 jours.

La structure subit ensuite un traitement thermique de 48 heures à 150°C (rampe de montée de 2 heures comprise).

Ce traitement permet une re-précipitation dans les zones affectées par le soudage.

Dans cette étude nous nous sommes intéressés à caractériser la microstructure et les propriétés mécaniques à la fois pour l'état mûri, 15 jours après soudage, et pour l'état traité thermiquement.

Sur les figures 2.6 et 2.7 sont représentés schématiquement les procédés d'assemblage des témoins de soudage et des plaques.

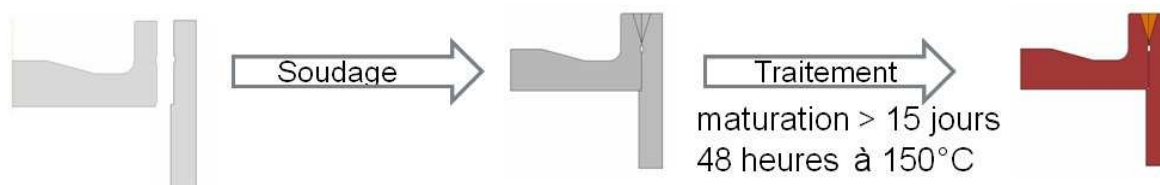


FIGURE 2.6 – Schéma bilan de l'assemblage des témoins ; vue d'une tranche

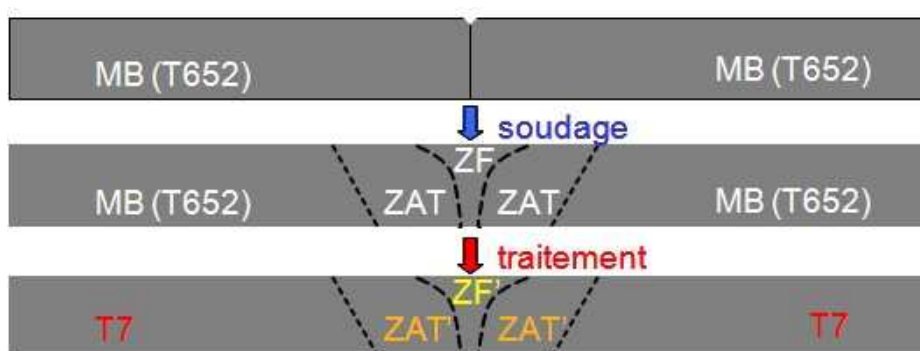


FIGURE 2.7 – Schéma bilan de l'assemblage des plaques

2.4 Techniques de caractérisation microstructurale

2.4.1 Microscopie optique

En microscopie optique, on peut obtenir des informations sur la géométrie et l'étendue de la zone fondue. D'une manière plus générale, avec une attaque chimique appropriée, la morphologie et la taille des grains sont accessibles, ainsi que la distribution d'intermétalliques et de précipitation hétérogène. Les dispositifs utilisés sont une loupe binoculaire, permettant une vision large de la soudure, et un microscope optique standard.

Préparation des échantillons

Les échantillons sont préparés par polissage jusqu'à 0,04 microns. L'attaque au réactif de Keller permet de mettre en évidence la microstructure, notamment les particules de seconde phase au fer. Le temps d'attaque est de 20 secondes. Le réactif de Keller est composé de 2,5 ml d'acide nitrique, 1,5 ml d'acide chlorhydrique, 1 ml d'acide fluorhydrique et 95 ml d'eau. Une autre attaque permet de mettre en évidence les grains, les sous-joints de grains et la précipitation hétérogène (précipitation de trempe et dispersoïdes). Elle se fait à l'acide phosphorique, pendant 5 minutes à 50°C. Le mélange chimique est constitué de 10 ml d'acide phosphorique à 85% versé dans 90 ml d'eau.

2.4.2 Microscopie électronique à balayage (MEB) et analyse X (EDX)

Le Microscope Electronique à Balayage employé pour ce travail est de type conventionnel. Sur des échantillons polis, le mode BSE (Back Scattering Electrons) permet d'obtenir un contraste chimique qui nous renseigne sur les ségrégations microniques, la répartition de la précipitation grossière et l'endommagement éventuel du matériau. Sur des surfaces rompues, le travail se fait essentiellement en électrons secondaires (SE : Secondary Electrons), sensible à la topologie de la surface. Ce mode est essentiellement utilisé en fractographie.

La fractographie est l'étude qui vise à comprendre les mécanismes conduisant à la rupture par l'analyse des surfaces rompues : les faciès de rupture. L'imagerie se réalise au microscope électronique à balayage car cette technique présente plusieurs avantages. Tout d'abord elle permet d'accéder à des échelles très différentes du faciès, depuis le millimètre jusqu'à quelques microns. En plus du contraste topographique obtenu en détection d'électrons secondaires (SE, Secondary Electrons), on peut accéder au contraste chimique en détection des électrons rétrodiffusés (BSE, BackScattered Electrons). Ce dernier mode de détection est très utile : il permet de mettre en évidence la présence ou non de particules intermétalliques au fond des cupules. Enfin l'avantage incontestable même à des échelles grossières,

en comparaison de la microscopie optique, c'est la profondeur de champ très étendue, qui permet d'avoir une image nette alors que la surface est généralement très irrégulière.

Les analyses par dispersion d'énergie (EDX, Energy Dispersive X-ray Spectroscopy) nous permettent d'accéder rapidement à la composition qualitative de certaines zones ; en particulier des particules observables en fond de cupules sur les faciès de rupture.

Préparation des échantillons

Pour la fractographie, aucune préparation n'est effectuée ; le but est de ne surtout pas modifier l'apparence de la surface rompue.

Pour les échantillons polis, la finition se fait à 0,04 μm avec une solution d'alumine en suspension. Aucune attaque chimique n'est pratiquée. Si l'échantillon est enrobé dans une résine isolante, de la laque d'argent est appliquée afin de faire le contact électrique entre l'échantillon et le socle du MEB.

2.4.3 Micro-sonde de Castaing (EPMA)

La micro-sonde (ou Electron Probe Micro Analyser) est une technique quantitative dédiée à l'analyse élémentaire. Le principe est le même que l'EDX, l'échantillon est bombardé par des électrons et le rayonnement X résultant est analysé, mais les moyens d'analyse (dispersion en longueur d'onde (WDX, Wavelength Dispersive X-ray Spectroscopy) plutôt qu'en énergie) et les corrections appliquées sont adaptés à l'étude quantitative.

L'objectif de l'utilisation de cette technique est dans notre cas de quantifier la perte en éléments d'alliages (principalement le zinc et le magnésium) qui intervient pendant le soudage.

Préparation des échantillons

Pour effectuer ces mesures, les échantillons sont enrobés et polis à 1 μm . Afin d'assurer le contact électrique lors de l'analyse, de la laque d'argent est appliquée entre l'échantillon et le porte-échantillon.

2.4.4 Diffusion centrale des rayons X (SAXS)

C'est une technique adaptée pour la quantification des paramètres géométriques d'une distribution de précipités. Elle est présentée en détail dans l'annexe A, ainsi que les lignes de rayon X utilisées (ligne du laboratoire SIMAP et ligne ESRF).

Nous présentons ici les principales notions qui sont utilisées. Nous considérons que les

précipités sont sphériques de rayon R et que leur distribution en taille suit une loi log-normale :

$$f(R) = \frac{1}{\sqrt{2\pi} \cdot \sigma \cdot R} \exp\left(-\frac{1}{2} \left(\frac{\ln(R_{med}/R)}{\sigma}\right)^2\right) \quad (2.1)$$

où R_{med} représente le rayon médian et σ la dispersion de la distribution.

Connaissant l'expression analytique de la diffusion d'un rayonnement par une sphère, donnée en annexe, nous ajustons une courbe de diffusion théorique sur les données expérimentales afin de trouver les paramètres de la distribution. A partir de ces paramètres, nous pouvons calculer le rayon moyen de la distribution ainsi que l'intensité intégrée Q_0 , qui est, en première approximation, proportionnelle à la fraction volumique f_V , dont l'expression est rappelée par l'équation 2.2.

$$Q_0 = 2\pi^2 \cdot (\rho_p - \rho_m)^2 \cdot f_V \quad (2.2)$$

avec ρ_m la densité électronique dans la matrice et ρ_p celle dans les précipités.

Sur la figure 2.8 est présenté un exemple d'ajustement de données expérimentales dans un tracé de Kratky $I \cdot q^2 = f(q)$, où I est l'intensité diffusée et q le vecteur d'onde de diffusion. Notons que dans cette représentation, la valeur de q pour laquelle le maximum de $I \cdot q^2$ est atteint est inversement proportionnelle au rayon moyen de la distribution de précipités, et que l'aire sous la courbe est égale à Q_0 , donc proportionnelle à la fraction volumique de précipités.

L'avantage de l'ajustement d'une courbe expérimentale par une courbe théorique de diffusion est qu'il est possible de décorrélérer le signal issu de deux populations de tailles très différentes lorsque celles-ci coexistent (les zones GP et les η' par exemple).

Afin de pouvoir proposer des valeurs de la fraction volumique de précipités, il faut connaître le facteur de contraste $\Delta\rho = \rho_p - \rho_m$ qui dépend à la fois de la composition chimique des précipités et de la composition de la matrice. Nous allons considérer que la composition des précipités est celle des précipités η d'équilibre, $MgZn_2$, et que la matrice ne contient que de l'aluminium. En réalité les compositions sont différentes pour les phases métastables GP et η' ; elles diffèrent notamment par la présence d'aluminium. Cependant notre objectif ici n'est pas d'arriver à une mesure fine de la fraction volumique, et nous négligerons ces différences de composition d'une phase à l'autre, ainsi que les variations de composition de la matrice. Les intensités intégrées seront au final corrigées par un même

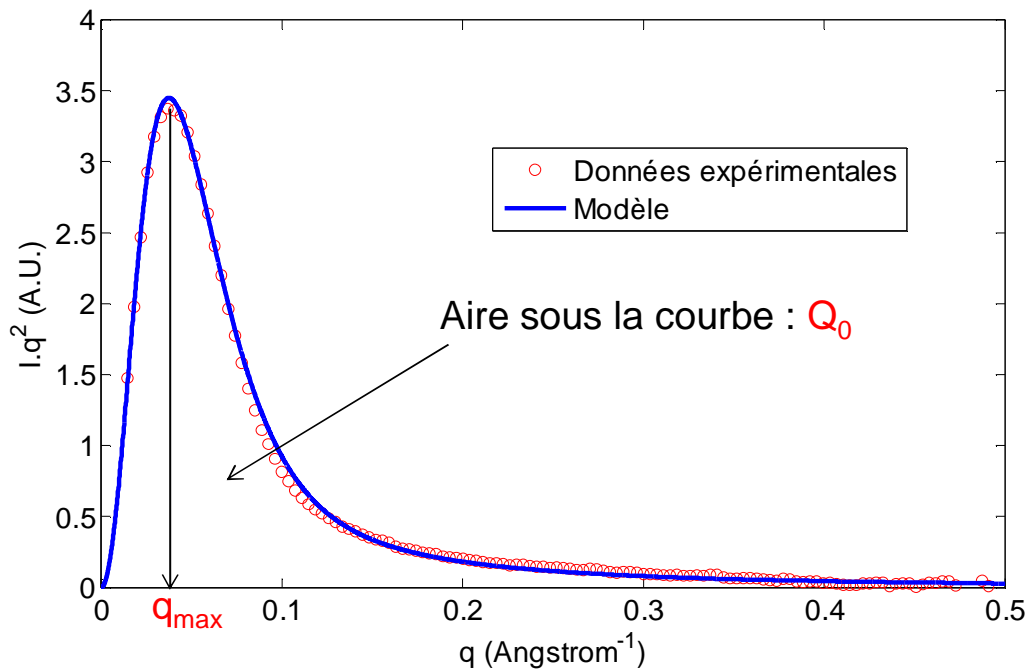


FIGURE 2.8 – Tracé de Kratky expérimental et courbe ajustée en considérant la diffusion par une distributin log-normale de sphères

facteur pour tous les types de précipités. Ces hypothèses conduisent à l'expression suivante pour la fraction volumique (Nicolas, 2002) :

$$f_v \approx \frac{Q_0}{7,07} \quad (2.3)$$

Préparation des échantillons

Les échantillons sont des lames de faible épaisseur prélevées transversalement dans un témoin de soudage ou dans une plaque soudée (voir figure 2.9 pour une tranche de témoin).



FIGURE 2.9 – Tranche prélevée dans un témoin de soudage pour analyse SAXS

Leur épaisseur est choisie selon un compromis : le nombre d'interactions rayons X /

matériau doit être suffisant pour fournir un signal de diffusion mesurable, mais l'épaisseur doit être limitée pour que le signal ne soit pas lui-même absorbé. L'épaisseur optimale est obtenue lorsque la transmission Tr vaut $1/e$ soit environ 37%. L'épaisseur t est donnée par l'expression suivante en fonction des paramètres matériau :

$$t = -\frac{\ln(Tr)}{\mu} \quad (2.4)$$

où μ représente le coefficient d'absorption.

Ce dernier peut être calculé en connaissant la composition de l'alliage et les coefficients d'absorption massique des principaux éléments. L'épaisseur idéale pour l'alliage 7020 et un rayonnement de $1,54 \text{ \AA}$ (raie $K\alpha$ du cuivre) est de $75 \text{ }\mu\text{m}$. En pratique cette épaisseur est rarement atteinte sur toute une tranche car celle-ci deviendrait trop fragile. L'épaisseur est généralement comprise entre $70 \text{ }\mu\text{m}$ pour les parties les plus fines, et jusqu'à $120 \text{ }\mu\text{m}$ pour les plus épaisses. L'essentiel est que notre signal soit détectable, et c'est le cas, même sur la ligne la moins intense qui est celle du laboratoire.

2.4.5 Calorimétrie différentielle à balayage (DSC)

Le principe de la calorimétrie différentielle à balayage (ou DSC pour Differential Scanning Calorimetry) est de maintenir à la même température deux échantillons distincts pendant un cycle thermique : l'un est l'échantillon à étudier, l'autre est un échantillon de référence qui ne présente pas de transition de phase pour la gamme de température utilisée.

La DSC a été utilisée dans notre cas dans le but d'identifier les précipités présents dans les différentes zones affectées par le soudage.

Les mesures de DSC sont effectuées sur un instrument Diamond de Perkin Elmer. Ce dispositif est constitué de deux fours, l'un pour l'échantillon, l'autre pour la référence (voir figure 2.10).

Lors du cycle thermique, l'instrument mesure les puissances qu'il doit fournir à chacun des fours pour les maintenir en permanence à la même température. La différence de puissance à fournir à chaque four compense les réactions de transformations de phases dans l'échantillon : elle est égale aux variations d'enthalpies de réactions dans l'échantillon. Le calibrage préalable de l'appareil permet alors de remonter aux températures de dissolution/précipitation et aux enthalpies de ces réactions.

Dans notre cas, le cycle thermique consiste en une montée en température rapide (150°C par minute entre -50°C et 465°C). Cette montée rapide permet de dissoudre toute la précipitation fine présente dans le matériau en limitant la transformation de celle-ci en cours de

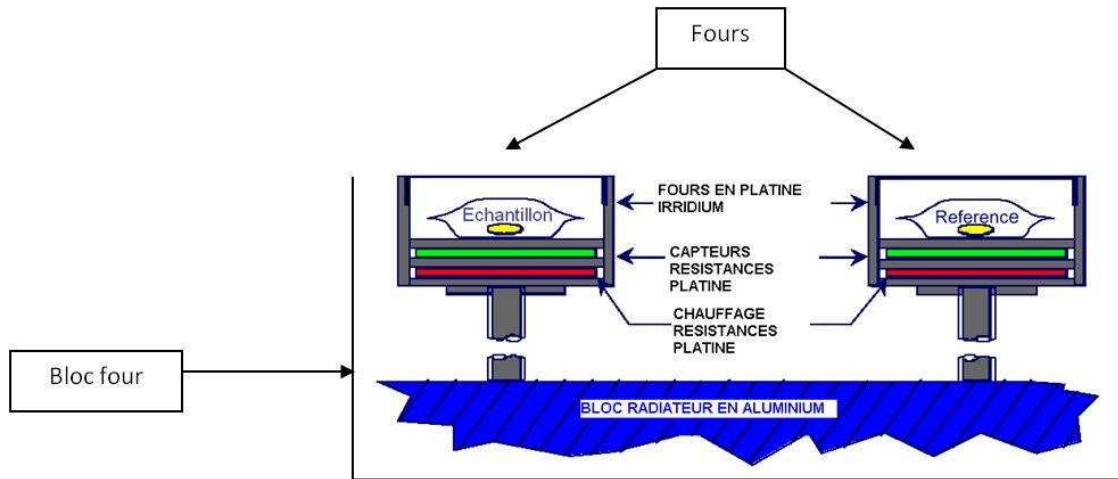


FIGURE 2.10 – Schéma simplifié du calorimètre différentiel à balayage (Gaudillère, 2010)

chauffage (comme la précipitation de la phase η à partir des zones GP).

Les résultats obtenus sont montrés sous la forme de thermogrammes représentant l'évolution du flux de chaleur avec la température : la figure 2.11 présente des exemples de thermogrammes obtenus à différents états thermiques. Les zones de dissolution des différents types de précipités sont schématiquement représentées. A l'état T652 d'après ce diagramme, on retrouve bien le fait que l'état durci au pic correspond à une présence essentiellement de précipités η' . L'application d'un traitement de sur-revenu fait apparaître un ou plusieurs épaulements sur le pic principal. Ces épaulements traduisent l'apparition d'une phase plus stable, mais rien ne nous permet d'affirmer que c'est la phase stable η : la distinction entre η' et η n'est pas bien définie en DSC. Nous nous contenterons de considérer que ces épaulements traduisent le sur-vieillessement de l'alliage. En revanche dans un état simplement mûri, le pic de dissolution des zones GP est bien séparé des autres, entre 100°C et 200°C, avec le maximum à 150°C.

Préparation des échantillons

Les échantillons sont prélevés à la scie à fil avec des dimensions d'environ $3 \times 1 \times 1 \text{ mm}^3$. Ils sont ensuite polis manuellement jusqu'au papier SiC 2400 afin de diminuer la rugosité et d'assurer un bon transfert thermique entre l'échantillon et le four. A la fin, l'échantillon doit avoir une masse aux alentours de 10 mg.

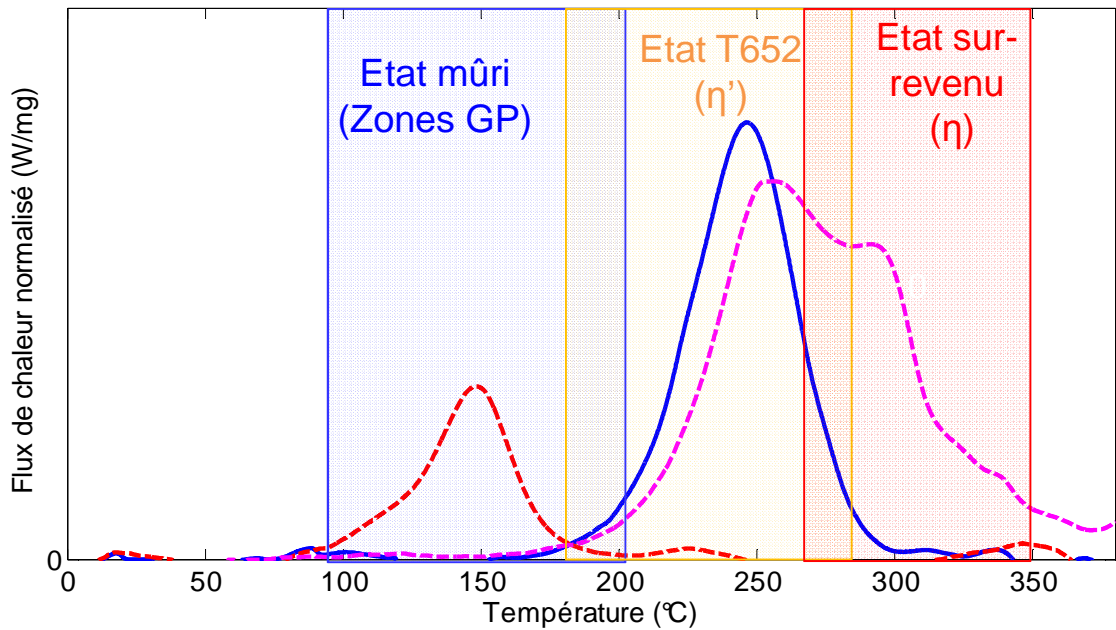


FIGURE 2.11 – Thermogramme de l’alliage 7020 pour différents états métallurgiques et représentation schématique des zones de dissolution des différents types de précipités

2.4.6 Microdureté

Bien que cette technique relève de la mécanique, nous choisissons de la présenter avec les moyens de caractérisation microstructurale. Ce choix est fait car il est très intéressant d’interpréter les mesures de micro-dureté à la lumière des observations métallurgiques ; les résultats se placent donc naturellement dans la partie « caractérisation microstructurale » plutôt que dans la partie « caractérisation mécanique ».

La microdureté est un moyen simple et rapide d’estimer l’évolution des propriétés mécaniques. En effet la dureté est souvent associée à la limite d’élasticité par un facteur de proportionnalité d’environ 3 (Tabor, 1970; Deschamps, 1997; Felder, 2012). Le principe de base est d’appliquer un indenteur rigide sur la surface du matériau à étudier et de mesurer la taille de la déformation permanente résultante. Dans le cas de la dureté Vickers, l’indenteur est un diamant de forme pyramidale à base carrée. La projection de l’empreinte laissée est carrée et la valeur de la dureté est donnée par la formule :

$$HV = 1,854 \frac{\text{Masse appliquée en kg}}{(\text{longueur des diagonales en mm})^2} \quad (2.5)$$

Dans notre étude la charge utilisée est de 100 grammes ; la microdureté correspondante est notée de manière conventionnelle $HV_{0,1}$ (l’unité $(\text{kg} \cdot \text{mm}^2)$ est ignorée dans cette notation). Le temps de maintien de la charge est de 15 secondes. En pratique ces mesures sont

semi-automatiques ; l'indentation se fait sur platine à déplacement contrôlé, permettant de faire des filiations. Les mesures de tailles d'empreintes sont réalisées par microscopie optique avec acquisition informatique qui fournit directement la valeur de la micro-dureté.

Préparation des échantillons

Les échantillons sont préparés par polissage jusqu'à 0,04 microns, puis attaqués 20 secondes dans le réactif de Keller afin de relaxer les contraintes de surface dues au polissage.

2.4.7 Microscopie électronique en transmission (MET)

Cette technique permet d'obtenir des images à des échelles très fines de la microstructure ; elle nous renseigne sur les hétérogénéités locales du matériau : répartition des précipités, zones dénudées en précipités, structure des précipités. Pour cela, des images en champ clair sont réalisées dans les zones qui nous intéressent, c'est-à-dire essentiellement les zones fondues (plaques et témoins), et le métal de base. Quelques images sont également prises dans la ZAT ; cependant, la méthode de préparation des échantillons (voir la suite) ne permet pas de savoir avec précision dans quelle zone de la ZAT l'observation est faite.

L'échelle typique d'observation par MET se situe entre le nanomètre et le micromètre, ce qui correspond à l'échelle du grain et de ses hétérogénéités.

La microscopie électronique en transmission est réalisée sur un appareil de type JEOL 3010 avec une tension d'accélération de 300 kV.

Préparation des échantillons

Les échantillons pour l'observation MET sont préparés en trois étapes :

- polissage de lames minces jusqu'à une épaisseur d'environ 100 μm au papier SiC ;
- découpe de disques de 3 mm de diamètre à l'emporte pièce ;
- électropolissage double jet (Ténupol) par une solution 1/3 acide nitrique et 2/3 méthanol jusqu'à apparition d'un trou dans le disque.

2.5 Techniques de caractérisation mécanique

2.5.1 Moyens expérimentaux

2.5.1.1 Machine de traction

La machine de traction utilisée pour tous les essais est une machine électro-mécanique de marque ZWICK d'une capacité de 100 kN. Une sortie analogique nous permet de sortir les valeurs de la force vers le moyen d'acquisition d'images, présenté dans la partie qui suit.

Les essais sont contrôlés en déplacement de la traverse (la machine est suffisamment rigide pour négliger les déformations du bâti). Pour se situer dans un régime quasi-statique, la vitesse de déformation imposée est d'environ 10^{-3}s^{-1} . Pour une éprouvette homogène de longueur calibrée l_c , la vitesse de déplacement de la traverse sera donc $v_{\text{traverse}} = l_c \cdot 10^{-3}$. Cette vitesse est conservée pour les éprouvettes soudées, où la déformation est hétérogène ; on estime cependant que la condition quasi-statique est toujours amplement respectée.

2.5.1.2 Corrélation d'images

La corrélation d'images est utilisée pour évaluer le champ de déformation à la surface d'une éprouvette lors d'un essai de traction. L'acquisition d'images est réalisée durant l'essai par une caméra contrôlée par un boîtier de déclenchement asservi au logiciel Aramis (voir photographie du montage 2.12).

Aramis va identifier des groupes de pixels, les « facettes », et calculer leur déplacement relatif d'une image à l'autre. La première image sert de référence. L'identification de ces facettes nécessite que chacune d'entre elles présente des caractéristiques distinctes ; pour cela les surfaces sont recouvertes d'un mouchetis, obtenu par pulvérisation de peinture noire sur une surface blanche (ou inversement) ; l'objectif est d'obtenir une distribution aléatoire de niveaux de gris sur la surface (voir figure 2.13).

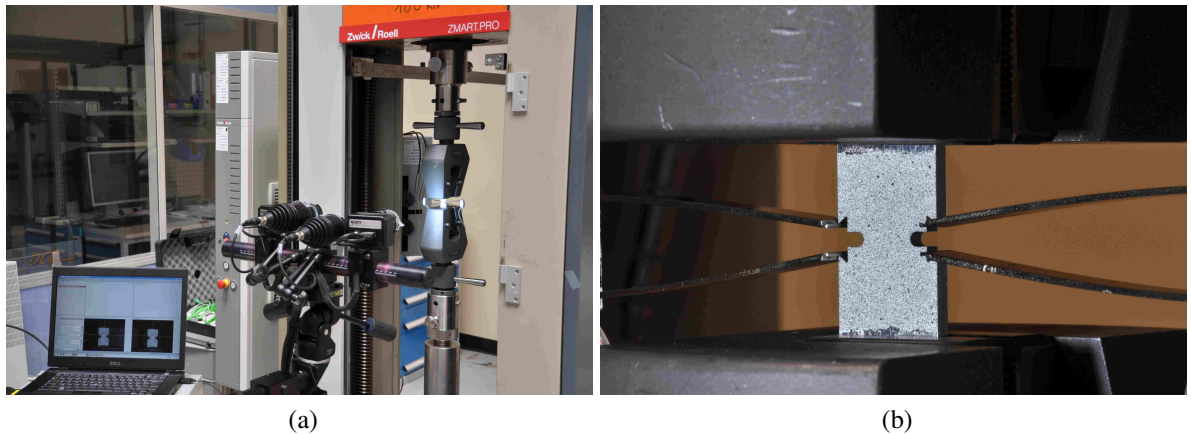


FIGURE 2.12 – Photographies (a) du dispositif de traction et d'acquisition et (b) éprouvette entaillée avec mouchetis

Le logiciel Aramis se charge ensuite de calculer le déplacement de chaque facette pour chaque image prise lors de l'essai (la mesure de la force est synchronisée avec la prise d'image). Il est ensuite possible de traduire ces déplacements entre facettes par un champ de déformation : des exemples de champs obtenus sont présentés sur la figure 2.14.

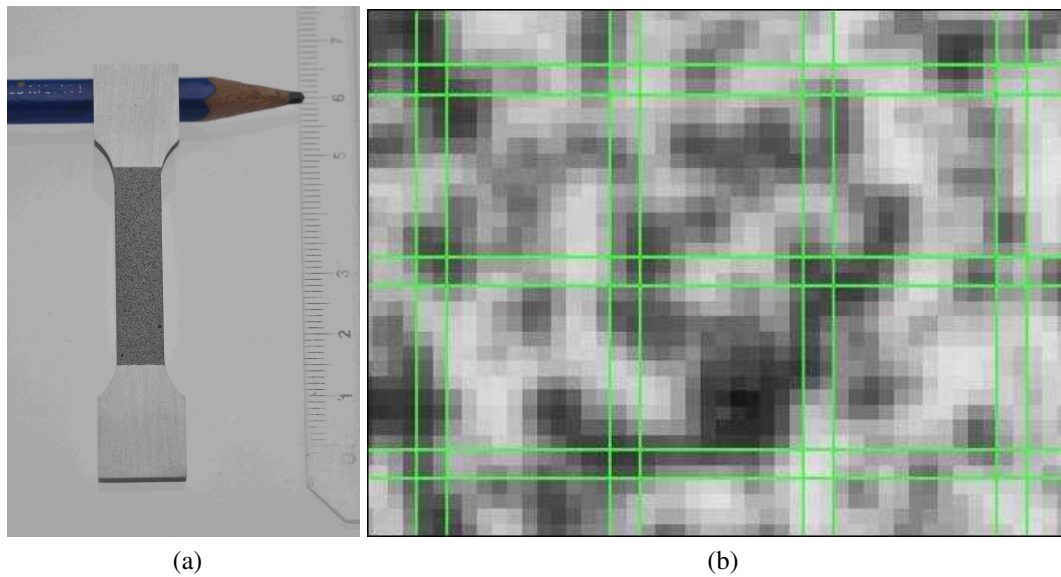


FIGURE 2.13 – (a) Epreuve avec mouchetis et (b) facettes retenues pour les calculs de déplacement : 15x15 pixels et 2 pixels de recouvrement (GOM, 2009)

2.5.2 Géométries d'éprouvettes

Tout les essais mécaniques sont conduits en traction quasi-statique. Afin d'accéder à différentes propriétés, différentes géométries d'éprouvettes ont été testées. Dans cette partie sont décrites succinctement ces géométries et l'objectif visé ; plus de détails sont donnés dans le chapitre 4 consacré aux résultats de ces essais. Les plans détaillés des géométries se trouvent en annexe C.

2.5.2.1 Epreuves plates homogènes

Les éprouvettes plates homogènes sont prélevées dans le métal de base, à l'état T652 et à l'état traité thermiquement 48 heures à 150°C. Elles ont une longueur calibrée de 28 mm et une section de 3×7 mm² (voir figure 2.13 (a)). Les essais sont réalisés en déplacement contrôlé à 0,025 mm.s⁻¹ (pour avoir une vitesse de déformation inférieure à 10⁻³s⁻¹). Ces éprouvettes servent à caractériser l'anisotropie des propriétés mécaniques et comme comparaison avec les éprouvettes de même dimensions prélevées dans les plaques soudées.

2.5.2.2 Epreuves plates soudées

Ces éprouvettes ont les mêmes dimensions que celles prélevées dans le métal de base. Elles sont prélevées transversalement à la soudure, elles sont donc hétérogènes. Elles servent

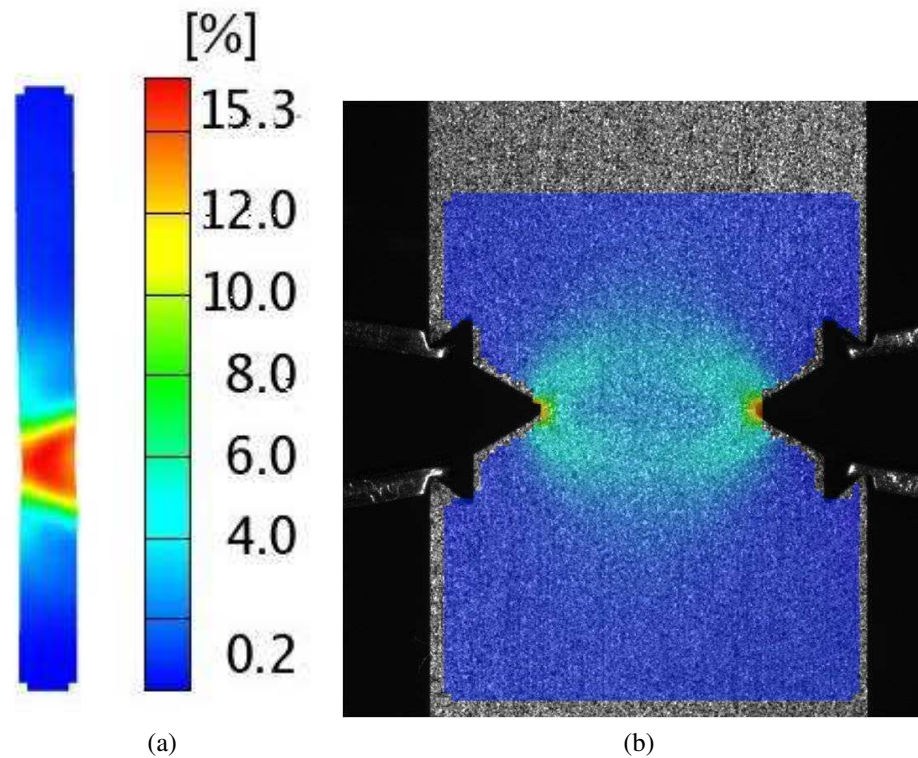


FIGURE 2.14 – Champs de déformation sur (a) Epreuve plate soudée et (b) en surimpression sur une éprouvette entaillée de métal de base

d'une part à comparer la résistance de la structure soudée avec la résistance d'une structure équivalente non soudée, et d'autre part le modèle mécanique proposé doit reproduire leur comportement.

Afin de faire varier l'état de contrainte dans la soudure, il était initialement prévu de faire des essais sur éprouvettes entaillées. Cependant, les premiers essais de traction sur la structure soudée ont montré que la déformation prenait place essentiellement dans la zone fondue. Cette observation conduit à choisir d'usiner des éprouvettes de largeurs variables. Cela permet une variation de l'état de contrainte dans la zone fondue. Des simulations par éléments finis permettent d'évaluer l'évolution de cet état de contrainte (voir chapitre 5).

Pour des raisons de quantité de matière disponible, seules deux largeurs supplémentaires ont pu être réalisées (3 mm et 30 mm), et uniquement à l'état traité thermiquement.

2.5.2.3 Micro-épreuves plates

Les micro-épreuves ont des dimensions permettant un prélèvement dans différentes zones affectées des soudures sur plaques (cf. figure 2.15) : largeur 3 mm, épaisseur 0,8 mm et longueur calibrée 15 mm.

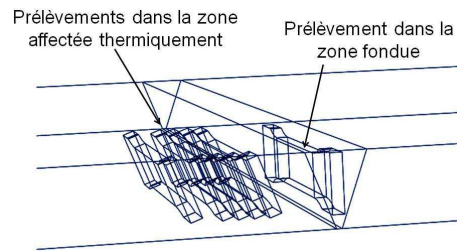


FIGURE 2.15 – Schéma de prélèvement des micro-éprouvettes dans les plaques soudées

Elles sont considérées comme homogènes et fournissent par zone, le comportement élasto-plastique (module d'Young, limite d'élasticité, loi d'écoulement, allongements, ...).

2.5.2.4 Epreuves de déchirement Kahn

Ces éprouvettes répondent à la norme ASTM B781-01 (2007). La géométrie est présentée sur la figure 2.16. L'éprouvette fait 3 mm d'épaisseur. La longueur du ligament (partie située entre le fond d'entaille et le bord extérieur opposé) est de 25 mm ; c'est dans cette zone que le déchirement a lieu. Des goupilles viennent s'insérer dans les trous prévus à cet effet. L'essai est contrôlé en déplacement traverse à 1,5 mm/min. Durant l'essai, la force est mesurée, ainsi que l'ouverture, initialement de 4 mm.

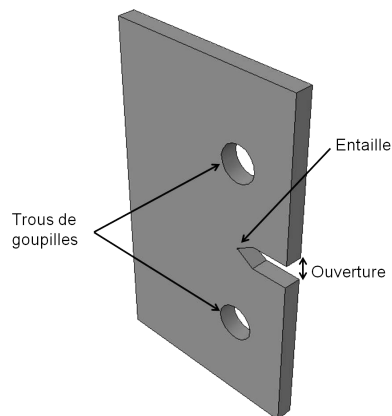


FIGURE 2.16 – Géométrie de l'éprouvette Kahn

Un exemple de courbes force-ouverture obtenues, tirées de la norme ASTM B781-01 (2007), est présenté sur la figure 2.17.

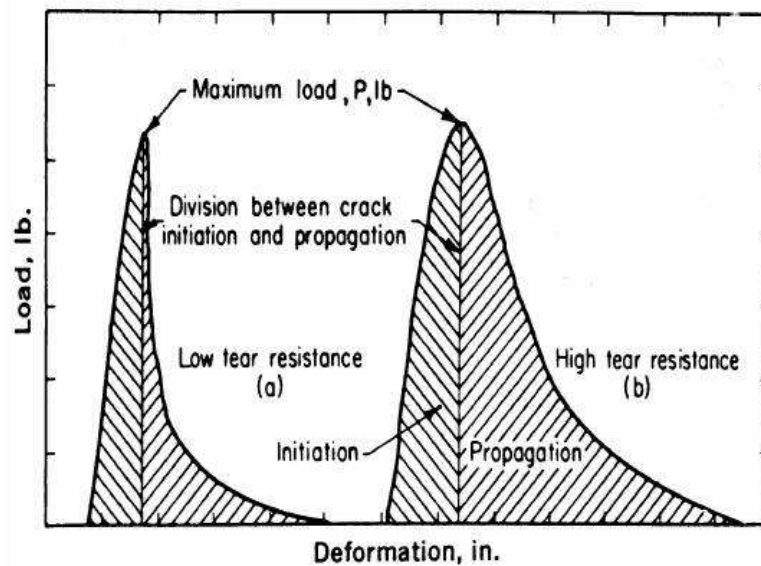


FIGURE 2.17 – Courbes force-ouverture pour deux matériaux de ténacités différentes ; schéma tiré de la norme ASTM B781-01

De ces courbes, trois paramètres sont extraits :

- l'énergie d'initiation de la fissure (aire sous la courbe avant la force maximale atteinte, notée UIE pour Unit Initiation Energy)
- l'énergie de propagation de la fissure (aire sous la courbe après la force maximale atteinte, notée UPE pour Unit Propagation Energy)
- la contrainte de déchirement (Tear strength), liée à la force maximale par la relation $\sigma_{dechirement} = \frac{F_{max}}{b.t}$, où b est la longueur du ligament et t l'épaisseur de l'éprouvette.

Les résultats de ces essais donnent une estimation de la ténacité du matériau. En effet sur une base bibliographique et avec les résultats de ses propres essais, Dumont (Dumont, 2001) montre qu'il existe une relation linéaire entre l'UPE et le carré de la ténacité K_I^C , et que l'évolution relative de l'UIE suit également celle de l'UPE. Ainsi il conclue que bien que les essais Kahn ne fournissent pas une valeur absolue de la ténacité, ils sont adaptés pour comparer des évolutions relatives de ténacité.

La raison de l'emploi de ce type d'éprouvettes à la place d'éprouvettes plus standards comme les Compact Tension (CT) est simple : le respect des contraintes dimensionnelles de tels essais nécessite des éprouvettes dont l'épaisseur dépasse le centimètre pour être en condition de déformation plane. Ceci est d'une manière générale coûteux en matière ; et dans certains cas, comme le nôtre, tout à fait impossible du fait de la géométrie étudiée. De plus le

choix du développement d'un modèle par l'approche locale demande que le comportement identifié du matériau ne dépende pas de la géométrie (dans une certaine mesure); notre but n'est pas de fournir la ténacité au sens mécanique de la rupture.

Les différents essais Kahn sont effectués sur le métal de base, à l'état T652 et à l'état traité thermiquement, dans différentes directions de prélèvement. La première direction est dite longitudinale : l'axe de traction correspond à la direction longitudinale, la propagation se fait dans le plan transversal au fibrage (L-T). La deuxième direction est dite transversal : la traction se fait dans le plan transversal, et la propagation dans le sens longitudinal du fibrage (T-L). Sur la soudure, les éprouvettes sont usinées de telle sorte que l'entaille soit située dans la zone fondue : c'est dans cette zone que la rupture se produit, et notre étude se focalise sur cette zone.

Chapitre 3

Caractérisation métallurgique

Ce chapitre est divisé en deux parties principales : la première est consacrée à la caractérisation à plusieurs échelles de la microstructure de la soudure sur plaques, l'autre à la caractérisation des soudures témoins : la soudure dans la zone « 1 passe » et celle dans la zone « 2 passes ».

Chaque partie présente trois types de résultats caractéristiques de la microstructure :

- les caractéristiques de la microstructure à l'échelle de la soudure, qui s'étend de la géométrie globale de la zone fondue (ZF) à la taille de grains (ségrégations micrométriques, particules intermétalliques grossières) ;
- la composition chimique des ZF par rapport aux zones adjacentes, mesurée sur des profils de microsonde (EPMA) traversant les soudures ;
- la précipitation durcissante et la microdureté associée : l'évolution de l'état de précipitation (type, taille, fraction volumique) est décrite pour les différentes zones de chaque soudure (ZF, zone affectée thermiquement (ZAT), métal de base (MdB), avant et après traitement thermique (TTh)). Des profils de micro-dureté sont réalisés le long des soudures, mettant en évidence la relation entre les paramètres des distributions de précipités (tailles moyennes, fractions volumiques) et les propriétés plastiques.

Enfin, dans la partie bilan, les principales observations sont résumées et la représentativité de la soudure sur plaques par rapport aux soudures témoins est discutée.

3.1 Caractérisation de la soudure sur plaque

3.1.1 Microstructure à l'échelle de la soudure

3.1.1.1 Microscopie optique

Une micrographie réalisée à la loupe binoculaire sur un échantillon poli et attaqué à la solution Keller est présentée sur la figure 3.1. Elle permet d'avoir une vision large de la soudure. La zone fondue (ZF) apparaît très nettement. Le haut du cordon est assez large (≈ 4 mm de large à 1 mm en dessous de la surface : cette position sera retenue pour les profils SAXS et micro-dureté). Sur cette soudure il apparaît un décalage entre fond de cordon et plan de joint des plaques ; ce défaut d'alignement a été corrigé pour les soudures où les éprouvettes de caractérisation mécanique ont été prélevées.

On peut voir le fibrage dans le métal de base et dans la zone adjacente (zone affectée thermiquement (ZAT)) : il est orienté verticalement, conformément au fait que les plaques servant au soudage sont prélevées dans le plan transversal du métal de base. Les grains dans la ZF sont globalement equiaxes.



FIGURE 3.1 – Micrographie optique de la soudure sur plaque (loupe binoculaire)

Sur la figure 3.2, une micrographie au microscope optique en champ sombre est présentée. Sur cette micrographie les grains apparaissent assez nettement. Dans la ZF, leur distribution en taille et géométrie est assez complexe. On note cependant que les grains ont des tailles très différentes selon la distance au métal non fondu : ils sont très fins sur les bords (à peine distinguables en optique) et sont plus larges au centre et vers le haut (de l'ordre de 0,5 mm). Ces gradients de taille s'expliquent en partie par la vitesse de refroidissement plus importante dans les zones proches du bord, où la conduction thermique favorise l'évacuation de la chaleur.

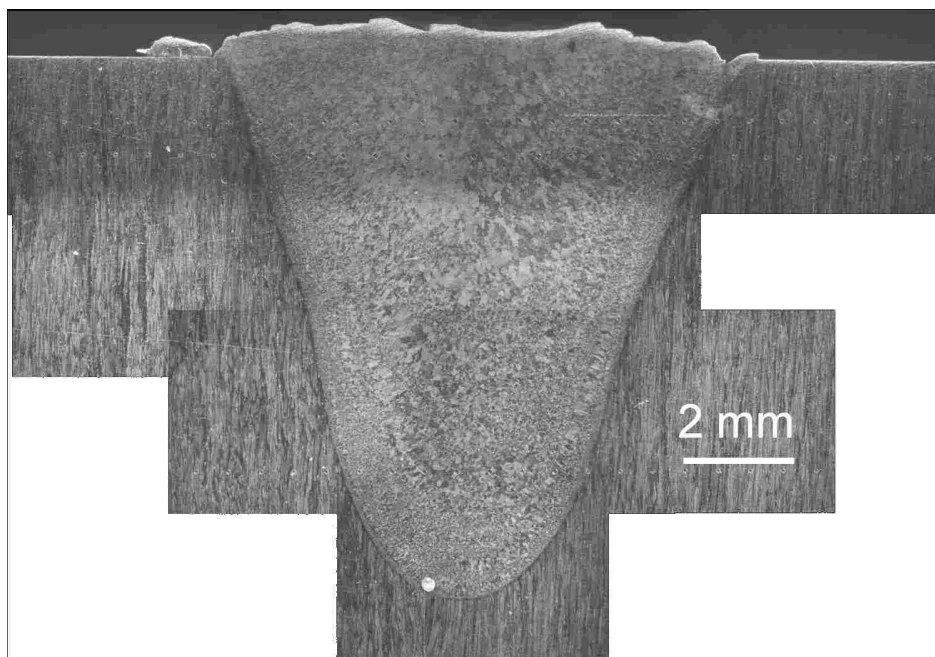


FIGURE 3.2 – Micrographie optique de la soudure sur plaque (champ sombre)

3.1.1.2 MEB

Sur la figure 3.3, un cliché MEB en électrons rétrodiffusés est présenté. Il a été pris sur un échantillon poli, dans la zone haute de la soudure. La frontière métal de base / ZF apparaît très nettement. Dans le métal de base, les particules intermétalliques grossières, allongées dans le sens du fibrage, apparaissent en blanc. Une analyse EDX (voir figure 3.4) révèle la présence majoritaire de fer dans ces particules, mais également d'éléments antirecristallisants tels que le chrome et le manganèse. Les éléments présents dans la matrice (aluminium, zinc et magnésium) sont également visibles dans ce spectre, du fait de l'étendue de la poire d'interaction des électrons avec le matériau.

Dans la ZF, on peut voir des zones plus claires formant des cellules fermées. Cette observation traduit une ségrégation des éléments d'alliage aux joints de grains. Ces zones délimitent les espaces interdendritiques de fin de solidification, où ségrègent les éléments eutectiques, notamment le zinc qui apporte le contraste en MEB-BSE. Ce phénomène est mis en avant sur la figure 3.5, prise avec un grossissement plus important et un contraste plus fort.

Des points micrométriques apparaissent nettement plus clairs que le reste. Des spectres EDX réalisés sur ces phases claires montrent qu'il s'agit d'intermétalliques contenant du fer et des éléments antirecristallisants, comme l'illustre la figure 3.6 (a). A titre comparatif, un spectre réalisé au centre d'un grain (loin des ségrégations) montre la présence uniquement d'aluminium, de zinc et de magnésium (figure 3.6 (b)).

Afin d'évaluer la proportion de ces particules intermétalliques à base de fer dans la ZF,

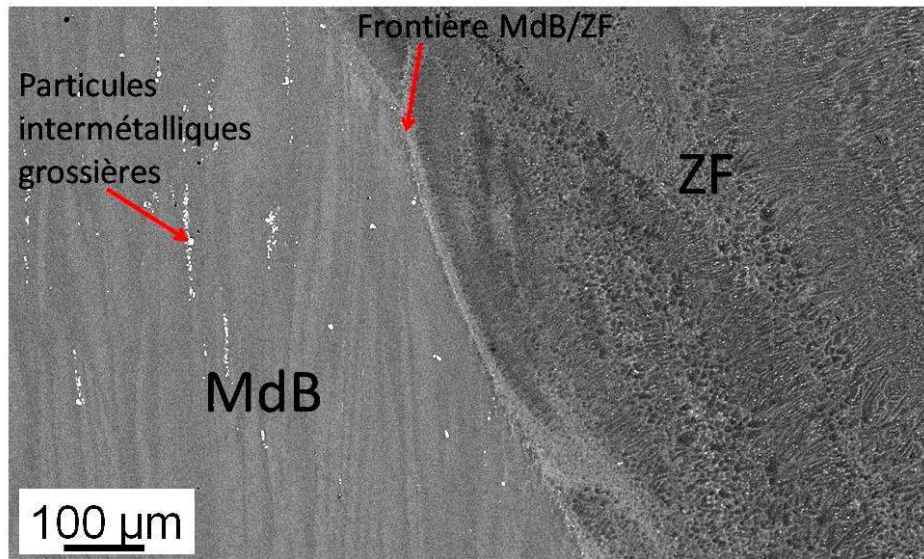


FIGURE 3.3 – Image MEB en électrons retrodiffusés (MEB-BSE) montrant la transition entre métal de base (MdB) et zone fondue (ZF)

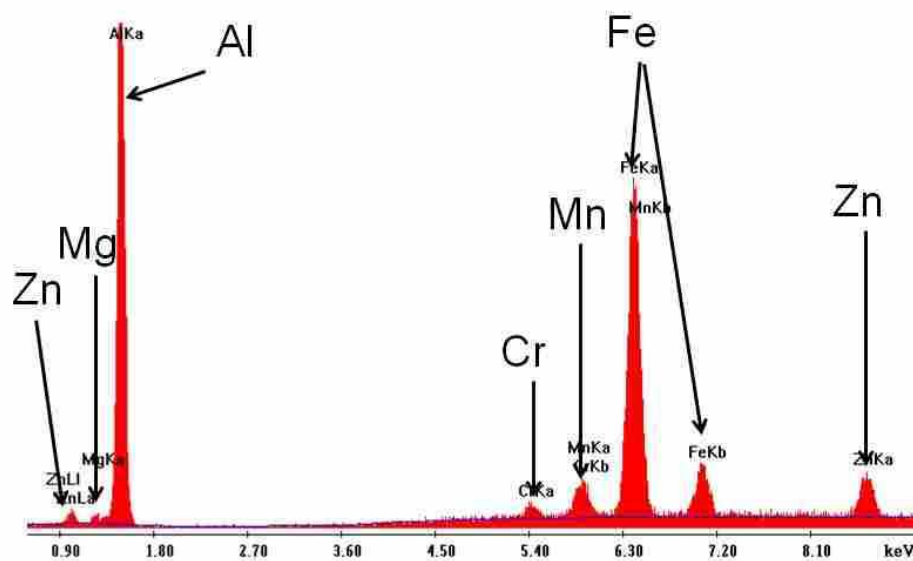


FIGURE 3.4 – Spectre EDX d’une particule intermétallique grossière du métal de base

des seuillages sont effectués sur une dizaine d’images prises au même grossissement. Afin de se préserver de la subjectivité d’un choix manuel de seuil, nous appliquons une méthode de seuillage par maximisation de l’entropie, disponible dans le logiciel ImageJ. Un exemple de seuillage est présenté sur la figure 3.7. Le résultat moyen sur une dizaine d’images donne une fraction surfacique de particules intermétalliques d’environ 0,7%. Cette valeur est très proche de celle que nous avons obtenue en appliquant la même procédure dans le métal de

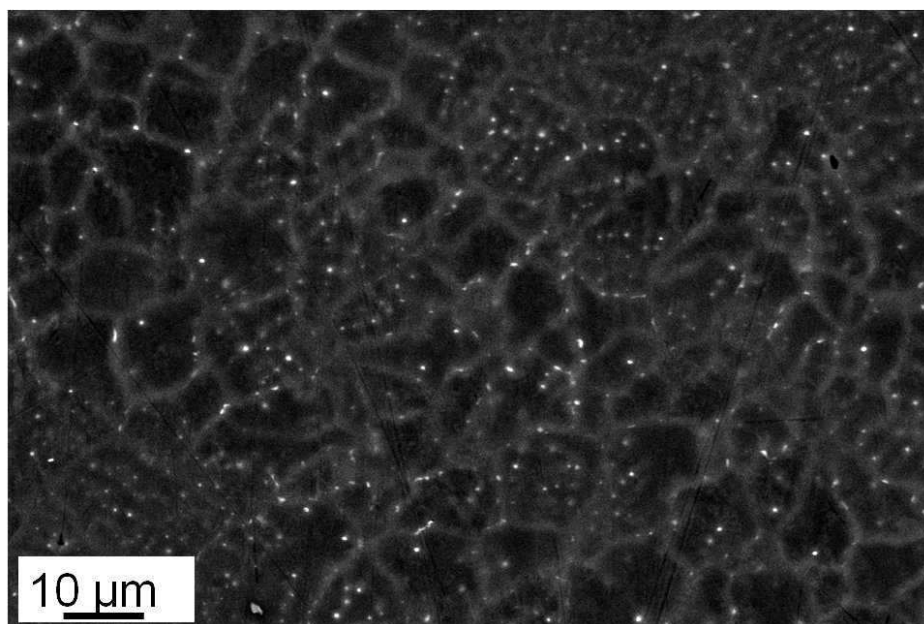


FIGURE 3.5 – Image MEB-BSE dans la ZF : ségrégation des éléments d’alliages aux joints de grains et présence de particules intermétalliques grossières contenant du fer, réparties uniformément et préférentiellement aux joints de grains

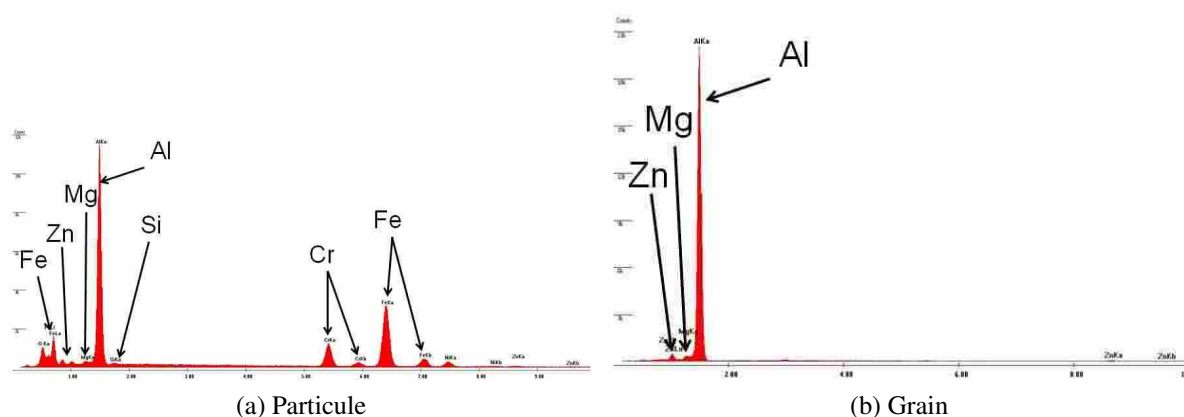


FIGURE 3.6 – Spectres EDX avec un pointé sur une particule intermétallique dans la ZF et un pointé au centre d’un grain (loin des zones de ségrégation)

base (0,6%). Nous assimilerons cette fraction surfacique à la fraction volumique ; l’ordre de grandeur de la fraction volumique mesurée ainsi est de l’ordre de grandeur de ce qu’on peut trouver dans la littérature : à titre d’exemple, (Achon, 1994), pour deux nuances d’alliages 7000 avec des proportions massiques d’impuretés (Fe, Si) différentes, trouve des fractions volumiques de particules intermétalliques grossières respectivement de 0,34% pour la nuance la moins chargée en impuretés, et 1,19% pour la nuance la plus chargée en impuretés (voir les valeurs dans le chapitre 1). La quantité d’impuretés dans notre nuance est intermédiaire entre

ces exemples (voir tableau composition dans le chapitre 2) : notre estimation de la fraction volumique de particules intermétalliques grossières semble donc raisonnable.

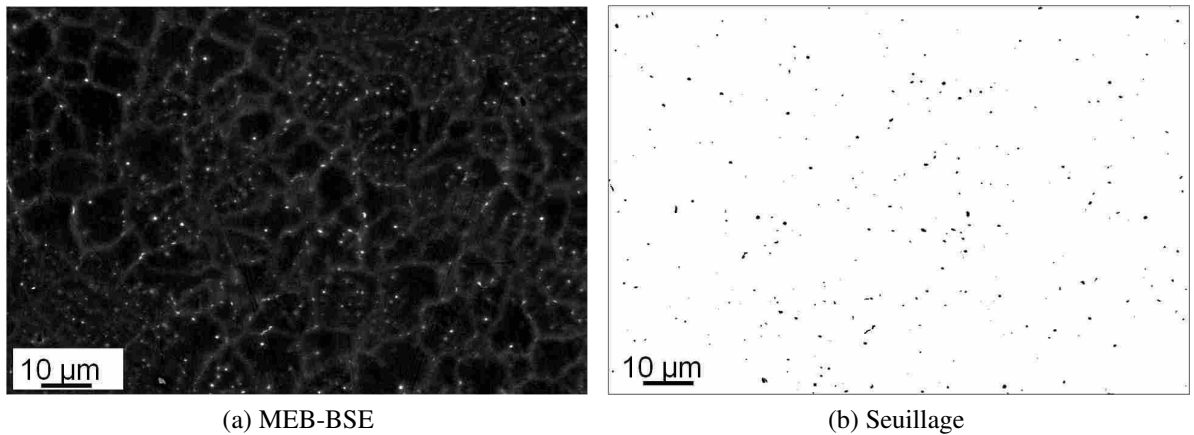


FIGURE 3.7 – Exemple de seuillage sur une image MEB-BSE de la ZF sur plaque

3.1.2 Composition chimique

Afin d'évaluer les pertes en éléments d'alliages attendues du fait de leur évaporation préférentielle lors du soudage, des mesures à la micro-sonde de Castaing sont effectuées sur une soudure de plaques. Le schéma de la figure 3.8 montre les positions des lignes de mesures (L1 : haut du cordon, L2 : milieu du cordon, L3 : bas du cordon), ainsi que le rectangle à la frontière de la ZF où des cartographies de la concentration en différents éléments ont été effectuées (voir figure 3.9).

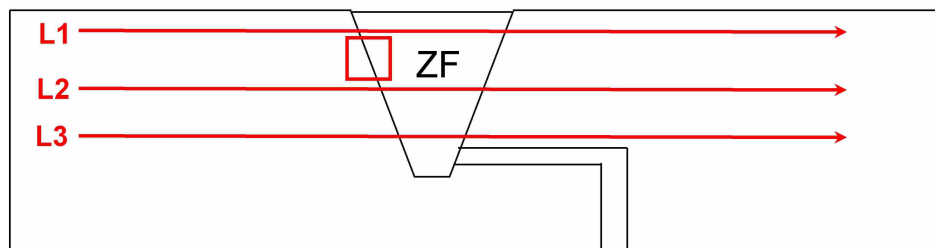


FIGURE 3.8 – Schéma des lignes de mesure EPMA

Sur les cartographies de la figure 3.9, la perte en zinc apparaît clairement, ainsi qu'une perte plus modérée en magnésium. La concentration en chrome, qui suit le fibrage du matériau hors de la ZF, est redistribuée de manière homogène en grains très fins dans la ZF, rappelant la redistribution des particules intermétalliques grossières observée dans la partie 3.1.1.2.

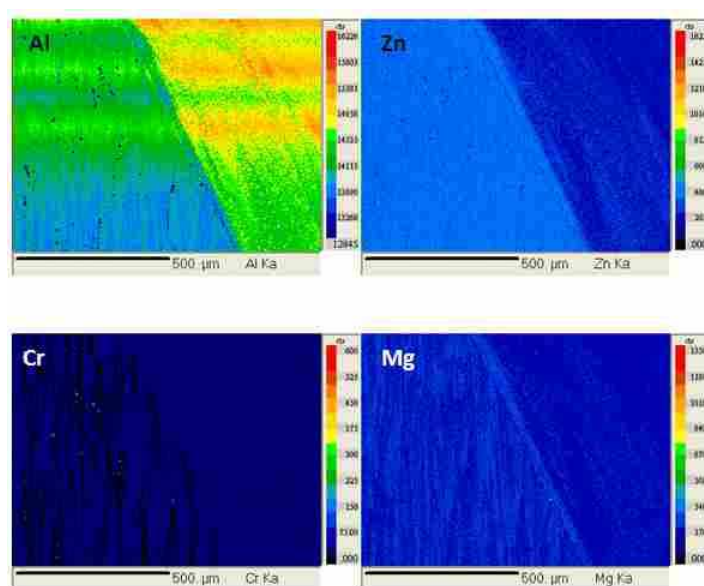


FIGURE 3.9 – Cartographies EPMA des éléments Al, Zn, Mg, Cr à la frontière de la ZF

Sur la figure 3.10 sont présentés différents profils de concentration pour les éléments zinc et magnésium. Afin d’atténuer la dispersion liée aux fortes ségrégations, les échantillons qui servent à ces mesures ont subi un traitement de mise en solution (35 minutes à 465°C).

Le tableau 3.1 récapitule les pertes moyennes mesurées pour chaque ligne et la perte moyenne totale.

Etant donnée la dispersion importante que présentent les mesures le long de ces lignes, ces valeurs doivent être considérées comme des ordres de grandeur : la perte en zinc dans la ZF est de l’ordre de 30% et celle en magnésium de 15%. La valeur de ces pertes ne semble pas diminuer, ou très peu, entre le haut du cordon (ligne 1) et le bas du cordon (ligne 3). Pour les autres éléments analysés, zirconium, chrome, fer, manganèse, aucune perte n’est détectée.

TABEAU 3.1 – Pertes moyennes en éléments d’alliages dans la ZF des plaques soudées

	Pertes en zinc (%)	Pertes en magnésium (%)
Haut	34 ± 8	17 ± 4
Milieu	32 ± 4	16 ± 2
Bas	31 ± 5	15 ± 3
Moyenne	33	18

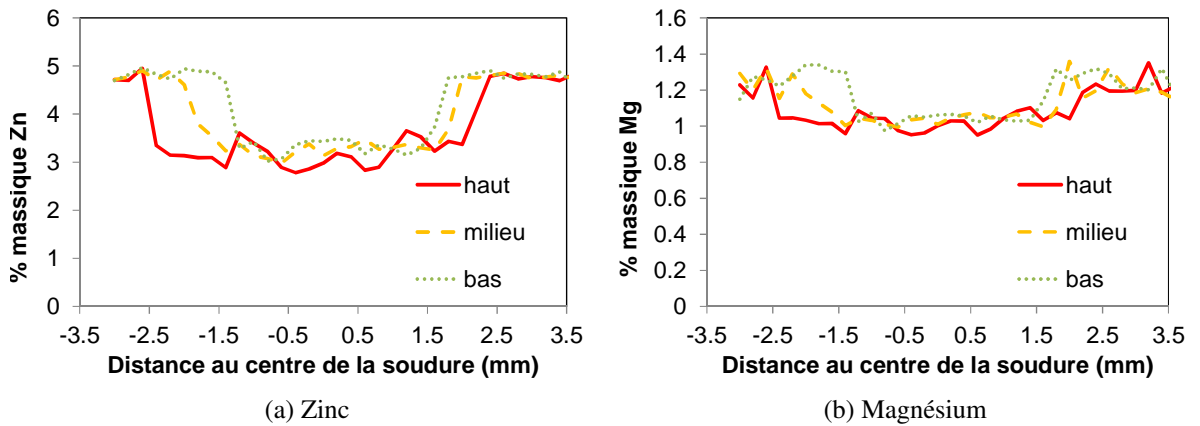


FIGURE 3.10 – Concentration massique des éléments d’alliages le long de la soudure, en haut, au milieu et en bas du cordon de soudure d’une plaque soudée (PS)

3.1.3 Etats de précipitation et micro-dureté

Nous allons maintenant nous intéresser à l’évolution de la précipitation durcissante (zone GP, précipités η' et η) dans différentes zones de la soudure sur plaque. Pour cela nous utilisons différentes techniques complémentaires : la DSC permet d’identifier le type de précipité et d’avoir une estimation des fractions volumiques relatives ; le SAXS fournit la taille moyenne des précipités dans la zone de mesure et la fraction volumique des précipités ; le MET permet de visualiser localement la distribution et les hétérogénéités de distribution caractéristiques de certaines zones.

Les états mûri et traité thermiquement sont présentés séparément. Pour chaque état, les différentes microstructures typiques qui existent dans la soudure sont présentées à l’aide des spectres SAXS $I.q^2 = f(q)$, des thermogrammes de DSC, et des clichés MET. Puis des profils de tailles et de fractions volumiques de précipités le long d’une ligne traversant la soudure, tirés des résultats SAXS, sont présentés et comparés à des profils de micro-dureté obtenus sur la même ligne.

L’interprétation des spectres $I.q^2 = f(q)$ et des thermogrammes en terme de précipitation pour les résultats SAXS et DSC est décrite dans le chapitre 2 ; nous en faisons cependant ici un bref rappel.

Dans un tracé de Kratky $I.q^2 = f(q)$, la valeur de q pour laquelle le maximum de $I.q^2$ est atteint est inversement proportionnelle au rayon moyen de la distribution de précipités, et l’aire sous la courbe est proportionnelle à la fraction volumique de précipités. Ainsi la position du pic renseigne sur la taille moyenne de la distribution de précipités, et l’ampleur du pic sur la fraction volumique de précipités ; cette représentation est très pratique pour

comparer qualitativement différentes zones. Un traitement plus poussé est utilisé pour tracer les profils (l'exploitation des données est décrite dans le chapitre 2 et l'annexe A).

Sur un thermogramme DSC, le maximum du pic de dissolution des zones GP se situe aux alentours de 150°C et le maximum du pic de dissolution des précipités η' vers 250°C. La croissance des précipités η' et leur évolution vers la phase stable η se traduit par l'apparition d'épaulements sur le pic principal à 250°C (cas d'un traitement de sur-revenu). L'aire sous une courbe de DSC est proportionnelle à la fraction volumique de précipités dissous (le coefficient de proportionnalité dépend cependant de chaque phase en présence).

3.1.3.1 Etat mûri

Cet état correspond à 15 jours de maturation à température ambiante après le soudage.

Description de microstructures caractéristiques par zones

Nous avons choisi de présenter quatre zones représentatives de l'évolution de la microstructure le long de la soudure. La transition d'une zone à l'autre n'est pas brutale et il existe toute une variété de nuances ; ces transitions seront mieux appréhendées sur les profils présentés dans la partie suivante.

On distingue tout d'abord la zone fondue (ZF), puis à proximité immédiate et sur quelques millimètres une zone affectée thermiquement proche ZAT1, un peu plus loin une ZAT2, puis assez loin de la ZF, le métal de base non affecté par le soudage, donc à l'état T652 (MdB).

Les spectres SAXS et les thermogrammes DSC correspondants à ces différentes zones sont présentés sur la figure 3.11. Le métal de base, au pic de durcissement, présente une distribution de précipités de taille moyenne typique de 20 à 30 Å, avec un pic de dissolution situé à 250°C, correspondant à une présence dominante de précipités η' .

Dans la ZF et la ZAT1, la taille moyenne de la distribution est bien inférieure (décalage du spectre SAXS vers les q plus grands), et le pic de dissolution correspondant est caractéristique de la présence de zones GP. Il est à noter qu'à la fois sur les spectres SAXS et sur les thermogrammes, l'aire de chaque pic correspondant à la ZF est plus faible que celles des pics correspondant à la ZAT1. On sait donc déjà qualitativement que la ZF et la ZAT1 contiennent exclusivement des zones GP, mais que la fraction volumique de zones GP est plus faible dans la ZF que dans la ZAT1. Dans ces zones la précipitation durcissante initialement présente a été intégralement dissoute lors du soudage, permettant la formation de zones GP pendant la maturation à température ambiante.

Le spectre SAXS de la ZAT2 est constitué de la superposition des deux types de populations que nous venons de décrire : dans cette zone une partie seulement de la précipitation initialement présente a été remise en solution lors du soudage, suffisamment pour que des zones GP apparaissent à température ambiante. Les précipités qui n'ont pas été dissous ont en moyenne grossi (décalage du spectre SAXS vers les faible q , décalage du thermogramme vers les hautes température et apparition d'un épaulement), et la fraction volumique de chaque population est plus faible que dans les zones où une seule population existe.

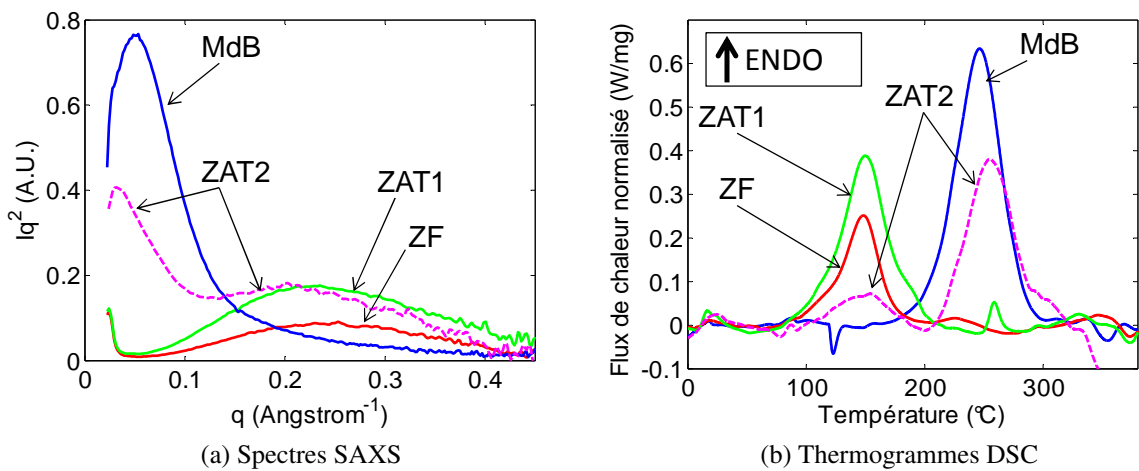


FIGURE 3.11 – Spectres SAXS $Iq^2 = f(q)$ et thermogrammes DSC (150°C/min) obtenus dans des zones caractéristiques de la soudure sur plaque à l'état mûri : ZF, ZAT1, ZAT2, MdB

Le tableau 3.2 résume les principales caractéristiques des différentes zones identifiées dans la soudure sur plaque à l'état mûri.

TABLEAU 3.2 – Caractéristiques des différentes microstructures identifiées dans la soudure sur plaque à l'état mûri : taille typique, fraction volumique typique, température de dissolution, nature des précipités

	MdB	ZAT2	ZAT1	ZF
Rayon typique (Å)	20	10 et 50	10	10
f_V typique (%)	1,2	0,3-0,6 (GP) et 0,1-0,3 (η'/η)	0,6	0,4
T dissolution DSC typique à 150°C/min (°C)	250	150 et 250	150	150
Nature	η'/η	zones GP et η'/η	zones GP	zones GP

Pour chacune des zones décrites précédemment, des observations au MET ont pu être effectuées. Dans la ZF, le cliché de la figure 3.12 (a) met en évidence l'absence de précipitation visible à cet échelle, que ce soit à l'intérieur du grain ou au joint de grains. On note la présence de nombreuses dislocations qui proviennent probablement des contraintes internes apparues lors du soudage. La microstructure de la ZAT1 présentée sur la figure 3.12 (b) est proche de celle de la ZF (absence de précipitation homogène visible, joints de grains « propres »), avec cependant quelques précipités de taille assez importante (≈ 100 nm) qui n'ont pas été dissous pendant le soudage. Il s'agit de dispersoïdes ou de précipités grossiers de trempe.

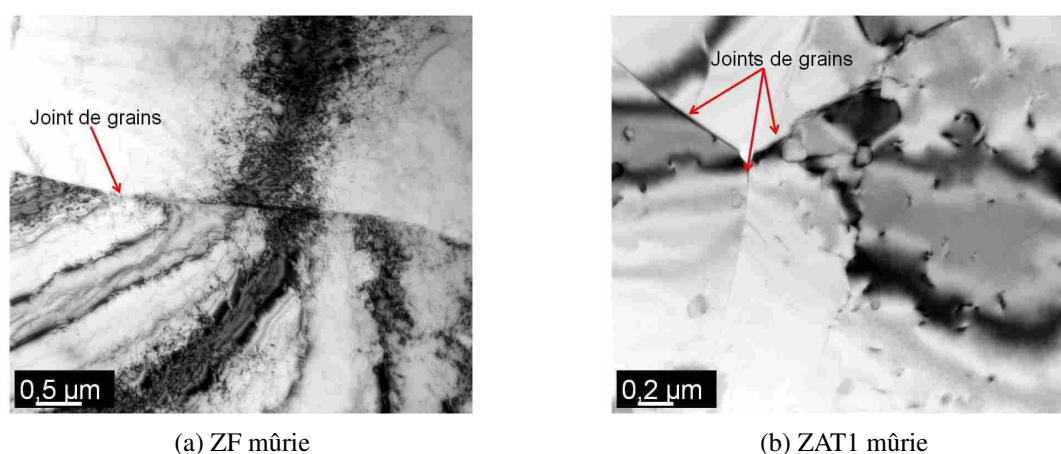


FIGURE 3.12 – Microstructure dans la ZF et la ZAT1 de la soudure sur plaque à l'état mûri

A plus fort grossissement dans la ZAT1 (figure 3.13), on parvient à distinguer une précipitation très fine répartie de manière homogène : ce sont les zones GP, dont la présence a été mise en évidence par les mesures SAXS et DSC. Cette précipitation de zones GP est également présente dans la ZF et la ZAT2, mais les conditions d'observation n'ont pas permis de les voir au MET.

Pour bien illustrer la microstructure de la ZAT2, nous avons choisi de la comparer à la microstructure du métal de base à l'état T652 sur la figure 3.14. Il apparaît clairement que la précipitation répartie de manière homogène à l'état T652 a été en très grande partie dissoute dans la ZAT2, et que certains des précipités de taille plus importante ont grossi. Ceci est en accord avec les observations SAXS et DSC, qui montrent qu'il existe une zone où deux populations de précipités distinctes coexistent (bien qu'elles ne soient pas visibles à cette échelle sur la figure 3.14 (a), la matrice autour des précipités grossiers doit contenir des zones GP).

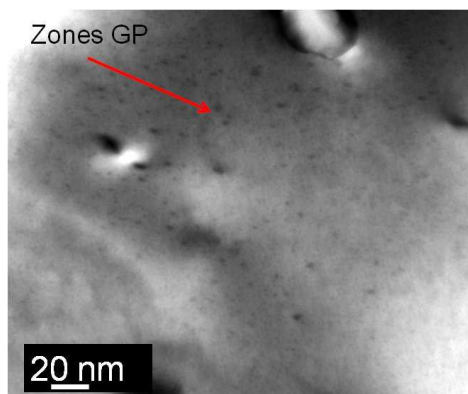


FIGURE 3.13 – Illustration de la présence de zones GP dans la ZAT1 mûrie de la soudure sur plaque

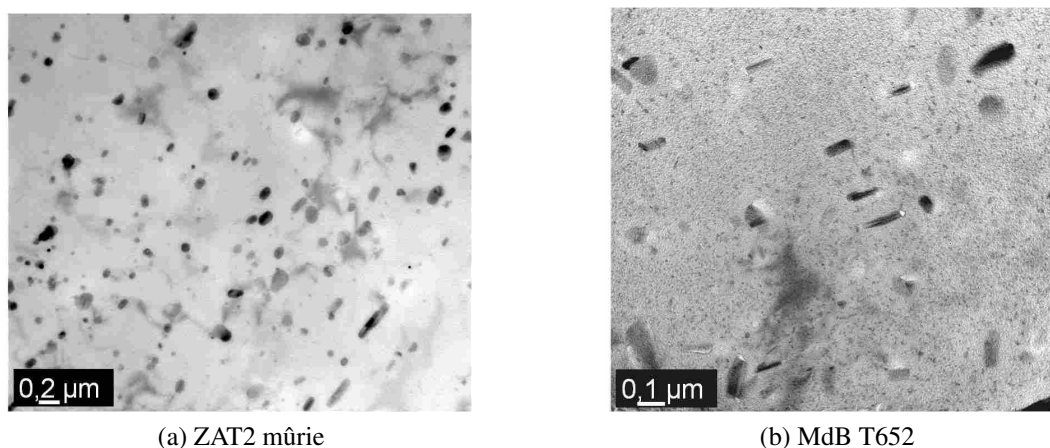


FIGURE 3.14 – Microstructures de la soudure sur plaque dans la ZAT2 mûrie et du métal de base à l'état T652

Enfin sur la figure 3.15 sont présentées une image MET de la précipitation fine dans le métal de base à l'état traité thermiquement, et une figure de diffraction montrant la présence de taches caractéristiques de la présence de précipités η'/η (la tache associée aux précipités η' est plus marquée).

Profils le long de la soudure à l'état mûri

Nous allons maintenant confronter les résultats de mesures SAXS (rayons moyens et fractions volumiques des distributions de précipités) le long de la soudure avec les résultats de microdureté. Ceci fait clairement apparaître la relation entre état de précipitation et comportement mécanique.

Sur la figure 3.16 sont présentés les rayons moyens et les fractions volumiques mesurés

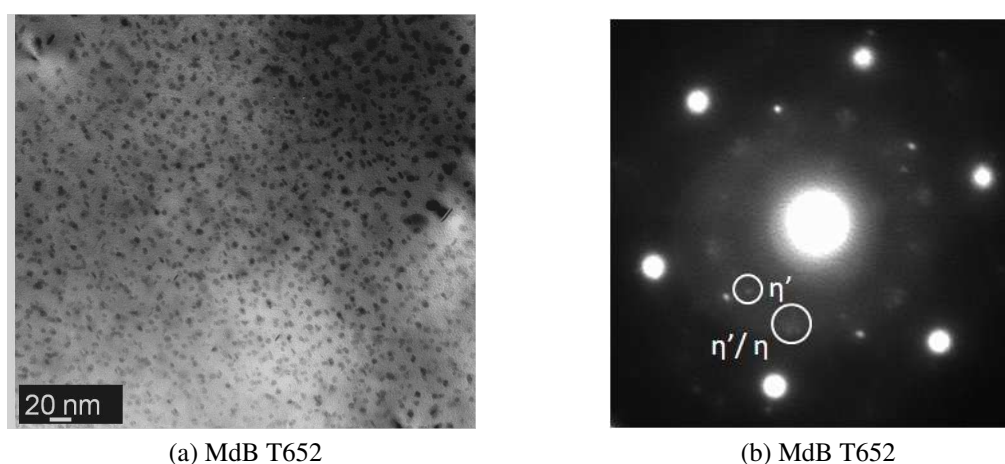


FIGURE 3.15 – Précipitation fine et cliché de diffraction $\langle 111 \rangle$ correspondant ; métal de base à l'état T652

le long d'une ligne traversant la soudure, à l'état mûri, ainsi qu'un profil de micro-dureté $HV_{0,1}$ obtenu sur la même ligne. La valeur typique de micro-dureté du métal de base à l'état T652 ($120 HV_{0,1}$) est représentée par une ligne en pointillés.

On observe qu'une certaine population présente un rayon moyen inférieur à 10 \AA , tandis qu'une autre présente un rayon moyen supérieur à 20 \AA . On identifie aisément la première population aux zones GP, présentes dans la ZF, la ZAT1 et la ZAT2, et les précipités η'/η , de taille supérieure et présents dans le MdB et les ZAT plus éloignées de la ZF.

Ces profils font apparaître une ZAT3, dans laquelle seule une population de η'/η existe, et où la fraction volumique augmente progressivement pour rejoindre celle du métal de base. Cette zone de transition à gradient de fraction volumique coïncide avec une augmentation de dureté.

Ces profils mettent en évidence la différence significative de fraction volumique de zones GP entre la ZF et la ZAT1 (presque un facteur 2). Cette diminution localisée précisément dans la ZF est à mettre en lien direct avec la perte en éléments d'alliage mesurée dans la partie 3.1.2, et également avec la diminution importante de micro-dureté.

Dans la ZAT1 et la ZAT2, la micro-dureté est abaissée par rapport à l'état T652, en moyenne à $HV_{0,1} \approx 110$.

Pour résumer, voici une brève description des observations dans chaque zone délimitée sur la figure 3.16 :

- ZF : présence de zones GP et une fraction volumique de précipités plus faible que dans la zone adjacente ; la micro-dureté vaut en moyenne $HV_{0,1} \approx 77$.
- ZAT1 : présence de zones GP et une fraction volumique de précipités plus importante que dans la ZF ; la micro-dureté est de $HV_{0,1} \approx 110$.

- ZAT2 : dans cette zone se côtoient des zones GP et des précipités η'/η . On note que les précipités η'/η présentent un fort gradient de taille et une faible fraction volumique. La température atteinte dans cette zone a dissout une partie de la précipitation, permettant la re-précipitation de zones GP, tandis qu'une autre partie a vu une croissance de sa taille. Les fractions volumiques varient de manière importante en fonction de la proximité avec la ZF ; la micro-dureté est en moyenne de $HV_{0,1} \approx 110$.
- ZAT3 : présence uniquement de précipités η'/η de rayons moyens égaux à ceux du métal de base. La fraction volumique croît jusqu'à atteindre la valeur mesurée dans le métal de base. Cette variation de fraction volumique montre qu'une partie de la précipitation initialement présente a été dissoute, mais que l'enrichissement de la matrice n'a pas été suffisant pour provoquer la précipitation de zones GP à température ambiante, ou que la quantité de zones GP est sous le seuil de détection de la technique SAXS employée ; la micro-dureté évolue entre $HV_{0,1} \approx 100$ et $HV_{0,1} \approx 120$.
- MdB : zone non affectée par le soudage, donc à l'état T652 ; la micro-dureté vaut $HV_{0,1} \approx 120$.

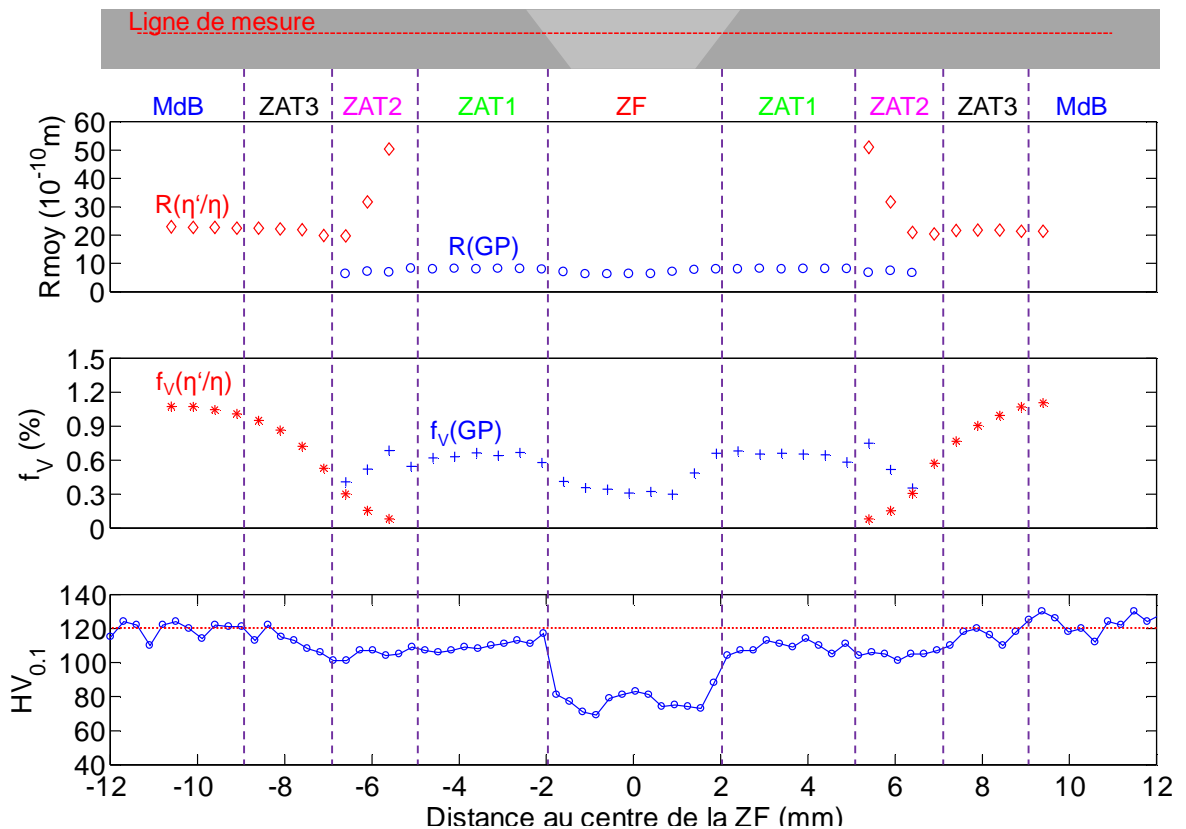


FIGURE 3.16 – Rayons moyens, fractions volumiques et micro-dureté le long de la soudure sur plaque à l'état mûri

3.1.3.2 Etat traité thermiquement

Cet état correspond à 15 jours de maturation à température ambiante suivant le soudage, puis un traitement de 48 heures à 150° C.

Description de microstructures caractéristiques par zones

Les spectres $I.q^2 = f(q)$ et les thermogrammes DSC pour les différentes zones décrites précédemment à l'état mûri sont présentés sur la figure 3.17 pour l'état traité thermiquement. Les zones GP qui étaient observées à l'état mûri ont disparu, et seuls des précipités de type η'/η sont présents, comme le montre l'évolution des thermogrammes, dont les maxima se situent vers 250°C. Le thermogramme du métal de base à l'état T652 est représenté également : il permet de mettre en évidence un décalage des pics vers les hautes températures ainsi que l'apparition d'épaulements plus ou moins importants selon la zone considérée, traduisant la croissance des précipités η' et leur évolution vers la phase η . On note que les épaulements visibles dans les différentes ZAT sont moins importants que ceux qu'on observe pour le métal de base traité thermiquement. En fait, les ZAT, et plus particulièrement la ZAT1, du fait de la redissolution des précipités lors du soudage, s'approchent de l'état au pic de durcissement, caractérisé par un pic bien marqué de précipitation η' . Le métal de base subit le traitement thermique alors qu'il est déjà dans l'état durci au pic ; il présentera donc forcément un caractère sur-revenu, qui se traduit par un épaulement très marqué vers les hautes températures ; cet effet impacte en revanche relativement peu les propriétés mécaniques, comme nous le verrons sur les mesures de micro-dureté, et également dans le chapitre consacré à la caractérisation mécanique (chapitre 4).

La ZF présente en moyenne des tailles de précipités supérieures à celles des autres zones (décalage du spectre $I.q^2 = f(q)$ vers les faibles q et décalage du thermogramme vers les hautes températures). Ceci pourrait résulter de difficultés de germination du fait de la faible concentration en soluté, ce qui favorise la croissance et le mûrissement.

Sur les tracés $I.q^2 = f(q)$, les différentes zones sont essentiellement différenciées par la hauteur maximale atteinte par les différents pics. La ZF se distingue particulièrement par la faible valeur de l'aire sous les pics (spectres SAXS et thermogrammes), traduisant une fraction volumique plus faible dans cette zone.

Le tableau 3.3 résume les principales caractéristiques des différentes zones identifiées dans la soudure sur plaque à l'état traité thermiquement.

Sur la figure 3.18 sont présentés un cliché MET dans le métal de base traité thermiquement et une figure de diffraction associée. Sur l'image MET on distingue très nettement une précipitation homogène, mais plus grossière que ce que l'on pouvait voir à l'état T652 (figure 3.15 (a)). La tache de diffraction associée à la précipitation η' est plus estompée qu'à

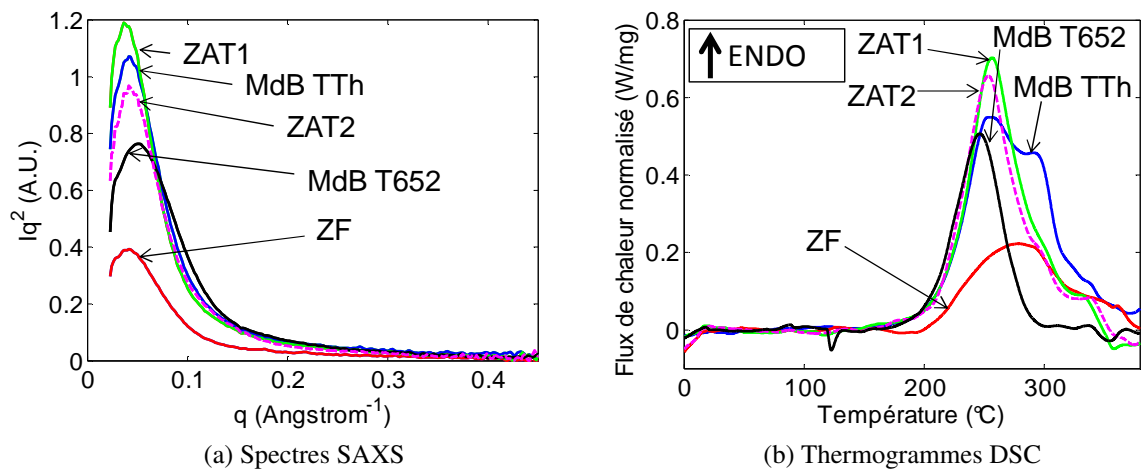


FIGURE 3.17 – Spectres SAXS $Iq^2 = f(q)$ et thermogrammes DSC (150°C/min) obtenus dans des zones caractéristiques de la soudure à l'état traité thermiquement : ZF, ZAT1, ZAT2, MdB TTh (et MdB T652 à titre comparatif)

TABLEAU 3.3 – Caractéristiques des différentes microstructures identifiées dans la soudure sur plaque à l'état traité thermiquement : taille typique, fraction volumique typique, température de dissolution, nature des précipités

	MdB	ZAT2	ZAT1	ZF
Rayon typique(Å)	30	25 à 30	25	30
f_V typique (%)	1,2	1,2	1,2	0,4
T dissolution DSC typique à 150°C/min (°C)	250 et +	250 et +	250 et +	250 et +
Nature	η'/η	η'/η	η'/η	η'/η

l'état T652. Celle associée à la fois à la précipitation η' et η apparaît plus marquée. Le traitement thermique a fait évoluer la distribution de précipitation homogène vers un état plus stable par la croissance des précipités η' et leur évolution vers la phase d'équilibre η . On note également la présence de précipités grossiers de trempe et des dispersoïdes.

La microstructure d'une ZAT sur plaque traitée thermiquement est comparée à celle du métal de base traité thermiquement sur la figure 3.19. Il est assez difficile de savoir avec précision dans quelle ZAT l'observation a été effectuée, du fait de la préparation des échantillons (voir chapitre 2). Dans les deux cas, on peut noter la présence d'une précipitation homogène dans les grains, avec l'existence d'une PFZ (Precipitate Free Zone) autour des joints de grains. Des précipités grossiers sont également visibles sur les joints de grains dans les deux cas. Cependant, la présence de précipitation grossière de trempe intra-granulaire est beaucoup plus marquée dans le cas du métal de base que dans le cas de la ZAT1. La zone observée est donc probablement la ZAT1 ou la ZAT2 proche, où la température atteinte a

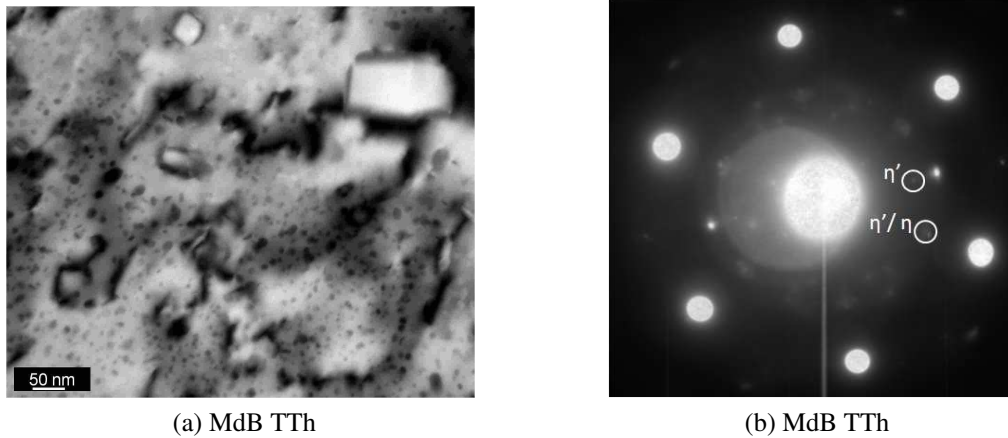


FIGURE 3.18 – Précipitation fine et cliché de diffraction $\langle 111 \rangle$ correspondant, métal de base à l'état traité thermiquement

dissous la précipitation hétérogène grossière initialement présente. Ceci laisse supposer que la vitesse de refroidissement après soudage dans la ZAT1 (ou dans la ZAT2 proche) est beaucoup plus rapide que la vitesse de trempe qu'a subi le métal de base durant son élaboration (trempe dans l'eau à 60°C). En effet, cette précipitation grossière est directement liée à la vitesse de trempe (Deschamps et Bréchet, 1998) et se produit sur des sites de nucléation hétérogènes (dispersoïdes, joints de grains).

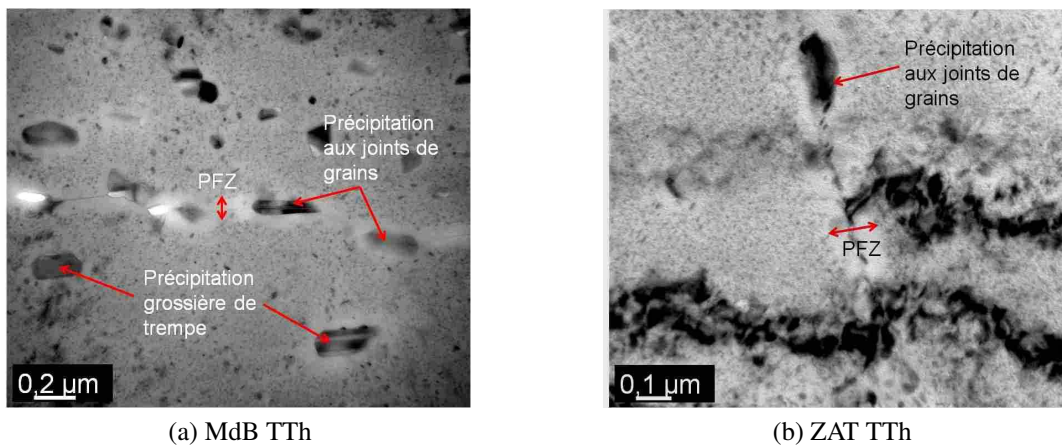


FIGURE 3.19 – Microstructure du métal de base et de la ZAT1 sur plaque après traitement thermique

Dans la ZF, la répartition de la précipitation fine est fortement hétérogène, comme l'illustre les images de la figure 3.20. Le traitement thermique a permis l'apparition de précipités η'/η seulement dans certaines zones : cette microstructure particulière résulte de la ségrégation des éléments d'alliages lors de la solidification du bain de fusion. On note d'ailleurs que la

précipitation fine est principalement localisée autour des joints de grains, ce qui est cohérent avec le phénomène de ségrégation, déjà discuté dans la partie 3.1.1.2.

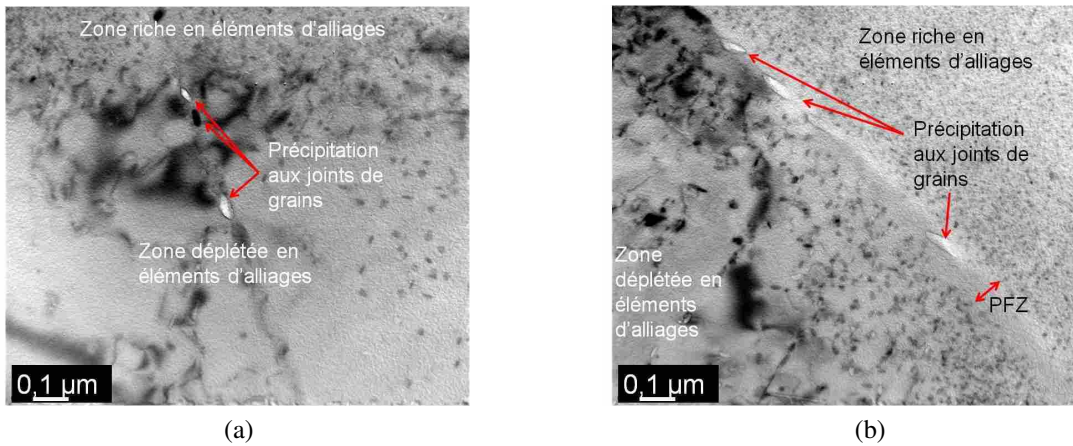


FIGURE 3.20 – Hétérogénéités de distribution des précipités durcissants dans la ZF sur plaque après traitement thermique

Cette hétérogénéité de la répartition de la précipitation fine se trouve également autour des particules intermétalliques grossières, que l'on peut voir sur la figure 3.21. Ces particules baignent dans un nuage de précipités fins, durcissants, tandis qu'aucune précipitation n'est visible. En plus des hétérogénéités de précipitation durcissante, les images de la figure 3.21 mettent en évidence que les particules intermétalliques grossières sont en fait constituées d'agrégats incohérents de nano-cristaux.

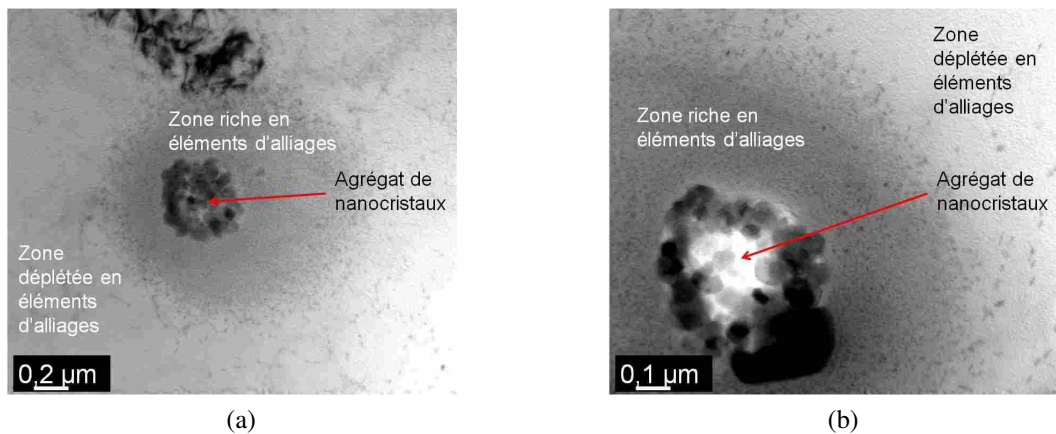


FIGURE 3.21 – Hétérogénéités de distribution des précipités durcissants autour des particules intermétalliques grossières, dans la ZF après traitement thermique

Profils le long de la soudure à l'état traité thermiquement

Après le traitement thermique, les résultats présentés sur la figure 3.22 montrent une homogénéisation des tailles de précipités le long de la ligne de mesure. Les différentes ZAT définies à l'état mûri n'apparaissent plus. La fraction volumique est homogénéisée entre les ZAT et le métal de base, ce qui explique que les mesures de micro-dureté sont très proches entre ces zones. La ZF présente toujours une faible fraction volumique en comparaison des autres zones, ce qui entraîne la faiblesse de la micro-dureté dans cette zone (74 HV_{0,1} en moyenne) ; la variation par rapport à l'état mûri est très faible (77 HV_{0,1} en moyenne dans la ZF à l'état mûri).

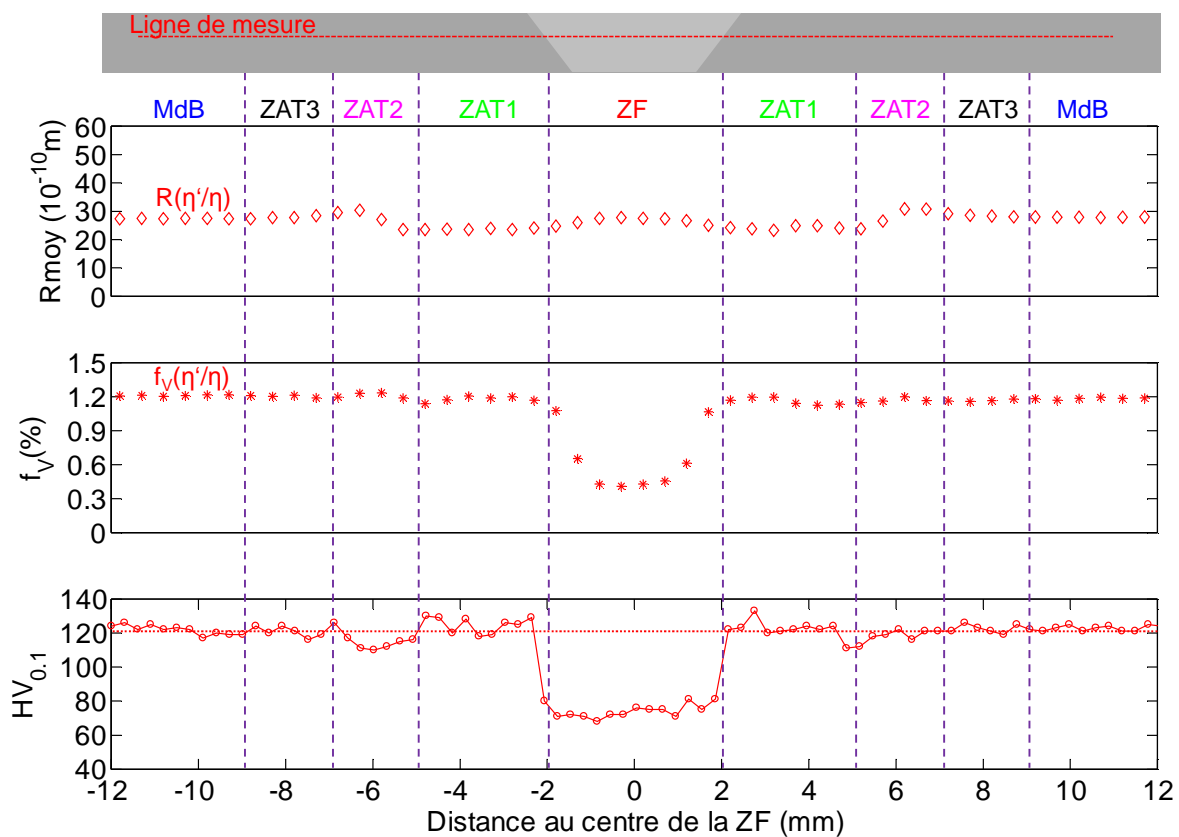


FIGURE 3.22 – Rayons moyens, fractions volumiques et micro-dureté le long de la soudure sur plaque à l'état traité thermiquement

Après le traitement thermique, l'évolution des caractéristiques de la précipitation, et par suite des caractéristiques mécaniques, est simplifiée par rapport à celle observée à l'état mûri. Seule la ZF présente des propriétés très différentes du reste de la structure ; ceci simplifiera significativement la mise en place de la modélisation élasto-plastique par zone, qui sera présentée dans le chapitre 5.

Cartographies sur la ligne ESRF

Des mesures SAXS ont pu être effectuées sur la plaque soudée traitée thermiquement à l'ESRF, permettant une résolution spatiale plus importante, du fait de la taille de faisceau plus petite. Pour les cartographies, un pas de 0,25 mm a été adopté dans les deux directions. La largeur scannée est de 12 mm, avec la soudure approximativement au centre ; la cartographie n'englobe donc que la ZF et une partie de la ZAT. Le fait que l'intégralité de la soudure n'ait pas été scannée est simplement dû à la disponibilité de la ligne ESRF. La hauteur des cartographies est de 6 mm, ce qui permet de voir la ZF sur toute sa hauteur.

La cartographie des rayons moyens des précipités est présentée sur la figure 3.23. Les rayons varient globalement de 20 à 30 Å, ce qui est relativement faible. La ZF présente en moyenne des rayons plus grands que la ZAT proche, en accord avec les résultats de DSC. En bas à gauche de la cartographie, une partie de la zone correspondant à la ZAT2 est visible, où une croissance est également intervenue.

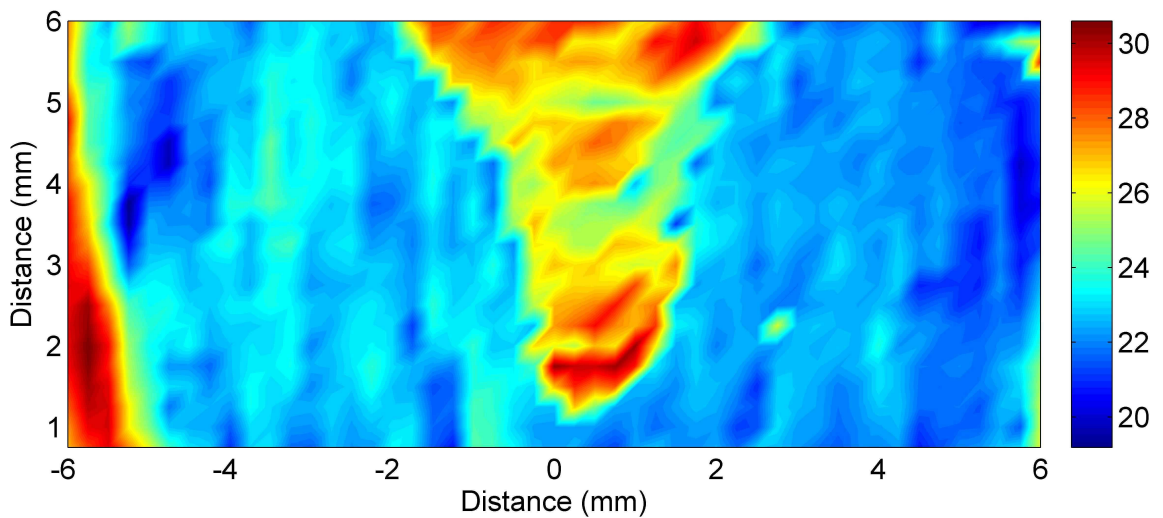


FIGURE 3.23 – Cartographie des rayons moyens des distributions de précipités sur la soudure sur plaque après traitement thermique (échelle en Angströms)

La cartographie des fractions volumiques de précipités, présentée sur la figure 3.24, correspond aux observations que nous avons faites le long de la ligne de mesure sur la ligne SAXS du laboratoire : la fraction volumique est globalement homogène hors de la ZF, et cette dernière présente un déficit marqué. Une autre observation importante est que ce déficit en fraction volumique est constant sur toute la profondeur de la ZF. Cette observation est cohérente avec la perte en éléments d'alliages mesurée par EPMA, et qui s'avère constante

sur la profondeur de la ZF (voir partie 3.1.2). Cette homogénéité sur la profondeur est également utile pour la caractérisation mécanique : nous pouvons considérer que la ZF constitue un matériau homogène en composition.

La moyenne faite sur les dix premières lignes de mesure, dans la ZF, donne une valeur de 0,38% en fraction volumique de précipités.

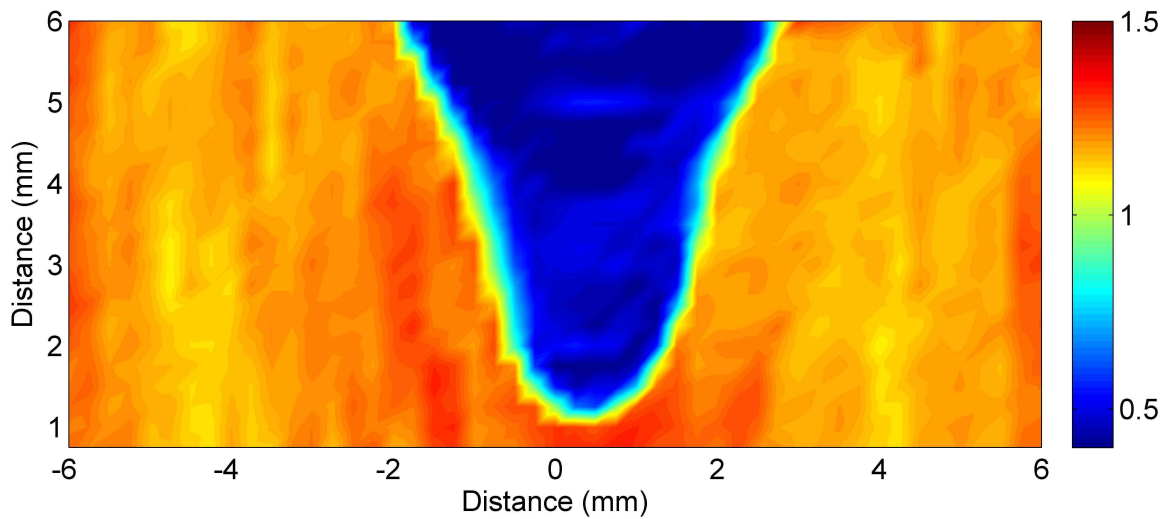


FIGURE 3.24 – Cartographie des fractions volumiques de précipités sur la soudure sur plaque après traitement thermique (échelle en %)

3.2 Caractérisation de la soudure témoin

Dans cette partie une caractérisation similaire à celle réalisée sur plaque soudée est effectuée sur un témoin de soudage. La comparaison entre les résultats sur chaque soudure permet de valider ou non la représentativité de notre soudure sur plaque par rapport à la soudure témoin.

3.2.1 Microstructure à l'échelle de la soudure

3.2.1.1 Microscopie optique

La forme de la soudure témoin, que l'on peut voir sur la figure 3.25, diffère de la forme de la soudure sur plaque. Cette dernière était plus large et plus arrondie ; tandis que la soudure témoin est plus fine, et présente une forme de clou. La hauteur de liaison est la même, de 5 mm. Cette différence de géométrie n'est pas étonnante, la focalisation et la distance de tir n'étant pas les mêmes sur les deux machines de soudage utilisées. En bas du cordon de soudure, la cavité que l'on voit est une « gorge de dégazage » : son rôle est de recevoir les scories lors du soudage et de limiter la présence de défauts dans le cordon.

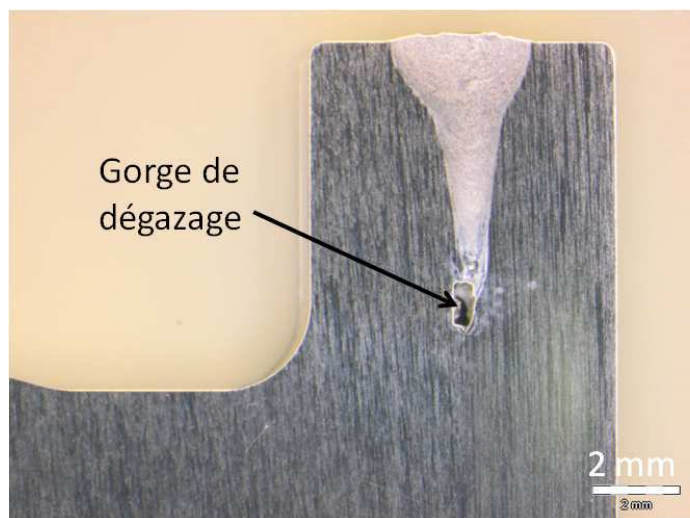


FIGURE 3.25 – Micrographie optique de la soudure témoin (loupe binoculaire)

3.2.1.2 MEB

La microstructure que présente un échantillon pris dans la ZF et observé en électron retrodiffusés (figure 3.26) est très similaire à celle de la ZF de la soudure sur plaque (figure 3.5) : même taille de grains, ségrégation des éléments d'alliages autour des joints de grains, et distribution homogène de particules intermétalliques.

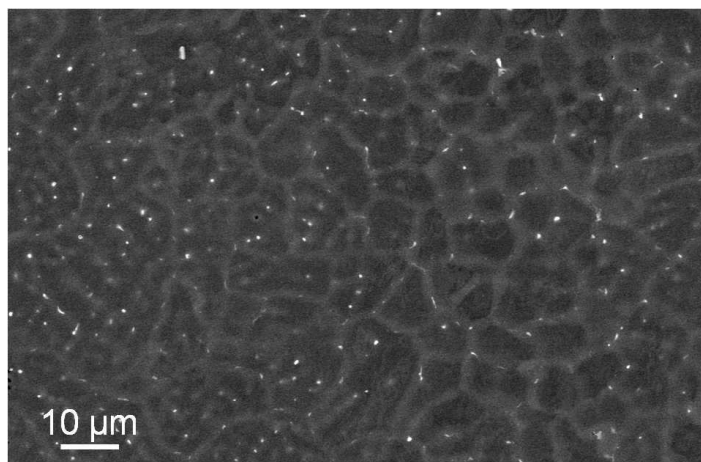


FIGURE 3.26 – MEB retrodiffusé dans la ZF, soudure témoin

Le seuillage sur une dizaine d'images en suivant la même procédure que pour la soudure sur plaque donne une valeur de fraction surfacique de particules intermétalliques grossières égale à 0,7% ; la même valeur que la ZF sur plaque.

3.2.2 Composition chimique

Les profils de concentrations massiques des éléments zinc et magnésium le long de la soudure témoin dans la zone « 1 passe » sont présentés sur la figure 3.27. La concentration en zinc est plus faible dans la ZF, mais cette perte est moins marquée que celle que nous avons observée sur plaques soudées. En revanche, le magnésium présente une concentration constante le long de cette soudure. On remarque qu'entre le haut, le milieu et le bas de la soudure, la perte en zinc est de plus en plus faible, contrairement à la perte constante sur la hauteur de la soudure sur plaque que nous avons constaté.

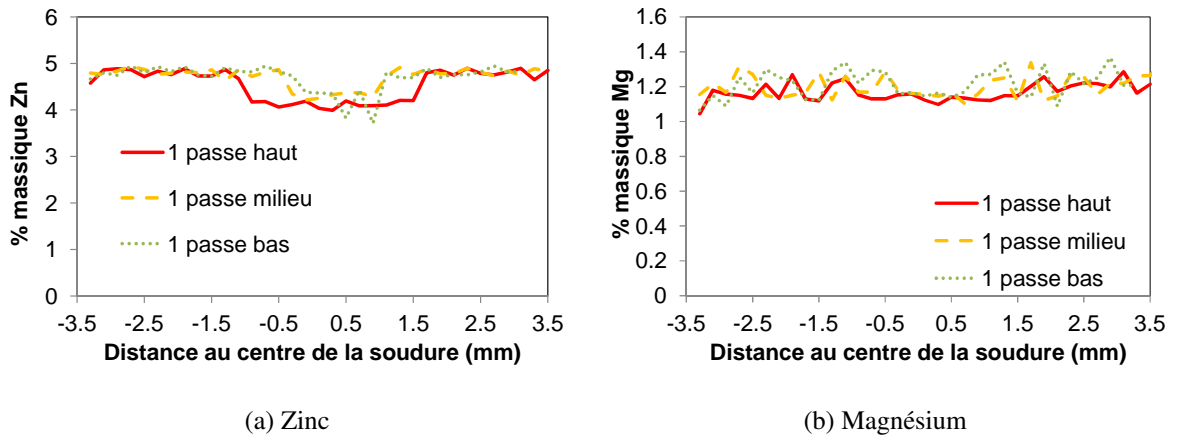


FIGURE 3.27 – Profils de concentration massique des éléments zinc et magnésium le long de la soudure témoin, en haut, au milieu et en bas du cordon de soudure, zone « 1 passe »

Les mêmes profils pour la zone « 2 passes » sont tracés sur la figure 3.28. Cette fois la ZF présente également une perte en magnésium, et la perte en zinc est plus importante que dans la zone « 1 passe ». Le tableau 3.4 résume les pertes moyennes en zinc constatées sur ces deux soudures.

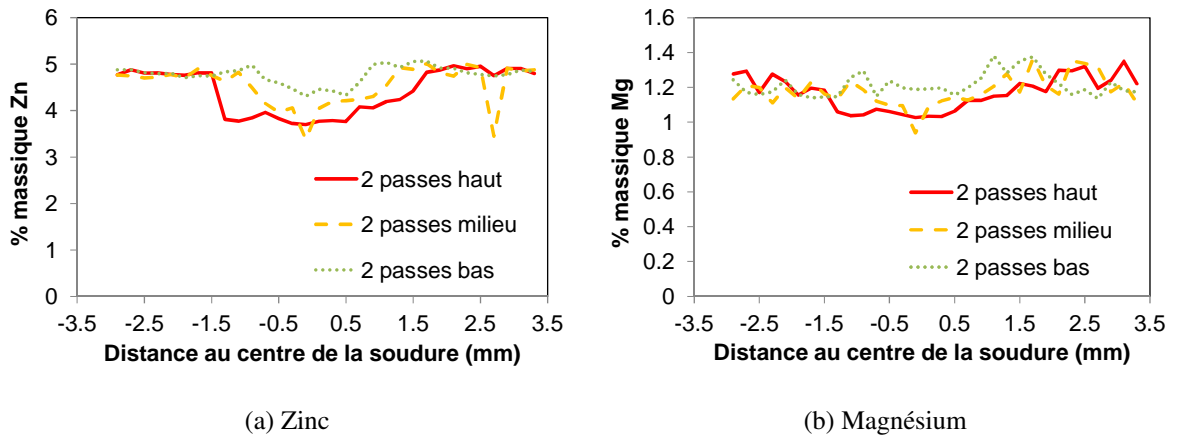


FIGURE 3.28 – Profils de concentration massique des éléments zinc et magnésium le long de la soudure témoin, en haut, au milieu et en bas du cordon de soudure, zone « 2 passes »

Ces mesures montrent que la perte est plus importante dans la zone « 2 passes » que dans la zone « 1 passe », surtout sur le haut de la ZF. Nous allons voir que cette perte plus importante se répercute sur les fractions volumiques de précipités durcissants et sur la microdureté.

TABLEAU 3.4 – Pertes moyennes d'élément zinc en % dans la ZF d'une soudure témoin

	zone « 1 passe »	zone « 2 passes »
Haut	14 ± 2 %	21 ± 2 %
Milieu	11 ± 1 %	13 ± 4 %
Bas	11 ± 6 %	8 ± 6 %

3.2.3 Etats de précipitation et micro-dureté

Cette partie est consacrée à la caractérisation microstructurale de la soudure témoin, en suivant la même démarche que celle appliquée pour la soudure sur plaque. Tout d'abord nous allons montrer que les mêmes microstructures typiques décrites dans la soudure sur plaque existent aussi dans la soudure témoin. Nous nous attarderons donc moins sur leur description et l'interprétation en terme d'histoire thermique, cela ayant déjà été fait pour la soudure sur plaque.

La géométrie particulière des témoins de soudage ne nous permet pas de tracer des profils de tailles et de fraction volumique représentatifs : nous préférons présenter les résultats sous forme de cartographies. Les deux états thermiques ont pu être cartographiés sur la ligne SAXS du laboratoire, et ce à la fois pour la zone « 1 passe » et pour la zone « 2 passes ». Ces cartographies sont la représentation en échelle de couleurs des rayons moyens ou des fractions volumiques mesurés sur toute une tranche. Chaque point de mesure représente une surface mesurée d'environ 1mm² (taille du faisceau).

Nous disposons également de cartographies effectuées sur la ligne ESRF, donc avec une meilleure résolution spatiale, mais cela ne concerne que la zone « 2 passes » à l'état traité thermiquement. La faible disponibilité de la ligne ESRF nous a poussé à faire un choix sur l'échantillon à passer : l'état traité thermiquement est l'état de livraison de la structure soudée, c'est donc l'état qu'il est le plus important de caractériser. De plus cette caractérisation plus fine se fait dans la zone « 2 passes » car c'est cette zone qui représente à priori le maillon faible de la structure.

3.2.3.1 Etat mûri

Microstructures typiques par zone

Les spectres $I.q^2 = f(q)$ et les thermogrammes correspondants sont représentés sur la figure 3.29. Ces zones, ZF, ZAT1, ZAT2 et MdB, correspondent exactement à celles décrites sur la soudure sur plaque. La localisation de ces zones sera également présentée sur les cartographies ; on verra notamment qu'entre la zone « 1 passe » et « 2 passes », l'étendue des différentes zones change.

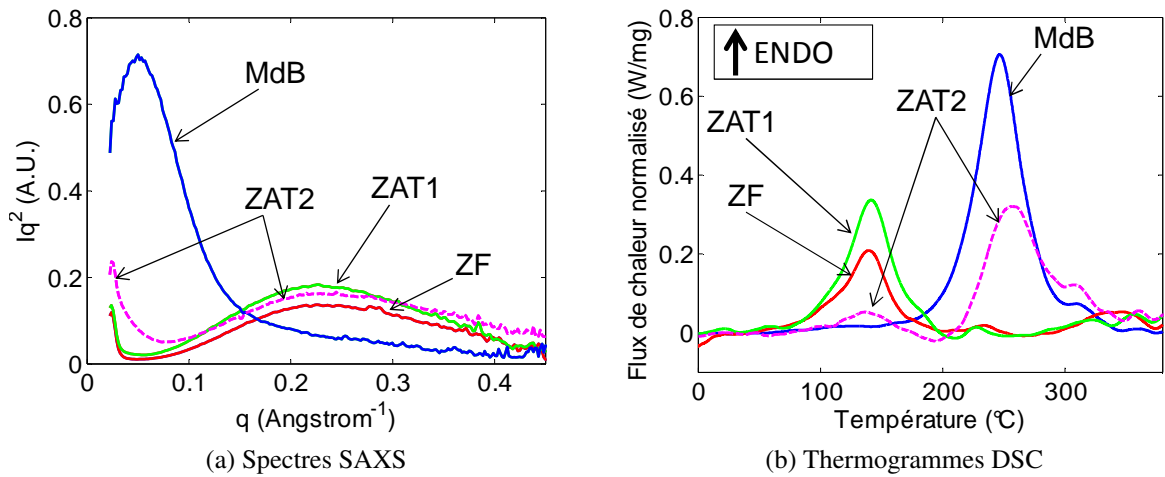


FIGURE 3.29 – Spectres SAXS $Iq^2 = f(q)$ et thermogrammes DSC (150°C/min) obtenus dans des zones caractéristiques de la zone « 1 passe » de la soudure témoin à l'état mûri : ZF, ZAT1, ZAT2, MdB

Le tableau 3.5 résume les principales caractéristiques des différentes zones identifiées dans la soudure témoin à l'état mûri. Bien que les descriptions des zones caractéristiques présentées aient été faites sur une zone « 1 passe », certaines différences sont observées avec la zone « 2 passes » en terme de fractions volumiques ; ce tableau les fait apparaître.

TABLEAU 3.5 – Caractéristiques des différentes microstructures identifiées dans la soudure témoin à l'état mûri : taille typique, fraction volumique typique, température de dissolution, nature des précipités

	MdB	ZAT2	ZAT1	ZF
Rayon typique (Å)	20	10 et 50	10	10
f_V typique (%)	1,2	0,3-0,6 (GP) et 0,1-0,3 (η'/η)	0,8 (1p) ; 0,9 (2p)	0,7 (1p) ; 0,5 (2p)
T dissolution DSC typique à 150°C/min (°C)	250	150 et 250	150	150
Nature	η'/η	zones GP et η'/η	zones GP	zones GP

Des images MET prises dans la ZF de la soudure témoin à l'état mûri sont montrées sur la figure 3.30. La figure 3.30 (a) illustre l'absence de précipitation, que ce soit de la précipitation homogène ou des précipités grossiers aux joints de grains, et montre la présence de dislocations. La figure 3.30 (b) montre une particule intermétallique grossière, constituée en fait d'un agrégat de nano-cristaux incohérents, comme observé dans la soudure sur plaque (figure 3.20).

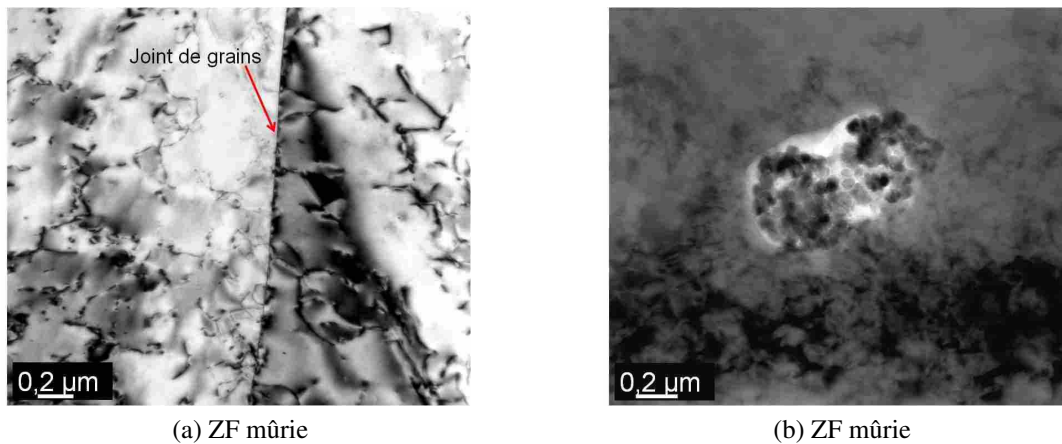


FIGURE 3.30 – Microstructure dans la ZF de la soudure témoin à l'état mûri : (a) dislocations, absence de précipitation et (b) particule intermétallique grossière

Aucun cliché de la ZAT à l'état mûri n'a été réalisé, mais nous pouvons légitimement supposer que la microstructure est la même que celle que nous avons pu observer dans la soudure sur plaque.

Cartographies du témoin dans la zone « 1 passe », état mûri

A l'état mûri, les zones GP et les précipités η'/η sont présentés sur des cartographies séparées. Afin de faciliter la lecture de ces cartographies, la position de la zone fondue est montrée en traits pointillés, et la forme du témoin est schématiquement représentée en gris.

Les cartographies des rayons moyens après soudage et maturation dans la zone « 1 passe » sont présentées sur la figure 3.31. Des zones GP ont précipité dans la ZF et sur le bord de la ZF. Sur un espace d'environ 1 mm sous la ZF, des zones GP coexistent avec des précipités η'/η ; ces derniers ont une taille plus importante que dans le métal non affecté par le soudage. Ces observations sont en accord avec celles qui ont été faites sur la soudure de plaque : dans la ZF et la ZAT proche, la dissolution des précipités initialement présents est totale. Dans une ZAT intermédiaire, une dissolution partielle a eu lieu, et certains précipités initialement présents ont grossi.

On retrouve également le même type d'évolution de la fraction volumique pour les différentes zones (figure 3.32) : une fraction volumique de zones GP plus faible dans la ZF que dans la ZAT proche (ZAT1), une diminution progressive de cette fraction volumique dans la zone de coexistence avec les précipités η'/η (ZAT2), et une augmentation progressive de la fraction volumique des η'/η jusqu'à rejoindre la valeur du métal de base (ZAT3).

En accord avec les différentes zones décrites pour la soudure des plaques, un schéma des zones affectées est proposé sur la figure 3.33.

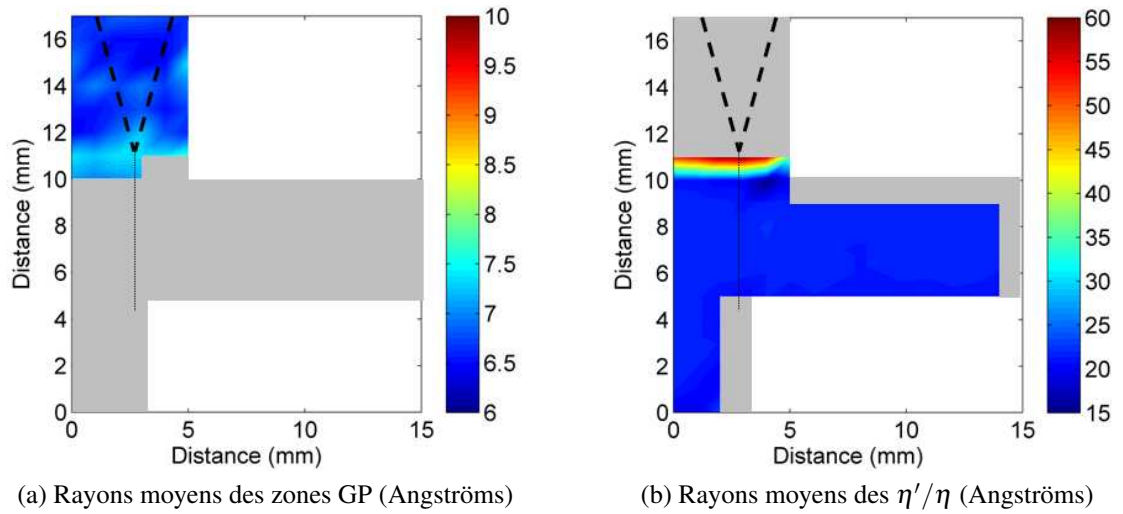


FIGURE 3.31 – Cartographies des rayons moyens sur un témoin mûri, zone « 1 passe »

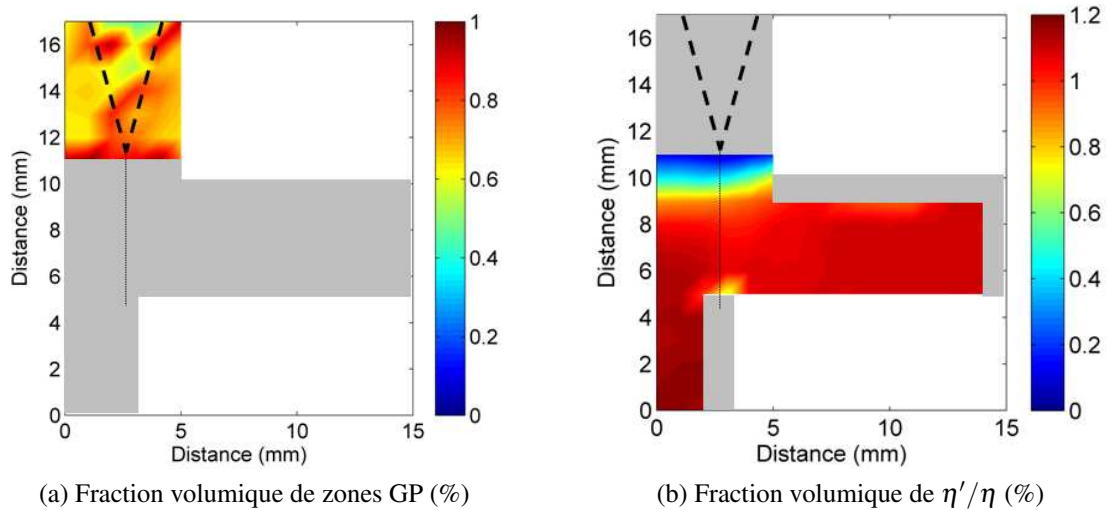


FIGURE 3.32 – Cartographies des fractions volumiques sur un témoin mûri, zone « 1 passe »

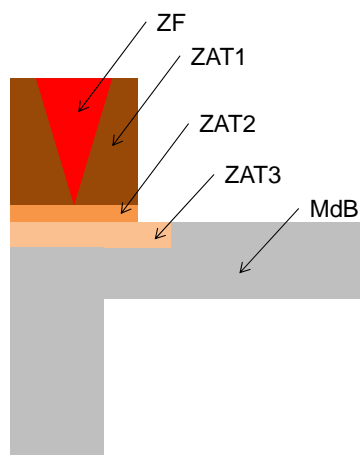


FIGURE 3.33 – Représentation schématique des positions des différentes zones de la soudure « 1 passe »

Cartographies des rayons moyens et des fractions volumiques de précipités du témoin dans la zone « 2 passes », état mûri ; micro-dureté

La cartographie des rayons moyens (resp. des fractions volumiques) obtenues dans la zone « 2 passes » est présentée sur la figure 3.34 (resp. 3.35). Par rapport à la zone « 1 passe », les ZAT2 et ZAT3 ont une extension spatiale plus importante.

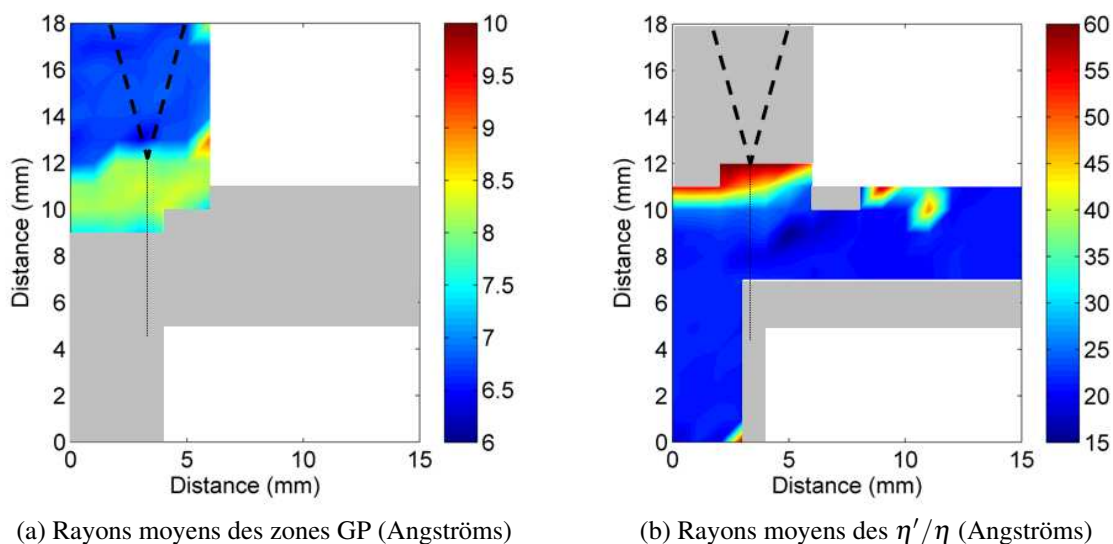


FIGURE 3.34 – Cartographies des rayons moyens sur un témoin mûri, zone « 2 passes »

Un schéma des différentes zones affectées par le soudage du témoin en zone « 2 passes » est proposé sur la figure 3.36.

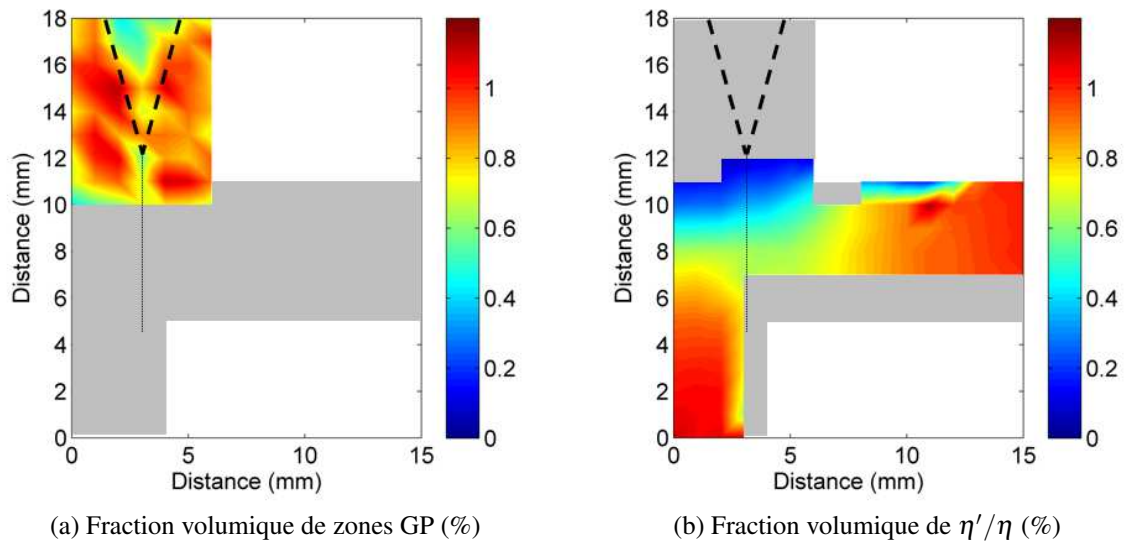


FIGURE 3.35 – Cartographies des fractions volumiques sur un témoin mûri, zone « 2 passes »

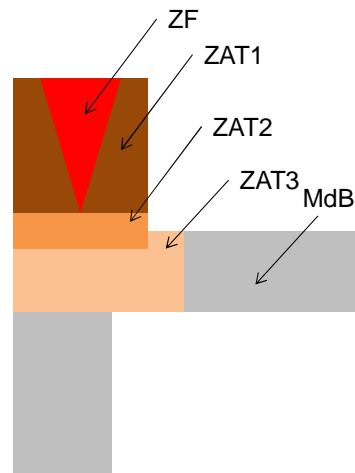


FIGURE 3.36 – Représentation schématique des positions des différentes zones de la soudure « 2 passes »

Sur la figure 3.37 sont tracées d'une part les mesures des fractions volumiques sur une ligne traversant la ZF dans sa partie haute pour les cas « 1 passe » et « 2 passes » (3.37 (a)), et d'autre part, les mesures de micro-dureté correspondantes (3.37 (b)). Du fait de la largeur du faisceau, de l'ordre de 1mm^2 , les mesures de fractions volumiques sont assez imprécises. Cependant on note que les mesures de fractions volumiques dans la zone « 2 passes » sont plus faibles que dans la zone « 1 passe », et que cette différence se voit nettement en terme de micro-dureté : la zone « 2 passes » présente une micro-dureté plus faible d'environ $10\text{HV}_{0,1}$

par rapport à la zone « 1 passe ». Ceci est en accord avec les résultats obtenus en EPMA : la perte en éléments d'alliage est plus importante dans la zone « 2 passes » que dans la zone « 1 passe ».

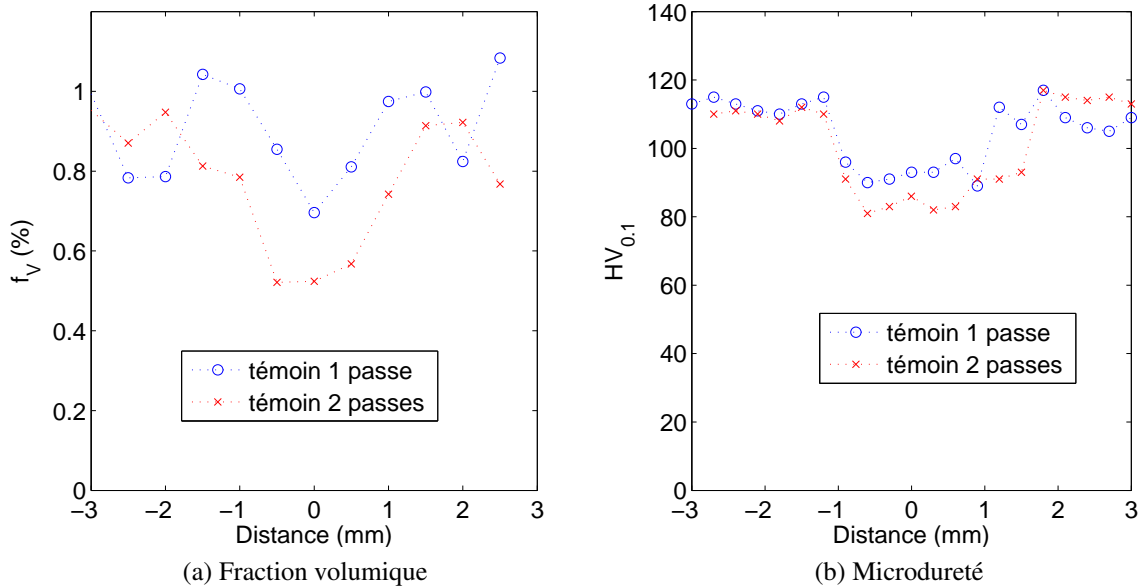


FIGURE 3.37 – Comparaison des fractions volumiques et des microduretés entre la zone « 1 passe » et la zone « 2 passes » d'un témoin mûri

3.2.3.2 Etat traité thermiquement

Microstructures typiques par zone

Les thermogrammes des différentes zones de la soudure témoin « 1 passe » définies initialement à l'état mûri (ZF, ZAT1, ZAT2, MdB) sont présentés sur la figure 3.38, en présence du thermogramme du métal de base à l'état T652 en tant que référence. La similitude de la forme générale des thermogrammes présentés ici avec les thermogrammes obtenus sur plaque soudeée traitée thermiquement apparaît clairement ; cependant des différences notables sont visibles.

Tout d'abord le pic de dissolution des précipités η'/η dans la ZF de la soudure témoin présente une aire supérieure à celle de la ZF de la soudure sur plaque, toujours en accord avec une diminution en fraction volumique moins importante dans la ZF sur témoin que dans la ZF sur plaque. De plus ce pic est moins décalé vers les hautes températures : la sursaturation plus importante que dans la ZF de la soudure sur plaque permet une germination plus facile des précipités. Pour les ZAT en revanche, le sur-vieillessement est plus important : les épaulements vers les hautes températures sont très prononcés au détriment de la hauteur du

pic principal. L'absence de pic à 250° C à l'état mûri indique que la précipitation n'a pas commencée pendant la trempe. On peut envisager que les contraintes résiduelles induites par le soudage sur la géométrie du témoin sont plus importantes que celles engendrées dans les plaques soudées, facilitant la précipitation hétérogène sur les dislocations ; nous n'avons cependant pas d'observations pour étayer cette hypothèse.

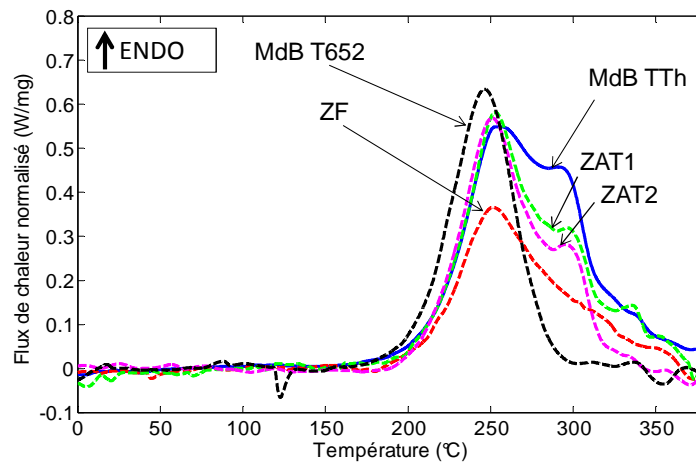


FIGURE 3.38 – Thermogrammes des différentes zones de la soudure témoin, zone « 1 passe », après traitement thermique

Le tableau 3.6 résume les principales caractéristiques des différentes zones identifiées dans la soudure témoin à l'état traité thermiquement.

TABLEAU 3.6 – Caractéristiques des différentes microstructures identifiées dans la soudure témoin à l'état traité thermiquement : taille typique, fraction volumique typique, température de dissolution, nature des précipités

	MdB	ZAT2	ZAT1	ZF
Rayon typique (Å)	30	25 à 30+	30	30
f_V typique (%)	1,2	1,2	1,2	0,8 (1p) ; 0,6 (2p)
T dissolution DSC typique à 150°C/min (°C)	250 et +	250 et +	250 et +	250 et +
Nature	η'/η	η'/η	η'/η	η'/η

Sur la figure 3.39 sont présentées des images MET de la microstructure typique de la ZAT de la soudure témoin après traitement thermique.

On reconnaît les caractéristiques déjà observées dans la ZAT sur plaque soudée (figure 3.19 (b)) : distribution homogène de précipités fins durcissants dans les grains, exis-

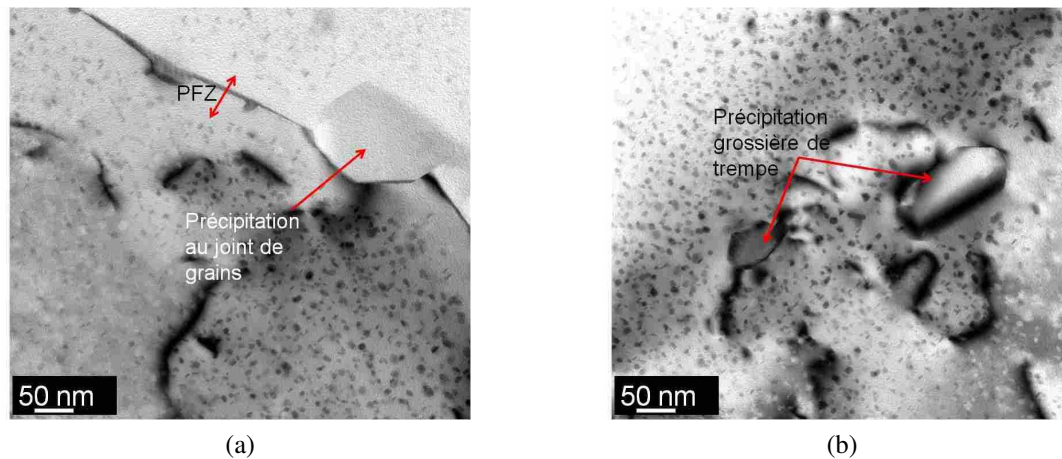


FIGURE 3.39 – Microstructure dans la ZAT de la soudure témoin à l'état traité thermiquement, zone « 1 passe »

tence d'une PFZ, présence de précipitation grossière de trempe.

La microstructure observée au MET de la ZF du témoin traité thermiquement est également très proche de celle de la soudure sur plaque, comme l'illustre la figure 3.40.

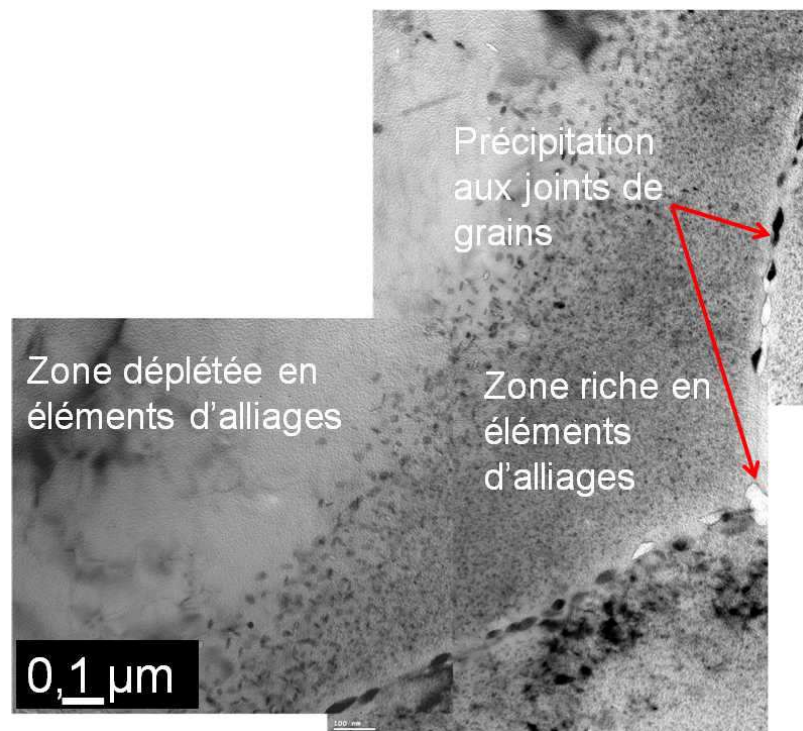


FIGURE 3.40 – Montage de plusieurs images montrant la distribution de précipités durcissants autour d'un joint de grains, soudure témoin traitée thermiquement, zone « 1 passe »

On observe notamment une forte ségrégation de la précipitation durcissante autour des joints de grains et la présence d'une précipitation grossière aux joints de grains. La ségrégation se produit également autour des particules intermétalliques grossières (voir figure 3.41), comme dans le cas de la soudure sur plaque.

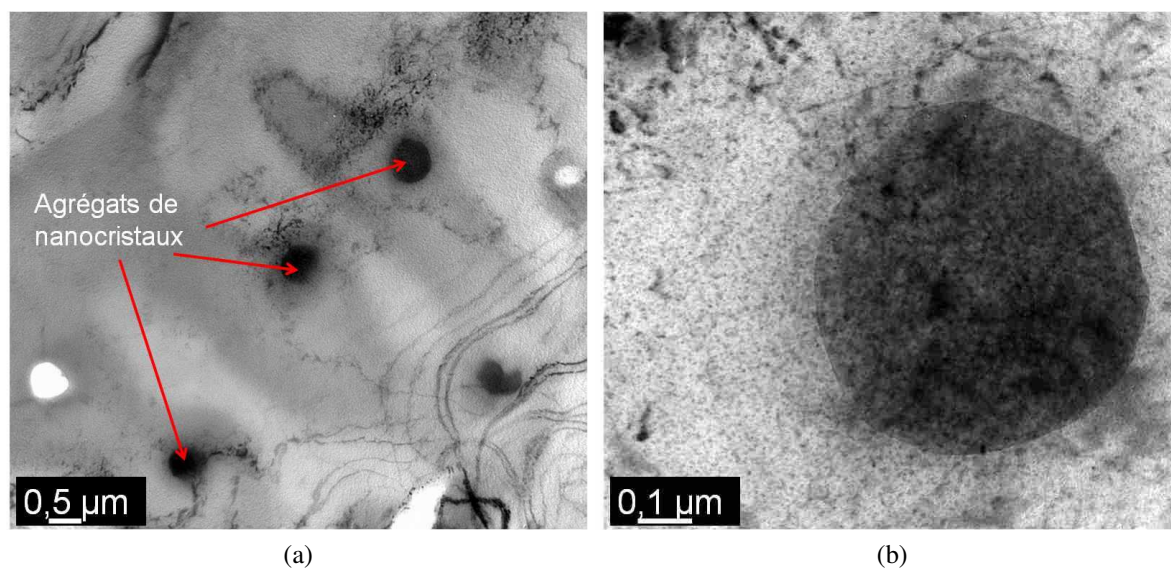


FIGURE 3.41 – Hétérogénéités de distribution des précipités durcissants autour des particules intermétalliques grossières dans la soudure témoin traitée thermiquement, zone « 1 passe »

Cartographies des rayons moyens et des fractions volumiques de précipités du témoin dans la zone « 1 passe » et « 2 passes », état traité thermiquement ; micro-durété

A l'état traité thermiquement, les zones GP ont disparu ; l'ensemble des résultats sur une tranche, rayons moyens et fractions volumiques, est présenté sur la figure 3.42. Les rayons moyens sont relativement homogènes (l'échelle de couleur est comprise entre 28 et 35 Å), et la fraction volumique apparaît un peu plus faible dans la ZF.

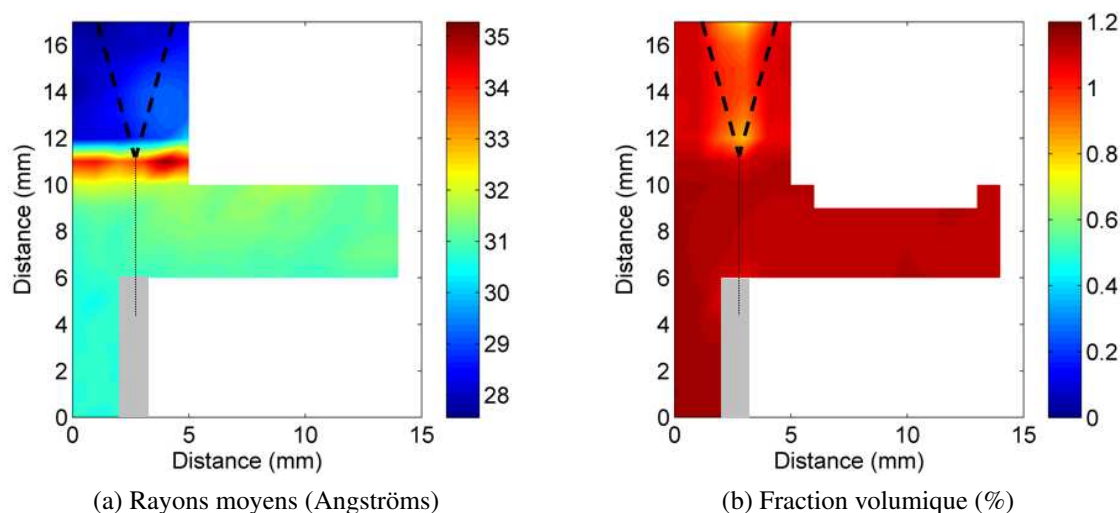


FIGURE 3.42 – Cartographies des rayons moyens et des fractions volumiques de précipités fins sur un témoin traité thermiquement, zone « 1 passe »

La résolution spatiale est cependant assez limitée, et les valeurs obtenues dans la ZF sont souvent convoluées avec une partie de la ZAT adjacente. Afin d'obtenir des valeurs plus précises, des mesures à l'ESRF ont pu être effectuées pour une soudure témoin traitée thermiquement, dans la zone « 2 passes ». Ces résultats sont présentés sous forme de cartographies sur la figure 3.43. Il apparaît que les rayons moyens sont légèrement plus grands dans la ZF que dans la ZAT, ce qui correspond à la même observation que dans la soudure sur plaque. La différence de fraction volumique apparaît également clairement, reproduisant parfaitement la forme de clou de la ZF.

On a vu que sur la plaque soudée, la perte en éléments d'alliage, et donc la fraction volumique de précipités est la même en haut et en bas du cordon. Pour la soudure témoin, la cartographie de la figure 3.43 (b) montre que la fraction volumique est légèrement plus faible en haut du cordon qu'en bas.

Afin de mettre en évidence les différences entre fractions volumiques mesurées entre le témoin zone « 1 passe », zone « 2 passes » et la soudure sur plaques, des profils de fraction volumique traversants la ZF dans sa partie haute sont tracés sur la figure 3.44. Les mesures pour la soudure sur plaque et celles sur la soudure témoin zone « 2 passes » proviennent de

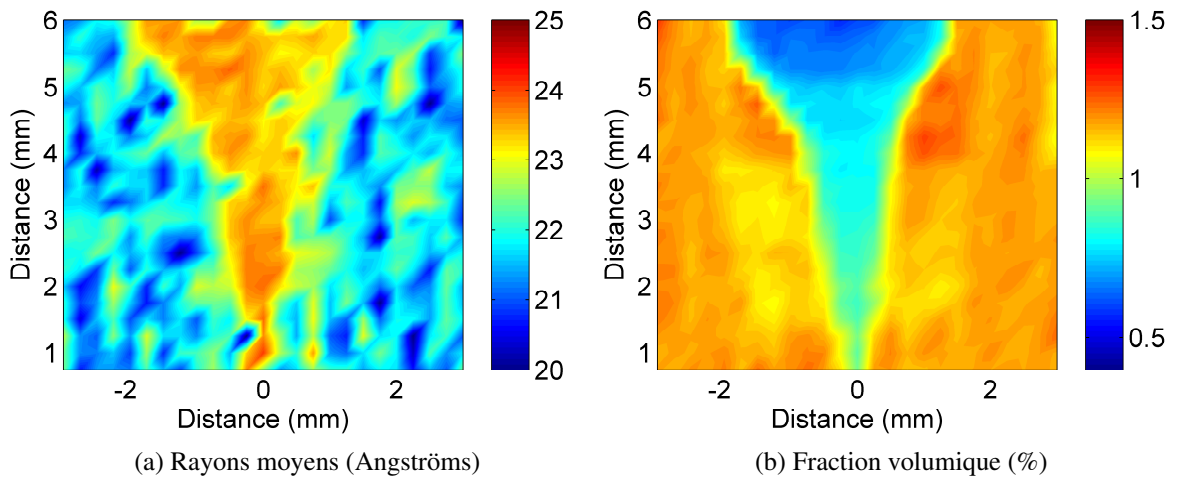


FIGURE 3.43 – Cartographies des rayons moyens et des fractions volumiques des précipités fins sur un témoin traité thermiquement, zone « 2 passes », ligne ESRF

la ligne ESRF, tandis que les mesures dans la zone « 1 passe » ont été réalisées sur la ligne du laboratoire. La fraction volumique dans la ZAT de la zone « 1 passe » semble plus faible

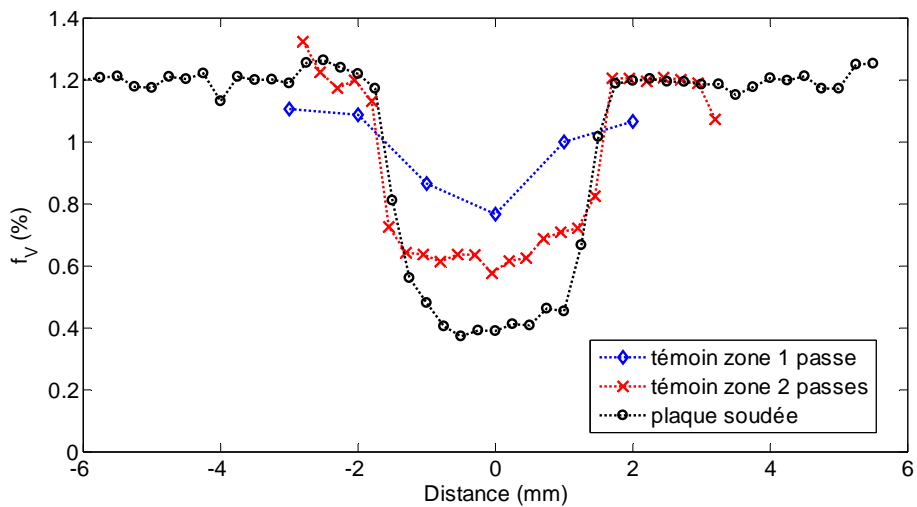


FIGURE 3.44 – Comparaison des fractions volumiques de précipités fins entre les zones « 1 passe » et « 2 passes » du témoin et la soudure sur plaque, état traité thermiquement, haut de cordon

que dans les ZAT des autres zones : ceci est un effet de l'étendue spatiale du faisceau de la ligne laboratoire, qui moyenne en fait les contributions des différentes zones (ZF et ZAT).

Les résultats montrent que la fraction volumique dans la ZF de la soudure sur plaque est plus faible que dans les ZF des soudures témoins, et que la fraction volumique dans la zone « 2 passes » du témoin est plus faible que dans la zone « 1 passe ». En moyenne, sur les trois premières lignes dans la ZF de la zone « 2 passes » du témoin traité thermiquement,

la fraction volumique vaut 0,67% (contre 0,44% en moyenne dans la ZF sur plaque). Il est par contre délicat de donner une valeur moyenne de la fraction volumique dans la zone « 1 passe », étant donné le peu de points et leur étendue spatiale. On prendra comme valeur celle du point central, le seul pour lequel on suppose que le faisceau de rayons X traverse uniquement la ZF : 0,77%.

Le profil de micro-dureté dans la zone « 2 passes » du témoin traité thermiquement n'a pas pu être réalisé : cependant nous avons effectué 5 mesures dans la zone haute de la ZF et 5 mesures dans la ZAT1, au bord de la ZF. Les résultats sont résumés dans le tableau 3.7.

TABLEAU 3.7 – Pertes moyennes d'élément zinc en % dans la ZF d'une soudure témoin

	moyenne	écart type
ZF	85	± 3
ZAT1	124	± 4

Les profils de micro-dureté dans la partie haute des trois soudures (témoin « 1 passe », témoin « 2 passes » et plaques soudées) sont tracés sur la figure 3.45. Le profil tracé pour le témoin traité thermiquement zone « 2 passes » est schématique : les valeurs obtenues sur les 5 mesures dans chaque zone sont extrapolées sur des distances représentatives de la soudure.

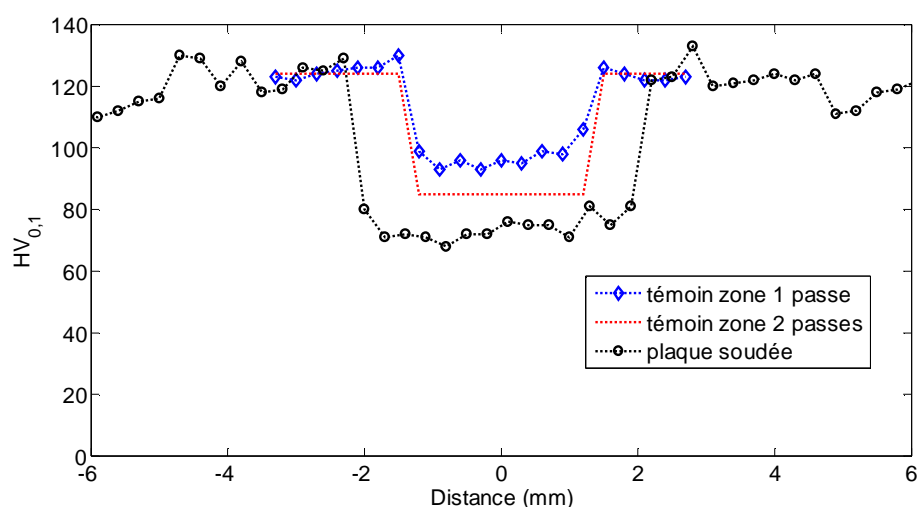


FIGURE 3.45 – Comparaison des micro-duretés entre les zones « 1 passe » et « 2 passes » du témoin et la soudure sur plaque, état traité thermiquement, haut de cordon

Il apparaît clairement que les évolutions de fractions volumiques entre les différentes soudures (figure 3.44) se répercutent sur les évolutions des micro-duretés (figure 3.45). Dans le chapitre 5, un modèle sera proposé pour relier les valeurs des fractions volumiques de précipités durcissants avec la micro-dureté.

3.3 Bilan

Pour résumer les résultats présentés dans cette partie, le tableau 3.8 reprend les principales observations par thème (composition chimique, échelles d'observations) et une remarque sur la représentativité de la soudure sur plaques vis-à-vis des soudures témoins est faite.

TABLEAU 3.8 – Tableau bilan des observations métallurgiques sur les différentes soudures

		Caractéristiques	Représentativité
Composition chimique		Perte principalement en Zn et plus faiblement en Mg ; dans la ZF : $C_{plaque}^{Zn} < C_{témoin2p}^{Zn} < C_{témoin1p}^{Zn}$; cette perte se répercute sur les fractions volumiques de précipités durcissants.	La perte en Zn est plus importante sur plaque que sur témoin. La composition de la ZF sur plaques est plus proche de la zone « 2 passes » du témoin.
ZF à l'échelle des grains		Structure de solidification : agrégats de nano-cristaux formés à partir des particules intermétalliques (Fe, Cr, Mn), forts gradients de composition (ségrégation autour des joints de grains (JdG))	Structure de solidification globalement représentative : même taille typique et distribution de grains, même distribution de particules intermétalliques, même ségrégation autour des JdG
Précipitation à l'état mûri	ZF	Présence uniquement de zones GP, la micro-dureté est faible ($\approx 77 \text{ HV}_{0,1}$).	La fraction volumique de zones GP est plus faible dans les ZF sur plaque que dans les ZF témoins, conduisant à une plus faible micro-dureté (≈ 80 à $90 \text{ HV}_{0,1}$ dans les ZF des soudures témoins).
	ZAT	Plusieurs zones : grossissement et/ou dissolution partielle des précipités initialement présents ; la micro-dureté est légèrement diminuée par rapport au MdB ($\approx 110 \text{ HV}_{0,1}$)	Ces différentes zones de la ZAT se retrouvent entre les différentes soudures, mais avec des répartitions spatiales différentes (géométrie différente entre plaque et témoin, et extension spatiale plus importante des ZAT dans la zone « 2 passes » du témoin par rapport à la zone « 1 passe »).

		Caractéristiques	Représentativité
	MdB	Précipitation η'/η , précipités grossiers de trempe et aux JdG, existence d'une PFZ aux JdG et autour des précipités grossiers de trempe; micro-dureté maximale ($\approx 120 \text{ HV}_{0,1}$).	Identique.
Précipitation à l'état traité thermiquement	ZF	Précipitation η'/η localisée autour des joints de grains (JdG) et des particules intermétalliques, précipitation hétérogène sur JdG, PFZ autour des JdG; micro-dureté en partie récupérée sur ZF témoin, pas sur plaque.	Identique en nature et en distribution spatiale, mais fractions volumiques différentes sur les différentes soudures $f_V(\text{ZF plaque}) < f_V(\text{ZF témoin 2p}) < f_V(\text{ZF témoin 1p})$, même variation relative pour la micro-dureté.
	ZAT	Re-précipitation η'/η , état proche du pic de durcissement: micro-dureté égale à celle de l'état T652.	Identique.
	MdB	Grossissement des précipités, très légère diminution de la micro-dureté.	Identique.

La structure granulaire de la soudure sur plaque est représentative de la soudure témoin; la distribution de particules intermétalliques grossières est similaire, ces particules sont entourées de précipitation durcissante dans les deux cas, et les deux soudures présentent des PFZ identiques. La représentativité à cette échelle est très importante: les mécanismes d'endommagement et de rupture sont essentiellement liés à la présence des particules intermétalliques grossières et aux caractéristiques granulaires (PFZ, précipitation aux joints de grains).

En revanche la perte en éléments d'alliages, notamment en zinc, est plus importante dans la soudure sur plaques, ce qui entraîne une diminution de la fraction volumique de précipités durcissants et donc une diminution de dureté. Cette différence de comportement plastique devra être estimée pour que le modèle de soudure sur plaques soit transposable à un modèle de soudure témoin.

Chapitre 4

Caractérisation mécanique

Les travaux présentés dans ce chapitre doivent répondre à des objectifs multiples. Tout d'abord le comportement du métal de base est caractérisé : il est montré que le matériau présente peu d'anisotropie en plasticité, mais que la ténacité est très dépendante du sens de propagation de la fissure par rapport au fibrage des grains et des particules intermétalliques grossières. Les résultats en terme de ductilité, énergies de rupture (essais Kahn) sont discutés sur la base d'observations fractographiques, présentées dans la troisième partie de ce chapitre.

Les essais sur métal de base servent aussi à valider la géométrie des micro-éprouvettes, qui doivent nous fournir les lois de comportement par zone dans la soudure sur plaques. Pour cela les résultats obtenus sur éprouvettes de traction macroscopiques prélevées dans le métal de base sont comparés à ceux obtenus sur micro-éprouvettes, également prélevées dans le métal de base ; on montre ainsi que la géométrie des micro-éprouvettes est valable pour caractériser le comportement plastique du matériau, du moins jusqu'à la striction.

Ensuite sont présentés les résultats des différents essais qui ont été conduits sur la structure soudée, ou sur des micro-éprouvettes tirées de cette structure. La comparaison de ces essais avec ceux du métal de base est mise en avant. Les différents essais de traction sur éprouvettes plates soudées ayant révélé que la rupture intervient systématiquement dans la zone fondue (ZF), les essais de déchirement Kahn sont effectués de telle sorte que l'amorçage et la propagation de la fissure se déroule dans cette zone. Les résultats sont comparés à ceux obtenus sur métal de base, mais également entre les deux états thermiques considérés pour la soudure : murî et traité thermiquement.

A l'état traité thermiquement, des essais de traction sur des éprouvettes de différentes largeurs sont conduits, et ce afin d'étudier l'évolution du comportement de la ZF en fonction de l'état de contrainte.

Enfin ces résultats sont commentés en considérant les différentes observations qui ont

été faites sur les faciès de rupture, ou encore sur des échantillons tirés d'essais interrompus à différents niveaux de déformation.

Tout ces résultats serviront à justifier le choix de la modélisation de l'endommagement et de la rupture. Ils serviront également à fournir les lois de comportement élasto-plastiques des différentes zones de la soudure. Enfin certains essais permettront l'identification des paramètres du modèle qui sont inaccessibles par des caractérisations métallurgiques.

Une partie des nombreux essais mécaniques a été réalisée dans le cadre du stage d'Estelle Lointier. Une liste plus exhaustive de l'ensemble des résultats est donnée dans son rapport de stage (Lointier et al., Juin 2011).

4.1 Résultats sur métal de base

4.1.1 Eprouvettes plates

4.1.1.1 Influence du sens de prélèvement

Sur les figures 4.1 (a) et 4.1 (b) sont représentés les deux essais réalisés pour chaque sens de prélèvement. La reproductibilité est très bonne dans le sens longitudinal, tandis que la partie post-striction semble plus dispersée dans le sens transversal ; dans les deux cas le comportement avant striction est parfaitement reproduit. Les données tirées de ces courbes sont moyennées et résumées dans le tableau 4.1 pour chaque sens de prélèvement. Sur la fi-

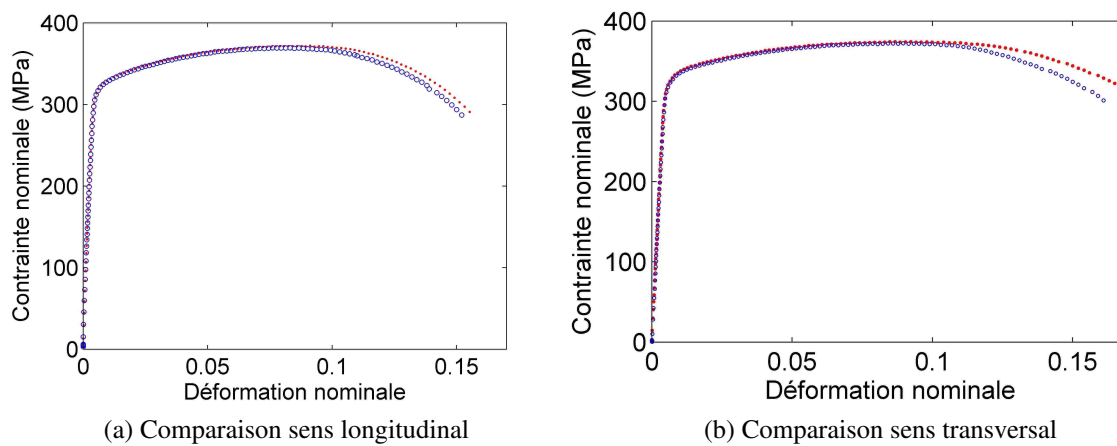


FIGURE 4.1 – Reproductibilité des essais de traction sur échantillons plats, état T652

gure 4.2 sont comparées deux courbes obtenues dans les sens de prélèvements différents. Ce qui apparaît visuellement se retrouve dans le tableau 4.1 : les échantillons prélevés dans le sens transverse présentent une limite d'élasticité légèrement supérieure (5 MPa en moyenne) et un allongement à rupture légèrement supérieur (1,1% d'allongement de plus en moyenne).

TABLEAU 4.1 – Valeurs moyennes entre prélèvement longitudinal et transversal

Sens de prélèvement	E (GPa)	$R_{p0,2\%}$ (MPa)	R_m (MPa)	A striction (%)	A rupture (%)
Longitudinal	70	320	371	8.0	14.8
Transversal	67	325	373	8.0	15.9

L'anisotropie est très peu marquée à la fois pour le comportement plastique et pour la ductilité. Il est difficile d'affirmer que ces différences ne sont pas dans la dispersion expérimentale.

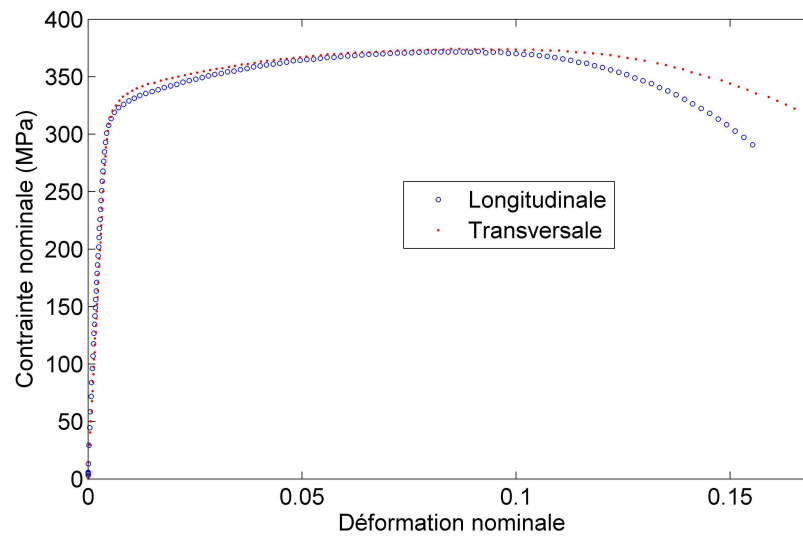


FIGURE 4.2 – Comparaison des courbes nominales entre prélèvement longitudinal et transversal, état T652

4.1.1.2 Influence du traitement thermique

Le traitement thermique de 48 heures à 150°C va changer l'état métallurgique du métal de base. Ce dernier est livré au pic de durcissement, il se trouve après traitement thermique dans un état sur-revenu. Sur les figures 4.3 (a) et 4.3 (b) sont présentées les courbes nominales obtenues sur les éprouvettes plates après traitement thermique. Les essais sont doublés pour chaque sens de prélèvement. Ces courbes sont comparées à celles obtenues avant traitement thermique. Les valeurs moyennées sur deux essais sont présentées dans le tableau 4.2 pour le sens longitudinal et dans le tableau 4.3 pour le sens transversal.

TABLEAU 4.2 – Valeurs moyennes avant et après traitement thermique, sens longitudinal

Etat	E (GPa)	$R_{p0,2\%}$ (MPa)	R_m (MPa)	A striction (%)	A rupture (%)
T652	70	320	371	8,0	14,8
Traité thermiquement	67	286	347	7,8	16,4

TABLEAU 4.3 – Valeurs moyennes avant et après traitement thermique, sens transversal

Etat	E (GPa)	$R_{p0,2\%}$ (MPa)	R_m (MPa)	A striction (%)	A rupture (%)
T652	67	325	373	8,0	15,9
Traité thermiquement	67	309	358	7,5	15,6

Dans les deux cas le traitement thermique s'accompagne d'une diminution de la limite d'élasticité et de la résistance mécanique, ce qui est un résultat attendu pour un état sur-

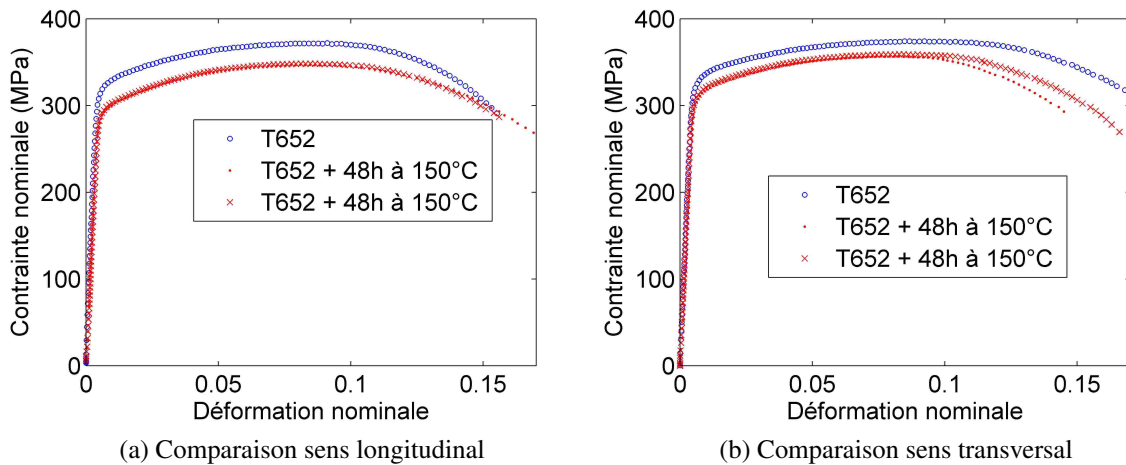


FIGURE 4.3 – Comparaisons des courbes nominales entre l'état T652 et l'état traité thermiquement pour chacun des sens de prélèvement

revenu. Cette diminution est plus marquée pour le sens longitudinal ($\approx -10\%$) que pour le sens transversal ($\approx -5\%$).

L'influence du traitement thermique sur la ductilité dépend en revanche du sens de prélèvement : l'allongement à rupture a augmenté en moyenne dans le sens longitudinal, tandis qu'il diminue faiblement dans le sens transversal. Ces résultats sont à rapprocher de ceux obtenus en ténacité sur les éprouvettes Kahn (voir partie 4.1.3).

Sur la figure 4.4 sont comparées les courbes nominales pour chaque sens de prélèvement après traitement thermique. Le tableau 4.4 présente les moyennes pour chaque cas. L'effet du traitement thermique est globalement moins marqué dans le sens transversal.

TABEAU 4.4 – Valeurs moyennes après traitement thermique pour chaque sens de prélèvement

Sens de prélèvement	E (GPa)	$R_{p0,2\%}$ (MPa)	R_m (MPa)	A striction (%)	A rupture (%)
Longitudinal	67	286	347	7,8	16,4
Transversal	67	309	358	7,5	15,6

Commentaires

La baisse de la limite d'élasticité après traitement thermique observée selon les deux sens de prélèvement correspond à la transition cisaillement/contournement des précipités durcissants par les dislocations. En revanche la déformation à rupture varie différemment : elle augmente significativement dans le sens longitudinal, tandis qu'elle tend à diminuer légèrement dans le sens transversal.

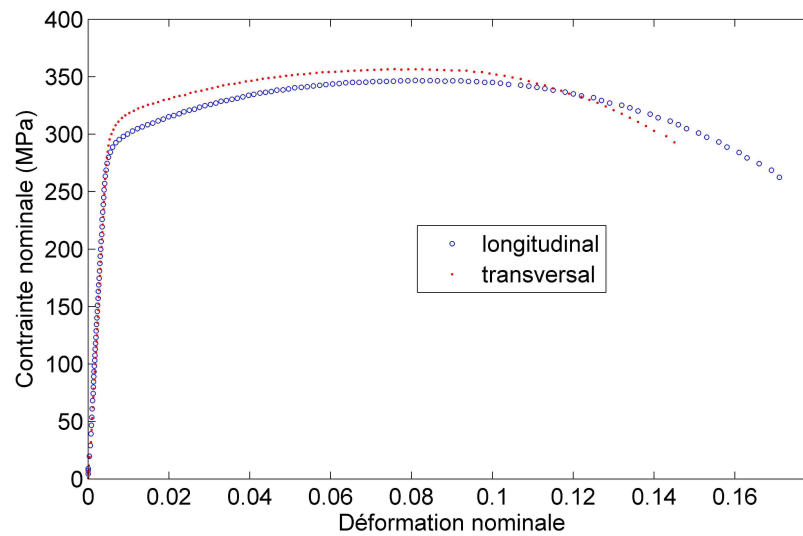


FIGURE 4.4 – Comparaison des courbes nominales entre prélèvement longitudinal et transversal après traitement thermique

4.1.2 Comparaison micro-éprouvettes et macro-éprouvettes

Afin d’obtenir le comportement par zone dans les plaques soudées, des micro-éprouvettes sont prélevées le long de la soudure. On peut légitimement s’interroger sur l’effet de la géométrie particulière de ces éprouvettes sur le comportement en traction du matériau. Il est généralement recommandé d’utiliser des éprouvettes proportionnelles, c’est-à-dire que le ratio entre la longueur L_0 entre les repères de l’extensomètre et la section initiale de l’éprouvette S_0 doit être constant. Dans notre cas cette règle n’a pas été respectée : les éprouvettes macroscopiques répondent à la norme NF EN 10002-1 (François, 2012) avec un ratio d’environ 5 (la norme recommande 5,65), tandis que les contraintes dimensionnelles pour le prélèvement des micro-éprouvettes nous ont conduit à avoir un ratio d’environ 10 ($0,8 \times 3 \text{ mm}^2$ de section et 15 mm de longueur calibrée).

Pour valider la légitimité de la géométrie des micro-éprouvettes, les caractérisations effectuées sur macro-éprouvettes et celles sur micro-éprouvettes sont comparées.

4.1.2.1 Influence du sens de prélèvement

Sur la figure 4.5 sont comparées les courbes nominales entre macro et micro-éprouvettes dans l’état T652 pour chaque sens de prélèvement. Dans le sens longitudinal, deux essais sont présentés sur micro-éprouvettes ; en revanche, seul un essai a pu être réalisé dans le sens transversal.

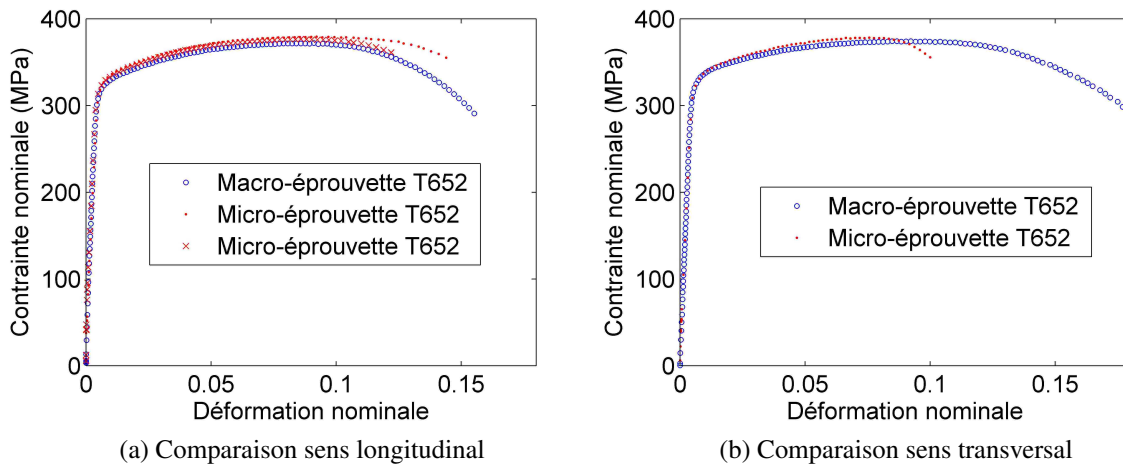


FIGURE 4.5 – Comparaisons des courbes nominales entre les macro-épreuves et micro-épreuves pour chacun des sens de prélèvement

Les résultats moyennés (sauf pour la micro-épreuve sens transversal) sont présentés dans les tableaux 4.5 et 4.6.

Dans les deux sens de prélèvement, un faible écart est observé pour la limite d'élasticité et la résistance mécanique (<2%). Les micro-épreuves reproduisent donc le même comportement que les macro-épreuves en terme de limite d'élasticité et de résistance mécanique.

Dans le sens longitudinal, l'allongement à rupture des micro-épreuves est réduit d'environ 12% en valeur relative par rapport aux macro-épreuves. Cette baisse est plus importante dans le sens transversal (-41%). Comme une seule micro-épreuve a été testée dans cette direction, on peut se demander si cette diminution est représentative du comportement ou si c'est juste un écart important dû à la présence d'un défaut par exemple. Dans la partie 4.2.2, il apparaît que la même tendance est observée pour les micro-épreuves prélevées dans les plaques soudées hors des zones affectées par le soudage (métal de base) : la géométrie des micro-épreuves réduit fortement l'allongement à rupture mesuré dans le sens transversal. Ainsi cette forte diminution est bien représentative du comportement du matériau pour cette géométrie d'épreuve.

TABLEAU 4.5 – Valeurs moyennes comparées entre macro et micro-épreuves, sens longitudinal

Géométrie	E (GPa)	$R_{P0,2\%}$ (MPa)	R_m (MPa)	A striction (%)	A rupture (%)
Macro longitudinal	70	320	371	8,0	14,8
Micro longitudinal	60	327	378	8,2	13,0

Au final la géométrie des micro-épreuves influence la partie post-striction des essais mécaniques, mais le comportement avant striction des éprouvettes macroscopiques est bien

TABLEAU 4.6 – Valeurs moyennes comparées entre macro et micro-éprouvettes, sens transversal

Géométrie	E (GPa)	$R_{P0,2\%}$ (MPa)	R_m (MPa)	A striction (%)	A rupture (%)
Macro transversal	67	325	373	8,0	15,9
Micro transversal	64	327	378	7,0	9,4

reproduit.

Commentaires

La différence de géométrie, notamment le ratio longueur calibrée / section initiale, est à l'origine de la différence de comportement post-striction entre les micro- et les macro-éprouvettes. Cependant la diminution de la ductilité est plus marquée dans le sens transversal : ceci peut s'expliquer par la plus grande taille relative des particules intermétalliques et des joints de grains qui s'étalent sur plusieurs dizaines de microns dans le plan normal à la direction de traction de l'éprouvette prélevées dans le sens transverse.

L'important du point de vue de notre étude est que le comportement élasto-plastique soit représentatif de celui observé sur les éprouvettes macroscopiques.

4.1.2.2 Influence du traitement thermique

Après traitement thermique, de la même manière que pour les éprouvettes macroscopiques, la limite d'élasticité est abaissée dans les deux sens de prélèvement (figure 4.6 et tableaux 4.7 et 4.8). Le traitement thermique augmente l'allongement à rupture dans les deux cas ; cet effet est plus prononcé pour le sens transversal.

Les variations relatives des limites élastiques sont proches de celles mesurées sur macro-éprouvettes : -10% dans le sens longitudinal et -9% dans le sens transversal. En revanche l'effet du traitement thermique sur la ductilité des micro-éprouvettes est très marqué : en valeur relative, l'allongement à rupture dans le sens longitudinal augmente de 15%, et dans le sens transversal de 48%, alors qu'il diminuait sur les macro-éprouvettes. Ceci atteste de la plus grande sensibilité à la microstructure des micro-éprouvettes par rapport au macro-éprouvettes.

Après le traitement thermique, les comportements selon les deux sens de prélèvement sont très proches comme le montre la figure 4.7 et le tableau récapitulatif 4.9, tant en terme d'élasto-plasticité qu'en terme de ductilité.

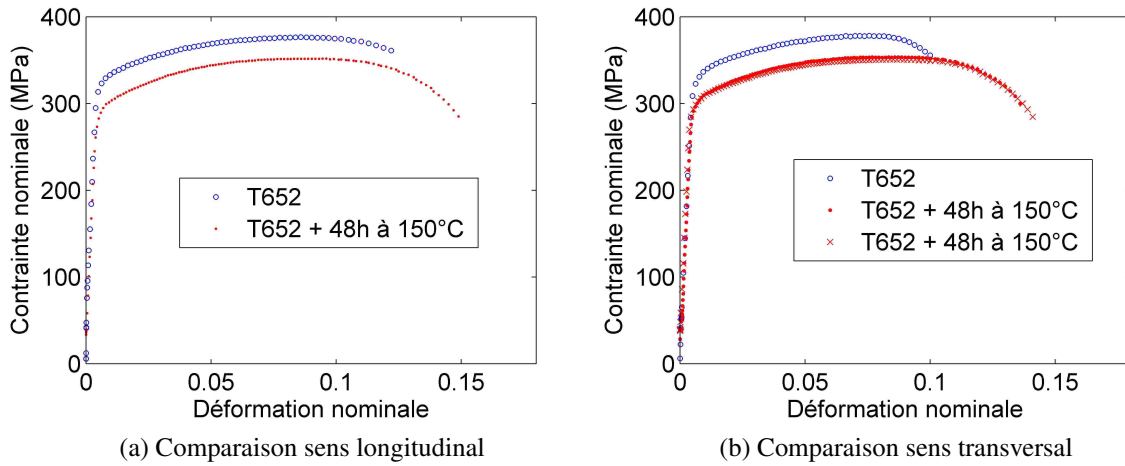


FIGURE 4.6 – Comparaisons des courbes nominales sur micro-éprouvettes entre l'état T652 et l'état traité thermiquement pour chacun des sens de prélèvement

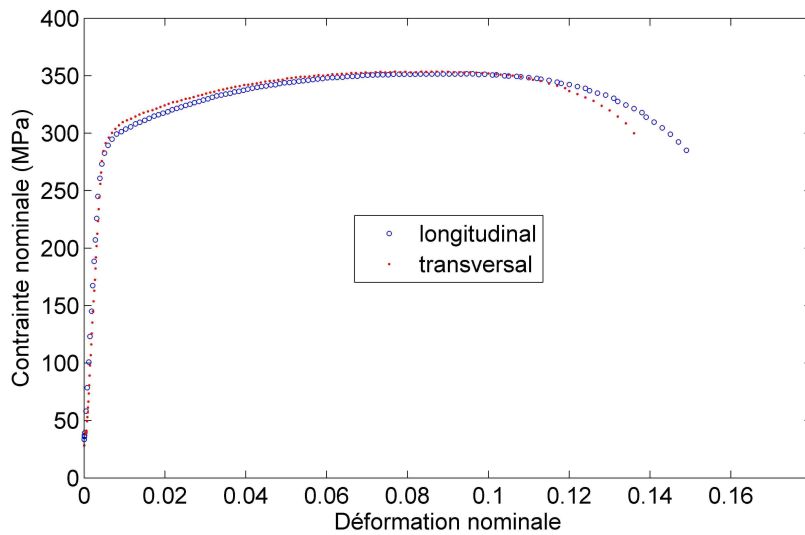


FIGURE 4.7 – Comparaison des courbes nominales sur micro-éprouvettes entre prélèvement longitudinal et transversal après traitement thermique

TABLEAU 4.7 – Valeurs moyennes comparées entre l'état T652 et l'état traité thermiquement sur micro-éprouvettes, sens longitudinal

Etat	E (GPa)	$R_{P0,2\%}$ (MPa)	R_m (MPa)	A striction (%)	A rupture (%)
T652	60	327	378	8,2	13,0
Traité thermiquement	64	293	352	8,9	14,9

TABLEAU 4.8 – Valeurs moyennes comparées entre l'état T652 et l'état traité thermiquement sur micro-éprouvettes, sens transversal

Etat	E (GPa)	$R_{P0,2\%}$ (MPa)	R_m (MPa)	A striction (%)	A rupture (%)
T652	64	327	378	7,0	9,4
Traité thermiquement	65	299	352	7,7	13,9

TABLEAU 4.9 – Valeurs moyennes comparées sur micro-éprouvettes entre prélèvement longitudinal et transversal après traitement thermique

Sens de prélèvement	E (GPa)	$R_{P0,2\%}$ (MPa)	R_m (MPa)	A striction (%)	A rupture (%)
Longitudinal	64	293	352	8,9	14,9
Transversal	65	299	352	7,7	13,9

4.1.3 Epreuves Kahn

Les essais Kahn sont doublés voire triplés afin de s'assurer de leur reproductibilité. Sur la figure 4.8, les résultats de deux essais similaires pour chacune des directions de prélèvement sont présentés. La reproductibilité est très bonne.

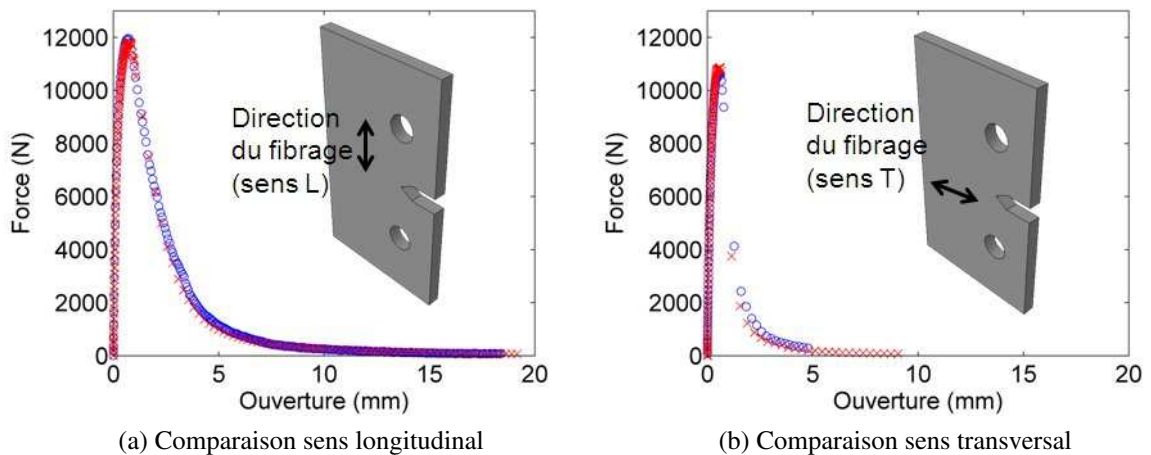


FIGURE 4.8 – Reproductibilité des essais Kahn, état T652

Sur la figure 4.9 sont superposées les courbes force-ouverture dans les deux sens de prélèvement. Il apparaît nettement qu'il existe une forte baisse de la ténacité dans la direction transversale par rapport à la direction longitudinale.

Afin de bien visualiser l'évolution des différentes propriétés, les résultats des essais sur métal de base sont présentés dans un diagramme limite d'élasticité - UIE (figure 4.10) ou limite d'élasticité - UPE (figure 4.11). Rappelons que l'UIE est l'énergie d'initiation de la fissure (Unit Initiation Energy), aire sous la courbe avant la force maximale atteinte, et l'UPE l'énergie de propagation de la fissure (Unit Propagation Energy), aire sous la courbe après

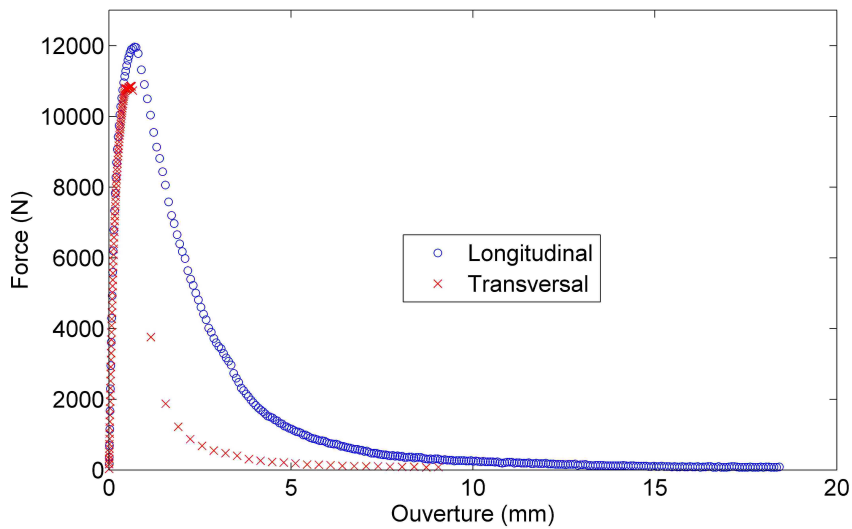


FIGURE 4.9 – Comparaison des courbes Kahn entre prélèvement longitudinal et transversal, état T652

la force maximale atteinte. L'évolution de ces paramètres (UIE et UPE) est liée à l'évolution de la ténacité (Dumont *et al.*, 2003).

Dans les figures 4.10 et 4.11, chaque point représente un essai ; la limite d'élasticité est prise comme étant la moyenne des mesures faites sur éprouvettes plates macroscopiques pour les états et sens de prélèvement correspondants à ceux de l'essai Kahn qui lui est associé.

Les essais similaires sont entourés ; une flèche représente l'évolution avec le traitement thermique de 48 heures à 150°C.

La première observation à faire est la faiblesse de la ténacité en sens transverse, que ce soit en terme d'UIE ou d'UPE ; elle est environ deux fois plus faible que dans le sens longitudinal.

Dans le sens longitudinal, le traitement thermique a un effet bénéfique sur la ténacité. Pour le sens transversal, cet effet est quasi-nul en terme d'UPE, et négatif en terme d'UIE. Cette observation recoupe celle faite sur les éprouvettes plates en terme de ductilité (voir partie 4.1.1).

Commentaires

Deux possibilités peuvent expliquer en partie la différence significative entre les énergies mises en jeu entre les deux sens de prélèvement. Soit la direction de propagation de la fissure par rapport au fibrage des grains favorise la rupture intra-granulaire dans le sens longitudinal, et inter-granulaire dans le sens transversal, soit c'est la différence de morphologie et de distribution entre les intermétalliques grossiers selon le sens de propagation qui affecte la ténacité.

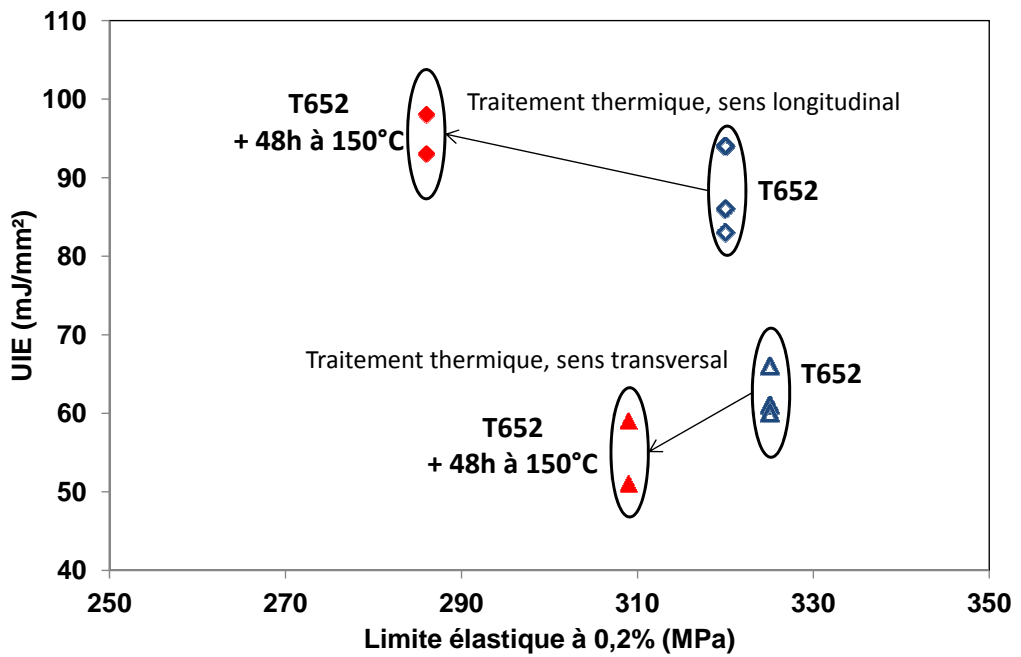


FIGURE 4.10 – Evolution de la limite d'élasticité et de l'UIE après le traitement thermique, comparaison entre les deux sens de prélèvement

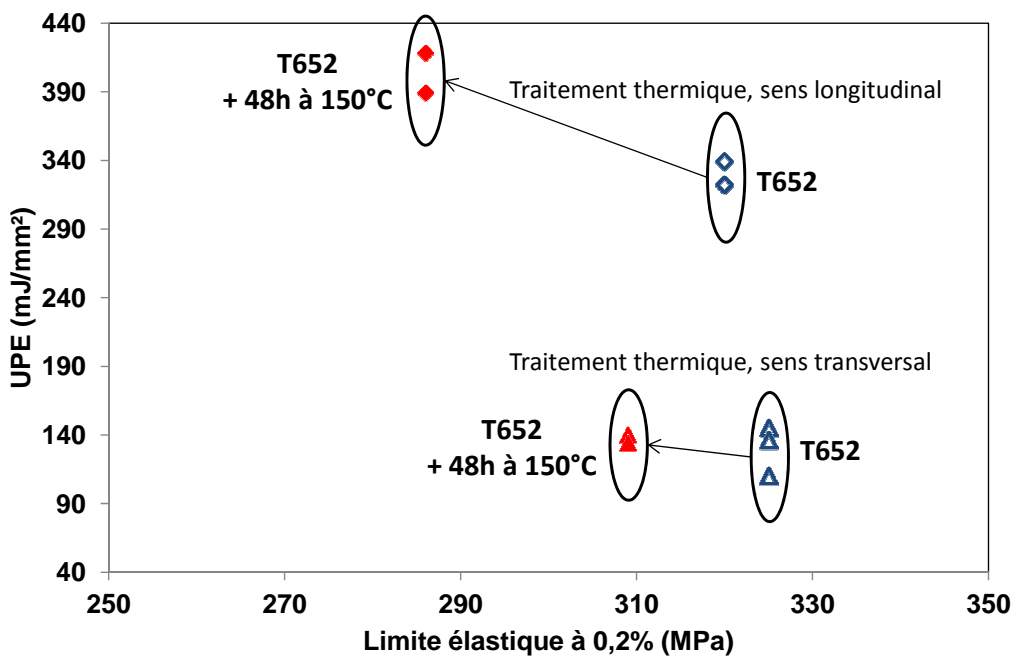


FIGURE 4.11 – Evolution de la limite d'élasticité et de l'UPE après le traitement thermique, comparaison entre les deux sens de prélèvement

Ces résultats nous servent avant tout de point de repère pour estimer la ténacité de la zone fondue.

4.2 Résultats sur plaques soudées

4.2.1 Eprouvettes plates transverses

Ces éprouvettes sont prélevées transversalement à la soudure, de telle sorte que cette dernière se situe au centre de la partie utile (voir figure 4.12). La géométrie est la même que celle des éprouvettes plates utilisées pour la caractérisation du métal de base.

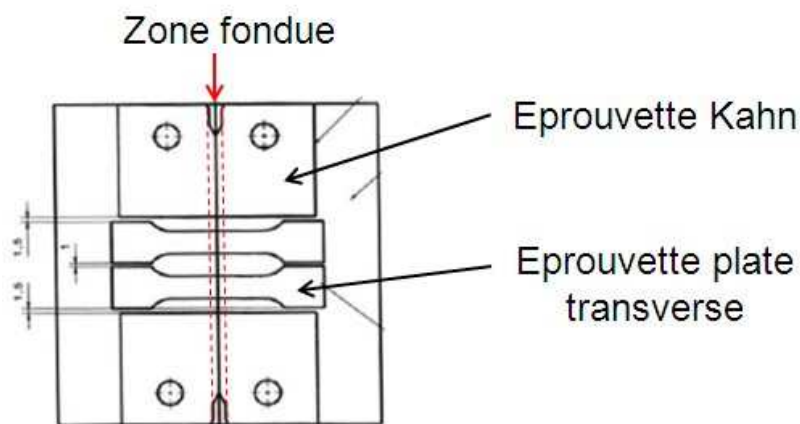


FIGURE 4.12 – Schéma de prélevement des éprouvettes Kahn et des éprouvettes plates transverses dans une plaque soudée

Il faut faire très attention lorsque l'on traite des données de traction sur une structure soudée : en effet, celle-ci possède des propriétés hétérogènes, et le vocabulaire utilisé dans les essais de traction sur matériau homogène n'a plus de sens. Ainsi, il est impossible de définir une déformation pour l'éprouvette, puisqu'elle est répartie de manière hétérogène. Les allongements (en %) n'ont donc un sens que si l'on compare des mesures avec le même extensomètre. C'est donc également le cas de la limite d'élasticité à « 0,2% » de déformation rémanente.

Pour illustrer ceci, des mesures de déformation sur une éprouvette soudée, mûri 15 jours puis traitée thermiquement 48 heures à 150°C, sont effectuées avec deux extensomètres virtuels de deux tailles différentes. L'un des extensomètres englobe l'ensemble de la structure soudée, sa taille est environ la même que celle utilisée dans le cas des éprouvettes homogènes sur métal de base. L'autre est de taille inférieure, situé dans la zone fondue. La figure 4.13 illustre le positionnement de ces extensomètres : le champ de déformation représenté est mesuré pour la force maximale atteinte lors de l'essai. Une courbe nominale de traction sur

macro-éprouvette plate de métal de base à l'état T652 est ajoutée à titre comparatif. Il apparaît clairement que la déformation est extrêmement importante dans la zone fondue (plus de 35% à rupture), tandis que la déformation sur l'ensemble de la structure est de l'ordre de 10%. De cette figure on peut tirer les observations qualitatives suivantes :

- la limite d'élasticité est beaucoup plus faible sur l'éprouvette soudée que sur le métal de base ;
- la résistance mécanique est beaucoup plus faible sur l'éprouvette soudée ;
- l'éprouvette soudée est globalement moins ductile que le métal de base ;
- la zone fondue est beaucoup plus ductile que le métal de base.

On retiendra que vu la dépendance de la déformation mesurée par rapport à la taille de l'extensomètre utilisé, il est plus judicieux de tracer la contrainte en fonction du déplacement relatif de deux points pris de part et d'autre de la soudure, et suffisamment éloignés de la ZAT (déplacement des deux extrémités de l'extensomètre global). En effet, on voit sur le champ de déformation de la figure 4.13 que seule une partie proche de la ZF est déformée ; ainsi la mesure de l'allongement (en millimètres) entre deux points situés suffisamment loin de cette zone de déformation ne dépendra pas de la taille de l'extensomètre. De plus le terme de « contrainte nominale » n'est plus adapté du fait des inhomogénéités mécaniques ; les résultats sur éprouvettes soudées seront donc présentés sous forme de courbes force / section initiale - allongement.

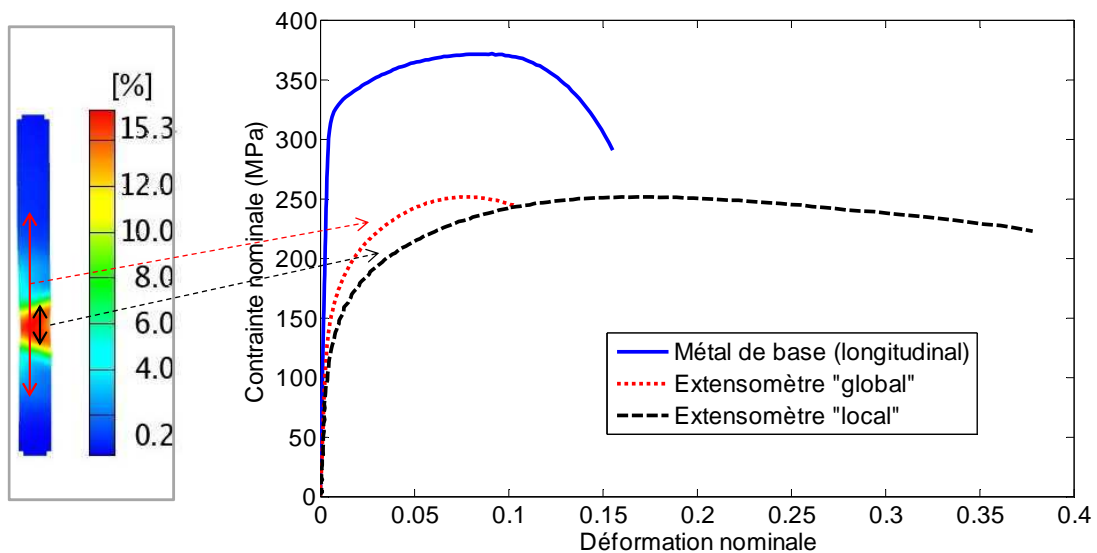


FIGURE 4.13 – Comparaison des courbes nominales entre le métal de base et la plaque soudée, avec extensomètre global et local pour l'éprouvette soudée

En tout quatre éprouvettes ont été usinées dans les plaques soudées : toutes ont vu une

période de maturation de 15 jours après soudage. Deux d'entre elles ont subi le traitement thermique de 48 heures à 150°C à l'issue de la maturation. Sur la figure 4.14, la reproductibilité des essais pour chaque état est présentée. A l'état mûri, les courbes présentent une différence notable, surtout en déplacement à rupture. Pour ce qui est de l'état traité thermiquement, la reproductibilité est excellente pour ces deux essais.

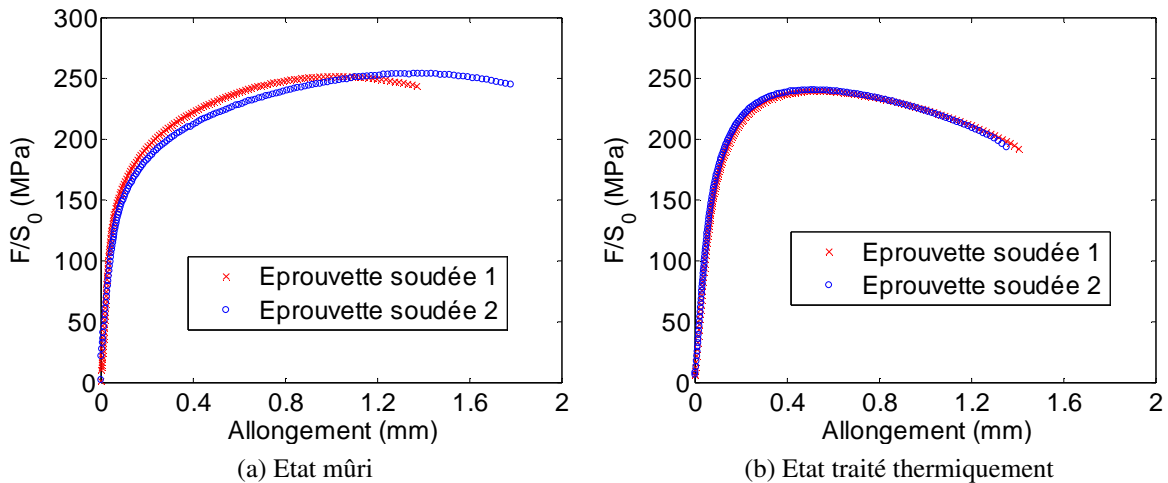


FIGURE 4.14 – Courbes nominales des éprouvettes soudées avant et après traitement thermique

Afin de comparer les comportements entre état mûri et état traité thermiquement, les courbes sont moyennées entre elles. La figure 4.15 présente cette comparaison. Les comportements diffèrent significativement. Le traitement thermique semble améliorer la limite d'élasticité de la structure ; la ductilité globale des structures est environ la même dans les deux états. Il faut bien sûr garder à l'esprit que les hétérogénéités de déformation ne sont pas les mêmes pour les deux états :

- pour l'état mûri, la déformation plastique semble se mettre en place progressivement, le point de striction arrive très tard sur la courbe, presque à rupture. Ceci laisse supposer que plusieurs zones sont plastifiées successivement : tout d'abord la zone fondue, puis les différentes zones affectées thermiquement. Cette hypothèse est validée par la comparaison entre plusieurs profils de déformation le long d'une ligne traversant la soudure (de son côté le plus large) à différents instants de l'essai (figure 4.16). On voit qu'au passage de la contrainte nominale de 200 à 225 MPa, la ZAT est plastifiée ;
- pour l'état traité thermiquement, la localisation arrive très vite (figure 4.15). On peut supposer que dans cet état, c'est essentiellement la ZF qui encaisse la déformation. La figure 4.17 illustre cette localisation dans la ZF : des profils de déformation le long

d'une ligne traversant la soudure (de son côté le plus large) sont tracés. La plastification ne s'étend pas, ou très peu, aux zones autour de la ZF (la ZF, représentée schématiquement sur la figure 4.17 entre les traits pointillés, a une largeur de 4 mm, conformément aux mesures optiques et aux mesures de micro-dureté effectuées sur une même ligne).

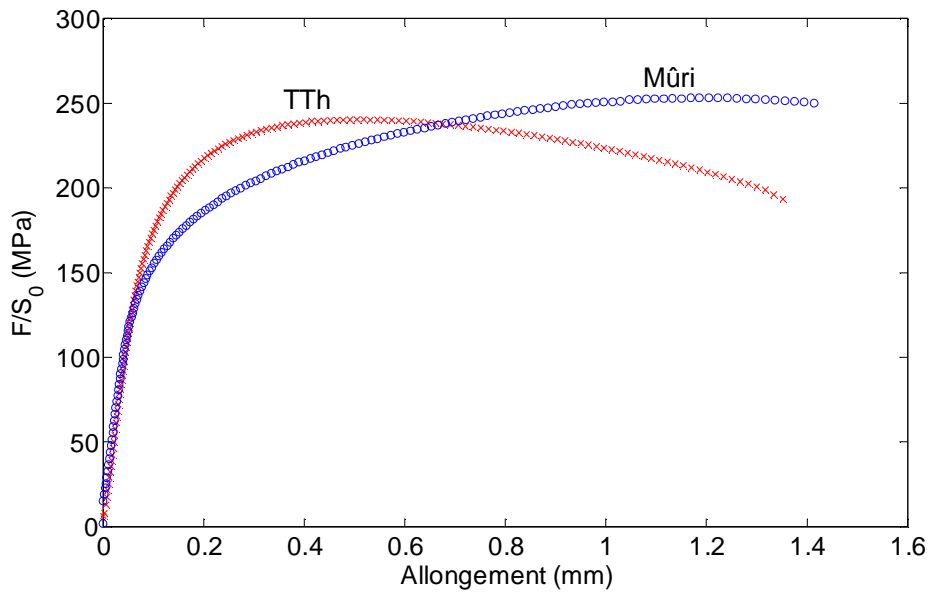


FIGURE 4.15 – Comparaison des courbes force-déplacement des éprouvettes soudées avant et après traitement thermique

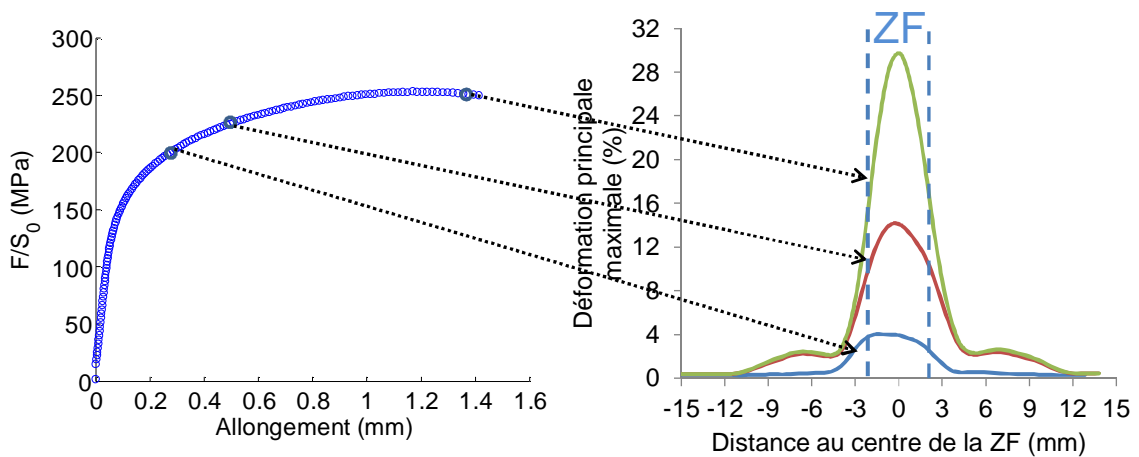


FIGURE 4.16 – Profils de déformation principale maximale le long du grand côté de la soudure d'une éprouvette mûrie pour différents instants de l'essai de traction

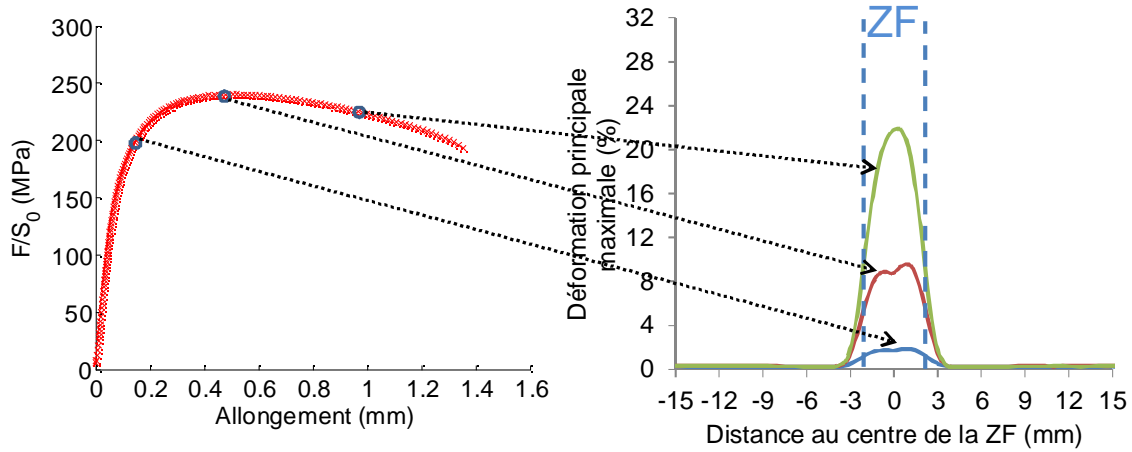


FIGURE 4.17 – Profils de déformation principale maximale le long du grand côté de la soudure d’une éprouvette traitée thermiquement pour différents instants de l’essai de traction

La position de la ZF sur les figures 4.16 et 4.17 a été représentée de manière schématique, sans prendre en compte l’extension de cette zone du fait de la déformation. Sur la figure 4.18, on a tracé les déformations principales maximales juste avant rupture pour les états mûri et traité thermiquement, avec une échelle de distance non déformée, afin de pouvoir comparer ces déformations avec les différentes zones caractéristiques des soudures définies dans le chapitre 3. On observe bien la différence d’étendue de la déformation avant et après traitement thermique : la déformation s’étend dans toute la ZAT avant le traitement thermique, alors qu’elle est presque totalement confinée dans la ZF après.

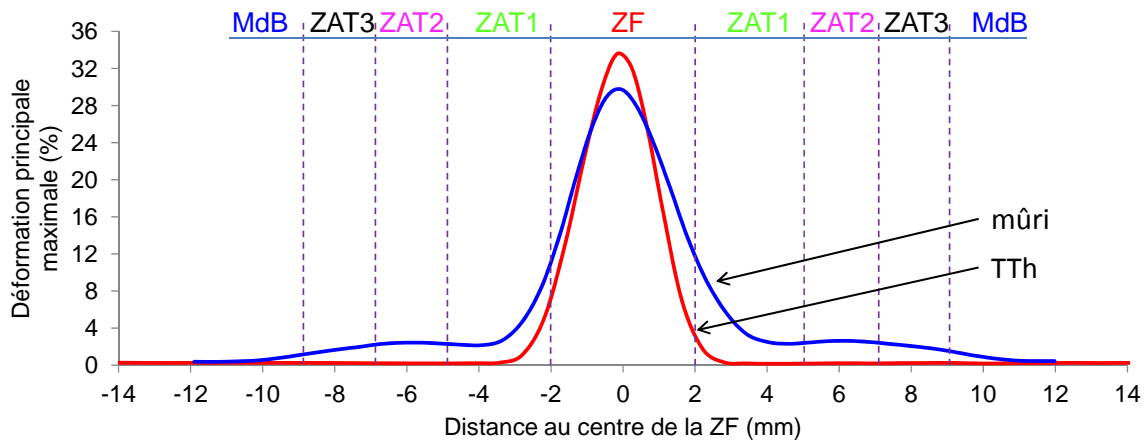


FIGURE 4.18 – Comparaisons des profils de déformation principale maximale avant rupture le long du grand côté de la soudure entre une éprouvette mûrie et une éprouvette traitée thermiquement ; indication des zones définies par caractérisation métallurgique (ZF, ZAT1, ZAT2, ZAT3 et MdB)

Efficacité de joint

L'efficacité de joint consiste à faire le rapport entre la résistance mécanique d'une structure soudée et la résistance mécanique d'une structure équivalente en métal de base. Dans notre cas, on compare donc les résultats sur éprouvettes soudées et les résultats sur métal de base.

Sur le tableau 4.10 sont présentés les résultats en terme d'efficacité de joint avant et après traitement thermique. Les valeurs de résistance mécanique pour le métal de base sont celles du sens de prélèvement transversal ; en effet c'est le sens de prélèvement de nos plaques soudées et donc de nos éprouvettes.

En terme d'efficacité de joint, le traitement thermique n'a que peu d'effet. Il demeure relativement faible, inférieur à 70% . Cela ne signifie pas qu'il n'a pas d'effet sur les différentes zones de la soudure : localement les déformations sont très différentes entre les deux états.

	Avant traitement thermique	Après traitement thermique
R_m métal de base (MPa)	373	358
R_m éprouvette soudée (MPa)	253	240
Efficacité de joint	68%	67%

TABLEAU 4.10 – Efficacité de joint avant et après traitement thermique

Bien que cet indicateur soit très utilisé, notamment dans les normes, dans notre cas il ne présente que peu d'intérêt (si ce n'est indicatif). En effet cet indicateur est complètement dépendant de la géométrie de la structure soudée, alors que notre objectif est de modéliser le comportement du matériau indépendamment de la géométrie.

Au final ces essais sur éprouvettes transverses servent ici à se faire une idée du comportement de la soudure : nous n'en tirons aucune information quantitative. C'est la comparaison du comportement de ces structures avec le modèle qui nous intéresse.

4.2.2 Micro-éprouvettes plates

Nous avons montré dans la partie 4.1.2 que la géométrie des micro-éprouvettes donne les mêmes résultats de caractérisation élasto-plastique que les éprouvettes macroscopiques. Pour caractériser les différentes zones de la soudure, des micro-éprouvettes sont donc prélevées dans les plaques. Afin de respecter la forme de la soudure, les éprouvettes prélevées dans la ZAT sont inclinées de 20° par rapport à celle prélevées dans la ZF (voir figure 4.19).

Pour bien illustrer les positions de prélèvement des micro-éprouvettes, des rectangles sont situés sur une filiation de microdureté faite le long de la soudure (figure 4.20) ; les positions de ces rectangles correspondent aux vraies positions de prélèvement. Les distances de prélèvement des éprouvettes par rapport au centre de la zone fondue sont : 0, 6, 7, 8, 9, 10

, 11 et 12 mm. L'éprouvette la plus éloignée est considérée comme métal de base, hors de la ZAT.

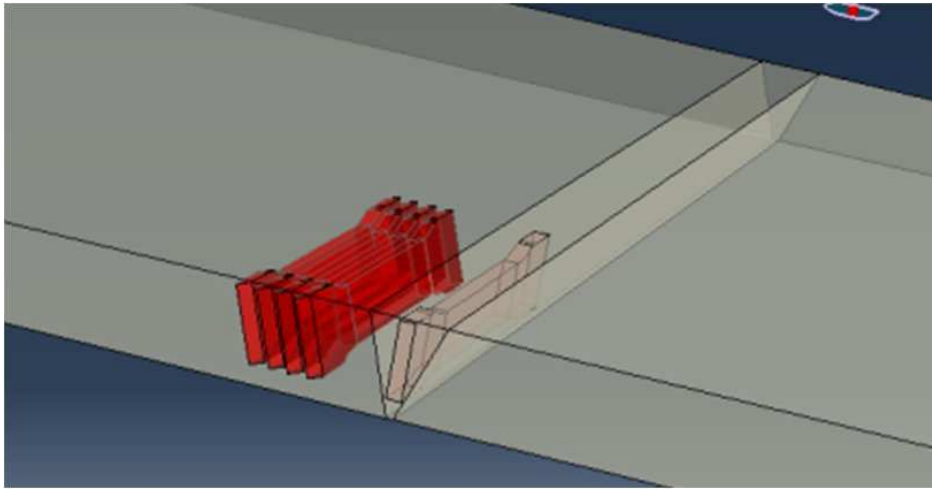


FIGURE 4.19 – Schéma du prélèvement des micro-échantillons

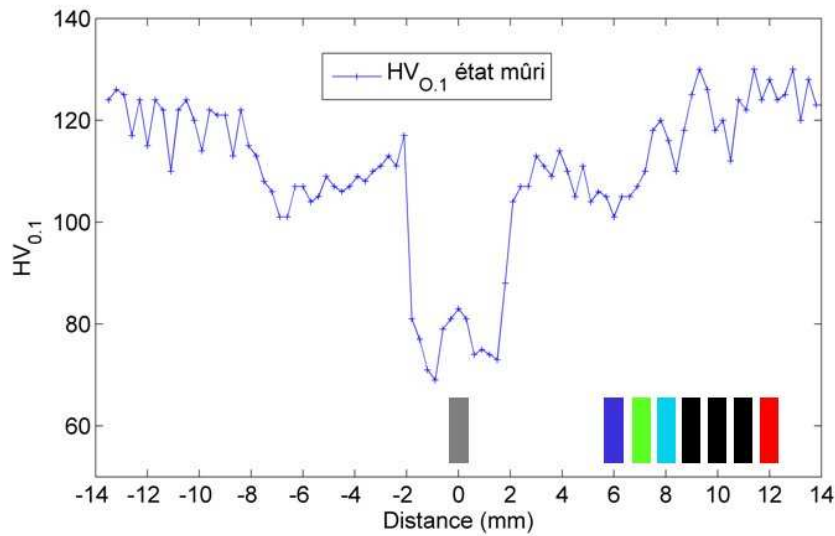


FIGURE 4.20 – Schéma des positions de prélèvement des micro-échantillons par rapport à un profil de micro-dureté le long de la soudure à l'état mûri

Certaines des courbes nominales obtenues avec ces éprouvettes sont présentées sur la figure 4.21. Les courbes des éprouvettes représentées en noir sur la figure 4.20 ne sont pas tracées pour des raisons de clarté. Le code de couleurs des autres éprouvettes correspond à celui employé pour le tracé des courbes contrainte/déformation de la figure 4.21.

L'ensemble des résultats en terme de limite d'élasticité ($R_{p0,2\%}$), résistance mécanique (R_m) et allongement à rupture (A_R) sont présentés sur la figure 4.22 de la page 122. Sur cette

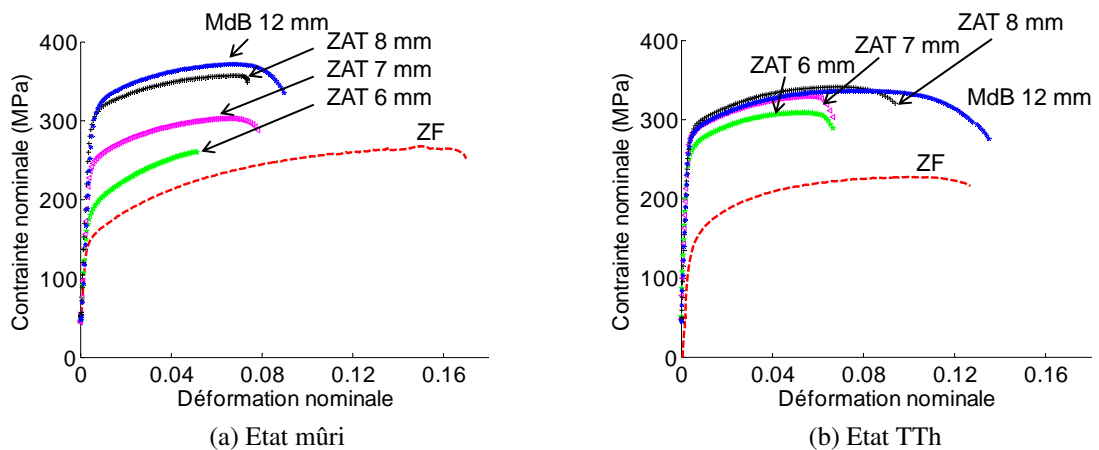


FIGURE 4.21 – Courbes contrainte/déformation nominales des micro-éprouvettes prélevées dans les différentes zones de la soudure ; état mûri et traité thermiquement

figure ont été remplacées les mêmes zones que celles qui avaient été définies à l'état mûri dans le chapitre 3.

Ces résultats amènent à plusieurs observations. Regardons tout d'abord le comportement dans la ZF : la limite d'élasticité est plus faible que dans les autres zones et elle évolue peu après le traitement thermique, ce qui correspond aux résultats de microdureté. La résistance mécanique est elle aussi plus faible que dans les autres zones et évolue en diminuant légèrement après le traitement thermique. En revanche la ZF est très ductile avant traitement thermique, et sa ductilité est diminuée après (tout en restant supérieure à celle des autres zones).

Aucune éprouvette n'a pu être prélevée dans la zone correspondant à la ZAT1. C'est un manque d'informations que nous compenserons en modélisation, en considérant que le comportement d'une partie de cette zone se situe entre celui de la ZF et celui du métal de base, tandis que l'autre partie se comporte comme la ZAT2.

Dans la ZAT2, la limite d'élasticité et la résistance mécanique sont faibles à l'état mûri (environ la même valeur que la ZF). Le traitement thermique permet à ces propriétés de retrouver des valeurs proches de celles du pic de durcissement ; ces valeurs demeurent cependant légèrement inférieures. En revanche la ductilité dans la ZAT2 est très faible à l'état mûri, et diminue encore avec le traitement thermique. Cette faible ductilité peut être expliquée connaissant les résultats des analyses SAXS et DSC : dans cette zone, il est intervenu à la fois une dissolution d'une partie de la précipitation initialement présente, et à la fois la

croissance de certains précipités. On peut supposer que le grossissement et/ou la coalescence des précipités aux joints de grains a un effet néfaste sur la ductilité.

La ZAT3 a un comportement très proche de celui du métal de base. On remarque cependant que pour deux points (un point situé à la frontière avec la ZAT2 à -7 mm, et un point situé à +8 mm) l'allongement à rupture est plus faible. Il semble donc qu'il existe une zone intermédiaire entre la ZAT2 et la ZAT3, où la dissolution a été presque totale, mais où certains précipités de trempe, invisibles de par leur taille importante au SAXS, ont grossi, entraînant une perte de ductilité, comme c'est le cas dans la ZAT2.

Pour le métal de base, comme attendu, le traitement thermique a légèrement diminué la limite d'élasticité et la résistance mécanique, tandis que la ductilité est légèrement meilleure.

Ces résultats de comportement par zone de la soudure sont également cohérents avec le comportement des éprouvettes transverses à la soudure (voir partie 4.2.1) : à l'état mûri la déformation se répartit dans la ZF et dans les ZAT ; après traitement thermique, c'est essentiellement la ZF qui est sollicitée.

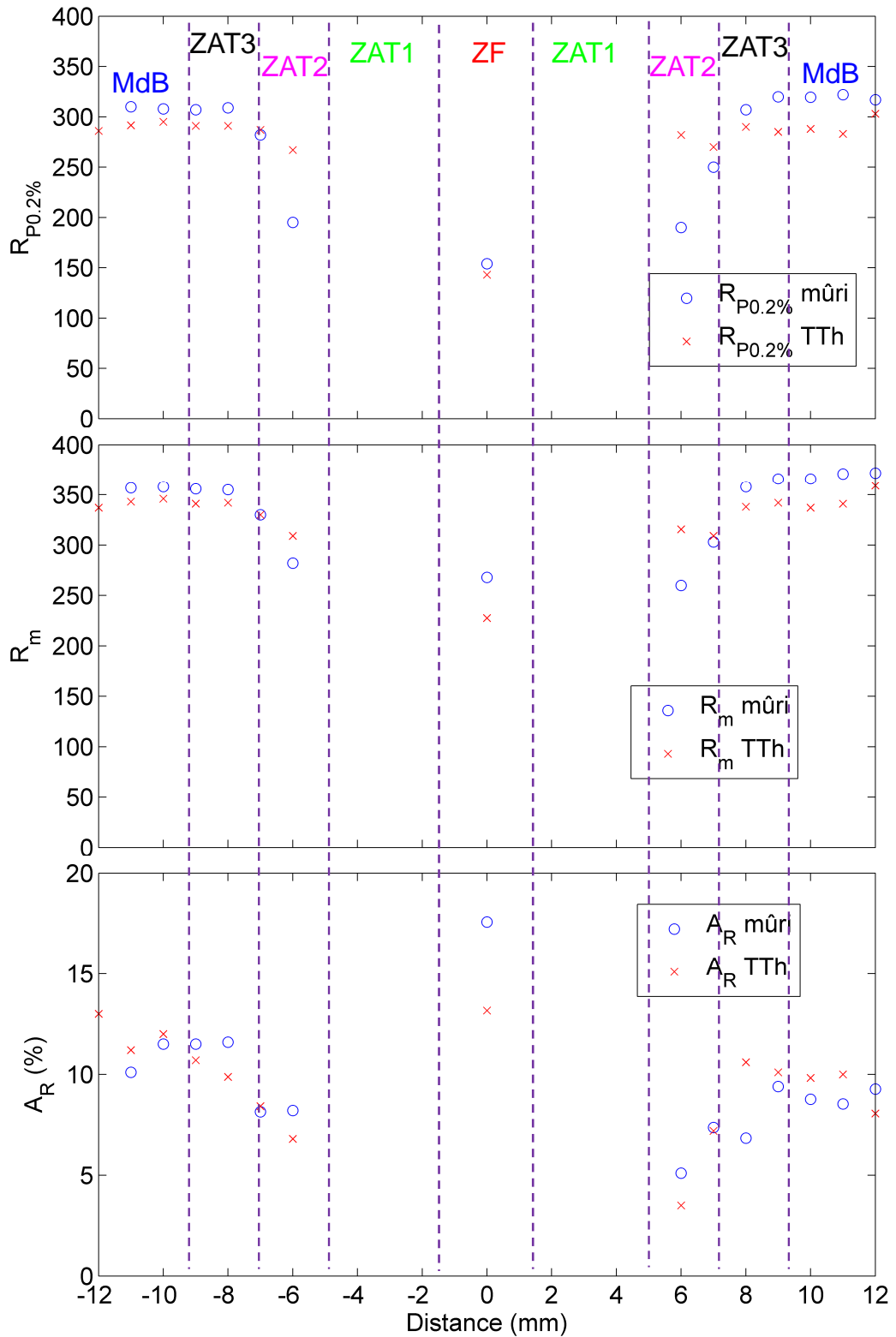


FIGURE 4.22 – Bilan de l'évolution des propriétés mécaniques le long de la soudure

4.2.3 Eprouvettes Kahn

Les éprouvettes Kahn sont usinées de telle sorte que l'entaille soit dans la zone fondue (voir figure 4.23).

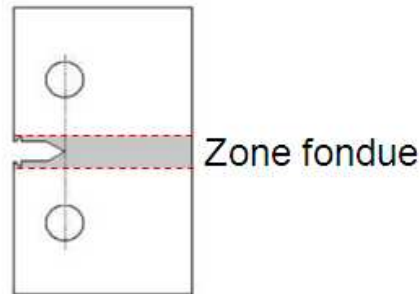


FIGURE 4.23 – Schéma de la position de la zone fondue sur les éprouvette Kahn

Pour chaque état, mûri et traité thermiquement, deux essais sont réalisés. La reproductibilité est bonne, comme le confirme la superposition des courbes sur la figure 4.24.

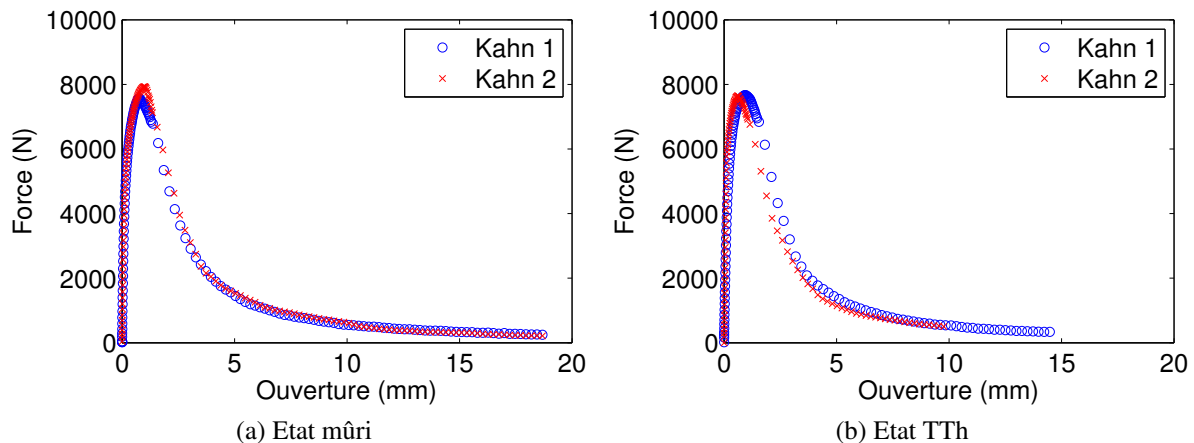


FIGURE 4.24 – Courbes force-ouverture des essais Kahn sur zone fondue, avant et après traitement thermique

Il est intéressant de comparer les courbes force-ouverture des différents sens de prélèvement dans le métal de base avec la courbe obtenue dans la zone fondue (figure 4.25). La valeur de la force maximale atteinte dans la ZF traduit bien la faiblesse de la limite d'élasticité.

En revanche, il est difficile de comparer les énergies mises en jeu lors de l'initiation et de la propagation de la fissure. Pour cela les diagrammes limite d'élasticité - UIE (figure 4.26) et limite d'élasticité - UPE (figure 4.27) sont tracés.

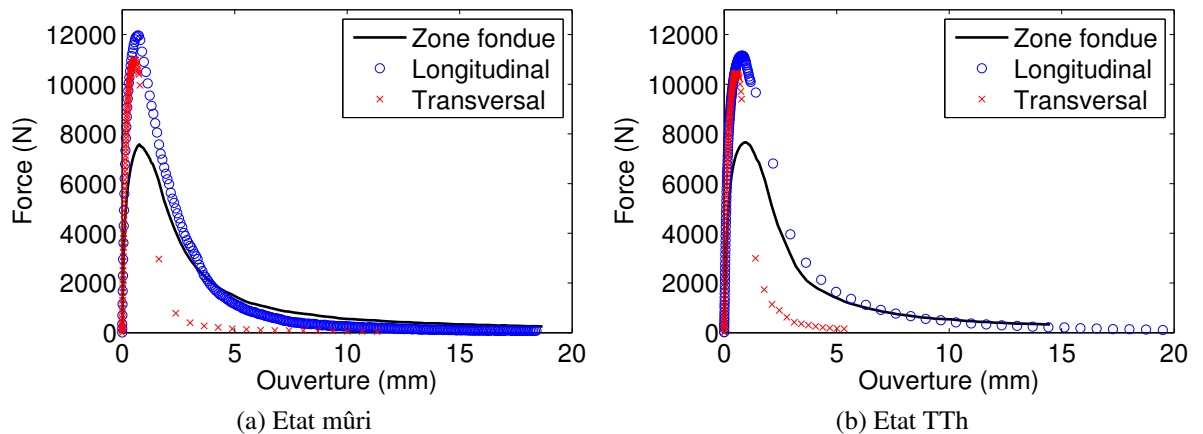


FIGURE 4.25 – Comparaison des courbes force-ouverture des essais Kahn, avant et après traitement thermique

Sur ces diagrammes il apparaît clairement que le comportement en terme d’UIE et d’UPE de la ZF est comparable à celui du métal de base. En terme de propagation de fissure notamment, les valeurs obtenues avant le traitement thermique sont comparables à celles du sens de propagation le plus favorable (longitudinal). En revanche après le traitement thermique, l’UIE et l’UPE de la ZF diminuent, tandis que celles du prélèvement longitudinal augmentent et celles du prélèvement transversal restent stables (UPE) ou diminuent légèrement (UIE).

Cette diminution de la ténacité avec le traitement thermique est un résultat attendu : en effet, la ZF est initialement dans un état sous-revenu, qui est l’état le plus favorable en terme de ténacité. Le traitement thermique éloigne donc la zone fondue de cet état pour l’approcher du pic de durcissement (la ZF est même très probablement dans un état sur-revenu : la caractérisation métallurgique ayant montré que dans cette zone la taille moyenne des précipités est supérieure à celle du métal de base à l’état T652).

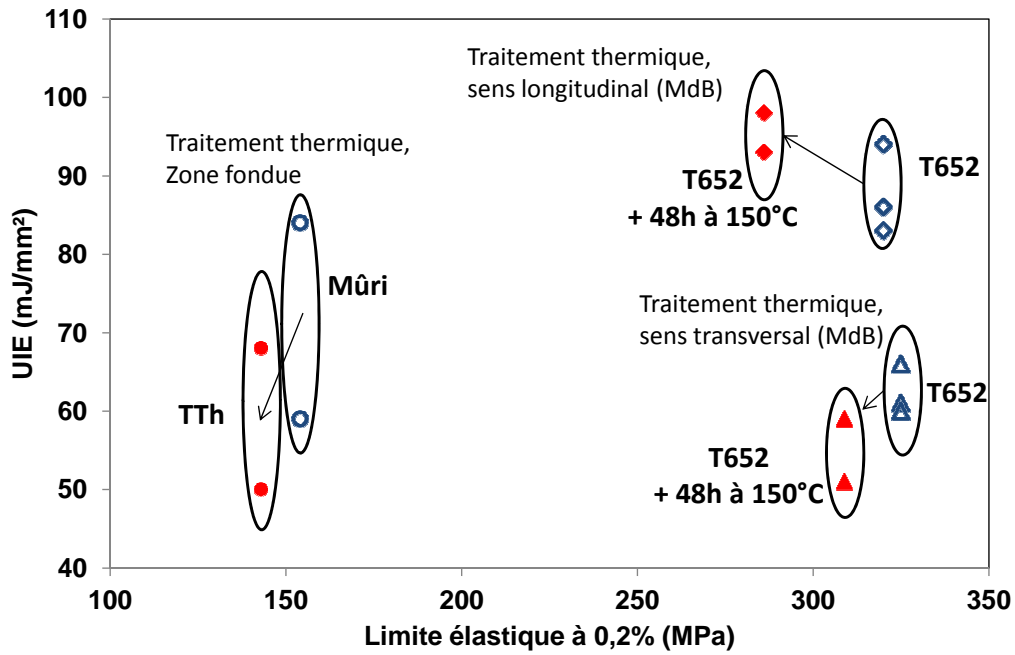


FIGURE 4.26 – Evolution de la limite d'élasticité et de l'UIE après le traitement thermique, comparaison entre les deux sens de prélèvement dans le métal de base et la zone fondue

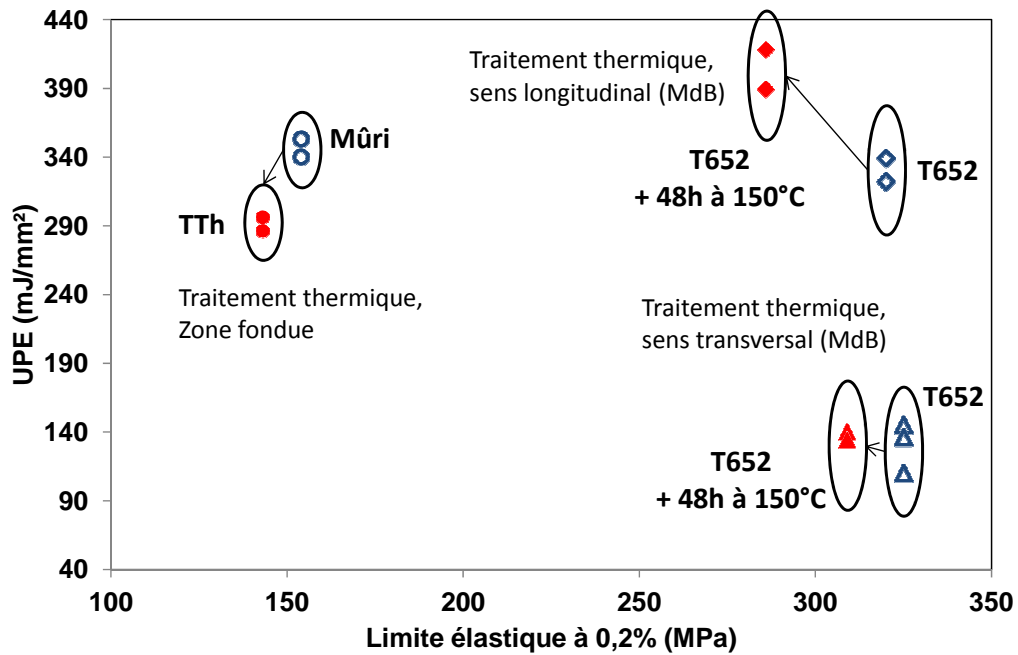


FIGURE 4.27 – Evolution de la limite d'élasticité et de l'UPE après le traitement thermique, comparaison entre les deux sens de prélèvement dans le métal de base et la zone fondue

Comparaison des champs de déformation

Sur les figures 4.28, 4.29 et 4.30 sont représentés les champs de déformation principale maximale des éprouvettes Kahn mesurés par corrélation d’images au moment où la force maximale est atteinte, et des lignes d’isodéformation sont tracées.

Entre les deux sens de prélèvement sur le métal de base les différences sont faibles et l’effet du traitement thermique à peine visible ; cependant une légère augmentation de la zone plastique semble prendre place, surtout dans le sens longitudinal, ce qui est cohérent avec l’augmentation d’UIE observée après le traitement thermique dans ce sens de prélèvement.

Pour les éprouvettes soudées, la différence est importante : la déformation s’étend beaucoup plus loin dans la ZF que dans le métal de base. De plus on observe nettement un effet du traitement thermique, qui favorise la localisation dans la ZF ; ce qui a déjà été abordé dans les parties 4.2.1 et 4.2.2.

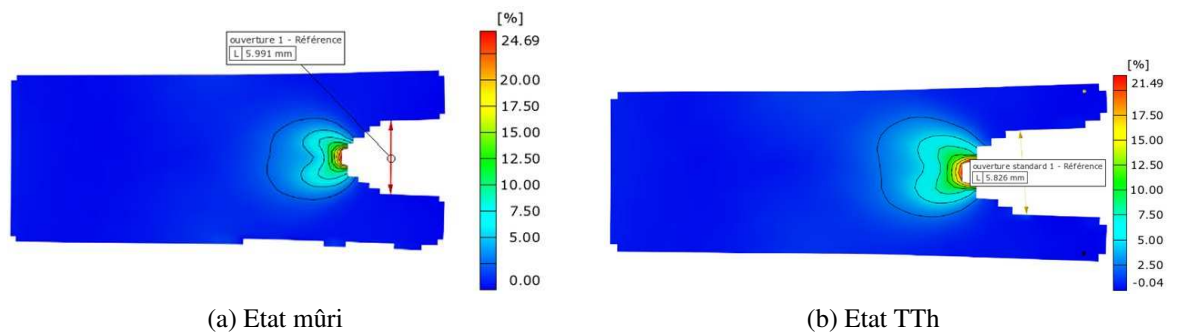


FIGURE 4.28 – Champs de déformation principale maximale au maximum de force ; métal de base, prélèvement longitudinal

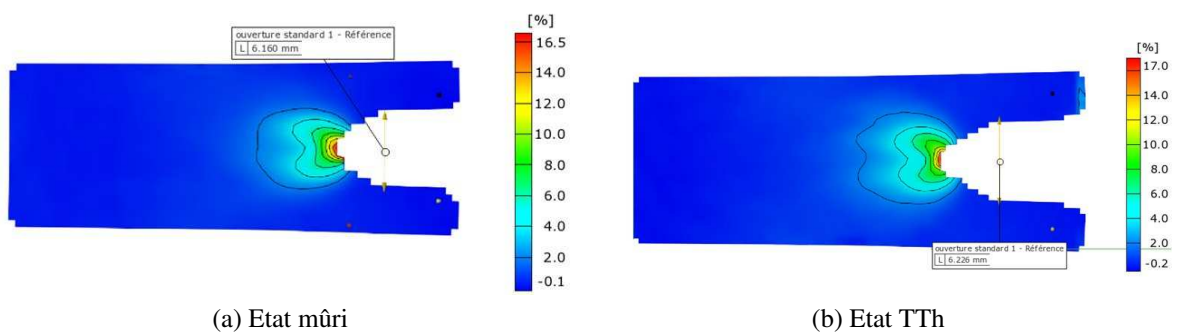


FIGURE 4.29 – Champs de déformation principale maximale au maximum de force ; métal de base, prélèvement transversal

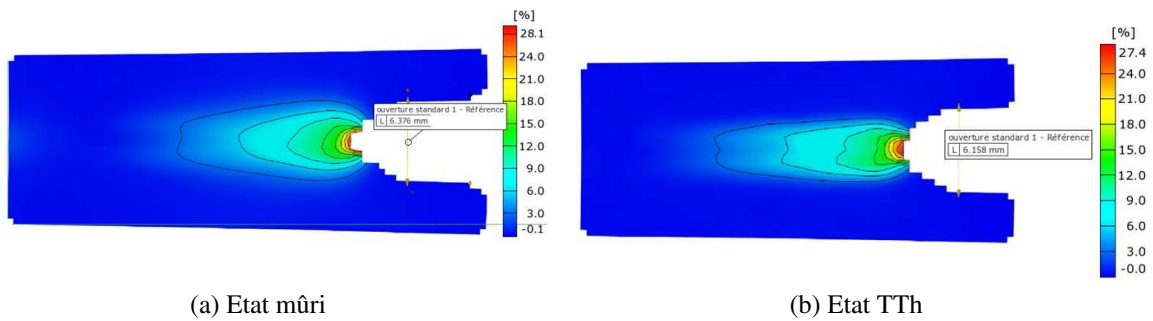


FIGURE 4.30 – Champs de déformation principale maximale au maximum de force ; zone fondue

Les éprouvettes Kahn localisent la déformation à proximité immédiate de la ZF ; ceci pourra nous servir à simplifier les modèles pour cette géométrie d'éprouvette, en limitant la définition des différentes zones à celles qui sont proches de la ZF.

4.2.4 Variation des largeurs d'éprouvettes

Un point essentiel pour la validation du modèle de matériau est la dépendance de sa réponse par rapport à l'état de contrainte qu'il subit, notamment en terme de taux de triaxialité des contraintes (rapport entre la pression hydrostatique et la contrainte équivalente de von Mises, voir chapitre 5). Dans cette partie, nous nous contentons de présenter les résultats obtenus pour trois géométries d'éprouvettes plates dont la largeur varie, tandis que l'épaisseur reste constante.

Sur un matériau homogène, la façon la plus courante d'augmenter le taux de triaxialité dans une éprouvette est d'y faire une entaille. Dans notre cas les éprouvettes soudées concentrent déjà la déformation dans la ZF, et le fait de changer la largeur des éprouvettes suffit à faire varier le taux de triaxialité.

Le dimensionnement de ces éprouvettes a été fait par simulations numériques élastoplastiques, afin d'évaluer l'ampleur de la variation de la triaxialité avec la largeur de l'éprouvette.

Ici nous présentons les éprouvettes choisies et les résultats obtenus. Signalons que le taux de triaxialité dans la zone de localisation de la déformation (ZF notamment) augmente avec la largeur, ce qui sera justifié quantitativement par modélisation dans le chapitre 5.

Parmi le choix des largeurs, il en vient une naturelle puisque les essais ont déjà été réalisés pour la comparaison avec le métal de base : les éprouvettes de 7 mm de large. Les deux autres largeurs retenues sont 3 mm et 30 mm. Les éprouvettes de largeur 7 et 30 mm sont représentées schématiquement sur la figure 4.31.

L'utilisation de congés de raccordement entre la partie saisie par le mors et le reste de

l'éprouvette est ici inutile. La déformation a lieu dans la ZF et une partie de la ZAT. Les éprouvettes sont donc rectangulaires.

L'insuffisance de matière soudée ne nous a pas permis de réaliser ces essais pour les deux états métallurgiques ; mûri et traité thermiquement. Nous avons choisi de les réaliser à l'état traité thermiquement, qui est l'état de la structure soudée réelle.

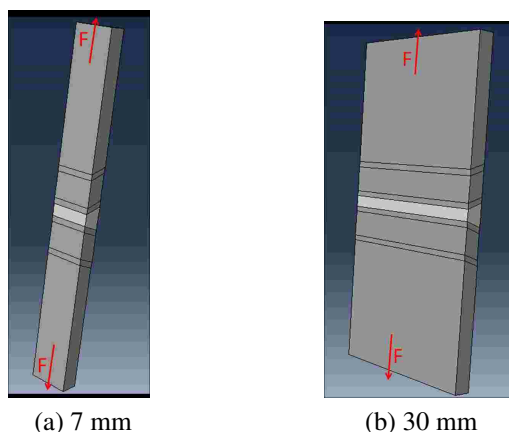


FIGURE 4.31 – Schema des éprouvettes de différentes largeurs

Les résultats en termes de courbes force-allongement obtenues pour les différentes largeurs, à l'état traité thermiquement sont présentés sur la figure 4.32.

La réponse mécanique de ces éprouvettes apparaît clairement dépendante de la largeur de l'éprouvette. Tout d'abord signalons le durcissement apparent pour les grandes largeurs : ce comportement est en accord avec le durcissement par effet d'entaille, bien connu lorsqu'on travaille sur des éprouvettes entaillées. Ce phénomène provient de l'état de contrainte multiaxial dans l'éprouvette.

L'allongement à rupture est d'autant plus faible que la largeur est grande, c'est-à-dire que le taux de triaxialité est grand. Dans le cas d'une rupture ductile, la croissance des cavités est favorisée par un fort taux de triaxialité des contraintes : ce résultat est donc en accord avec ce qu'on pouvait attendre.

Ainsi nous disposons de ces essais supplémentaires pour définir et tester la dépendance du modèle qui sera proposé pour le comportement de la zone fondue par rapport à l'état de contrainte.

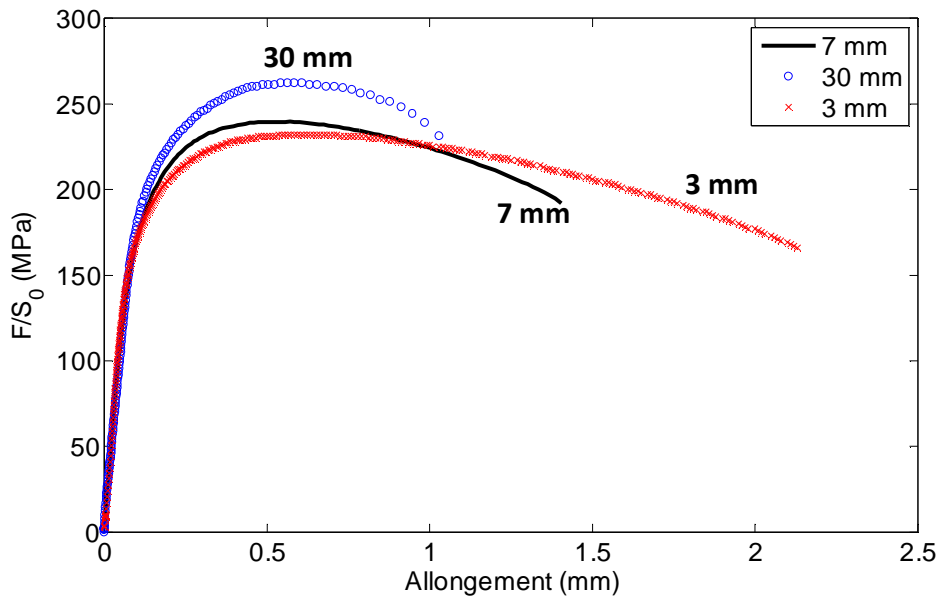


FIGURE 4.32 – Courbes force - allongement obtenues pour les différentes largeurs d'éprouvettes soudées après traitement thermique

4.3 Fractographie

Dans une première partie sont présentés les faciès que l'on peut observer sur le métal de base. Quelques comparaisons sont faites entre les états thermiques, et aussi entre les différents états de contrainte. Dans la deuxième partie nous présenterons l'étude du faciès de rupture de la soudure : c'est celle qui nous intéresse particulièrement car la rupture intervient systématiquement dans la zone fondue. Enfin dans la dernière partie est mis en évidence le lien entre distribution d'intermétalliques et faciès de rupture en comparant les résultats entre métal de base et soudure.

4.3.1 Métal de base

Sur les éprouvettes de traction plates du métal de base, la rupture se produit toujours en biseau, avec un angle d'environ 45° dans l'épaisseur par rapport à la direction de traction. Ces observations sont également valables à l'état traité thermiquement. La figure 4.33 présente des photographies de surfaces de rupture d'éprouvettes plates pour chaque sens de prélèvement.

La surface de rupture dans le sens transversal est moins régulière que dans le sens longitudinal, et son aspect est plus granuleux. Ceci laisse supposer que la rupture intergranulaire

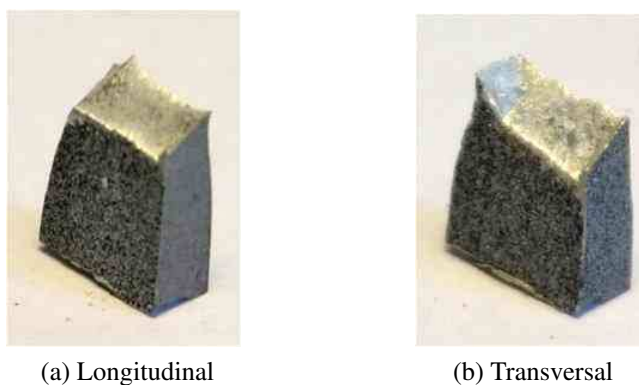


FIGURE 4.33 – Photographies des surfaces de rupture du métal de base à l'état T652 sur éprouvettes plates dans les deux sens de prélèvement

intervient de manière plus importante dans le sens transversal que dans le sens longitudinal.

Dans le métal de base, le faciès de rupture typique correspond à un faciès entièrement ductile, avec la présence de grosses cavités, et entre ces cavités, des cupules de plus faible taille. Sur la figure 4.34 est présenté ce type de faciès pour une rupture dans le sens longitudinal à l'état traité thermiquement, et sur la figure 4.35 dans le sens transversal à l'état T652.

Ce type de mécanisme impliquant deux populations de vides a été largement étudié ces dernières années (Perrin et Leblond, 2000; Fabrègue et Pardoën, 2008; Liu *et al.*, 2011).

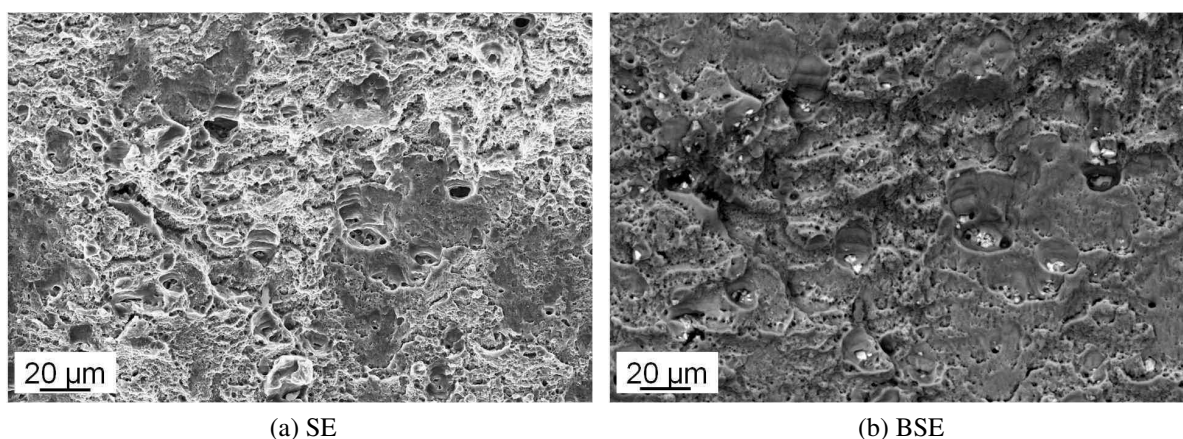


FIGURE 4.34 – Fractographie sur une éprouvette plate longitudinale à l'état traité thermiquement : contraste topologique à gauche, et chimique à droite

Ce qui différencie les faciès entre les différents sens de prélèvement, c'est la distribution

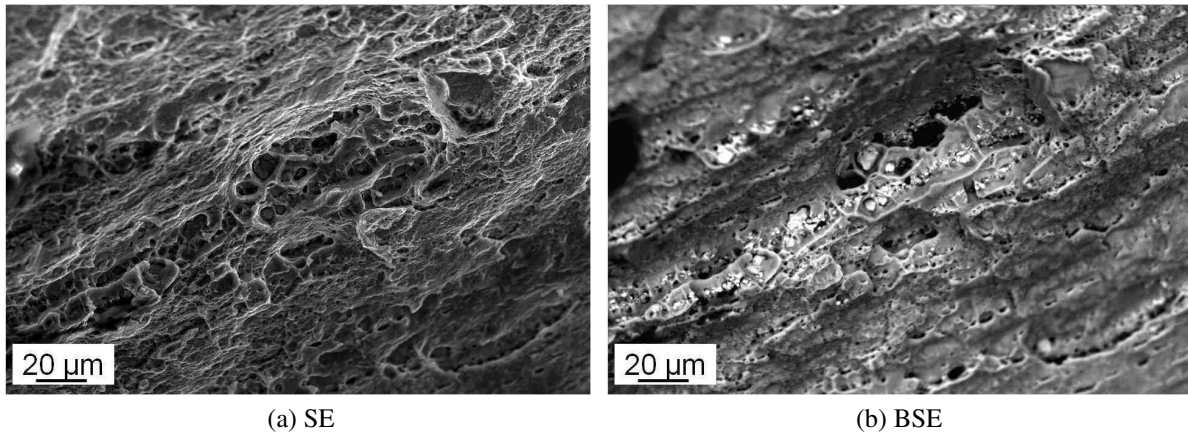


FIGURE 4.35 – Fractographie sur une éprouvette plate transversale à l'état T652 : contraste topologique à gauche, et chimique à droite

des plus grosses cavités, dites primaires, au fond desquelles se trouvent systématiquement des intermétalliques contenant du fer (et fréquemment des éléments antirecristallisants tels que chrome et manganèse), comme le montre le spectre EDX présenté sur la figure 4.36 ; dans ce spectre on retrouve également les éléments présents dans la matrice environnante, aluminium, zinc et magnésium. Ces cavités primaires ont une forme et une répartition directement liées à celles des particules intermétalliques grossières.

Sur les faciès de rupture, on observe souvent des traces de matage : ces écrasements locaux du faciès sont favorisés par la rupture par cisaillement en biseau ; ils sont donc plus visibles sur les faciès des éprouvettes prélevées dans le sens longitudinal.

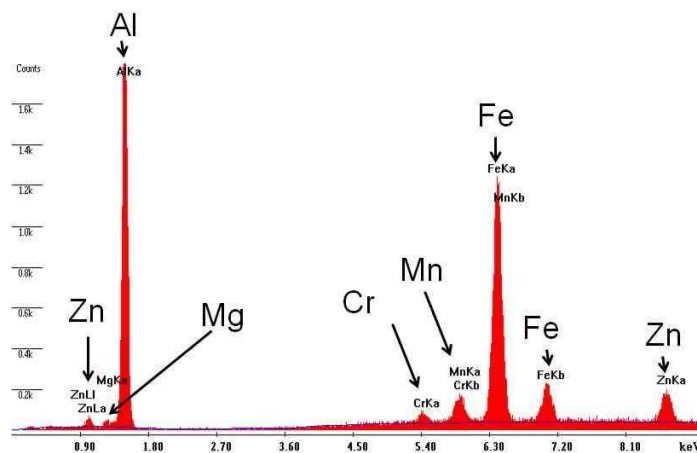


FIGURE 4.36 – Spectre EDX d'un précipité en fond de cavité primaire

Notons dès à présent que le mode d'endommagement ne semble pas être modifié par le traitement thermique de 48 heures à 150° C. Sur la figure 4.37 sont comparés les faciès avant

et après traitement thermique pour des éprouvettes plates prélevées dans le sens longitudinal, et pour des micro-éprouvettes plates prélevées dans le sens transversal sur la figure 4.38.

Il semble que le traitement thermique, bien qu'il influe sur les propriétés mécaniques, ne change pas les mécanismes d'endommagement. D'autres exemples sur les éprouvettes Kahn mènent à la même conclusion.

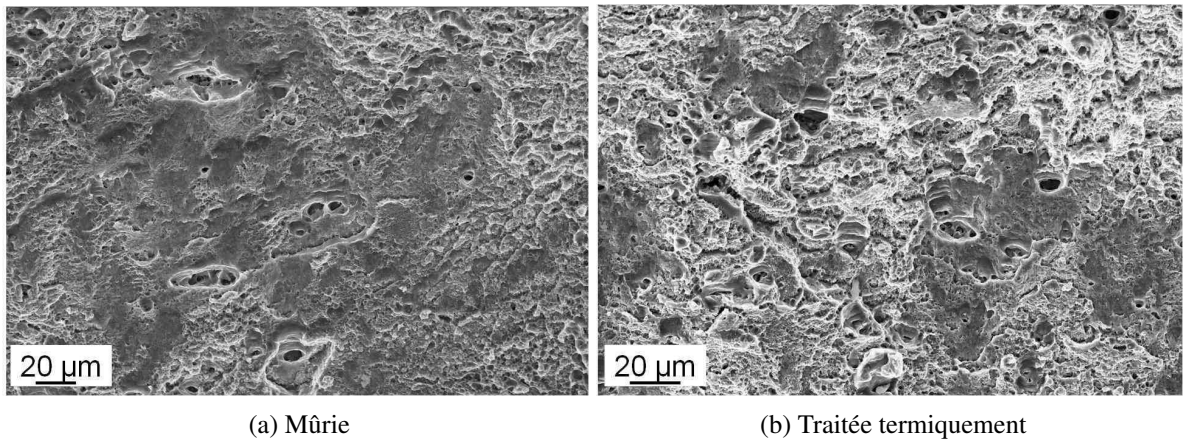


FIGURE 4.37 – Fractographie des éprouvettes plates longitudinales avant et après traitement thermique

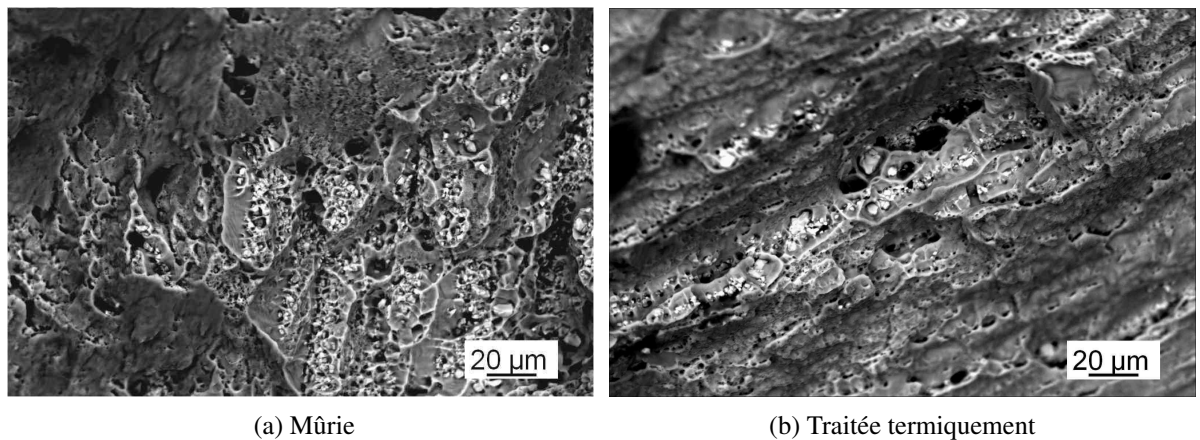


FIGURE 4.38 – Fractographie de micro-éprouvettes plates transversales avant et après traitement thermique (mode BSE)

Les photographies des surfaces de rupture du métal de base à l'état T652 sur éprouvettes Kahn sont présentées sur la figure 4.39 pour chaque sens de prélèvement. La différence de faciès apparaît clairement entre les deux sens de prélèvement. Le faciès de rupture des éprouvettes Kahn présente généralement deux zones bien distinctes qui sont représentées schématiquement sur la figure 4.40 : à l'avant du fond d'entaille, on distingue une zone triangulaire

perpendiculaire à la direction de traction (rupture en mode I), appelée chevron d'amorçage, et une zone où la rupture se fait en biseau, c'est-à-dire avec un angle par rapport à la direction de traction.

Les surfaces de rupture à l'état traité thermiquement présentent les mêmes caractéristiques.



FIGURE 4.39 – Photographies des surfaces de rupture du métal de base à l'état T652 sur éprouvettes Kahn dans les deux sens de prélèvement

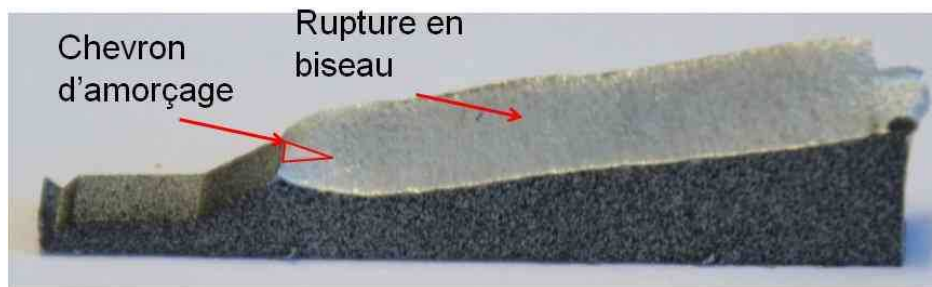


FIGURE 4.40 – Schéma des zones de ruptures du métal de base à l'état T652 sur éprouvettes Kahn, sens longitudinal

La zone en chevron dans le sens longitudinal apparaît nettement même à faible grossissement au MEB (voir figure 4.41a). Elle se détache clairement de la zone en biseau par une taille plus importante de cupules. Sur la figure 4.41b, on peut voir que les cavités primaires sont largement dominantes par rapport aux cavités secondaires. Dans cette zone la triaxialité est très importante, favorisant la croissance des cavités et la striction inter-ligament plutôt que la coalescence par croissance de vides secondaires.

Pour le cas du faciès dans le sens transversal, la surface présente un aspect fibreux (voir figure 4.42a). La zone en chevron se distingue à peine : la transition chevron-biseau n'intervient pas clairement, la surface est très irrégulière. A plus fort grossissement, sur la figure 4.42b on peut voir des cupules primaires qui suivent la répartition en bandes allongées des particules intermétalliques grossières.

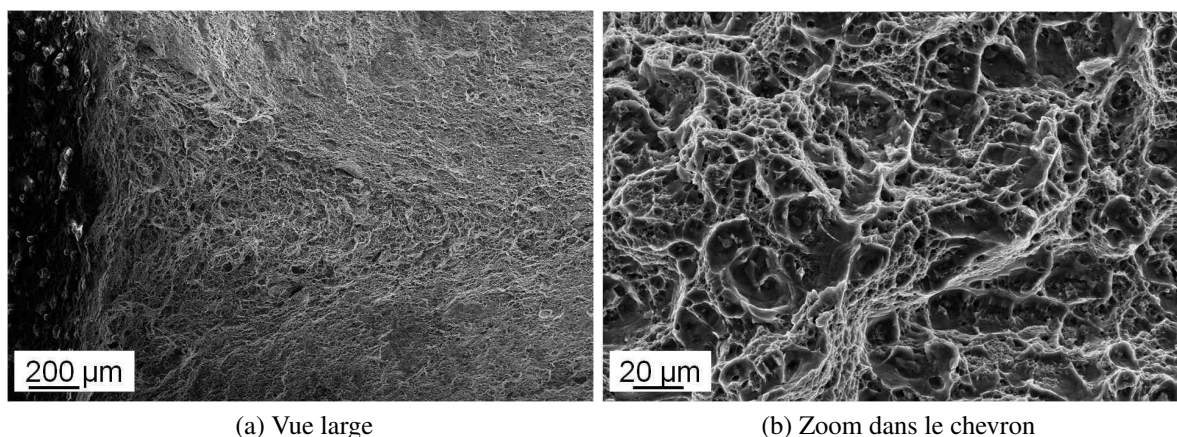


FIGURE 4.41 – Fractographie dans la zone en chevron, éprouvette de métal de base longitudinale traitée thermiquement

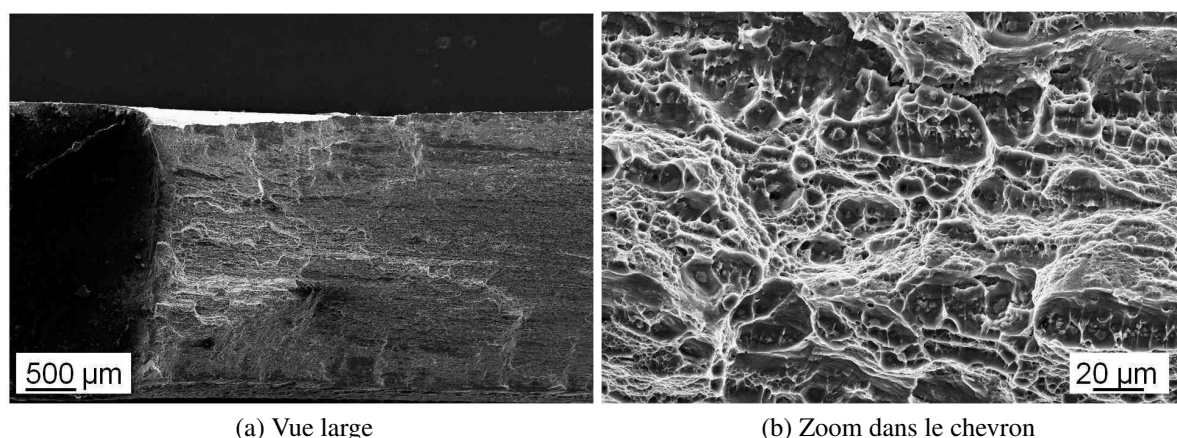


FIGURE 4.42 – Fractographie dans la zone en chevron, éprouvette de métal de base transversale traitée thermiquement

Dans la zone de rupture en biseau, les faciès présentent une fraction importante de cavités secondaires, quel que soit le sens de prélèvement (voir figure 4.43). Dans le sens transversal cependant, on peut voir des zones plus claires, plus lisses que les autres zones. Ceci est peut-être un indice d'une rupture intergranulaire plus importante, ce qui justifierait la plus faible ténacité dans cette direction de prélèvement. Notons tout de même que la différence majeure entre les deux sens de prélèvement vient toujours de la forme et de la distribution des cavités primaires.

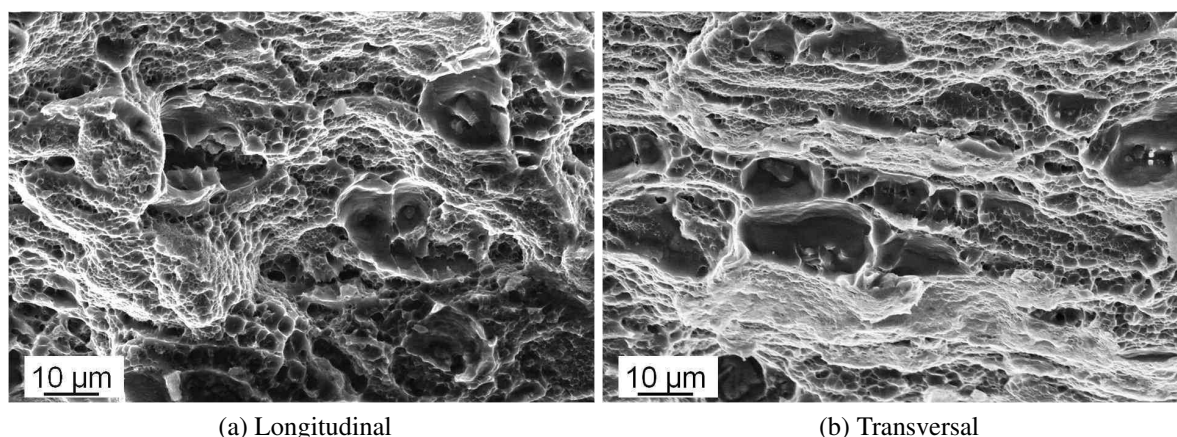


FIGURE 4.43 – Fractographie dans la zone en biseau pour chaque sens de prélèvement, éprouvettes de métal de base traitées thermiquement

4.3.2 Plaques soudées

Les surfaces de rupture observées dans la ZF (là où se produit toujours la rupture) sont très différentes de celles observées sur métal de base. Tout d'abord, comme nous pouvons l'observer sur la figure 4.44, les surfaces ne se séparent pas en biseau, mais d'une manière assez irrégulière, rappelant la géométrie « cup-cone » observée sur les éprouvettes de traction axisymétriques.



FIGURE 4.44 – Photographies des surfaces de rupture de la zone soudée sur éprouvette plate et sur éprouvette Kahn, état mûri

Cette géométrie de rupture apparaît bien sur la figure 4.45. On note la présence de certaines cavités de taille très importante ; on attribue leur présence à l'existence de défauts de soudure telles que micro-porosités ou manque de fusion locale. En dehors de ces défauts, la surface est assez homogène.

Cette surface de rupture homogène est constituée de cupules régulières de faible taille (environ 5 à 10 microns). Ces cupules sont visibles sur la figure 4.46, pour des éprouvettes plates de 7 mm de large, avant et après traitement thermique. On constate visuellement, mais

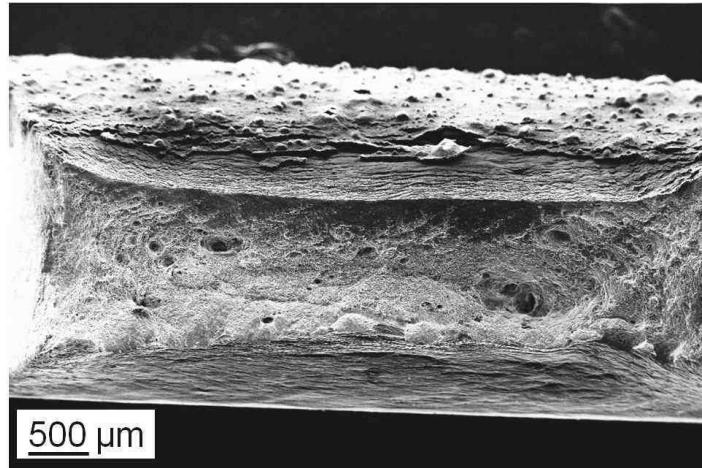


FIGURE 4.45 – Faciès de rupture au MEB (SE), éprouvette plate de 7 mm de large, traitée thermiquement

de manière difficile à quantifier, que les cupules de l'éprouvette traitée thermiquement sont en moyenne de taille légèrement supérieure à celles de l'éprouvette à l'état mûri. Ceci pourrait traduire une différence d'état de contrainte entre les deux éprouvettes : du fait de la forte augmentation des propriétés mécaniques de la ZAT après le traitement thermique, la localisation de la déformation dans la ZF est plus importante, ce qui se traduit par un taux de triaxialité plus élevé, comme nous le verrons dans le chapitre 5. Cependant le comportement des éprouvettes traitées thermiquement de différentes largeurs n'est pas cohérent avec cette interprétation : sur la figure 4.47 les faciès de ces différentes éprouvettes sont montrés avec le même grandissement. Selon le commentaire qui vient d'être fait sur l'influence du taux de triaxialité, les cupules devraient être de plus en plus grosses pour les largeurs de 3 mm à 30 mm (la triaxialité augmente avec la largeur). Or c'est plutôt l'inverse qui apparaît. Il semble donc difficile d'interpréter ces différences en terme d'état de contrainte ; en fait les différences observées sont faibles et il se peut que les zones imagées présentent ce type d'écart entre différentes positions sur un même faciès. De plus l'état de contrainte peut avoir un effet sur la nucléation des cavités ; ainsi la diminution de taille des cupules avec l'augmentation de la triaxialité pourrait être due à une germination plus importante.

Il faut souligner que ces faciès de rupture dans la ZF présentent une répartition homogène de cupules (hors défauts de soudage) : nous n'aurons donc à considérer qu'un mécanisme de nucléation/croissance/coalescence avec une seule population de cavités pour la modélisation, contrairement aux mécanismes mis en jeu dans le métal de base, où deux populations de cavités de tailles différentes interviennent.

Sur la figure 4.48 (a), nous présentons des images obtenues sur un MEB-FEG, dont la

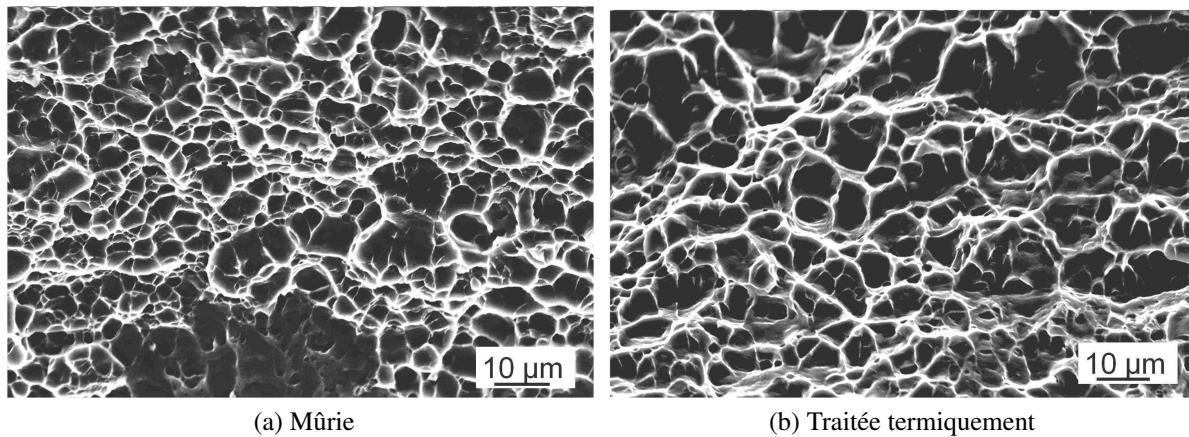


FIGURE 4.46 – Fractographie des éprouvettes plates soudées de 7 mm de large, avant et après traitement thermique

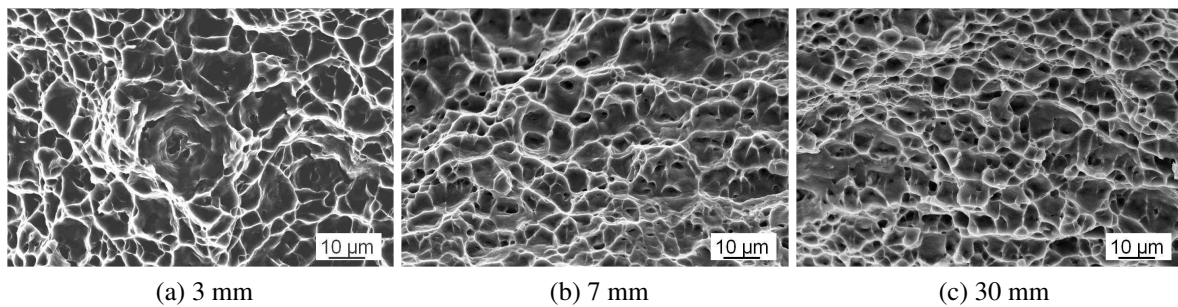


FIGURE 4.47 – Fractographie des éprouvettes plates soudées de différentes largeurs, état traité thermiquement

résolution nous permet de mettre en évidence la présence de particules au fond des cupules. Ces particules sont composées de fer, de silicium et d'éléments antirecristallisants, tels que le chrome et le manganèse (voir figure 4.48 (b)). Elles sont issues des phases intermétalliques grossières du métal de base, qui ont été redistribuées lors de la fusion. Dans le chapitre 3, nous avons vu que ces particules sont réparties régulièrement dans toute la ZF. Dans la partie qui suit, nous mettons en relation cette répartition des particules intermétalliques grossières et les faciès de rupture correspondants.

Nous retiendrons essentiellement que les mécanismes de rupture dans la ZF sont similaires, quels que soit le type d'éprouvette ou l'état thermique considéré, et que ces mécanismes n'impliquent qu'une seule famille de taille de cavités.

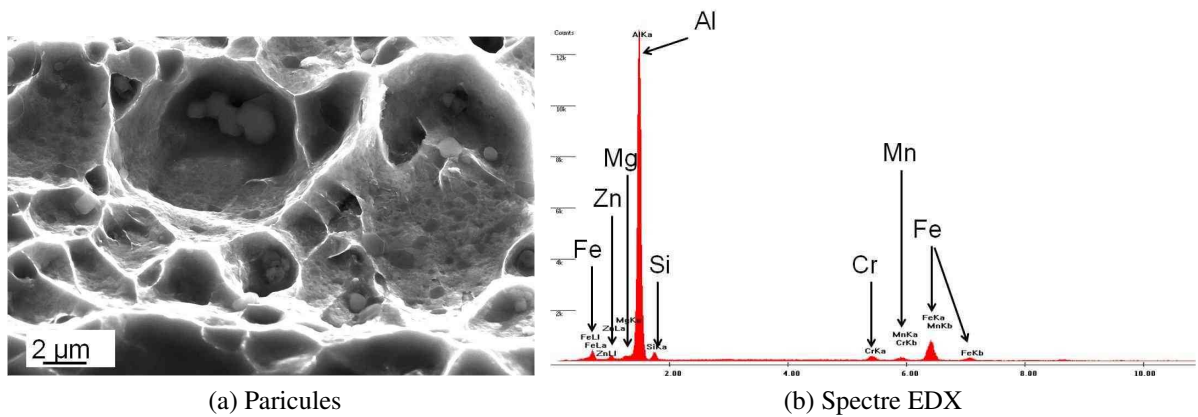


FIGURE 4.48 – Image MEB-FEG-SE mettant en évidence la présence de particules en fond de cupules, et spectre EDX réalisé sur une des particules

4.3.3 Lien entre distribution des particules intermétalliques et faciès de rupture

Dans cette partie nous voulons mettre en évidence le lien qu’il existe entre la distribution et la forme des particules intermétalliques, et les faciès de rupture. Pour cela sur la figure 4.49 sont présentées d’une part une image MEB-BSE dans le plan longitudinal (donc on regarde dans le sens de traction transversal), et d’autre part une fractographie d’éprouvette de traction dans le sens transversal, toujours en MEB-BSE, au même grandissement (environ). Ceci met en avant la forte corrélation qu’il existe entre la distribution des particules intermétalliques grossières et le faciès de rupture correspondant.

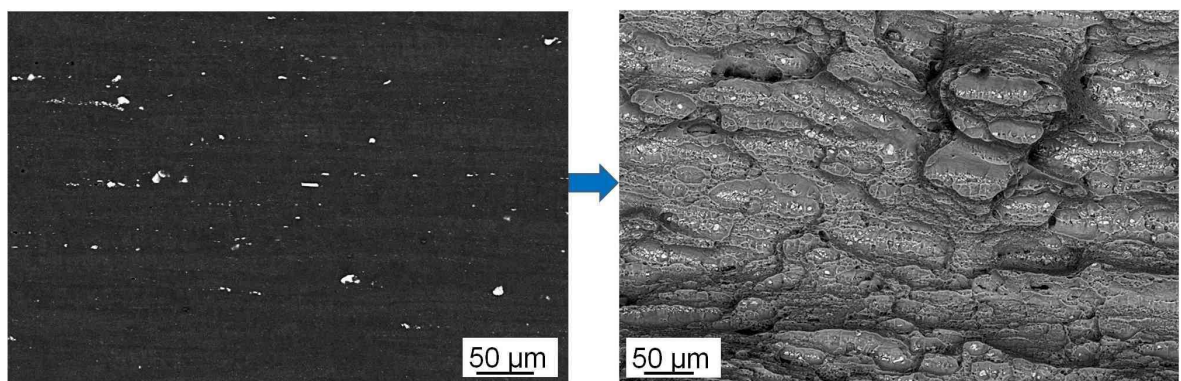


FIGURE 4.49 – Comparaison entre la distribution initiale de particules intermétalliques grossières et le faciès de rupture, sens transversal

Cette relation est également mise en évidence dans la ZF sur la figure 4.50. Sur cette figure nous avons choisi d’utiliser une image MEB-SE pour la fractographie de la zone fondue.

Là encore les échelles sont similaires entre les deux images MEB, et la relation entre distribution initiale des particules intermétalliques grossières et distribution des cupules apparaît clairement.

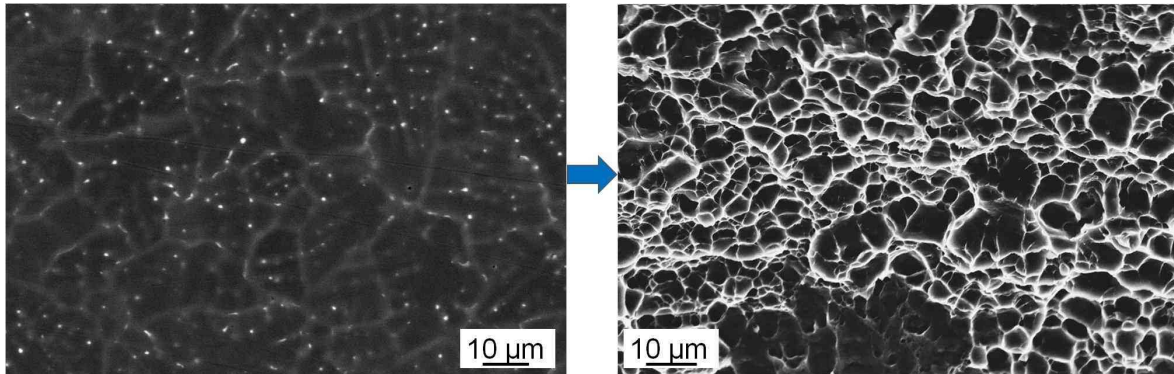


FIGURE 4.50 – Comparaison entre la distribution initiale de particules intermétalliques grossières et le faciès de rupture, zone fondue

4.3.4 Essais interrompus

Afin de mieux comprendre les mécanismes de nucléation et croissance de l'endommagement, certains essais de traction sur éprouvettes soudées à l'état traité thermiquement ont été interrompus. La figure 4.51 illustre les différents stades d'interruption des essais : sur des éprouvettes de 7 mm de large, des essais ont été interrompus à -1% et -5% de la force maximale atteinte, et sur une éprouvette de 30 mm de large, à -7% de la force maximale. Les interruptions n'ont pu être réalisées sur une même largeur d'éprouvette par insuffisance de matière. Cependant nos observations permettent d'identifier qualitativement différents stades d'évolution de l'endommagement. Les observations sont situées dans une zone centrale de la ZF.

Largeur 7 mm -1% de F_{max}

A -1% de la force maximale atteinte, sur la figure 4.52a on distingue la présence de microporosités réparties de manière assez homogène, avec cependant la présence de quelques pores de taille importante. A plus fort grossissement, sur la figure 4.52b, on peut s'apercevoir que ces porosités suivent une zone de ségrégation des éléments d'alliage, donc un joint de grains, où se situent à la fois les particules intermétalliques grossières et les précipités hétérogènes intergranulaires.

Largeur 7 mm -5% de F_{max}

A -5% de la force maximale, le développement de l'endommagement sous forme de bandes

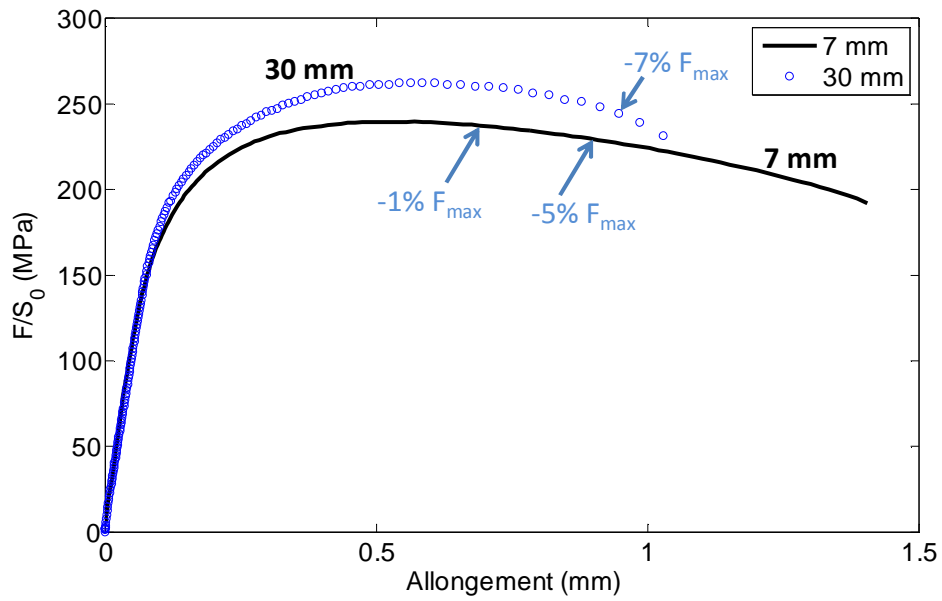


FIGURE 4.51 – Position des interruptions sur les courbes de traction des éprouvettes soudées après traitement thermique pour les largeurs 7 mm et 30 mm

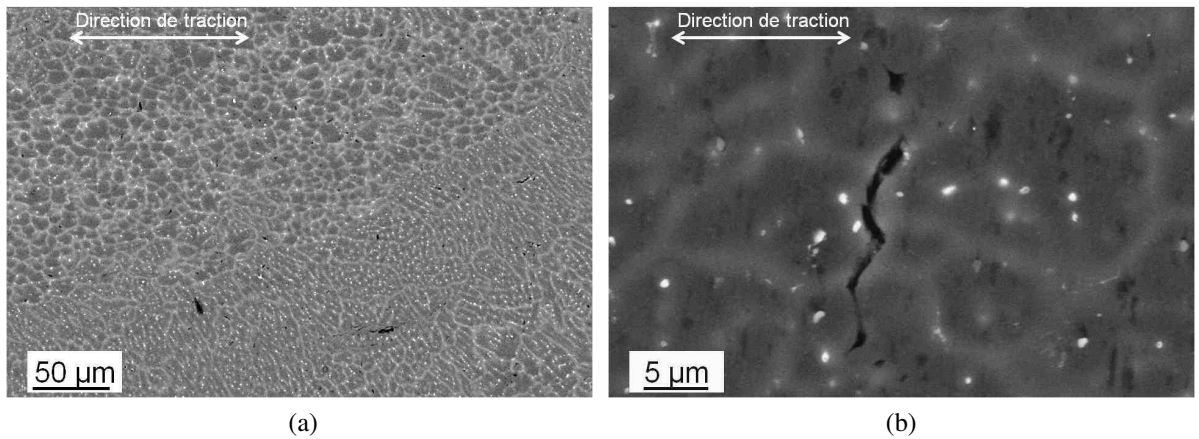


FIGURE 4.52 – Images MEB-BSE mettant en évidence la présence d’endommagement dans la ZF d’un essai de traction sur éprouvette plate de largeur 7 mm, interrompu à -1% de F_{max}

apparaît clairement sur la figure 4.53a. Dans certaines zones les bandes ne se sont pas développées et on distingue bien la localisation de l’endommagement aux joints de grains (figure 4.53b).

Largeur 30 mm -7% de F_{max}

Enfin sur l’essai interrompu d’une éprouvette de 30 mm de large à -7% de la force maximale, le stade de coalescence a débuté : des fissures de quelques dizaines de micromètres

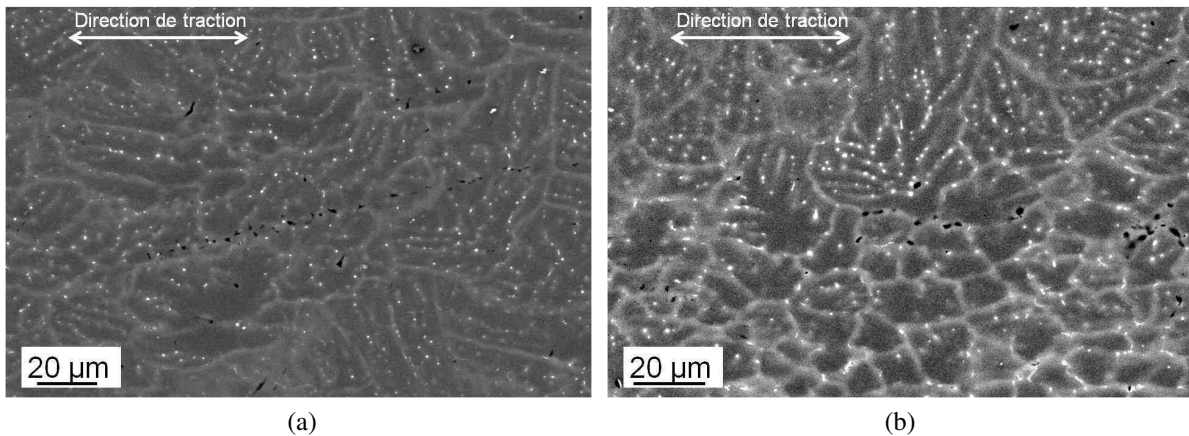


FIGURE 4.53 – Images MEB-BSE mettant en évidence la présence d’endommagement dans la ZF d’un essai de traction sur éprouvette plate de largeur 7 mm, interrompu à -5% de F_{max}

sont visibles (figure 4.54). Ces micro-fissures se propagent selon un mode intergranulaire. Leur direction de propagation ne semble pas dépendre de la direction de traction : sur la figure 4.54a la microfissure s’est développée perpendiculairement à la direction de traction, tandis que sur la figure 4.54b, elle se développe avec un angle d’environ 45° par rapport à la direction de traction.

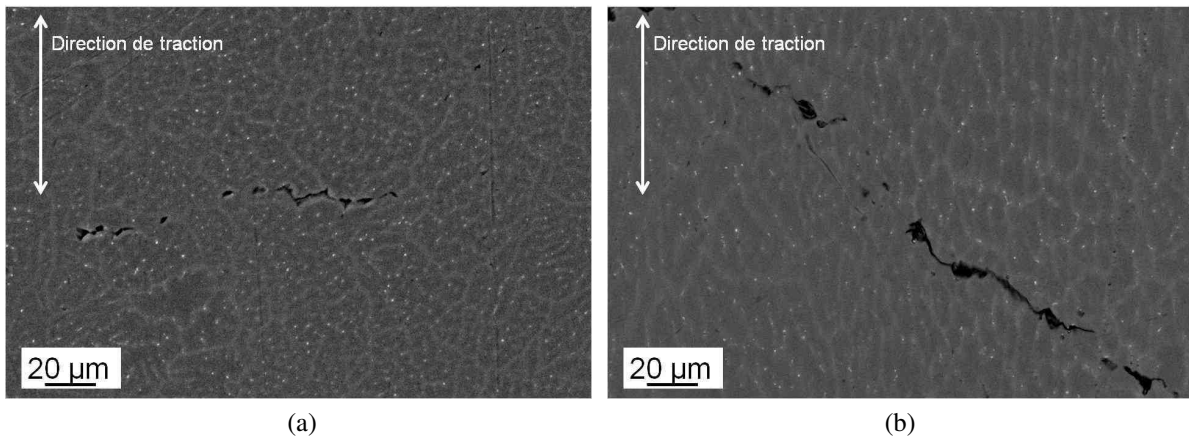


FIGURE 4.54 – Images MEB-BSE mettant en évidence la présence d’endommagement dans la ZF d’un essai de traction sur éprouvette plate de largeur 30 mm, interrompu à -7% de F_{max}

Ces observations qualitatives sur les essais interrompus permettent de reconstruire une séquence de nucléation/croissance/coalescence de micro-pores :

1. au début de la localisation, la nucléation intervient de manière homogène sur les sites

que constituent les particules intermétalliques situées aux joints de grains (particules intermétalliques grossières et précipités intergranulaires) ;

2. la croissance de ces pores se déroule essentiellement dans les espaces intergranulaires ;
3. à un stade proche de la rupture, les pores se rejoignent en suivant les joints de grains pour former des micro-fissures ; l'orientation de ces dernières semble plus liée au chemin intergranulaire le plus favorable qu'à la direction de traction.

Cette dernière observation sur la direction de coalescence des pores est cohérente avec le faciès de rupture très irrégulier que présentent toutes les éprouvettes soudées.

4.4 Bilan et discussion

Les résultats que nous avons obtenus sur le métal de base nous servent à la fois de référence par rapport au comportement de la soudure, mais également à valider la géométrie de certaines éprouvettes.

Pour comprendre l'évolution de certaines propriétés on peut se baser sur l'évolution schématique d'un alliage d'aluminium à durcissement structural dans un diagramme limite d'élasticité-ténacité, comme représenté sur la figure 4.55. Il faut garder à l'esprit que c'est une évolution schématique, qui peut dépendre de plusieurs paramètres, comme la composition de l'alliage ou les conditions de trempe (Dumont *et al.*, 2004).

Pour le cas du métal de base, on se situe au niveau du pic de durcissement, donc une limite d'élasticité maximale et une ténacité minimale. Selon ce diagramme, l'évolution lors d'un traitement thermique de sur-revenu se fera donc vers une diminution de la limite d'élasticité et une augmentation de la ténacité. Cette évolution est vérifiée en partie par nos résultats, en termes de limite d'élasticité pour les deux sens de prélèvement, mais en terme d'évolution de ténacité, uniquement dans le sens longitudinal. Nous avons vu que même avant le traitement thermique, les résultats sont très différents entre ces deux sens de prélèvement ; les énergies UIE et UPE sont très faibles dans le sens de traction transversal comparées aux valeurs dans le sens longitudinal. Cette différence est visible sur les fractographies effectuées : la distribution des vides primaires et leur forme, qui suivent celles des intermétalliques grossiers, est très différente entre les deux sens de prélèvement.

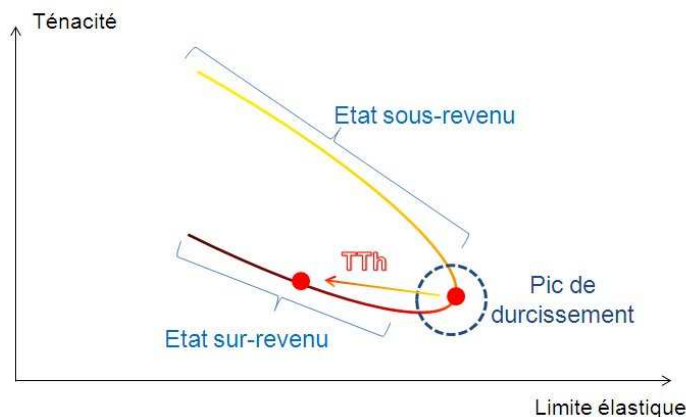


FIGURE 4.55 – Diagramme schématique d'évolution des propriétés mécaniques du métal de base avec le traitement thermique (TTh)

La prise en compte de la forme et de la distribution des vides primaires dans les mo-

dèles d'endommagement et de rupture par croissance/coalescence de cavités a fait l'objet de nombreux travaux (Pardoën et Hutchinson, 2000; Gao *et al.*, 2005; Steglich *et al.*, 2008) et leur forte influence sur la ténacité est largement admise. En plus de cela, il faut également considérer la présence de la zone dénudée en précipité (PFZ) (Pardoën *et al.*, 2003; Dumont *et al.*, 2004) et le rôle des vides secondaires (Fabrègue et Pardoën, 2008), qui ont également une forte influence sur la ténacité.

Si on considère que l'endommagement s'amorce sur les particules de trempe situées sur les joints de grains, donc entourées par une PFZ, comme c'est le cas dans (Steglich *et al.*, 2008), et que la rupture se fait en mode I (et dans des conditions de plasticité confinée), la différence entre l'énergie de rupture dans les deux sens de prélèvement s'explique assez simplement. Dans le cas où l'on tire dans une direction normale au fibrage, des micro-fissures sont créées aux joints de grains. Si ces derniers sont fragilisés par la précipitation grossière, et que la PFZ présente une faible résistance à la déformation, la macro-fissure va pouvoir se propager facilement à travers ces zones, perpendiculairement à l'axe de traction. Mais dans le cas où la direction de traction est longitudinale, le développement de macro-fissures normales à l'axe de traction nécessite de traverser la matrice, plus tenace que les joints de grains. Dans notre cas l'hypothèse de plasticité confinée n'est pas respectée ; cependant cette interprétation est tout à fait cohérente avec nos résultats et permet de comprendre qualitativement les différences de ténacité observées entre les différents sens de prélèvement.

Au final, l'interprétation des mécanismes expliquant l'évolution des propriétés du métal de base selon les sens de prélèvement et les états thermiques s'avère complexe et hors du cadre de notre étude : en effet nos résultats sur soudure montrent que la rupture se produit systématiquement dans la ZF, et que les mécanismes de rupture sont très différents de ceux du métal de base. Les faciès de rupture typiques de la ZF consistent en une distribution homogène en taille et en répartition spatiale de cupules de faible taille (5 à 10 microns), qui se développent autour des particules intermétalliques grossières.

Cette interprétation de nos observations nous révèle que les mécanismes mis en jeu dans la rupture de la ZF sont relativement simples en comparaison de ceux intervenant dans le métal de base, ce qui nous permettra de nous orienter vers un modèle d'endommagement où l'anisotropie n'est pas prise en compte.

Pour ce qui est de la caractérisation élasto-plastique des différentes zones de la soudure, les micro-éprouvettes nous apportent des lois de comportement (limite d'élasticité, écrouissage). Ceci suppose bien sûr que nous considérons l'effet de l'endommagement comme

négligeable avant la striction de l'éprouvette, ce qui est une hypothèse raisonnable par rapport à nos observations MEB sur les éprouvettes de traction interrompues à -1% de F_{max} après striction. Les résultats de corrélation montrent que la déformation plastique à l'état traité thermiquement se produit essentiellement dans la ZF, et seule une zone de faible taille, de 1 à 2 mm de chaque côté de la ZF, se déforme également. Nous verrons dans le chapitre 5 que cette zone est importante pour traduire l'état de contrainte dans la ZF.

Enfin pour conclure, il est à noter que le soudage entraîne une perte importante de propriétés mécaniques en terme d'efficacité de joint. La limite d'écoulement est fortement abaissée dans la ZF, conformément aux résultats de micro-dureté présentés dans le chapitre 3. En revanche la ZF présente des énergies d'initiation et de propagation de fissure proches des valeurs obtenues sur le métal de base.

Chapitre 5

Modélisation du comportement mécanique

Ce chapitre est consacré au travail réalisé dans le but de reproduire le comportement élasto-plastique puis en endommagement et rupture des structures soudées. La démarche qui sera suivie est présentée dans la première partie, puis la partie suivante traite de la modélisation du comportement élasto-plastique des soudures. Ensuite, une partie bibliographique intermédiaire introduit succinctement les différents modèles de rupture existants afin de justifier notre choix. Une fois le modèle retenu présenté, la partie 5.4 traite de la simulation de la rupture des différentes éprouvettes : tout d'abord certains paramètres sont définis soit sur la base des observations métallographiques, soit sur la base de références bibliographiques. Ensuite vient l'étude du comportement à rupture des différentes éprouvettes et notamment l'influence des paramètres qui n'ont pas pu être déterminés initialement, et la validation du choix de ces paramètres. Enfin la dernière partie aborde la problématique du transfert du modèle des éprouvettes de laboratoire à une structure cylindrique. Nous ne disposons ni d'une géométrie précise ni du détail de la sollicitation ; cependant l'effet de la variation de plusieurs paramètres entre les soudures modèles sur plaques et les soudures sur témoins peut être exploré : effet de la taille et de la forme de la zone fondue (ZF), effet du comportement plastique de la ZF. De plus, une estimation de l'état de contrainte d'une structure sous pression est proposée sur une géométrie simplifiée type témoin de soudage. Sur la base des résultats obtenus dans ce cadre, une discussion sera faite sur la pertinence du modèle proposé pour la transposition du modèle à d'autres structures.

Dans les parties qui traitent de la modélisation des éprouvettes soudées, les états mûri et traité thermiquement sont présentés successivement : le modèle à l'état traité thermiquement est toujours présenté en premier car c'est l'état qui nous intéresse particulièrement.

Les résultats obtenus à l'état mûri serviront à la discussion sur l'influence de différents paramètres (limite d'élasticité, étendue de la zone plastique, état de contrainte, paramètres liés à l'endommagement), et également à la discussion sur les micro-mécanismes sous-jacents réellement modélisés (lien modèle/micro-mécanismes physiques).

5.1 Démarche de modélisation

Sur le schéma de la figure 5.1, les principaux stades de développement du modèle sont présentés. Dans un premier temps, l'objectif est de reproduire au mieux l'état de contrainte auquel sera soumis la zone fondue (ZF) : c'est elle qui rompt, et la prise en compte de l'endommagement et de la rupture ne sera réalisée que dans cette zone. L'état de contrainte est déterminé par la géométrie de l'éprouvette, la sollicitation qu'elle subit, et enfin par les lois de comportement des différentes zones. Pour cela le logiciel ABAQUS/CAE est utilisé : définition des géométries, des conditions aux limites (sollicitation) et de sections avec différents comportements. Pour cette partie de l'étude les calculs sont conduits en intégration implicite, avec le module ABAQUS/Standard.

Une fois que l'état de contrainte est reproduit d'une manière satisfaisante, le modèle d'endommagement est intégré dans la ZF. Les paramètres du modèle sont déterminés de plusieurs manières : certains sont fixés sur la base des observations métallographiques, d'autres fixés en référence à des travaux précédents, et enfin il restera des paramètres à identifier avec les résultats de caractérisation mécanique pour différents états de contrainte. La gestion de la rupture se fait par retrait des éléments considérés comme totalement endommagés. Pour cela, les calculs sont conduits en intégration explicite, avec le module ABAQUS/Explicit. L'annexe B présente certaines précautions à prendre en intégration explicite.

Pour le transfert du modèle des éprouvettes à une structure cylindrique, la géométrie, la sollicitation, et les lois de comportement (si elles sont différentes) doivent être définies. Les paramètres du modèle d'endommagement sont ceux déterminés par l'étude sur les différentes éprouvettes soudées. On pourra discuter de la nécessité d'ajuster ces paramètres selon l'état de contrainte constaté sur structure.

La simulation d'essais mécaniques se fait en trois dimensions avec l'intégralité de la géométrie. Il n'y a pas de simplification par symétrie possible, car d'une part la soudure est dissymétrique dans l'épaisseur des éprouvettes, et d'autre part, lors de la prise en considération de l'endommagement, il ne serait pas juste physiquement de considérer que deux parties symétriques de l'éprouvette cèdent simultanément.

L'objectif est de conduire les modèles jusqu'à la rupture, ce qui implique de grandes déformations : les non linéarités géométriques sont prises en compte.

5.2 Modèle élasto-plastique

Avant d'introduire le modèle d'endommagement, il est essentiel de pouvoir reproduire au mieux le comportement élasto-plastique de la structure. En effet c'est l'état de contrainte qui va gouverner l'évolution de l'endommagement dans le matériau, et cet état de contrainte

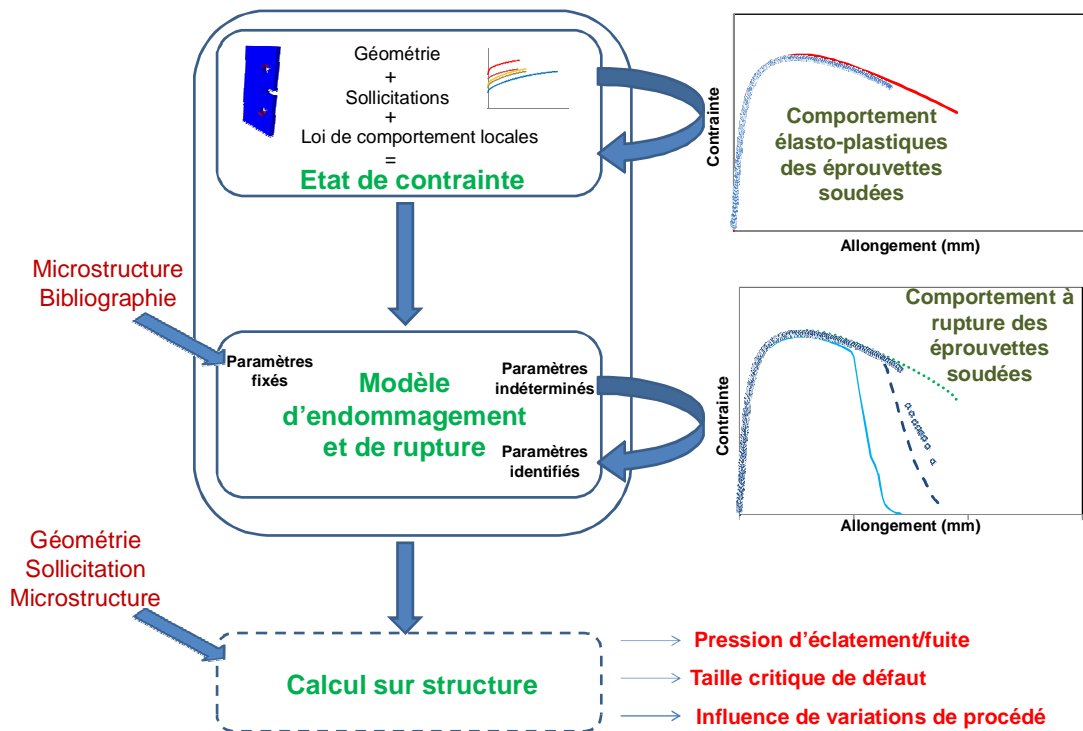


FIGURE 5.1 – Schéma de la démarche de modélisation

est lié d'une part à la géométrie et aux sollicitations mécaniques, mais également au comportement local des différentes zones. L'objectif dans un premier temps est donc de décrire d'une manière suffisante le comportement de la structure sans prendre en compte l'endommagement.

5.2.1 Mise en place du modèle

Pour approcher au mieux le comportement élasto-plastique de la soudure, nous allons comparer le comportement des éprouvettes plates soudées de $3 \times 7 \text{ mm}^2$ de section avec le comportement d'éprouvettes simulées de même géométrie. Les lois élasto-plastiques que nous définissons dans ABAQUS pour ces éprouvettes proviennent des essais sur micro-éprouvettes. Ainsi par la définition de lois locales de comportement, nous voulons rendre compte du comportement global de la structure que constitue l'éprouvette.

Sur la figure 5.2 sont représentées les caractéristiques essentielles de la géométrie, des conditions aux limites et de l'exploitation :

- le déplacement selon la direction de traction ainsi que toute rotation sont interdits sur la section basse de l'éprouvette : c'est un encastrement partiel ;

- sur la section haute est appliqué un déplacement selon l'axe vertical de l'éprouvette ;
- l'éprouvette est découpée en plusieurs parties, chacune possédant une loi de comportement locale ;
- la contrainte nominale est calculée en divisant la somme des forces de réaction en chaque noeud de la surface supérieure par la section initiale de l'éprouvette (21 mm^2) ;
- l'allongement est mesuré entre deux points situés de part et d'autre de la soudure.

En procédant ainsi nous reproduisons au mieux les conditions expérimentales.

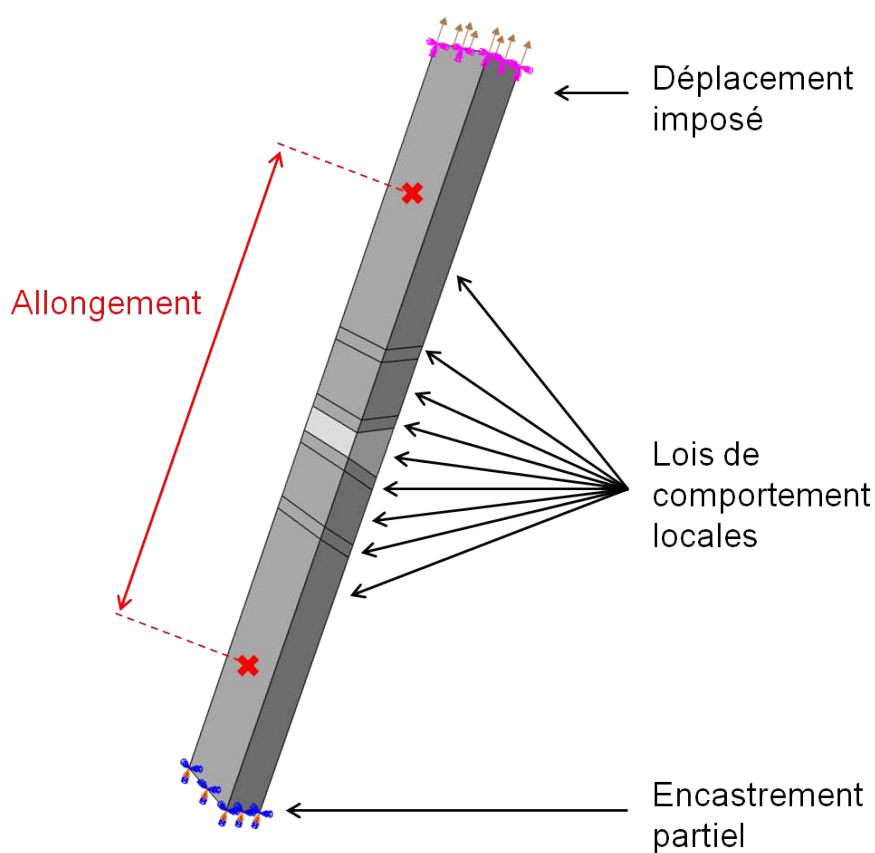


FIGURE 5.2 – Schéma

Les éléments choisis sont des hexaèdres à 8 noeuds et un point d'intégration (intégration réduite), désignés par C3D8R dans ABAQUS. Le maillage est affiné dans la zone fondue (ZF) et dans une moindre mesure dans la zone affectée thermiquement (ZAT) car c'est la zone où la déformation va se concentrer (voir figure 5.3).

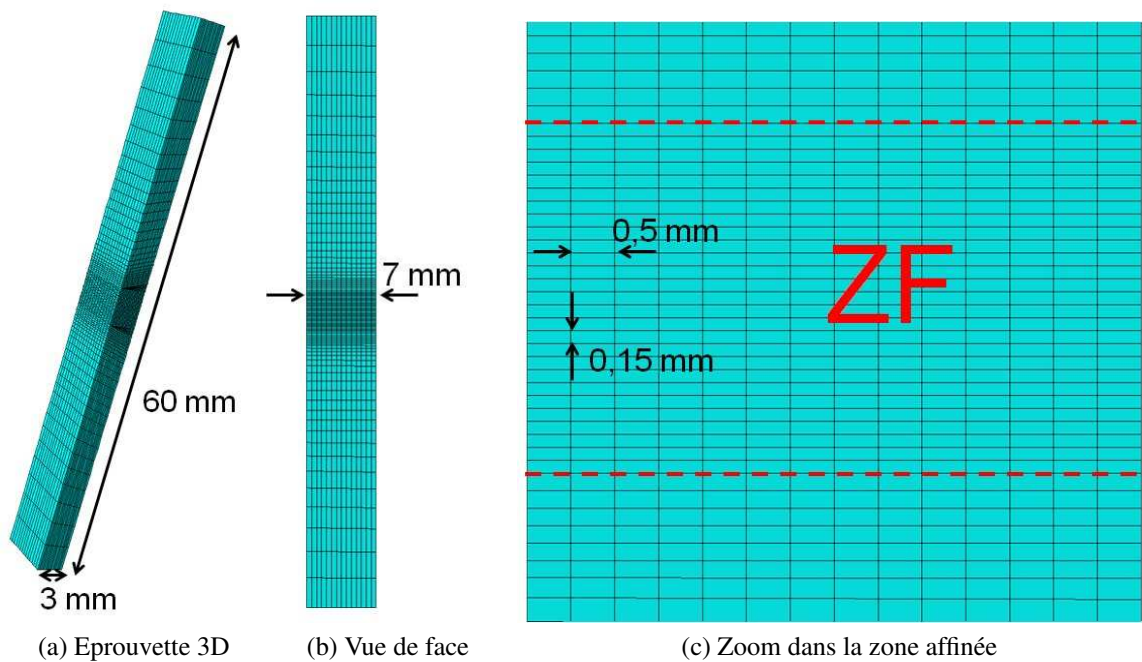


FIGURE 5.3 – Maillage de l'éprouvette

La taille de la ZF est déterminée sur les micrographies optiques, ainsi que sur les mesures de micro-dureté (la figure 5.4 montre une superposition de mesures de micro-dureté avec une micrographie optique) : sur l'épaisseur de l'éprouvette (3 mm), le haut de la ZF est pris de dimension 4 mm et le bas de 2 mm.

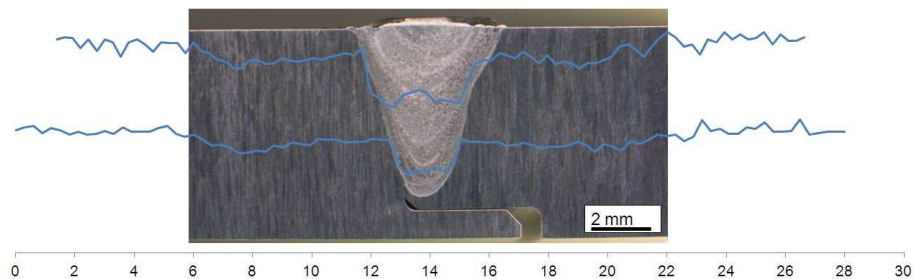


FIGURE 5.4 – Filiations de microdureté superposées à une micrographie optique de la soudure

L'étape suivante consiste à identifier les lois associées aux zones de l'éprouvette. C'est l'étape la plus délicate ; elle nécessite certaines hypothèses et la variation systématique de certains paramètres pour obtenir un résultat satisfaisant.

Les lois plastiques sont intégrées par points dans ABAQUS ; ce sont les lois rationnelles ($\sigma_r = f(\varepsilon_r^p)$), obtenues à partir des valeurs nominales (ε_n, σ_n) en considérant l'incompressi-

bilité plastique par les formules :

$$\varepsilon_r^p = \ln(1 + \varepsilon_n) \quad (5.1)$$

$$\sigma_r = \sigma_n(1 + \varepsilon_n) \quad (5.2)$$

La rationalisation se fait à partir de la valeur $R_{P0,02\%}$ et jusqu'à l'apparition de la striction. Nous choisissons la limite élastique à 0,02% plutôt que la limite à 0,2% pour reproduire au mieux le comportement réel dès le début de la plastification. Cette mesure de $R_{P0,02\%}$ est reproductible, les résultats sur plusieurs essais sur le métal de base à l'état T652 et traité thermiquement, sur des macro-éprouvettes et sur des micro-éprouvettes sont présentés dans le tableau 5.1.

TABLEAU 5.1 – Reproductibilité de la mesure de $R_{P0,02\%}$ pour différentes éprouvettes et différents états thermiques

	$R_{P0,02\%}$ T652 (MPa)	$R_{P0,02\%}$ TTh (MPa)
Macro-éprouvettes	302, 302 et 305	279 et 287
Micro-éprouvettes	303 et 308	284 et 290

Dans ce qui suit, la démarche pour la modélisation de l'éprouvette à l'état traité thermiquement est détaillée. Ensuite une courte présentation de la même démarche est faite pour l'état mûri ; cependant la modélisation s'avère plus difficile du fait des forts gradients de propriétés mécaniques dans la ZAT.

5.2.2 Etat traité thermiquement

Dans un premier temps, nous allons considérer que la structure n'est composée que d'une ZF et de métal de base traité thermiquement ; les lois d'écrouissage correspondantes sont tirées respectivement de la micro-éprouvette prélevée dans la zone fondue et de la micro-éprouvette prélevée à 12 mm de la ZF, considérée comme non affectée par le soudage, donc comme du métal de base traité thermiquement. Ces deux lois rationnelles sont présentées sur la figure 5.5.

A la vue de ces courbes rationnelles, il est évident que c'est la ZF qui va subir toute la déformation. La courbe force - allongement simulée est présentée sur la figure 5.6 en comparaison avec la courbe expérimentale.

On voit que cette première simulation simpliste n'est pas suffisante pour reproduire le comportement de l'éprouvette soudée. La localisation intervient très tôt dans la ZF, entraî-

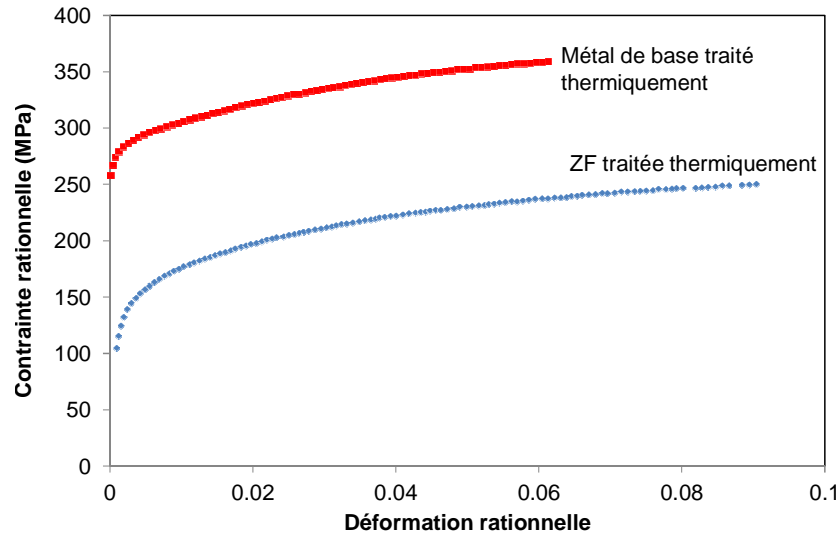


FIGURE 5.5 – Lois de comportement rationnelles de la ZF et du métal de base, état traité thermiquement

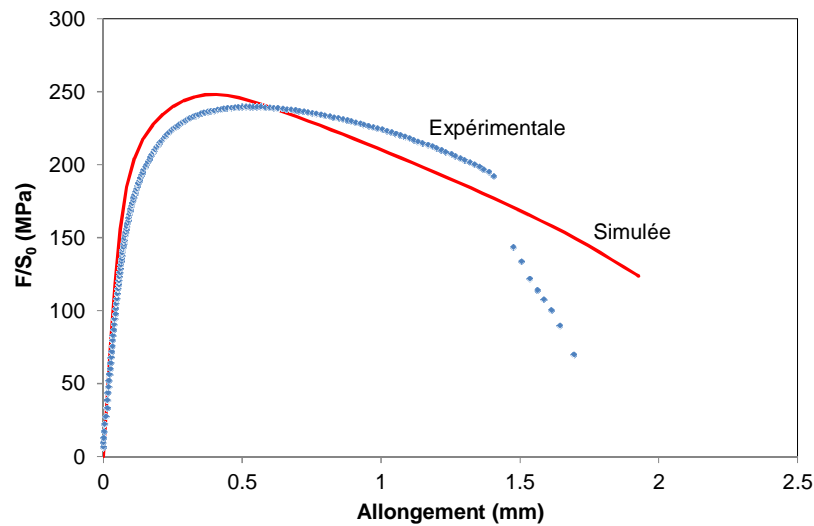


FIGURE 5.6 – Courbe force - allongement simulée pour une structure ZF/MdB traitée thermiquement

nant une chute de force plus rapide que sur l'éprouvette soudée réelle. Plusieurs points sont à améliorer.

Tout d'abord, nous avons montré dans le chapitre 4 que la ZF sur éprouvette soudée se déforme de façon très importante ($\approx 30\%$). Or notre micro-éprouvette prélevée dans la ZF ne présente pas une telle déformation ($\approx 9\%$ à striction), et notre loi d'érouissage est limitée par la localisation rapide de la déformation. Par défaut ABAQUS considère une plasticité parfaite après le dernier point défini pour l'érouissage. Ainsi dans notre cas, lorsque la

contrainte atteint ≈ 250 MPa dans la ZF, la plasticité devient parfaite. Il est légitime de considérer que l'érouissage se poursuit en réalité au delà de cette limite, et nous allons donc extrapoler la loi d'érouissage.

Pour cela, nous considérons une loi d'érouissage isotrope qui comporte un terme constant et deux termes exponentiels, de la forme (Asserin-Lebert, 2005; Flouriot *et al.*, 2007) :

$$\sigma_y = \sigma_0 + Q_1 \cdot \left(1 - e^{-b_1 \cdot \varepsilon_r^p}\right) + Q_2 \cdot \left(1 - e^{-b_2 \cdot \varepsilon_r^p}\right) \quad (5.3)$$

où ε_r^p est la déformation plastique rationnelle. Les autres paramètres sont ajustés sur la courbe expérimentale : les valeurs retenues sont données dans le tableau 5.2.

TABLEAU 5.2 – Valeur des paramètres retenus pour la loi d'érouissage de la ZF traitée thermiquement

Paramètres	σ_0	Q_1	b_1	Q_2	b_2
Valeurs	89,9	115,1	24,3	60,0	486,7

La courbe expérimentale est comparée avec la courbe modélisée avec ces paramètres sur la figure 5.7. Avec ces paramètres, on trouve une valeur à saturation (contrainte maximale atteinte = $\sigma_0 + Q_1 + Q_2$) égale à 265 MPa.

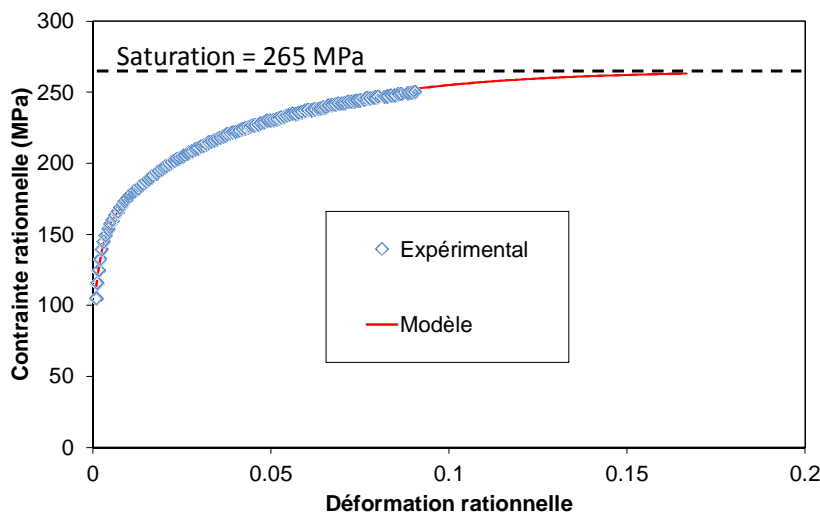


FIGURE 5.7 – Courbes contrainte rationnelle - déformation plastique rationnelle de la ZF traitée thermiquement : comparaison entre les données expérimentales et le modèle d'érouissage

En pratique, la loi de comportement dans ABAQUS est extrapolée de manière linéaire jusqu'à la valeur de saturation ; cette dernière est atteinte pour environ 15% de déformation plastique rationnelle. La courbe force - allongement obtenue avec cette extrapolation dans

la ZF sur l'éprouvette plate de 7 mm de large est comparée à la courbe expérimentale sur la figure 5.8.

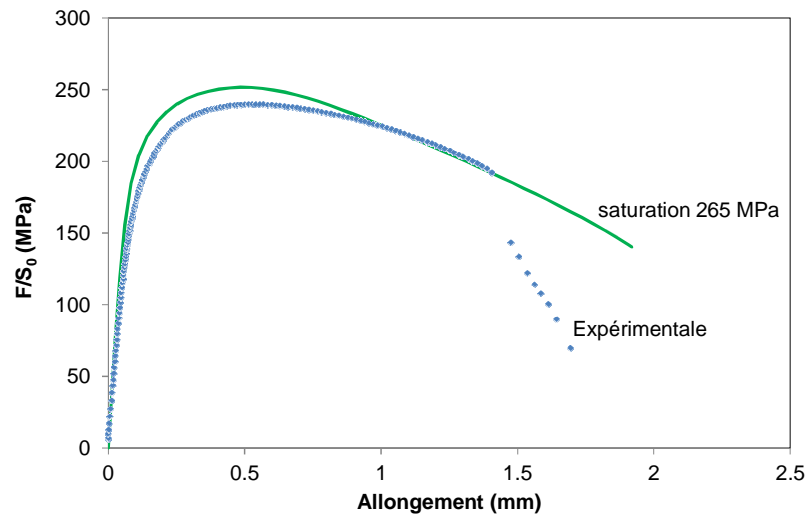


FIGURE 5.8 – Courbe force - allongement de l'éprouvette plate de 7 mm de large simulée pour une saturation de l'écroutissage de la ZF traitée thermiquement à 265 MPa ; comparaison avec la courbe expérimentale

L'effet recherché est observé : la localisation est moins brusque, la plasticité est étendue.

Le deuxième point à prendre en compte concerne la ZAT. Nous avons une micro-éprouvette prélevée à 6 mm de la ZF qui présente une limite élastique plus faible que les autres. Cette ZAT est donc à prendre en compte ; nous ajoutons cette loi de comportement au modèle, en l'assignant sur 5 mm de part et d'autre de la ZF. Sur la figure 5.9, on a ajouté la courbe rationnelle de cette ZAT superposée aux autres lois de comportement, et le résultat de l'ajout de cette zone sur le comportement de l'éprouvette soudée est présenté figure 5.10.

Il apparaît clairement que l'ajout de cette ZAT n'influe que très peu sur le comportement global ; cependant on peut observer que par l'ajout de cette zone, le début de plastification de la structure a été avancé. Ceci nous pousse à penser qu'il y a une ZAT de limite élastique assez faible qui se situe entre la ZF et la première micro-éprouvette prélevée. Pour cette zone, n'ayant pu obtenir de résultats de micro-éprouvettes, on considérera que le comportement se situe entre celui de la ZF et celui de la première ZAT.

Cette zone intermédiaire est définie sur un millimètre de chaque côté de la ZF, et nous l'appellerons « **zone d'accommodation** » car elle permet une meilleure répartition de la déformation entre une zone molle, la ZF, et une zone dure, la ZAT. Nous considérerons que son comportement en écroutissage est similaire à celui de la ZF : la loi de comportement de la ZF est simplement translatée d'une certaine valeur de la contrainte pour obtenir la loi recherchée. La valeur retenue pour la limite d'élasticité de la zone d'accommodation est de

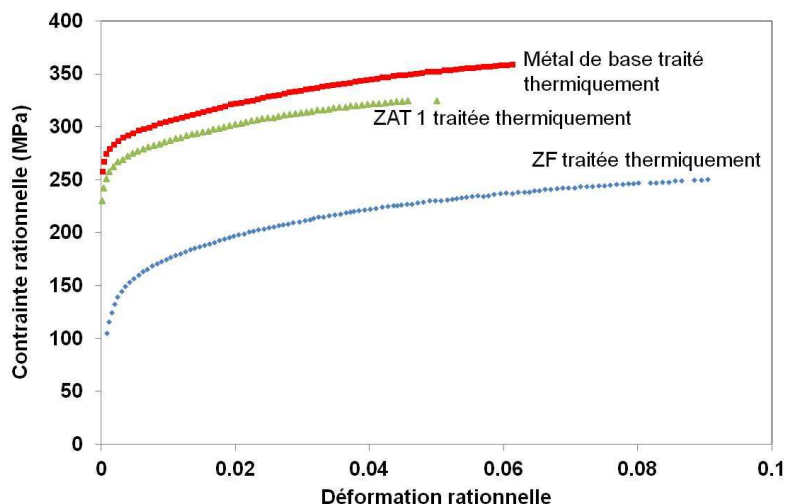


FIGURE 5.9 – Lois de comportement rationnel de la ZF, du métal de base et de la ZAT, état traité thermiquement

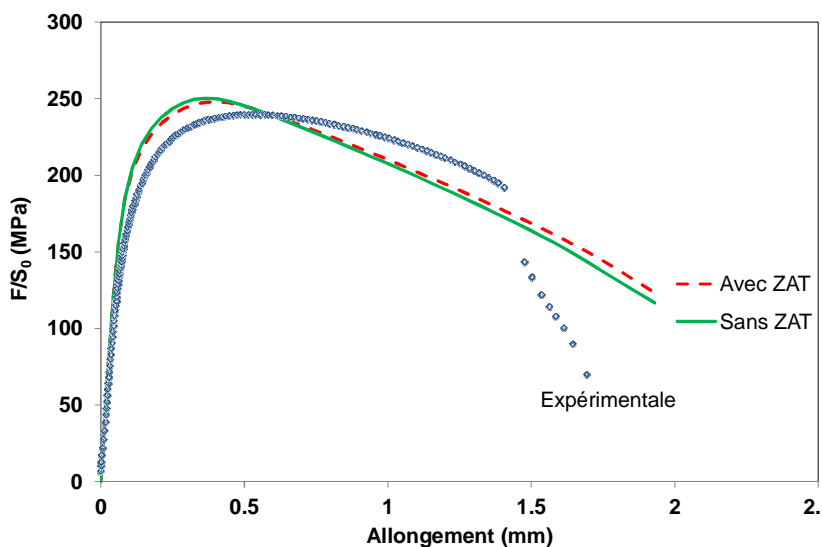


FIGURE 5.10 – Influence de l’ajout d’une ZAT sur la courbe force - allongement

130 MPa, soit une translation de +30 MPa par rapport à la limite d’élasticité de la ZF. La courbe force - allongement obtenue ainsi est montrée sur la figure 5.11 et comparée à la courbe expérimentale correspondante. La courbe expérimentale est très bien reproduite par le modèle jusqu’au début de la localisation ; la différence qui apparaît ensuite entre courbe expérimentale et courbe simulée doit être compensée par l’ajout du modèle d’endommagement.

Au final le comportement retenu pour cette zone d’accommodation est très proche de celui de la ZF. Plusieurs hypothèses peuvent être avancées pour justifier son existence. La

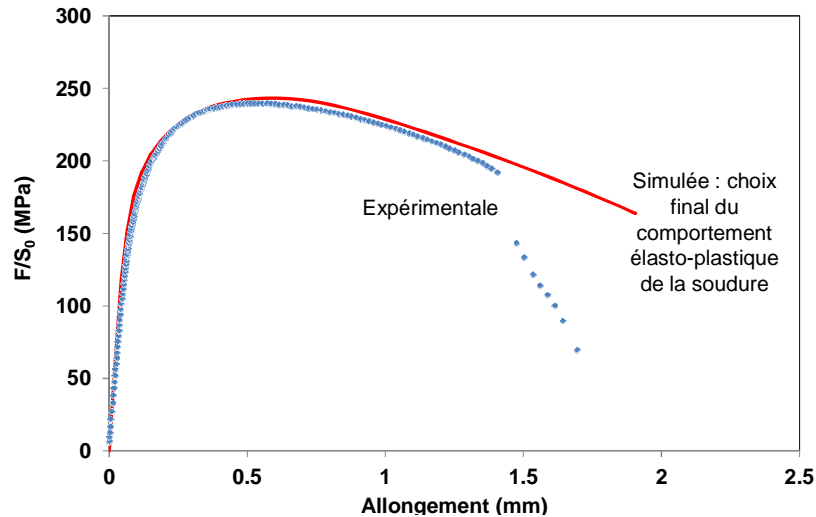


FIGURE 5.11 – Courbe force - allongement avec la définition des comportements par zone choisie pour le modèle élasto-plastique comparée à la courbe expérimentale

première est que la taille de la ZF n'est pas parfaitement définie, et qu'elle peut très bien être légèrement plus large que celle définie dans le modèle. Ensuite sur les bords de la ZF, l'évaporation en éléments d'alliage a pu être plus faible que dans le coeur de la ZF : la cartographie de fractions volumiques de précipités réalisée sur la ligne SAXS de l'ESRF (chapitre 3) fait bien apparaître une telle zone. Dans tous les cas, la transition entre deux zones se fait de manière abrupte dans le modèle, tandis qu'un gradient existe sur la soudure réelle.

Sur la figure 5.12 on compare les profils de déformation principale maximale le long d'une ligne traversant la ZF de son côté le plus large (4 mm) pour une éprouvette expérimentale (issus de mesures par corrélation d'images) et pour les éprouvettes simulées avec ou sans zone d'accommodation. Ces profils sont tracés pour deux stades de déformation : à 200 MPa et à 242 MPa, cette dernière valeur correspondant à la contrainte nominale maximale atteinte en traction sur l'éprouvette expérimentale. On peut constater l'effet bénéfique de l'ajout de cette zone d'accommodation sur la forme générale du profil de déformation et sur son étendue spatiale. Ces profils valident notre démarche et le résultat obtenu pour modéliser le comportement plastique.

Le modèle retenu est constitué au final de :

- une extrapolation linéaire de la loi d'écrouissage de la ZF jusqu'à 265 MPa,
- une zone d'accommodation de 1 mm de chaque côté de la ZF, avec la loi d'écrouissage de la ZF translatée de +30 MPa,
- une ZAT de 5 mm de largeur de chaque côté de la ZF, après la zone d'accommodation

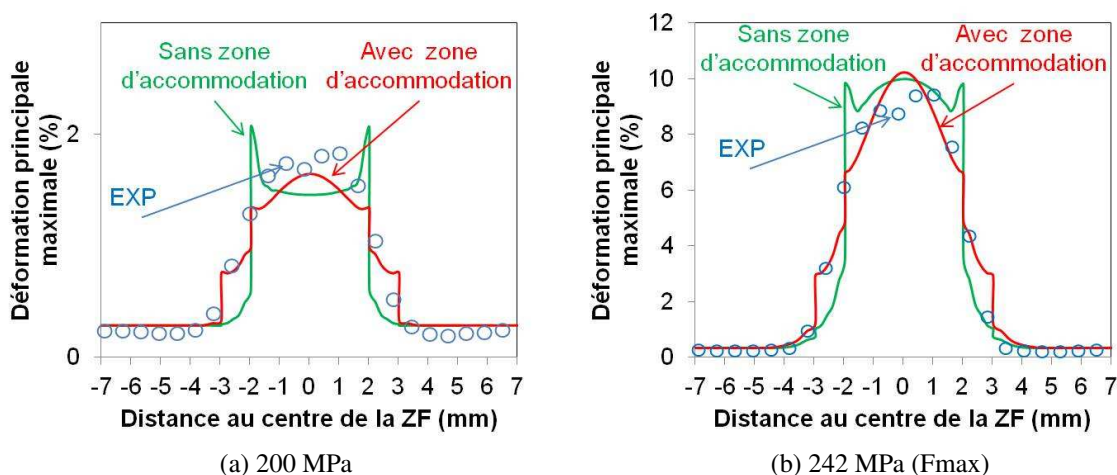


FIGURE 5.12 – Profils de déformation principale maximale comparés entre l'expérimental, le modèle sans zone d'accommodation et le modèle avec zone d'accommodation, pour deux niveaux de chargement (200 MPa et 242 MPa)

dont le comportement est tiré d'une micro-éprouvette,

– le métal de base traité thermiquement.

Pour conclure cette partie, il faut mettre en évidence que l'objectif que nous avons visé, et en partie atteint, est de rendre compte au mieux du comportement élasto-plastique de la soudure tout en gardant un modèle simple. Ainsi nous ne cherchons pas une description fine pour chaque zone de la soudure ; nous n'en avons pas les moyens expérimentaux. Parmi les choix qui ont été faits, beaucoup peuvent être discutés ; par exemple la taille des différentes zones est choisie sur la base des mesures de microdureté, mais avec une précision faible. Nous avons également dû compenser notre ignorance du comportement de la zone entre ZF et ZAT1 en introduisant une zone d'accommodation. Cependant, malgré ces imprécisions, nous avons réussi à retrouver un comportement global fidèle à la réalité et ce à partir de considérations simples.

Etats de contrainte résultants

Dans le chapitre dédié aux résultats de caractérisation mécanique, nous avons présenté des résultats sur des éprouvettes traitées thermiquement de largeurs différentes (3 mm, 7 mm et 30 mm) ; ce choix de géométries d'éprouvettes a été fait en s'appuyant sur les résultats suivants.

Un paramètre important en mécanique de l'endommagement est le taux de triaxialité des contraintes, qui est le rapport entre la contrainte moyenne σ_m , qui représente la pression hydrostatique, et la contrainte équivalente de von Mises σ_{eq} , qui elle est représentative de la

contrainte de cisaillement. Le rôle de la triaxialité des contraintes dans l'évolution de l'endommagement est présenté dans la section qui suit, dédiée aux modèles de rupture.

Pour dimensionner les éprouvettes de différentes largeurs, nous avons estimé le taux de triaxialité auquel est soumis le matériau lors d'un essai de traction. Ce taux de triaxialité évolue au cours de l'essai ; nous avons choisi de l'estimer lorsque le maximum de la contrainte est atteint.

Sur la figure 5.13 est présentée une cartographie du taux de triaxialité dans la section centrale de l'éprouvette de 7 mm de large à la contrainte nominale maximale (figure de gauche), et un profil des valeurs du taux de triaxialité est tracé le long d'une ligne, représentée schématiquement sur la cartographie par une flèche en pointillés sur la section (droite). La largeur de l'éprouvette est normalisée. Le taux de triaxialité présente un maximum au centre de l'éprouvette.

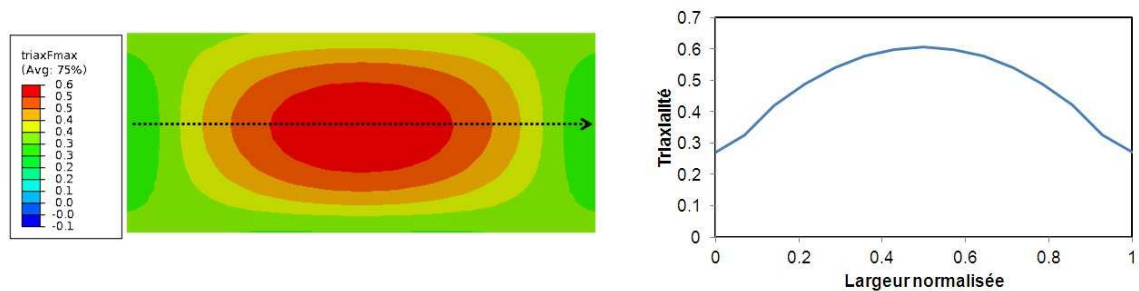


FIGURE 5.13 – Taux de triaxialité dans la section centrale de l'éprouvette de 7 mm de large, pour la contrainte nominale maximale, et tracé le long de la ligne centrale en largeur normalisée

Sur la figure 5.14 sont présentées les évolutions des taux de triaxialité sur une ligne centrale pour les différentes largeurs d'éprouvettes. Dans le cas d'une traction uniaxiale sur une éprouvette homogène, le taux de triaxialité vaut $\frac{1}{3}$ (car $\sigma_m = \frac{1}{3}\tilde{\sigma} = \sigma$ et $\sigma_{eq} = \sigma$) ; cette valeur est représentée en pointillés sur la figure. Dans notre cas la situation n'est pas celle d'une traction uniaxiale car l'éprouvette est hétérogène, et la déformation se localise dans la ZF. Ceci se traduit par une augmentation du taux de triaxialité dans la ZF, et cette augmentation est d'autant plus importante que l'éprouvette est large, comme le montre la figure 5.14.

Ainsi nous utilisons ce phénomène pour réaliser des éprouvettes qui présentent des états de contraintes différents, ce qui nous fournit des résultats pour le calibrage et la validation du modèle qui sera proposé.

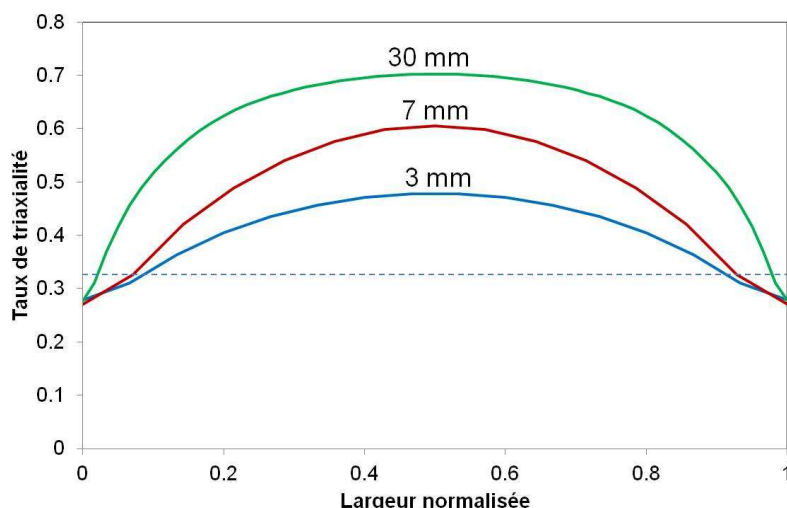


FIGURE 5.14 – Evolution du taux de triaxialité le long d'une ligne centrale des éprouvettes de différentes largeurs (largeurs normalisées) pour la contrainte maximale atteinte

5.2.3 Etat mûri

La modélisation du comportement plastique s'est avérée beaucoup plus complexe sur les éprouvettes mûries. En effet les résultats de caractérisation métallurgique ont montré que dans cet état, différents types de précipités durcissants sont présents (zones GP, précipités η'/η), et coexistent même dans certaines zones. Ceci entraîne des gradients de propriétés à des échelles auxquelles nous n'avons pas accès en caractérisation mécanique. Pour cette raison, le choix du découpage des différentes zones et les comportements élasto-plastiques associés sont essentiellement basés sur l'observation des profils de déformation expérimentaux le long de la soudure.

Les lois de comportement rationnelles associées aux différentes zones sont présentées sur la figure 5.15. Le comportement de la ZF est tiré de l'essai de traction sur micro-éprouvette prélevée dans la ZF à l'état mûri. Afin de reproduire au mieux le comportement de l'éprouvette soudée, la ZF a été élargie par rapport à celle définie à l'état traité thermiquement : les dimensions choisies sont de 6 mm du côté le plus large, et 4 mm du côté le moins large. On peut considérer qu'en fait cet élargissement est une manière d'introduire l'équivalent d'une zone d'accommodation, dont les propriétés sont les mêmes que celles de la ZF.

La ZAT n°1 a été ajoutée pour reproduire en partie le profil de déformation de la figure 5.16 (b), où l'on voit que la déformation dans la ZAT à proximité immédiate de la ZF se déforme moins que les ZAT plus éloignées. Son comportement est similaire à celui de la ZAT n°2 mais la valeur des contraintes a été translatée de +20 MPa. Les lois de comportement des ZAT n°2 et n°3 sont elles tirées d'essais sur micro-éprouvettes.

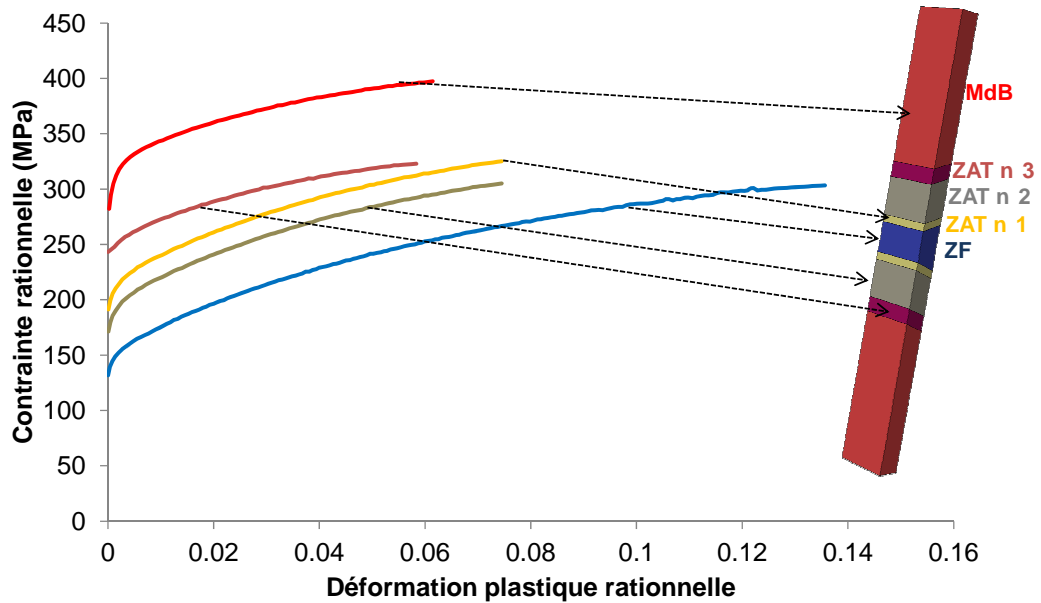


FIGURE 5.15 – Définition des lois de comportement attribuées à différentes zones du modèle d'éprouvette mûrie

La courbe force - allongement et le profil de déformation le long d'une ligne traversant la soudure sont tracés sur la figure 5.16. La courbe de traction est assez bien représentée ; cependant les profils de déformation expérimental et simulé présentent des différences marquées. Sur le profil expérimental, la déformation de la ZF est beaucoup plus importante que sur le profil tiré de la simulation. Malgré une étude paramétrique, prenant en compte les comportements et les tailles des différentes zones, le profil expérimental n'a pas pu être reproduit. Une solution pour y parvenir aurait été de limiter l'écroutissage expérimental de la ZF pour arriver plus rapidement à la valeur de saturation : cependant cette démarche aurait été difficile à justifier. Nous avons donc choisi de conserver ce comportement bien qu'il s'écarte des observations expérimentales.

Ceci aura bien sur une conséquence sur la modélisation de la rupture ; l'état de contrainte dans la ZF du modèle est différent de celui qui existe en réalité. Nous poursuivons l'étude du comportement de la soudure à l'état mûri tout en gardant à l'esprit les imperfections du modèle élasto-plastique.

Etat de contrainte résultant

La figure 5.17 présente le profil du taux de triaxialité calculé au coeur de la ZF à l'état mûri. Le taux de triaxialité apparaît nettement plus faible dans l'éprouvette à l'état mûri qu'à l'état traité thermiquement. On peut supposer que nous sous-estimons légèrement la valeur du taux de triaxialité, du fait de la moindre déformation de la ZF simulée par rapport à la déformation

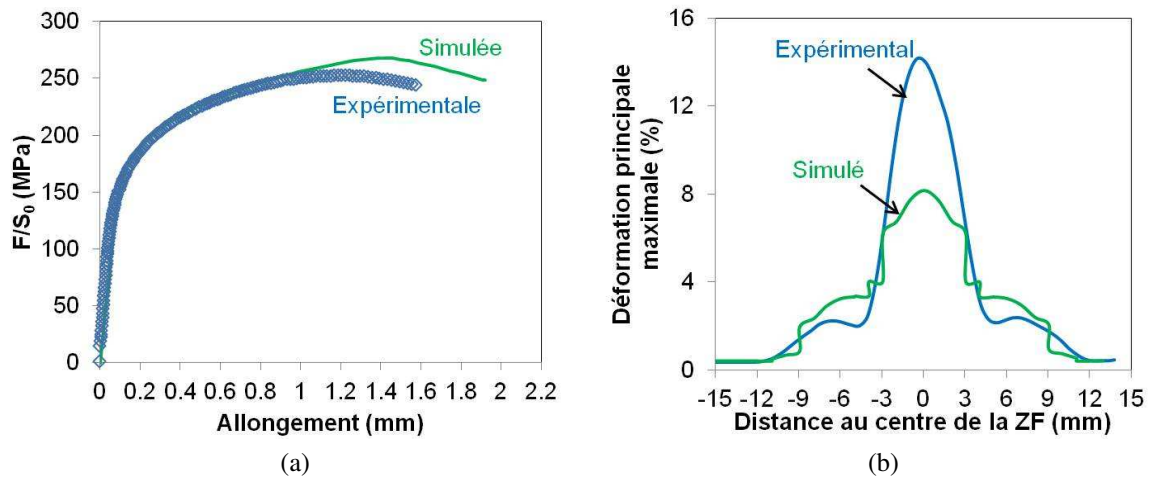


FIGURE 5.16 – (a) Courbes force - allongement modélisée et expérimentale ; (b) profils de déformation correspondants, le long de la soudure, à 250 MPa

mesurée expérimentalement. Il semble cohérent que le taux de triaxialité dans la ZF à l'état traité thermiquement soit plus élevé qu'à l'état mûri, du fait de la localisation plus importante de la déformation.

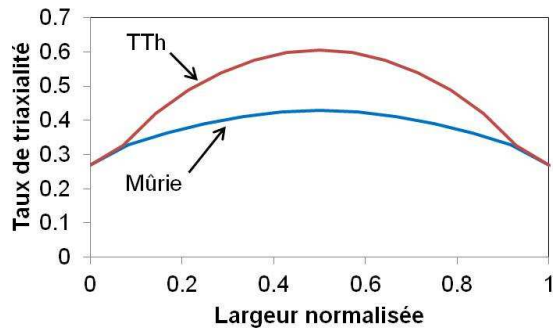


FIGURE 5.17 – Profil normalisé du taux de triaxialité dans la ZF de l'éprouvette de 7 mm mûrie comparé au profil obtenu à l'état traité thermiquement (TTh) ; profils tracés pour la contrainte maximale atteinte

5.3 Modèle de rupture

Afin de justifier le choix de la modélisation du comportement à rupture de notre matériau, une revue rapide des différents modèles existants est présentée dans un premier temps (pour un chargement monotone), puis le modèle retenu, le modèle de Gurson-Tvergaard-Needleman, est présenté plus en détail.

5.3.1 Les différentes approches

En mécanique de la rupture deux approches sont généralement distinguées : l'approche globale et l'approche locale. La première est avant tout basée sur des critères énergétiques, et les mécanismes microscopiques conduisant à la rupture ne sont pas considérés. Dans l'approche locale au contraire, l'accent est mis sur ces mécanismes, soit directement, comme c'est le cas des modèles de nucléation-croissance-coalescence de cavités, soit indirectement à travers une variable thermodynamique représentant l'endommagement, mais sans spécifier la nature physique de cet endommagement.

5.3.1.1 Approches globales

Mécanique élastique linéaire de la rupture (MELR)

C'est historiquement la première approche développée. Dans les années 1920, Griffith (Griffith, 1921) fait un bilan énergétique dont les termes sont l'énergie élastique disponible par déformation du matériau et l'énergie nécessaire à la création de nouvelles surfaces pour l'extension d'une fissure initialement présente. L'augmentation élémentaire de surface dA de la fissure est reliée à la variation élémentaire d'énergie potentielle dU par le taux d'énergie disponible G (le signe moins signifie que la propagation libère de l'énergie) :

$$-dU = GdA \quad (5.4)$$

Pour que la fissure se propage, il faut que G atteigne la valeur critique G_C . Dans le cas d'une fissure dans un matériau fragile, sans déformation plastique, cette valeur est liée à l'énergie de création de surface γ_S : $G_C = 2\gamma_S$.

L'introduction du *facteur d'intensité de contrainte* K permet le calcul des champs de contraintes et de déplacement en pointe d'une fissure. En un point situé aux coordonnées polaires (r, θ) par rapport à la pointe de fissure, le tenseur des contraintes s'écrit :

$$\sigma_{ij} \approx \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\theta) \quad (5.5)$$

Ce facteur prend à la fois en compte l'état de contrainte, la taille de la fissure et la géométrie de la structure fissurée. Son importance en mécanique de la rupture vient du fait que si la valeur de K est la même pour une éprouvette de laboratoire et pour une structure, le champ de contraintes sera le même. Lorsque ce paramètre atteint une valeur critique K_C , la rupture intervient. Le paramètre K_C est la *ténacité* du matériau. Ainsi définie, la ténacité constitue un paramètre caractéristique du matériau.

En pratique une valeur de K existe pour chaque mode de rupture élémentaire I, II et III. Le mode le plus critique en cas de rupture est le mode I (ouverture de la fissure) ; c'est pourquoi la plupart des études mécaniques s'y consacrent. Dans une plaque de très grandes dimensions, soumise à une contrainte σ et contenant une fissure de longueur $2a$, le facteur d'intensité de contrainte en mode I s'écrit simplement :

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi a} \quad (5.6)$$

Pour un matériau de module d'Young E et de coefficient de poisson ν , il existe une relation entre le facteur d'intensité de contrainte K_I et le taux d'énergie disponible G :

$$K_I^2 = E' G \quad (5.7)$$

où $E' = E$ dans le cas d'un état de contrainte plane et $E' = E/(1 - \nu^2)$ dans le cas d'un état de déformation plane.

En réalité il existe toujours une zone plastifiée, plus ou moins étendue, en pointe de fissure ; dans l'expression 5.5, il n'est physiquement pas acceptable que la contrainte tende vers l'infini lorsqu'on se rapproche de la pointe de la fissure. Dans le cas où cette zone reste assez confinée à la pointe de la fissure, Irwin (Irwin, 1956) propose d'étendre fictivement la fissure dans la zone de singularité de contrainte d'une valeur r_Y dont l'expression est, pour un matériau plastique parfait de limite d'élasticité σ_0 :

$$r_Y = \frac{1}{\alpha \pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_0} \right)^2 \quad (5.8)$$

où α vaut 2 en contrainte plane et 6 en déformation plane.

Concrètement, la détermination du paramètre $K_{I,C}$ nécessite d'être dans des conditions de déformation plane.

Pour un alliage tel que le nôtre, ces conditions ne sont pas réunies : le respect des conditions de déformation plane entraîne des dimensions d'éprouvettes trop importantes, et la ductilité relativement forte entraîne toujours un émoussement en pointe d'une fissure.

Mécanique élastique non linéaire de la rupture (MENLR)

Dans certains cas où les conditions permettant d'appliquer la mécanique élastique linéaire de la rupture ne sont plus respectées, comme la perte de confinement de la plasticité, d'autres méthodes ont été développées. Citons par exemple la méthode par la détermination de la « courbe R », ou la mesure de l'ouverture en fond de fissure (CTOD, pour Crack Tip Opening Displacement). La plus répandue est la méthode dite de « l'intégrale J ». C'est une intégrale sur un contour fermé entourant la pointe de fissure. Dans un repère cartésien (Ox, Oy) elle s'exprime de la manière suivante :

$$\int_{\Gamma} \left(w dy - \vec{T} \frac{\partial \vec{u}}{\partial x} ds \right) \quad (5.9)$$

avec w la densité d'énergie de déformation, \vec{u} le vecteur déplacement, ds un élément de contour Γ et \vec{T} le vecteur contrainte sur Γ .

Cette intégrale est, sous certaines conditions, indépendante du contour choisi. Elle représente également le taux d'énergie disponible ; dans le cas d'un matériau fragile, ou de plasticité confinée, elle est donc égale à G . Ses propriétés permettent de caractériser les champs de contrainte et de déformation autour de la fissure, mais également de définir, comme pour la ténacité, une valeur critique J_C à partir de laquelle la propagation de la fissure se produit. Cependant les conditions de mesure sont assez compliquées à réaliser, et les hypothèses restrictives (faible déformation, contrainte/déformation plane). L'utilisation de ce paramètre comme mesure de la ténacité est toujours un sujet en développement, notamment pour les structures mécaniquement hétérogènes comme les soudures (Donato *et al.*, 2009).

Pour conclure cette présentation non exhaustive des modèles de rupture par une approche globale, il faut rappeler que outre le fait que ces modèles nécessitent un respect de critères expérimentaux difficiles à mettre en place dans notre cas, ils ne prennent pas en compte les spécificités micromécaniques de la rupture. C'est essentiellement ce critère qui a orienté notre choix vers les approches locales de la rupture.

5.3.1.2 Approches locales

On s'intéresse ici à l'approche locale de la rupture ductile ; la rupture fragile n'intervient pas dans notre matériau.

Contrairement à l'approche globale, la fissure n'est pas l'objet principal de l'étude, mais c'est l'endommagement, c'est-à-dire la dégradation progressive de l'intégrité du matériau, conduisant potentiellement à la rupture.

L'avantage principal des approches locales est que les paramètres de ces modèles ne dé-

pendent que du matériau et non de la géométrie. Ainsi le transfert des résultats obtenus sur des éprouvettes de laboratoire au calcul sur des structures réelles est plus aisé. De plus la réalisation des essais ne demande pas le respect de conditions strictes sur l'état de contrainte ou de déformation ; ceci permet de travailler sur des géométries d'éprouvettes ne demandant que peu de matière ; c'est un point important dans notre cas.

Approche des milieux continus endommageables

Cette approche est fondée sur les principes de la thermodynamique des processus irréversibles. Elle couple plasticité et endommagement, à travers une variable scalaire ou tensorielle qui peut représenter toute variable caractérisant la dégradation des propriétés mécaniques du matériau. En ce sens, cette approche a parfois un caractère phénoménologique fort.

Dans cette approche, la variable d'endommagement est introduite en considérant la densité surfacique de discontinuités de la matière selon une certaine orientation. Dans un cas d'endommagement isotrope, cette variable est un scalaire, noté D . Cette variable prend des valeurs comprises entre 0 (état non endommagé) et 1 (état rompu). A l'aide de cette variable, la notion de contrainte effective est introduite ; elle traduit la diminution de la section résistante effective du matériau par la relation :

$$\tilde{\sigma} = \frac{\sigma}{1 - D} \quad (5.10)$$

Intervient alors le *principe d'équivalence en déformation*, dont l'énoncé est le suivant (Le-maitre *et al.*, 2009) :

Tout comportement à la déformation d'un matériau endommagé est traduit par les lois de comportement du matériau vierge dans lesquelles on remplace la contrainte usuelle σ par la contrainte effective $\tilde{\sigma}$.

A partir de ces hypothèses, les formulations de l'élasticité, plasticité, écrouissage sont reprises en prenant en compte l'endommagement.

Approche micro-mécanique de l'endommagement ductile

Il est aujourd'hui clairement établi que la rupture ductile des matériaux métalliques se déroule en trois étapes qui sont : la nucléation de cavités, leur croissance, et leur coalescence, conduisant à la rupture finale.

Dans un modèle découplé, c'est-à-dire qui ne considère pas l'effet de l'endommagement sur le comportement du matériau, (Rice et Tracey, 1969) proposent une loi de croissance

d'une cavité isolée dans un milieu infini parfaitement plastique :

$$\ln\left(\frac{R}{R_0}\right) = \int_{\varepsilon_0}^{\varepsilon_f} 0,283 \operatorname{sign}(\sigma_m) \exp\left(\frac{3}{2} \frac{|\sigma_m|}{\sigma_0}\right) d\varepsilon_{eq}^p \quad (5.11)$$

avec R_0 le rayon initial, R le rayon courant, $\sigma_m = \frac{1}{3} \operatorname{Tr}(\tilde{\sigma})$ la contrainte moyenne, σ_0 la limite d'élasticité et $d\varepsilon_{eq}^p$ l'incrément de déformation plastique équivalente.

Dans ce modèle, on voit apparaître le rapport $\frac{|\sigma_m|}{\sigma_0}$, qui intervient de manière exponentielle dans la croissance des cavités ; c'est donc un paramètre très important dans l'évolution de l'endommagement. Exprimé d'une manière plus générale en remplaçant la limite élastique σ_0 par la contrainte équivalente de von Mises σ_{eq} , il est appelé *taux de triaxialité des contraintes*.

La perte totale de rigidité, donc la rupture, intervient lorsque le taux de croissance (R/R_0) atteint une valeur critique $(R/R_0)_C$, définie sur la base d'essais mécaniques sur éprouvettes axisymétriques entaillées.

Gurson (Gurson, 1977) est le premier à introduire un modèle où le couplage est fort entre la déformation et l'endommagement. Il considère une sphère de matériau rigide, parfaitement plastique, obéissant au critère de plasticité de von Mises, de rayon b . Au centre de cette sphère se trouve une cavité de rayon a . Ceci lui permet de définir la fraction volumique de vide dans le matériau : $f = \left(\frac{a}{b}\right)^3$. Sur la base d'une analyse limite, il trouve une expression pour la surface de charge $\Phi = 0$, dans laquelle intervient la fraction volumique de vide f , la limite élastique σ_0 , la contrainte moyenne $\sigma_m = \frac{1}{3} \operatorname{Tr}(\tilde{\sigma})$, et la contrainte équivalente de von Mises $\sigma_{eq} = \sqrt{\frac{3}{2} \tilde{s} : \tilde{s}}$ (\tilde{s} est la partie déviatorique de $\tilde{\sigma}$) :

$$\phi = \frac{\sigma_{eq}^2}{\sigma_0^2} + 2f \cosh\left(\frac{3}{2} \frac{\sigma_m}{\sigma_0}\right) - (1 + f^2) = 0 \quad (5.12)$$

Les surfaces de charge projetées dans le plan normalisé $(\frac{\sigma_m}{\sigma_0}, \frac{\sigma_{eq}}{\sigma_0})$ sont présentées sur la figure 5.18 pour des valeurs de fractions volumiques de vides de 0%, 1%, 5% et 10%.

Dans ce modèle, le taux de triaxialité intervient également de manière exponentielle.

Nucléation

La nucléation de cavités résulte de la rupture de particules de seconde phase ou de la décohésion de ces dernières avec la matrice. Bien que certains modèles donnent une loi de

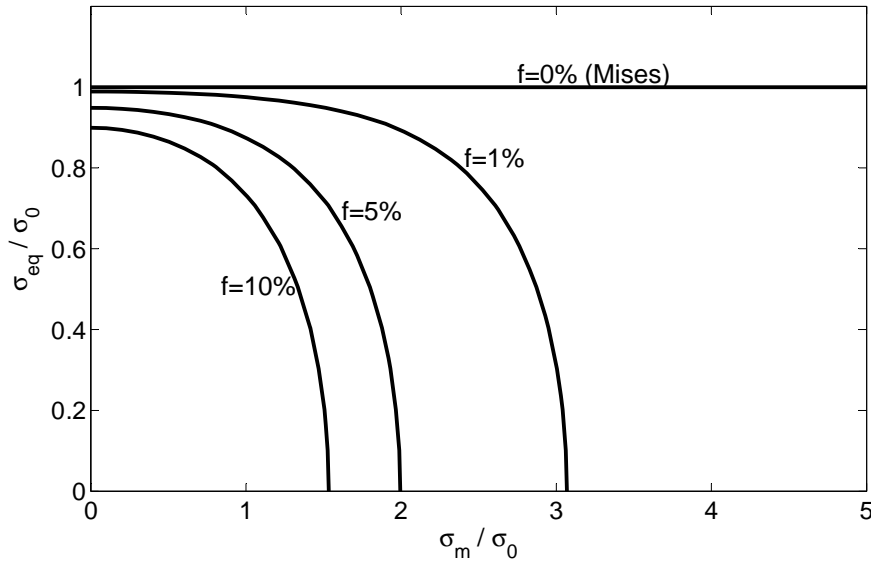


FIGURE 5.18 – Surface de charge dans le plan cisaillement/pression hydrostatique

nucléation contrôlée par la contrainte, le cas le plus généralement rencontré est la nucléation contrôlée par la déformation plastique. Le taux de nucléation \dot{f}_n est alors exprimé en fonction du taux de déformation plastique de la matrice $\dot{\epsilon}_m^{pl}$:

$$\dot{f}_n = A_n \dot{\epsilon}_m^{pl} \quad (5.13)$$

où le terme A_n peut être une fonction de différentes formes, le plus souvent gaussienne (loi normale) :

$$A_n = \frac{f_N}{s_N \sqrt{2\pi}} \exp \left[-\frac{1}{2} \left(\frac{\epsilon_m^{pl} - \epsilon_N}{s_N} \right)^2 \right] \quad (5.14)$$

avec les trois paramètres définissant la fraction de particules pouvant créer une cavité (f_N , dans la mesure où la distribution se situe totalement du côté positif des déformations plastique), la moyenne (ϵ_N , valeur de la déformation pour laquelle la moitié des inclusions a créé une cavité) et l'écart type caractérisant la dispersion de la fonction de nucléation (s_N).

Coalescence

C'est le dernier stade de l'endommagement qui précède l'apparition d'une fissure macroscopique. La coalescence correspond à la localisation de la déformation dans les ligaments de matière entre les cavités. Sa modélisation sur des bases micro-mécaniques a donné lieu à plusieurs critères, dont celui de Thomason, basé sur la striction inter-porosité.

Nous nous contenterons de présenter un modèle phénoménologique proposé par Tvergaard et Needleman (Tvergaard et Needleman, 1984) pour enrichir le modèle de Gurson. Pour cela les auteurs redéfinissent la fraction volumique de vides par f^* qui garde la valeur f tant que $f < f_c$ et prend la valeur $f_c + \delta(f - f_c)$ quand une fraction critique f_c est atteinte. Cette fonction est représentée sur la figure 5.19 ; avec les notations utilisées, on a $\delta = \frac{f_u - f_c}{f_F - f_c}$. Dans le cas du modèle de Gurson tel qu'il a été présenté, le paramètre f_u vaut 1, ce qui signifie que la rupture intervient lorsque le matériau est constitué uniquement de vide. Dans la partie qui suit, on verra que l'introduction de nouveaux paramètres dans le modèle permet d'abaisser cette valeur. Le paramètre δ joue le rôle d'accélérateur de la croissance de fraction volumique lorsque la coalescence intervient.

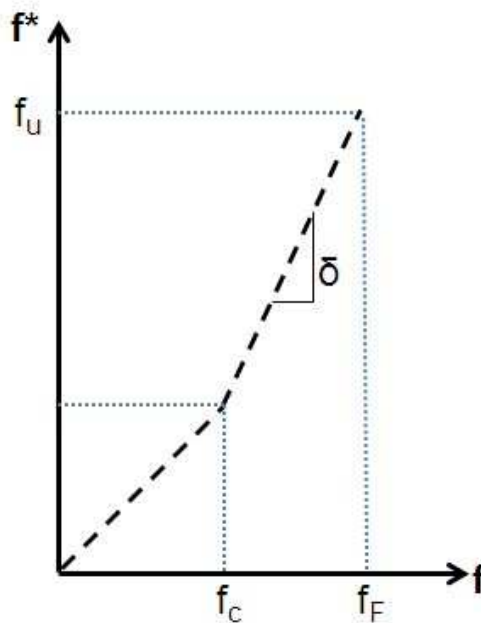


FIGURE 5.19 – Fonction de coalescence de Tvergaard-Needleman

5.3.2 Le modèle de Gurson-Tvergaard-Needleman (GTN)

Nous présentons dans cette partie le modèle de Gurson et ses enrichissements (Tvergaard-Needleman) tel qu'il est disponible dans ABAQUS, ainsi que les lois d'écoulement et de variation des paramètres associés.

Gurson propose une première amélioration de son modèle qui prend en compte le durcissement de la matrice par écrouissage. La limite élastique σ_0 dans l'expression 5.12 est remplacée par la loi d'écoulement du matériau $\sigma_y = \sigma_y(\epsilon_m^{pl})$, où ϵ_m^{pl} est la déformation plas-

tique effective équivalente de la matrice (sans porosité). Pour décrire l'évolution de cette déformation plastique effective équivalente, Gurson considère l'égalité entre l'énergie dissipée localement, en prenant en compte la porosité, et l'énergie totale dissipée :

$$(1 - f)\dot{\epsilon}_m^{pl} \sigma_y = \tilde{\sigma} : \dot{\tilde{\epsilon}}^{pl} \quad (5.15)$$

avec $\tilde{\sigma}$ le tenseur des contraintes de Cauchy et $\dot{\tilde{\epsilon}}^{pl}$ le tenseur des déformations plastiques.

Tvergaard (Tvergaard, 1981) a ajouté 3 paramètres au modèle : q_1 , q_2 et q_3 . Ces paramètres sont introduits par comparaison avec des simulations par éléments finis sur une cellule élémentaire, périodique, représentant une distribution régulière de cavités. L'ajustement vise à mieux décrire la localisation de la déformation ; concrètement il corrige en partie des approximations faites dans la construction du modèle : cavité sphérique unique (pas d'interactions), pas de changement de forme de la cavité, plasticité parfaite de la matrice...

De plus, dans l'expression initiale du modèle (équation 5.12), la fraction volumique de vide f est remplacée par l'expression f^* de Tvergaard-Needleman, afin de prendre en compte le stade de coalescence. La fraction volumique de vide à rupture est alors donnée par le paramètre f_u . Ce paramètre s'exprime en fonction des coefficients q_i (il est obtenu en considérant la nullité des contraintes dans l'expression de la surface de charge au moment de la rupture) :

$$f_u = \frac{q_1 + \sqrt{q_1^2 - q_3}}{q_3}.$$

Au final, l'expression de la surface de charge du modèle GTN est la suivante :

$$\phi = \frac{\sigma_{eq}^2}{\sigma_y^2} + 2q_1 f^* \cosh\left(\frac{3q_2}{2} \frac{\sigma_m}{\sigma_y}\right) - (1 + q_3 f^{*2}) = 0 \quad (5.16)$$

Pour compléter ce modèle, ABAQUS permet d'ajouter un modèle de nucléation, contrôlé par la déformation plastique selon une loi gaussienne, comme présenté précédemment.

5.3.3 Dépendance au maillage

Les méthodes classiques de calcul aux éléments finis (FEM) se heurtent à un problème de taille : aucune longueur physique n'est incluse dans les modèles pour prendre en compte les phénomènes de localisation. Dans un modèle FEM, le premier élément à s'adoucir subit ensuite toute la déformation, ce qui entraîne une forte dépendance à la taille du maillage. Dans le cas extrême où la taille d'un élément tend vers zéro, l'énergie de rupture devient nulle, ce qui est physiquement inacceptable.

Plusieurs méthodes sont proposées pour palier à ce problème :

- fixer la taille de maille, qui devient alors un paramètre du modèle ;
- utiliser une méthode de régularisation.

Les méthodes de régularisation consistent généralement à « étaler » la valeur d'une variable interne sur les points voisins, c'est à dire à introduire explicitement ou non une longueur caractéristique dans le modèle. Par exemple dans le cas d'une approche intégrale, la valeur d'une variable interne en un point matériel sera remplacée par la moyenne avec ses voisins.

Nous choisissons de fixer la taille des mailles pour des raisons de simplicité d'implémentation du modèle. Nous chercherons cependant à associer à cette taille typique une longueur caractéristique du matériau.

5.4 Simulation de la rupture

La gestion du retrait des éléments endommagés pour simuler la rupture doit se faire dans un schéma d'intégration numérique dit « explicite ». Du fait de l'instabilité potentielle de ce type de méthode de résolution, quelques précautions sont prises pour s'assurer de la fiabilité des résultats obtenus : elles sont présentées en annexe B.

5.4.1 Choix des paramètres

5.4.1.1 Paramètres du modèle GTN

Si on considère l'ensemble du modèle d'endommagement de milieux poreux proposé dans ABAQUS, 9 paramètres sont à déterminer :

- 3 paramètres de nucléation : ε_n, s_n et f_n
- 4 paramètres dans la loi poro-plastique : f_0, q_1, q_2 et q_3
- 2 paramètres de coalescence : f_c et f_F .

Pour déterminer leur valeur, nous allons nous appuyer à la fois sur nos observations microstructurales, la littérature, et enfin, la comparaison avec les essais mécaniques sur soudure.

Les observations effectuées au microscope électronique à transmission (MET) (voir chapitre 3) ont montré que les particules intermétalliques micrométriques, que nous considérons comme les sites de nucléation de l'endommagement, sont en fait des agrégats de nanocristaux incohérents. Cette observation nous amène à estimer ces particules intermétalliques comme des micro-vides présents initialement dans la ZF. Selon cette hypothèse, la nucléation n'a donc pas besoin d'être modélisée ; la fraction volumique de particules intermétalliques est prise en compte dans le paramètre de fraction volumique initiale de vides : f_0 .

Nous admettons que la fraction surfacique de particules intermétalliques estimée par seuillage dans le chapitre 3 à 0,7% est représentative de la fraction volumique initiale de vides.

Les paramètres q sont choisis dans la littérature ; certaines études sont consacrées à leur détermination en fonction des propriétés mécaniques du matériau (Faleskog *et al.*, 1998a,b) ; nous nous contentons de choisir une valeur tirée des articles (Tvergaard, 1987) ($q_1 = 1.5$, $q_2 = 1$ et $q_3 = q_1^2$) et (Perrin et Leblond, 2000) ($q_1 = 1.47$, $q_2 = 1$ et $q_3 = q_1^2$).

Les valeurs des paramètres fixés sont résumées dans le tableau 5.3.

Au final il reste donc seulement deux paramètres à déterminer par comparaison entre essais mécaniques simulés et essais réels : la fraction volumique de vide critique à coalescence f_c et la fraction à rupture f_F . Nous pouvons donner une gamme de variation raisonnable de ces paramètres, entre 1 et 10% pour f_c et entre 15 et 25% pour f_F (Benzerga, 2002).

TABLEAU 5.3 – Valeur des paramètres fixés

f_0	0,7%
q_1	1,5
q_2	1
q_3	$q_1^2 = 2,25$

5.4.1.2 Taille du maillage

La taille du maillage doit être fixée et rester la même pour toutes les éprouvettes.

- dans l'épaisseur des éprouvettes, la taille choisie est de 0,2 mm. Ce choix permet d'avoir un maillage assez fin pour toutes les éprouvettes (elles ont toutes la même épaisseur égale à 3 mm).
- dans la largeur des l'éprouvettes : 0,5 mm. Cette taille est un compromis entre la nécessité de mailler suffisamment l'éprouvette de 3 mm de large (6 éléments donc), et de ne pas avoir trop d'éléments dans l'éprouvette la plus large (30 mm soit 60 éléments pour la taille choisie).
- la hauteur des éléments (dans le sens de la traction) de 0,15 mm a été choisie sur la base des premiers résultats de simulations d'éprouvettes Kahn ; ce choix est détaillé dans la partie 5.4.2.2 consacrée aux résultats sur éprouvettes Kahn.

5.4.2 Résultats à l'état traité thermiquement

5.4.2.1 Eprouvettes plates

Largeur 7 mm

Bien que nous choisissons de fixer le paramètre f_0 , il est tout de même intéressant de regarder l'effet de la variation de ce paramètre sur le comportement à rupture de la soudure. Sur la figure 5.20 sont tracées les courbes force - allongement jusqu'à rupture pour différentes valeurs de ce paramètre (0,1%, 1%, 2%), en fixant f_c à 5% et f_F à 20%.

Commençons par dire quelques mots sur la manière de lire ces courbes. Elles sont composées d'une partie élastique, puis la plasticité intervient, la force atteint un maximum avant de diminuer progressivement, puis intervient une chute brutale. Dans le cas des éprouvettes plates, c'est le moment où la chute brutale débute que nous considérons comme le point de rupture : la pente que nous observons après cette chute brutale ne présente que peu d'intérêt pour cette géométrie.

Il apparaît très nettement que notre choix pour la valeur de la fraction volumique initiale

de vides, basé sur des observations métallographiques, s'avère être une valeur tout à fait raisonnable pour la simulation de l'endommagement et de la rupture. La courbe expérimentale présente un point de rupture situé entre les courbes obtenues à 0,1% et 1% de porosité initiale. Pour 1% la rupture est légèrement prématurée. Pour 2% de porosité initiale, la rupture intervient nettement trop tôt. 0,7% est une valeur qui aurait pu être choisie à la vue de ces courbes ; nous la conservons pour toutes les autres simulations.

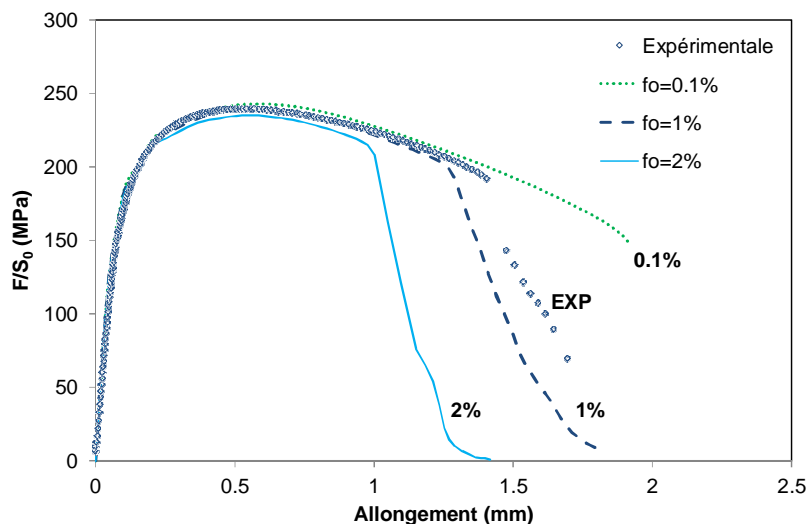


FIGURE 5.20 – Courbes force - allongement avec rupture pour différentes valeurs de la fraction initiale de vides f_0 , avec $f_c = 5\%$ et $f_F = 20\%$, éprouvette de 7 mm de large

Étudions maintenant l'influence des paramètres de coalescence. Sur la figure 5.21, les courbes simulées pour des valeurs de fraction critique $f_c = 1\%$, 5% et 10% sont tracées. La valeur de f_F est fixée à 25% . Pour $f_c = 5\%$, le point de rupture expérimental est parfaitement reproduit. A 1% , la rupture est largement prématurée. Pour 10% , la rupture intervient un peu plus tard, mais la différence est très raisonnable (moins de $0,1$ mm de différence avec le point de rupture expérimental).

La figure 5.22 présente les résultats obtenus en attribuant les valeurs de 15% , 20% et 25% à f_F , et en maintenant la valeur de f_c à 5% . L'effet de la variation de f_F sur cette gamme de valeur est très faible. Tout se passe comme si les éléments qui atteignent la valeur f_c sont immédiatement rompus : dans notre modèle le stade de coalescence est quasiment instantané.

Largeur 30 mm

Sur les deux figures suivantes (5.23 et 5.24), la même étude a été réalisée pour l'éprouvette de 30 mm de large.

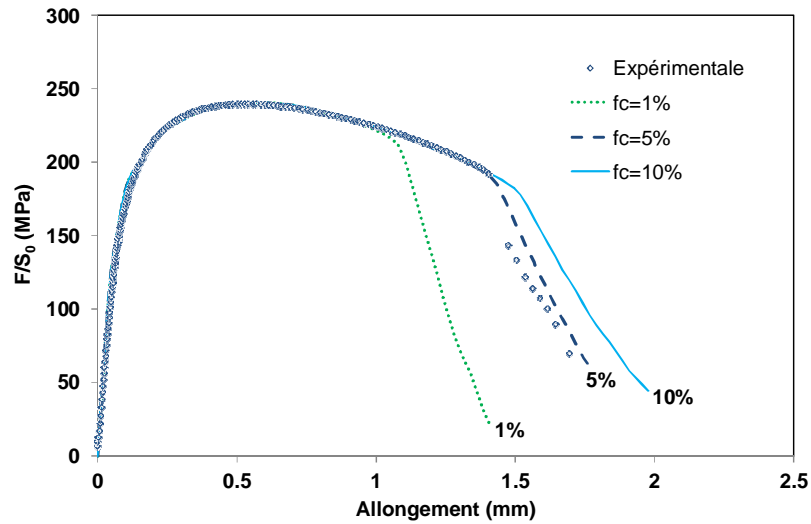


FIGURE 5.21 – Courbes force - allongement avec rupture pour différentes valeurs de la fraction critique à coalescence f_c , pour $f_F = 25\%$, éprouvette de 7 mm de large

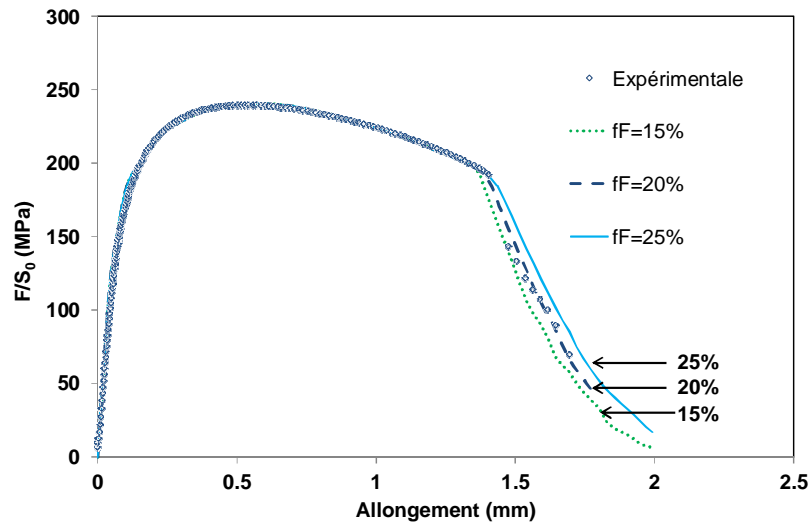


FIGURE 5.22 – Courbes force - allongement avec rupture pour différentes valeurs de la fraction à fracture f_F , pour $f_c = 5\%$, éprouvette de 7 mm de large

La première observation est que le modèle reproduit très bien la tendance expérimentale : la partie élasto-plastique est très bien représentée, l'allongement à rupture diminue.

La valeur de 1% pour la fraction critique à coalescence est trop faible, entraînant la rupture prématurée de la structure. En revanche pour 5% et 10%, le point de rupture est très bien représenté.

Le paramètre de fraction à rupture n'a par contre pas d'effet notable sur les résultats de simulation (figure 5.24).

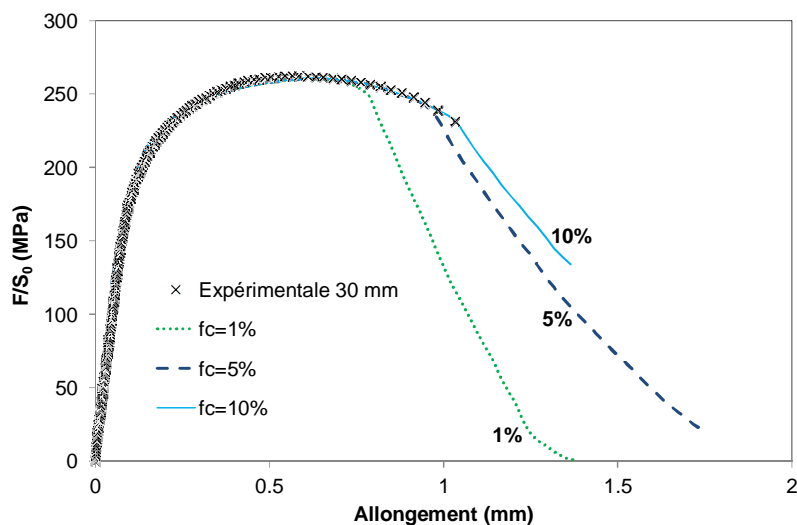


FIGURE 5.23 – Courbes force - allongement avec rupture pour différentes valeurs de la fraction critique à coalescence f_c , éprouvette de 30 mm de large, pour $f_F = 25\%$

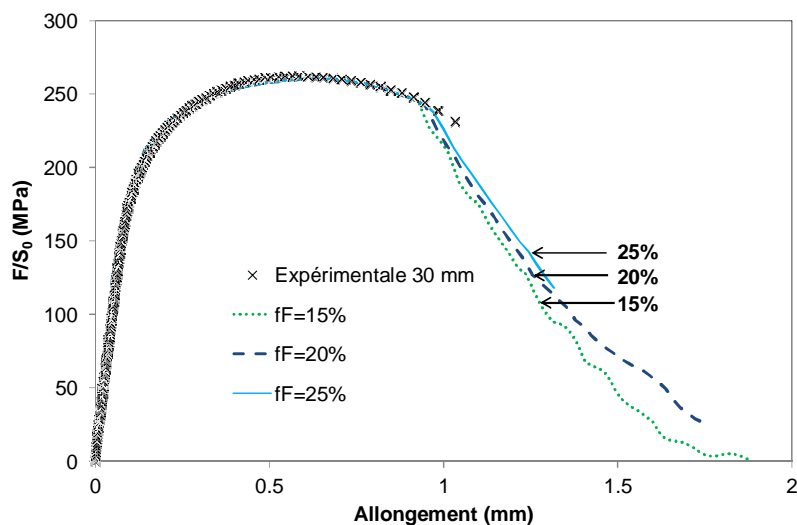


FIGURE 5.24 – Courbes force - allongement avec rupture pour différentes valeurs de la fraction à fracture f_F , éprouvette de 30 mm de large, pour $f_c = 5\%$

Largeur 3 mm

Nous arrivons cette fois à une limite de notre modèle. En effet il s'avère que pour l'éprouvette de 3 mm de large et dans la gamme de variation de nos paramètres, les résultats des simulations ne sont pas représentatifs du comportement réel de cette structure, comme le montrent les figures 5.25 et 5.26.

En fait on constate que même le comportement plastique n'est pas reproduit fidèlement. La déformation de la ZF dans ces éprouvettes est si importante que nos hypothèses ne sont plus valables, notamment sur la valeur de la saturation de l'érouissage de la ZF. En effet il apparaît clairement sur les courbes que la chute de force suivant la localisation est bien trop rapide dans nos modèle : en réalité la ZF continue à se durcir et la plasticité à s'étendre aux zones adjacentes.

Cependant nous n'allons pas chercher à améliorer ces résultats : l'état de contrainte tel qu'il est dans cette géométrie d'éprouvette est très éloigné de l'état qui nous intéresse, à savoir l'état en pointe de fissure ou à proximité d'un défaut géométrique, où règne un taux de triaxialité élevé.

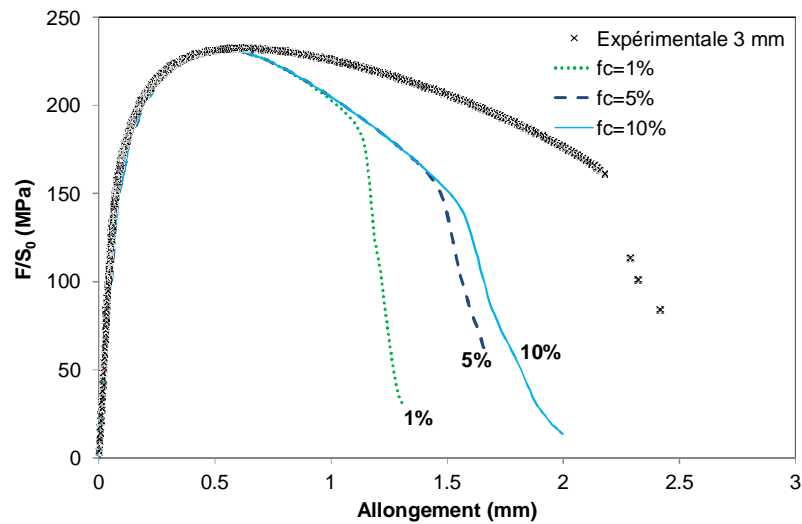


FIGURE 5.25 – Courbes force - allongement avec rupture pour différentes valeurs de la fraction critique à coalescence f_c , éprouvette de 3 mm de large, pour $f_F = 25\%$

5.4.2.2 Eprouvettes Kahn

Définition de la géométrie

La géométrie 3D de l'éprouvette Kahn est présentée sur la figure 5.27. Les dimensions des vraies éprouvettes sont reproduites : épaisseur 3 mm, longueur du ligament 25 mm, trous de goupilles à l'aplomb du fond d'entaille. Les goupilles sont modélisées par des surfaces analytiques rigides. Le contact est géré en définissant les goupilles comme surfaces maîtresses et les trous de goupille comme surfaces esclaves. Un coefficient de friction de 0,2 est admis pour le comportement tangentiel et le comportement normal interdit toute pénétration des goupilles dans l'éprouvette (Normal behaviour = Hard contact dans ABAQUS).

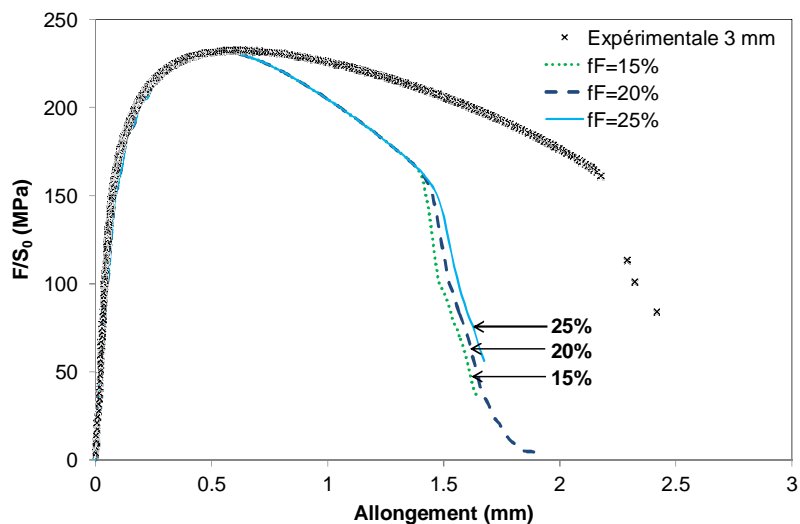


FIGURE 5.26 – Courbes force - allongement avec rupture pour différentes valeurs de la fraction à fracture f_F , éprouvette de 3 mm de large, pour $f_c = 5\%$

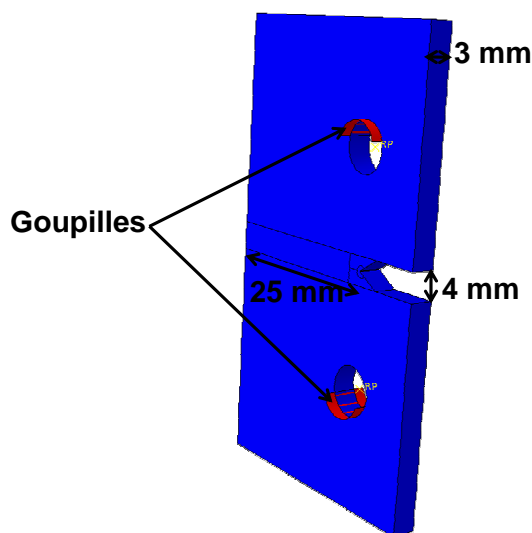


FIGURE 5.27 – Géométrie de l'éprouvette Kahn

L'éprouvette Kahn présente une géométrie qui nous a amené à effectuer certaines simplifications. Bien que le maillage n'est défini que dans la partie suivante, nous présentons ici des résultats pour justifier nos choix.

Tout d'abord la ZF est considérée comme étant de largeur constante dans l'épaisseur de l'éprouvette : la figure 5.28 illustre ce changement. Cette géométrie apporte une simplification considérable sur le maillage du ligament. Nous vérifions cependant que cela n'a que peu

d'impact sur les résultats ; les courbes entre une géométrie de ZF inclinée et une ZF droite sont présentées sur la figure 5.29. Les résultats sont strictement équivalents ; nous appliquons donc cette simplification par la suite.

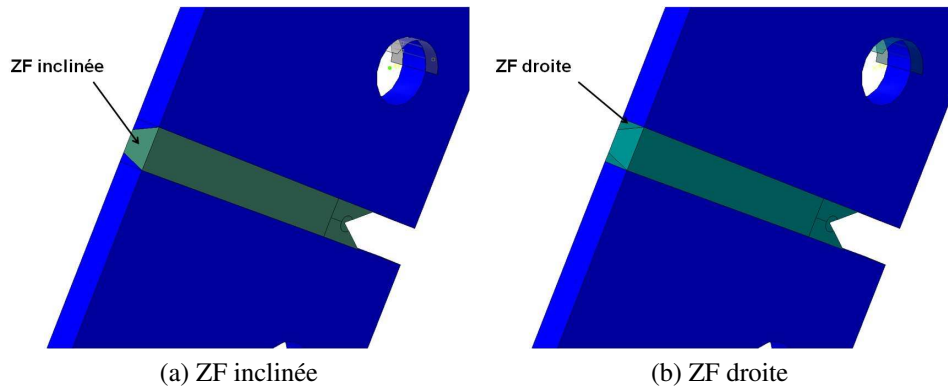


FIGURE 5.28 – Simplification de la géométrie de la ZF

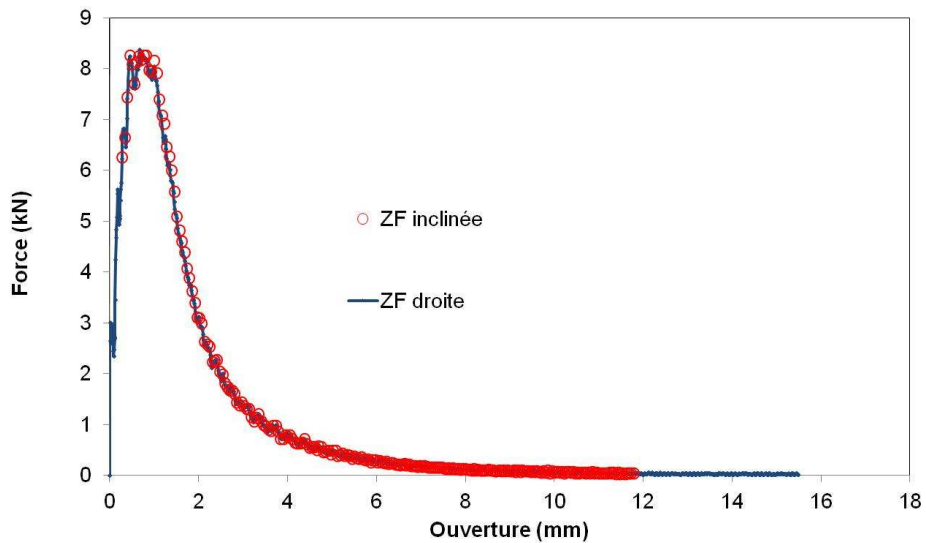


FIGURE 5.29 – Courbes force-ouverture comparées entre la géométrie de ZF inclinée et de ZF droite

De la même manière, la zone d'accommodation est toujours représentée par une zone de 1 mm de large autour de la ZF. L'ajout de cette zone modifie légèrement les résultats. En revanche l'ajout de la ZAT1 de 5 mm n'influe pas du tout : aucune déformation ne se produit dans cette zone, en accord avec les cartographies de déformations obtenues par corrélation d'images et présentées dans le chapitre 4 : la ZAT1 sera négligée par la suite.

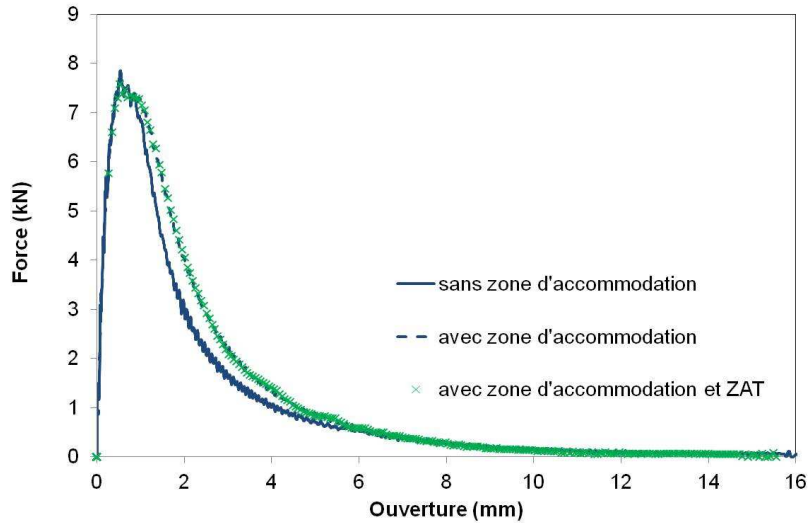


FIGURE 5.30 – Courbes force-ouverture comparées avec ajout de la zone d'accommodation puis de la ZAT1

Etat de contrainte résultant

Maintenant que les propriétés mécaniques des différentes zones de l'éprouvette Kahn sont définies, nous pouvons calculer l'état de contrainte qui en résulte dans la ZF. Sur la figure 5.31 sont représentés d'une part le champ de taux de triaxialité dans le ligament avant l'amorçage de la rupture, et d'autre part un profil du taux de triaxialité le long d'une ligne de 5 mm partant du fond d'entaille. On remarque que le taux de triaxialité est plus fort dans une zone de forme triangulaire en tête du fond d'entaille : cette zone correspond au triangle d'amorçage observé en fractographie, où la rupture intervient en mode I et où les cupules présentent une taille très importante. On peut voir sur le profil que le taux de triaxialité dans cette zone atteint une valeur de 1,2.

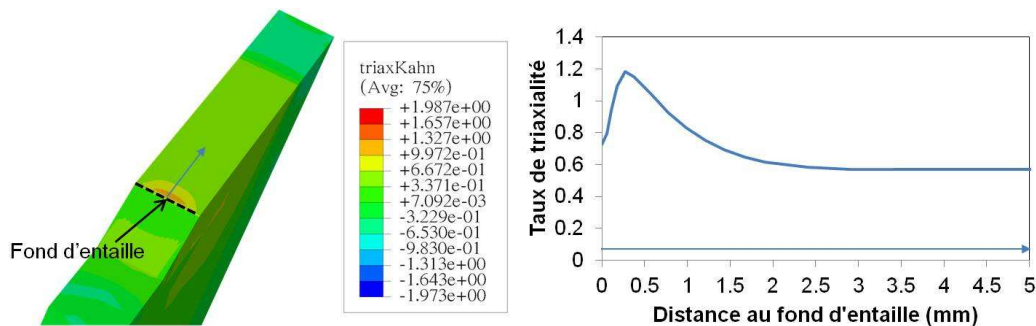


FIGURE 5.31 – Champ de taux de triaxialité dans le ligament de l'éprouvette Kahn simulée, avant l'amorçage de la rupture ; profil de taux de triaxialité en fond d'entaille

Maillage

Initialement le maillage a été défini comme présenté sur la figure 5.32. Les éléments sont hexagonaux de type C3D8R dans le ligament (zone de propagation de la rupture, entre le fond d'entaille et le dos de l'éprouvette), et tétraédriques de type C3D4 dans le reste de l'éprouvette, ce qui permet d'élargir rapidement les tailles des mailles dans la zone mécaniquement peu sollicitée. Les tailles de mailles dans la largeur de l'éprouvette (0,5 mm) et dans l'épaisseur (0,2 mm) ont été choisies en considérant un compromis pour avoir suffisamment d'éléments sur les éprouvettes de plus faible taille. Ces dimensions ne sont pas critiques quant au comportement en endommagement et rupture de la structure. En revanche la hauteur des éléments a une forte influence. Cette différence d'influence entre les différentes directions se comprend simplement car notre choix de ne pas régulariser l'endommagement implique que seul une rangée d'éléments va rompre. Ainsi la variation des dimensions dans l'épaisseur et la largeur ne modifie pas le volume total dans lequel va intervenir l'endommagement. En revanche dans la direction de traction, le volume endommagé varie linéairement avec la hauteur des éléments.

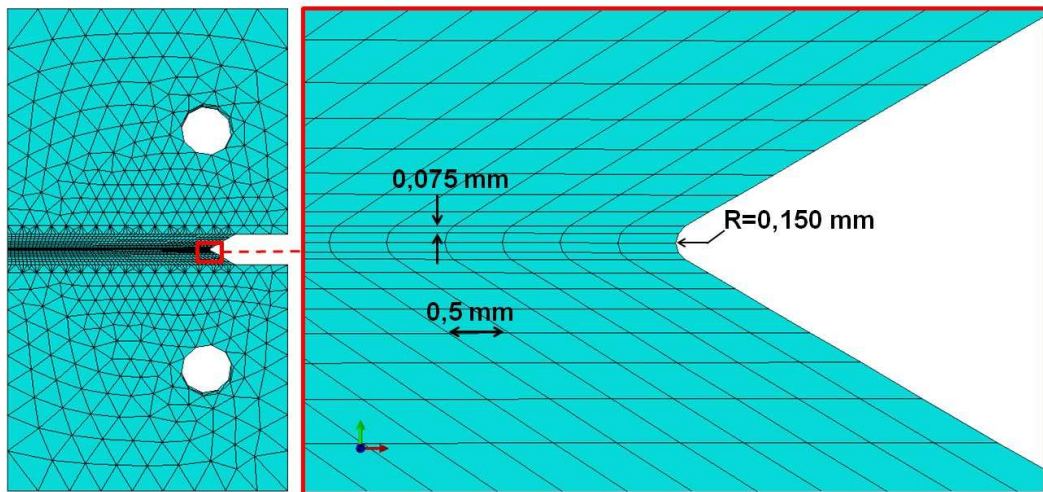


FIGURE 5.32 – Maillage initial

Le choix initial de la hauteur des éléments (0,075 mm) est simplement dicté par la nécessité de représenter géométriquement le rayon d'entaille de l'éprouvette, estimé à 0,150 mm (diamètre du fil de découpe). Mais ce choix ne donne pas de bons résultats en termes d'énergies d'initiation et de propagation de fissure. Sur la figure 5.33 est présentée la courbe force-ouverture obtenue avec ce maillage, en prenant les paramètres du modèle GTN suivant : $f_c = 5\%$ et $f_F = 20\%$.

De plus, cette méthode de maillage ne permet pas de varier le rayon d'entaille, puisque

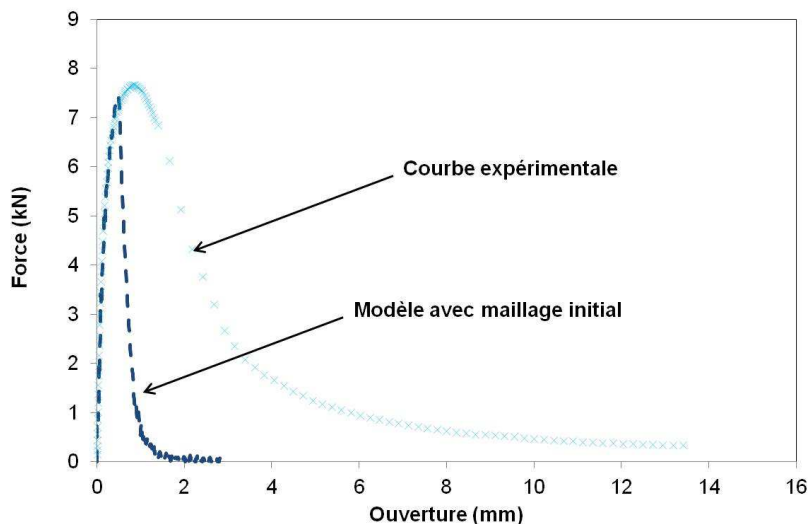


FIGURE 5.33 – Courbes force-ouverture expérimentale et simulée avec le maillage initial

c'est lui qui détermine la taille des mailles. Ainsi, la transposition sur une autre structure est compromise dans ce cas.

Il a donc été décidé d'affiner le maillage dans la zone d'amorçage de la fissure, et de le laisser fixe dans la zone de propagation. Cette nouvelle définition du maillage est présentée sur la figure 5.34 (a). La plus petite dimension de maille est d'environ 20 μm , et dans la zone de propagation, la hauteur de la maille est de 150 μm .

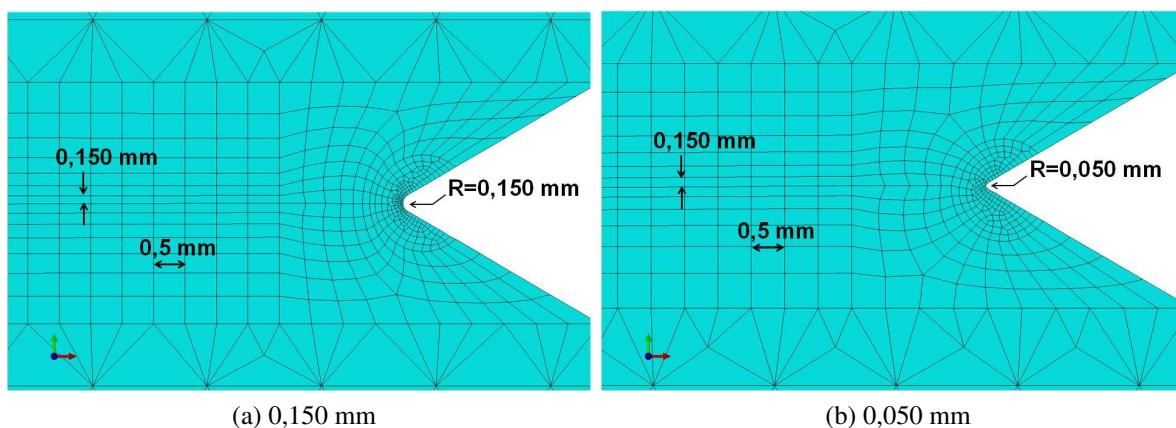


FIGURE 5.34 – Maillage affiné en fond d'entaille pour deux valeurs du rayon d'entaille

Cette nouvelle définition du maillage nous permet d'une part d'utiliser une hauteur de maille plus grande dans la zone de propagation, et d'autre part de faire varier notre rayon d'entaille sans changer la taille du maillage (où très faiblement au niveau du fond d'entaille),

comme le présente la figure 5.34 (b), avec un rayon en fond d'entaille de 50 μm . Ce dernier point est crucial pour la transposition à autre structure, où le rayon d'entaille n'est pas contrôlé.

Les résultats avec une hauteur de maille de 0,150 mm dans la zone de propagation sont présentés sur la figure 5.35, pour deux valeurs du rayon d'entaille (0,150 et 0,050 mm).

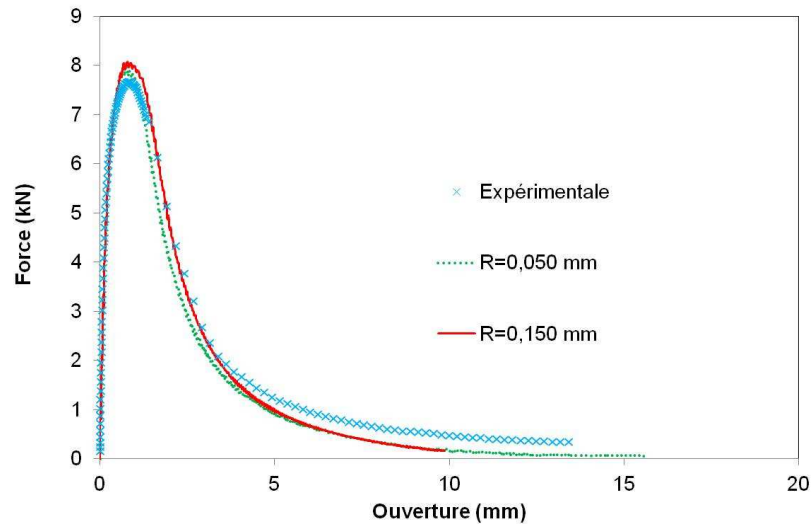


FIGURE 5.35 – Courbes force-ouverture expérimentale et simulée avec le maillage amélioré, pour deux valeurs du rayon d'entaille

La première remarque est qu'ainsi défini, le maillage donne des résultats proches de la courbe expérimentale ; c'est bien cette taille de maille qui a été utilisée sur les éprouvettes plates dans la partie 5.4.2 (0,500 mm dans la largeur de l'éprouvette, 0,200 dans l'épaisseur et 0,150 dans la hauteur).

La deuxième remarque est que ce comportement est relativement indépendant du rayon d'entaille : la différence en terme d'énergie d'initiation de fissure (UIE) et de propagation de fissure (UPE) pour les résultats entre les deux rayons d'entaille est inférieure à 5%.

Maintenant que la méthode de maillage est bien définie, nous pouvons étudier l'influence des différents paramètres (f_c et f_F).

Influence des paramètres de coalescence f_c et f_F

L'influence des paramètres de coalescences sur les courbes force - ouverture pour certaines valeurs typiques de f_c et f_F est présentée sur la figure 5.36. Cette fois encore, on constate que le paramètre de fraction à rupture f_F n'a qu'une très faible influence sur le comportement

global : il ne modifie que légèrement l'énergie de propagation de la fissure. Le paramètre f_c a lui une influence à la fois sur l'énergie d'initiation et l'énergie de propagation de fissure. La valeur de 1% s'avère trop faible pour représenter le comportement réel de la structure, tandis que les comportements diffèrent peu entre 5% et 10% et reproduisent assez bien la courbe expérimentale.

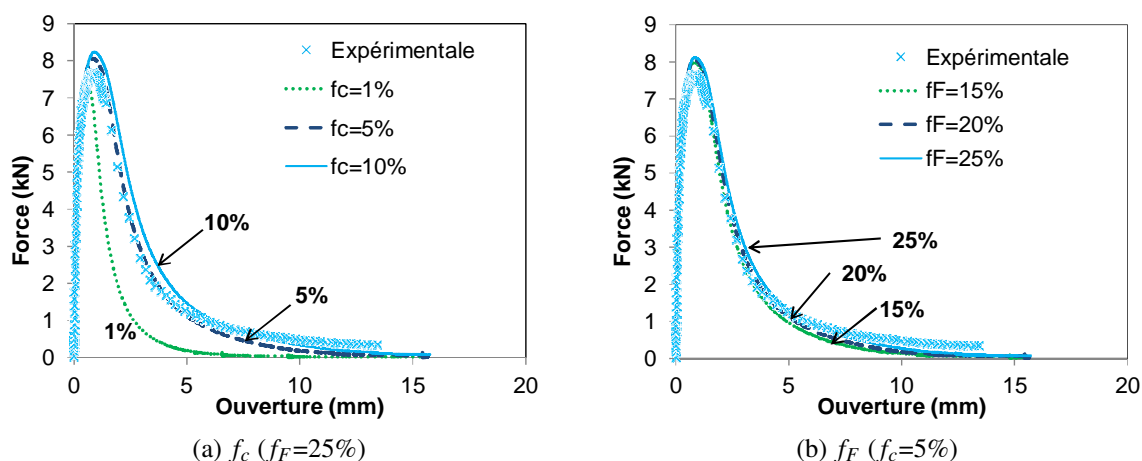


FIGURE 5.36 – Influence des paramètres de coalescence sur les courbes force - ouverture simulées, comparaison avec une courbe expérimentale

Le tableau 5.4 résume l'ensemble des résultats obtenus avec les différents paramètres en terme d'UIE (énergie d'initiation de fissure) et d'UPE (énergie de propagation de fissure) ; pour chacune des valeurs, l'écart relatif par rapport à la valeur moyenne des résultats expérimentaux est calculé, et l'écart par rapport à l'énergie totale également.

TABLEAU 5.4 – Valeurs UIE et UPE pour les différents jeux de paramètres f_c et f_F et écarts relatifs en pourcent par rapport à la moyenne des valeurs expérimentales

f_c	f_F	UIE (mJ/mm ²)	écart UIE	UPE (mJ/mm ²)	écart UPE	écart total
1	15	38.5	-35%	75.6	-74%	-67%
5	15	68.8	17%	251.1	-14%	-9%
10	15	75.5	28%	312.3	7%	11%
1	20	48.6	-17%	115	-60%	-53%
5	20	70.1	19%	285.8	-2%	2%
10	20	78.1	33%	327.4	12%	16%
1	25	55.7	-5%	165.9	-43%	-37%
5	25	71.3	21%	300.6	3%	6%
10	25	80.6	37%	337.7	16%	20%

Globalement les résultats en terme d'énergie totale sont très bons ; pour tous les jeux de

paramètres, seuls ceux avec une fraction critique à coalescence de 1% présentent un écart supérieur à 20% avec les résultats expérimentaux. On remarque qu'il est assez difficile d'obtenir à la fois un écart faible sur l'énergie d'initiation et sur l'énergie de propagation. Nous choisissons de conserver les paramètres pour lesquels l'écart à l'énergie totale est minimal : $f_c = 5\%$ et $f_F = 20\%$. Ces paramètres sont également ceux qui permettent de reproduire au mieux les comportements à rupture à la fois de l'éprouvette plate de 7 mm de large et celle de 30 mm.

Ce jeu de paramètres sera utilisé dans la partie 5.5 pour l'étude de l'influences des paramètres propres aux soudures témoins.

Il est intéressant de comparer ces écarts de valeurs avec la dispersion expérimentale. Le tableau 5.5 montre les écarts types expérimentaux pour chaque paramètre (UIE et UPE) et pour l'énergie totale de rupture. Bien que l'écart à l'UIE soit assez important, l'écart entre les énergies totales est faible, ce qui correspond aux écarts sur les résultats de simulation pour les valeurs des paramètres retenues. Ces écarts sont calculés sur deux essais seulement, il faut donc rester prudent sur leur interprétation.

TABLEAU 5.5 – Ecarts types expérimentaux en pourcent par rapport aux valeurs moyennes, éprouvettes Kahn traitées thermiquement

écart type de l'UIE par rapport à la valeur moyenne	écart type de l'UPE par rapport à la valeur moyenne	écart type de l'énergie totale par rapport à la valeur moyenne
21,6%	2,4%	5,7%

5.4.3 Résultats à l'état mûri

Bien que l'état de contrainte dans la ZF à l'état mûri n'ait pas été reproduit de manière satisfaisante, nous présentons des résultats du modèle pour des essais de tractions sur les éprouvettes plates de 7 mm de large et sur les éprouvettes Kahn.

5.4.3.1 Eprouvettes plates

Sur la figure 5.37, on peut voir que les allongements à rupture sur l'éprouvette plate de 7 mm de large sont surestimés pour la gamme de variation des paramètres f_c et f_F ; ceci est en accord avec la plus faible déformation plastique dans le modèle que sur l'éprouvette réelle. Le taux de triaxialité dans cette éprouvette plate est environ le même que celui existant dans l'éprouvette de 3 mm de large à l'état traité thermiquement, comme le montre la figure 5.38, et dont le comportement n'a pas pu être reproduit correctement non plus. Nous

allons voir dans ce qui suit que pour des taux de triaxialité plus élevés, pour les simulations sur éprouvettes Kahn, les résultats sont améliorés.

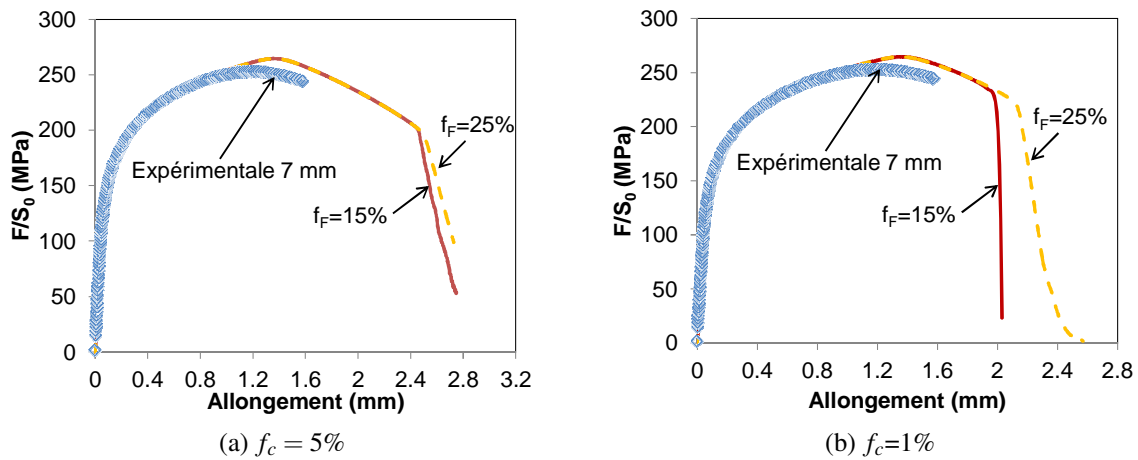


FIGURE 5.37 – Influence des paramètres de coalescence sur les courbes force - allongement simulées pour des éprouvettes de 7 mm de large à l'état mûri, comparaison avec une courbe expérimentale

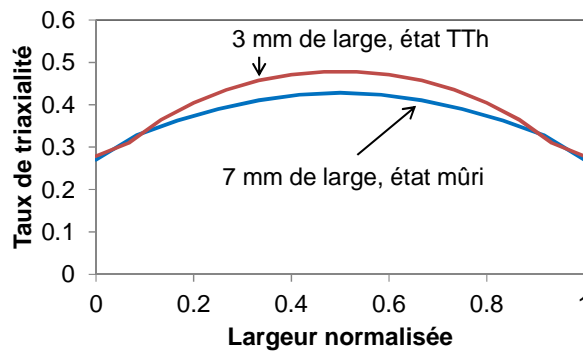


FIGURE 5.38 – Profils normalisés du taux de triaxialité dans la ZF de l'éprouvette de 7 mm mûrie et dans l'éprouvette de 3 mm traitée thermiquement ; profils tracés pour la contrainte maximale atteinte

5.4.3.2 Eprouvettes Kahn

Sur la figure 5.39 sont comparées les courbes des simulations pour une fraction critique à coalescence f_c de 5% (figure 5.39 (a)) et 1% (figure 5.39 (b)), avec, dans chacun des cas, des fractions à rupture f_F de 15% et 25%. Pour $f_c=5%$, le comportement réel est assez bien reproduit, et le modèle présente une faible dépendance à la valeur de f_F . Pour $f_c=1%$, les énergies de rupture sont largement sous estimées, et la dépendance à f_F est plus importante. Ces constats sont les mêmes que ceux présentés à l'état traité thermiquement.

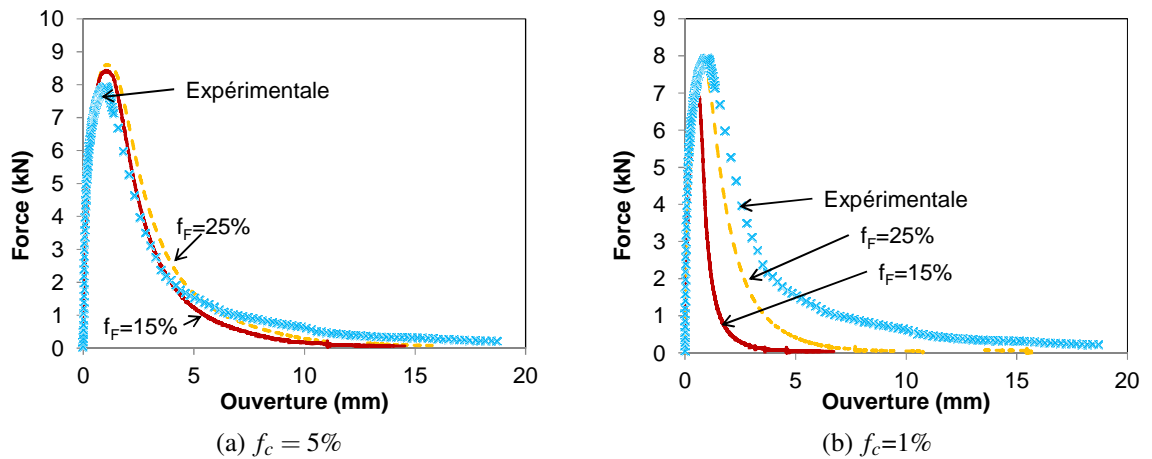


FIGURE 5.39 – Influence des paramètres de coalescence sur les courbes force - ouverture simulées pour des éprouvettes Kahn à l'état mûri, comparaison avec une courbe expérimentale

Le tableau 5.6 résume l'ensemble des résultats en terme d'UIE et d'UPE pour les différentes valeurs des paramètres testées, et l'écart relatif en pourcent par rapport aux valeurs expérimentales moyennes est calculé.

TABLEAU 5.6 – Valeurs UIE et UPE pour les différents jeux de paramètres f_c et f_F et écarts relatifs en pourcent par rapport à la moyenne des valeurs expérimentales

f_c	f_F	UIE (mJ/mm ²)	écart UIE	UPE (mJ/mm ²)	écart UPE	écart total
1	15	40.6	-43%	54.5	-84%	-76%
5	15	89.3	25%	285.5	-14%	-7%
10	15	98.7	38%	370.7	12%	16%
1	20	54.8	-24%	100.7	-70%	-61%
5	20	92.8	29%	304.4	-8%	-1%
10	20	104.4	46%	370.9	12%	18%
1	25	68.2	-5%	167.7	-49%	-41%
5	25	95.4	33%	346.2	4%	10%
10	25	107.3	50%	389.1	17%	23%

De la même manière qu'à l'état traité thermiquement, la plupart des couples de paramètres présentent une erreur relative par rapport à la moyenne expérimentale inférieure à 20%, et le jeu de paramètres le plus proche de la moyenne expérimentale est toujours $f_c = 5%$ et $f_F = 20%$. Il est à noter que les énergies de rupture sont bien retrouvées ; en revanche la forme de la courbe simulée est un peu différente de la courbe expérimentale.

Les écarts types expérimentaux obtenus sur les deux essais Kahn à l'état mûri sont présentés dans le tableau 5.7 en pourcentage par rapport à la valeur moyenne. On trouve un écart à l'énergie totale très faible, tandis que l'écart à l'UIE est assez important.

TABEAU 5.7 – Ecarts types expérimentaux en pourcent par rapport aux valeurs moyennes, éprouvettes Kahn mûries

écart type de l’UIE par rapport à la valeur moyenne	écart type de l’UPE par rapport à la valeur moyenne	écart type de l’énergie totale par rapport à la valeur moyenne
24,7%	2,7%	2,0%

Ainsi avec les mêmes paramètres du modèle, le comportement des éprouvettes Kahn pour les deux états thermiques est retrouvé ; seule la définition des comportements plastiques par zone a changé.

Sur la figure 5.40 sont présentés les profils des taux de triaxialité des éprouvettes Kahn en fond d’entaille pour les deux états thermiques : ils sont quasiment identiques. Ainsi le modèle d’endommagement et de rupture proposé peut être conservé pour des comportements plastiques différents, dans la mesure où les taux de triaxialité sont proches.

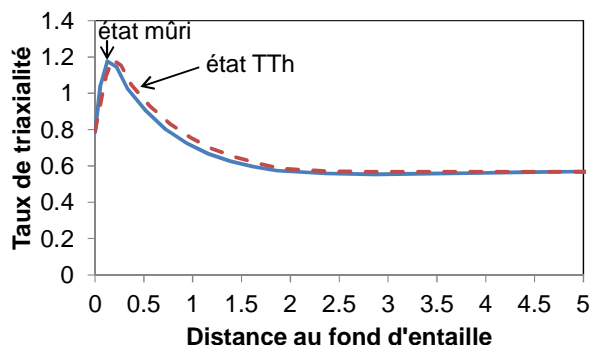


FIGURE 5.40 – Profils comparés du taux de triaxialité en fond d’entaille pour les états mûri et traité thermiquement, avant amorçage de la rupture

5.4.4 Bilan

Ce bilan a deux objectifs clairs : montrer que le modèle permet de reproduire le comportement à rupture d’éprouvettes de géométries différentes et avec des comportements plastiques différents, et donner les limites de ce modèle.

Sur la figure 5.41 sont présentées les comparaisons entre courbes expérimentales et courbes simulées pour les géométries et états de traitement thermiques pour lesquels le comportement est reproduit de manière satisfaisante, et ce pour un modèle d’endommagement identique, avec les paramètres de coalescence $f_c = 5\%$ et $f_F = 20\%$.

Le tableau 5.8 résume l’ensemble des résultats en terme d’écart aux valeurs expérimentales : écart d’allongement à rupture simulé pour les éprouvettes plates, et écart à l’énergie

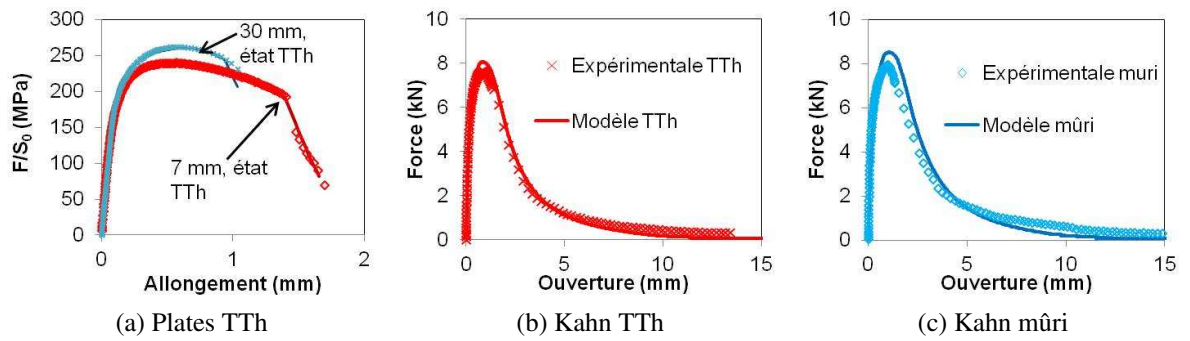


FIGURE 5.41 – Comparaison des courbes expérimentales et des modèles pour différentes géométries d'éprouvettes et différents états de traitement thermique : cas pour lesquels le comportement est globalement reproduit

totale de rupture pour les éprouvettes Kahn. De plus pour chaque éprouvette, le taux de triaxialité maximum pour la contrainte maximale est présenté.

TABLEAU 5.8 – Valeurs UIE et UPE pour les différents jeux de paramètres f_c et f_F et écarts relatifs en pourcent par rapport à la moyenne des valeurs expérimentales

		Triaxialité	Ecart allongement à rupture	Ecart énergie de rupture
TTh	3 mm	0,5	-33%	-
	7 mm	0,6	<1%	-
	30 mm	0,7	-8%	-
	Kahn	1,2	-	+2%
Mûri	7 mm	0,4	+58%	-
	Kahn	1,2	-	-1%

Les écarts importants concernent les éprouvettes dont le taux de triaxialité à la contrainte maximale atteinte est inférieur ou égal à 0,5. Cependant on ne peut pas attribuer ces écarts uniquement à la valeur du taux de triaxialité : pour ces éprouvettes le comportement plastique n'a pas été reproduit. Il semble que pour un niveau de déformation suffisamment important, les lois de comportement tirées des micro-éprouvettes sont insuffisantes. Dans le dernier chapitre consacré à la discussion, nous reviendrons sur ce point.

5.5 Application sur structure

Dans cette partie nous allons nous intéresser à l'influence que peuvent avoir certaines caractéristiques des soudures témoins (géométrie, comportement mécanique) par rapport au comportement des structures déjà étudiées dans le cas de la soudure sur plaque. Cette étude permettra de se faire une idée de l'évolution de la tenue mécanique, en terme de ténacité notamment. Nous proposons la réalisation de simulations sur différentes structures : sur éprouvettes plates, en considérant la forme et/ou le comportement de la ZF des témoins ; sur éprouvettes Kahn ; et sur une géométrie type témoin mise sous pression, afin d'évaluer l'état de contrainte susceptible d'exister dans une telle soudure.

5.5.1 Effet de la géométrie

Comme nous l'avons signalé au chapitre 3, la géométrie de la ZF sur témoin est différente de la géométrie de la ZF sur plaques. Il serait donc intéressant dans un premier temps de s'intéresser à l'effet de la géométrie sur l'état de contrainte et la réponse de la structure. Cet effet est testé sur un modèle d'éprouvette plate traitée thermiquement de 7 mm de large. La nouvelle géométrie de la ZF est présentée sur la figure 5.42.

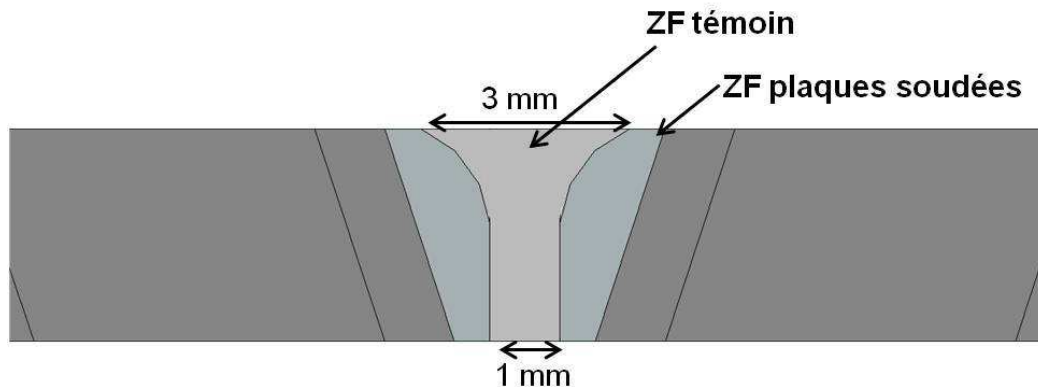


FIGURE 5.42 – Modification de la géométrie pour s'approcher de la géométrie de la soudure sur témoin

La courbe contrainte nominale - allongement obtenue avec une telle géométrie est présentée sur la figure 5.43. Ce qu'on observe pour le comportement de l'éprouvette avec la nouvelle géométrie de ZF est typique d'une augmentation du taux de triaxialité : augmentation apparente de la limite d'élasticité et diminution de l'allongement à rupture.

Le tracé d'un profil du taux de triaxialité au centre de l'éprouvette pour la force maximale (figure 5.44) atteinte confirme cette observation : le taux de triaxialité qui règne au cœur de

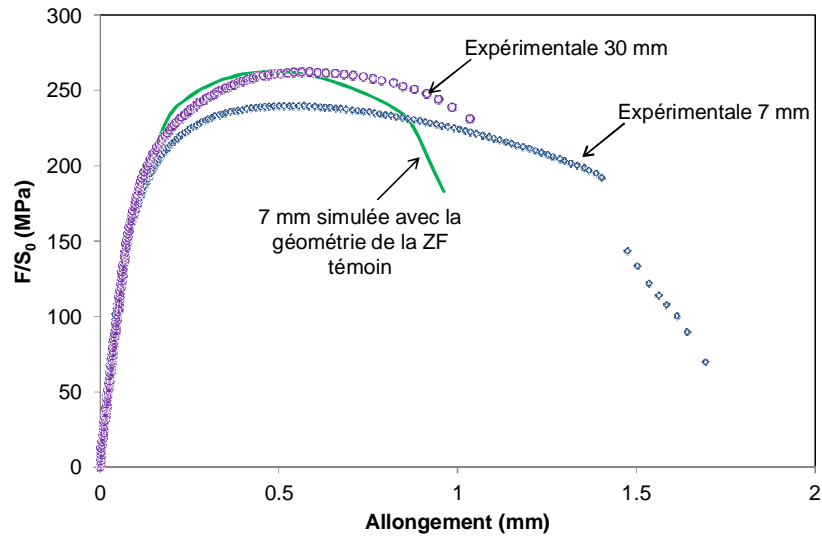


FIGURE 5.43 – Courbes force - allongement comparées entre : les courbes expérimentales des éprouvettes de 7 mm et 30 mm de large et la courbe d’une éprouvette de 7 mm de large simulée avec la géométrie de la soudure témoin

l’éprouvette avec la géométrie de la ZF témoin au maximum de la force est supérieur à la fois à celui mesuré dans l’éprouvette de 7 et dans celle de 30 mm avec la géométrie de ZF sur plaques.

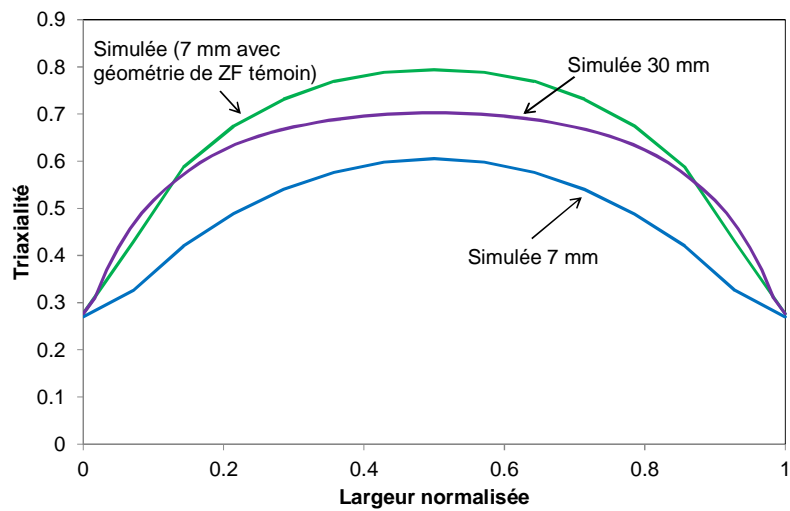


FIGURE 5.44 – Evolution des taux de triaxialité le long de profils normalisés par la largeur des éprouvettes : comparaison entre les éprouvettes simulées de 7 et 30 mm avec la géométrie de ZF sur plaques et l’éprouvette de 7 mm simulée avec la géométrie de la ZF témoin

Les paramètres du modèle que l’on a retenu ont été déterminés sur la base d’essais de déchirement Kahn, donc pour un taux de triaxialité élevé. La géométrie particulière de la ZF

témoin tend à augmenter le taux de triaxialité dans la ZF (du moins sur un essai en traction).

5.5.2 Effet du comportement de la zone fondue

Nous allons maintenant nous intéresser à l'influence des propriétés élasto-plastiques de la ZF à l'état traité thermiquement. Pour cela nous allons considérer que le comportement en écrouissage des différentes soudures est le même, et nous allons translater la valeur de la limite d'élasticité à partir des valeurs obtenues en micro-dureté.

Pour cela nous allons utiliser la limite d'élasticité à 0,02%.

Le coefficient de proportionnalité entre la limite d'élasticité et la micro-dureté est calculé avec les valeurs dont on dispose sur les plaques soudées (PS), tirées de l'essai sur micro-éprouvette prélevée dans la ZF et des mesures de profils de micro-dureté à l'état traité thermiquement :

$$\frac{R_{p0,02\%}(PS)}{HV_{0,1}(PS)} = \frac{104}{74} = 1,4 \quad (5.17)$$

Cette valeur peut paraître faible en comparaison du coefficient 3 généralement attendu : cela s'explique en partie par le fait que ce rapport est généralement calculé avec la limite d'élasticité à 0,2%, et de plus, l'écrouissage dans la ZF est très important, ce qui entraîne que le rapport entre limite d'élasticité et micro-dureté est encore abaissé.

Ce ratio est admis tel quel et les valeurs des limites d'élasticité pour les soudures témoins sont alors simplement calculées (1p = « 1 passe » et 2p = « 2 passes ») :

$$R_{p0,02\%}(1p) = 1,4 \times HV_{0,1}(1p) = 1,4 \times 96 = 134\text{MPa} \quad (5.18)$$

$$R_{p0,02\%}(2p) = 1,4 \times HV_{0,1}(2p) = 1,4 \times 85 = 119\text{MPa} \quad (5.19)$$

La loi de comportement de la zone d'accommodation est également translaturée de la même valeur. Ces modifications des lois de comportement sont intégrées dans le modèle d'éprouvette plate de 7 mm de large, avec la géométrie de la ZF de la soudure témoin présentée précédemment. Les résultats obtenus sont présentés sur la figure 5.45. L'allongement à rupture pour la loi de comportement de la zone « 1 passe » est augmenté par rapport à la zone « 2 passes », lui même plus élevé que pour la ZF des plaques soudées. On voit ici l'effet de la composition chimique de la ZF sur le comportement mécanique de la structure soudée.

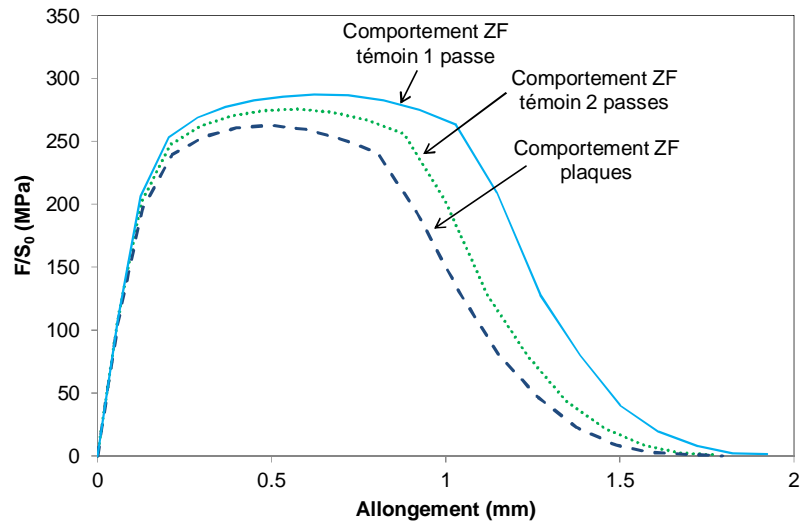


FIGURE 5.45 – Courbes force - allongement d'une éprouvette de 7 mm de large simulée avec la géométrie de la ZF témoin avec la loi de comportement de la ZF sur plaques et celles estimées des ZF des soudures témoins « 1 passe » et « 2 passes »

La même étude est réalisée sur les éprouvettes Kahn. Pour ce type d'éprouvette, la géométrie de la ZF n'est pas modifiée (nous avons vu qu'elle influe peu sur la réponse) : seule les lois d'érouissage sont modifiées. La figure 5.46 présente les courbes force - ouverture obtenues pour les différentes lois de comportement des ZF à l'état traité thermiquement, ainsi que la courbe expérimentale. L'augmentation de la limite d'élasticité se traduit par l'augmentation de la force maximale atteinte ; l'effet global sur les énergies de rupture n'est pas très marqué.

Pour aller plus loin et relier les propriétés plastiques avec la microstructure, un modèle de durcissement est proposé. Nous n'utilisons pas les modèles de durcissement présentés dans le chapitre 1 : en effet ces modèles donnent l'évolution de la limite d'élasticité du matériau avec l'évolution de la taille et de la fraction volumique de précipités pour des distributions intragranulaires homogènes. Dans notre cas, la distribution des précipités est très hétérogène à l'intérieur des grains, et rien ne justifie que l'évolution de la limite d'élasticité suive une loi en racine carrée avec la fraction volumique ; en effet la fraction volumique mesurée par diffusion des rayons X est une moyenne entre les zones riches en précipités et les zones dénudées en précipités, souvent au cœur des grains, comme l'illustre la figure 5.47. On considère donc que la fraction volumique mesurée, qu'on notera $f_v^* = \frac{V_p}{V}$, n'est pas une fraction volumique « locale », mais une valeur moyenne entre ces différentes zones.

De plus nous considérons que la fraction volumique locale de précipités dans les zones riches est constante. Ces hypothèses nous permettent de considérer que la fraction volumique

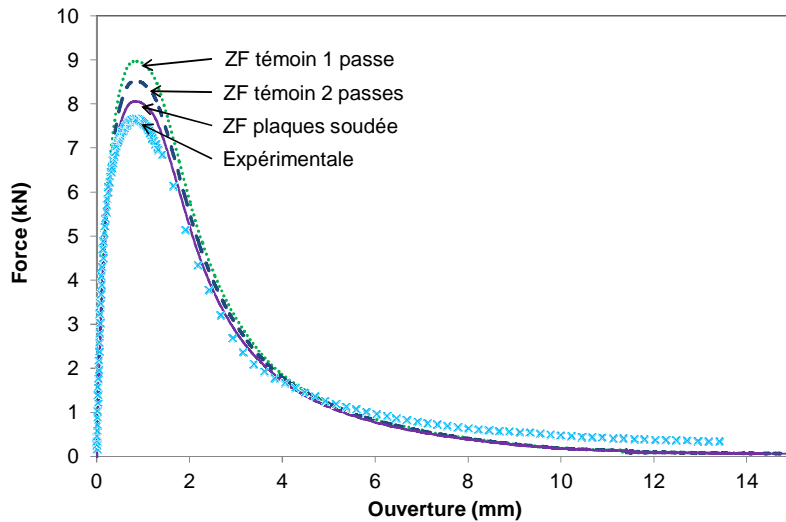


FIGURE 5.46 – Courbes force - ouverture comparées entre : une courbe expérimentale et les courbe d'une éprouvette Kahn simulée avec les lois de comportement estimées des ZF des soudures « 1 passe » et « 2 passes »

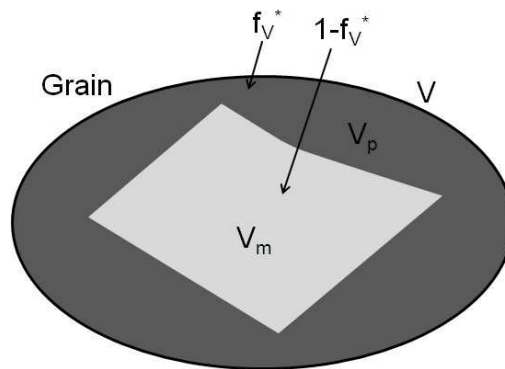


FIGURE 5.47 – Schéma de la répartition des zones riches en précipités et des zones appauvries

f_V^* est proportionnelle à la fraction volumique f_V mesurée en SAXS. Au final, nous considérons que la micro-dureté mesurée est composée d'un terme lié à la contribution de la matrice exempt de précipité, et d'un terme lié à la contribution de la fraction volumique effectivement occupée par des précipités durcissants :

$$HV_{0,1} = HV_0 + K.f_V^* \quad (5.20)$$

où HV_0 est la contribution de la matrice et K une constante de proportionnalité.

Les valeurs des fractions volumiques le long d'un profil traversant la soudure sont tirées des mesures SAXS effectuées à l'ESRF (sauf pour la soudure témoin « 1 passe », pour la-

quelle les mesures sont faites sur la ligne du laboratoire SIMAP). Les paramètres HV_0 et K sont recalés sur le profil de micro-dureté de la soudure des plaques ($HV_0 = 50$ et $K = 6000$). Sur la figure 5.48 (a) sont présentés les profils de micro-dureté expérimentaux le long des différentes soudures, dans leur partie haute, et sur la figure 5.48 (b) les profils calculés correspondants aux différentes soudures sont tracés. On voit que cette loi phénoménologique simple, basée sur la variation de fraction volumique uniquement, reproduit bien l'évolution de la dureté des différentes soudures. Bien que nous ne développons pas ce point dans notre étude, une description plus fine du comportement mécanique par zone qui s'appuierait sur les données microstructurales est une piste de développement du modèle proposé.

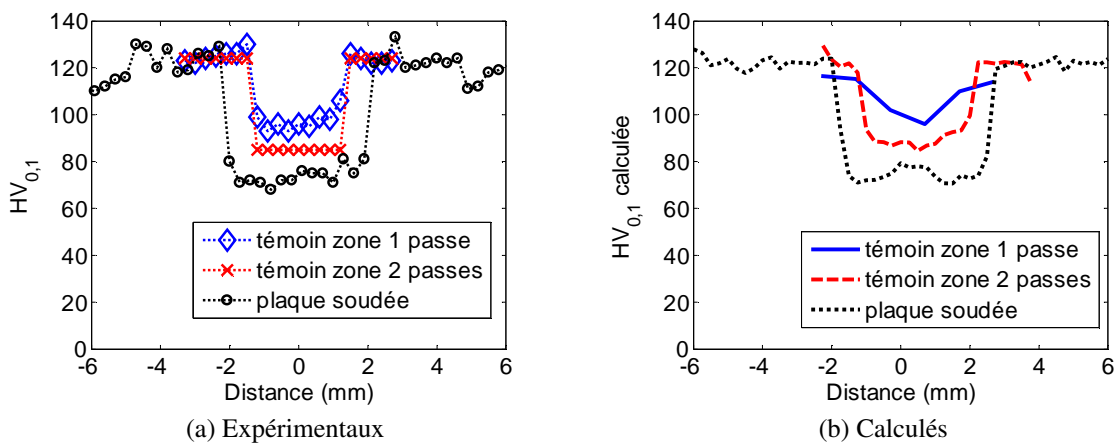


FIGURE 5.48 – Profils de microdureté expérimentaux et calculés, pour les différentes soudures à l'état traité thermiquement

5.5.3 Estimation de l'état de contrainte sur structure

Cette dernière partie consiste à vérifier que l'état de contrainte qui existe dans la structure soudée sous pression est compatible avec le modèle développé, qui reproduit bien le comportement à rupture de la ZF si le taux de triaxialité est suffisamment élevé. Pour cela une géométrie simplifiée est proposée, avec un défaut de 1 mm de long en fond de cordon de soudure, présentant un rayon d'entaille de 10 μm . Le modèle est en 2D axisymétrique, la pression est appliquée sur les bords internes de la structure, jusqu'en bas du cordon de soudure (voir figure 5.49 (a)).

Sur la cartographie du taux de triaxialité présentée figure 5.49 (b), la définition des différentes zones apparaît : les loi de comportement pour la ZF, la zone d'accommodation, la ZAT1 et le métal de base sont celles de la soudure sur plaques traitée thermiquement. La pression appliquée n'entraîne pas de déformations importante dans la soudure : notre objec-

tif est de montrer l'état de contrainte typique avant que l'endommagement intervienne (la triaxialité peut donc encore potentiellement augmenter). Le taux de triaxialité en pointe de défaut est à ce stade d'environ 1, ce qui est bien dans le domaine de validité de notre modèle.

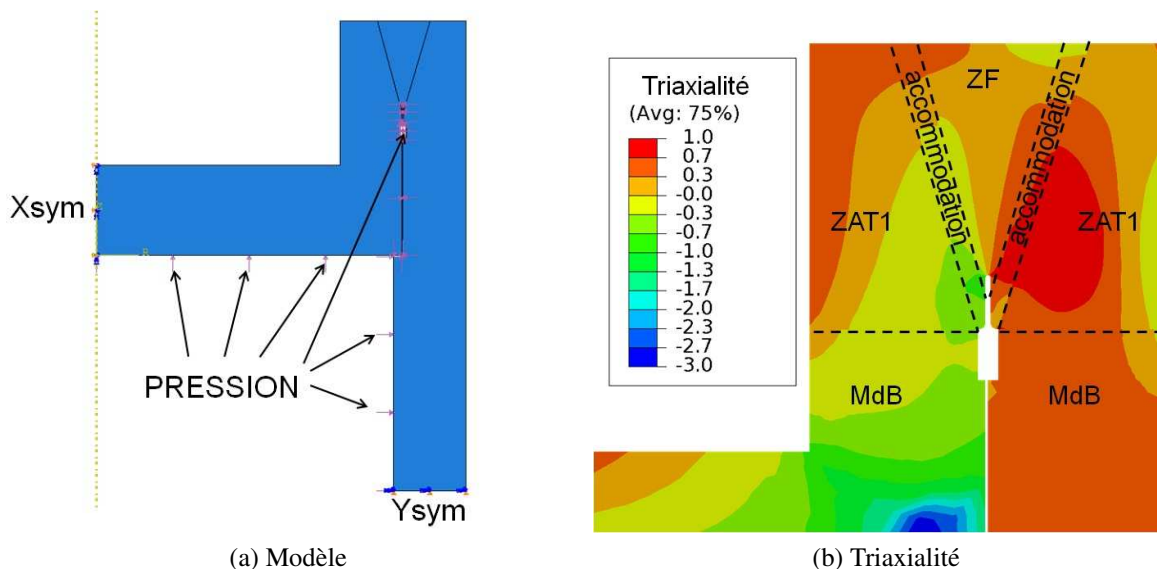


FIGURE 5.49 – Modèle simplifié de la structure cylindrique et taux de triaxialité dans la zone soudée sous pression

Cependant cette simple modélisation fait apparaître une limitation de notre modèle : en définissant des mailles dont les dimensions sont différentes par rapport au sens de propagation de la fissure, dans le but de réduire les temps de calcul, nous avons implicitement considéré que le chemin de la fissure suit l'orientation de l'entaille initiale (ce qui est le cas en traction). Or l'état de contrainte présenté sur la figure 5.49 (b) laisse supposer que la fissure va se propager latéralement par rapport à l'orientation de l'entaille initiale.

Ceci ne remet pas en question les résultats obtenus sur les différentes géométries : nous avons pu étudier l'influence de plusieurs paramètres, avec des lois de comportement différentes. Sans refaire une étude paramétrique aussi complète que la précédente, on se propose ici de refaire un modèle d'éprouvette Kahn, avec les lois à l'état traité thermiquement, et des mailles cubiques dans la zone de propagation de la fissure, avec une taille d'arête de 0,15 mm.

Le recalage avec cette taille de maille est obtenu pour une fraction critique à coalescence de 3% et une fraction à rupture de 20% : la courbe force - ouverture est présentée sur la figure 5.50, et les résultats en termes d'écart aux énergies de rupture dans le tableau 5.9.

Ces résultats montrent que la modification de la taille des mailles a légèrement modifié l'ajustement du paramètre de fraction critique à coalescence ; le résultat obtenu est très bon,

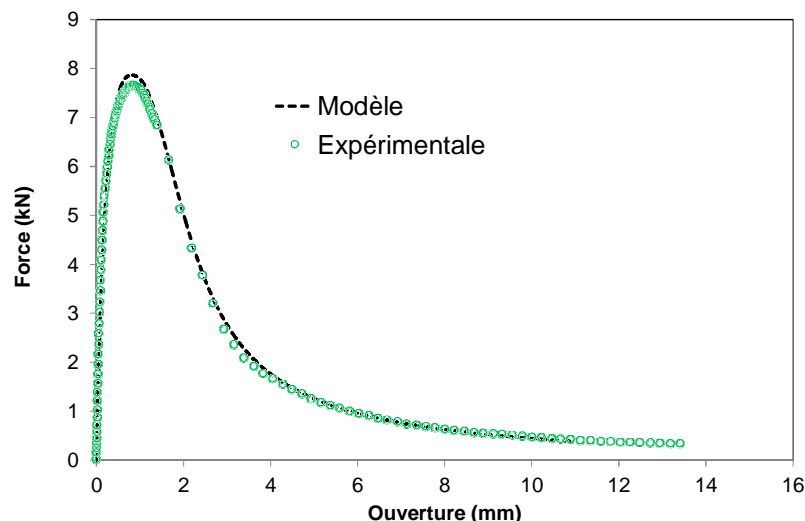


FIGURE 5.50 – Courbe force - ouverture avec un maillage cubique de $0,15 \text{ mm}^3$, comparaison avec une courbe expérimentale

TABLEAU 5.9 – Valeurs UIE et UPE obtenues avec le maille cubique de $0,15 \text{ mm}^3$ et écarts relatifs en pourcent par rapport à la moyenne des valeurs expérimentales

f_c	f_F	UIE (mJ/mm^2)	écart UIE	UPE (mJ/mm^2)	écart UPE	écart total
3%	20%	66.6	+13%	287.1	-1%	+1%

mais le temps de calcul est fortement augmenté par rapport au calculs effectués avec des mailles non cubiques. Cependant pour les calculs sur structures de type témoin, les temps de calcul seraient beaucoup plus courts : le ligament d'une éprouvette Kahn a une longueur de 25 mm, tandis que la ZF des témoins est haute d'environ 5 mm. L'application de cette nouvelle taille de mailles avec la valeur de f_c ajustée sur une structure type témoin est donc tout à fait envisageable.

5.6 Conclusion

La démarche de modélisation appliquée nous a permis de reproduire le comportement à rupture des éprouvettes soudées et traitées thermiquement pour différents états de contrainte ; les résultats sont satisfaisants pour des taux de triaxialité relativement élevés (éprouvettes larges, éprouvettes Kahn). Lorsque l'état de contrainte permet des déformations très importantes de la ZF (éprouvettes de 3 mm de large), le comportement plastique n'est plus reproduit de manière satisfaisante.

A l'état mûri, des difficultés sont apparues pour modéliser le comportement plastique de la ZF ; cependant, sur éprouvettes Kahn, en prenant les paramètres identifiés à l'état traité thermiquement, les résultats de simulation en terme d'énergies UIE et UPE sont proches des résultats expérimentaux. Il semble donc que sous un état de contrainte à fort taux de triaxialité, le modèle proposé réponde bien malgré l'imperfection du modèle de comportement plastique. Pour l'éprouvette plate de 7 mm de large à l'état mûri, le taux de triaxialité est faible : le comportement à rupture n'est pas reproduit pour des valeurs des paramètres dans la gamme de variation choisie.

Ce qu'il faut retenir c'est que dans le cas où la géométrie concentre les contraintes et les déformations, comme dans le cas d'un défaut où d'une entaille, le modèle proposé reproduit bien les valeurs des énergies d'initiation et de propagation de fissure, même à l'état mûri.

Nous avons fait le choix de définir les paramètres de coalescence comme étant des propriétés du matériau, indépendants de l'état de contrainte, et également indépendants de l'état de traitement thermique considéré. Pour ce qui est de l'état de contraintes, notre choix semble pertinent pour les résultats à l'état traité thermiquement : les allongements à rupture des éprouvettes plates (exceptée l'éprouvette de 3 mm de large) et les énergies UIE et UPE de l'éprouvette Kahn sont bien reproduits.

Pour les différentes valeurs testées sur éprouvettes Kahn, il apparaît que la fraction à rupture f_F est un paramètre qui n'a que peu d'effet sur le comportement à rupture pour des valeurs réaliste de f_c ($> 1\%$).

Pour la gamme de paramètres testés, les écarts entre résultats expérimentaux et modèles sont globalement inférieurs à 20%. Cette valeur pourrait être retenue afin d'évaluer l'erreur maximale susceptible d'exister dans ces modèles.

En résumé le modèle proposé :

- présente des résultats cohérents entre les différentes géométries d'éprouvettes (plates, Kahn), à condition que le taux de triaxialité soit suffisamment élevé ;
- n'a qu'un seul paramètre réellement ajustable (f_c) : dans notre modèle, le début de la coalescence est immédiatement suivi de la rupture ;

- décrit quantitativement les courbes contrainte - allongement, la distribution des déformations et les énergies de rupture ;
- est suffisamment robuste (faible dépendance aux paramètres) pour une application en conditions réelles.

Discussion, perspectives et conclusion générale

Cette dernière partie est à la fois un résumé des résultats les plus importants obtenus au cours de ce travail, un regard critique sur les fondements physiques du modèle employé et des paramètres déterminés, et enfin l'occasion de proposer des pistes pour la compréhension des micro-mécanismes mis en jeu, et pour l'amélioration ou l'extension du travail réalisé à des situations plus larges.

Caractérisation métallurgique

Les différentes techniques employées nous ont permis de décrire les microstructures résultantes du soudage pour les différentes soudures (plaques soudées, témoin « 1 passe » et « 2 passes »), à la fois à l'état mûri et à l'état traité thermiquement. La représentativité de la zone fondue (ZF) sur plaques a été validée en termes de structure de solidification, de distributions hétérogènes de précipités durcissants et de distributions et fractions volumiques de particules intermétalliques grossières.

En revanche la fraction volumique de précipités durcissants, mesurée par diffusion centrale des rayons X (SAXS), est différente dans les ZF de chaque soudure : cette différence est liée à la perte en éléments d'alliage par évaporation lors du soudage. La soudure sur plaques a nécessité une puissance de soudage supérieure à celle utilisée pour le soudage des témoins, entraînant une perte plus importante. La zone « 2 passes », qui a vu deux passages du faisceau d'électrons, est plus appauvrie en éléments d'alliage que la zone « 1 passe ». Ces pertes se répercutent sur la fraction volumique de précipitation de zones GP pendant la période de maturation, qui est plus faible dans les ZF que dans les zones affectées thermiquement (ZAT). La diminution de la sursaturation entraîne une germination plus difficile, qui se traduit par un grossissement plus important des précipités η'/η dans la ZF pendant le traitement thermique.

La ZAT est composée globalement d'une zone de dissolution totale de la précipitation

initialement présente, et d'une zone de dissolution partielle avec croissance des précipités les plus stables initialement. Dans la zone de dissolution totale, la très bonne récupération en fraction volumique et l'absence de précipités hétérogènes traduisent une trempe rapide après soudage. Dans la zone de dissolution/croissance, la faible ductilité observée sur les micro-éprouvettes laisse supposer que la croissance a essentiellement eu lieu sur les joints de grains, ce qui favorise la rupture intergranulaire.

Ces résultats ont permis de donner un paramètre d'entrée essentiel pour le modèle d'endommagement : la fraction volumique de vides initiale. Un modèle simple basé sur une loi linéaire nous a permis de faire le lien entre fraction volumique mesurée de précipités durcisants et micro-dureté. Toutes les données obtenues pourront servir à la mise en place d'un modèle de durcissement et d'écrouissage des différentes zones des soudures.

Caractérisation mécanique

Les résultats de caractérisation mécanique sur le métal de base nous ont permis de disposer d'un comportement de référence, de valider certaines géométries d'éprouvettes, et surtout de mettre en évidence la relative simplicité des micro-mécanismes d'endommagement dans la ZF. En effet dans le métal de base, le processus d'endommagement met en jeu deux populations de cavités, à des échelles et des stades d'endommagement différents ; de plus le mode de rupture dominant, intragranulaire ou intergranulaire, dépend de la direction de sollicitation du matériau. Dans la ZF, les différentes observations montrent qu'une seule population de cavités existe, et que le faciès de rupture ne dépend pas de la direction de sollicitation (même faciès entre micro-éprouvettes et éprouvettes soudées). De plus les micro-mécanismes sont similaires pour les différentes éprouvettes et les différents états de traitement thermique. Ceci justifie en partie le choix du modèle de Gurson - Tvergaard - Needleman (GTN) plutôt qu'un modèle avec plusieurs populations et des cavités anisotropes.

Les essais interrompus montrent cependant que tous les intermétalliques ne servent pas à la nucléation de cavités. Le suivi de l'évolution de l'endommagement au cours d'un essai de traction serait un moyen d'améliorer la compréhension des micro-mécanismes de l'endommagement ; plusieurs méthodes existent (Maire, 2004), comme les mesures d'évolution du module d'Young, les mesures acoustiques ou encore les mesures d'évolution de densité. Ces méthodes sont des mesures indirectes de l'endommagement. Une technique récente d'observation directe de l'endommagement est la tomographie par rayon X : les résolutions atteintes aujourd'hui peuvent permettre de détecter l'endommagement dès les premiers stades (Landron *et al.*, 2010; Morgeneyer et Besson, 2011).

Validité physique du modèle

Comportements plastiques par zones

Pour reproduire le comportement mécanique des différentes zones de la soudure, le choix a été fait d'utiliser des lois de comportement plastique tirées d'essais sur micro-éprouvettes ; certaines hypothèses ont dû être faites sur leur étendue spatiale et sur les valeurs de saturation de la contrainte. La loi de comportement de la ZF traitée thermiquement a pu être ajustée par une loi en double exponentielle : pour aller plus loin, il serait nécessaire de relier les paramètres de cette loi à des paramètres microstructuraux (rayons moyens et fractions volumiques de précipités, densité de dislocations et évolution de cette densité). Ce travail peut se baser sur des études existantes (Simar *et al.*, 2007; Fribourg *et al.*, 2011) ; cependant nous avons vu que sans traitement de mise en solution, la ZF présente de fortes hétérogénéités de distribution de la précipitation durcissante qui doivent être prises en compte.

Une autre méthode de caractérisation des propriétés plastiques par zone peut être envisagée. Nous avons vu que les mesures des champs de déplacements par corrélation d'images permettent de placer virtuellement un extensomètre dans la zone désirée. Il est donc tout à fait envisageable d'obtenir les lois de comportement contrainte - déformation pour différentes zones situées sur une éprouvette soudée. Cependant cette technique est limitée par la résolution de la caméra employée, et par la finesse du mouchetis.

Choix des paramètres fixes

Une fois le type de modèle d'endommagement et de rupture choisi (modèle de Gurson - Tvergaard - Needleman), l'objectif a été de laisser le moins possible de paramètres ajustables. Pour cela nous nous sommes basés en partie sur les observations métallurgiques, qui nous ont amené d'une part à négliger le stade de nucléation des cavités en considérant les intermétalliques grossiers comme une porosité initiale, et d'autre part à fixer la valeur de la fraction volumique de cette porosité initiale comme étant égale à la fraction surfacique observée d'intermétalliques grossiers. Cependant les observations faites au MEB sur des essais interrompus font clairement apparaître que tous les intermétalliques ne servent pas à la nucléation de l'endommagement. D'un autre côté, la nucléation et la croissance des cavités se déroulent essentiellement sur les particules grossières aux joints de grains. La surestimation de la fraction volumique de vide initiale peut donc potentiellement compenser le fait que la nucléation et la croissance ne se produisent pas de manière homogène dans la ZF mais d'une manière localisée dans les zones où les intermétalliques sont situés aux joints de grains.

Les valeurs des paramètres q_i du modèle GTN ont été fixés sur la base d'une étude bibliographique. Les résultats obtenus par la suite montrent que même si ce choix peut probablement être affiné, les valeurs choisies sont pertinentes.

Maillage

Les tailles des mailles, en tant que paramètres du modèle, peuvent également trouver une signification physique. Certains auteurs trouvent une corrélation entre distance moyenne entre particules intermétalliques et taille de mailles (Brocks *et al.*, 1996; Gullerud *et al.*, 2000), mais dans certains cas (Bron et Besson, 2006) cette distance est très faible (typiquement inférieure à 100 μm) et le nombre important d'éléments pénaliserait trop le temps de calcul ; c'est également notre cas.

Un ordre de grandeur plus acceptable et proche de la hauteur de maille choisie consiste à considérer l'émoussement en fond de fissure. Pour cela nous utilisons une approximation du CTOD (Crack Tip Opening Displacement) (Lemaitre *et al.*, 2009) :

$$CTOD = \frac{4}{\pi} \frac{K_I^2}{E \cdot \sigma_y} \quad (5.21)$$

Une valeur typique de ténacité pour ces alliages est 30 $\text{MPa} \cdot \sqrt{\text{m}}$. Le module d'Young est pris égal à 70 000 MPa , et la limite d'élasticité à 100 MPa . Avec ces valeurs, on obtient un CTOD de 0,16 mm . C'est typiquement la taille choisie pour la hauteur des éléments, à savoir 0,15 mm (attention nous raisonnons sur des ordres de grandeurs ; par exemple on ne considère pas la déformation des éléments avant rupture).

Choix des paramètres ajustés

Sur cette base, les paramètres de coalescence ont été ajustés pour reproduire les valeurs d'allongement à rupture des différentes éprouvettes plates, et ils ont été validés par les énergies de rupture des éprouvettes Kahn. A l'état traité thermiquement, les résultats sont satisfaisants pour les différents types d'éprouvettes, avec cependant une limite pour les plus faibles taux de triaxialité ; le comportement de l'éprouvette de 3 mm de large n'a pas pu être reproduit. Dans notre cas le modèle doit être utilisé pour la prise en compte de défauts éventuels, donc dans des zones à fort taux de triaxialité ; cette limite ne remet donc pas en question la validité du modèle proposé pour l'application visée. Dans la gamme de variation choisie pour les paramètres de coalescence, les résultats obtenus sont dans l'ensemble proches des résultats expérimentaux ; il ne fait aucun doute que plusieurs jeux de valeurs pour ces paramètres peuvent conduire aux mêmes résultats. Cependant les valeurs retenues

($f_c = 5\%$ - $f_F = 20\%$) sont dans la gamme des valeurs attendues (Zhang, 2001; Benzerga, 2002; Benzerga et Leblond, 2010).

Pistes pour la modélisation à faible taux de triaxialité

L'évolution de la ductilité avec le taux de triaxialité a été clairement déterminé par (Bao et Wierzbicki, 2004), dont les résultats dans un diagramme taux de triaxialité moyen / déformation plastique équivalente à rupture sont présentés sur la figure 5.51. Il apparaît une

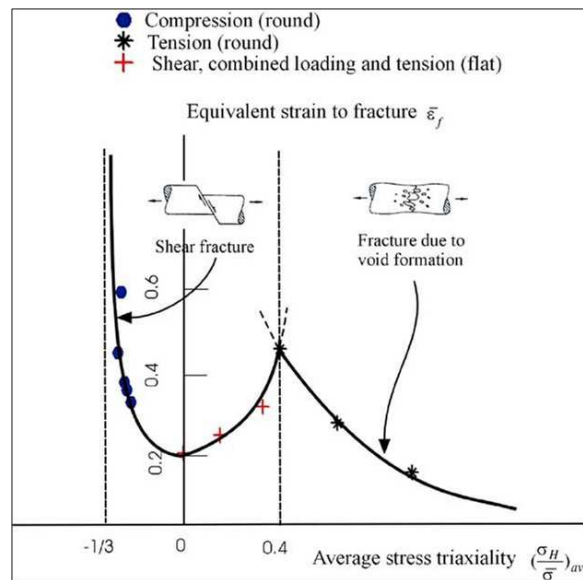


FIGURE 5.51 – Evolution de la déformation équivalente à rupture pour différentes valeurs du taux de triaxialité (Bao et Wierzbicki, 2004)

singularité pour un taux de triaxialité d'environ 0,4 ; les auteurs attribuent cette singularité à une transition entre un mode de rupture purement contrôlé par la croissance et la coalescence de cavités et un mode de rupture dans lequel le cisaillement intervient également.

Le modèle de Gurson donne de bon résultats pour des taux de triaxialité élevés. Une première remarque importante est que le modèle de Gurson est basé sur la croissance de cavités sphériques : dans le cas d'un état de contrainte où le cisaillement est important, cette hypothèse de sphéricité n'est plus réaliste, la forme des cavités va évoluer avec la déformation (Pardoen, 2006). Plusieurs modèles ont été proposés pour prendre en compte la forme des cavités (Gologanu *et al.*, 1993) ou l'effet du cisaillement sur la croissance de l'endommagement (Nahshon et Hutchinson, 2008; Morgeneyer et Besson, 2011). Ces évolutions permettent d'étendre la validité des modélisations à des cas où la triaxialité est faible.

Dans notre cas, la transition constatée par (Bao et Wierzbicki, 2004) correspond également à la limite basse de la validité du modèle. Cependant ici, la ductilité à l'état mûri

(éprouvette de 7 mm) est plus faible que celle prévue par le modèle, tandis que la ductilité à l'état traité thermiquement (éprouvette de 3 mm) est fortement augmentée. Ces évolutions contradictoires montrent que les hétérogénéités de distributions de la précipitation ont un effet important sur le comportement des ZF en cisaillement.

Effet des hétérogénéités mésoscopiques

Les hétérogénéités mésoscopiques qui nous intéressent particulièrement sont celles qui concernent la répartition de la précipitation durcissante : il y a bien sûr la PFZ, qui existe autour des joints de grains et qui est toujours observée dans ce type d'alliage, mais il y a surtout les hétérogénéités liées à la ségrégation des éléments d'alliage au moment de la solidification du bain de fusion, et ces hétérogénéités sont propres à notre étude. Généralement un traitement de mise en solution suffit à redistribuer les éléments d'alliage dans les grains et donc à obtenir une précipitation homogène (Deschamps *et al.*, 2009a). Dans notre cas cette mise en solution ne peut pas être effectuée du fait des contraintes inhérentes à l'application industrielle visée.

Cependant, pour aider la compréhension de l'effet de ces hétérogénéités, il serait utile de réaliser un essai sur une micro-éprouvette prélevée dans la ZF, après remise en solution, maturation et traitement thermique. Cet essai fournirait directement un exemple de l'impact de telles hétérogénéités sur le comportement mécanique.

Chaque grain de la soudure présente donc un comportement composite, entre les zones dures riches en précipités et les zones appauvries, qu'elles soient aux joints de grains (PFZ) ou à l'intérieur des grains (zones appauvries à la solidification).

A l'état mûri, les zones GP, bien que l'observation n'ait pas été faite, sont réparties de la même manière que les précipités η'/η après traitement thermique. Lors d'une déformation plastique, les zones GP peuvent être cisailées. Bien que ces zones riches en GP soient plus dures que les zones déplétées, la déformation plastique peut a priori s'étendre de manière homogène dans le grain. Cette situation correspond au mécanisme observé de rupture transgranulaire en cisaillement décrit par (Dumont, 2001) et présenté dans le chapitre 1.

A l'état traité thermiquement, il existe un contraste élevé entre les propriétés mécaniques des zones riches en précipités et les zones dénudées. Localement les contraintes et les déformations doivent être très hétérogènes. De plus les intermétalliques grossiers sont entourés de zones où la précipitation durcissante est concentrée : on peut imaginer que cette distribution de propriétés rend plus difficile la croissance des cavités, mais qu'en revanche la nucléation est favorisée : ceci est peut-être un élément de réponse pour justifier la diminution des tailles typiques de cupules avec l'augmentation du taux de triaxialité observée en fractographie

dans le chapitre 4.

Pour mieux comprendre les effets de ces hétérogénéités, un modèle de type « cellule élémentaire représentative » des hétérogénéités observées doit être mis en place. Cette étude à venir doit pouvoir permettre d'une part d'accéder aux champs de contraintes et de déformations locales à l'échelle mésoscopique, et donc aux états de contraintes locaux, et d'autre part de retrouver le comportement macroscopique de la ZF. L'exemple du modèle bicouches proposé par (Pardoen *et al.*, 2003) pour modéliser l'influence de la PFZ sur différentes propriétés (type de rupture intra-granulaire ou inter-granulaire, ductilité globale) peut être une base pour le développement de ce point.

Pistes pour la modélisation intégrée procédé - propriétés à rupture

Pour que ce modèle soit intégrable dans un schéma de modélisation en chaîne procédé → microstructure → propriétés, il manque le lien entre procédé et micro-structures résultantes. Nous proposons plusieurs pistes d'évolution dans ce sens.

1. La fraction volumique d'intermétalliques grossiers semble indépendante des paramètres de soudage : les valeurs évaluées sont les mêmes pour le métal de base, la soudure sur plaques et la soudure témoin. Connaissant une formule pour évaluer la fraction volumique d'intermétalliques grossiers à partir des fractions massiques des éléments d'impureté dans l'alliage (Petton, 1995) propose une telle formule pour un alliage Al-Zn-Mg-Cu), la variabilité des teneurs en impuretés est directement intégrable dans le modèle d'endommagement et de rupture via le paramètre de fraction initiale de vide f_0 .
2. La limite d'élasticité de la ZF est essentiellement liée à la fraction volumique de précipités durcissants, qui elle-même varie en fonction de la perte en éléments d'alliages, et donc en fonction de la puissance du faisceau d'électrons et du nombre de passes. En quantifiant la relation entre puissance du faisceau, perte en éléments d'alliage et fraction volumique, une variation de puissance linéaire de soudage peut directement être intégrée dans le modèle en faisant varier la valeur de la limite d'élasticité de la ZF.
3. L'évolution de la précipitation et donc des propriétés mécaniques dans les ZAT pourrait être calculée sur la base d'un modèle thermique couplé à un modèle d'évolution de la précipitation anisotherme, sur l'exemple des travaux réalisés sur ce sujet (Nicolas, 2002; Simar *et al.*, 2012).

Conclusion générale

Au terme de ce travail nous avons pu proposer un modèle d'endommagement et de rupture capable de reproduire les énergies mises en jeu jusqu'à la rupture de différentes géométries d'éprouvettes. Il est mis en avant que ce modèle est adapté pour les situations où le taux de triaxialité est suffisamment élevé.

Le cas du comportement à l'état traité thermiquement est mieux modélisé : tout d'abord la modélisation des zones de comportements plastiques différents est plus aisée car seule la ZF présente un comportement très différent et se déforme. Ensuite, c'est dans cet état que des éprouvettes de largeurs différentes ont pu être testées, ce qui a permis de vérifier le choix de nos paramètres pour des états de contraintes différents.

Le modèle peut directement être utilisé dans un calcul de structure, avec les lois plastiques et les paramètres définis dans le chapitre 5. Les principales précautions à prendre sont que l'état de contrainte présente un taux de triaxialité supérieur à 0,5, que la taille des mailles soit contrôlée en zone de rupture, avec les dimensions présentées dans cette étude, et enfin que les conditions de stabilité et de sollicitation quasi-statique soient respectées.

La discussion qui vient d'être faite montre qu'il reste encore des études à réaliser suite à ce travail pour qu'on puisse parler réellement de modélisation intégrée. Cependant le lien entre micro-mécanismes d'endommagement et paramètres microstructuraux est réalisé à travers le modèle GTN. Les perspectives d'évolution sont nombreuses et prometteuses, tant pour le calcul de structure que pour la compréhension des mécanismes élémentaires d'endommagement.

Annexes

Annexe A

Diffusion centrale des rayons X (SAXS)

La diffusion centrale des rayons X, ou diffusion des rayons X aux petits angles (SAXS, Small Angle X-rays Scattering), est une technique de caractérisation des propriétés géométriques d'une distribution de particules nanométriques telles que taille, fraction volumique ou forme. Les tailles typiques de particules observables varient de quelques Angströms à plusieurs centaines d'Angströms. Dans notre cas le dispositif expérimental sera limité sur les grandes tailles à quelques dizaines d'Angströms. Cette technique a déjà été largement utilisée pour la caractérisation d'alliages d'aluminium ((Werenskiold *et al.*, 2000; Nicolas, 2002; Kamp *et al.*, 2007; Marlaud, 2008), ...). Dans une première partie, des éléments de la théorie générale de la diffusion des rayons X sont rappelés. Puis le montage expérimental est décrit et enfin le traitement des données obtenues est détaillé.

A.1 Théorie générale

Le rayonnement incident est assimilé à une onde plane. Lors de la traversée de l'échantillon, les hétérogénéités vont absorber une partie de l'énergie de cette onde puis la restituer intégralement (diffusion élastique) sous la forme d'ondes sphériques divergentes. L'intensité diffusée par l'échantillon est finalement composée de la superposition des ondes sphériques cohérentes issues des différents centres diffuseurs. Dans une expérience de diffusion, la mesure porte sur la variation de l'intensité diffusée en fonction de l'angle de diffusion, ou plutôt en fonction du vecteur d'onde de diffusion $\vec{q} = \vec{k}_d - \vec{k}_i$, où \vec{k}_d et \vec{k}_i sont respectivement le vecteur d'onde diffusé et le vecteur d'onde incident (voir figure A.1), dont la norme vaut (les normes des vecteurs d'onde incident et diffusé étant égales et la dispersion négligée, avec λ_0

la longueur d'onde du rayon incident) :

$$q = \frac{4\pi}{\lambda_0} \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \quad (\text{A.1})$$

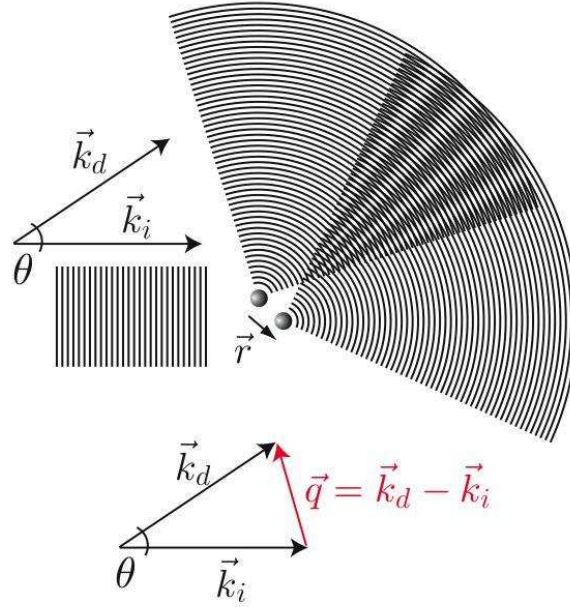


FIGURE A.1 – Schéma de la diffusion d'une onde plane par deux particules distantes de \vec{r} (Par Dlairrez at fr.wikipedia [CC-BY-2.5 (www.creativecommons.org/licenses/by/2.5)], de Wikimedia Commons)

Dans le cas qui nous intéresse, avec une onde incidente dans la gamme des rayons X, les hétérogénéités sont issues de la différence de densité électronique entre les précipités nanométriques et la matrice d'aluminium qui les entoure. En pratique ces hétérogénéités sont représentées en introduisant la densité électronique ρ , qui représente le nombre de centres diffuseurs par unité de volume. Pour un précipité sphérique seul, de rayon R , de volume V_p et de densité électronique ρ_p dans une matrice de densité électronique ρ_m , l'intensité diffusée s'écrit (Glatter et Kratky, 1982) (De Geuser et Deschamps, 2012) :

$$I_1(q, R) = (\rho_p - \rho_m)^2 \cdot V_p^2 \cdot \left(3 \frac{\sin(q.R) - q.R \cdot \cos(q.R)}{q.R^3} \right)^2 \quad (\text{A.2})$$

Pour un système où les ondes diffusées n'interfèrent pas, dans le cas où la distance inter-précipités est grande devant leur taille, l'intensité résultante est la somme des intensités diffusées par chaque précipité. En considérant une fonction de distribution en taille des précipités

notée $f(R)$, l'intensité totale s'écrit :

$$I(q) = \int_0^{\infty} f(R) \cdot I_1(q, R) \cdot dR \quad (\text{A.3})$$

A.1.1 Intensité intégrée Q_0

Un paramètre d'une importance particulière est introduit : l'invariant Q_0 . Son expression est la suivante :

$$Q_0 = \int_0^{\infty} I(q) \cdot q^2 \cdot dq \quad (\text{A.4})$$

Son intérêt est que dans le cas d'une seule phase précipitée, il peut être relié à la fraction volumique de précipités, indépendamment de leur géométrie :

$$Q_0 = 2\pi^2 \cdot (\rho_p - \rho_m)^2 \cdot f_V \cdot (1 - f_V) \quad (\text{A.5})$$

ce qui pour une fraction volumique f_V faible, se réduit au premier ordre à :

$$Q_0 = 2\pi^2 \cdot (\rho_p - \rho_m)^2 \cdot f_V \quad (\text{A.6})$$

A.1.2 Comportement de Porod

Le comportement de la diffusion lorsque q devient grand est décrit par l'expression :

$$I(q) \equiv \frac{K}{q^4} + I_{Laue} \quad (\text{A.7})$$

Le terme en $1/q^4$ constitue la loi de Porod (Glatter et Kratky, 1982) et correspond à la diffusion par les interfaces matrice/précipités. Le terme de *Laue* prend lui en compte la diffusion par la solution solide (diffusion de Laue), ainsi que d'autres sources de diffusion indépendantes de la précipitation, comme la fluorescence d'impureté (le fer notamment).

A.2 Montage expérimental

A.2.1 Ligne du laboratoire SIMAP

Le premier montage expérimental employé se trouve au laboratoire SIMAP ; les différents éléments de la ligne sont représentés sur la figure A.2. Ce montage est constitué :

- d'une source de rayon X de type anode tournante de cuivre,

- de miroirs monochromateurs qui sélectionnent la raie $K\alpha$ du cuivre,
- de fentes collimatrices (horizontales et verticales),
- d'un système de mesure indirecte de l'intensité incidente (figure A.3)
- d'une diode PIN agissant comme un puit dont le rôle est de stopper le faisceau direct, et de mesurer l'intensité de ce faisceau,
- d'une caméra CCD permettant l'enregistrement du signal diffusé.

Une grande partie du trajet du faisceau se fait sous vide primaire afin d'éviter la diffusion par l'air.

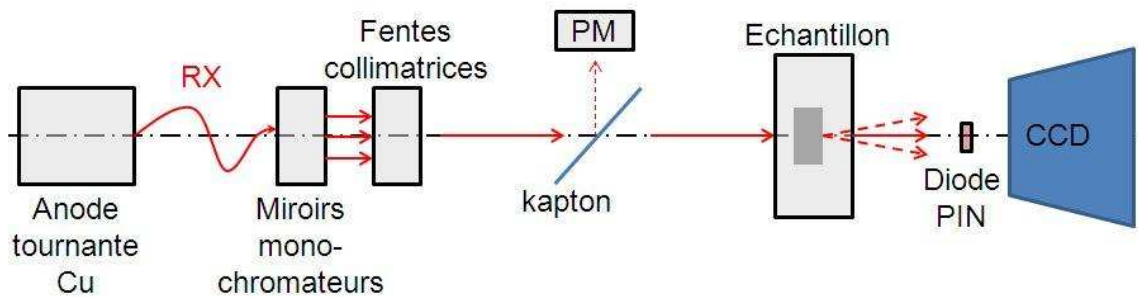


FIGURE A.2 – Schéma du montage SAXS du laboratoire SIMAP

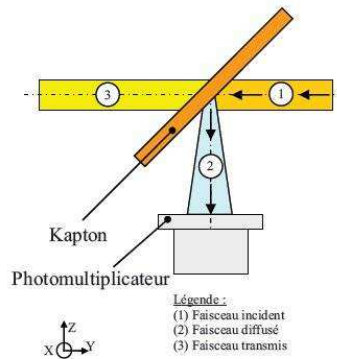


FIGURE A.3 – Mesure indirecte de l'intensité initiale par kapton/photomultiplicateur ((Marlaud, 2008))

Le système de mesure de l'intensité initiale ou incidente se compose d'une fenêtre en polymère, le *kapton*, et d'un *photomultiplicateur* (voir schéma figure A.3). Le kapton permet d'envoyer une faible portion de l'intensité incidente vers le photomultiplicateur : en admettant que cette intensité diffusée est proportionnelle à l'intensité incidente, nous disposons d'une mesure relative de cette dernière. La mesure de l'intensité transmise par la diode PIN, préalablement calibrée sur la mesure du dispositif kapton/photomultiplicateur, permet

alors d'accéder à la transmission de l'échantillon. Connaissant le coefficient d'absorption de l'échantillon pour l'énergie utilisée, l'épaisseur de l'échantillon au point de mesure peut être calculée également.

Une photographie de la ligne SAXS du laboratoire est présentée sur la figure A.4.

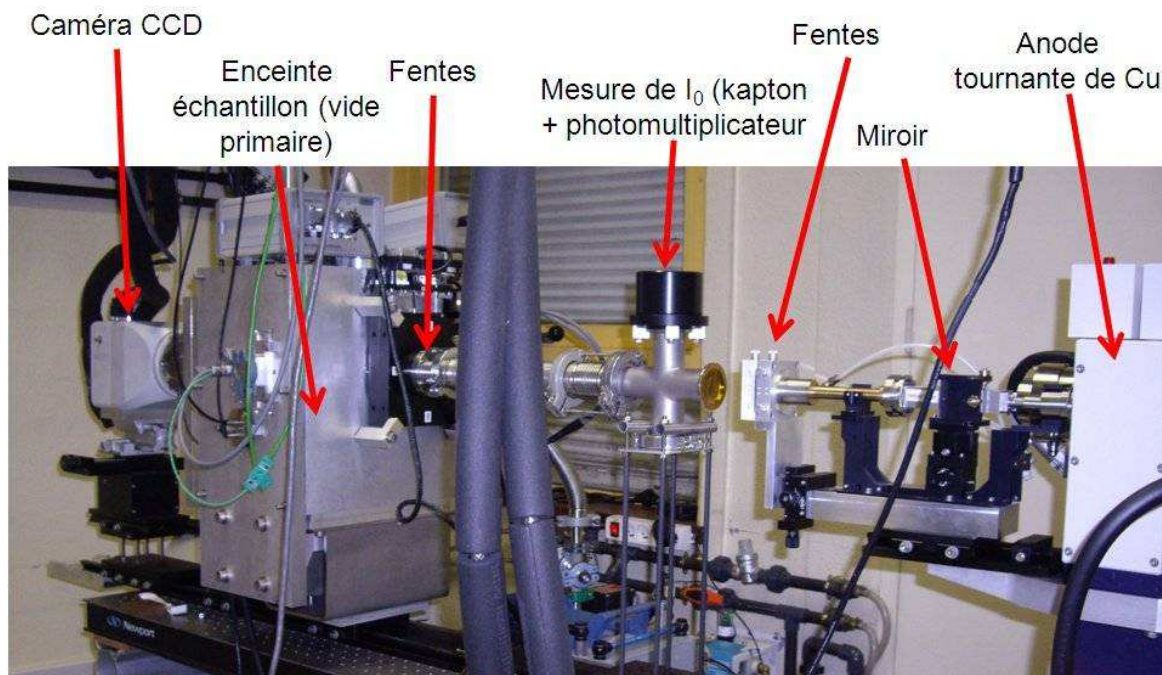


FIGURE A.4 – Photographie et description des principaux éléments de la ligne SAXS du laboratoire SIMAP

A.2.2 Ligne ESRF

Pour certaines mesures, la ligne BM2 (D2AM) de l'ESRF (European Synchrotron Radiation Facilities) a pu être utilisée. Le rayonnement X sur cette ligne est issu du changement de trajectoire d'un faisceau d'électrons. Ce faisceau d'électron se situe dans l'anneau de stockage (voir figure A.5); le rayonnement produit est polychromatique. Il passe alors dans une première cabine optique où une énergie est sélectionnée (dans notre cas à 7,7 keV), et le faisceau focalisé vers la cabine expérimentale. Dans cette cabine le faisceau traverse l'échantillon avec une taille d'environ $100 \mu\text{m} \times 200 \mu\text{m}$ et le signal diffusé est mesuré par un détecteur CCD. Contrairement à la ligne du laboratoire, le puit interceptant le faisceau direct ne permet pas une mesure de l'intensité du faisceau transmis. Ce dernier est mesuré par un système kapton/photomultiplicateur décrit précédemment (voir figure A.3). L'intensité incidente est mesurée de la même manière.

Durant les mesures, les opérateurs travaillent dans la cabine de contrôle, protégés des rayonnements.

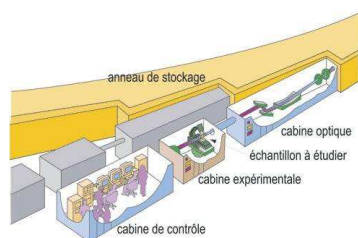


FIGURE A.5 – Schéma de la ligne utilisée à l'ESRF (image ©ESRF 2012)

Les avantages d'une telle ligne par rapport à la ligne du laboratoire sont dans notre cas une meilleure résolution spatiale (taille du faisceau plus fine) et un flux important permettant d'effectuer un grand nombre de mesures sur un temps court. A titre d'exemple, le temps d'acquisition au laboratoire est de 500 secondes pour un point de mesure, tandis qu'il n'est que de 1 seconde à l'ESRF.

A.3 Traitement des données

A.3.1 Corrections

Plusieurs phénomènes conduisent à appliquer des corrections : bruit électronique, diffusions autres que par l'échantillon (l'air par exemple), imperfections du montage. Ces défauts sont pris en compte dans le traitement des données, décrit ci-dessous.

- Correction des défauts de la CCD.

Les différentes cellules composant le capteur CCD peuvent présenter des efficacités différentes. Ces défauts sont corrigés par l'acquisition d'un signal diffusé isotrope. La CCD présente également un certain bruit interne. Une image est réalisée sans source, avec le même temps d'acquisition que la mesure sur échantillon. C'est le « dark », il est soustrait à chaque image. Il peut également arriver que des « points chauds » apparaissent, du fait notamment du rayonnement cosmique. Ces points sont corrigés comme points aberrants (un pixel de forte intensité et rien à côté). Enfin des défauts de distorsions géométriques sont corrigés par l'acquisition de l'image d'une grille régulière, c'est la correction « de grille ».

- Correction du bruit de fond.

Même en l'absence d'échantillon, la CCD mesure un signal non nul provenant de diffusions parasites. A chaque image est retirée l'image effectuée sans échantillon, avec le même temps

d'acquisition que pour la mesure.

- Moyenne radiale.

Les données d'intensité sont moyennées radialement pour l'obtention du spectre $I = f(q)$.

A.3.2 Normalisation

L'intensité résultante de l'application des corrections ci-dessus I_{corr} est normalisée de la façon suivante :

$$I_{norm} = \frac{I_{corr}}{K_{corr} \cdot T_r \cdot t \cdot r_e^2 \cdot d\Omega} \quad (A.8)$$

- K_{corr} est le taux de conversion ADU/photons (ADU : Analog Digital Unit, signal mesuré sur la CCD),
- T_r est le taux de transmission de l'échantillon ; il est obtenu par le rapport entre l'intensité transmise mesurée par la diode beamstop et l'intensité initiale estimée par le système kapton/photomultiplicateur,
- t est l'épaisseur de l'échantillon, obtenue connaissant T_r et le coefficient d'absorption du matériau
- $r_e = 2,82 \cdot 10^{-15}$ m est le rayon classique de l'électron,
- $d\Omega$ est l'angle solide de détection, qui dépend de la distance échantillon-détecteur.

Cette normalisation donne un caractère absolu aux mesures : dans des configurations différentes (distance échantillon-détecteur, épaisseur variable sur un même échantillon), les résultats sont comparables.

A.3.3 Rayons et fractions volumiques

Nous admettons que les précipités sont sphériques et suivent une distribution en taille de type loi log-normale :

$$f(R) = \frac{1}{\sqrt{2\pi} \cdot \sigma \cdot R} \exp \left(-\frac{1}{2} \left(\frac{\ln(R_{med}/R)}{\sigma} \right)^2 \right) \quad (A.9)$$

A partir de ces hypothèses, et connaissant l'expression de la diffusion par une sphère donnée par la formule A.2, nous sommes en mesure d'ajuster les courbes de diffusion théorique sur les courbes expérimentales afin d'en extraire les paramètres de distribution que sont le *rayon*

médian R_{med} et la dispersion σ . Une constante est ajoutée à l'expression théorique de la diffusion par une distribution pour prendre en compte les termes dus au comportement de Porod (cf. équation A.7). Une fois les paramètres de la distribution ajustés sur la partie accessible expérimentalement, nous choisissons d'extrapoler sur les faibles et les grandes valeurs de q .

Cette méthode d'exploitation des résultats par ajustement sur les données expérimentales, puis extrapolation pour les faibles valeurs de q et les grandes valeurs de q fournit de très bons résultats (voir figure A.6). Un de ses avantages est qu'il est également possible de décorréler un spectre produit par la diffusion par deux populations distinctes (voir figure A.7).

A.3.4 Rayon de Guinier

L'approximation de Guinier consiste à écrire l'intensité diffusée sous la forme (A. Guinier, 1955) :

$$I(q) = (\rho_p - \rho_m)^2 \cdot V_p^2 \exp\left(-\frac{q^2 \cdot R_g^2}{3}\right) \quad (\text{A.10})$$

Dans cette expression, valable pour toute les morphologies de précipités, R_g représente le rayon de giration moyen des particules, où la densité électronique remplace la masse volumique. Les particules sont ainsi assimilées à des sphères dont le rayon dépend de la distribution spatiale des charges, donc de leur forme.

Cette approximation n'est valable en théorie que pour $q \cdot R_g \ll 1$; en pratique sa validité peut être étendue ($0.8 < q \cdot R_g < 2$, (Deschamps et De Geuser, 2011)). L'avantage de cette mesure est qu'elle ne dépend pas de la morphologie des particules. De plus sa détermination est assez simple ; elle consiste à trouver la pente d'une partie linéaire dans le tracé dit « de Guinier » $\ln(I) = f(q^2)$.

Dans cette étude, nous avons fait le choix de travailler en considérant une distribution entière. Cependant, le rayon de Guinier peut être calculé à partir des paramètres de la distribution ; il est défini comme la racine carrée du rapport entre moment d'ordre 8 de la distribution et moment d'ordre 6. Dans le cas d'une distribution de sphères, un préfacteur apparaît (Goddard *et al.*, 2002) :

$$R_g = \sqrt{\frac{3}{5}} \cdot \sqrt{\frac{\langle R^8 \rangle}{\langle R^6 \rangle}} = \sqrt{\frac{3}{5}} \cdot R_{med} \cdot \sqrt{14 \cdot \sigma^2} \quad (\text{A.11})$$

A.3.5 Tracé de Kratky

La figure A.6 représente le tracé de Kratky $I.q^2 = f(q)$ d'un spectre expérimental et du spectre extrapolé. Le tracé de Kratky est d'une importance particulière car il permet de se faire simultanément une idée de la taille des précipités et de leur fraction volumique. En effet la valeur q_{max} pour laquelle le maximum de $I.q^2$ est atteint est inversement proportionnelle au *rayon de giration* de la distribution (ou *rayon de Guinier*) (qui peut être relié aux paramètres de la distribution log-normale) (Deschamps et De Geuser, 2011) ; de plus on reconnaît facilement l'aire sous la courbe de Kratky comme étant l'invariant Q_0 (voir équation A.4), proportionnel à la fraction volumique de précipités.

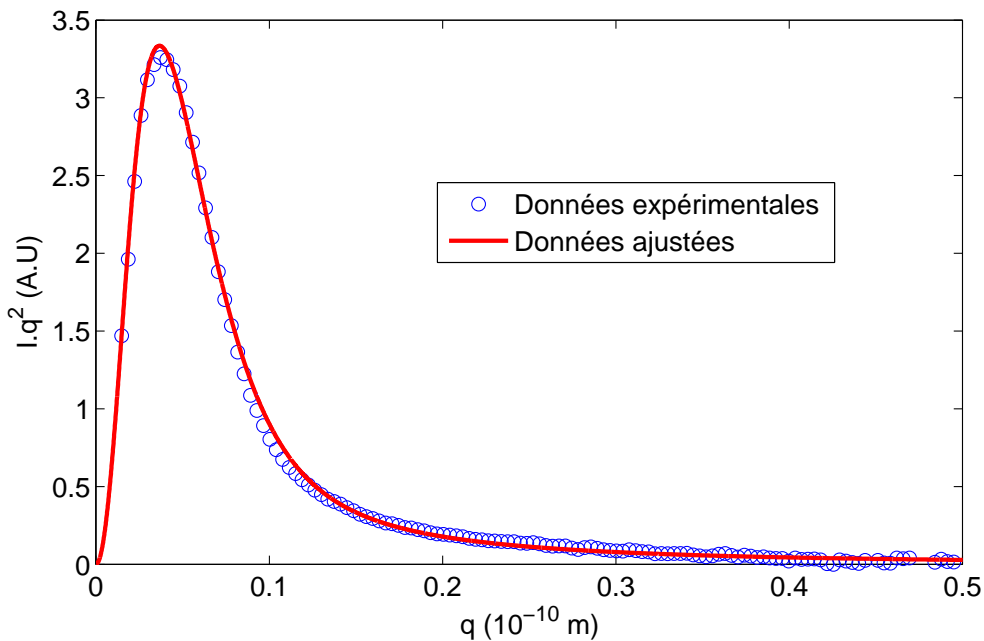


FIGURE A.6 – Tracés de Kratky expérimental et extrapolé pour une population η'

Au final, le traitement choisi nous permet de caractériser la distribution par deux paramètres, le rayon médian R_{med} et la dispersion σ ; à partir de ces paramètres nous pouvons calculer l'invariant Q_0 et au besoin recalculer des tailles caractéristiques utiles : rayon moyen \bar{R} , rayon de Guinier R_g , « mode » de la distribution (rayon de plus forte probabilité).

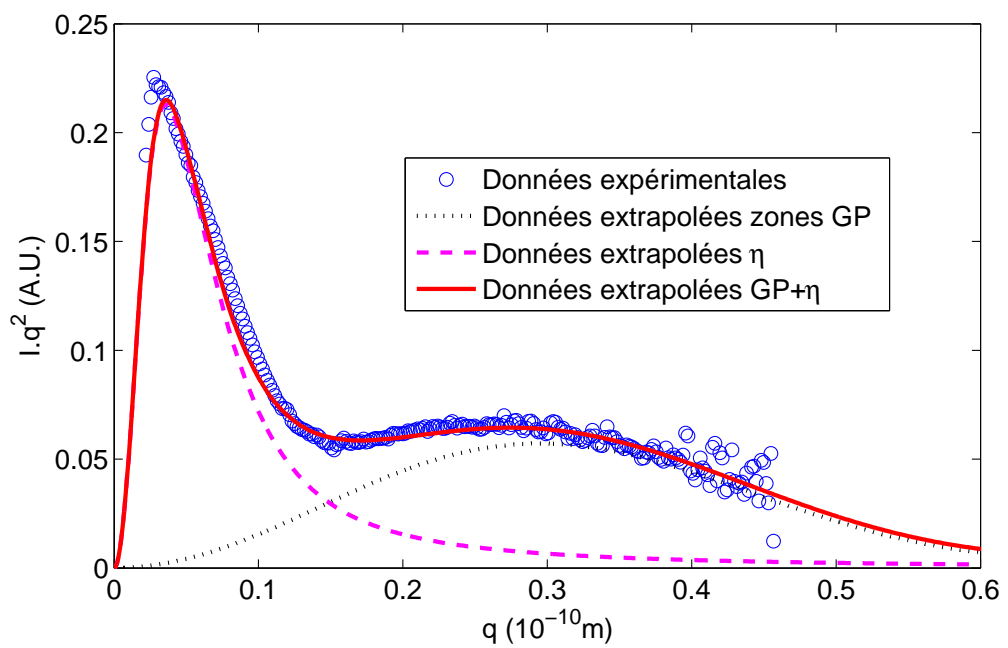


FIGURE A.7 – Tracés de Kratky expérimental et extrapolé pour une double population η et zones GP

Annexe B

Plasticité et méthodes d'intégration

Les considérations théoriques présentées dans cette annexe sont largement inspirées des références (Dunne et Petrinic, 2005) et (aba, 2010). L'implémentation des lois plastiques dans un modèle aux éléments finis n'est pas traitée ; le lecteur intéressé peut se reporter aux références précédentes.

B.1 Plasticité et lois constitutives

B.1.1 Elasto-plasticité

La plupart des lois de comportement élasto-plastiques proposées dans ABAQUS considèrent que la déformation élastique est faible devant la déformation plastique. Ceci permet d'admettre la loi d'additivité des taux de déformations élastique et plastique :

$$\dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon}^{el} + \dot{\varepsilon}^{pl} \quad (\text{B.1})$$

Le tenseur de rigidité élastique linéaire \mathbf{C} est complètement déterminé par le module d'Young E et le coefficient de Poisson ν . La loi de Hooke peut alors être appliquée dans sa forme incrémentale pour déterminer une variation de contrainte :

$$\Delta\sigma = \mathbf{C} \cdot \Delta\varepsilon^{el} = \mathbf{C} (\Delta\varepsilon - \Delta\varepsilon^{pl}) \quad (\text{B.2})$$

L'incrément de déformation plastique $\delta\varepsilon^{pl}$ est calculé en connaissant la fonction de charge ϕ , avec le critère de plasticité $\phi = 0$. La fonction de charge utilisée est celle de von

Mises :

$$\phi = \sigma_{eq} - \sigma_y = \left(\frac{3}{2} \mathbf{s} : \mathbf{s} \right)^{1/2} - \sigma_y \quad (\text{B.3})$$

où $\mathbf{s} = \boldsymbol{\sigma} - \sigma_m = \boldsymbol{\sigma} - \frac{1}{3} \text{Tr}(\boldsymbol{\sigma})$ est la partie déviatorique du tenseur des contraintes $\boldsymbol{\sigma}$, $\mathbf{s} : \mathbf{s}$ désigne le double produit contracté ($s_{ij}s_{ij}$ en convention de sommation d'Einstein), et σ_y la limite d'élasticité du matériau.

On parle plus généralement d'une fonction de charge basée sur la plasticité J_2 : ceci provient du fait que le second invariant du tenseur déviatorique des contraintes s'écrit $J_2 = \left(\frac{1}{2} \mathbf{s} : \mathbf{s} \right)$.

La condition d'écoulement plastique s'écrit alors simplement : $\phi < 0$: déformation élastique et $\phi = 0$: déformation plastique.

En état de contrainte plane, la surface de charge correspondant à la condition $\phi = 0$ est une ellipse dans le plan des contraintes principales (σ_1, σ_2) , qui coupe chaque axe pour la valeur σ_y (le critère de von Mises est fait de telle sorte qu'en traction uniaxiale, la contrainte équivalente σ_{eq} soit égale à σ_y). Cette surface est schématiquement représentée sur la figure B.1.

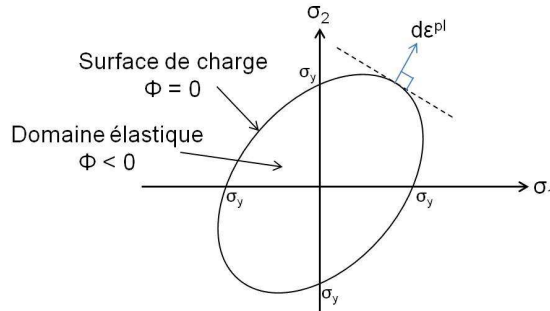


FIGURE B.1 – Représentation schématique de la surface de charge dans l'espace des contraintes principales en condition de contrainte plane

Hypothèse de normalité

La direction de l'écoulement $d\boldsymbol{\varepsilon}^{pl}$ est considérée comme se faisant perpendiculairement à la tangente à la surface de charge dans l'espace des contraintes, comme illustré sur la figure B.1. Ceci se traduit mathématiquement par l'expression :

$$d\boldsymbol{\varepsilon}^{pl} = d\lambda \cdot \frac{d\phi}{d\boldsymbol{\sigma}} \quad (\text{B.4})$$

Le terme $\frac{d\phi}{d\boldsymbol{\sigma}}$ donne la direction de l'écoulement, et $d\lambda$ son amplitude. $d\lambda$ est appelé *multiplicateur plastique*.

Pour un matériau obéissant au critère de von Mises, le multiplicateur plastique $d\lambda$ est égal à l'incrément de déformation plastique effective dp , définie par :

$$d\lambda = dp = \left(\frac{2}{3} d\boldsymbol{\varepsilon}^{pl} : d\boldsymbol{\varepsilon}^{pl} \right)^{1/2} \quad (\text{B.5})$$

Condition de cohérence

Dans le cas du comportement d'un matériau sans viscosité, la partie de l'espace des contraintes défini par $f > 0$ n'est pas définie ; quand le critère de plasticité est atteint, i.e. quand le point de charge dans l'espace des contraintes touche la surface de charge, un incrément de contrainte ou de déformation ne peut faire sortir le point de charge, qui reste sur la surface. Ceci se traduit par l'équation :

$$\phi(\boldsymbol{\sigma} + d\boldsymbol{\sigma}, p + dp) = 0 \quad (\text{B.6})$$

Nous ne développons pas plus avant les calculs intermédiaires, très bien détaillés dans l'ouvrage (Dunne et Petrinic, 2005). A partir de ces hypothèses, le multiplicateur plastique est totalement déterminé à partir des données $\frac{\partial \phi}{\partial \boldsymbol{\sigma}}$, $\frac{\partial \phi}{\partial p}$, \mathbf{C} et $d\boldsymbol{\varepsilon}$, c'est-à-dire à partir des caractéristiques élasto-plastiques du matériau (ϕ et \mathbf{C}) et de l'incrément de déformation totale ($\boldsymbol{\varepsilon}$).

L'incrément de contrainte est alors donné en utilisant l'équation B.2 :

$$d\boldsymbol{\sigma} = \mathbf{C}.d\boldsymbol{\varepsilon}^{el} = \mathbf{C}. \left(d\boldsymbol{\varepsilon} - d\lambda \frac{\partial \phi}{\partial \boldsymbol{\sigma}} \right) \quad (\text{B.7})$$

Dans le cas de l'écroutissage isotrope, l'augmentation de contrainte nécessaire pour continuer à déformer le matériau est généralement une fonction de la déformation plastique cumulée p :

$$p = \int dp \quad (\text{B.8})$$

La fonction de charge devient alors :

$$\phi(\boldsymbol{\sigma}, p) = \sigma_{eq} - \sigma_y(p) = 0 \quad (\text{B.9})$$

avec

$$\sigma_y(p) = \sigma_{y0} + r(p) \quad (\text{B.10})$$

où σ_{y0} est la limite d'élasticité initiale et $r(p)$ est la fonction d'écroutissage isotrope.

B.1.2 Modèle de Gurson - Tvergaard - Needleman (GTN)

Le modèle GTN est un modèle poro-plastique couplé : l'effet de la présence d'endommagement est directement pris en compte dans l'expression de la surface de charge :

$$\phi = \frac{\sigma_{eq}^2}{\sigma_y^2} + 2f \cosh\left(\frac{3}{2} \frac{\sigma_m}{\sigma_y}\right) - (1 + f^2) = 0 \quad (\text{B.11})$$

où f est la fraction volumique de vide.

L'incrément de déformation plastique est donc donné par la relation établie précédemment : $d\epsilon^{pl} = d\lambda \cdot \frac{d\phi}{d\sigma}$; le multiplicateur plastique $d\lambda$ est entièrement déterminé par les propriétés élasto-plastiques du matériau et la déformation totale.

La loi d'érouissage de la matrice (matériau sans porosité) employée est isotrope, donnée dans notre cas par l'évolution de la contrainte en fonction de la déformation mesurée sur des micro-éprouvettes de traction : $\sigma_y = f(\epsilon_m^{pl})$. Gurson (Gurson, 1977) définit une hypothèse de travail plastique équivalent entre les échelles microscopiques (sans porosité) et macroscopique (avec la porosité) qui permet de définir l'évolution de la déformation plastique équivalente de la matrice $d\epsilon_m^{pl}$:

$$(1 - f) \cdot \sigma_y \cdot d\epsilon_m^{pl} = \sigma : d\epsilon^{pl} \quad (\text{B.12})$$

Dans cette expression le terme à gauche de l'égalité représente le travail plastique microscopique et le terme de droite le travail macroscopique.

L'évolution de la fraction volumique de vide est déterminée par la loi de conservation de la masse suivante :

$$df = (1 - f) \cdot Tr(d\epsilon^{pl}) \quad (\text{B.13})$$

La prise en compte du stade de coalescence des cavités fait intervenir la fonction f^* proposée par (Tvergaard et Needleman, 1984), et présentée dans le chapitre 5. Lorsque la valeur à rupture f_F de fraction volumique est atteinte, ABAQUS retire l'élément du calcul. Cette opération nécessite de mener le calcul dans une procédure d'intégration explicite. Contrairement à la procédure implicite, inconditionnellement stable, la procédure explicite nécessite de respecter certaines conditions pour que la convergence ait lieu.

B.2 Précautions à prendre en intégration explicite

En plus des précautions liées à l'instabilité potentielle de cette méthode d'intégration, présentée dans la partie B.2.1 qui suit, nous devons également vérifier que nous respectons les conditions de sollicitation quasi-statique ; ces précautions sont présentées dans la partie B.2.3. Enfin dans la partie B.2.4, nous présentons quelques mesures de vérification appliquées à nos modèles.

B.2.1 Limite de stabilité

Pour que le résultat des calculs soit viable, il est nécessaire que le pas de temps Δt respecte une condition qui dépend à la fois de la taille de maille et des propriétés élastiques du matériau. Cette condition s'exprime ainsi :

$$\Delta t \leq \frac{L_{min}}{c_d} \quad (\text{B.14})$$

où L_{min} est la plus petite dimensions des éléments du maillage et c_d la vitesse de propagation des ondes de compression donnée par la relation :

$$c_d \approx \sqrt{\frac{E}{\rho}} \quad (\text{B.15})$$

avec ρ la masse volumique du matériau.

Cette condition peut être modulée en modifiant artificiellement la masse volumique du matériau : en effet l'augmentation de la masse volumique augmente la limite de stabilité du pas de temps, permettant de réaliser les calculs sur des temps raisonnables.

ABAQUS/CAE dispose d'un module permettant à l'opérateur de décider d'un pas de temps, et qui calcule automatiquement la variation de masse volumique à appliquer pour que la limite de stabilité soit respectée. Cette procédure est appelée « semi-automatic mass scaling » (semi-automatique car le pas de temps est décidé par l'opérateur). Dans notre cas la limite de stabilité théorique est de l'ordre de 10^{-5} s ; nous fixons un pas de temps plus raisonnable en utilisant le *mass scaling* : 10^{-3} s.

La masse volumique étant automatiquement redimensionnée pour que le pas de temps choisi soit inférieur à la limite de stabilité, la valeur qu'on lui donne dans la définition des paramètres matériaux n'a pas d'influence ; on rentre la valeur 1. Si le redimensionnement de la masse volumique n'est pas utilisé, il faut prendre garde aux unités employée : si les longueurs sont définies en millimètres, alors les contraintes sont définies en MPa et les masses volumiques en $\text{tonne}/\text{mm}^{-3}$.

B.2.2 Double précision

La résolution des équations du mouvement à chaque itération va entraîner un grand nombre de calcul successifs, dans lesquels les valeurs initiales sont évaluées à l'incrément précédent ; une faible erreur numérique en début de calcul peut provoquer une déviation progressive des calculs par rapport à la solution. Pour cette raison les calculs sont toujours effectués en utilisant un encodage « double précision » (64 bits) pour les valeurs numériques.

B.2.3 Conditions de sollicitation quasi-statique

Deux paramètres sont à considérer pour respecter les conditions de sollicitation quasi-statique : le temps total de l'évènement T , qu'on appellera période pour le différencier du temps réel, et la vitesse de sollicitation imposée. Physiquement les vitesses de déformation admise pour considérer un essai quasi-statique sont comprises entre 10^{-4} et 10^{-2} s^{-1} . Ainsi sur une éprouvette homogène avec une longueur utile de 25 mm, la vitesse de traction doit être de $0,025 \text{ mm.s}^{-1}$ pour avoir une vitesse de déformation de 10^{-3} s^{-1} . En pratique, la vitesse de traction des modèles est fixée à $10^{-2} \text{ mm.s}^{-1}$ pour assurer l'indépendance de la réponse vis-à-vis du temps (les résultats sont légèrement différents pour une vitesse de traction de $5.10^{-2} \text{ mm.s}^{-1}$, tandis qu'entre $1.10^{-2} \text{ mm.s}^{-1}$ et $1.10^{-3} \text{ mm.s}^{-1}$, les résultats sont parfaitement identiques).

Pour un déplacement de 2 mm, typique de nos essais de traction sur éprouvette plate soudée, la période de calcul totale de l'essai sera donc de 200 s. En terme de coût de calcul, avec les paramètres que nous venons de décrire, le nombre total d'itérations pour un tel calcul est de $n = \frac{T}{\Delta t} = 200000$. Pour les éprouvettes Kahn, le déplacement typique est de 10 mm, soit une période de calcul de 1000 s, et un nombre d'itérations égal à 1000000.

Les calculs sont lancés sur deux processeurs en parallèle.

B.2.4 Vérifications

La première vérification est de s'assurer que l'énergie cinétique est négligeable devant l'énergie interne : la recommandation de la documentation d'Abaqus est d'avoir un ratio énergie cinétique / énergie interne inférieur à 10%. Cette valeur est très grande ; dans notre cas ce ratio est toujours inférieur à 1%. Un exemple d'évolution d'énergie interne et d'énergie cinétique au cours d'une simulation est présenté sur la figure B.2.

Enfin, la méthode d'intégration implicite étant inconditionnellement stable, une autre vérification consiste à réaliser la même simulation dans les deux thèmes d'intégration, sans considérer le stade de coalescence en intégration explicite, et de comparer les courbes obtenues. La figure B.3 montre un exemple de vérification pour une éprouvette plate comportant

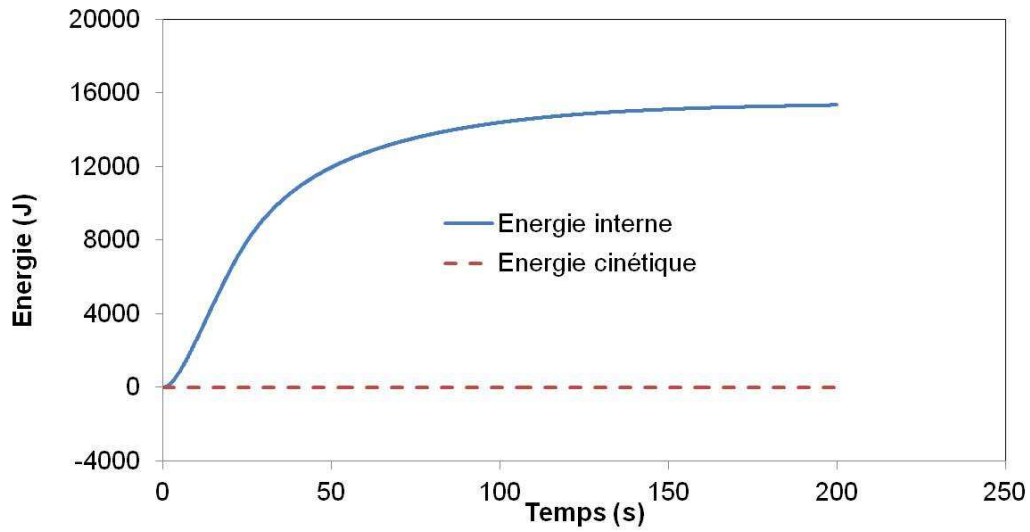


FIGURE B.2 – Variation de l'énergie interne et de l'énergie cinétique au cours d'une simulation d'essai de traction sur une éprouvette plate

une zone fondue : la réponse de la structure est similaire.

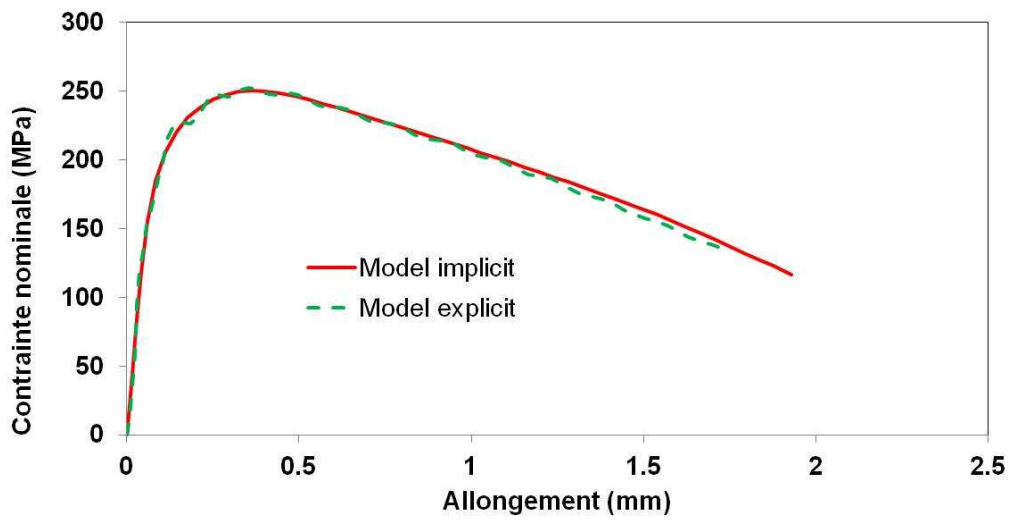


FIGURE B.3 – Superposition des courbes contrainte - allongement entre une intégration implicite et une intégration explicite pour une éprouvette plate avec une zone fondue traitée thermiquement

Annexe C

Plans des éprouvettes

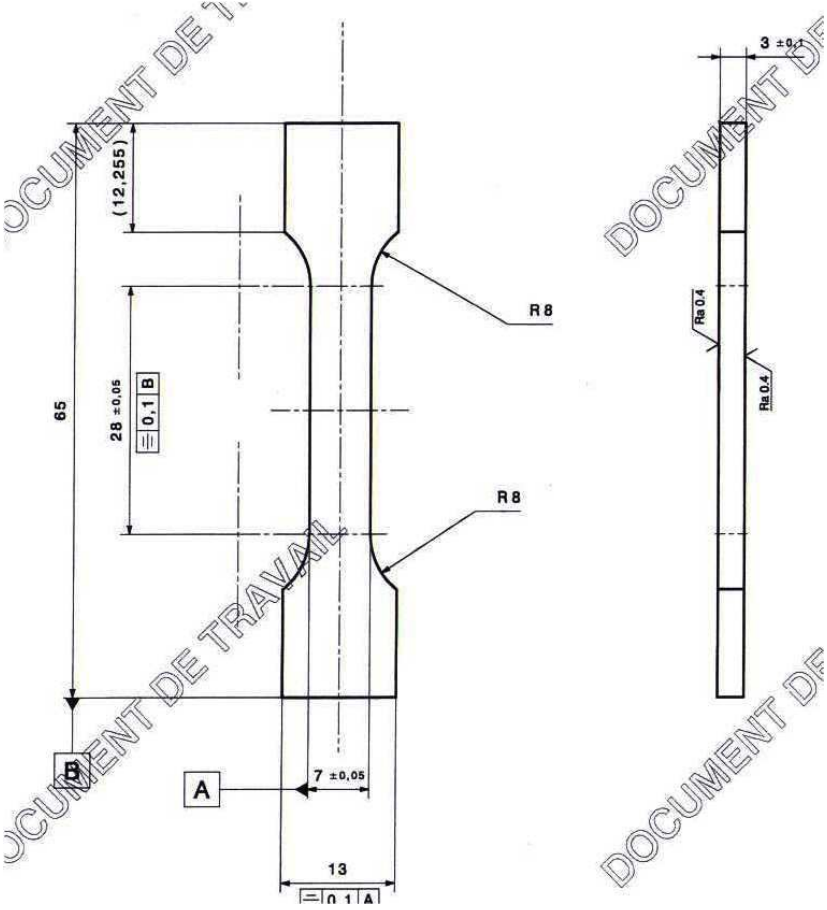


FIGURE C.1 – Plan des macro-éprouvettes

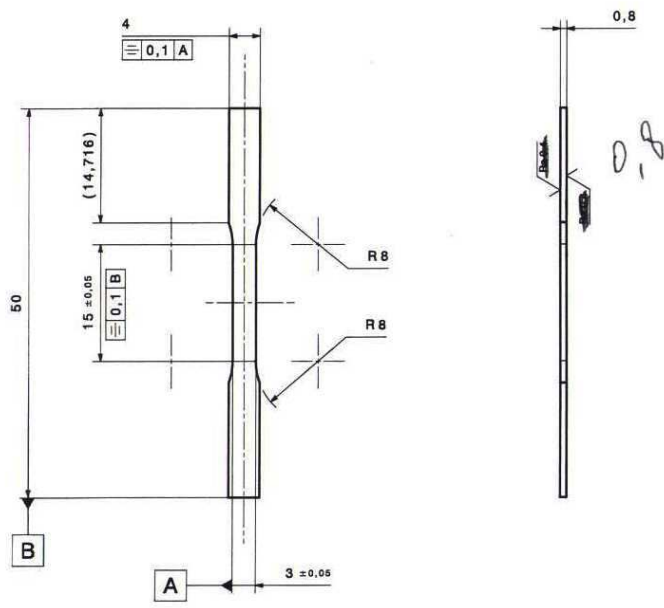


FIGURE C.2 – Plan des micro-épreuves

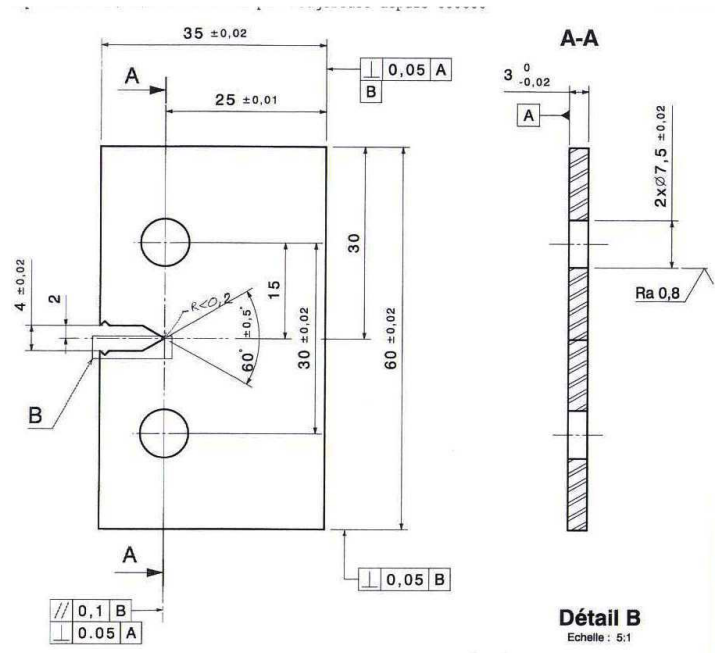


FIGURE C.3 – Plan des éprouvettes Kahn

Bibliographie

ABAQUS 6.10 Documentation. Simulia, 2010.

G. Fournet A. GUINIER : *Small-Angle scattering of X-rays*. 1955.

P. ACHON : *Comportement et ténacité d'alliages d'aluminium à haute résistance*. Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 1994.

J. ALLISON, D. BACKMAN et L. CHRISTODOULOU : Integrated computational materials engineering : a new paradigm for the global materials profession. *JOM Journal of the Minerals, Metals and Materials Society*, November:25–27, 2006.

A. ASSERIN-LEBERT : *Etude expérimentale et prévision des mécanismes de rupture des tôles et eds joints soudés bout à bout en alliage d'aluminium 6056*. Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2005.

Y. BAO et T. WIERZBICKI : On fracture locus in the equivalent strain and stress triaxiality space. *International Journal of Mechanical Sciences*, 46:81–98, 2004.

A. BENZERGA et J.-B. LEBLOND : Ductile fracture by void growth to coalescence. *In Advances in Applied Mechanics*, volume 44, pages 169 – 305. Elsevier, 2010.

A.A. BENZERGA : Micromechanics of coalescence in ductile fracture. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 50:1331–1362, 2002.

L. K. BERG, J. GJONNES, V. HANSEN, X. Z. LI, M. KNUTSON-WEDEL, G. WATERLOO, D. SCHRYVERS et L. R. WALLENBERG : GP-Zones in Al-Zn-Mg alloys and their role in artificial ageing. *Acta Materiala*, 49:3443–3451, 2001.

M. BERVEILLER et A. ZAOUI : Modélisation de la déformation plastique des polycristaux. *Techniques de l'Ingénieur*, m48, 2012.

B.I. BJORNEKLETT, O. GRONG, O.R. MYHR et A.O. KLUKEN : A process model for the heat-affected zone microstructure evolution in Al-Zn-Mg weldments. *Metallurgical and Materials Transactions*, 30A:2667–2677, 1999.

- W. BROCKS, S. HAO et D. STEGLICH : Micromechanical modelling of the damage and toughness behaviour of nodular cast iron materials. *Journal de physique 4*, Colloque C6:43–52, 1996.
- F. BRON et J. BESSON : Simulation of the ductile tearing for two grades of 2024 aluminum alloy thin sheets. *Engineering Fracture Mechanics*, 73:1531–1552, 2006.
- G. CAM et M. KOCAK : Microstructural and mechanical characterization of electron beam welded Al-alloy 7020. *Journal of Material Science*, 42:7154–7161, 2007.
- R. CAZES : Soudage par faisceaux à haute énergie : faisceau d'électrons et laser. *Techniques de l'Ingénieur*, b7740, 2012.
- F. DE GEUSER et A. DESCHAMPS : Precipitates characterisation in metallic systems by small-angle x-ray or neutron scattering. *Comptes rendus - Physique*, 2012.
- A. DESCHAMPS : *Influence de la prédéformation et des traitements thermiques sur la microstructure et les propriétés mécaniques des alliages Al-Zn-Mg-Cu*. Thèse de doctorat, Matériaux et Génie des Procédés, INP Grenoble, 1997.
- A. DESCHAMPS : Précipitation durcissante dans les matériaux de structure. *Habilitation à diriger les recherches*, INP Grenoble, 2003.
- A. DESCHAMPS et Y. BRÉCHET : Influence of quench and heating rates on the ageing response of an Al-Zn-Mg-(Zr) alloy. *Materials Science and Engineering*, A251:200–207, 1998.
- A. DESCHAMPS et Y. BRÉCHET : Influence of predeformation and ageing of an al-zn-mg alloy. 2. modeling of precipitation kinetics and yield stress. *Acta Materiala*, 47:293–305, 1999.
- A. DESCHAMPS et F. DE GEUSER : On the validity of simple precipitate size measurements by small-angle scattering in metallic systems. *Journal of applied crystallography*, 44:343–352, 2011.
- A. DESCHAMPS, S. RINGEVAL, G. TEXIER et L. DELFAUT-DURUT : Quantitative characterization of the microstructure of an electron-beam welded medium strength Al-Zn-Mg alloy. *Materials Science and Engineering A*, A517:361–368, 2009a.
- A. DESCHAMPS, G. TEXIER, S. RINGEVAL et L. DELFAUT-DURUT : Influence of cooling rate on the precipitation microstructure in a medium strength Al-Zn-Mg alloy. *Materials Science and Engineering*, A501:133–139, 2009b.

- G. H. B. DONATO, R. MAGNABOSCO et C. RUGGIERI : Effects of weld strength mismatch on J and CTOD estimation procedure for SE(B) specimens. *International Journal of Fracture*, 159:1–20, 2009.
- B. DUBOST et P. SAINFORT : Durcissement par précipitation des alliages d'aluminium. *Techniques de l'Ingénieur*, 1991.
- D. DUMONT : *Relations Microstructure / Ténacité dans les alliages aéronautiques de la série 7000*. Thèse de doctorat, Ecole Doctorale Matériaux et Génie des Procédés INP Grenoble, 2001.
- D. DUMONT, A. DESCHAMPS et Y. BRÉCHET : On the relationship between microstructure, strength and toughness in AA7050 aluminum alloy. *Materials Science and Engineering*, 356:326–336, 2003.
- D. DUMONT, A. DESCHAMPS et Y. BRÉCHET : A model for predicting fracture mode and toughness in 7000 series aluminium alloys. *Acta Materiala*, 52:2529,2540, 2004.
- Fionn DUNNE et Nik PETRINIC : *Introduction to computational plasticity*. Oxford University Press, 2005.
- T. ENGD AHL, V. HANSEN, P.J. WARREN et K. STILLER : Investigation of fine scale precipitates in Al-Zn-Mg alloys after various heat treatments. *Materials Science and Engineering*, A327:59–64, 2002.
- D. FABRÈGUE et T. PARDOEN : A constitutive model for elastoplastic solids containing primary and secondary voids. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 56:719–741, 2008.
- J. FALESKOG, X. GAO et C. Fong SHIH : Cell model for nonlinear fracture analysis - 1. micromechanics calibration. *International Journal of Fracture*, 89:355–373, 1998a.
- J. FALESKOG, X. GAO et C. Fong SHIH : Cell model for nonlinear fracture analysis - 2. fracture-process calibration and verification. *International Journal of Fracture*, 89:375–398, 1998b.
- X. FAN, D. JIANG, Q. MENG, Z. LAI et X. ZHANG : Characterization of precipitation microstructure and properties of 7150 aluminium alloy. *Materials Science and Engineering*, A427:130–135, 2006.
- E. FELDER : Dureté des métaux courants - cas limite rigide - plastique. *Techniques de l'Ingénieur*, m4155, 2012.

- S. FLOURIOT, S. LAMALLE et S. CLÉMENT : Rapport technique, CEA Valduc, 2007.
- D. FRANÇOIS : Lois de comportement des métaux - élastoplasticité. viscoplasticité. *Techniques de l'Ingénieur*, m4152, 2012.
- G. FRIBOURG : *Couplages entre précipitation et plasticité dans un alliage d'aluminium 7XXX : application à des traitements thermomécaniques de réduction des distorsions dans des composants aéronautiques*. Thèse de doctorat, Ecole Doctorale Matériaux et Génie des Procédés INP Grenoble, 2009.
- G. FRIBOURG, Y. BRÉCHET, A. DESCHAMPS et A. SIMAR : Microstructure-based modelling of isotropic and kinematic strain hardening in a precipitation-hardened aluminium alloy. *Acta Materialia*, 59:3621–3635, 2011.
- X. GAO, T. WANG et J. KIM : On ductile fracture initiation toughness : Effects of void volume fraction, void shape and void distribution. *International Journal of Solids and Structures*, 42:5097–5117, 2005.
- A. GAUDILLÈRE : Etude de la précipitation dans un alliage d'aluminium par calorimétrie différentielle à balayage. Rapport technique, CEA Valduc, 2010.
- O. GLATTER et O. KRATKY : *Small Angle X-ray Scattering*. Academic Press, 1982.
- D. GODARD, P. ARCHAMBAULT, E. AEBY-GAUTIER et G. LAPASSET : Precipitation sequences during quenching of the AA 7010 alloy. *Acta Materialia*, 50:2319–2329, 2002.
- M. GOLOGANU, J.-B. LEBLOND et J. DEVAUX : Approximate models for ductile metals containing non-spherical voids - case of axisymmetric prolate ellipsoidal cavities. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 41-N11:1723–1754, 1993.
- GOM : *Manuel de l'utilisateur*. Aramis, 2009.
- A. A. GRIFFITH : The phenomena of rupture and flow in solids. *Philosophical transactions of the Royal Society of London*, 221:163–198, 1921.
- A. GUINIER : Structure of age-hardened aluminium-copper alloys. *Nature*, 142:569–570, 1938.
- A. S. GULLERUD, X. GAOA, R. H. Dodds JR et R. HAJ-ALIB : Simulation of ductile crack growth using computational cells : numerical aspects. *Engineering Fracture Mechanics*, 66:65–92, 2000.

- A. L. GURSON : Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth : part 1 - yield criteria and flow rules for porous ductile media. *Transactions of the ASME*, 1977.
- G. HONYEK, I. KOVACS, J. LENDVAI, NG-HUY-SINH et T. UNGAR : The influence of Mg content on the formation and reversion of Guinier-Preston zones in Al-4.5 at% Zn-xMg alloys. *Journal of Material Science*, 16:2701–2709, 1981.
- G. R. IRWIN : Onset of fast crack propagation in high strength steel and aluminum alloys. Rapport technique, Naval Research Laboratory, 1956.
- H. JIANG et R. G. FAULKNER : Modelling of grain boundary segregation, precipitation and precipitate-free zones of high strength aluminium alloys - 1. the model. *Acta Materiala*, 44:1857–1864, 1996a.
- H. JIANG et R. G. FAULKNER : Modelling of grain boundary segregation, precipitation and precipitate-free zones of high strength aluminium alloys - 2. applications of the model. *Acta Materiala*, 44:1865–1871, 1996b.
- N. KAMP, A. SULLIVAN et J.D. ROBSON : Modelling of friction stir welding of 7xxx aluminium alloys. *Materials Science and Engineering*, A466:246–255, 2007.
- C. LANDRON, O. BOUAZIZ, E. MAIRE et J. ADRIENA : Characterization and modeling of void nucleation by interface decohesion in dual phase steels. *Scripta Materiala* 63 (2010) 973–976, 63:973–976, 2010.
- M. LECH-GREGAA, S. HAWRYLKIEWICZ, M. RICHERT et W. SZYMANSKI : Structural parameters of 7020 alloy after heat treatment simulating the welding process. *Materials Characterization*, 46:251–257, 2001.
- J.L. LEMAITRE, J. L. CHABOCHE, A. BENALLAL et R. DESMORAT : *Mécanique des matériaux solides*. 2009.
- X. Z. LI, V. HANSEN, J. GJONNES et L. R. WALLENBERG : HREM study and structure modeling of the η' phase, the hardening precipitates in commercial Al-Zn-Mg alloys. *Acta Materiala*, 49:2651–2659, 1999.
- G. LIU, S. SCUDINO, R. LI, U. KÜHN, J. SUN et J. ECKERT : Coupling effect of primary voids and secondary voids on the ductile fracture of heat-treatable aluminum alloys. *Mechanics of Materials*, 43:556–566, 2011.
- H. LOFFLER, I. KOVACS et J. LENDVAI : Decomposition processes in Al-Zn-Mg alloys. *Journal of Material Science*, 18:2215–2240, 1983.

- E. LOINTIER, Q. PUYDT et S. FLOURIOT : Caractérisation mécanique de soudures en alliage d'aluminium 7020. Rapport technique, CEA Valduc, Juin 2011.
- G. M. LUDTKA et D. E. LAUGHLIN : The influence of microstructure and strength on the fracture mode and toughness of 7xxx series aluminum alloys. *Metallurgical Transactions*, 13A:411–425, 1982.
- T. MA et G. den OUDEN : Softening behaviour of Al-Zn-Mg alloys due to welding. *Materials Science and Engineering*, A266:198–204, 1999.
- E. MAIRE : *Local approach to fracture*, chapitre 3 : Quantitative measurement of damage, pages 79–108. 2004.
- T. MARLAUD : *Microstructures de précipitation et mécanismes de corrosion feuilletante dans les alliages d'aluminium de la série 7000 à très hautes caractéristiques mécaniques*. Thèse de doctorat, Ecole Doctorale Matériaux et Génie des Procédés INP Grenoble, 2008.
- G. MATHERS : *The welding of aluminium and its alloys*. Woodhead Publishing Limited, 2002.
- F. MATSUDA : A new test specimen for self-restraint solidification crack susceptibility test of electron-beam welding bead. *Transactions of JWRI*, 11:87–94, 1982.
- L.F. MONDOLFO : *Aluminium Alloys : Structure and Properties*. Butterworth&Co Ltd, 1976.
- T.F. MORGENEYER et J. BESSON : Flat to slant ductile fracture transition : Tomography examination and simulations using shear-controlled void nucleation. *Scripta Materialia*, 65:1002–1005, 2011.
- K. NAHSHON et J.W. HUTCHINSON : Modification of the gurson model for shear failure. *European Journal of Mechanics, A/Solids* 27:1–17, 2008.
- M. NICOLAS : *Evolution de l'état de précipitation dans un alliage Al-Zn-Mg lors de traitements thermiques anisothermes et dans la zone affectée thermiquement de joints soudés*. Thèse de doctorat, Ecole Doctorale Matériaux et Génie des Procédés INP Grenoble, 2002.
- M. NICOLAS et A. DESCHAMPS : Characterisation and modelling of precipitate evolution in an Al-Zn-Mg alloy during non-isothermal heat treatments. *Acta Materialia*, 51:6077–6094, 2003.

- T. OGURA, S. HIROSAWA, A. CEREZO et T. SATO : Atom probe tomography of nanoscale microstructures within precipitate free zones in Al-Zn-Mg(-Ag) alloys. *Acta Materialia*, 58:5714–5723, 2010.
- T. PARDOEN : Numerical simulation of low stress triaxiality ductile fracture. *Computers and Structures*, 84:1641–1650, 2006.
- T. PARDOEN, D. DUMONT, A. DESCHAMPS et Y. BRÉCHET : Grain boundary versus transgranular ductile failure. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 51:637–665, 2003.
- T. PARDOEN et J.W. HUTCHINSON : An extended model for void growth and coalescence. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 48:2467–2512, 2000.
- PÉCHINEY : *L'aluminium par les ingénieurs du groupe Pechiney, vol.1*. 1964.
- G. PERRIN et J.-B. LEBLOND : Accelerated void growth in porous ductile solids containing two populations of cavities. *International Journal of Plasticity*, 16:91–120, 2000.
- G. PETTON : *Mécanismes microscopiques et comportement cyclique de l'alliage d'aluminium 7010*. Thèse de doctorat, INSA Lyon, 1995.
- I.J. POLMEAR : Aluminium alloys , a century of age hardening. *MATERIALS FORUM*, 28, 2004.
- G. D. PRESTON : The diffraction of X-rays by age-hardening aluminium copper alloys. *Proc. R. Soc. Lond.*, 167:526–538, 1938.
- M. RADOMSKY, O. KABISCH, H. LOFFLER, J. LENDVAI, T. UNGAR, I. KOVACS et G. HONYEK : On the decomposition behaviour of Al - 4.5 at% Zn - 2 to 3 at% Mg alloys during continuous heating. *Journal of Material Science*, 14:2906–2912, 1979.
- M. RAGHAVAN : Microanalysis of precipitate free zones (PFZ) in Al-Zn-Mg and Cu-Ni-Nb alloys. *Metallurgical Transactions*, 11A:993–999, 1980.
- J.R RICE et D. M. TRACEY : On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 17:2012–17, 1969.
- S. P. RINGER et K. HONO : Microstructural evolution and age hardening in aluminium alloys : Atom probe field-ion microscopy and transmission electron microscopy studies. *Materials Characterization*, 44:101–131, 2000.

- A. SIMAR, Y. BRÉCHET, B. de MEESTER, A. DENQUIN, C. GALLAIS et T. PARDOEN : Integrated modeling of friction stir welding of 6xxx series al alloys : Process, microstructure and properties. *Progress in Materials Science*, 57(1):95 – 183, 2012. ISSN 0079-6425.
- A. SIMAR, Y. BRÉCHET, B. de MEESTER, A. DENQUIN et T. PARDOEN : Sequential modeling of local precipitation, strength and strain hardening in friction stir welds of an aluminum alloy 6005A-T6. *Acta Materialia*, 55:6133–6143, 2007.
- D. STEGLICH, W. BROCKS, J. HEERENS et T. PARDOEN : Anisotropic ductile fracture of Al 2024 alloys. *Engineering Fracture Mechanics*, 75:3692–3706, 2008.
- K. STILLER, P.J. WARREN, V. HANSEN, J. ANGENETE et J. GJØNNES : Investigation of precipitation in an Al-Zn-Mg alloy after two-step ageing treatment at 100° and 150°C. *Materials Science and Engineering*, A270:55–63, 1999.
- M. STUCKY et R. DEVELAY : Traitements thermiques des alliages d'aluminium. *Techniques de l'Ingénieur*, m1290, 2012.
- D. TABOR : The hardness of solids. *Review of Physics in Technology*, 1970.
- V. TVERGAARD : Influence of voids on shear band instabilities under plane strain conditions. *International Journal of Fracture*, 17 (4):389–407, 1981.
- V. TVERGAARD : Effect of yield surface curvature and void nucleation on plastic flow localization. *J. Mech. Phys. Solids*, 35:43–60, 1987.
- V. TVERGAARD et A. NEEDLEMAN : Analysis of the cup-cone fracture in a round tensile bar. *Acta Metallurgica*, 32:157–169, 1984.
- Christian VARGEL : Métallurgie de l'aluminium. *Techniques de l'Ingénieur*, M 4 663, 2010.
- J.C. WERENSKIOLD, A. DESCHAMPS et Y. BRÉCHET : Characterization and modeling of precipitation kinetics in an Al-Zn-Mg alloy. *Materials Science and Engineering*, A293: 267–274, 2000.
- Z. L. ZHANG : *A complete Gurson Model*, chapitre 8, pages 223–248. 2001.

Comportement mécanique de soudures en alliage d'aluminium de la série 7xxx : de la microstructure à la modélisation de la rupture

Résumé :

Le soudage par faisceau d'électrons d'alliages à durcissement structural de la série 7xxx induit des modifications importantes de leur microstructure, et par conséquent de leur comportement mécanique. Cette étude visait à formuler une loi de comportement incluant l'endommagement de structures soudées par une approche locale de la rupture. Pour cela, la microstructure de la soudure et les propriétés mécaniques résultantes sont caractérisées. Le lien est fait entre la distribution de précipités fins et les propriétés plastiques, ainsi qu'entre la précipitation grossière et les micro-mécanismes d'endommagement. Le modèle aux éléments finis proposé prend en compte le comportement plastique des différentes zones et reproduit le comportement en endommagement de la zone fondue, qui constitue le maillon faible de la structure à cause de l'évaporation d'éléments d'alliages durant le soudage. Ce modèle a été validé dans une gamme étendue de sollicitations mécaniques (géométrie, entaille).

Mots clés : soudure d'alliages d'aluminium, microstructure, endommagement, modélisation numérique.

Mechanical behaviour of 7xxx series aluminium alloys welds : from microstructure characterization to fracture modeling

Abstract :

The electron beam welding of 7xxx series alloys leads to modification of their microstructure and consequently of their mechanical behavior. This study aimed to formulate a constitutive law including damage for welded structures by a local approach of fracture. For this purpose, the weld microstructure and the resulting mechanical properties have been characterized. The relationship between fine scale precipitate distribution and plastic properties has been established, as well as the relationship between coarse precipitation and micro-mechanisms of damage. The finite elements model takes into account the plastic behavior of the different zones and reproduces the damage behavior of the fusion zone, which is the weakest link of the structure due to evaporation of alloying elements during welding. This model has been validated in a large variety of stress conditions (sample geometry, notch).

Key words : welding of aluminium alloys, microstructure, damage, numerical modeling.