



HAL
open science

Etude expérimentale et prévision des mécanismes de rupture des tôles et des joints soudés bout à bout en alliage d'aluminium 6056

Alexandra Asserin-Lebert

► **To cite this version:**

Alexandra Asserin-Lebert. Etude expérimentale et prévision des mécanismes de rupture des tôles et des joints soudés bout à bout en alliage d'aluminium 6056. Mécanique [physics.med-ph]. École Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2005. Français. NNT : 2005ENMP1293 . tel-00159449

HAL Id: tel-00159449

<https://pastel.hal.science/tel-00159449>

Submitted on 3 Jul 2007

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.



Collège doctoral

N° attribué par la bibliothèque

_____/_____/_____/_____/_____/_____/_____/_____/_____/_____/

T H E S E

pour obtenir le grade de
Docteur de l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris
Spécialité "Sciences et Génie des Matériaux"

Présentée et soutenue publiquement par

Alexandra ASSERIN-LEBERT

Le 18 février 2005

**ETUDE EXPERIMENTALE ET PREVISION DES MECANISMES
DE RUPTURE DES TOLES ET DES JOINTS SOUDES BOUT A BOUT
EN ALLIAGE D'ALUMINIUM 6056**

Directeurs de thèse : J. BESSON, A.F. LORENZON

M. Jean-Christophe EHRSTRÖM
M. Rodrigue DESMORAT
M. Alexis DESCHAMPS
M. Bertrand JOURNET
M. Jacques BESSON,
Mme Anne-Françoise LORENZON

ingénieur de Recherche, ALCAN
professeur, ENS Cachan
professeur, INPG
ingénieur de Recherche, EADS-CCR
directeur de Recherche, ENSMP
maître Assistant, ENSMP

Président
Rapporteur
Rapporteur
Examinateur
Examinateur
Examinateur

Centre des Matériaux P.M. Fourt de l'Ecole des Mines de Paris,
B.P. 87, 91003 Evry Cedex

REMERCIEMENTS

Tout au long de ma thèse et jusqu'à la présentation finale, j'ai bénéficié de nombreux et divers appuis pour mener à bien ce travail. Un chaleureux remerciement à tous ceux qui m'ont permis d'aller au bout de l'aventure.

Merci à Jean-Christophe EHRSTRÖM d'avoir accepté de présider mon jury, à Rodrigue DESMORAT et Alexis DESCHAMPS d'avoir accepté la tâche d'examiner le manuscrit.

Au Centre des Matériaux, j'ai trouvé un excellent cadre de travail et une écoute à laquelle j'ai été très sensible.

A Jacques BESSON et Anne-Françoise LORENZON, mes directeurs de thèse, ma très grande gratitude pour m'avoir tant appris. A Jacques pour sa réactivité et Anne-Françoise pour sa patience et son sens pédagogique. André PINEAU, le chef de l'équipe MM, a toujours répondu à toutes mes questions ! Et Frédéric BRON m'a beaucoup aidé au cours de mon stage de DEA. Travailler avec eux aura été pour moi une très grande chance.

Le réseau ASA a été très enrichissant. Roger FOUGERES son instigateur, Michel SUERY son successeur, EADS et ALCAN et tous les laboratoires de recherche qui ont participé, ont mis en œuvre la meilleure synergie pour ce projet passionnant et mobilisateur qu'est l'"Allègement des Structures Aéronautiques". C'est l'occasion pour moi de remercier Marie Hélène CAMPAGNAC, Laurent CAMBON et Bertrand JOURNET de EADS qui m'a suivi tout au long de ces 3 années et m'a permis de réaliser les essais mécaniques sur éprouvettes de type CCT et les essais de dureté. Je remercie également Bernard BES et Jean-Christophe EHRSTRÖM de ALCAN qui m'ont transmis leurs informations sur la métallurgie des alliages d'aluminium. Je pense également à Alexis DESCHAMPS et à Damien FABREGUE de l'INPG qui m'ont aidée à réaliser les observations au MET ; ces observations ont été la source de discussions riches et passionnantes. Je remercie également les thésards du réseau : Claudie, Zorha, Henri, Damien, Guillaume, Philippe et Frédéric et me souviendrai des bons moments passés ensemble.

Beaucoup de personnes du Centre des Matériaux ont également contribué à mon parcours de recherche :

Maria SIMOES et François GRILLON pour la formation au MEB et leur aide

technique. Odile ADAM à la bibliothèque, un moteur de recherche à elle toute seule ! et qui m'a beaucoup aidée pour la bibliographie. Liliane MILLEREAUX pour les photographies. Antoine LOCICERO et son équipe de l'atelier avec James et Jean-Pierre, qui ont souffert avec les entailles en V de mes éprouvettes, Christophe et Jojo ; Pour les bons moments passés à l'atelier, merci ! Françoise DI RIENZO pour ses conseils précis. Joseph VALY et Alain NASLOT (Electronique), Daniel PACHOUTOINSKI (DRX), Gérard FROT (Microsonde), Brigitte RAVIART (Microscopes et polissage).

Merci à Cindy OLIVIER pour son premier sourire chaque matin à l'accueil du Centre des Matériaux, pour les services qu'elle m'a rendus et pour son humour. Merci à Franck BLUZAT, pour son sens de l'animation dans la navette du matin et du soir, en musique, s'il vous plaît ! Jérôme LABROUSSE, par sa disponibilité, m'a évité bien des écueils pendant les essais mécaniques ! Anne LAURENT, dont la patience ne s'est jamais démentie notamment, pendant que je comptais les couches ;-), elle, comptait les particules cassées. Julie HEURTEL m'a encouragée avec constance et a su me remonter le moral dans les moments durs. A Grégory SAINTE-LUCE, le DJ de l'informatique ! A Véronique DIAMANTINO pour sa présence. Benoit TANGUY et Sabine CANTOURNET (responsables scientifiques), m'ont aussi aidée pour la modélisation et la simulation numérique. Merci à tous pour la qualité de leur travail !

Je veux enfin remercier Mihai et Raphaël, qui m'ont toujours donné, par leur force tranquille, plus de " peps ", lors des discussions intenses ou au cours des pauses. Ils ont été des éléments forts tout au long de ces trois années ! J'ai eu la chance de partager mon séjour avec des collègues et ami(e)s : Mélanie, Charlotte, Alexandra, Alexandre, Isabelle, Anne-Sophie, sans oublier Vincent, Franck, Stéphanie, Céline, Asmahana, Quentin, Xavier, Djilali, Sylvain, Rhaled, Bruno, Bénédicte et tous les autres thésards du centre, ceux qui sont arrivés comme Andrei, Thomas, Nikolaï, ceux qui sont partis comme Sylvain, Luc, Astrid ! Merci pour ces moments chaleureux passés ensemble et ces fous rires au bocal ! Je dois aussi une pensée particulière à ceux qui m'ont aidée à organiser " Les 12 heures en 2002 " la fête du Centre des Matériaux, et je remercie particulièrement Mihai, Vincent et Alexandra d'être restés ce soir-là, la veille du jour J ! Merci enfin à tous ceux que je n'aurais pas cités, d'avoir été là et d'avoir participé !

A ma famille

A mon père, Étienne

A mon mari, Olivier

Table des matières

I	Introduction générale	1
1	Introduction	3
1.1	Contexte	3
1.2	Problématique	6
1.3	Sommaire	7
2	Etude bibliographique	9
2.1	Généralités propres aux alliages de la série 6000	9
2.1.1	Introduction	9
2.1.2	Le durcissement structural	9
2.1.2.1	Principe de base	9
2.1.2.2	Traitements thermiques des alliages de la série 6000	10
2.1.2.3	Précipitation des alliages de la série 6000	12
2.1.3	Précipitation et comportement mécanique des 6000	14
2.1.4	Conclusion	14
2.2	Étude de l'effet d'épaisseur sur la rupture des tôles	15
2.2.1	Introduction	15
2.2.2	Principaux essais et matériaux étudiés	15
2.2.3	Conclusion	18
2.3	Le soudage des alliages d'aluminium	19
2.3.1	Transformations métallurgiques liées au soudage	19
2.3.2	Paramètres influençant les propriétés de la soudure	21
2.3.3	Les conséquences mécaniques du soudage	22
2.3.4	Modélisation de structures soudées	25
2.3.5	Conclusion	26

2.4	Conclusion	28
II	Mécanismes de rupture des tôles d'aluminium 6056	29
1	Présentation du matériau	31
1.1	Introduction	31
1.2	Les états AR et HT de l'AA6056	31
1.2.1	AR : gamme de fabrication	31
1.2.2	HT : fabrication et mise au point du traitement thermique	32
1.3	Analyse chimique de l'AA6056	36
1.4	Suivi du vieillissement par des essais de dureté	37
1.4.1	Dureté sur AR et sur HT	37
1.5	Caractérisation microstructurale par MO et MEB	38
1.5.1	Structure granulaire	39
1.5.2	Analyse des précipités	40
1.6	Caractérisation des phases plus fines par MET	42
1.7	Analyse des lames minces par EDX au MEB	45
1.8	Conclusion	47
2	Essais mécaniques	49
2.1	Introduction	49
2.2	Prélèvement des éprouvettes	50
2.3	Dispositifs expérimentaux	52
2.3.1	Dispositifs de traction sur éprouvettes lisses	52
2.3.2	Dispositifs de traction sur éprouvettes entaillées en U et V	53
2.3.3	Dispositifs de traction sur éprouvettes Kahn	54
2.4	Résultats des essais mécaniques	56
2.4.1	Essais de traction sur éprouvettes lisses	56
2.4.1.1	Écrouissage	56
2.4.1.2	Anisotropie	57
2.4.1.3	Effet de vitesse	59
2.4.2	Essais de traction sur éprouvettes entaillées	60
2.4.2.1	Influence du sens de prélèvement des éprouvettes	60

<i>TABLE DES MATIÈRES</i>	11
2.4.2.2 Influence de l'épaisseur pour une géométrie donnée	61
2.4.2.3 Influence de la géométrie pour une épaisseur donnée	64
2.4.2.4 Influence de l'écrouissage	65
2.4.3 Essais sur éprouvettes de type Kahn	66
2.5 Conclusion	69
3 Étude des mécanismes de rupture	71
3.1 Introduction	71
3.2 Mécanismes macroscopiques	71
3.3 Mécanismes microscopiques	74
3.4 Étude de l'endommagement	77
3.5 Conclusion	80
4 Discussion	83
4.1 Effet du traitement thermique sur les mécanismes de rupture	83
4.2 Mécanismes de rupture microscopique	84
4.3 Effet d'épaisseur sur la rupture	85
4.4 Effet de l'écrouissage sur les propriétés mécaniques	86
5 Modélisation numérique de l'effet d'épaisseur et de l'écrouissage	89
5.1 Introduction	89
5.2 Présentation du modèle et méthode d'identification des paramètres	89
5.2.1 Loi d'écrouissage	89
5.2.2 Modèle d'endommagement	91
5.2.3 Évolution de la porosité	93
5.2.4 Critère d'anisotropie	95
5.2.5 Indicateur de localisation : post-processeur	97
5.3 Résultats des simulations	97
5.3.1 Résultats sur les courbes de chargement macroscopique	98
5.3.2 Résultats sur l'indicateur de localisation	101
5.4 Conclusion	105
6 Conclusion	107

III Mécanismes de rupture d'un joint soudé bout à bout par Laser CO₂ en alliage d'aluminium 6056	109
1 Introduction	111
2 Présentation du matériau	113
2.1 Procédé de fabrication et traitement thermique	113
2.2 Microstructure du joint soudé	114
2.2.1 Analyse des phases	114
2.2.2 Structure granulaire	117
2.2.3 Microstructure	118
2.2.4 Essais de dureté après le traitement T78	119
2.3 Nature des défauts présents dans le cordon de soudure	120
2.4 Conclusion	122
3 Essais mécaniques sur joints soudés et mécanismes de rupture	123
3.1 Introduction	123
3.2 Prélèvement des éprouvettes	123
3.3 Les essais de traction sur éprouvettes lisses	125
3.4 Les essais sur éprouvettes entaillées	128
3.4.1 Influence de la position de l'entaille sur la rupture	128
3.4.2 Influence du rayon à fond d'entaille	129
3.5 Essais sur éprouvettes de type Kahn	131
3.5.1 Kahn sens \mathcal{L}	131
3.5.2 Kahn sens \mathcal{T}	132
3.6 Essais CCT	134
3.7 Conclusion	137
4 Étude des mécanismes de rupture	139
4.1 Étude macro/microscopique des mécanismes de rupture	139
4.2 Étude de l'anisotropie et de l'endommagement	143
4.3 Conclusion	148
5 Discussion	149
5.1 Influence des défauts de soudage et de la géométrie sur le comportement	149

<i>TABLE DES MATIÈRES</i>	13
5.2 Effet d'épaisseur sur les essais de type Kahn	151
5.3 Mécanismes de rupture microscopique	151
5.4 Conclusion	153
6 Modélisation numérique du comportement des joints soudés	155
6.1 Introduction	155
6.2 Présentation du modèle et de la méthode d'identification des paramètres .	155
6.3 Critère	157
6.4 Résultats	158
6.5 Conclusion	163
7 Conclusion	165
IV Conclusion et Perspectives	167
Références bibliographiques	175
A Plans des éprouvettes	183
A.1 Les éprouvettes lisses	184
A.2 Les éprouvettes entaillées en U	186
A.3 Les éprouvettes entaillées en V	189
A.4 Les éprouvettes Kahn	190

Partie I

Introduction générale

Chapitre 1

Introduction

1.1 Contexte

Dans l'aéronautique, les progrès sont constants et les technologies nouvelles permettent de voler avec toujours plus de sécurité. Plusieurs d'entre elles sont en développement et d'autres sont déjà utilisées. Par exemple, une application industrielle nouvelle : le soudage laser permet d'alléger certaines parties en supprimant des milliers de rivets, tout en ne touchant pas à la résistance de la structure de l'avion. La résistance d'un avion de ligne est liée, dans son ensemble, au dessin du squelette de l'appareil, aux matériaux utilisés, mais aussi aux centaines d'assemblages qui rigidifient les panneaux des cellules. Les assemblages sont réalisés au moyen de rivets (également de boulons, de colles) : sur le dernier A340-600, il y a près de 2.500.000 rivets !

C'est dans cette démarche générale d'allègement des structures aéronautiques que s'inscrit cette thèse. Elle entre dans le cadre du projet Allègement des Structures Aéronautiques (ASA) commencé en l'an 2000. Ce projet se formalise par un réseau dans lequel interviennent et se réunissent industriels et écoles dans ce but commun qu'est l'allègement. Ce projet comporte 3 thèmes principaux : optimisation du calcul du dimensionnement des structures aéronautiques, maîtrise de l'assemblage par soudage et allègement par introduction de nouveaux matériaux. Cette thèse fait partie du thème soudage et se situe à l'interface entre la résistance à la déchirure ductile des tôles minces et l'assemblage par soudage. Alors que la simulation des contraintes et déformations résiduelles liées au soudage sont étudiées par Claudie Darcourt dans sa thèse [26], la précipitation et la fissuration à chaud sont étudiés par Damien Fabrègue [32].

Le 6056 (AlMgSi) est un alliage d'aluminium doté d'une bonne soudabilité. C'est précisément la raison pour laquelle ce matériau est à l'heure actuelle un bon candidat pour permettre de remplacer dans l'avenir le système actuel d'assemblage des fuselages par le procédé de soudage. Ce changement est un enjeu financier important dans la mesure où il entraînerait bien évidemment (figure : 1.1) une réduction considérable de masse, donc de la consommation de carburant et du coût d'exploitation.

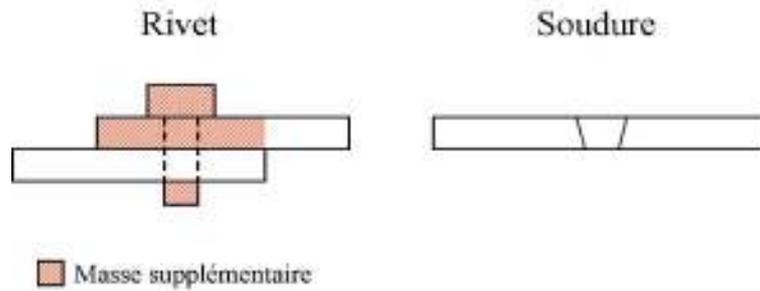


Figure 1.1: Schéma simplifié du gain de masse Rivet/Soudure

La compétition aéronautique a été portée le 19/12/2000 à un niveau jamais atteint avec le lancement industriel d'un "véritable paquebot des airs du 21ème siècle" : l'A380. Avec un budget de 14 milliards d'euros pour l'ensemble du programme et après 450 heures d'essais le premier vol passager aura lieu en 2006 [2]. Voici quelques informations (non contractuelles) concernant l'A380 permettant de se donner une idée de l'enjeu :

Masse maximum au décollage : 560 t

Masse marchande maximum : 83 t

Frein : $E_c=1500$ Mégajoules pour arrêter 560 tonnes lancées à 268 km/h (2 Mégajoules pour une voiture lancée à la même vitesse)

Nombre de passagers : 555

Rayon d'action : 14800 km

Vitesse maximum : M 0.89

Envergure : 79.8 m (l'A380 entre dans un carré de 80 m de côté)

Voilure : 845 m²

Diamètre du fuselage : 7.14 m

Longueur totale : 73 m

Hauteur totale : 24.1 m

Matériaux : Aluminium, acier, titane, composites

4 moteurs

Poussée des moteurs (kW) : 311 (7 kW pour une voiture de 10 CV)

Performance : Décolle en 2900 mètres

Consommation : 3.2 litres /100 km par passager

Ravitaillement : 131000 litres de kérosène en 40 minutes par 10 réservoirs

1.2 Problématique

Dans cette étude, le problème porte sur un cordon de soudure bout à bout de 6 mm d'épaisseur. Pour cette épaisseur, les tôles sont uniquement laminées à chaud¹. Le type bout à bout permet une simplification par rapport aux géométries plus complexes envisagées (soudure en T).

Plus précisément, le dimensionnement en tolérance au dommage exige de connaître la taille maximale admissible des fissures sur les panneaux structuraux de fuselage. La ténacité élevée des alliages d'aluminium utilisés conduit jusqu'à présent à faire des essais sur larges plaques (dits de courbe R). Ces essais sont très coûteux et difficiles à modéliser par l'approche globale de la rupture. Qui plus est, il n'existe pas de norme d'exploitation de ces essais dans le cas particulier des éprouvettes comportant un cordon de soudure constitué de plusieurs matériaux aux propriétés mécaniques différentes. Cette étude vise alors à utiliser l'approche locale pour comprendre les mécanismes de rupture du métal de base qu'est l'aluminium 6056 dans plusieurs états de traitement thermique et de son joint soudé réalisé par laser CO₂ avec métal d'apport 4047 pour limiter ainsi le nombre d'essais sur larges plaques. Un premier modèle, couplant comportement mécanique et endommagement ductile, est appliqué au métal de base pour rendre compte de l'effet de l'épaisseur des éprouvettes sur le mode de rupture macroscopique (à plat ou en biseau). Pour ce qui est du joint soudé, la rupture étant brutale, un modèle découplé est utilisé ; le calcul des champs de contrainte et de déformation est fait sans tenir compte de l'endommagement. Un critère de rupture est ensuite appliqué en post-traitement. La modélisation par éléments finis permettra de simuler les essais sur des petites éprouvettes et de comparer les résultats des calculs aux résultats expérimentaux. L'objectif final de l'étude est de disposer d'une méthodologie de calcul basée sur un couplage entre éléments finis et approche locale de la rupture pour prédire la tenue résiduelle des cordons de soudures dans les structures aéronautiques.

¹Un laminage à froid est réalisé après le laminage à chaud pour des épaisseurs inférieures à 6 mm.

1.3 Sommaire

Ce manuscrit est organisé selon deux thèmes (parties II et III). L'étude bibliographique accompagne la présente introduction.

Le premier thème est consacré à la compréhension des mécanismes de rupture du métal de base 6056 suivant différents traitements thermiques. L'effet de l'écrouissage et de l'épaisseur seront mis en évidence.

Le deuxième thème est dédié à l'étude du cordon de soudure, mettant en avant la structure et les mécanismes de rupture. Une caractérisation micro-structurale des différentes zones de la soudure et des essais mécaniques de traction sur éprouvettes lisses et entaillées permettent, ici, d'identifier les mécanismes de rupture ainsi que les paramètres de l'approche locale.

Chacune de ces deux parties est organisée de la même manière pour faciliter au lecteur le repérage : la caractérisation du/des matériaux, les résultats des essais mécaniques, l'analyse fractographique amenant à la discussion puis à la modélisation numérique.

Les références bibliographiques sont numérotées selon l'ordre alphabétique des auteurs.

Chapitre 2

Etude bibliographique

Les alliages d'aluminium se répartissent en deux familles : les alliages à durcissement par écrouissage (dislocations) et les alliages à durcissement structural (précipités). L'AA6056 fait partie des alliages d'aluminium à durcissement structural, du fait de la présence d'éléments d'alliages tels que Mg et Si.

Ce chapitre se décompose en trois parties : la première concerne les généralités propres aux alliages d'aluminium de la série 6000, la deuxième porte sur l'influence de l'épaisseur des tôles sur la ductilité et les modes de rupture ductile (à plat ou en biseau) et la troisième sur le soudage des alliages d'aluminium.

2.1 Généralités propres aux alliages de la série 6000

2.1.1 Introduction

Les alliages de la série 6000 (AlMgSi) font partie comme les alliages de la série 2000 (AlCu) et la série 7000 (AlZnMg) des alliages à durcissement structural ou trempants. Leur durcissement est obtenu par une suite de traitements thermiques : remise en solution solide, trempe puis revenu.

2.1.2 Le durcissement structural

2.1.2.1 Principe de base

Dans les alliages d'aluminium de la série 6000, les principaux éléments d'alliage sont le magnésium et le silicium qui se combinent pour former le composé Mg_2Si , durcissant dans

l'état métastable. Ces alliages sont utilisés à l'état trempé mûri ou trempé revenu, ce qui leur confère de bonnes propriétés mécaniques. Ces alliages ont de très bonnes aptitudes à la transformation à chaud (laminage, filage) et au soudage. Leurs applications sont très variées : secteur automobile, naval et aéronautique [55, 43].

Les principaux éléments d'alliage, notamment dans les 6000, se répartissent en deux types de phases :

- Une matrice en solution solide α de structure CFC contenant essentiellement de l'aluminium.
- Des précipités durcissants dont la morphologie et la distribution spatiale dépendent du traitement thermique subi par l'alliage.

2.1.2.2 Traitements thermiques des alliages de la série 6000

Un traitement thermique usuel subi par les alliages d'aluminium de la série 6000, en particulier le 6056, le 6061 et 6082, est un traitement de durcissement structural. Ce traitement est réalisé après les traitements de réchauffage et de mise en forme (figure 2.1).

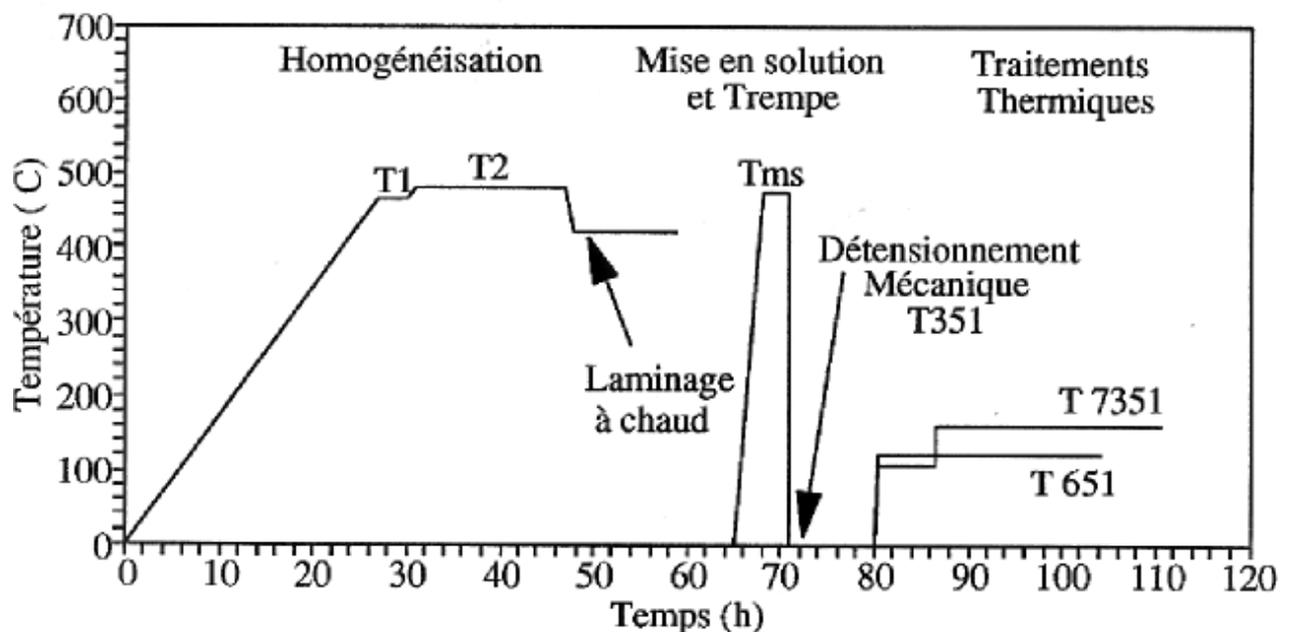


Figure 2.1: Gamme d'élaboration des alliages étudiés [3]

Les étapes d'homogénéisation, de mise en solution et de trempe sont les suivantes [3, 69] :

- Le traitement d'homogénéisation précède le traitement thermique et correspond aux états T1 et T2 du matériau. Il permet de dissoudre les phases métalliques en excès et d'homogénéiser la composition de la solution solide.
- La mise en solution solide est réalisée à température élevée, supérieure à 500°C, pendant environ 50 minutes et permet d'obtenir une solution solide sursaturée après la trempe.
- La trempe suit la mise en solution. Cette étape consiste en un refroidissement brutal et permet de maintenir à température ambiante la solution solide sursaturée obtenue précédemment. Le métal est alors dans un état métastable.

Selon le besoin, peuvent suivre :

- Une traction contrôlée (2% ou 3%) pour des tôles laminées, le matériau est alors dans un état T351 (le "51" de la nomenclature indique la traction contrôlée).
- Une étape de maturation ou de vieillissement naturel consiste à laisser le métal ainsi obtenu à température ambiante. L'état métastable évolue vers une structure plus stable pendant laquelle des précipités peuvent se former. Le matériau est alors dans un état T4 (trempé-mûri).
- Un traitement thermique de type T5 correspond à un refroidissement contrôlé après la mise en forme du matériau. Il ne sera pas envisagé ici.
- Un revenu est l'étape ultime permettant d'améliorer notablement les caractéristiques mécaniques de l'alliage. En effet, pendant cette étape un durcissement important est constaté. Ce durcissement suit une évolution typiquement représentée sur la figure 2.2 avec un état optimal au maximum du pic. Le type de revenu est déterminé par rapport à ce pic de durcissement (T6 : au pic, T64 : en deçà du pic et T7 : au-delà du pic). Les caractéristiques du pic (hauteur, largeur, abscisse) sont essentiellement liées à la température de revenu et à l'état initial.

Séquences de la précipitation

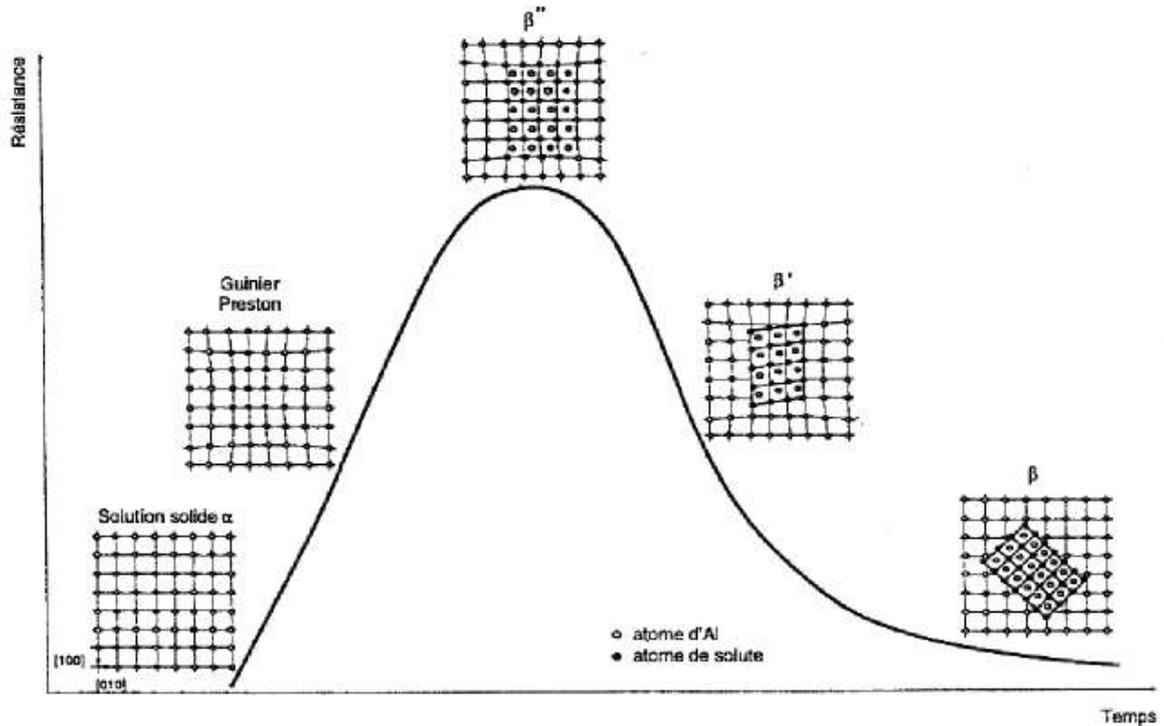


Figure 2.2: Évolution de la résistance avec la morphologie des précipités durcissants en fonction du temps de revenu pour la série 6000 [69].

Dans la présente étude plusieurs traitements thermiques seront étudiés : un traitement de type T751 appelé AR, un sur-revenu juste après le pic de type T78-51 et un état de mise en solution et refroidi lentement à l'air appelé HT.

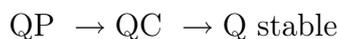
2.1.2.3 Précipitation des alliages de la série 6000

Des éléments chimiques comme le Si, le Mg et le Cu sont ajoutés pour améliorer les caractéristiques mécaniques. Des éléments comme le Zr, Mn et Zn ou Cr sont ajoutés pour contrôler par exemple la recristallisation et la tenue à la corrosion [27, 42]. Le pic de dureté, précédemment décrit, est donc associé à la formation de précipités durcissants combinant les éléments chimiques présents dans l'alliage. Plusieurs séquences de précipitation sont proposées [31, 30]. Voici la séquence générale de la formation des précipités de type β :

Solution solide sursaturée $\alpha \rightarrow$ zones GP ou amas de Mg et Si \rightarrow
 phase métastable $\beta'' \rightarrow$ phase métastable $\beta' \rightarrow$ phase stable $\beta - Mg_2Si$

Cette séquence de précipitation est une fonction décroissante de la cohérence des précipités. En effet, les zones GP (ou amas de Mg et Si) sont cohérentes alors que les précipités β'' (monocliniques $a=1.52$ nm, $b=0.405$ nm, $c=0.67$ nm et $\beta=105^\circ$) sont semi-cohérents et les précipités $\beta - Mg_2Si$ sont incohérents avec la matrice [10].

Certains auteurs [52, 23, 21, 30] identifient une phase quaternaire (Al-Mg-Si-Cu) appelée Q (ou $\lambda-Al_5Cu_2Mg_8Si_7$) dont la composition varie selon la composition de l'alliage. Une séquence de précipitation de cette phase est, proposée par certains de ces auteurs, la suivante :



QC et β' ont des structures très proches (hexagonales resp. $a=0.67$ nm, $c=0.405$ nm et $a=0.705$ nm, $c=0.405$ nm) basées sur des structures mères QP constituées d'amas d'atomes de forme triangulaire sur lesquelles peuvent germer la phase QC. Ces deux structures diffèrent, néanmoins, dans leur composition chimique, par la présence en plus des atomes de Silicium, de Magnésium et de Cuivre. Pendant la phase de refroidissement, il faut noter que la transition de QP vers Q est lente, aussi, tous les précipités grossiers en forme de bâtonnets ne sont pas uniquement des phases de structure Q, mais un mélange avec la phase QC. Après le traitement thermique de mise en solution et pendant le vieillissement, la phase stable Q n'apparaît pas tout de suite, mais respecte le schéma de QP-QC-Q : il est supposé que la croissance des précipités les fait structurellement changer, la température critique de la transition étant une fonction croissante de la taille de précipités. Il y a donc plusieurs séquences de précipitation possibles dans les alliages de la série 6000 et pas seulement celle associée au Mg_2Si .

Les précipités de type β'/β'' font environ 5/20 nm de section en moyenne circulaire et entre 15 nm/200 nm de longueur ce qui leur donne l'apparence d'aiguilles ou de bâtonnets selon le temps du traitement thermique subi. Les précipités de type β ressemblent le plus souvent à des plaquettes de 10 nm sur 100 nm. Les précipités de type Q/QC de forme ovoïde font (d'après [21]) environ 75 nm. Les précipités de type QP, ressemblent le plus souvent à des lattes et ont selon les temps de revenu des tailles différentes. Tous ces précipités sont observables au MET conventionnel.

2.1.3 Précipitation et comportement mécanique des 6000

La faible précipitation dans les alliages d'aluminium de la série 6000 n'influence pas le comportement linéaire élastique du matériau. Cependant, la valeur de la limite d'élasticité dépend de la présence de ces précipités durcissants puisqu'ils constituent des obstacles au mouvement des dislocations.

Dans les alliages de la série 6000, la microstructure et la précipitation influencent directement la contrainte d'écoulement (point à partir duquel les dislocations peuvent se déplacer) et ensuite la capacité d'écrouissage. Selon la nature des obstacles à franchir : la nature de la solution solide qu'est la matrice, les dislocations générées par l'écrouissage, les contraintes résiduelles, les joints de grains et les précipités, les mécanismes seront différents. Par exemple, deux mécanismes de durcissement structural peuvent intervenir dans le cas des précipités [36] :

le franchissement de l'obstacle par cisaillement, qui concerne en général les précipités cohérents ou semi-cohérents avec la matrice et de petite taille et

le contournement de l'obstacle par le mécanisme d'Orowan, qui concerne les précipités incohérents ou de taille élevée.

Le durcissement structural permet d'obtenir une limite d'élasticité élevée ; le survieillissement donne à l'alliage une capacité d'écrouissage satisfaisante pour obtenir un bon niveau de ténacité. Toutefois, la présence de ces précipités, en plus des dispersoïdes au manganèse, introduit des sites potentiels de germinations de cavités en rupture ductile, qui seront retrouvés lors des examens fractographiques des éprouvettes.

2.1.4 Conclusion

La séquence de précipitation dans les alliages d'aluminium est donc surtout liée aux éléments d'alliages et aux traitements thermiques appliqués. Elle se décompose suivant les éléments en présence susceptibles de former des associations (β -Mg₂Si et Q). L'état de précipitation associé influence directement le comportement mécanique du matériau. En effet, les mécanismes de franchissement des obstacles par les dislocations engendrent un écrouissage plus ou moins important selon la nature, le nombre et la taille des obstacles.

2.2 Étude de l'effet d'épaisseur sur la rupture des tôles

2.2.1 Introduction

La rupture ductile des alliages d'aluminium se produit par germination puis croissance et enfin coalescence de cavités. Ce mécanisme est très sensible à l'état de pression hydrostatique dans le matériau, donc à la géométrie de l'éprouvette utilisée. D'une manière générale, plus l'épaisseur des éprouvettes est élevée, plus la contrainte hydrostatique est élevée, ce qui a pour conséquence d'abaisser la ductilité. Dans le chapitre 2 de la partie II, cet effet n'est pas retrouvé sur le métal de base (mais il le sera pour le joint soudé), du fait d'une localisation précoce de la déformation, qui entraîne une rupture en biseau et une instabilité qualifiée de "structurale" en référence à l'effet de structure induit par la géométrie de l'éprouvette couplée à l'anisotropie plastique du matériau. Dans cette section, seules seront considérées les données bibliographiques relatives à l'effet d'épaisseur des éprouvettes (plates) sur la résistance à la fissuration statique et sur les modes de rupture (à plat ou en biseau).

2.2.2 Principaux essais et matériaux étudiés

La ténacité des tôles dépend étroitement de leur épaisseur [16, 62, 67]. En effet, il a été montré que la ténacité augmente tout d'abord avec l'épaisseur des éprouvettes et diminue ensuite, dès qu'une valeur critique d'épaisseur est atteinte [16, 67].

Plusieurs auteurs ont étudié l'effet d'épaisseur des éprouvettes sur la ténacité et le mode de rupture. Zinkham [81] (figure 2.3-a) a étudié l'effet d'épaisseur (1.6, 4.7 et 7.9 mm) sur la ténacité d'un alliage 7075-T6 et a montré une augmentation globale de la ténacité avec l'augmentation de l'épaisseur, la normale à la surface de rupture étant toujours inclinée par rapport à la direction de sollicitation.

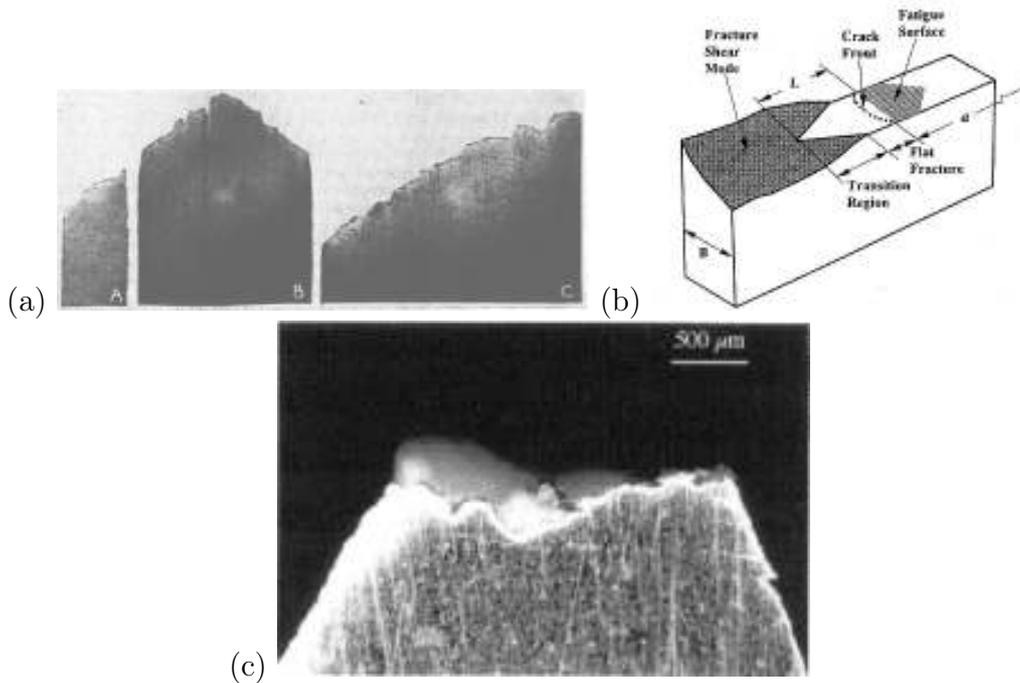
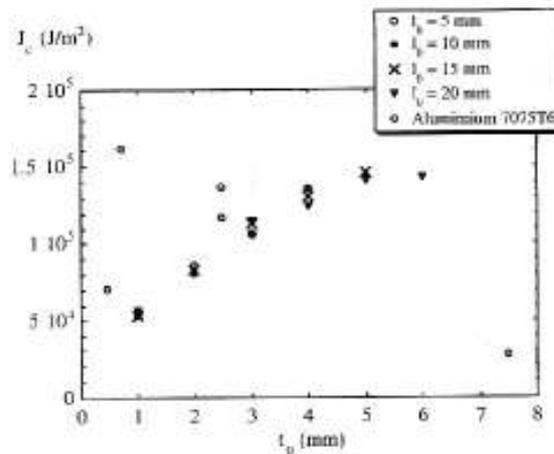


Figure 2.3: Profils de rupture obtenus par (a) Zinkham [81] (1.6, 4.7 et 7.9 mm), (b) Mahmoud [51], (c) Pardoen [62]. La direction de sollicitation est verticale.

D'autres auteurs comme Kambour, Mahmoud (figure 2.3-b) et Taira [46, 51, 73] ont également montré une rupture inclinée avec des lèvres de cisaillement pour différents types d'essais tels que les essais Double Cantilever, CT, CCT et DENT, avec des valeurs d'épaisseur s'étendant de 0.25 à 33 millimètres sur l'ensemble de ces auteurs et sur divers matériaux comme des alliages d'aluminium tels que du 7075-T6, du 6061-T6 et du 2024-T351, des aciers tels que Fe-3%Si, 0.04%C, Cr-Mo-V, X70, En25 et d'autres matériaux tels que du cuivre laminé à froid, des alliages de titane et du polycarbonate. Par contre, et la différence est essentiellement là, des surfaces de rupture plates ont été mises en évidence sur du 6082-T0 (1 à 6 millimètres) et d'autres matériaux montrant un écrouissage élevé [62] (figure 2.3-c).

Toutes les études mentionnées ci-dessus ont permis de montrer la présence d'une valeur critique de l'épaisseur dans l'évolution de la ténacité en fonction de l'épaisseur (figure 2.4 : (a) $e_c = 5$ mm et (b) $e_c = 2.5$ mm). Certains des auteurs cités se sont concentrés sur la partie croissante [62, 81] (figure 2.4-a) et d'autres sur la partie décroissante de la courbe [16, 73, 49, 39] (figure 2.4-b). Sur cette courbe, l'amorçage semble indépendant de l'épaisseur, ce qui conduit naturellement à étudier la propagation. La figure 2.4-a,

montre les résultats obtenus par T. Pardoen sur des éprouvettes de type DEN (double edge notched) sur le 6082-T0 et les compare à ceux obtenus sur le 7075-T6. Pour le matériau 7075-T6, il y a un maximum de la ténacité, pour une épaisseur t_0 , proche de 1.5 mm puis les valeurs décroissent jusqu'à 7.5 mm contrairement au 6082-T0 qui semble avoir un maximum vers 5 mm. Plusieurs paramètres semblent influencer la ténacité. Ceux qui seront plus particulièrement étudiés ici sont : l'effet de la capacité d'érouissage et l'effet de l'épaisseur.



(a)

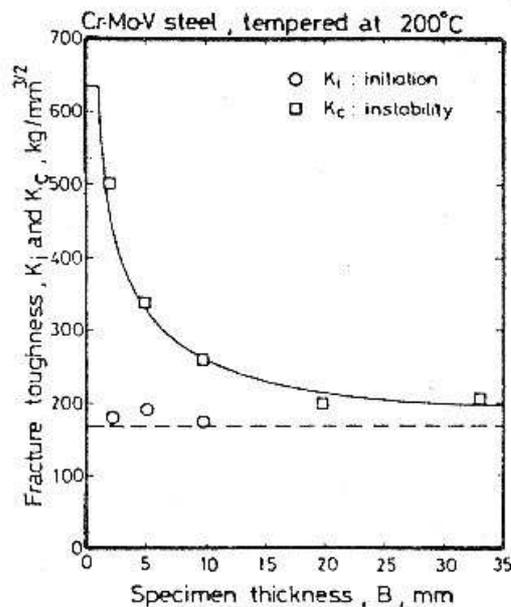


Fig. 15.

(b)

Figure 2.4: Courbes de ténacité en fonction de l'épaisseur, obtenues par (a) Pardoen [62], (b) Taira [73]

2.2.3 Conclusion

L'objectif de la présente étude de l'épaisseur est d'explorer systématiquement, pour un même alliage, le lien entre énergie à rupture, mode de rupture macroscopique, loi de comportement (notamment l'écroutissement, qui influence fortement à la fois la croissance des cavités et les phénomènes de localisation) et mécanismes microscopiques de rupture, pour différentes géométries d'éprouvettes prélevées dans une même tôle de 6 mm d'épaisseur.

2.3 Le soudage des alliages d'aluminium

Le soudage des alliages d'aluminium induit des changements microstructuraux liés aux cycles thermiques caractérisés par un passage de l'état solide à l'état liquide et inversement, au refroidissement et aux traitements thermiques qui peuvent être réalisés ensuite. L'amplitude et la durée de ce trajet thermique sont fonction de la distance à la source de chaleur et des conséquences sur le comportement en découlent.

2.3.1 Transformations métallurgiques liées au soudage

Le soudage est réalisé, avant ou après traitement thermique, en fondant localement les parties à joindre. D'importantes amplitudes de cycles thermiques sont donc mises en jeu. De ce fait, la zone touchée par la chaleur s'étend de part et d'autre de la source de chaleur sur une plus ou moins grande distance selon la puissance de la source de chaleur. Le matériau subit dans cette zone des changements microstructuraux qui peuvent affecter les propriétés mécaniques. En effet, l'état de précipitation brut de soudage dans les alliages d'aluminium de la série 6000 se décompose en plusieurs zones (du centre de la soudure vers le métal de base) :

La zone fondue (ZF) est la zone où, comme son nom l'indique, le matériau passe par l'état liquide lors de l'opération de soudage. En dehors de la ZF, au-delà des lignes de fusion, le matériau est resté à l'état solide ou semi-solide. La composition de la ZF peut être différente de celle du métal de base selon le choix d'un éventuel métal d'apport (MA). Par exemple, un 4047 réduit la sensibilité au retrait et à la fissuration à chaud [4]. Sur la figure 2.6-a, est reportée la microstructure schématique type d'un réseau de dendrites. Généralement dans les espaces interdendritiques, il y a des précipités eutectiques. Par ailleurs, la vitesse de soudage influence la macrostructure de la ZF, qui se décompose en une zone basaltique où les dendrites ont une croissance en colonne et une zone où les grains sont équiaxes comme le montre la figure 2.5. Dans le cas présent, la structure est proche de celle représentée par la figure 2.6-b.

La zone affectée thermiquement (ZAT), lors du soudage, peut enregistrer des températures élevées qui restent toutefois en dessous de la température de fusion. Cela



Figure 2.5: Influence de la vitesse sur la macrostructure de la ZF sous une puissance de laser continue de 3.6 kW [64]. (a) 2 m/min., (b) 6 m/min. et (c) 10 m/min.

entraîne des modifications métallurgiques à l'état solide. Pour les alliages à durcissement structural, cette zone peut se décomposer progressivement en trois zones. Dans la première, la température est telle que la dissolution est totale. Dans la deuxième zone, les précipités de type β'' et/ou QP se transforment progressivement en respectivement β' et/ou QC. Dans la troisième enfin, les précipités de type β'' , qui ont subi l'équivalent d'un revenu ont simplement grossi. Cette séquence de précipitation a largement été étudiée et des modèles de dissolution sont proposés dans [54, 25, 79, 58].

Le métal de base (MB) : cette partie de la structure soudée est suffisamment loin de la source de chaleur pour qu'il n'y ait pas eu de transformation métallurgique significative lors de l'opération de soudage.

La figure 2.6 montre cette évolution de la précipitation du centre de la soudure jusqu'au métal de base. Shaw [71] montre, dans son cas, la présence de 4 ZAT dans les alliages de la série 2000 comme l'indique le schéma de la figure 2.6-b.

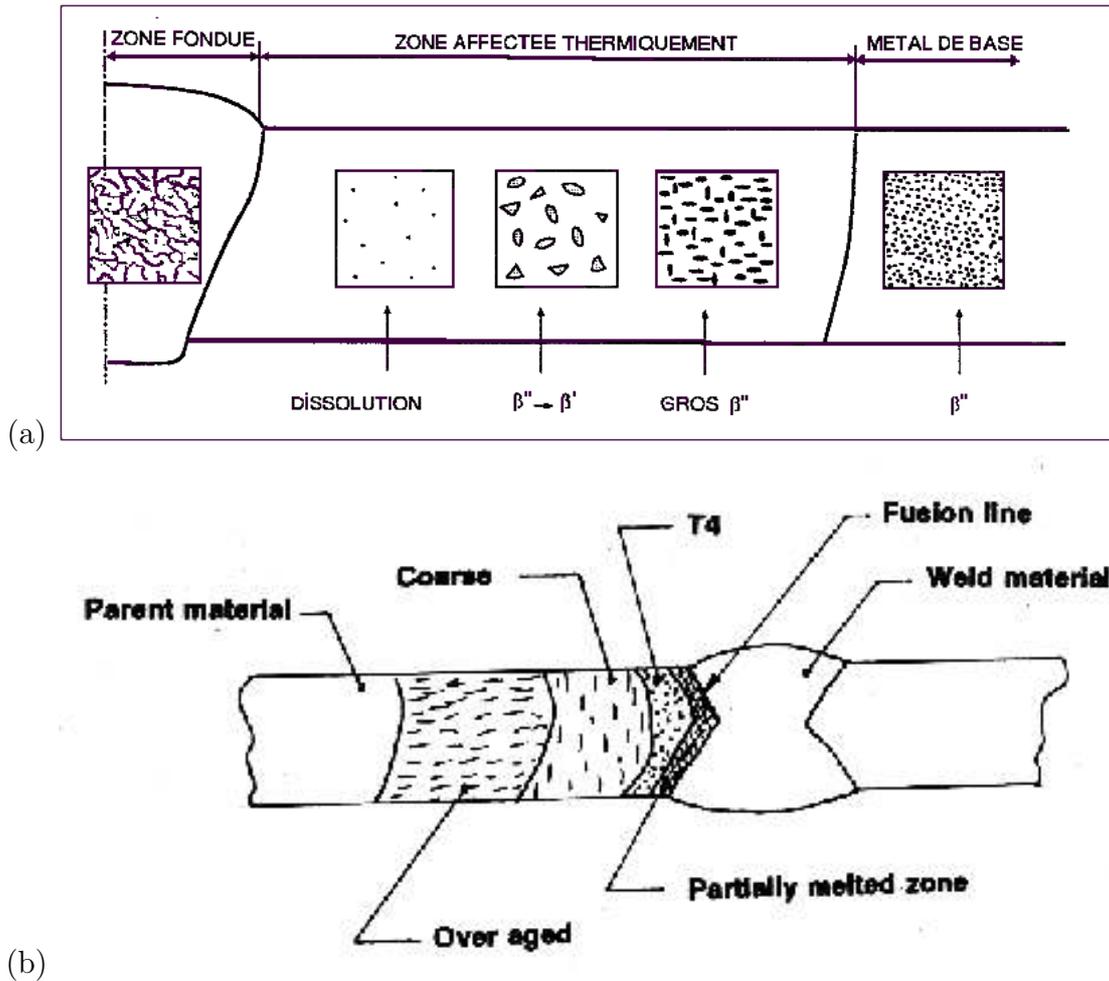


Figure 2.6: Évolution des zones de soudage (a) dans les alliages d'aluminium 6000 [69] complétée par le schéma des dendrites en ZF et (b) dans les alliages 2000 [71].

2.3.2 Paramètres influençant les propriétés de la soudure

En plus des effets de la vitesse de soudage (figure 2.5), selon la puissance utilisée, le faisceau laser produit un capillaire de vapeur (keyhole) par lequel il pénètre dans le matériau à la profondeur souhaitée grâce à de multiples réflexions. L'évaporation du Magnésium dans le soudage laser à haute intensité influence fortement la formation et la stabilité de ce keyhole. En effet, une faible teneur en Mg, avec sa faible pression de vapeur, fournit une pénétration plus profonde [64]. La formation et la stabilité du keyhole influencent directement la qualité de la soudure en terme de présence de défauts et de géométrie du cordon de soudure [47, 45]. De même, l'utilisation d'un métal d'apport (MA) préalablement sélectionné [4, 17] et la réalisation d'un traitement thermique post-

soudage ont une influence sur les propriétés mécaniques, la microstructure dendritique et les précipités eutectiques interdendritiques [47, 63]. Par exemple, pour un 6061, un MA de type 4047 est préférable et produit l'eutectique Al-Si dans le réseau interdendritique. De plus, une soudure plus épaisse réalisée avec un MA et un traitement thermique post-soudage et qui a une ZAT plus douce et étroite a une meilleure résistance qu'une soudure fine avec une large ZAT [45]. Dans le cas présent, la soudure est réalisée avec un MA de type 4047 et un post-traitement de sur-revenu de type T78-51 est réalisé une fois l'opération de soudage effectuée (voir sous-section 2.1.2.2). Le gradient thermique subi par la pièce pendant le soudage, ajoute aux changements métallurgiques et microstructuraux, des contraintes et des déformations résiduelles, des dilatations et des contractions qui ne seront pas étudiés ici.

2.3.3 Les conséquences mécaniques du soudage

Dans la plupart des articles, les soudures étudiées sont effectuées bout à bout car elles sont plus simples à étudier (un récapitulatif des caractéristiques mécaniques des principaux articles est donné dans le tableau 2.1). Des filiations sont réalisées et des effets d'"undermatching", de "matching" et d'"overmatching" peuvent être observés. Un undermatching correspond à une ZF plus faible en dureté que le métal de base, un matching correspond à une ZF de dureté équivalente au MB et un overmatching correspond à une ZF plus dure que le MB. Le plus souvent c'est le matching [35, 71] et encore plus l'undermatching qui sont observés dans le soudage des alliages de la série 6000 [17, 22, 44, 47, 48, 56, 57, 63]. La figure 2.7 montre une filiation de dureté donnée par Missouri [56] pour un 6082-T6 soudé à l'arc avec un AS5 comme MA, proche de celle de l'étude présente, sur laquelle se distinguent 3 zones dites "molles" : la ZF au centre et de part et d'autre une ZAT secondaire de dureté équivalente.

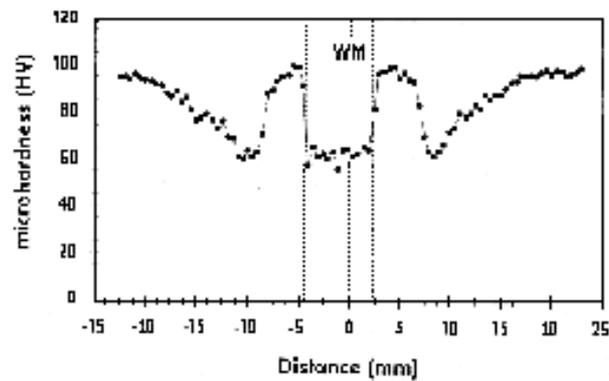


Figure 2.7: Évolution de la dureté en fonction de la distance à la source d'énergie [56].

Plusieurs auteurs se sont concentrés sur les caractéristiques mécaniques et la ténacité des joints soudés en alliages d'aluminium. Certains comme Braun [17], Çam [22], Periasamy [63], Hirose [44], Scott [70], Missori [56] et Feng [35] donnent des valeurs de $R_{p0.2}$, de R_m et d'allongement (El%) en comparaison avec le MB. Les valeurs des matériaux les plus proches de celui de l'étude présente sont reportées dans le tableau 2.1.

Ces résultats, notamment ceux de Periasamy [63], montrent qu'un traitement thermique augmente les caractéristiques mécaniques mais diminue l'allongement et la ténacité. Cette diminution semble imputable au durcissement de la matrice. La contrainte à rupture sera plus rapidement atteinte au niveau du réseau d'eutectique. Il est donc nécessaire de trouver un optimum.

Scott [70] montre que les propriétés du 6082 soudé avec du 4043 (AS5) sont inférieures à celle du MB bien que la ductilité ne soit que faiblement réduite. Un post-traitement donne alors une amélioration des propriétés. Quant à McCarthy [53], il donne des valeurs de ténacité K_{IC} entre 40 et 100 $\text{MPa}\sqrt{m}$ en fonction de la porosité. La figure 2.8 représente les résultats obtenus par Baur [11]. Elle donne les courbes de l'intégrale J en fonction de l'avancée de fissure pour un 6082-T6 soudé à l'arc. Baur met en avant l'effet de la dureté sur la ténacité, puisqu'une soudure undermatch a une ténacité comprise entre celle d'une soudure match (au dessus) et overmatch (en dessous).

La figure 2.9 montre les surfaces types d'une rupture en ZF obtenues par Shaw [71] sur un alliage d'aluminium 2024-T351 soudé à l'arc. La figure 2.9-a montre la présence de pores et de cupules. Par contre, la figure 2.9-b révèle, à une échelle différente, en majorité une rupture faisant apparaître des facettes associées, par Shaw, à du clivage

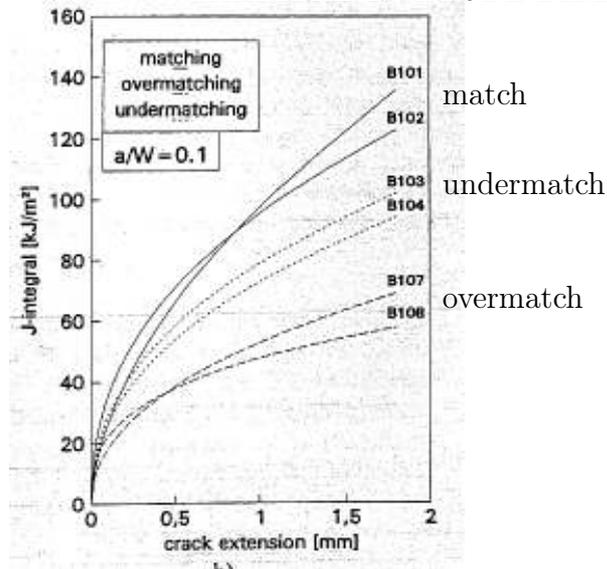


Figure 2.8: Courbes de l'intégrale J obtenues par Baur [11].

du réseau interdendritique. L'aspect fragile de la rupture du joint soudé de l'étude sera décrit dans le chapitre 4 de la partie III et pourra être associé à ce résultat. Periasamy [63] montre, de la même manière, une rupture par clivage prédominante avec la présence de quelques cupules en ZF. Missori [56] montre les surfaces de rupture en fatigue flexion sur les éprouvettes soudées pour lesquelles la rupture se produit essentiellement en ZF. Braun [17], quant à lui, met en avant la présence des pores ou soufflures sur les surfaces de rupture.

La moindre ductilité des joints soudés est donc attribuée généralement à la séquence de défauts et/ou de phases fragiles en ZF. Il ne faut cependant pas négliger le fait qu'un joint soudé est un assemblage de matériaux aux propriétés très différentes, en particulier dans ces alliages à durcissement structural : limites d'élasticité et écrouissages différents (du fait de l'hétérogénéité de l'état de précipitation), voire de l'anisotropie plastique (tôle laminée d'un côté, structure de solidification de l'autre). Ces hétérogénéités engendrent, au cours des essais, un état de contraintes triaxial, y compris dans les éprouvettes de traction lisses, qualifié ici encore d'effet de structure. A ces modifications métallurgiques sont associées des champs de contrainte et de déformation résiduelles qui modifient encore la réponse mécanique du joint soudé. Dans le cas des alliages présents, il sera considéré que les contraintes résiduelles seront détensionnées au cours du traitement thermique post-soudage (revenu faisant passer de l'état T4 à l'état T78). Les déformations résiduelles qui influencent notablement l'évolution de la précipitation lors du revenu des alliages de la

série 6000 seront implicitement prises en compte dans la loi de comportement de chacun des matériaux constitutifs du joint soudé.

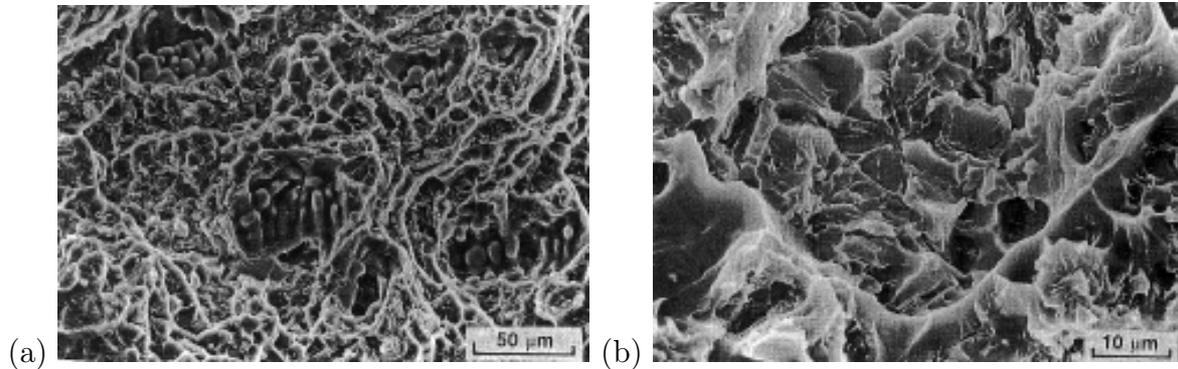


Figure 2.9: Surface de rupture obtenues par Shaw [56].

2.3.4 Modélisation de structures soudées

Très peu d'articles portent sur la modélisation numérique du comportement mécanique des soudures en alliage d'aluminium de la série 6000. Les seuls répertoriés ici sont de Hval [45], Andrieux [5] et de Nègre [60]. Ces trois articles prennent comme modèle, le modèle de Gurson modifié par Tvergaard et Needleman (dit GTN, [77]) du fait de la présence, comme exposé précédemment, d'une rupture de type ductile sur les surfaces de rupture. Le modèle GTN couplant le comportement et l'endommagement est utilisé pour décrire le comportement du métal de base ; il est brièvement exposé dans le chapitre 5 de la partie II. Hval [45] utilise ce modèle sur un 6005 et 6082 soudé à l'arc. Selon lui, la méthode est bonne pour la prédiction de la déformation et de la rupture ; les propriétés mécaniques des différentes zones sont obtenues par simulation thermique sur une machine Gleeble 2000, ce qui implique d'avoir une bonne similitude entre les matériaux obtenus. Les conditions de coalescence sont différentes selon les zones observées et il y a une influence de la géométrie et des conditions de chargement. Andrieux [5], a prélevé, dans une soudure en aluminium 6082-T6 avec du MA AS5 soudé à l'arc, des éprouvettes dans chaque zone pour déterminer les caractéristiques mécaniques en vue de l'identification des paramètres du modèle GTN. Nègre [60], quant à elle, propage des fissures sur des éprouvettes de type CT d'épaisseur 4.2 mm en plaçant les entailles selon les différentes zones d'une soudure en 6XXX soudée par Laser en utilisant le modèle GTN.

Dans la présente étude, du fait de la rupture brutale du joint soudé avec absence d'adoucissement macroscopique sur les courbes de traction et avec une participation significative d'autres mécanismes de rupture que le développement de cavités, le modèle couplé de GTN ne sera pas utilisé ici. Le choix s'est porté sur un critère de rupture en post-traitement. Les différents paramètres seront identifiés à partir des essais sur le joint soudé complet.

2.3.5 Conclusion

Dans cette section, les principaux points pouvant influencer le comportement mécanique et les caractéristiques d'une soudure présentés dans la bibliographie ont été abordés :

- Les transformations métallurgiques liées au soudage : la macrostructure et ses différentes zones (ZF, ZAT, MB) la microstructure (dendritique ou de précipitation)
- Les différents paramètres liés à l'élaboration de la soudure, influencent les propriétés mécaniques : la vitesse de soudage, la composition du matériau, le choix d'un métal d'apport et la dureté associée au traitement thermique
- Les conséquences mécaniques du soudage telles que : la dureté (le plus souvent undermatch), les principales caractéristiques mécaniques comme le $R_{p0.2}$, le R_m et l'allongement à rupture et enfin la ténacité
- Les conséquences d'un traitement thermique et les surfaces de ruptures
- Les modèles numériques

	Matériaux et procédé	Zones	$R_{p0.2}$ (MPa)	R_m (MPa)	$El_f\%$
Braun [17]	6013-T6 YAG	MB	374	406	12.8
	AS12 1.6 mm	JS	243	316	1.3
	Idem + AS5	JS	201	244	0.7
	FSW	JS	235	295-331	1.2-3.3
Çam [22]	6061-T6 FE	MB	281	319	15.6
	5 mm	JS	182	255	3.0
Periasamy [63]	6061 ARC AS5 6 mm	MB	281	319	15.6
		JS-AW	95	163	13
		JS-T4	120	210	8
		JS-T6	145	235	5
Hirose [44]	6061-T6 LASER CO ₂ 1 mm	MB	300	-	-
		JS-AW	240	-	-
		JS-AA	290	-	-
Nègre [60]	6XXX-T6 LASER CO ₂ 0.5 mm	MB	300	325	10
		ZAT	210-300	275-325	10
		ZF	200	225	1.5
Scott [70]	6082 ARC AS5 13 mm	MB	280	300	10
		JS-AW	128	220	6
		JS-AA	210	248	5
		JS-ST-AA	270	292	3/10
Missori [56]	6082-T6 ARC AS5 10 mm	MB	276	-	8.9
		JS-AW	154-180	-	5.5-7.0
Feng [35]	6082 ARC AS5 12 mm	MB	314	337	12.4
		JS-4j	161	222	4.5
		JS-15j	165	222	3.9
		JS-30j	166	218	5.0
		JS-150°C/8h	236	239	3.3
		JS-175°C/8h	240	245	4.2

Tableau 2.1: Caractéristiques mécaniques répertoriées. JS : joint soudé complet, ST : sens \mathcal{T} (travers joint), ZF et ZAT : micro-éprouvettes prélevées dans chaque zone, MB : métal de base, AW : à l'état soudé, AA : sur-revenu et j. : nombre de jours de maturation.

2.4 Conclusion

Ce chapitre constitue une synthèse bibliographique centrée sur les alliages d'aluminium de la série 6000. Les mécanismes et séquences de précipitation vus dans la première section permettent de mieux comprendre ce qui peut se passer tant dans le MB que dans une soudure, qui plus est, lorsque celle ci subit un traitement thermique. Ces observations seront très utiles pour la partie suivante puisque deux traitements thermiques permettront d'étudier l'influence de l'érouissage sur les modes de rupture.

Par ailleurs les caractéristiques mécaniques des soudures, généralement observées dans la bibliographie et présentées ici, seront, une fois de plus, confirmées dans la suite de l'étude avec une soudure undermatch et des caractéristiques mécaniques plus faibles que celles du MB. Par contre, contrairement à ce qui est présenté dans la bibliographie, c'est un modèle élastoplastique sans endommagement avec un critère de rupture qui sera utilisé ici. En effet, les observations métallurgiques et les résultats des essais mécaniques permettent de faire ce choix.

Partie II

Mécanismes de rupture des tôles d'aluminium 6056

Chapitre 1

Présentation du matériau

1.1 Introduction

Ce chapitre est consacré à la caractérisation de la microstructure de l'AA6056 à l'état laminé développé par la société Pechiney [29] pour deux traitements thermiques : AR qui correspond à l'état à réception et HT qui correspond à un traitement thermique, appliqué à partir de l'état AR, mis au point pour étudier l'influence de l'écroutissage sur les modes de rupture. Le matériau se présente sous forme de tôles laminées dont les directions principales sont appelées dans la suite, \mathcal{L} le sens de laminage, \mathcal{T} le sens perpendiculaire à la direction de laminage et \mathcal{S} le sens travers court (i.e. : l'épaisseur). Les différentes échelles d'observation sont obtenues par microscopie optique (MO), microscopie électronique à balayage (MEB) et par microscopie électronique en transmission (MET).

1.2 Les états AR et HT de l'AA6056

1.2.1 AR : gamme de fabrication

Les différentes étapes de fabrication des matériaux laminés ont été décrites dans différents ouvrages [10, 78, 3, 27, 24, 28] et expliquées dans le chapitre 2 de la partie I. Dans le cas présent, le matériau est coulé en lingot puis laminé. Le traitement thermique permet de modifier ses caractéristiques mécaniques (dureté, ductilité) tout en maintenant une ténacité satisfaisante, en agissant sur la microstructure : la taille de grain, la taille et la composition des précipités. La gamme générale de fabrication du matériau est la suivante :

- Coulée verticale semi-continue en plateaux (épaisseur environ 300 mm)

- Réchauffage avant laminage (autour de 500°C), homogénéisation
- Laminage à chaud jusqu'à 6 mm
- Mise en solution $T > 500^\circ\text{C}$
- Trempe à l'eau
- Traction contrôlée
- Laminage à froid pour obtenir des épaisseurs inférieures à 6 mm
- Revenu T7 de durcissement structural et de désensibilisation à la corrosion inter-cristalline.

Le matériau AR correspond à un traitement du type mise en solution-trempe-revenu (T751) légèrement différent du matériau T78 présenté dans la partie III (le détail du traitement thermique n'est pas communiqué). Le matériau possède une très bonne résistance à la corrosion et n'a donc pas besoin de placage.

1.2.2 HT : fabrication et mise au point du traitement thermique

Au cours de cette étude, plusieurs traitements thermiques ont été examinés à partir du matériau AR.

Le but est de comprendre pourquoi dans certains cas, et comme la bibliographie le montre (section 2.2 de la partie I), la rupture est le plus souvent en biseau et dans d'autres cas la rupture est à plat. Le matériau AR présente, le plus souvent, une rupture en biseau. Cependant, T. Pardoën [62] obtient sur un matériau de type 6082 avec un traitement thermique de type T0 (recuit), une rupture le plus souvent à plat.

Il semble donc possible d'obtenir les deux modes de rupture (à plat et en biseau) sur les alliages d'aluminium : en biseau pour les alliages durcis par précipitation et à plat pour les alliages très doux présentant une bonne capacité d'érouissage (6082 traité T0). Un traitement thermique permettant de passer d'un type à l'autre, sur un même alliage, ici le 6056, a été défini. En partant de l'état AR, l'objectif est donc de garder les phases potentiellement endommageantes (ici les phases au fer, voire les dispersoïdes et précipités solubles de taille similaire) constantes, tout en modifiant la loi de comportement du matériau afin d'obtenir une transition de la rupture en biseau vers la rupture à plat :

- pour (au moins) certaines géométries d'éprouvettes, entre le matériau AR et le matériau traité.

- pour le matériau traité : entre les géométries sévèrement entaillées et les autres (effet du taux de triaxialité des contraintes) en fonction de l'épaisseur de l'éprouvette.

Pour ce faire, une géométrie "moyennement entaillée" (EU05, épaisseur 6 mm, plan en Annexe) a été choisi. Par ailleurs cette géométrie est proche de celle utilisée par T. Pardoën [62] et pour le traitement thermique AR, le mode de rupture est en biseau. Divers traitements thermiques ont été testés, en évitant la simple mise en solution/trempe qui aurait entraîné des complications expérimentales liées aux phénomènes de mûrissement (formation de zones GP) lors du stockage, même bref, des éprouvettes traitées avant les essais mécaniques. Le traitement a été considéré comme valide dès l'obtention d'une rupture à plat.

Le matériau AR a, tout d'abord, été sur-revenu pendant 20h à 250°C de façon à réduire la dureté. Ce traitement a ramené la dureté de 115 à 75 HV₁₀. Néanmoins, l'essai de traction (à 20°C) a montré une surface de rupture en biseau. Il en va de même pour le traitement thermique du type T4 dont la dureté est de 100 HV₁₀ (mise en solution, trempe et vieillissement naturel) qui a également montré une rupture en biseau. Les trois traitements thermiques décrits (AR, sur-revenu 20h et T4), ont des valeurs de dureté assez élevées par rapport à celle de la solution solide homogène.

Un traitement de type recuit semblerait donc judicieux. Les conditions choisies sont : 30 minutes à 550°C refroidi à l'air. Les éprouvettes sont préalablement usinées et enfournées à four chaud. Les éprouvettes restent 30 minutes dans le four puis elles sont retirées pour être posées sur la table et refroidies sous air calme. L'essai mécanique sur l'éprouvette de traction EU05 de 6 mm d'épaisseur a montré une surface de rupture plate. Ces conditions sont donc validées indépendamment de l'état de précipitation, puisque l'objectif était d'avoir une rupture à plat. Cela étant rempli, le traitement thermique est appliqué sur toutes les épaisseurs et l'analyse de la précipitation est détaillée plus loin dans ce chapitre.

Afin de connaître l'histoire thermique de ces éprouvettes et de justifier le mode de refroidissement différent appliqué aux éprouvettes d'épaisseur 1.4 mm, une série de traitements thermiques a été menée en instrumentant les éprouvettes à l'aide de thermocouples chromel-alumel (diamètre des fils 250 μm), soudés par point sur la surface supérieure de l'éprouvette. Pour l'éprouvette de 1.4 mm, il a fallu trouver un compromis entre la tenue du thermocouple et la géométrie du sandwich. Une perforation de la plaque

supérieure a permis de faire passer les fils du thermocouple et un ciment a consolidé l'ensemble. Les courbes d'évolution de la température, obtenues par cette méthode sont très reproductibles. Elles sont données sur la figure 1.1 qui représente la température mesurée pour les épaisseurs 1.4 (doublée), 3.2 et 6.0 mm refroidies à l'air et l'épaisseur de 1.4 mm refroidie en sandwich. Elles montrent que la température de 550°C est effectivement atteinte en 20 minutes et est maintenue pendant 10 minutes. D'après les travaux de Myrh et Grong [58], le temps nécessaire pour dissoudre toutes les phases durcissantes est de quelques secondes. Les 10 minutes de maintien sont alors largement suffisantes à cette température. Le tableau 1.1 récapitule les conditions et les duretés des courbes de la figure 1.1, la légende du graphique donne également les vitesses de refroidissement (pente de la droite qui commence à partir de la 30^{ième} minute).

Une fois refroidies, les éprouvettes de 1.4 mm d'épaisseur ont une dureté de 60 HV₁₀ contre environ 50 HV₁₀ pour les autres épaisseurs. Or une trempe (lente) à l'air sur une éprouvette de 1.4 mm d'épaisseur revient à une refroidissement plus rapide que sur une éprouvette de 6 mm ou même de 3.2 mm comme le montre la courbe 1.1. Pour les épaisseurs 3.2 et 6.0 mm, la séquence de formation des précipités (β et/ou Q) a, sans doute, le temps de se produire jusqu'au bout puisque la vitesse de refroidissement est suffisamment lente. La solution pour remédier à la dureté trop élevée de l'épaisseur de 1.4 mm est donc de mettre les éprouvettes de cette épaisseur en sandwich entre deux autres plaques de 6056 de 1.4 mm d'épaisseur. Ceci revient à traiter une épaisseur de 4.2 mm. La dureté revient alors à des valeurs comparables à celle des éprouvettes des autres épaisseurs. La dureté est donc tolérante à une gamme de refroidissement de 114 à 175°C/min, ce qui permet de garder la procédure de refroidissement à l'air calme relativement simple.

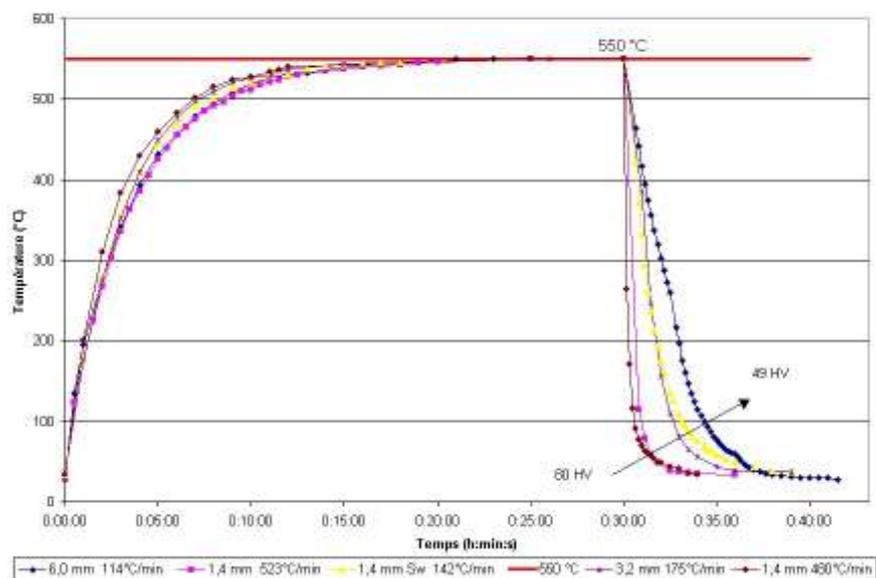


Figure 1.1: Évolution de la température de l'échantillon (mesurée par thermocouple) pendant le traitement de recuit.

Épaisseur (mm)	Conditions	Vitesse de refroidissement (°C/min.)	Dureté (HV ₁₀)
6.0	Air	114	49
3.2	Air	175	52
1.4	Sandwich	142	52
1.4	Air	480	60
1.4	Air	523	75

Tableau 1.1: Récapitulatif des épaisseurs et conditions

Le constat est simple : plus l'épaisseur augmente, plus les vitesses de refroidissement diminuent, passant d'en moyenne 500°C/min pour 1.4 mm refroidi à l'air directement, à 175°C/min pour 3.2 mm et 142°C/min pour 1.4 mm en sandwich et à 114°C/min pour 6.0 mm d'épaisseur. Dans le même temps, plus les vitesses de refroidissement diminuent, plus la dureté diminue, passant de 75HV₁₀ pour 1.4 mm, à 52HV₁₀ pour 3.2 mm et 1.4 mm en sandwich, à 49HV₁₀ pour 6.0 mm d'épaisseur. Les courbes montrent que l'épaisseur

de 1.4 mm refroidie en sandwich est équivalente en termes de refroidissement et dureté à l'épaisseur de 3.2 mm. Ces résultats seront confirmés par les essais mécaniques.

Pour conclure sur ce premier point, les deux traitements thermiques du matériau 6056 laminé ont donc été explicités. Le traitement AR correspond à un T751 et le traitement HT à un traitement, réalisé à partir du AR, de 30 minutes à 550°C puis refroidi à l'air sauf pour l'épaisseur de 1.4 mm qui est refroidie en sandwich.

1.3 Analyse chimique de l'AA6056

La composition nominale du 6056 est détaillée dans le tableau 1.2.

	Al	Si	Mg	Cu	Mn	Fe	Zn	Zr
AA6056 (% masse)	base	0.7-1.3	0.6-1.2	0.5-1.1	0.4-1.0	<0.5	0.1-0.7	0.07-0.20

Tableau 1.2: Composition nominale du AA6056 [29]

Afin de connaître plus précisément la composition du matériau, une micro-analyse X à la sonde de Castaing a été réalisée. La micro-analyse X permet de faire une analyse chimique qualitative et quantitative d'un matériau et met en œuvre la spectrométrie des rayons X en dispersion d'énergie et en sélection de longueur d'onde. L'échantillon est bombardé par un faisceau d'électrons et ré-émet des rayons X de longueur d'onde propre à chacun des éléments chimiques constitutifs du matériau. Ces rayons X sont alors sélectionnés par un cristal monochromateur. Si le positionnement du cristal analyseur est tel que le rayonnement X émis par l'échantillon vérifie la loi de Bragg,

$$2d\sin\theta = n\lambda$$

alors il est réfléchi sur un compteur puis dirigé sur la fenêtre d'entrée du détecteur et son intensité est mesurée dans la chaîne de comptage. Des profils quantitatifs et des cartographies qualitatives de la composition sont alors obtenus grâce à l'utilisation de témoins (à l'exclusion des éléments tels que le C,N,O) [68].

Le tableau 1.3 présente une composition moyenne du matériau après une micro-analyse X (moyenne de 10 zones de 50µm par 50µm d'analyse). Le résultat obtenu entre bien

dans les spécifications du matériau 6056 à l'exception du Zirconium sur lequel l'erreur de mesure est forte (voir tableau 1.2).

	Al	Si	Mg	Cu	Mn	Fe	Zn	Zr
AA6056 (% masse)	base	0.76	0.82	0.66	0.46	0.03	0.20	0.01

Tableau 1.3: Composition moyenne obtenue par micro-analyse X

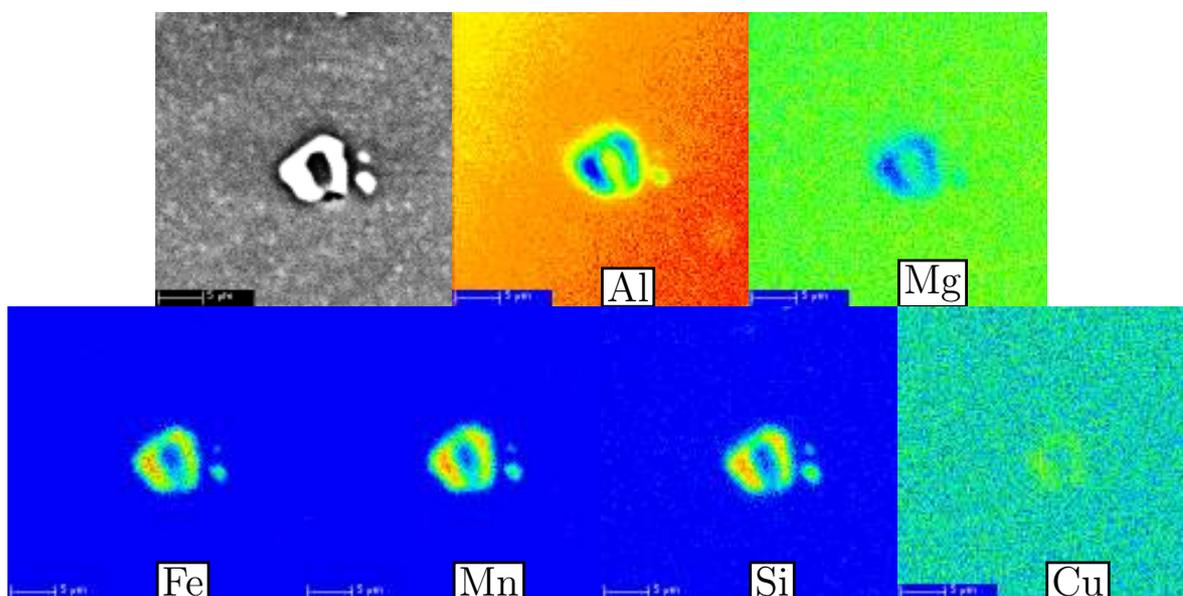


Figure 1.2: Cartographies qualitatives obtenues par analyse X pour les principaux éléments de l'alliage (plus la couleur claire plus l'élément indiqué est présent).

Les phases grossières ont été caractérisées par la cartographie X des différents éléments (Fe, Mn et Si) observables dans ces phases. Ces précipités sont du type $\text{Al}(\text{Fe},\text{Mn})\text{Si}$ et sont décrits dans [29].

1.4 Suivi du vieillissement par des essais de dureté

1.4.1 Dureté sur AR et sur HT

Le traitement thermique permet de modifier la dureté du matériau. La dureté caractérise la résistance à la déformation et permet une classification des matériaux ainsi qu'une

estimation de la limite d'élasticité, pour situer notamment les propriétés des états AR et HT par rapport à l'ensemble du traitement thermique classiquement subi par le 6056. L'essai de dureté est réalisé par indentation d'un pénétrateur Vickers avec une charge de 10 kg. La dureté est mesurée pour les traitements thermiques AR et HT dans les plans $\mathcal{T} - \mathcal{S}$, $\mathcal{L} - \mathcal{T}$ et $\mathcal{L} - \mathcal{S}$. Dans le tableau 1.4, il y a cinq points de mesure par valeur obtenue dans chaque plan de prélèvement de la tôle. La dispersion des mesures est de ± 5 HV₁₀. Les valeurs reportées dans le tableau 1.4 correspondent à la moyenne des valeurs mesurées.

Plan	$\mathcal{T} - \mathcal{S}$	$\mathcal{L} - \mathcal{T}$	$\mathcal{L} - \mathcal{S}$
Dureté moyenne (HV ₁₀)	113	116	116

Tableau 1.4: Dureté moyenne des différents plans de la tôle de 6 mm AR

La dureté est isotrope puisqu'elle est identique dans les trois plans de mesure et une filiation a montré l'homogénéité de la dureté dans l'épaisseur. Le matériau AR possède une dureté moyenne de 115 ± 5 HV₁₀.

Les valeurs obtenues peuvent être comparées à d'autres traitements thermiques. Par exemple, le T4 donne une dureté de 103 HV₁₀. Le T78 donne une dureté de 135 HV₁₀ et le pic de dureté de ce traitement se situe à 140 HV₁₀. Le traitement T78 se situe juste après le pic de durcissement comme le matériau AR. Le traitement thermique subi par le matériau AR n'est pas le T78 mais T7. Étant donné sa dureté et la figure 2.2 de la partie I, ce T7 est, sans doute, davantage vieilli.

Pour le traitement thermique HT, les mesures de dureté ont été réalisées lors de la validation du traitement thermique dans le plan $\mathcal{L} - \mathcal{S}$. Elle est égale en moyenne à 50 HV₁₀.

1.5 Caractérisation microstructurale par MO et MEB

Cette section est consacrée à l'observation du matériau par MO (microscope optique) avant et après attaque chimique suivant les plans $\mathcal{L} - \mathcal{S}$, $\mathcal{L} - \mathcal{T}$ et $\mathcal{T} - \mathcal{S}$. La taille et la morphologie des grains et des phases grossières seront étudiées.

1.5.1 Structure granulaire

Les échantillons de AR et HT ont été polis avec du papier 1200 puis à la pâte diamantée jusqu'au grade $1 \mu\text{m}$. Une attaque chimique à l'acide fluorhydrique a été réalisée. Plusieurs autres types d'attaques sont possibles (Attaque Keller ou réactif de Fleck). La composition [1] de celle utilisée ici est donnée ci-après :

Solution générale:

50 ml de réactif de Poulton

25 ml de HNO_3 (concentré)

40 ml de solution d'acide chromique à 3 g par 10 ml d' H_2O

Réactif de Poulton :

12 ml de HCl (concentré)

6 ml de HNO_3

1 ml de HF (48%)

1 ml de H_2O

Les échantillons sont plongés 20 secondes dans la solution. Des micrographies sont présentées dans la figure 1.3. Dans le plan $\mathcal{L} - \mathcal{T}$, les grains ont une taille moyenne quasi-demi-millimétrique. Il y a quelques petits grains situés à l'intersection des plus grandes qui indiquent un état légèrement recristallisé. Comme le montre la figure 1.3, le rapport de forme des grains dans les trois plans de prélèvement de la tôle est équivalent à 18 pour \mathcal{L}/\mathcal{S} , à 3 pour \mathcal{L}/\mathcal{T} et à 6 pour \mathcal{T}/\mathcal{S} . Les grains ont une taille moyenne de $720 \times 240 \times 40 \mu\text{m}$ (\mathcal{L} par \mathcal{T} par \mathcal{S}) et sont aplatis. La taille des grains du matériau HT n'est pas modifiée par le traitement thermique de recuit. Elle est identique à celle observée sur le matériau AR.

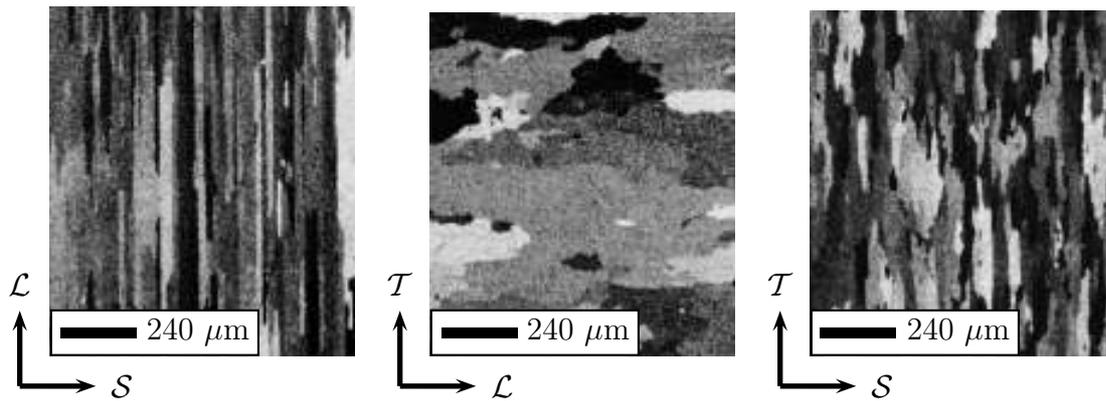


Figure 1.3: Micrographies du traitement thermique AR obtenues, après attaque, par MO.

Les échantillons ont également été observés sans attaque chimique afin d'avoir plus d'informations sur les secondes phases en présence. Les résultats sont reportés dans la section ci-dessous.

1.5.2 Analyse des précipités

Les échantillons sont observés sans attaque chimique après polissage. Les précipités sont représentés par les phases en gris foncé sur la figure 1.4.

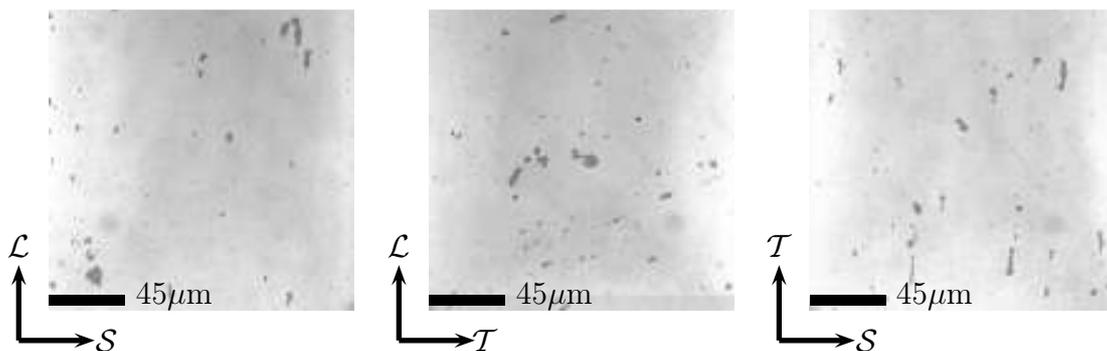


Figure 1.4: Micrographies, obtenues par MO, des précipités selon les trois plans de prélèvement.

Les trois coupes de la figure 1.4 ne sont pas très différentes. Cependant, un léger allongement des précipités est remarqué dans le plan $\mathcal{T} - \mathcal{S}$. Ce point marque l'aplatissement lié au laminage dans le plan de la tôle.

Par ailleurs une analyse par MEB a été réalisée. Cette méthode a permis de mettre en évidence, par contraste de couleurs, les porosités. F. Bron [19] a montré, grâce à la tomographie X, qu'il existe des cavités et que celles-ci ne sont pas le résultat du polissage. Le résultat obtenu sur la figure 1.5 peut être comparé avec celui obtenu précédemment sur la figure 1.4.

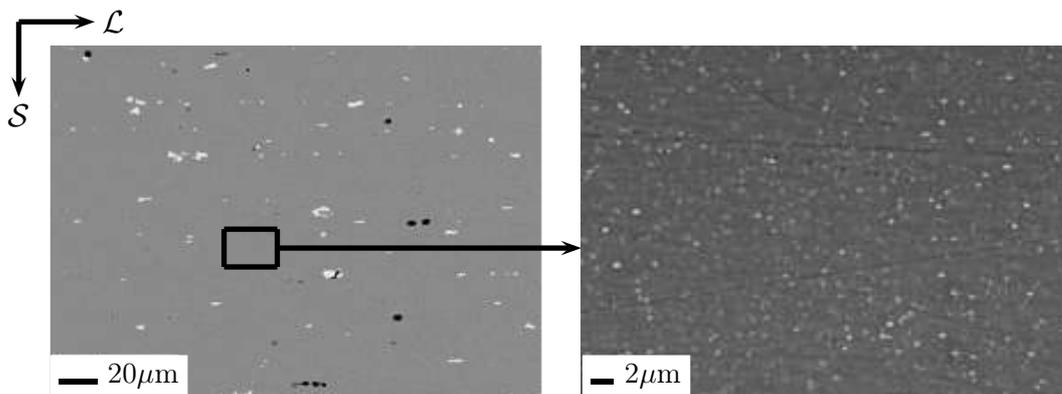


Figure 1.5: Microstructure du matériau AR dans le plan \mathcal{L} - \mathcal{S} (MEB) : Al(Fe,Mn)Si ($15 \mu\text{m}$), dispersoïdes (200 nm). Les précipités sont en blanc, les porosités sont en noir et la matrice est en gris.

Les observations faites montrent que le matériau contient plusieurs types d'hétérogénéités :

- (i) Des précipités allongés dans la direction de laminage dont la taille moyenne est égale à $10 \mu\text{m}$ (figure 1.5-a) qui sembleraient être les Al(Fe,Mn)Si analysés par avant et déjà observés dans [29].
- (ii) Des précipités appelés dispersoïdes répartis de façon homogène d'une taille moyenne 200 nm .
- (iii) Des porosités qui apparaissent en noir sur la figure 1.5-a.

Une analyse d'images a été réalisée sur 10 micrographies MEB à différents grossissements : x250 (figure 1.5-a) pour les phases grossières Al(Fe,Mn)Si et pour les porosités et x2000 (figure 1.5-b) pour les dispersoïdes. Le tableau 1.5 donne les résultats obtenus pour les précipités, les dispersoïdes et les porosités. Au total, le pourcentage d'éléments microstructuraux (précipités, dispersoïdes et porosités) pouvant intervenir dans la germination des cavités est de 1.65% surfacique.

e (mm)	Précipités	Dispersoïdes	Porosités
$\mathcal{L} - \mathcal{S}$ (%)	0.49	0.90	0.29

Tableau 1.5: Fraction volumique des hétérogénéités présentes dans le matériau AR.

Avec les techniques présentées ci-dessus, les deux traitements thermiques étudiés AR et HT, sont équivalents en termes de taille de grains et de précipités, de fraction volumique de précipités et de fraction volumique de porosités mais pas en termes de dureté. La seule différence de microstructure observée, associée à la dureté, est décrite ci-après.

1.6 Caractérisation des phases plus fines par MET

Ces observations ont été réalisées au LTPCM grâce à Alexis Deschamps et à Damien Fabrègue. Les échantillons ont été préparés suivant la méthode utilisée dans [27] : Un carottage par électroérosion avec un diamètre $\phi = 3$ mm est réalisé dans la tôle de 6 mm. Ces carottes sont ensuite découpées à la microtrancheuse suivant des lames de 150 à 200 μm d'épaisseur. Ces lames sont ramenées à 120 μm par polissage manuel au papier abrasif à grain de plus en plus fin. Un polissage électrochimique est réalisé à l'aide d'un amincisseur électrolytique par jet de type Tenupol à -30°C . Les observations au MET ont été réalisées en imagerie conventionnelle en champ clair, en champ sombre et en diffraction des électrons en sélection d'aire avec un porte objet à double inclinaison.

Les figures 1.6 et 1.7 montrent les différents types de précipités observés dans les deux matériaux dans de bonnes conditions à cette échelle.

Sur la figure 1.6, plusieurs types de précipités sont observables. Les dispersoïdes (fléchés sur la figure 1.6) mesurent en moyenne 200 nm et sont de forme polygonale. Des précipités se sont également formés aux joints de grains. Ils mesurent entre 50 et 100 nm. Des précipités en forme d'aiguilles sont orientés dans les directions $\langle 100 \rangle$ du réseau cristallin et mesurent 10x10x100 nm (cercle fig. 1.6-a). Ces derniers n'ont pas été analysés chimiquement mais ils pourraient être d'après leurs caractéristiques des β''/Q' . Il y a aussi une zone dénudée de précipités (PFZ) qui mesure entre 50 et 100 nm.

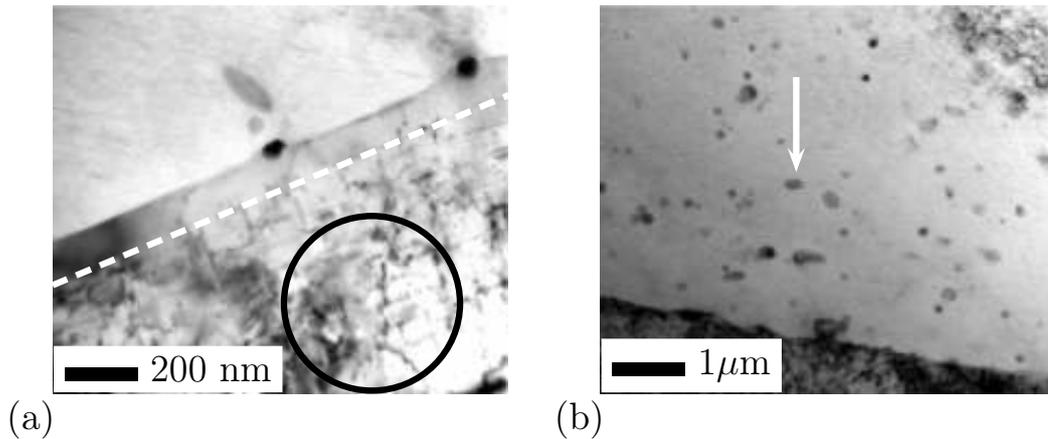


Figure 1.6: Micrographies obtenues par MET pour le matériau AR (axe de zone $\langle 100 \rangle_{CF C}$). La PFZ est indiquée par la ligne pointillée et les dispersoïdes par la flèche.

Sur la figure 1.7, diverses familles de précipités sont reconnaissables sur le matériau HT. Une population, de l'ordre de 100 nm de diamètre, qui est très probablement (en l'absence de microanalyse, non disponible sur ce microscope) la famille des dispersoïdes, déjà présente dans le matériau AR et non modifiée par le traitement thermique est observée. Cependant, comme cela sera montré sur les fractographies du chapitre 3, la taille apparente de ces particules est plus élevée sur le matériau AR du fait de la présence d'une phase accolée (probablement dissoute lors du traitement thermique HT). Le faible nombre de particules analysées ne permet cependant pas de conclure sur ce point. En plus des dispersoïdes, d'autres précipités de taille équivalentes sont observés, ils possèdent une partie parallélépipédique et une partie sphérique. Ces derniers pourraient être des précipités de phases β' ou de phase β ou bien à la structure biphasée QP/QC.

Des précipités en forme de bâtonnets, également orientés dans les directions $\langle 100 \rangle$ du réseau cristallin mesurent $5 \times 5 \times 25$ nm. Ces derniers se sont formés avec ce qui restait d'éléments d'alliage en solution à la fin du refroidissement. Ces précipités semblent être, dans la séquence de précipitation, les β'' ou Q' dans un état moins avancé que ceux du matériau AR étant donné leur taille plus petite. Cela est probablement dû à la quantité d'éléments d'alliage restante pour continuer la transformation. La faible dureté du matériau est alors associée à leur faible taille et leur faible nombre.

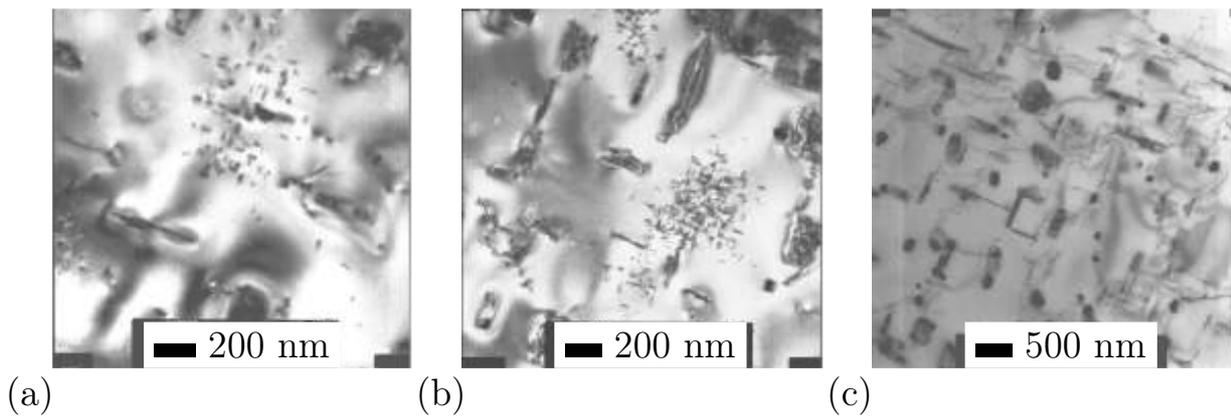


Figure 1.7: Micrographies obtenues par MET pour le matériau HT (axe de zone $\langle 100 \rangle_{CFC}$)

Le tableau 1.6 récapitule les différents types de précipités observables au MET, notamment : les dispersoïdes, les autres précipités de taille équivalente et les bâtonnets ou aiguilles.

phases / taille	dispersoïdes	autres précipités de taille comparable à celle des dispersoïdes	bâtonnets aiguilles $\langle 100 \rangle$
AR	polygones 200 nm dispersoïdes + phase accolée	aux joints de grains 100 nm	répartition homogène 10x10x100 nm
HT	sphères 100 nm	pavés biphasés 100 nm	petits amas 5x5x25 nm

Tableau 1.6: Tableau récapitulatif des précipités observables au MET

Afin d'avoir un peu plus de détails sur ces précipités et à l'aide des informations morphologiques et cristallographiques obtenues au MET, les lames minces ont ensuite été observées au MEB équipé d'un canon à émission de champ (Zeiss DSM 982 Gemini, canon de type Shottky) et des microanalyses chimiques ont été réalisées par spectrométrie en dispersion d'énergie. Les résultats sont exposés ci-après.

Type	Al	Si	Mg	Cu	Mn
AR-Précipités (200 nm)	72.57	7.39	1.41	11.62	7.48
AR-Précipités (200 nm)	74.10	7.40	0.53	9.53	7.73
AR-Précipités (200 nm)	77.22	5.87	0.47	11.11	4.98
AR-Précipités (200 nm - BL)	51.02	12.05	0.40	17.21	19.53
AR-Précipités (200 nm - BL)	45.10	18.03	4.18	17.43	15.22
HT-Précipités (100 nm)	80.45	5.30	2.01	12.48	-
HT-Précipités (100 nm)	78.89	5.61	1.92	13.76	-
HT-Précipités (100 nm - BL)	41.29	24.13	3.02	25.33	-
HT-Précipités (100 nm - BL)	12.43	59.73	2.25	27.68	-
HT-Précipités (100 nm)	55.05	13.52	3.05	17.26	12.52
HT-Précipités (100 nm - BL)	11.58	40.12	4.21	38.20	8.73

Tableau 1.7: Composition obtenue par analyse X des précipités de taille équivalente à celle des dispersoïdes (BL: bords de lame).

Par contre, dans le matériau HT, les précipités sont de plusieurs types. Il y a des précipités qui contiennent du Mn et d'autres qui n'en contiennent pas. Dans ce cas, la proportion de Cu dans le précipité est plus importante. Dans tous les cas, le Mg est en petite quantité. Les précipités qui ne contiennent pas de Mn sembleraient plutôt correspondre aux phases quaternaires du type Q qu'aux phases de type Mg_2Si .

1.8 Conclusion

Cette première étape permet d'avoir des informations métallurgiques et microstructurales sur le matériau et les deux traitements thermiques sélectionnés.

- Il s'agit d'une tôle d'aluminium AA6056 laminée à chaud jusqu'à 6 mm d'épaisseur
- Les principaux éléments d'alliage sont : Al, Si, Mg, Cu et Mn
- Deux traitements thermiques sont étudiés : AR et HT conduisant à des matériaux de dureté très différente et des modes de rupture différents sur éprouvettes moyennement entaillée (6 mm d'épaisseur)
- La dureté du AR est de 115 HV₁₀ et celle du HT est de 50 HV₁₀
- Les principales phases présentes sont :
 - Al(Fe,Mn)Si phases grossières
 - Dispersoïdes au Si, Cu, Mg et Mn pour AR et HT
 - Des phases intermédiaires au Si, Mg et Cu pour HT
 - Précipités durcissants : en aiguilles pour AR répartis de manière homogène et en bâtonnets plus rares et plus petits pour HT
- Effet du laminage :
 - La dureté dans les trois plans $\mathcal{L} - \mathcal{S}$, $\mathcal{L} - \mathcal{T}$ et $\mathcal{T} - \mathcal{S}$ est identique
 - Les grains font 720x240x40 μm selon les directions \mathcal{L} , \mathcal{T} et \mathcal{S} et sont aplatis dans le plan de la tôle
 - Les précipités de phases grossières font en moyenne 10 μm
- Une porosité initiale de $f_0 = 0.29\%$, identique pour les deux traitements sera un paramètre d'entrée du modèle de rupture
- La principale différence entre les deux traitements thermiques se situe en termes métallurgiques au niveau des phases de taille 100-200 nm dispersoïdes (dispersoïdes ou β/Q , β'/Q') et des précipités durcissants (aiguilles dans AR, bâtonnets pour le HT)

Parmi les informations métallurgiques recueillies, certaines sont des données d'entrée du modèle (notamment la porosité et la fraction de particules grossières pouvant casser), d'autres sont simplement prises en compte via une loi de comportement qui reste phénoménologique : précipités durcissants et structure granulaire (via le critère d'écoulement et la loi d'écrouissage), seconde population de particules donnant lieu à coalescence des cavités par cisaillement (via une accélération de la porosité en fin d'endommagement pour le matériau AR).

Chapitre 2

Essais mécaniques

2.1 Introduction

Ce chapitre traite des essais mécaniques réalisés pour les deux traitements thermiques AR et HT. Le prélèvement des éprouvettes, les dispositifs expérimentaux et les résultats (courbes macroscopiques) des essais y seront détaillés. Certains résultats ont été obtenus sur le matériau T78 du joint soudé ; les comportements des traitements AR et T78 étant assez proches notamment en terme de capacité d'écroûissage, aux $\Delta\sigma = 50$ MPa près (figure 2.1), les résultats obtenus avec le traitement T78 seront considérés transposables au traitement AR.

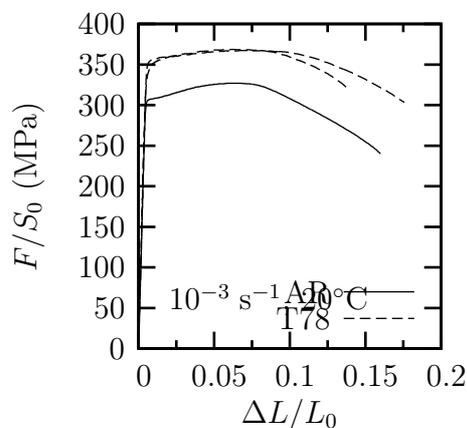


Figure 2.1: Essais de traction suivant les deux traitements thermiques AR et T78

2.2 Prélèvement des éprouvettes

La découpe des éprouvettes a été établie suivant les géométries présentées sur la figure 2.2. Les éprouvettes de traction et les rayons en U ont été réalisés par électro-érosion. Une fraise a spécialement été utilisée pour entailler en V (KA60 et EV60) et pour obtenir un rayon en fond d'entaille compris entre 40 et 60 μm . Les axes \mathcal{L} , \mathcal{T} et \mathcal{S} représentent respectivement le sens de laminage, le sens travers et le sens travers court (ou l'épaisseur) de la tôle. Le repère utilisé pour les éprouvettes est le même que celui utilisé pour le plan de la tôle. Les éprouvettes ont toutes été prélevées dans le plan de la tôle suivant la direction \mathcal{L} comme le montre le repère d'axes sur la figure 2.2.

Toutes les éprouvettes sont usinées dans l'état AR, le traitement thermique HT étant réalisé sur éprouvette finie (usinées et fraisées). Afin de réduire l'épaisseur initiale de 6.0 mm à 3.2 mm et à 1.4 mm, la surface des éprouvettes est fraisée alternativement par les faces comme proposé dans [62]. Ce procédé permet d'obtenir, in fine, une éprouvette en cœur de tôle. Le traitement thermique HT, réalisé ensuite, ne provoque aucune déformation détectable y compris pour l'épaisseur de 1.4 mm.

Pour les deux traitements thermiques AR et HT, 3 épaisseurs sont étudiées : 1.4, 3.2 et 6.0 mm pour les éprouvettes de traction lisses, entaillées en U, en V et Kahn (fig. 2.2). Les plans détaillés sont reportés en annexe.

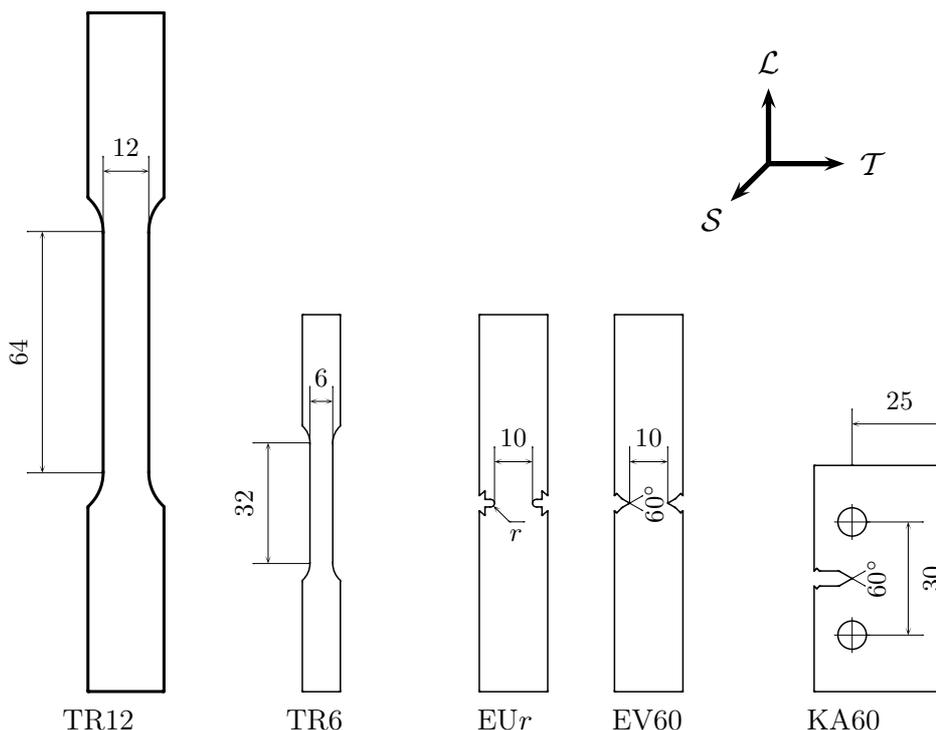


Figure 2.2: Géométrie des éprouvettes (échelle 1/2 en mm) : Traction lisse (TR6), entaillée en U (EUR) avec des rayons de 0.5 mm, 1 mm and 2 mm, entaillée en V (EV60) et éprouvette Kahn (KA60). L'entaille pour les éprouvettes du type EV60 et KA60 est en moyenne comprise entre 40 et 60 μm . Plans détaillés en annexe A

Les éprouvettes de type TR6 et TR12 sont des éprouvettes de traction lisses dont les largeurs sont de 6 et 12 mm. Cette différence de largeur permet d'apprécier l'effet du rapport de forme de la section de l'éprouvette sur les modes de rupture. Par exemple, une TR6 de 6 mm d'épais a une section carrée et induit une rupture du type cup-cône.

Les éprouvettes de type EU05, EU1 et EU2 sont des éprouvettes entaillées en forme de U avec des rayons à fond d'entaille respectivement égaux à 0.5, 1 et 2 mm. La variation de rayon à fond d'entaille associé aux éprouvettes EU et EV permet d'étudier l'influence du taux de triaxialité, pour une même épaisseur. Le taux de triaxialité est défini par :

$$\tau = \sigma_m / \sigma_e$$

avec σ_m la contrainte hydrostatique et σ_e la contrainte équivalente de von Mises.

Les éprouvettes KA60 dites "Kahn" sont décrites dans la norme [7]. Elles ont un angle en fond d'entaille de 60° et un rayon le plus petit possible (compris entre 40 et 60 μm). Les éprouvettes de type Kahn permettent de mesurer l'avancée de fissure et d'accéder à

l'énergie à rupture (résistance à la propagation brutale de la fissure).

2.3 Dispositifs expérimentaux

Tous les essais ont été réalisés en traction sur une machine de type Instron servohydraulique pilotée en déplacement de traverse. Une cellule de 50kN a été utilisée. La plupart des essais ont été menés jusqu'à rupture. Certains, en particulier les Kahn, ont été interrompus et suivis d'une post-fissuration en fatigue afin d'étudier le développement de la fissuration.

2.3.1 Dispositifs de traction sur éprouvettes lisses

La figure 2.3 montre le montage utilisé pour les essais de traction sur éprouvettes lisses de 12 mm et de 6 mm de largeur (TR12 et TR6). Des mors auto-serrants (non hydrauliques) maintiennent l'éprouvette en haut et en bas. Les essais sont réalisés à déplacement de traverse imposé. La vitesse de déformation initiale est fixée à $\dot{\varepsilon} \simeq 10^{-3}\text{s}^{-1}$ (où ε est la déformation dans la direction \mathcal{L}).

L'extensométrie se compose d'un capteur longitudinal placé derrière l'éprouvette (à gauche sur la photo) qui mesure l'allongement. La longueur initiale entre repères est de 26 mm. Un capteur latéral (à droite sur la photo) mesure le déplacement latéral dans la direction \mathcal{T} . La longueur initiale entre repères est de 12 mm. Un ordinateur permet de faire une acquisition numérique, en cours d'essai, de la force et des deux déplacements jusqu'à rupture de l'éprouvette. En ce qui concerne les essais de traction sur les éprouvettes lisses de 6 mm de largeur, le fût ne permettant pas de placer l'extensomètre latéral, seul le capteur longitudinal est utilisé.



Figure 2.3: Montage pour les essais de traction

2.3.2 Dispositifs de traction sur éprouvettes entaillées en U et V

Les mors utilisés pour les essais de traction sur éprouvettes entaillées sont les mêmes que pour les essais de traction sur éprouvette lisse. Le système d'extensomètres se compose de deux capteurs d'ouverture qui sont placés à gauche et à droite de l'éprouvette (figure 2.4). La vitesse du vérin est fixée à $v = 0.4 \text{ mm/min}$ correspondant à $\dot{\epsilon} \simeq 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ (L_0 étant l'ouverture initiale du capteur).

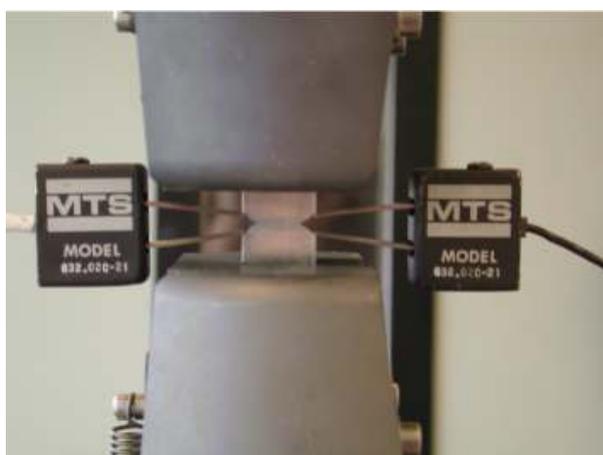


Figure 2.4: Montage pour les essais de traction sur éprouvettes entaillées.

Cette géométrie d'éprouvette est extrêmement sensible aux effets de flexion et donc à l'alignement de l'éprouvette avec les lignes d'amarrage. Les éprouvettes ont été calées dans les mors auto-serrants avec des équerres pour être alignées avec les lignes d'amarrage de la machine. La figure 2.5 montre les courbes, données par les deux extensomètres, obtenues pour l'essai n°: EU05L_14_01 (EU : pour entaille en U, 05 : pour un rayon de 0.5 mm, 14 : pour l'épaisseur de 1.4 mm et _01 : pour le numéro de l'essai).

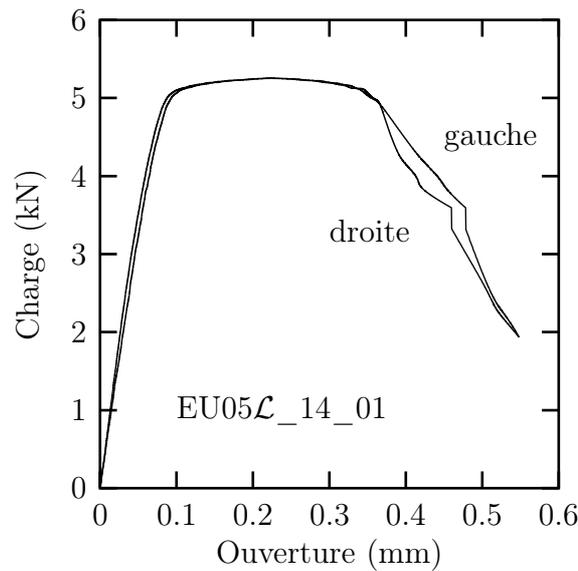


Figure 2.5: Éprouvette EU05L courbe charge-ouverture des deux extensomètres

Avec cette procédure une bonne symétrie des ouvertures gauche et droite de l'éprouvette jusqu'à la rupture a pu être obtenue. En effet, les deux courbes se superposent d'une manière satisfaisante jusqu'à la rupture. La procédure est donc validée.

2.3.3 Dispositifs de traction sur éprouvettes Kahn

Les photos de la figure 2.6 montrent le montage utilisé pour les essais Kahn : à gauche le montage général et à droite une vue rapprochée sur l'éprouvette placée entre les lignes d'amarrage et maintenue par les goupilles. La vitesse du vérin lors des essais réalisés à déplacement imposé est toujours égale à $v = 0.4$ mm/min.

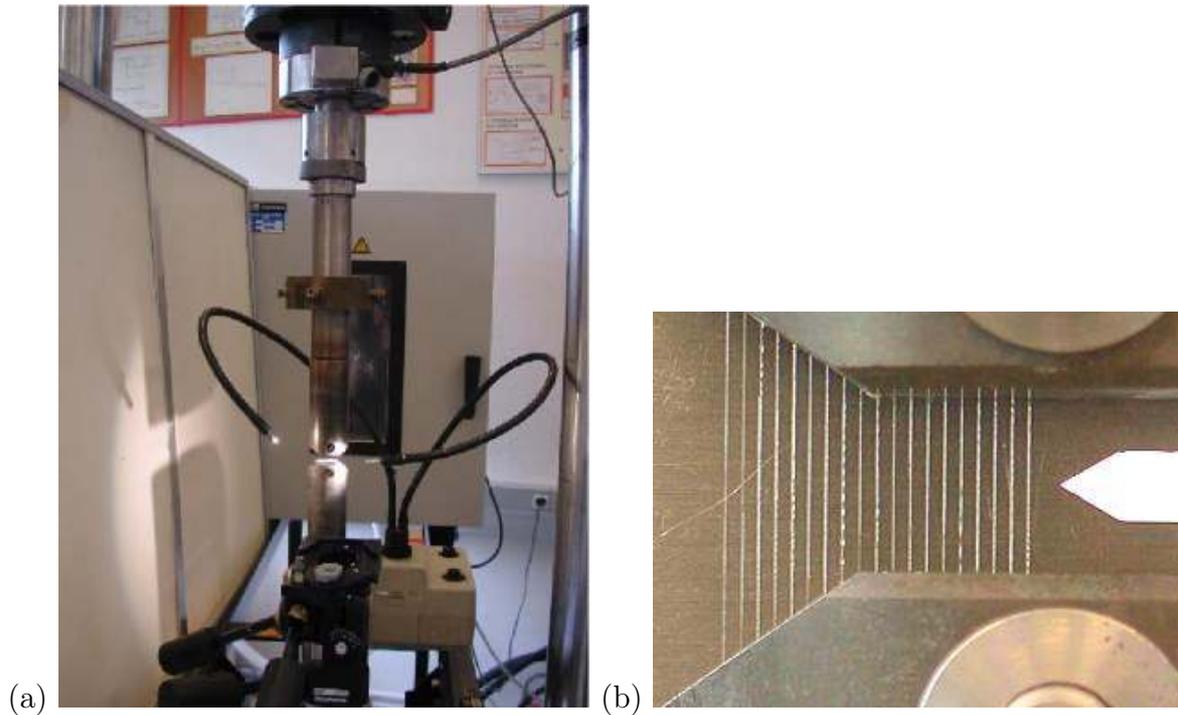


Figure 2.6: Montage pour les essais Kahn : (a) vue générale, (b) zoom de l'éprouvette avec les traits de trusquin tous les millimètres.

L'extensométrie se compose d'un capteur d'ouverture placé devant l'entaille (situé à droite sur la photo de droite). L'extensomètre utilisé est du même type que ceux utilisés pour les essais sur éprouvettes entaillées (MTS).

Des traits de trusquin, ne jouant pas sur le comportement, sont tracés tous les 1 mm sur les éprouvettes et permettent une lecture de la position de la fissure par rapport à la pointe de l'entaille. De plus, des photos ont été prises avec un appareil photo numérique à intervalles de temps réguliers de 15 secondes. Les photos ainsi obtenues permettent de mesurer l'avancée de fissure en surface par une méthode optique.

Par ailleurs, ces essais n'ont pas été menés jusqu'à rupture. En effet lorsque l'ouverture est assez grande, les deux morceaux haut et bas de l'éprouvette pivotent autour des goupilles. L'essai se transforme alors en un essai de flexion. Ce n'est pas le but ici. Les essais ont donc été interrompus à une longueur de fissure d'environ 15 mm (le ligament mesurant 25 mm). Ensuite l'éprouvette est cassée par un déplacement manuel du vérin.

2.4 Résultats des essais mécaniques

Cette section est composée de trois parties portant sur les différents types de géométrie : les éprouvettes de traction lisses, de traction entaillées et les éprouvettes Kahn. Tous les essais ont été réalisés trois fois.

2.4.1 Essais de traction sur éprouvettes lisses

2.4.1.1 Écrouissage

La figure 2.7 montre la contrainte nominale (F/S_0) en fonction de la déformation ($\Delta L/L_0$) pour les deux matériaux AR et HT. Ces courbes sont fonction de l'épaisseur.

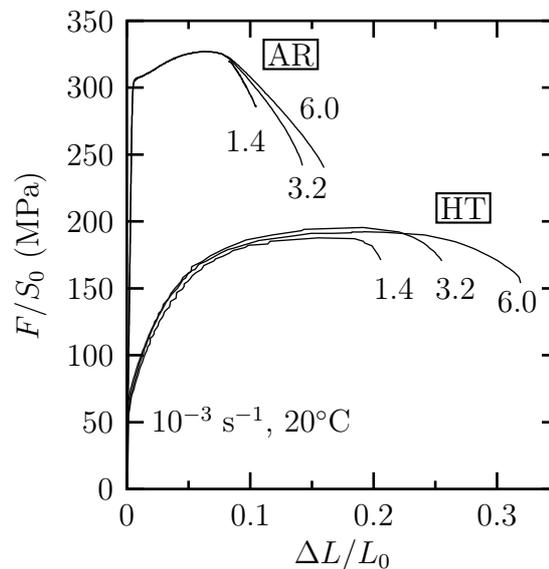


Figure 2.7: Courbes conventionnelles pour les TR6 à 20°C : effet de l'épaisseur pour les matériaux AR et HT. S_0 est la surface de la section initiale, F est la charge et $\Delta L/L_0$ l'allongement relatif.

Pour le matériau AR, les courbes se correspondent jusqu'au maximum de la courbe (R_m), montrant que les propriétés mécaniques en traction du matériau sont homogènes à travers l'épaisseur et que la réduction d'épaisseur ne cause pas de durcissement significatif. Pour le matériau HT, la maîtrise du mode de refroidissement permet d'obtenir une bonne reproductibilité du comportement (limite d'élasticité et écrouissage) d'une épaisseur à l'autre, à 2% près, ce qui était un des objectifs du traitement thermique (obtenir le même

comportement quelle que soit l'épaisseur). Ceci confirme les résultats obtenus en dureté (chapitre 1).

Après ce point, la striction peut se produire (critère de Considère) et le même effet de l'épaisseur sur la ductilité peut être observé sur les deux matériaux. Alors que l'épaisseur augmente, une plus grande déformation à rupture est obtenue, suggérant une augmentation de la résistance à la localisation de la déformation. Il y a, néanmoins, une grande différence entre le matériau AR et HT dans les principales caractéristiques mécaniques (tableau 2.1). Ceci est cohérent avec ce qui a été déjà observé par les résultats des mesures de dureté. Le matériau HT possède une haute capacité d'écrouissage mais une faible limite élastique $R_{p0.2}$ et un allongement réparti (à striction) plus élevé (A_s : point jusqu'au quel la déformation est homogène et à partir duquel la striction peut se produire).

Les objectifs du traitement thermique sont donc atteints sur ce point également.

	$R_{p0.2}$ (MPa)	R_m (MPa)	A_s (%)	$R_{p0.2}/R_m$
AR	300 ± 7	325 ± 4	6.5 ± 0.5	0.92
HT	72 ± 5	193 ± 3	17 ± 1	0.37

Tableau 2.1: Principales propriétés mécaniques des matériaux AR et HT, obtenues sur les essais TR6L (pour chaque traitement, moyenne sur toutes les épaisseurs testées) avec $R_{p0.2}$: limite élastique à 0.2%, R_m : résistance maximale, A_s : allongement réparti à striction.

2.4.1.2 Anisotropie

Une mesure directe sur les éprouvettes TR12 a montré que la déformation est anisotrope pour les deux matériaux. En effet la réduction d'épaisseur dans le sens travers court (\mathcal{S} = épaisseur) est toujours plus grande que celle dans le sens travers (\mathcal{T} = largeur). La figure 2.8 montre les résultats obtenus sur les essais de traction TR12.

Le début des courbes de la figure 2.8-a montre la présence d'un petit palier de traction. Les courbes de la figure 2.8-b montrent une reproductibilité moyenne sur les charges, 27 MPa soit 12% d'écart entre 3.2 et 6 mm. Cet écart peut être lié à l'écart mesuré sur les duretés qui est de 3 HV₁₀ (tableau 1.1) soit 6% et est d'autant plus remarquable sur des

éprouvettes de type TR12.

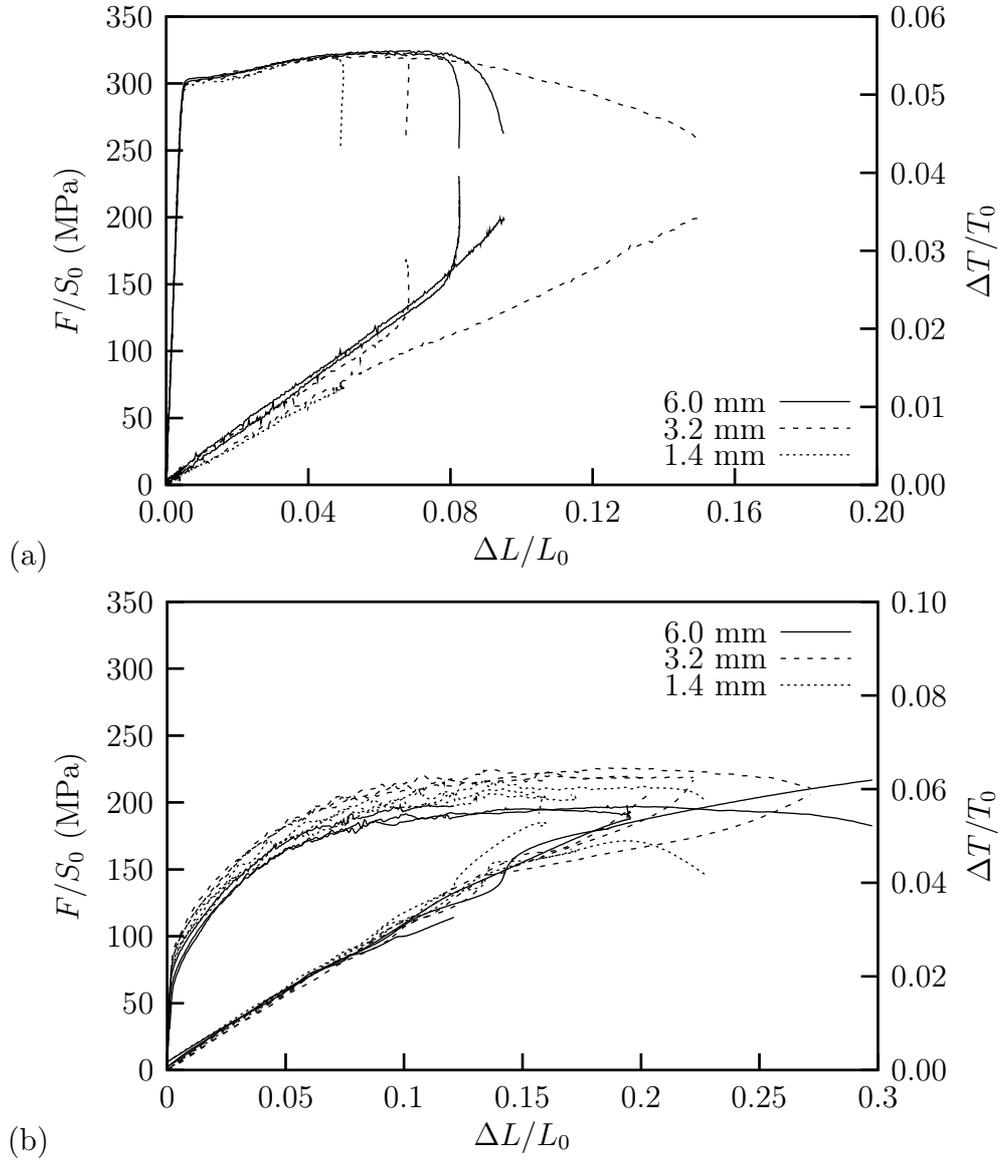


Figure 2.8: Courbes conventionnelles pour les TR12 à 20°C : effet d'épaisseur (a) AR et (b) HT. S_0 est la section initiale de l'éprouvette, F la charge et $\Delta L/L_0$ l'allongement, $\Delta T/T_0$ la réduction de largeur.

Le coefficient de Lankford est défini par : $l = \varepsilon_{t\text{-largeur}}/\varepsilon_{t\text{-épaisseur}}$ (figure 2.8).

$$l = \frac{\ln(1 - \frac{\Delta L}{L_0} - \frac{\Delta T}{T_0})}{\ln(1 + \frac{\Delta T}{T_0})} \quad (2.1)$$

Il est quasiment constant au cours de l'essai jusqu'à la striction. Il varie peu d'une éprouvette à l'autre pour un matériau donné (à l'exception des éprouvettes de 3.2 mm).

Il a été contrôlé par une mesure directe de la déformation de l'éprouvette dans la partie uniforme de déformation (i.e. : en dehors de la striction) sur éprouvette donnant des valeurs égales à 0.48 ± 0.05 et à 0.59 ± 0.05 pour les matériaux AR et HT respectivement.

Le matériau se déforme donc environ deux fois plus dans l'épaisseur que dans la largeur. La modification de cette anisotropie plastique par le traitement thermique HT reste encore inexpliquée. Un changement de texture cristallographique ne saurait être évoqué, la formation de grains équiaxes dans le matériau HT aurait été observée, ce qui n'est pas le cas. L'effet d'éventuelles contraintes résiduelles semble peu probable, aucune déformation des éprouvettes n'ayant été observée après la réalisation du traitement thermique HT. Il semble, de plus, que les trois variants (par grains) de précipités durcissants aient qualitativement été observés sur les deux matériaux au MET (figure 1.6 et 1.7). L'écart d'anisotropie plastique, qui est d'ailleurs à peine supérieur à l'incertitude expérimentale, n'est donc pas aisément explicable par les modifications métallurgiques intervenues au cours du traitement thermique.

2.4.1.3 Effet de vitesse

Pour des raisons d'approvisionnement de matière, l'effet de vitesse a été étudié sur les éprouvettes TR6 du matériau T78 sur une épaisseur initiale (à réception) de 1.4 mm. La figure 2.9 montre l'effet obtenu sur une tôle d'aluminium T78.

Étant donné que le traitement AR est assez proche de celui du T78, l'effet est supposé être sensiblement le même. Une légère augmentation de la limite élastique et de la contrainte maximale peut être observée sur ce graphe alors que la vitesse augmente. Mais cet effet n'est pas assez marqué pour imposer une loi de comportement dépendante de la vitesse. Par ailleurs, aucun effet sur la ductilité ne peut être dégagé. Il est donc difficile de conclure. Par ailleurs, l'influence de la vitesse n'a pas été réalisée sur le matériau HT, il pourrait être plus marqué.

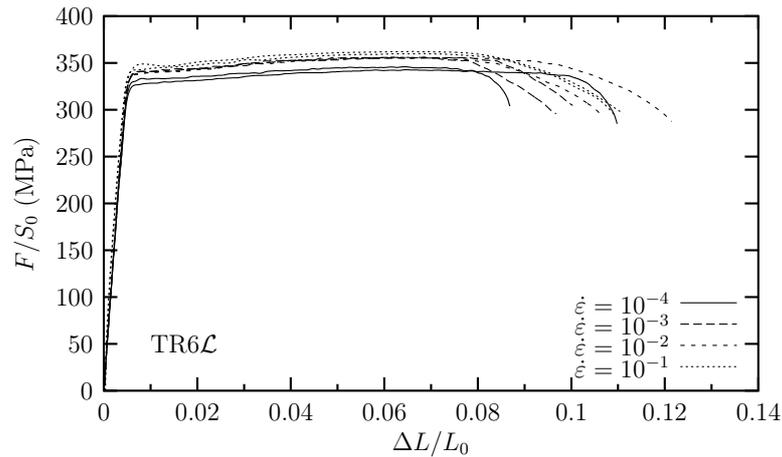


Figure 2.9: Courbe de traction TR6L pour 4 vitesses de déformation obtenues sur le matériau T78.

2.4.2 Essais de traction sur éprouvettes entaillées

2.4.2.1 Influence du sens de prélèvement des éprouvettes

De la même manière que l'étude de l'effet de vitesse, cette étude a été réalisée sur le matériau T78 et de la même manière il sera considéré équivalent sur le matériau étudié. La figure 2.10 montre l'influence de la direction de prélèvement dans le plan de la tôle. En terme de ductilité, la direction \mathcal{T} semble un peu moins stable que les deux autres, la direction la plus stable étant la direction \mathcal{L} et la direction \mathcal{LT} à 45° de la direction \mathcal{L} se situe entre les deux autres directions. De plus, il n'y a pas d'effet sur la contrainte. Étant donné ce résultat, comme l'étude présente est uniquement faite sur la direction \mathcal{L} , l'étude de l'influence du sens de prélèvement n'a pas été réalisée de façon systématique.

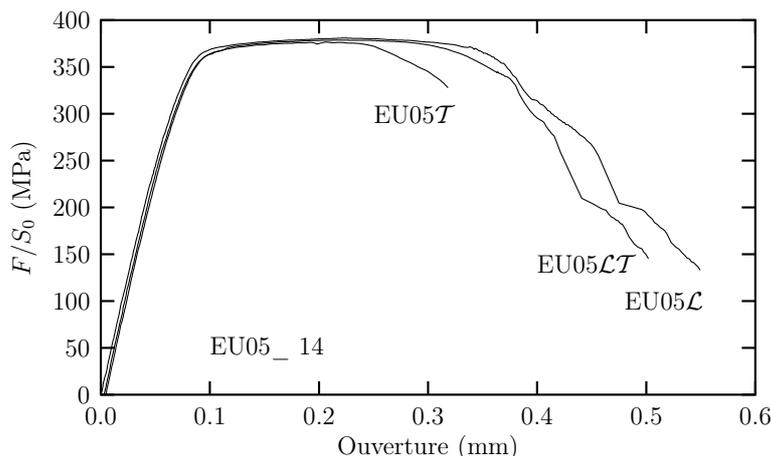


Figure 2.10: Courbes force–déplacement pour les éprouvettes EU05_14 sur le matériau T78.

2.4.2.2 Influence de l'épaisseur pour une géométrie donnée

La figure 2.11 montre les essais réalisés sur les éprouvettes entaillées pour les deux matériaux. Ces graphiques représentent la contrainte nominale normalisée par le R_m du matériau en fonction de l'ouverture de l'entaille. Pour le matériau AR, l'ouverture ne dépasse pas 1.4 mm et pour le matériau HT, elle ne dépasse pas 2.5 mm.

Pour le matériau AR, la valeur moyenne, dans la section minimum, du taux de triaxialité des contraintes τ (défini plus haut) augmente probablement avec l'épaisseur, dans la mesure où l'état de contrainte dans une éprouvette d'épaisseur 1.4 mm est plus proche d'un état de contraintes planes et d'un état de déformation planes dans une éprouvette d'épaisseur 6 mm, du moins avant l'apparition des fissures. Par conséquent la contrainte maximale est normalisée aussi. Malgré cette augmentation de τ , les plus fortes épaisseurs ont toujours une plus grande ductilité. Une tendance similaire est obtenue sur toutes les géométries de ce type : EU2, EU1 et EU05 autant que sur les EV60. Cet effet est moins marqué pour le matériau HT. En effet, pour le matériau AR, les courbes se superposent jusqu'à la limite élastique et se séparent ensuite, alors que, pour le matériau HT, elles ont tendance à se superposer jusqu'à la localisation de la déformation puis la rupture.

D'autre part, la ductilité tend à devenir indépendante de l'épaisseur lorsque la sévérité de l'entaille augmente. Par exemple, pour le matériau AR, l'ouverture à rupture des trois

épaisseurs est quasi-égale pour les éprouvettes du type EV60 alors que pour les éprouvettes du type EU2 l'ouverture à rupture des trois épaisseurs est bien différente.

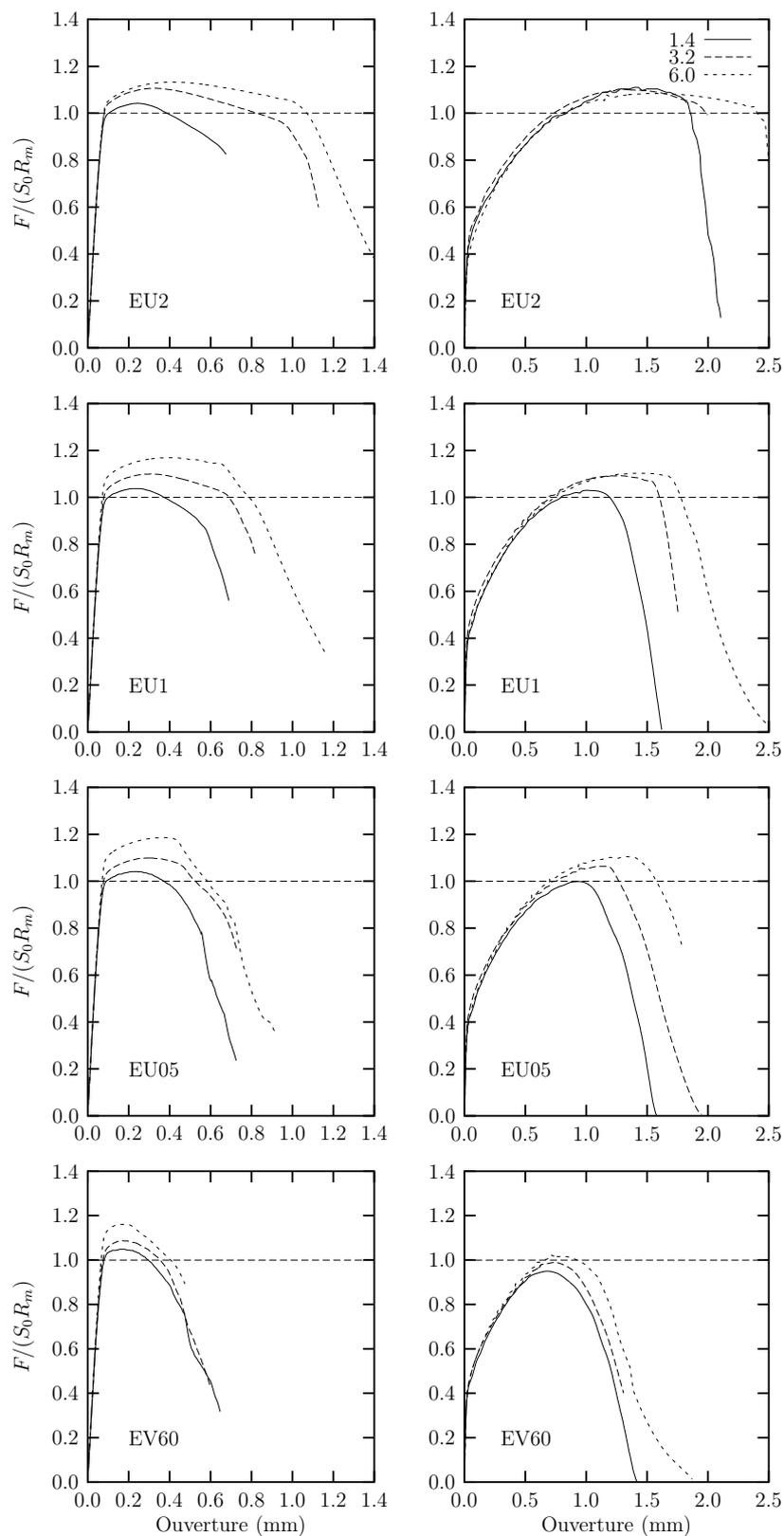


Figure 2.11: Effet d'épaisseur pour chaque géométrie d'entaille, à gauche, les courbes obtenues pour le matériau AR, à droite, les courbes obtenues pour le matériau HT (note : la contrainte est normalisée ; $F/(S_0 R_m)$).

2.4.2.3 Influence de la géométrie pour une épaisseur donnée

Sur la figure 2.12 sont représentées les courbes précédemment exposées sur la figure 2.11 mais organisées par épaisseur et non par type d'entaille. Les axes de ces graphiques sont identiques.

Pour le matériau AR, à une épaisseur correspond une ductilité qui diminue lorsque la sévérité de l'entaille augmente. Cet effet est d'autant plus prononcé pour le matériau HT. De plus, pour le matériau AR, la ductilité tend à devenir indépendante de l'épaisseur et cet effet est légèrement moins marqué pour le matériau HT. Cet effet s'additionne avec celui du paragraphe précédent qui par conséquent, conduit à dire que pour cette géométrie d'éprouvette entaillée en U et en V, la ductilité tend donc à devenir indépendante de l'épaisseur et du rayon à fond d'entaille à mesure que ces deux paramètres diminuent

Par ailleurs, pour les épaisseurs de 1.4 et 3.2 mm, alors que la charge maximale reste constant pour le matériau AR, elle augmente pour le matériau HT lorsque l'entaille s'adoucit. Pour ces deux épaisseurs des deux matériaux, les courbes s'organisent en terme de ductilité dans un ordre logique, de gauche à droite il y a, l'EV60 puis la EU05 puis la EU1 et enfin la EU2. Pour l'épaisseur de 6.0 mm des deux matériaux, les courbes s'organisent dans un ordre logique non seulement en terme de ductilité mais aussi en terme de contrainte. En effet, la contrainte maximale tend à augmenter avec la sévérité de l'entaille mais la localisation de la déformation semble stopper ce processus.

Ces phénomènes sont directement reliés à la variation du taux de triaxialité τ . Augmenter la sévérité de l'entaille revient à augmenter τ de la même manière qu'augmenter l'épaisseur revient à augmenter τ . L'augmentation de τ provoque deux phénomènes antagonistes, l'augmentation de la croissance des cavités et l'augmentation des contraintes locales. Ceci sera repris dans l'étude des mécanismes de rupture (chapitre 3) et dans la discussion (chapitre 4).

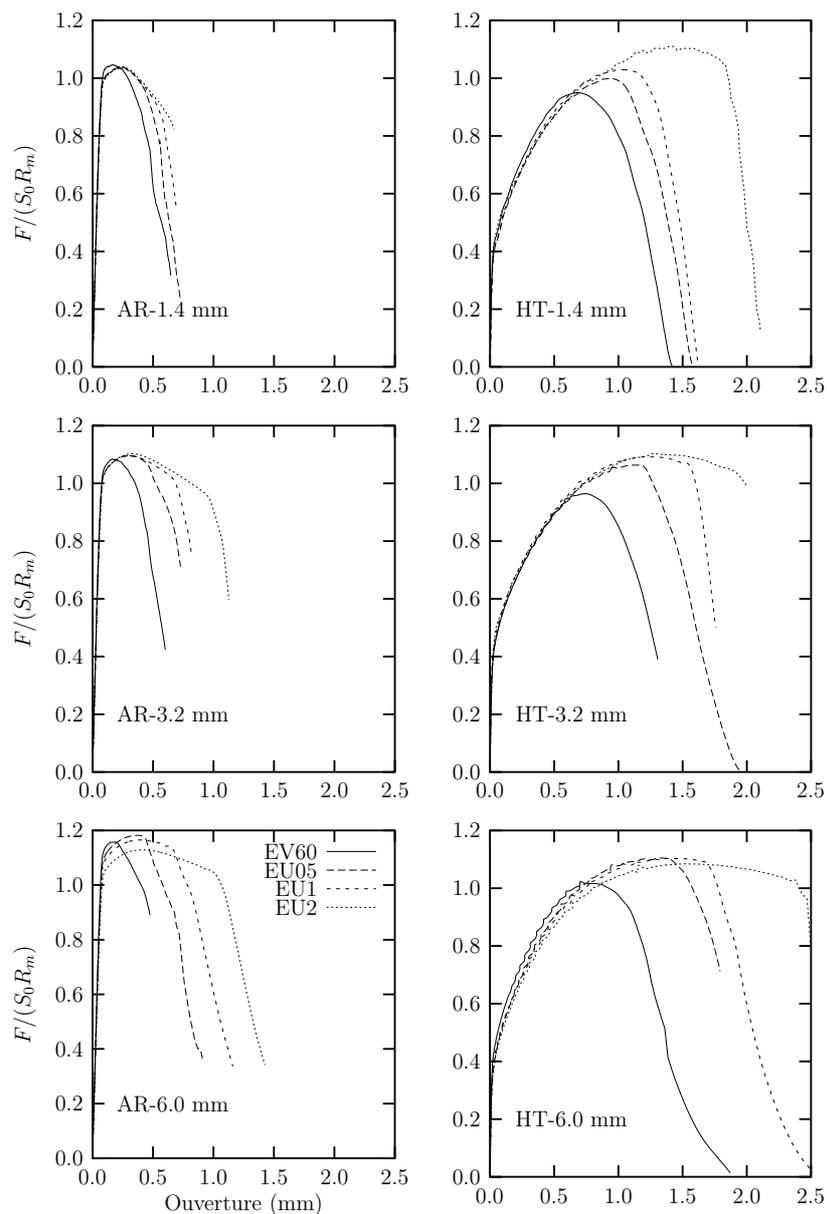


Figure 2.12: Effet de la géométrie de l'entaille pour chaque épaisseur, à gauche, les courbes obtenues pour le matériau AR, à droite les courbes obtenues pour le matériau HT (note : la contrainte est normalisée ; $F/(S_0R_m)$).

2.4.2.4 Influence de l'écrouissage

La figure 2.13 montre les courbes obtenues pour chaque type de traitement thermique réalisé et décrit dans le chapitre précédent. Les essais ont été réalisés sur une éprouvette EU05 de 6.0 mm d'épaisseur. L'influence en terme de contrainte maximale et d'ouverture est non négligeable. Ce que ces courbes montrent avant tout, c'est qu'un traitement de

sur-revenu joue, certes, sur la contrainte maximale mais n'influence que peu la ductilité contrairement au traitement HT, qui lui, joue à la fois sur la contrainte maximale et sur la ductilité. Pourtant, en passant du matériau AR au matériau sur-revenu pendant 20H, le R_m a fortement diminué et la ductilité a doublé (figure 2.13). Cette augmentation de la ductilité et de la capacité d'écroûissage n'est pas suffisante pour obtenir une rupture à plat. Le traitement thermique HT permettant d'avoir une rupture à plat, l'étude du traitement thermique Rev20H-250°C n'a pas été poursuivie.

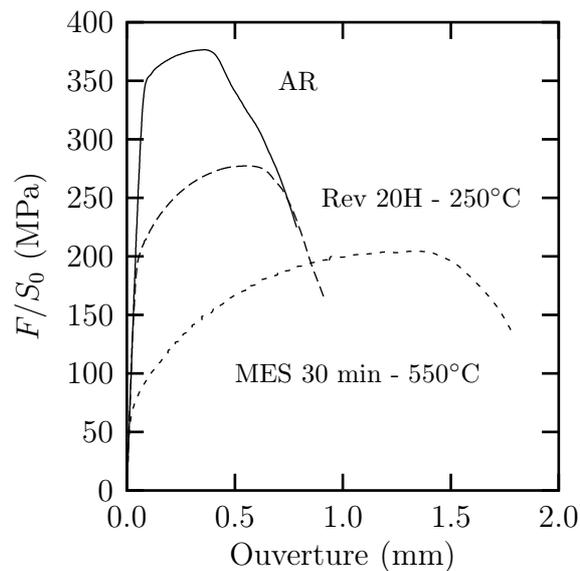


Figure 2.13: Courbes conventionnelles contrainte-ouverture pour : AR, sur-revenu 20h à 250°C et HT pour une éprouvette EU05 \mathcal{L} de 6.0 mm d'épaisseur.

La triaxialité des contraintes est gérée à la fois par l'épaisseur de l'éprouvette (qui joue déjà sur la ductilité des éprouvettes lisses) et par la géométrie de l'entaille. Ces deux effets ne sont pas équivalents : l'augmentation d'épaisseur fait augmenter la ductilité et l'augmentation de la sévérité de l'entaille fait diminuer la ductilité. Une tentative d'explication sera proposée dans le chapitre 4.

2.4.3 Essais sur éprouvettes de type Kahn

Les résultats obtenus sur les éprouvettes KA60 sont reportés sur la figure 2.14. De même que pour les autres géométries, la charge maximum normalisée par R_m augmente avec l'épaisseur. Le matériau HT a une charge maximum normalisée inférieure.

Des essais interrompus, non détaillés ici, ont montré que l'amorçage de la fissure commençait dans la partie croissante de la courbe et se terminait en forme de triangle au maximum de la courbe (points noirs sur la figure 2.14). L'augmentation de l'épaisseur induit un "retard" de lecture de la fissure car elle ne débouche sur la surface qu'une fois le triangle d'amorçage totalement formé. C'est donc au maximum de la courbe que la fissure peut être observée et mesurée. Au maximum de la charge, l'arrangement des courbes est le même que sur les autres types d'éprouvettes, c'est à dire : 1.4, 3.2 et 6.0 mm.

Par ailleurs, pour une ouverture d'entaille donnée, la propagation de fissure est plus lente pour le matériau HT que pour le matériau AR.

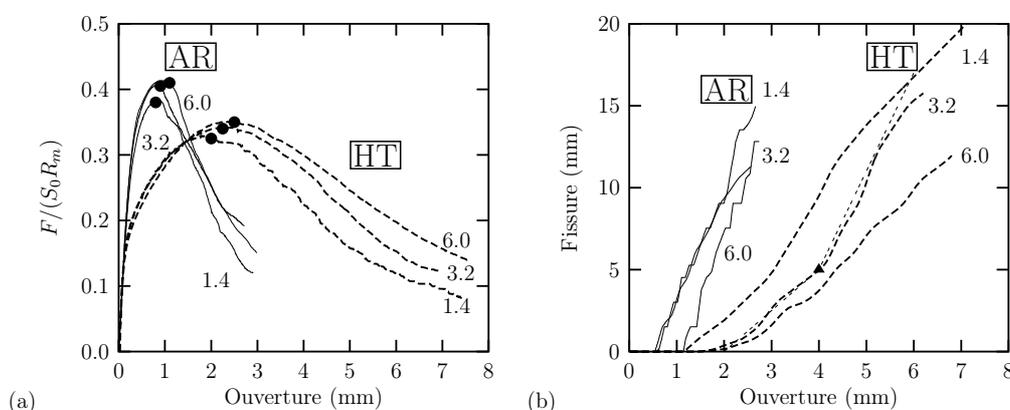


Figure 2.14: Effet d'épaisseur pour les éprouvettes Kahn : (a) Contrainte nominale normalisée en fonction de l'ouverture (les points indiquent le maximum de la charge) (b) Avancée de fissure en fonction de l'ouverture (le triangle indique un changement dans le mode de propagation: F→S, voir chapitre 3. La ligne pointillée indique la tendance du changement de pente).

La longueur de fissure a été utilisée pour calculer le taux de dissipation d'énergie, R , suivant Turner et Kolednik [76]. Ce taux est calculé pour une propagation stable de fissure entre 2 et 6 mm :

$$R = \frac{1}{B_0} \left. \frac{\Delta U_p}{\Delta a} \right|_{a=2\dots 6\text{mm}}$$

où B_0 est l'épaisseur initiale, ΔU_p l'énergie dissipée dans le processus de rupture (aire sous la courbe) et dans la formation de la zone plastique en pointe de fissure pour la propagation de fissure $\Delta a = 4$ mm ($a = 2$ à 6 mm ce qui correspond à une propagation stable de la fissure). Le résultat est reporté dans la figure 2.15.

Pour le matériau AR, la valeur maximale de R est obtenue pour $B_0 = 3.2$ mm et une forte décroissance est observé pour $B_0 = 6.0$ mm. Un tel comportement a déjà été observé pour les aciers [67, 73, 49, 39] et pour les alliages d' aluminium [62, 81, 46].

Pour le matériau HT, R est strictement croissant en fonction de l'épaisseur, tout du moins dans l'intervalle d'épaisseurs étudié (1.4, 3.2 et 6.0 mm). Le résultat surprenant ici, est que malgré une plus faible charge maximale, le matériau HT possède une plus forte valeur de R que le matériau AR pour $B_0 = 6.0$ mm.

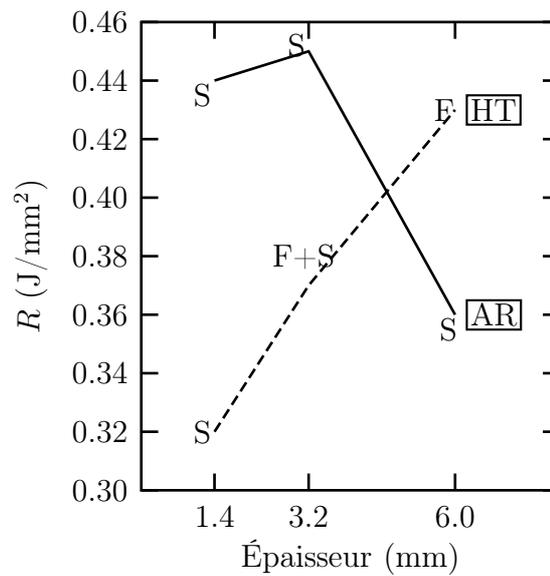


Figure 2.15: Taux de dissipation d'énergie à ± 0.01 en fonction de l'épaisseur pour les essais sur éprouvettes Kahn. Les mentions "F+S", "S" se rapportent au mode de rupture (F pour la rupture à plat et S pour la rupture en biseau, voir chapitre 3).

2.5 Conclusion

Les principaux points abordés dans ce chapitre sont :

- Une campagne d'essais complète : 7 géométries d'éprouvettes et 3 épaisseurs (1.4, 3.2 et 6.0 mm)
- Deux matériaux : AR et HT avec des caractéristiques bien différentes en termes de limite élastique, de capacité d'écrouissage et de ductilité en traction : paramètres du modèle
- Une anisotropie plastique : les deux matériaux se déforment deux fois plus dans le sens \mathcal{S} que dans le sens \mathcal{T} , et trois fois plus dans le sens \mathcal{L} que dans le sens \mathcal{T} , lors d'une traction sur éprouvette lisse dans le sens \mathcal{L}
- Pas d'effet de vitesse notable à 20°C et la présence d'un léger palier de traction pour le matériau AR
- Une influence de l'épaisseur : plus l'épaisseur augmente, plus la contrainte augmente plus ou moins selon AR ou HT et l'allongement à rupture augmente.
- Une influence de la géométrie : plus le rayon à fond d'entaille est sévère plus la contrainte augmente et la ductilité diminue
- Une influence de la capacité d'écrouissage : plus la capacité d'écrouissage est grande plus la contrainte maximale diminue et la ductilité augmente.

Ces résultats ont permis d'obtenir les principales caractéristiques mécaniques afin d'identifier, dans la suite, le comportement de chaque matériau et de connaître les effets à prendre ou non en compte, comme la vitesse de chargement qui ne sera pas prise compte. L'effet d'épaisseur, l'effet d'entaille, l'effet d'écrouissage devront donc être reproduits par le modèle qui devra impérativement prendre en compte l'anisotropie des matériaux.

Chapitre 3

Étude des mécanismes de rupture

3.1 Introduction

Ce chapitre traite de l'étude post-mortem des mécanismes de rupture. En effet, l'observation des faciès de rupture permet de comprendre les phénomènes mis en jeu. Différentes techniques ont été utilisées : l'œil (appareil photo numérique, macroscope), la microscopie optique, la microscopie électronique à balayage (Leo 1450 VP) ainsi que sous haute résolution (Zeiss DSM 982 Gemini). Ce chapitre traitera dans un premier temps de ce qui est observable à l'œil nu et des mécanismes macroscopiques. Ensuite, la microscopie permettra d'analyser plus finement les mécanismes microscopiques de rupture et d'endommagement.

3.2 Mécanismes macroscopiques

Les surfaces de rupture obtenues peuvent être classées suivant 3 catégories : (T) rupture triangulaire à plat (perpendiculaire à la direction de traction), (F) globalement ou macroscopiquement plate et rugueuse et (S) rupture en biseau (formant un angle avec la direction de traction). Plusieurs catégories peuvent être observées simultanément sur une même surface de rupture. Des exemples sont donnés sur la figure 3.1.

La figure 3.1-a montre la surface de rupture macroscopiquement plate observée pour une éprouvette entaillée en U à 2.0 mm (i.e. : faiblement entaillée) sur le matériau AR. La surface est rugueuse mais correspond au type F.

La figure 3.1-b montre la surface de rupture obtenue pour une éprouvette Kahn HT

(6.0 mm). La rupture s'initie en formant une zone en triangle à plat (type T) suivi par zone plate (type F). Sur les bords de la surface de rupture, une petite zone en biseau est observée (type S), formant ce qui est habituellement appelé des lèvres de cisaillement ("shear lips").

La figure 3.1-c montre la surface de rupture obtenue pour une éprouvette EU05 \mathcal{L} _32 du matériau HT. Comme précédemment, la rupture s'initie par une zone triangulaire à plat (T) emboîtée par une zone en biseau (S) ; la rupture se termine au centre de l'éprouvette par une zone plate (F), quel que soit le sens de l'inclinaison des biseaux latéraux.

La zone triangulaire plate (T) apparaît uniquement pour les entailles les plus sévères (KA60, EV60 et EU05). Des essais interrompus montrent que cette zone T est totalement formée lorsque le maximum de la charge est atteint (indiqué par des points sur la figure 2.14). Cet effet a été observé uniquement sur le matériau AR et est supposé sur le matériau HT.

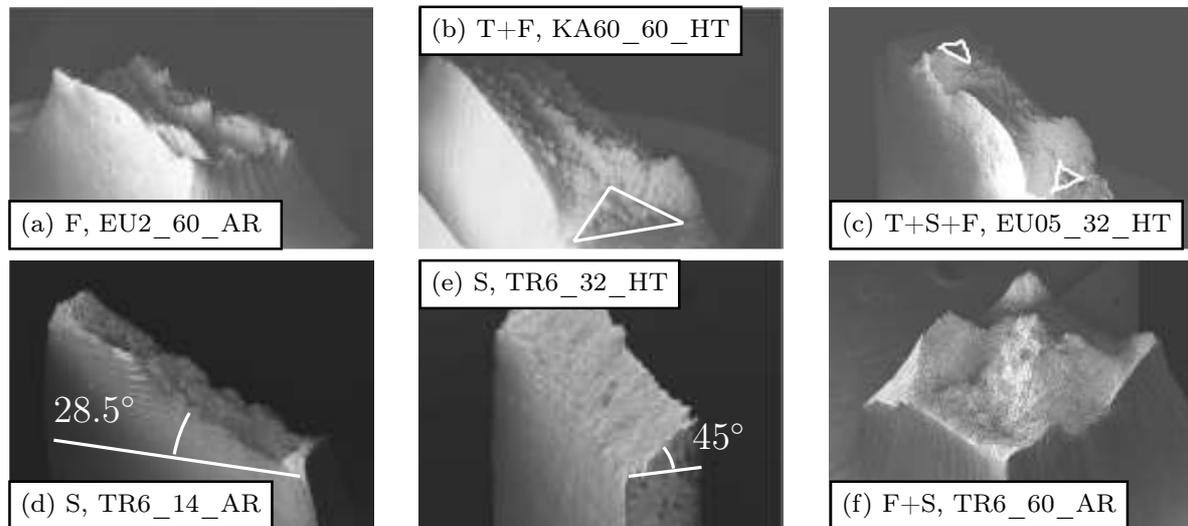


Figure 3.1: Surfaces de rupture macroscopiques. Les zones triangulaires plates (type T) des surfaces de rupture ont été délimitées en blanc pour les différentes éprouvettes montrant leur présence.

La figure 3.1-d-e-f montre les surfaces de rupture obtenues pour les éprouvettes TR6. Pour une épaisseur égale à 1.4 mm, une surface inclinée (de type S) est obtenue ; la normale, \vec{n} , au plan de rupture se situe dans le plan $\mathcal{L} - \mathcal{T}$ formant un angle de $28.5 \pm 3^\circ$

avec la direction transverse \mathcal{T} pour les deux matériaux AR et HT. Ce mode de rupture est caractéristique de la localisation [13] en contraintes planes ; l'angle théorique de localisation est donné en fonction du coefficient de Lankford (l défini dans le chapitre 2) comme :

$$\theta = \arctan \left(\sqrt{\frac{l}{1+l}} \right) \quad (3.1)$$

il est égal à 29.7° pour $l = 0.48$ (matériau AR) et 31.3° pour $l = 0.59$ (matériau HT) respectivement. Ceci correspond bien à ce qui est observé expérimentalement.

Pour une épaisseur égale à 3.2 mm, la condition de contrainte plane n'est plus vérifiée et la striction se produit préférentiellement le long de la direction \mathcal{S} (comme la déformation plastique tout au long de l'essai, cf. les valeurs du coefficient de Lankford), de sorte que la déformation dans la direction \mathcal{T} est empêchée. Ceci conduit à un état de déformation plane au centre de la striction qui mène à incliner la rupture (type S) avec la normale au plan de rupture $\mathcal{L} - \mathcal{S}$. L'angle de localisation est égal à 45° caractéristique de l'état de déformation plane. Pour une épaisseur égale à 6.0 mm, la section initiale de l'éprouvette est telle que la rupture de type cône-cratère (cup-cone) peut se produire. Le centre de la surface de rupture correspond au type F et est entouré par des lèvres de cisaillement (type S).

La table 3.1 récapitule les aspects macroscopiques des éprouvettes examinées pour chaque géométrie d'éprouvette et pour les deux matériaux (AR/HT). Le développement du type T ou de la rupture de type F est favorisé par :

- (i) l'adoucissement de l'entaille, notamment sur l'épaisseur de 6.0 mm
- (ii) l'augmentation de l'épaisseur
- (ii) l'utilisation du matériau HT.

AR/HT	TR6	EU2	EU1	EU05	EV60	KA60
1.4	S	S	S	T+S	T+S	T+S
3.2	S	S	T+S	T+S/T+S+F (*)	T+S	T+S/T+F+S
6.0	F	F	T+S+F/F	T+S/T+F	T+S	T+S/T+F

Tableau 3.1: Récapitulatif des formes des surfaces de rupture selon la géométrie et l'épaisseur de l'éprouvette (région plate T = triangle, région plate F=plat, région S = biseau). Quand une seule séquence de rupture est donnée, elle est identique pour les deux matériaux.(*). Sur cette géométrie la rupture à plat correspond à la fin de l'essai.

3.3 Mécanismes microscopiques

Toutes les surfaces de rupture sont du type ductile. En effet, la présence de cupules est caractéristique d'une rupture ductile. Trois types de cupules ductiles ont été identifiées (figure 3.2). Les grandes cupules (figure 3.2-a), nommées de "type I" ; toujours initiées aux précipités du type Al(Fe,Mn)Si montrés sur les figures 1.4 et 1.2 du chapitre 1. La taille de ces cupules est typiquement de 15 μm .

Les moyennes cupules (figure 3.2-b), désignées sous le nom de "type II", se sont amorcées sur des particules, d'une taille de 100 à 200 nm. Dans le matériau AR, la taille de ces cupules est en moyenne de 2 μm (figure 3.2-b) et des particules (ou agrégat de particules) peuvent être identifiées comme des sites de germination. Dans le matériau HT, les cupules de type II sont plus petites (en moyenne de 1 μm) et les particules liées à la germination sont rondes et plus petites (100 nm) comme montré sur la figure 3.2-c. Lors des examens métallographiques, pour la matériau AR, il s'agit vraisemblablement de dispersoïdes auxquels sont éventuellement accolées des particules de seconde phase (fléchées sur la figure 3.2-b). Pour le matériau HT, il peut s'agir soit des dispersoïdes, soit des particules solubles dont l'existence a été montrée au MET (figure 1.7) et qualifiées ici de "phases moyennes", en référence à leur taille (intermédiaire entre celle des particules grossières au fer et celle des précipités durcissants). La faible taille de ces particules n'a pas permis d'analyse chimique satisfaisante.

Des cupules de "type III" sont montrées sur la figure 3.2-d. Elles sont groupées dans des zones localement relativement lisses et s'initient sur les petits précipités qui sont semblables à ceux trouvés dans le type II. Néanmoins le mécanisme en jeu n'est pas le même dans ce cas. En effet, les observations métallographiques en coupe (voir section 3.4 de ce chapitre) ont permis d'associer les cupules de type III, situées sur plan de "fissures" parallèles à la direction \mathcal{L} de chargement, à de la rupture ductile intergranulaire également observée dans [61, 41].

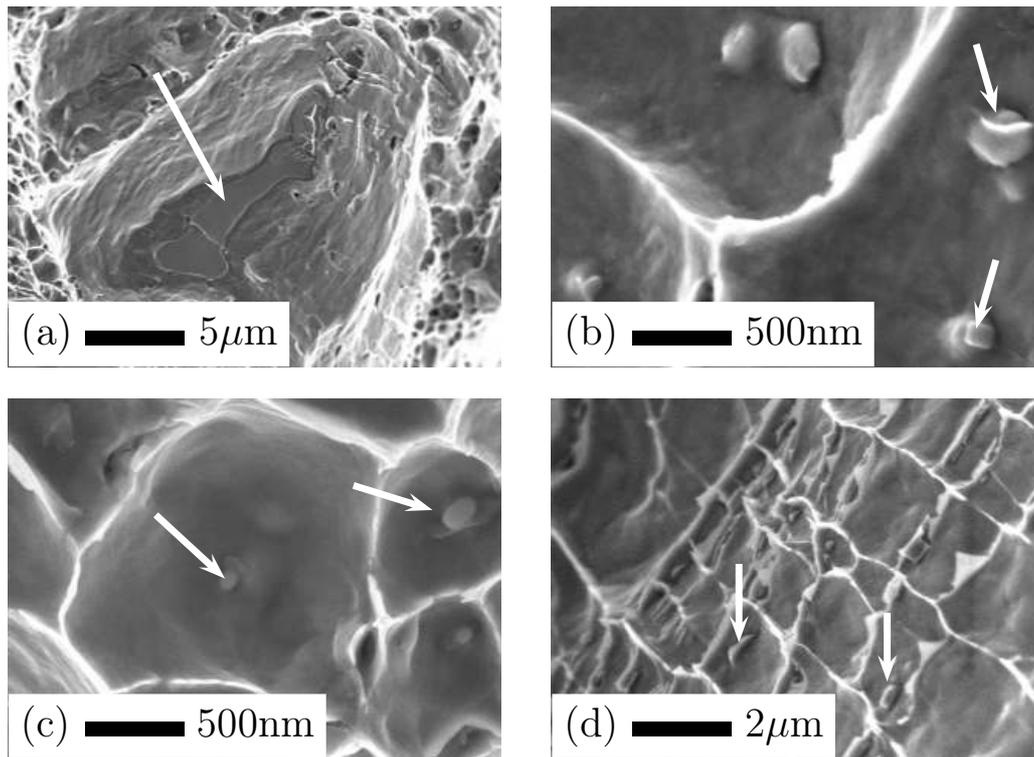


Figure 3.2: Précipités observés au fond des cupules par MEB (électrons secondaires, détecteur dans la lentille). (a) Type I contiennent des précipités $\text{Al}(\text{Fe},\text{Mn})\text{Si}$ dans les matériaux AR et HT, (b) Type II contiennent des dispersoïdes dans le matériau AR, (c) Type II contiennent des dispersoïdes et des phases moyennes induites dans le matériau HT, (d) Type III sont observées dans les zones en biseau S pour les matériaux AR et HT.

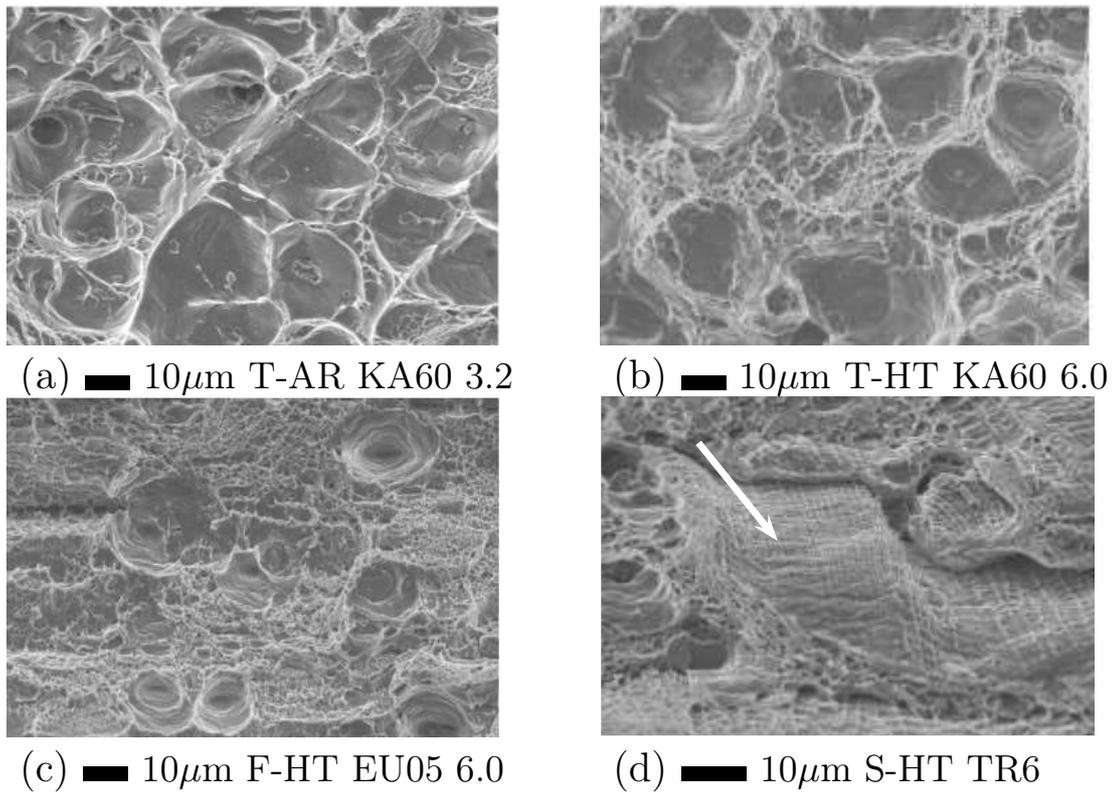


Figure 3.3: Surfaces de rupture microscopiques observées par MEB : (a) Type I dans le triangle d'amorçage (zone T) pour le matériau AR, (b) Types I et II dans le triangle d'amorçage (zone T) pour le matériau HT, (c) Types I et II pour toutes les surfaces du type F observées sur la partie de propagation à cœur d'éprouvette, (d) Types I, II et III (flèche) sur les surfaces S observées sur la partie de propagation à cœur d'éprouvette.

Le rapport entre les aspects macroscopiques et microscopiques des surfaces de rupture est le suivant (figure 3.3). Les régions plates triangulaires (type T) sont uniquement constituées par de cupules de type I dans le cas du matériau AR, tandis qu'elles sont constituées de cupules de type I avec quelques cupules de type II dans le cas du matériau HT. Les régions plates (type F) contiennent des cupules de type I et de type II mais la croissance des cupules de type I est limitée comparée à la surface de rupture de type T respectivement dans chaque matériau. Les régions inclinées (type S) contiennent tous les types de cupules et la croissance des cupules de type I est très limitée. Les cupules de type II et de type III montrent toujours la striction interne totale des ligaments.

Une éprouvette de type Kahn d'épaisseur de 3.2 mm a été découpée suivant le plan $\mathcal{L} - \mathcal{S}$ et attaquée avec la solution au HF déjà utilisée, de manière à observer les grains

après la rupture. Les zones en biseau ont particulièrement attiré l'attention. En effet, la figure 3.4 montre des décrochements au niveau des joints de grains associés à une rupture intergranulaire. Ces zones peuvent directement être reliées aux zones observées sur la figure 3.3-d, qui sont le plus souvent parallèles à la direction de traction comme le montrent la figure 3.4-b et c. Une cavité peut également être observée sur la figure 3.4-b. Elle traduit l'endommagement sous la surface de rupture.

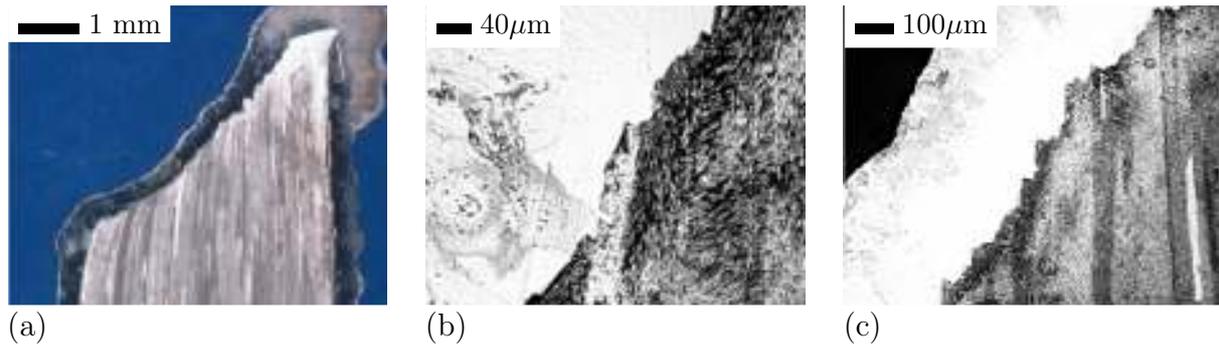


Figure 3.4: Coupe attaquée sur une KA60 de 3.2 mm d'épaisseur du matériau AR selon le plan $\mathcal{L} - \mathcal{S}$. (a) photographie numérique, (b) et (c) la couche de Nickel est en blanc.

3.4 Étude de l'endommagement

Une fois testées, les éprouvettes lisses des deux matériaux AR et HT ont été découpées selon le plan $\mathcal{L} - \mathcal{S}$ puis un dépôt de Nickel a été réalisé par voie électrochimique. Les échantillons ainsi obtenus ont permis d'observer l'endommagement sous les surfaces de rupture comme le montre la figure 3.5.

Dans le matériau AR, les cavités coalescent entre elles par striction interne perpendiculairement à la direction de traction jusqu'à la rupture, alors que dans le matériau HT, elles continuent de s'allonger dans le sens \mathcal{L} et coalescent en colonnes [38] jusqu'à la localisation de la déformation diffuse puis la striction de l'éprouvette. Pour le matériau HT, il n'y a donc pas de coalescence (dans le plan de fissuration) avant la rupture finale. Il ne sera donc pas nécessaire d'introduire de coalescence dans le modèle, contrairement au cas du matériau AR pour lequel les cavités coalescent, perpendiculairement au chargement appliqué, avant la rupture finale.

Dans le cas du matériau HT, la striction macroscopique est plus tardive de ce fait le

taux de triaxialité reste petit plus longtemps, les cavités se déforment plus dans le sens \mathcal{L} . Dans le cas du matériau AR, le taux de triaxialité atteint plus rapidement des valeurs élevées qui semblent accélérer la croissance des cavités dans le sens \mathcal{T} . Ceci est spécifique des éprouvettes de traction lisses. L'étude de l'endommagement sur les éprouvettes de traction entaillées a montré que les cavités sont un peu plus rondes au niveau de l'entaille étant données les fortes valeurs du taux de triaxialité des contraintes.

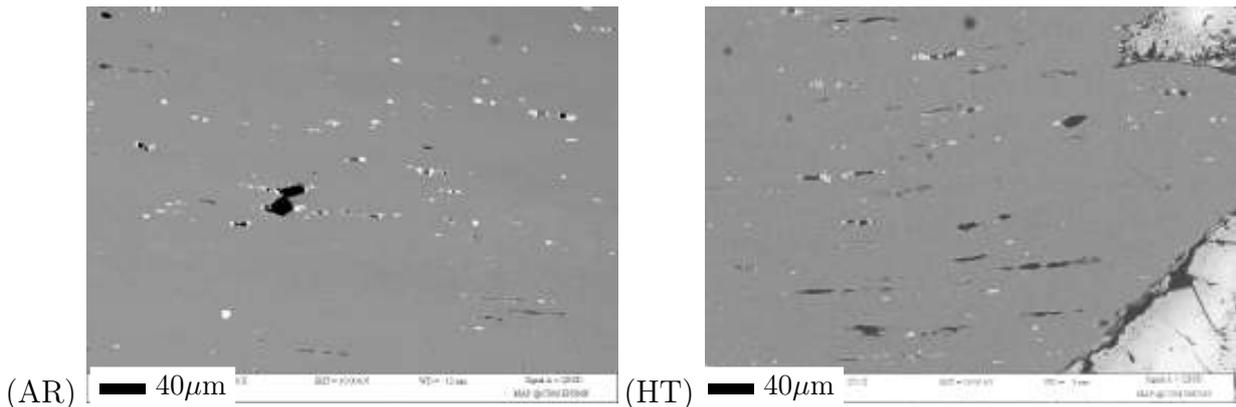


Figure 3.5: Coupes observées par MEB (électrons rétrodiffusés) sur éprouvette TR6 selon le plan $\mathcal{L} - \mathcal{S}$. (en blanc à droite, la couche de Nickel). La direction de traction est horizontale.

Afin de quantifier l'évolution de la porosité en fonction de la déformation plastique (donnée d'entrée du modèle de germination), des éprouvettes de traction lisses ont permis d'analyser l'ensemble de l'éprouvette, zone de striction comprise. Pour chaque valeur de la distance à la surface de rupture, la déformation plastique a été estimée par le calcul de la réduction d'aire. Il s'agit donc d'une déformation plastique moyenne dans la section, mesurée expérimentalement et non calculée par le modèle. La seule hypothèse faite ici est l'"incompressibilité plastique", qui semble raisonnable au vu du faible taux de porosité déterminé. Des séries de micrographies ont donc été prises au MEB, tous les millimètres à partir de la surface de rupture à grandissement de x250. Elles ont permis d'obtenir par un comptage des particules cassées de type $\text{Al}(\text{Fe},\text{Mn})\text{Si}$, la cinétique de germination des cavités en fonction de la déformation plastique, p , mesurée sur l'éprouvette dans l'épaisseur et la largeur et correspondant à la distance de l'image par rapport à la surface de rupture. Le graphique de la figure 3.6 représente les cinétiques obtenues pour chaque matériau. Comme il s'agit d'une étude post mortem, il n'y a pas de point avant la striction.

Les courbes montrent qu'il y a 40% de particules cassées à 6% (A_s) de déformation plastique pour le matériau AR et 50% de particules cassées à 17% de déformation plastique pour le matériau HT. Par ailleurs, lorsque 80% des précipités ont donné lieu à de la germination de cavités, la cinétique de germination devient globalement identique sur les deux matériaux. Ces courbes seront utilisées pour déterminer les paramètres de germination dans la modélisation des mécanismes de rupture.

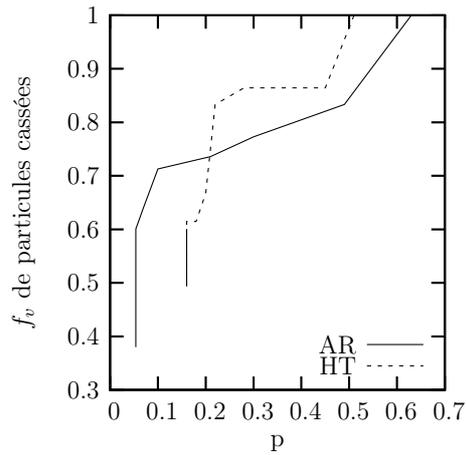


Figure 3.6: Cinétique de germination des particules sur les deux matériaux AR et HT (étude post mortem).

3.5 Conclusion

Ce chapitre a permis de mettre en évidence les mécanismes de rupture associés aux différents matériaux étudiés. En effet, plusieurs effets peuvent être remarqués, ces points seront discutés dans le chapitre suivant:

- Un effet matériau : un matériau du type HT favorise une rupture plate pour l'épaisseur la plus élevée (6 mm) et les entailles les plus douces.
- Un effet d'épaisseur : plus l'épaisseur augmente plus la rupture est plate.
- Un effet d'entaille : plus l'entaille est sévère plus la rupture est en biseau.
- Un effet microscopique :
 - un matériau du type HT favorise la croissance des cavités de type II.
 - un matériau du type AR favorise la coalescence des cavités perpendiculairement au chargement appliqué
 - une surface de rupture en biseau montre des zones de rupture intergranulaire.
- Un effet sur la cinétique de germination : pour le matériau HT, au moment de la striction (TR6) 50% des précipités sont cassés et lorsque 80% des précipités sont cassés, la vitesse de croissance devient identique à celle observée sur le matériau AR. La vitesse de croissance sera un paramètre d'entrée du modèle de rupture.

Les mécanismes de rupture seront explicitement pris en compte uniquement via l'évolution du nombre de cavités de type I (nombre de particules cassées), pour laquelle la courbe expérimentale de la figure de la figure 3.6 sera une donnée d'entrée pour chaque matériau. Il est à remarquer que bien que la population de telles particules soit en moyenne identique sur les deux matériaux, la déformation plastique nécessaire aux premières ruptures n'est pas la même, du fait du comportement du matériau (la striction se produisant plus tard pour le matériau HT). Il faut donc prendre explicitement une courbe par matériau et la pondérer par la fraction volumique de phases grossières, déterminée expérimentalement (chapitre 1). L'absence de coalescence (perpendiculairement au chargement appliqué) sur le matériau HT et la présence de cette coalescence sur le matériau AR sont explicitement pris en compte dans le modèle. Le mode de rupture sera une donnée de sortie du modèle,

de même que les courbes macroscopiques exprimant la charge en fonction du déplacement ou de l'ouverture de l'entaille.

Chapitre 4

Discussion

4.1 Effet du traitement thermique sur les mécanismes de rupture

Le traitement thermique n'affecte, ni les phases brutes d'Al(Fe,Mn)Si, ni les dispersoïdes. Cependant, en raison de l'étape de recuit de mise en solution, il induit des changements dans la distribution des précipités durcissants. D'abord, les précipités durcissants fins et métastables de l'AR sont dissous pendant le recuit à 550°C. Puis, pendant le refroidissement lent, des précipités stables du type β -Mg₂Si peuvent se former, à une température encore relativement haute, avec une taille beaucoup plus élevée (en général 100 nm) que les précipités durcissants du matériau AR avec ainsi une efficacité durcissante beaucoup plus faible.

Cette hypothèse est confirmée par deux observations expérimentales. D'abord, un taux de refroidissement très lent est nécessaire pour obtenir la dureté appropriée car les éprouvettes les plus minces (1.4 mm) doivent être refroidies entre deux plaques d'aluminium (i.e. : en sandwich). A défaut, ces éprouvettes sont, trop dures lorsque le taux de refroidissement est plus élevé (580°C/min) comparées aux autres éprouvettes. La deuxième observation expérimentale est le nombre plus élevé de phases de 100 nm rondes trouvées dans le matériau HT que dans le matériau AR.

Dans le matériau AR, ces phases dites moyennes sont seulement des dispersoïdes. Dans le matériau HT, ces phases sont plus nombreuses, indiquant que des phases stables de Mg₂Si se sont formées pendant le traitement thermique, en plus des dispersoïdes

inchangés. Par conséquent, le nombre des phases durcissantes fines métastables formées à la fin du refroidissement diminue fortement, menant à la baisse désirée de la limite d'élasticité du matériau HT comparé au matériau AR. Les examens au MET des deux matériaux AR et HT montrent ces différences métallurgiques.

Ainsi, en termes de distribution de phases secondaires, le traitement thermique n'a aucun effet sur les phases grossières trouvées dans les cupules de type I, mais augmente le nombre de phases moyennes typiquement trouvées dans les cupules de type II. La baisse de la limite d'élasticité et surtout l'augmentation de l'écrouissabilité observés pour le matériau HT comparé au matériau AR peuvent être attribués au remplacement des précipités durcissants fins par des phases grossières ayant approximativement la même taille que les dispersoïdes.

4.2 Mécanismes de rupture microscopique

La rupture ductile peut être décrite comme la succession de trois étapes distinctes : germination, croissance et coalescence de porosités. Dans le matériau étudié, deux populations de particules peuvent être des sites de germination : (i) Les précipités bruts du type $\text{Al}(\text{Fe},\text{Mn})\text{Si}$, (ii) les dispersoïdes (et précipités bruts de Mg_2Si pour le matériau HT). Les porosités apparues autour de la première (respectivement de la seconde) population des particules sont désignées sous le nom des porosités primaires (respectivement secondaires).

Les précipités durcissants ne participent pas au processus d'endommagement. Les observations montrent que la germination de cavités primaires a lieu est sur les précipités de type $\text{Al}(\text{Fe},\text{Mn})\text{Si}$. La croissance de cavités autour de ces sites est plus ou moins prononcée selon l'état de contrainte local. Dans les zones triangulaires d'amorçage de fissure (de type T), le taux de triaxialité local peut atteindre des valeurs aussi élevées que 1.5, comme montré par des calculs par éléments finis [12, 19]. Ceci favorise la croissance de cavités et leur coalescence par striction interne [75], menant à la formation de cupules du type I (figure 3.3-a et b).

Les dispersoïdes induisent de la germination de cavités secondaires pour de plus forts états de contrainte. Les précipités de taille moyenne jouent également un rôle. La présence de cupules du type II sur les surfaces de type T du matériau HT peut être provoquée par

deux faits : (i) leur germination peut être plus facile pour ce matériau en raison de la répartition des précipités associés, (ii) l'écrouissabilité plus élevée du matériau HT, la croissance de cavités primaires et la coalescence sont retardées [33], de sorte que les contraintes locales peuvent atteindre de plus grandes valeurs, permettant la germination des cavités secondaires.

Le processus de germination des cavités secondaires favorise la formation des bandes de localisation de la déformation entre les cavités primaires, menant à la ruine du matériau [37, 8]. Ceci mène à la formation du type F et du type S des surfaces de rupture. Les vides secondaires fusionnent également par la striction interne formant des cupules de type II (figure 3.2-b et c).

Dans [61], la rupture ductile intergranulaire a été décrite pour le cas où les frontières des grains sont entourées par des zones dénudées de précipités (PFZ : Precipitate Free Zone). Ces PFZ sont plus douces et ont une capacité durcissante beaucoup plus élevée que le reste du matériau. Les calculs de cellules élémentaires et les modèles micro-mécaniques indiquent que la rupture ductile intergranulaire (associées aux cupules de type III) devrait régner pour des niveaux élevés de taux de triaxialité des contraintes. Or, ce n'est pas le cas dans la présente étude car les surfaces de rupture de type S, où des cupules de type III sont observées, apparaissent également pour de faibles taux de triaxialité. Cependant, l'analyse proposée dans [61] néglige la germination des cavités, de sorte que le solide possède une unique cavité équivalente à la fraction initiale de porosités. Ce n'est clairement pas le cas dans cette étude, en particulier au niveau des dispersoïdes. Dans cette étude, l'apparition de cupules de type III sera implicitement représentée par une coalescence entre cavités préexistantes par mécanismes de cisaillement ("void sheeting"), sans prendre explicitement en compte l'orientation de ces populations, parallèle à la direction de chargement.

4.3 Effet d'épaisseur sur la rupture

La résistance globale à la rupture ductile des diverses éprouvettes résulte de la ductilité intrinsèque des matériaux et de la stabilité structurale des éprouvettes. Ce point est clairement démontré dans la figure 2.7 pour des éprouvettes de traction lisse et dans la figure 2.11 pour les éprouvettes entaillées. La contrainte apparente à rupture diminue avec

la diminution de l'épaisseur d'éprouvette. Cependant, le taux de triaxialité des contraintes diminue également avec cette diminution de l'épaisseur, ce qui devrait augmenter la ductilité globale. Le résultat expérimental est expliqué par la stabilité structurale vis à vis de la localisation (au sens de la mécanique des structures), qui est faible pour les éprouvettes de traction lisse minces et beaucoup plus élevée pour des éprouvettes de traction lisse à section carrée ou ronde [59].

À partir d'un certain point, l'augmentation de l'épaisseur de tôle peut devenir néfaste à mesure que la triaxialité des contraintes augmente causant alors un endommagement rapide. Ce point est démontré dans le cas des éprouvettes Kahn pour le matériau AR (figure 2.14 et 2.15). L'augmentation du taux de triaxialité des contraintes a deux effets [67] : (i) augmentation des contraintes le long de la direction de chargement menant à une énergie dissipée plus élevée ; cet effet cause l'augmentation de R (1.4 mm \rightarrow 3.2 mm) ; (ii) le taux de croissance des cavités est augmenté, de sorte que la coalescence est atteinte plus tôt ; cet effet cause une diminution de R (3.2 mm \rightarrow 6. mm).

Pour le matériau HT, R est une fonction croissante de l'épaisseur de l'éprouvette. Ceci est essentiellement expliqué par les changements de mode de progression de la fissure qui passe du biseau au plat à mesure que l'épaisseur augmente. Cette hypothèse est bien corroborée par l'essai effectué sur les éprouvettes de 3.2 mm d'épaisseur. Dans ce cas, le mode de propagation de fissure change pendant l'essai du plat au biseau (figure 2.14). Ce changement coïncide avec une augmentation de la vitesse de propagation de fissure et une plus petite énergie alors est nécessaire pour le type de propagation de fissure de type S (biseau) contrairement au type de propagation de fissure de type F (plat).

4.4 Effet de l'écrouissage sur les propriétés mécaniques

Au niveau microscopique, l'écrouissage retarde la croissance et la coalescence, comme montrée dans [33], en empêchant la striction interne, de sorte que la ductilité intrinsèque au matériau est augmentée. Au niveau macroscopique, le durcissement augmente la stabilité globale. Ces deux facteurs tendent à augmenter la contrainte apparente à rupture du matériau HT comparé au matériau AR comme démontré dans les figures 2.7 et 2.11. Cependant, la forte capacité d'écrouissage est obtenue en réduisant fortement la limite d'élasticité et la charge maximale (tableau 2.1) de sorte que la charge maximale soit

toujours plus petite pour le matériau HT que pour le matériau AR.

Les résultats récapitulés dans le tableau 3.1 indiquent que la rupture plate est favorisée dans le cas du matériau HT. Cette tendance peut être expliquée par la forte capacité d'écroissage. Après la formation du triangle d'amorçage (quels que soient le matériau et l'épaisseur), la formation de la rupture en biseau exige un changement d'orientation d'une fissure à l'origine plate. Un tel changement a été numériquement étudié dans le cas de la formation du "cup-cone" dans un barreau rond [14] et dans des conditions de contraintes planes [15]. Le changement de direction de la fissure ne peut se produire que s'il existe une zone, suffisamment grande, où la localisation [66] qui s'est développée en pointe de fissure est possible. Cette condition est plus facilement remplie dans le cas d'un matériau à faible capacité d'écroissage tel que le matériau AR. Par ailleurs, les travaux de Bron [20] ont montré qu'un 2024 s'écroit mais rompt en biseau. Cette rupture semble régi par la compétition entre la localisation et la croissance des cavités. Cependant, la capacité d'écroissage du 2024 ($R_{p_{0.2}}/R_m \approx 0.71$) reste, néanmoins, plus faible que celle du matériau HT (tableau 2.1) et la limite d'élasticité du 2024 est nettement supérieure à celle du matériau HT. Ceci semble confirmer l'influence de la capacité d'écroissage.

Chapitre 5

Modélisation numérique de l'effet d'épaisseur et de l'écrouissage

5.1 Introduction

Ce chapitre présente le modèle de comportement utilisé pour modéliser les résultats expérimentaux obtenus. Cette loi de comportement se décompose en trois termes : Une partie pour reproduire le type d'écrouissage du matériau, une partie prenant en compte le type d'endommagement et enfin une partie tenant compte de l'anisotropie du matériau. Un indicateur de localisation, utilisé en post-traitement, permet de prédire la forme macroscopique de la surface de rupture. Le modèle numérique et la méthode d'ajustement des paramètres seront décrits dans les deux premières parties. Les résultats seront ensuite exposés.

5.2 Présentation du modèle et méthode d'identification des paramètres

5.2.1 Loi d'écrouissage

Le comportement élastoplastique est modélisé par un écrouissage isotrope [50] avec une composante linéaire et deux composantes exponentielles (équation 5.1) :

$$R(p) = \sigma_Y [1 + Hp + Q_1(1 - e^{-b_1p}) + Q_2(1 - e^{-b_2p})] \quad (5.1)$$

p : déformation plastique cumulée,

σ_Y : limite d'élasticité expérimentale,

H, Q_1, Q_2, b_1, b_2 : paramètres permettant de représenter l'écrouissage du matériau.

Le choix de la forme exponentielle pour modéliser l'écrouissage vient de l'ajustement avec l'expérience. L'identification des paramètres de cette loi d'écrouissage s'est faite en deux étapes. Le σ_Y est déterminé expérimentalement à partir des courbes de traction par l'analyse des courbes réalisée dans le chapitre 2. Un maillage 2D (figure 5.1) représentant la géométrie des éprouvettes TR12 est utilisé pour l'identification des autres paramètres. L'essai de traction est simulé et l'écart avec la courbe expérimentale est minimisé par comparaison de la valeur obtenue à la position de l'extensomètre et grâce à l'optimiseur de ZEBULON sur le matériau AR et manuellement pour le matériau HT. La méthode d'optimisation utilisée est la méthode du simplex. Les paramètres H, Q_1, Q_2, b_1, b_2 ont été identifiés sur l'ensemble (trois épaisseurs d'éprouvette) des courbes de traction pour chacun des matériaux, jusqu'à striction, en comparant les contraintes et les allongements respectifs.

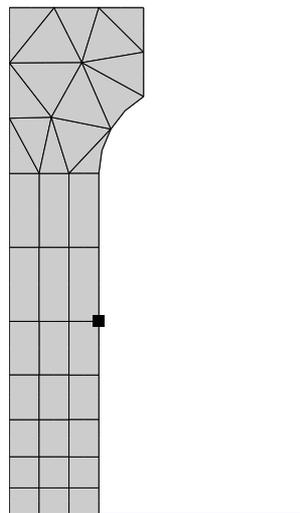


Figure 5.1: Maillage grossier 2D représentant l'éprouvette de traction lisse TR12. Le point représente la position de l'extensomètre.

Comme le montrent les courbes expérimentales de traction, le matériau AR ayant un faible taux d'écrouissage, le paramètre H est pris nul. Par contre, pour le matériau

HT, plusieurs cycles d'optimisation ont montré que le paramètre H de l'écroissage linéaire avait son importance et que la deuxième exponentielle n'était pas significative. C'est pour cela que Q_2 et b_2 sont pris nuls. Le tableau 5.1 récapitule les valeurs de $\sigma_Y, H, Q_1, Q_2, b_1, b_2$ pris pour chaque matériau. Les résultats montrant l'accord entre la simulation et l'expérience seront exposés plus loin dans ce chapitre.

	σ_Y (MPa)	H (MPa)	Q_1 (MPa)	Q_2 (MPa)	b_1	b_2
AR	300.	-	0.200	0.0186	25.94	3.98
HT	65.	3.10	2.27	-	23.	-

Tableau 5.1: Paramètres de la loi d'écroissage obtenus pour les deux matériaux

5.2.2 Modèle d'endommagement

L'expérience a montré un endommagement et une rupture ductile significatifs avant la rupture finale. Le modèle couplé pour prendre en compte la déchirure ductile produite par cet endommagement est le modèle de Gurson [40]. Ce modèle est basé sur la description de la croissance d'une cavité sphérique dans une matrice rigide parfaitement plastique (pas parfaitement applicable au matériau HT). Afin de prendre en compte l'accélération de la croissance des cavités pendant le stade de coalescence, la fonction f^* est introduite par Tvergaard et Needleman en 1984 [77] dans l'expression du potentiel. L'expression du potentiel de GTN est alors donnée par :

$$\Phi(\tilde{\Sigma}, f, \sigma_Y) = \frac{\tilde{\Sigma}_{eq}^2}{\sigma_Y^2} + 2q_1 f^* \cosh\left(\frac{3q_2 \tilde{\Sigma}_m}{2\sigma_Y}\right) - (1 + q_1^2 f^{*2}) \quad (5.2)$$

$$f^*(f) = \begin{cases} f & \text{si } f \leq f_c \\ f_c + \delta(f - f_c) & \text{sinon} \end{cases} \quad (5.3)$$

$$\text{avec } \left\{ \begin{array}{l} \tilde{\Sigma} \quad \text{tenseur des contraintes macroscopiques (matrice + porosité)} \\ \Sigma_{eq} \quad \text{contrainte macroscopique équivalente} \\ \Sigma_m \quad \text{contrainte macroscopique moyenne} \\ \sigma_Y = R(p), \quad \text{écrouissage du matériau idéal dense (sans porosité)} \\ q_1, q_2 \quad \text{coefficients} \\ f \quad \text{porosité courante du matériau} \\ \delta = \frac{f_U^* - f_c}{f_F - f_c} \\ f_U^* \quad \text{porosité effective à rupture, } f_U^* = 1/q_1 \\ f_F \quad \text{porosité à rupture.} \end{array} \right.$$

Le schéma de la figure 5.2, issu de la thèse de Benoît Tanguy [74], explique clairement et en image l'accélération de la croissance des cavités qui deviennent alors, de plus en plus endommageantes.

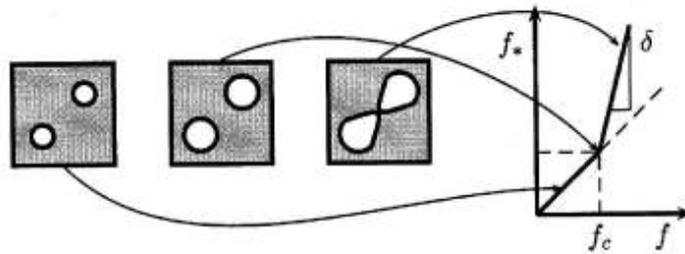


Figure 5.2: Fonction f^*

Les paramètres q_1 et q_2 sont déterminés à partir d'un calcul de cellule élémentaire selon le modèle présenté dans [34] par Faleskog. Les valeurs standard prises dans la littérature ($q_1=1.5$ et $q_2=1.$) donnent une bonne corrélation entre expérience et simulation mais celles obtenues par le modèle de Faleskog sont encore meilleures pour le matériau AR. Les paramètres q_1 et q_2 ont été identifiés en comparant une cellule, comportant une cavité et possédant un comportement élastoplastique donné point par point, à partir de l'essai de traction lisse, avec un point de Gauss ayant un comportement du type GTN et une fraction de porosité initiale, f_0 , équivalente au volume de la porosité de la cellule unité.

La valeur de f_0 est prise égale à celle obtenue par analyse d'image dans le tableau 1.5, soit 0.29% (les cavités germées sur les précipités intermétalliques du type Al(Fe,Mn)Si seront pris en compte dans la loi de germination)

Dans le modèle de Faleskog, le matériau doit avoir un faible taux d'écrouissage ($n \leq 0.2$) et une faible fraction volumique de porosité. Le matériau AR remplit ces deux conditions car $n = 0.078$ et $f_0 = 0.29\%$.

Les paramètres q_1 et q_2 du matériau HT ont été pris égaux à ceux du AR par soucis de simplicité. Par ailleurs, le f_0 est le même pour les deux matériaux. Les valeurs sont reportées ci-dessous.

$$\begin{cases} q_1 = 1.25 \\ q_2 = 0.86 \end{cases}$$

avec le paramètre q_1 supérieur à 1 car $f_U^* = 1/q_1$.

Par ailleurs, pour le matériau AR, l'accélération de la croissance des cavités est prise en compte avec un δ égal à 3.75 et un f_c égal à 0.05. Par contre, pour le matériau HT, l'évolution de la porosité est prise en compte avec un δ égale à 1. Pour ce matériau, il n'y a donc pas d'accélération comme le montrent les observations fractographiques (figure 3.5 du chapitre 3) sur lesquelles il n'y a pas de coalescence perpendiculaire à la direction de chargement.

5.2.3 Évolution de la porosité

Dans le modèle de Gurson, expliqué par Zhang [80] et dans [13], l'évolution de la porosité au cours d'un essai est issue de deux contributions. La première est liée à la croissance des cavités initialement présentes dans le matériau. La deuxième est liée à la germination de nouvelles cavités soit dans la matrice soit par décohésion ou par clivage des précipités. Cette évolution est décrite par l'expression 5.4. Le terme lié à la croissance s'obtient à partir de l'équation de conservation de la masse (équation 5.4).

$$\dot{f} = \dot{f}_{germination} + \dot{f}_{croissance} \quad (5.4)$$

avec $\dot{f}_{croissance} = (1 - f) \dot{\varepsilon}_{kk}^p$ et $\dot{f}_{germination} = A \dot{\varepsilon}_{eq}^p$

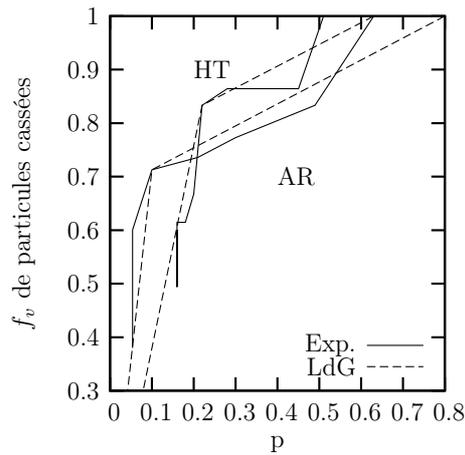


Figure 5.3: Cinétique de germination des particules sur les deux matériaux AR et HT (étude post mortem), expérience en trait plein, loi de germination en trait continu.

Cette évolution a été choisie par confrontation avec l'expérience. De plus, la déformation plastique cumulée est supposée égale à celle mesurée localement sur les éprouvettes de traction (du fait que la striction est relativement diffuse, l'hypothèse de déformation homogène dans la section de l'éprouvette de traction paraît raisonnable). En effet, étant donnés les résultats de l'étude de l'endommagement représenté sur la figure 5.3, le choix du paramètre A pour le matériau AR est le suivant :

$$\begin{cases} A = 0.102 & \text{si } p < 0.1 \\ A = 0.00476 & \text{autrement} \end{cases}$$

Le choix du paramètre A pour le matériau HT est le suivant :

$$\begin{cases} A = 0.0503 & \text{si } p < 0.2 \\ A = 0.00476 & \text{autrement} \end{cases}$$

La différence remarquable, ici, se situe dans le premier terme de la germination. En effet, dans le cas du matériau AR, la germination est deux fois plus rapide que dans le cas du matériau HT. Par contre le deuxième terme est le même dans les deux matériaux. Cet effet est dû à la capacité d'érouissage du matériau HT et donc à une plus grande capacité de déformation, sans atteindre le niveau de contrainte locale susceptible de faire germer les cavités sur les précipités.

5.2.4 Critère d'anisotropie

Plusieurs critères permettent de modéliser l'anisotropie de comportement du matériau. Par exemple, un premier, celui de Hill [12], est utilisé dans [6]. Le critère de Hill permet une assez bonne corrélation mais pas suffisante. Un autre critère plus complexe et affiné permet de mieux représenter la surface de charge et donc de mieux coller aux courbes expérimentales. Le critère d'anisotropie, utilisé ici, est celui de Barlat et al. [9]. Cette anisotropie est représentée par 7 coefficients mais dans le cas présent seulement 3 sont utilisés. Par rapport à une ellipse de von Mises, le modèle de Barlat permet de modifier à la fois la forme de la surface de charge (via $\bar{\sigma}$) et l'orientation des axes principaux (via le tenseur $\underset{\approx}{L}$) Le principe porte sur la définition du déviateur des contraintes défini par l'équation 5.6 intervenant dans les expressions de la contrainte équivalente $\bar{\sigma}$ (équation 5.5).

$$\bar{\sigma} = \left[\frac{1}{2} (|S_2 - S_3|^a + |S_3 - S_1|^a + |S_1 - S_2|^a) \right]^{1/a} \quad (5.5)$$

où $S_{i=1-3}$ sont les valeurs principales du déviateur des contraintes modifié selon l'équation 5.6. Le tenseur de transformation linéaire d'ordre 4, $\underset{\approx}{L}$, traduit l'anisotropie. Le nombre de paramètres de $\underset{\approx}{L}$ est réduit à 6 dans le cas d'une symétrie orthotrope.

$$\underset{\approx}{s} = \underset{\approx}{L} : \underset{\approx}{\sigma} \quad (5.6)$$

avec $\underset{\approx}{L}$ défini suivant l'équation 5.7

Comme le montre la figure 2.10, l'influence du sens de prélèvement montre juste une différence en termes de ductilité et non en termes de contrainte. C'est pour cela que l'isotropie est considérée complète dans le plan de la tôle ($\mathcal{L} - \mathcal{T}$), ce qui réduit les paramètres à identifier à a , c_1 et c_3 et $c_2 = c_4 = c_5 = c_6 = 1$. Les $c_{i \geq 5}$ ne peuvent pas être ajustés c'est pourquoi dans les calculs 3D, ils sont pris égaux à 1 [18].

$$\underset{\approx}{L} = \begin{pmatrix} (c_2 + c_3)/3 & -c_3/3 & -c_2/3 & 0 & 0 & 0 \\ -c_3/3 & (c_3 + c_1)/3 & -c_1/3 & 0 & 0 & 0 \\ -c_2/3 & -c_1/3 & (c_1 + c_2)/3 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & c_4 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & c_5 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & c_6 \end{pmatrix} \quad (5.7)$$

Les paramètres de ce critère sont identifiés sur les courbes de traction sur éprouvettes lisses à la fois en contrainte nominale en fonction du déplacement et sur les courbes de déformation longitudinale (sens \mathcal{L}) en fonction de la déformation transversale (sens \mathcal{T}) et sur les courbes de traction sur éprouvettes entaillées en U à 1 et 2 mm en contrainte nominale en fonction du déplacement. Le choix de ces géométries est lié aux faibles taux de triaxialité induits pour le chargement, ce qui limite l'endommagement (non pris en compte dans cette étape du processus d'identification), du moins avant que la courbe charge/déplacement ou charge/ouverture atteigne son maximum.

Pour cela, des simulations sont réalisées avec des maillages grossiers : le même maillage 2D TR12, déjà présenté, et des maillages 3D représentés sur la figure 5.4. Les valeurs des paramètres obtenus sont reportés dans le tableau 5.2. La (faible) différence entre les coefficients de Lankford des matériaux AR et HT a volontairement été négligée.

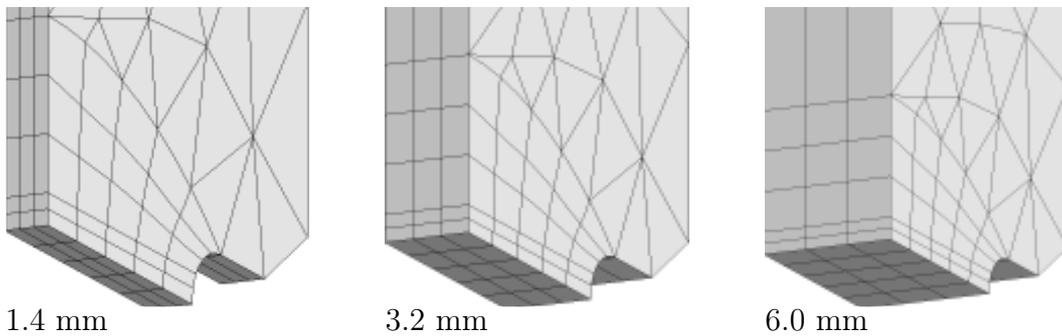


Figure 5.4: Maillages 3D des huitièmes d'éprouvettes EU1 pour chaque épaisseur

Les valeurs des paramètres obtenus sont reportées dans le tableau 5.2 :

	a	c_1	c_3
AR/HT	4.18	1.17	8.27

Tableau 5.2: Paramètres du critère d'anisotropie obtenus pour les deux matériaux

5.2.5 Indicateur de localisation : post-processeur

La localisation de la déformation en bande de cisaillement est souvent un précurseur de la rupture du matériau. Elle est proposée comme étant une instabilité de l'écoulement plastique et comme précurseur de la rupture à 45° dans le cas d'un matériau élastoplastique infini pour un écoulement incompressible [66]. Le critère de Rice repose sur la détermination du module d'écrouissage critique pour qu'un mode de bifurcation, conduisant à une déformation localisée ou diffuse, devienne possible et sur l'existence d'une surface de discontinuité du gradient des vitesses et des vitesses de contraintes. Une détermination des valeurs et tenseurs propres de la matrice élastoplastique tangente $\underline{\underline{C}}^{ep}$ est nécessaire pour obtenir un critère explicite de perte d'unicité et obtenir ainsi les modes de bifurcation associés [13]. Les calculs sont post traités avec la condition de Rice concernant ces bandes de localisation [66]. L'indicateur de localisation I_l est défini comme :

$$I_l = \min_{\vec{n}} \det \vec{n} \cdot \underline{\underline{C}}^{ep} \cdot \vec{n} \quad (5.8)$$

avec \vec{n} la normale possible à la bande de localisation et $\underline{\underline{C}}^{ep}$ la matrice élastoplastique tangente définie par $\dot{\sigma} = \underline{\underline{C}}^{ep} : \dot{\epsilon}$ [72]. La méthode utilisée pour calculer I_l est détaillée dans [14]. La localisation peut se produire aussitôt que I_l devient strictement négatif quelque part dans la structure.

L'orientation de la bande de localisation est indépendante du maillage à condition d'utiliser des éléments quadratiques car des éléments linéaires conduisent au phénomène de sablier [13].

5.3 Résultats des simulations

Les simulations numériques sont réalisées avec des maillages 3D complets plus fins que ceux utilisés pour l'identification des paramètres (pour l'identification des paramètres 3 mailles ont été prises dans la demi-épaisseur, pour les simulations, 10 mailles ont été prises dans la demi-épaisseur). Ce niveau de raffinement de maillage ne semble pas affecter la forme macroscopique de la courbe. Dans cette section, les résultats sur les courbes contraintes déformations seront exposés avant les résultats sur l'indicateur de localisation.

5.3.1 Résultats sur les courbes de chargement macroscopique

La figure 5.5 représente les courbes simulées et expérimentales des éprouvettes de traction lisses pour les deux matériaux AR et HT. Les résultats montrent une bonne adéquation entre les courbes simulées et les courbes expérimentales. En effet, les contraintes maximales correspondent à 6% près pour les deux matériaux alors que la dispersion de mesure est de 4% et les ductilités de chaque épaisseur correspondent à 5% près pour le matériau AR et à 20% près pour le matériau HT.

Dans le cas du matériau AR l'optimisation a été réalisée via ZEBULON et dans le cas du matériau HT, elle a été réalisée manuellement. Les deux méthodes sont différentes dans la mesure où, une identification manuelle permet de choisir des valeurs phénoménologiques cohérentes avec l'expérience mais n'est pas forcément très précise alors qu'une identification automatique est très précise et permet de trouver non pas une solution unique mais un ensemble de solutions dans un intervalle donné.

Sur ces courbes, l'effet d'épaisseur est bien reproduit. En effet, lorsque l'épaisseur augmente la ductilité augmente pour les deux matériaux. L'effet de l'écroutissage est également bien reproduit par les courbes simulées puisque la différence en charge qui sépare les deux matériaux est de 40 % ($R_{m_{AR}} = 325$ MPa et $R_{m_{HT}} = 193$ MPa).

Deux points sont toutefois à améliorer dans la modélisation. D'une part la ductilité donnée par le modèle est systématiquement trop élevée pour le matériau HT. Ceci est améliorable par une identification plus précise des paramètres. D'autre part, l'effet d'épaisseur sur la ductilité n'apparaît que dans le comportement post-striction, là où l'éprouvette commence à adopter une géométrie "entaillée" telle que le taux de triaxialité des contraintes ne vaut plus 1/3 mais varie avec l'épaisseur de l'éprouvette. Une baisse de la ductilité serait alors attendue lorsque l'épaisseur augmente, ce qui n'est pas le cas, y compris pour le matériau HT, sans doute à cause de la forte anisotropie plastique (l'éprouvette se déformant beaucoup plus dans l'épaisseur).

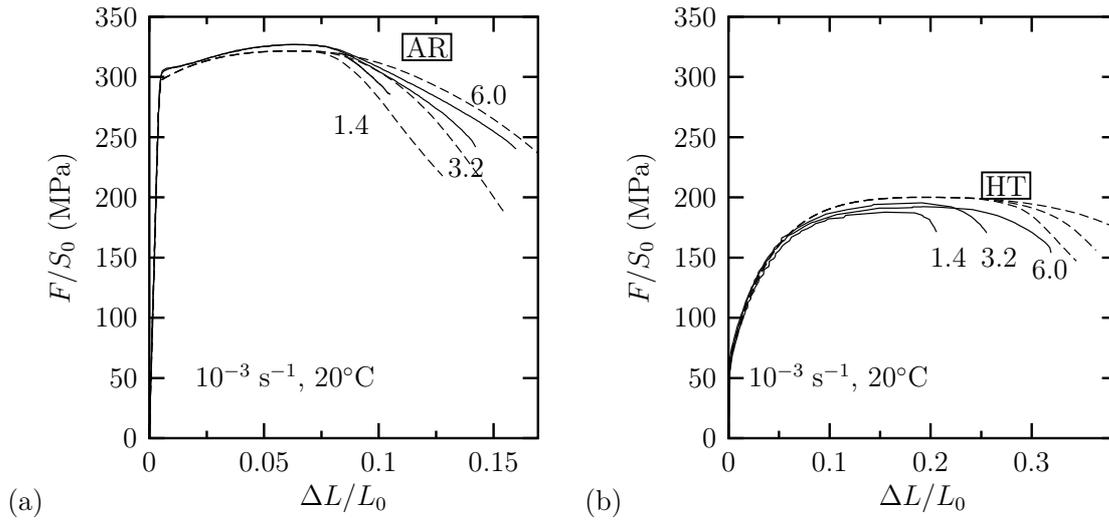


Figure 5.5: Effet d'épaisseur sur les éprouvettes de traction : (a) le matériau AR, (b) le matériau HT. La simulation est en pointillé et l'expérience en continu.

La figure 5.6 représente les courbes simulées et expérimentales des éprouvettes de traction entaillées en U et en V dans la direction \mathcal{L} pour les deux matériaux AR et HT. Sur ces courbes, l'effet d'épaisseur sur la ductilité est également bien reproduit. Lorsque l'épaisseur augmente, la charge maximale augmente ainsi que la ductilité, de même que l'effet d'écrouissage. La ductilité trop élevée pour le matériau HT est évidemment retrouvée sur ces éprouvettes pour la même raison que précédemment expliquée.

Dans le modèle GTN, un paramètre essentiel est la variation du taux de triaxialité et cela induit alors des contraintes additionnelles dans l'épaisseur. De ce fait, la contrainte maximale normalisée augmente bien avec l'épaisseur. Quant à l'influence du paramètre δ sur la forme macroscopique des courbes, elle semble limitée dans la mesure où l'effet de l'épaisseur sur la ductilité est bien reproduit pour les deux matériaux AR et HT.

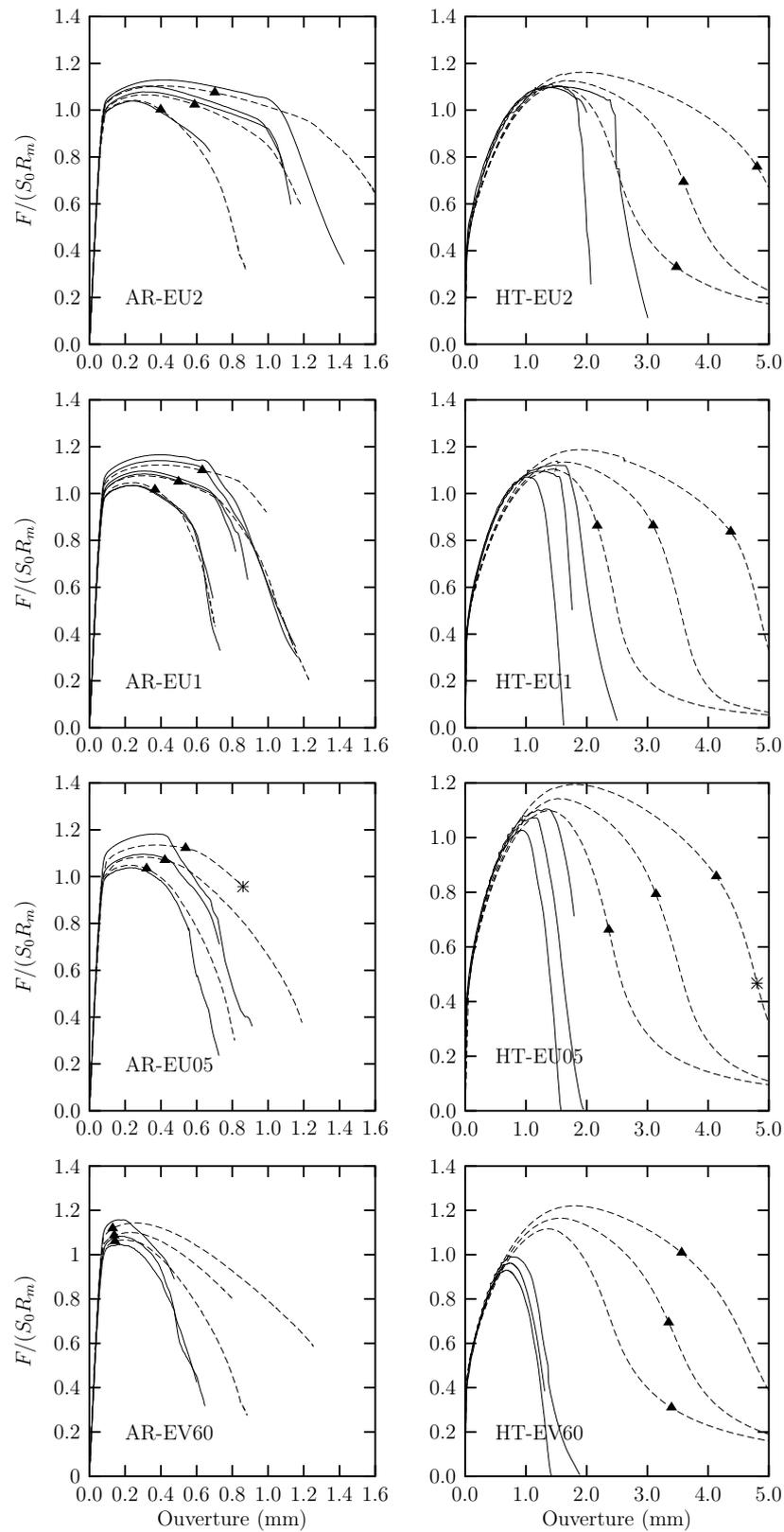


Figure 5.6: Effet d'épaisseur sur EUℒ : à gauche le matériau AR, à droite le matériau HT, la simulation est en pointillé et l'expérience en continu.

5.3.2 Résultats sur l'indicateur de localisation

Les figures 5.7 et 5.8 représentent les cartes obtenues par le post-traitement de l'indicateur de localisation. Les zones en bleues indiquent que l'indicateur de localisation I_l est négatif sur le point de Gauss de l'élément associé. Sur la figure 5.6, les triangles noirs indiquent la carte de calcul pour laquelle l'indicateur de localisation devient négatif pour la première fois (i.e. : $I_l < 0$ pour au moins un point de Gauss) et les étoiles indiquent la carte (présentée sur les figures 5.7 et 5.8) de calcul pour laquelle la localisation peut se produire sur l'ensemble du ligament. Les cartes obtenues, permettent de visualiser la localisation induite par le modèle de GTN et confirment bien la relation entre la localisation et la forme de la surface de rupture qui en découle puisque expérimentalement celle ci correspond à la forme de la localisation obtenue par simulation. Sur la figure 5.7 sont reportées les cartes montrant l'effet d'épaisseur sur les zones de localisation de rupture pour une géométrie de type EU2. Pour un matériau donné, ici le matériau AR, lorsque l'épaisseur augmente, la surface de rupture tend à devenir de plus en plus plate. En effet, sur l'épaisseur de 1.4 mm toute l'épaisseur est en biseau, alors qu'à l'extrême sur l'épaisseur de 6.0 mm la moitié de l'épaisseur du ligament localise à plat. Ces résultats correspondent bien à ce qui est observé expérimentalement sur les surfaces de rupture des éprouvettes, y compris à 6 mm puisque, expérimentalement, des lèvres de cisaillement sont observées sur les bords de la surface de rupture, comparables au biseau observé sur la simulation.

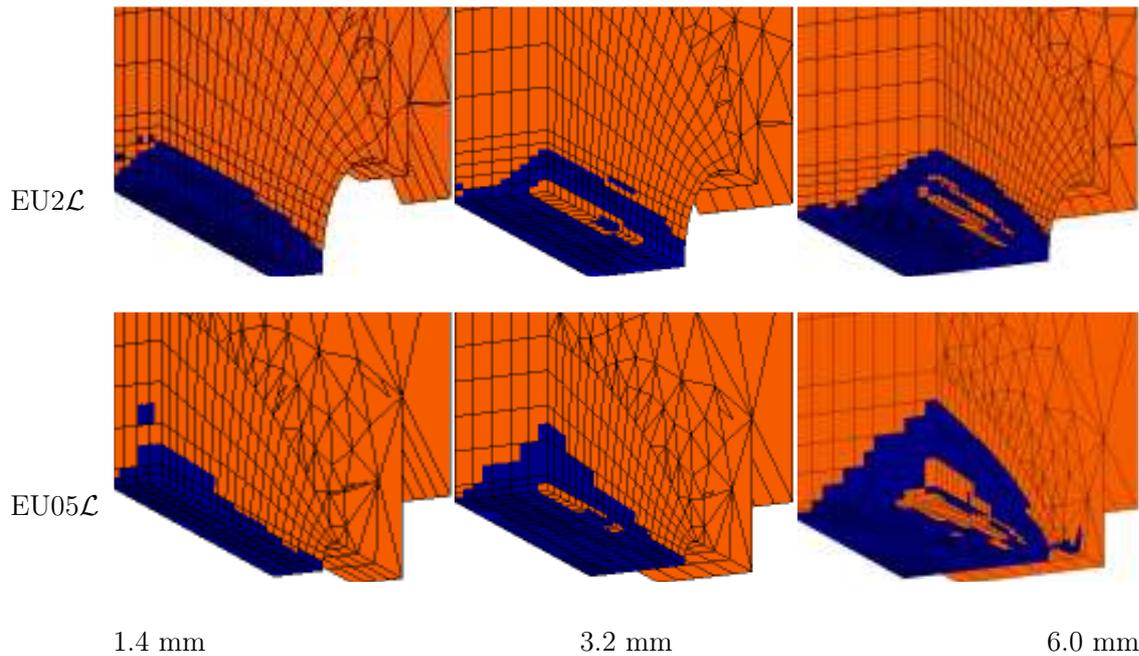


Figure 5.7: Effet d'épaisseur sur l'indicateur de localisation pour EU05 \mathcal{L} et EU2 \mathcal{L} du matériau AR (étoiles sur la figure 5.6). L'indicateur de localisation est négatif dans la zone bleue et positif dans la zone rouge. (la déformation n'est pas représentée, de gauche à droite, en huitième d'éprouvette : 1.4, 3.2 et 6.0 mm)

Par ailleurs, pour le matériau AR, la comparaison de l'indicateur de localisation entre une éprouvette EU2 de 6.0 mm d'épaisseur (figure 5.7) et d'une éprouvette EU05 de 6.0 mm (figure 5.8) montre bien l'effet de la géométrie de l'entaille. En effet, pour une éprouvette EU05 la localisation est totalement en biseau alors que pour une EU2, elle est en partie à plat. Ce qui montre que plus la sévérité de l'entaille diminue, plus la zone de localisation devient plate. Ce résultat est expérimentalement observé. L'effet du comportement mécanique sur la localisation est représenté sur la figure 5.8. Pour une même géométrie et une même épaisseur, la localisation se produit différemment pour les deux matériaux. Alors que le matériau AR localise totalement en biseau, le matériau HT, lui, localise complètement à plat.

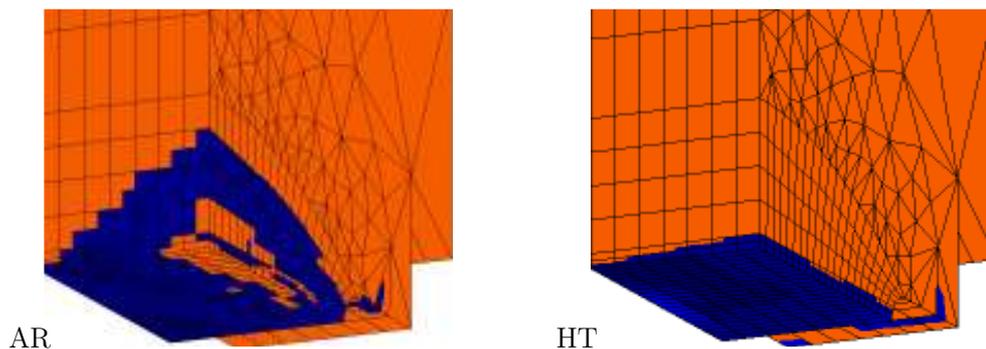


Figure 5.8: Indicateur de localisation pour EU05 (la déformation n'est pas représentée). L'indicateur de localisation est négatif dans la zone bleue et positif dans la zone rouge.

Des calculs ont été réalisés sur le matériau HT afin d'étudier l'influence de la coalescence. Les paramètres de coalescence ont été pris égaux à ceux utilisés sur le matériau AR. La figure 5.9 permet de comparer les résultats. La prise en compte de la coalescence des cavités (à droite sur la figure) permet d'approcher un peu mieux les courbes expérimentales mais modifie, aussi, la forme de la localisation qui se produit alors en biseau. Le fait que, dans un matériau avec une forte capacité d'écroutissage, les cavités se déforment dans la direction de sollicitation sans coalescence semble être associé à une localisation à plat et semble cohérent avec le résultat obtenu sur la figure 5.9. Cependant, une réserve peut être faite sur ce résultat puisque, dans [12], où l'endommagement est modélisé par le modèle de Rousselier modifié pour tenir compte de l'anisotropie plastique, les maillages étant grossiers, la charge est surestimée (ici, c'est la ductilité qui est surestimée) et un chemin de fissuration en biseau est obtenu. Dans le cas présent l'influence de la taille de maille sur ce phénomène n'a pas été étudié. Un maillage beaucoup plus fin pourrait permettre d'obtenir en même temps le chemin de fissuration et la charge corrects.

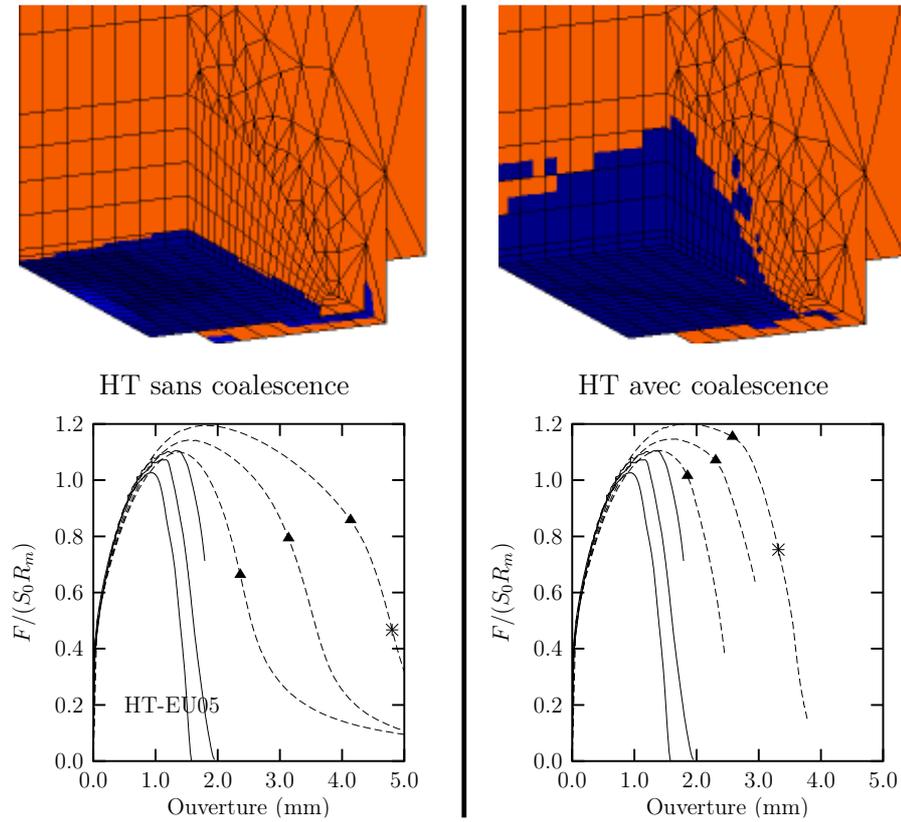


Figure 5.9: Influence de la croissance et de la coalescence avec $f_c=0.05$, $\delta=3.75$ sur le matériau HT. Comparaison entre les courbes pour les trois épaisseur et l'indicateur de localisation : les triangles représentent l'instant où la localisation est possible pour chaque épaisseur ($I_l < 0$ pour au moins un point de Gauss), l'étoile représente l'instant de la cartographie présentée au dessus des courbes (la déformation de l'éprouvette n'est pas représentée)

5.4 Conclusion

Dans cette partie sont exposés les résultats de la simulation. Le modèle utilisé ici est un modèle couplé du type loi élastoplastique avec un endommagement selon le modèle de Gurson Tvergaard et Needleman et un critère d'anisotropie du type Barlat. Ce modèle reproduit bien, non seulement, l'effet d'épaisseur qui porte sur la contrainte et la ductilité mais aussi l'effet de l'écroutissage avec les simulations portant sur deux matériaux très différents à ce niveau. Dans la mesure où les lois de comportement ont été identifiées séparément pour chaque matériau, le modèle ne rend pas intrinsèquement compte de l'effet du traitement thermique sur la forme de la surface de rupture. Le modèle donne des résultats moins satisfaisants avec le matériau HT qu'avec le matériau AR, notamment à cause de l'identification moins précise des paramètres. Par ailleurs, les calculs réalisés avec un post-traitement fondé sur l'indicateur de la localisation de la déformation de Rice, montrent que les modes de rupture sont assez bien reproduits avec ajustement. En effet, les zones de localisation de la déformation obtenues par simulation sont bien cohérentes par rapport aux surfaces de rupture obtenues expérimentalement. Les principaux résultats sont : lorsque l'épaisseur augmente, la rupture tend à s'aplatir, de même que si la sévérité de l'entaille diminue et enfin lorsque la limite d'élasticité diminue avec une augmentation de l'écroutissage la rupture tend également à s'aplatir.

Entre les deux matériaux AR et HT, seules la loi d'écroutissage, la cinétique de germination et de coalescence des cavités change. En effet, l'anisotropie et les paramètres du modèle de Gurson sont identiques pour les deux matériaux. Le point marquant est que cela induit un changement dans la forme de la surface de rupture associée à la localisation de la déformation. Plusieurs voies d'amélioration du modèle sont possibles afin de tenter de représenter correctement à la fois les courbes macroscopiques et le mode de rupture :

- à court terme : identifier plus précisément les paramètres du matériau HT et étudier en détail l'effet de la taille de maille. Celle-ci est en effet un paramètre du modèle de GTN et elle n'est pas identique sur les trois épaisseurs d'éprouvette
- Il ne semble pas judicieux de revenir sur le choix de $\delta=1$ pour le matériau HT dans la mesure où cette valeur est fortement suggérée par les observations expérimentales
- à plus long terme : faire interagir le processus de coalescence (localisation de la déformation, puis de la rupture entre les cavités à l'échelle microscopique) et le

processus de localisation "macroscopique" décrit par I_l . Une étape intermédiaire serait de vérifier si la normale (ou les normales) \vec{n} pour lesquelles $\det \vec{n} \cdot \underline{\underline{C}}^{ep} \cdot \vec{n}$ est négatif correspondent (ou non) à la normale à la zone de localisation "macroscopique". Le résultat obtenu permettrait peut être d'expliquer la rugosité généralement élevée des faciès de rupture (qu'ils soient F ou S).

L'intérêt est de pouvoir prédire la forme de la surface de rupture et de trouver un compromis entre l'épaisseur, les caractéristiques mécaniques "intéressantes" pour l'application et l'énergie mise en jeu pour un rupture à plat ou en biseau. Un matériau plus "mou" (HT) pourra alors retarder la localisation de la déformation (avec une énergie nécessaire pour casser à plat supérieure à celle pour casser en biseau) en compensation de l'épaisseur.

Chapitre 6

Conclusion

L'utilisation systématique de deux traitements thermiques, de trois épaisseurs d'éprouvettes et de différentes géométries d'éprouvettes lisses et entaillées a permis une étude détaillée de l'effet de chacun de ces paramètres sur la résistance de l'alliage 6056 à la rupture ductile. Du fait que la plupart des phases donnant lieu à l'apparition de cavités (phases grossières au fer, puis phases de taille intermédiaire telles que les dispersoïdes) soient essentiellement les mêmes dans les deux matériaux a permis de s'affranchir de l'effet de ce paramètre. La cinétique de germination des cavités est cependant modifiée car l'écart de comportement entre ces particules (dures et fragiles) et la matrice (ici, solution solide + précipités durcissants) est notablement plus élevé dans le cas du matériau HT et le niveau de contrainte (à déformation plastique donnée) est nettement plus élevé dans le matériau AR. Il n'est donc pas possible de séparer l'effet de la loi de comportement élastoplastique de l'effet de la loi de germination.

Les principaux effets observés expérimentalement et reproduits (pour le deuxième et le troisième) par le modèle couplé de GTN sont les suivants :

- Un effet matériau : un matériau du type HT favorise une rupture plate (F). Ceci n'est pas seulement lié à la localisation puisque le modèle de GTN prévoit déjà une augmentation de de la ductilité
- Un effet d'épaisseur : plus l'épaisseur augmente plus la rupture est plate. Ceci n'est pas seulement lié à la localisation puisque le modèle de GTN prévoit déjà une augmentation de de la ductilité.
- Un effet d'entaille : plus l'entaille est sévère plus la rupture est en biseau (S).

- Un effet microscopique :
 - un matériau du type HT favorise la croissance des cavités de type II, sans doute, en partie du fait que la population de particules sur lesquelles germent ces cavités est plus élevée pour le matériau HT que pour le matériau AR.
 - un matériau du type AR favorise la coalescence des cavités dans le plan orthogonal à la direction de sollicitation
 - une surface de rupture en biseau montre des zones de rupture intergranulaires (flèches sur la figure 3.3). La présence de zones dénudées en précipités, donc localement plus douces que le reste du matériau pourrait favoriser ce mode de rupture, notamment pour le matériau AR qui est sensiblement plus dur que le matériau HT.

Dans son état actuel, le modèle est certainement perfectible. Dans un premier temps, il faudrait évaluer qualitativement l'effet de la taille de maille sur les prédictions de comportement macroscopique et de la localisation de la déformation. L'identification de la loi de comportement et des paramètres q_1 et q_2 , faite par une méthode adaptée aux matériaux peu écrouissables, serait également à reprendre pour le matériau HT. A plus long terme, il conviendrait de relier plus explicitement la localisation macroscopique (perte de rigidité dans au moins une direction, donnée par l'indicateur de Rice) à la localisation microscopique (coalescence, germination d'une deuxième population de cavités : seules les cupules de type I sont pour le moment prises en compte dans le modèle).

Partie III

Mécanismes de rupture d'un joint
soudé bout à bout par Laser CO₂ en
alliage d'aluminium 6056

Chapitre 1

Introduction

Contrairement à la tôle, le joint soudé est une structure fortement hétérogène de plusieurs point de vue : la zone fondue est une structure de solidification, a priori, anisotrope et pouvant comporter des défauts ; le métal de base a toutes les chances de présenter des propriétés similaires (notamment en anisotropie) à celles du matériau AR. Toutefois, pour des raisons d'approvisionnement, il ne s'agit pas rigoureusement du même matériau. Cette fois-ci la tôle a subi le revenu T78 standard, qui lui confère des caractéristiques mécaniques différentes (voir chapitre 3). Entre le métal de base et la zone fondue, une zone affectée thermiquement, elle-même hétérogène, doit être également prise en compte comme le montrera le chapitre 2.

Deux effets au moins sont à attendre d'un tel assemblage en termes de résistance à la rupture ductile :

- un effet métallurgique, la zone fondue comportant notamment des défauts de soudage et des phases dures et fragiles (silicium interdendritique).
- un effet de "structure" lié à l'hétérogénéité des propriétés mécaniques (limite d'élasticité, anisotropie) qui entraîne des surcontraintes locales dans certaines zones du joint soudé.

Ces deux effets seront analysés et discutés à la suite des essais mécaniques. Les techniques et moyens expérimentaux utilisés dans cette partie sont identiques à ceux utilisés dans la partie précédente. De ce fait, ils ne seront pas décrits à nouveau.

Cette partie vise à caractériser les mécanismes de rupture d'une structure soudée bout à bout en alliage d'aluminium 6056 traitée T78. Elle se décompose en plusieurs chapitres :

caractérisation de l'assemblage, résultats des essais mécaniques, analyse des surfaces de rupture, discussion et enfin modélisation pour prédire le comportement à rupture de cette structure.

Chapitre 2

Présentation du matériau

Ce chapitre présente l'assemblage utilisé pour cette étude, sa macrostructure et sa microstructure. Dans un premier temps le procédé et le traitement thermique seront expliqués, ensuite les résultats de l'étude microstructurale seront exposés.

2.1 Procédé de fabrication et traitement thermique

Les soudures de l'étude ont été réalisées à l'Institut de Soudure de Yutz. Le matériau se présente sous forme de tôles d'alliage d'aluminium 6056 d'épaisseur 6 mm. Ces tôles sont soudées bout à bout par faisceau laser CO₂ en une seule passe. La soudure est débouchante. Le métal d'apport qui est utilisé est le 4047 (AS12) de diamètre 1.2 mm. Il est débobiné latéralement et la vitesse est fixée à 4.5 m.min⁻¹. Le gaz de protection utilisé est du type INARC8 (50%He et 50%Ar). La puissance interne du faisceau laser est de 16kW ; cette puissance permet de créer un keyhole suffisamment profond pour souder une épaisseur de 6 mm en une seule passe.

La figure 2.1 représente le schéma d'assemblage des tôles et le déplacement du faisceau laser par rapport à l'assemblage est indiqué par les flèches. Les tôles sont assemblées selon la direction \mathcal{L} .

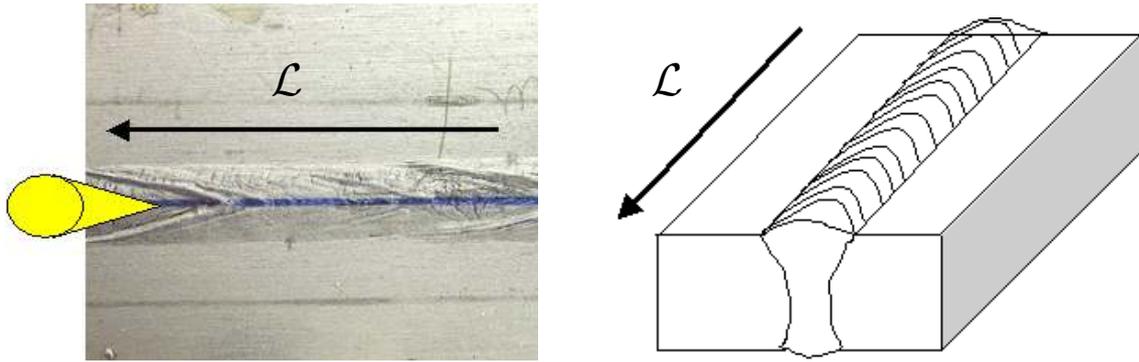


Figure 2.1: Schéma de la soudure et sens de soudage. Le sens de la flèche correspond à la direction \mathcal{L} de soudage.

Le soudage est réalisé sur des coupons de 200 mm de largeur à l'état T4. La longueur de cordon obtenue est de 500 mm. Une fois l'opération de soudage réalisée, les coupons assemblés subissent la partie finale du T78 qui consiste en un sur revenu bi-palier. A la suite de ces traitements, le métal de base présente les caractéristiques attendues d'un alliage 6056-T78, à savoir une limite d'élasticité et une dureté supérieure à celles de matériau AR, comme le montre la comparaison entre les courbes de traction lisses de ces deux traitements thermiques (figure 2.1).

2.2 Microstructure du joint soudé

Comme il est décrit dans la section 2.3 de la partie I, une soudure se décompose en trois zones principales : la zone fondue (ZF), la zone affectée thermiquement (ZAT), et le métal de base (MB). Dans cette section, la caractérisation de la microstructure de la soudure est étudiée pour chacune de ces zones.

2.2.1 Analyse des phases

La composition du MB a été étudiée dans le chapitre 1 de la partie II. Il ne s'agit pas de la même tôle mais la composition reste identique. Par contre, une micro-analyse X à la sonde de Castaing a permis de montrer l'évolution de la composition en fonction de la distance au centre du cordon.

La figure 2.2 reporte qualitativement les principaux éléments d'alliage qui composent la ZF. Cette zone est plus précisément étudiée ici car la composition a changé suivant

la quantité de métal d'apport (MA) apporté. La micrographie MEB en mode électrons rétrodiffusés (BSE) montre la structure dendritique (en gris) avec présence de précipités interdendritiques (en blanc) et de micro-retassures (en noir).

L'ajout d'un MA du type 4047 contenant 12% de Si va influencer la composition de la ZF. L'analyse qualitative permet de mettre en évidence les éléments d'alliage présents dans les précipités eutectiques interdendritiques et de voir jusqu'à quel point le silicium se retrouve dans cette zone. En effet, les précipités eutectiques interdendritiques contiennent essentiellement du Si et du Cu et dans une moindre proportion du Fe, du Mg et du Mn. Ensuite le bas point de fusion du composé Si-(Al,Cu) le conduit à précipiter en dernier aux espaces interdendritiques. Ces composés sont apparus lors de l'eutectique, dans les espaces interdendritiques. La présence d'oxygène au niveau des microretassures note la possible pénétration de l'air lors de l'opération de soudage, les échantillons ayant été exclusivement polis à la pâte diamantée et rigoureusement rincés. La protection gazeuse peut avoir fait légèrement défaut.

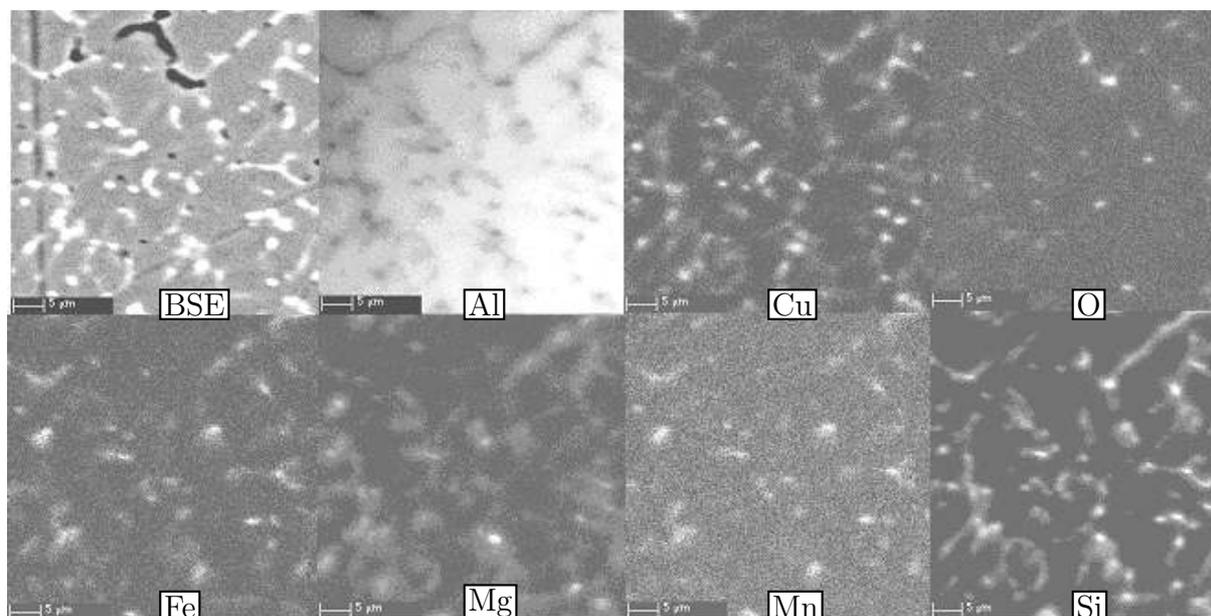


Figure 2.2: Cartographies d'analyse X sur une zone de $50 \mu\text{m} \times 50 \mu\text{m}$ dans la ZF

La figure 2.3 représente une cartographie macroscopique qualitative de la soudure et les trois filiations quantitatives du Si, du Cu, du Mn, du Mg et du Fe en fonction de la distance au centre de la soudure.

La cartographie macroscopique du silicium suit la forme du cordon de soudure. En

effet, le cordon de soudure forme un clou évasé avec, en tête et pied, de cordon une sur-épaisseur. Cela traduit les remous du bain au dessus et l'affaissement du bain en dessous. Au travers de ces trois filiations, la géométrie du cordon est retrouvée. La quantité de silicium observée dans la soudure est de 2% en moyenne, répartie entre le Si présent dans le matériau initialement et ce qui est apporté par le MA. En effet, la vitesse de déroulement du fil, la vitesse de soudage et le diamètre du fil permettent de calculer le volume de silicium¹ apporté. La quantité de silicium est alors rapportée au volume de la ZF (égal à $13,5 \cdot 10^3 \text{ mm}^3$ soit MB+MA) et représente 0.89% de silicium. Dans le MB, il y a déjà 0.76% (massique), rapportée au volume, ce qui amène à 1.47% la quantité de silicium présent dans la ZF, le résultat de 2% donné par l'analyse X semble être cohérent.

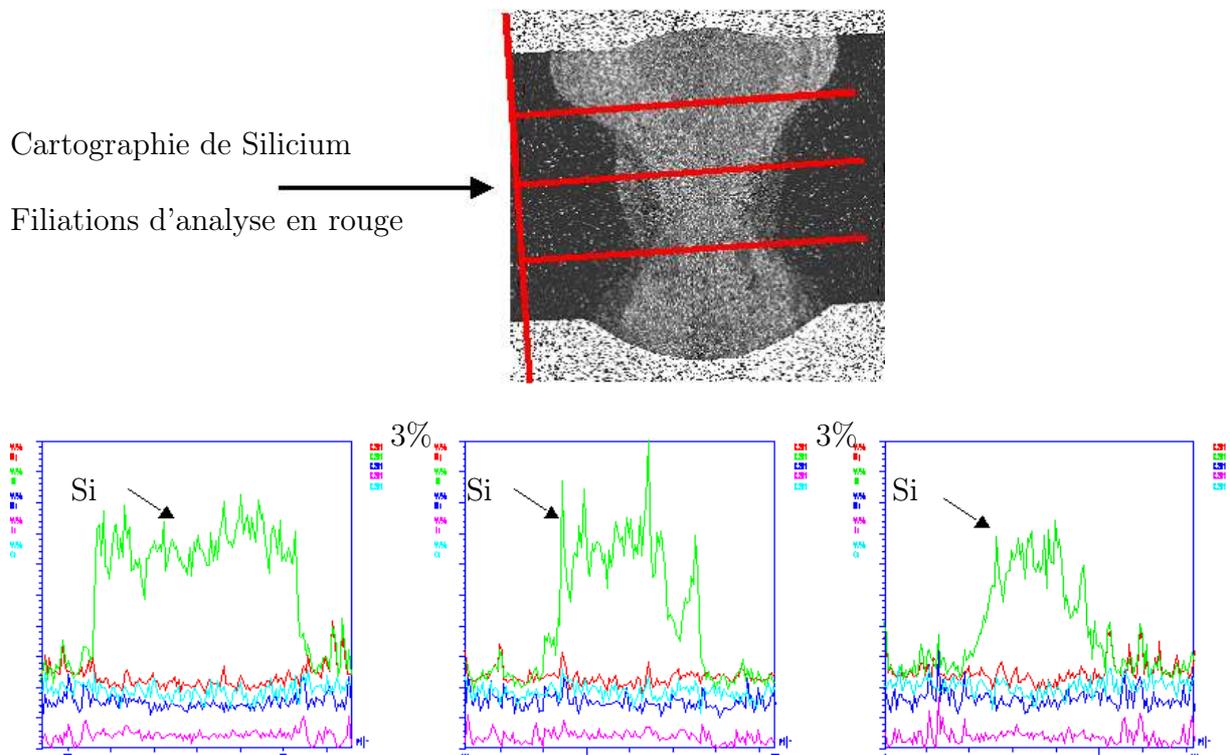


Figure 2.3: Filiation haute, milieu et basse de points (chaque point est une zone de $50 \mu\text{m} \times 50 \mu\text{m}$) d'analyse X en sélection de longueur d'onde du Si avant tout mais aussi du Cu, Mn, Mg et Fe en fonction de la distance au centre du cordon (seule l'échelle du Silicium est précisée). La largeur supérieure du cordon fait 7.2 mm. En pourcentage massique.

¹La longueur de fil apporté est de 75 cm et le diamètre du fil est de 1.2 mm

2.2.2 Structure granulaire

L'attaque chimique à l'acide fluorhydrique utilisée précédemment a permis ici de mettre en évidence la structure granulaire de l'assemblage (figure 2.4).

En effet, le joint soudé se décompose selon le critère de la morphologie des grains de la manière suivante.

La ZF se compose de deux sous-zones. Il y a une zone où les grains sont équiaxes et mesurent en moyenne $500\ \mu\text{m}$ qui se situe au centre de la soudure et une zone où les grains sont basaltiques (colonnaires) qui se situe de part et d'autre de la zone équiaxe et qui est large de 1.5 mm. Selon la vitesse de soudage, la zone où les grains sont équiaxes peut être plus ou moins large aux dépens de la zone basaltique comme le montre la figure 2.5 de la partie I.

Les autres zones telles que la ZAT et le MB ont une structure granulaire similaire à celle observée sur le matériau AR dans la partie II. Un léger éclaircissement peut néanmoins être observé de part et d'autre de la ZF sur la figure 2.4-a indiquant une différence du degré d'attaque probablement lié à la composition chimique de la solution solide. Un polissage unidirectionnel montre également l'existence de plusieurs zones.

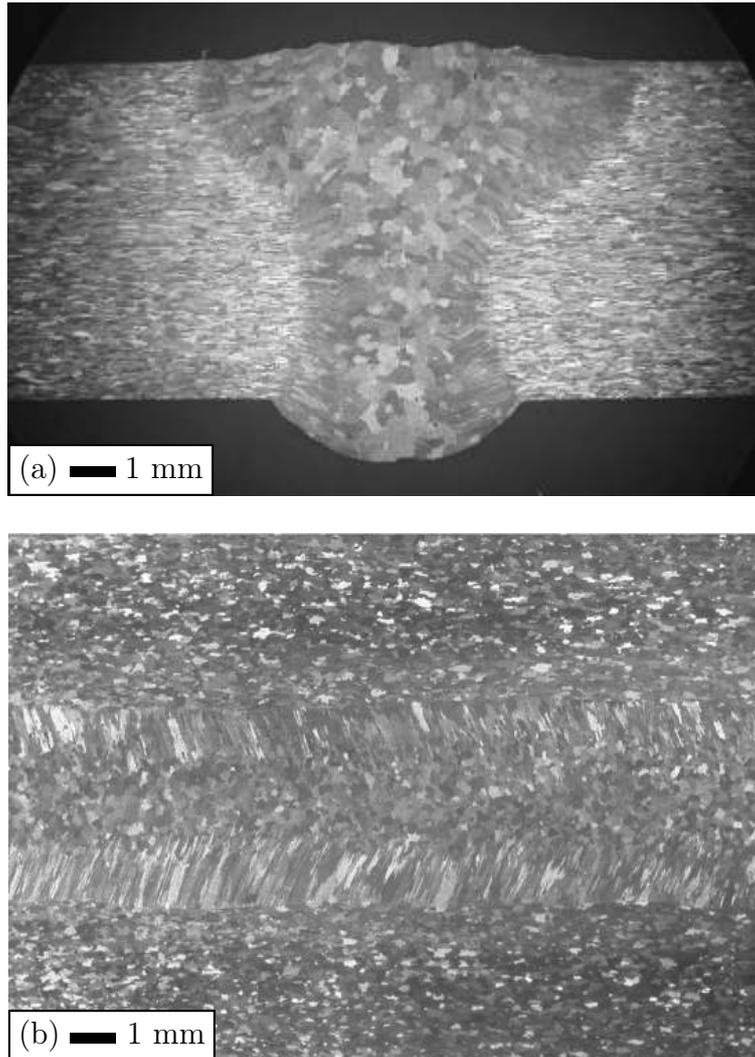


Figure 2.4: Macrographie du cordon de soudure attaqué à l'acide fluorhydrique (a) plan $T - S$, (b) plan $L - T$

2.2.3 Microstructure

Une attaque au réactif de Keller a permis de révéler la microstructure du cordon de soudure. La figure 2.5 montre différentes échelles de micrographies observables au MO. La figure 2.5-a montre une zone au pied du cordon entre la ZF et la ZAT. La figure 2.5-b montre la microstructure dendritique dans la ZF. Sur la figure 2.5-c, une rugosité semble mettre en évidence des précipités dans la matrice, différents selon la localisation, ils sont plus petits en ZAT. La microstructure dendritique caractérise la ZF et des traces de brûlures (2.5-c), ici des veines de liquation, caractérisent l'interface entre la zone liquide

au moment du soudage (i.e. : ZF) et la zone solide (i.e. : ZAT I).

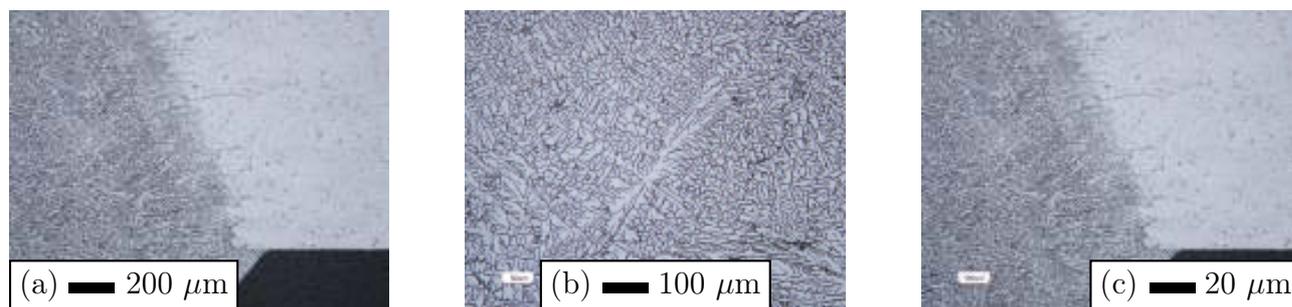


Figure 2.5: Micrographie du cordon de soudure à l'attaque Keller ($\mathcal{T} - \mathcal{S}$) (a) à gauche la ZF à droite la ZAT, (b) Structure dendritique de la ZF, (c) Interface ZF-ZAT (ie : ligne de fusion, la ZF est à gauche et la ZAT est à droite)

2.2.4 Essais de dureté après le traitement T78

Les essais de dureté confirment la présence de plusieurs ZAT. Trois filiations de dureté de 200 points chacune ont été réalisées sous 300 g dans le plan $\mathcal{T} - \mathcal{S}$ à EADS/CCR. Les résultats obtenus sont présentés sur la figure 2.6 qui montre la symétrie du cordon de soudure. En effet, les mêmes zones se retrouvent de part et d'autre du centre de la soudure. Par symétrie, la ZF, de dureté 100 HV_{0.3}, s'étend sur 2 mm. La ZAT se décompose arbitrairement en deux sous-zones : une ZAT I, de dureté 135 HV_{0.3}, qui s'étend de 2 à 5 mm et une ZAT II, probablement issue d'un survieillissement, de dureté 100 HV_{0.3} qui s'étend de 5 à 9 mm. Le MB possède une dureté de 135 HV_{0.3}. De plus, la dureté mesurée en haut du cordon est identique à celle mesurée au milieu et en bas du cordon.

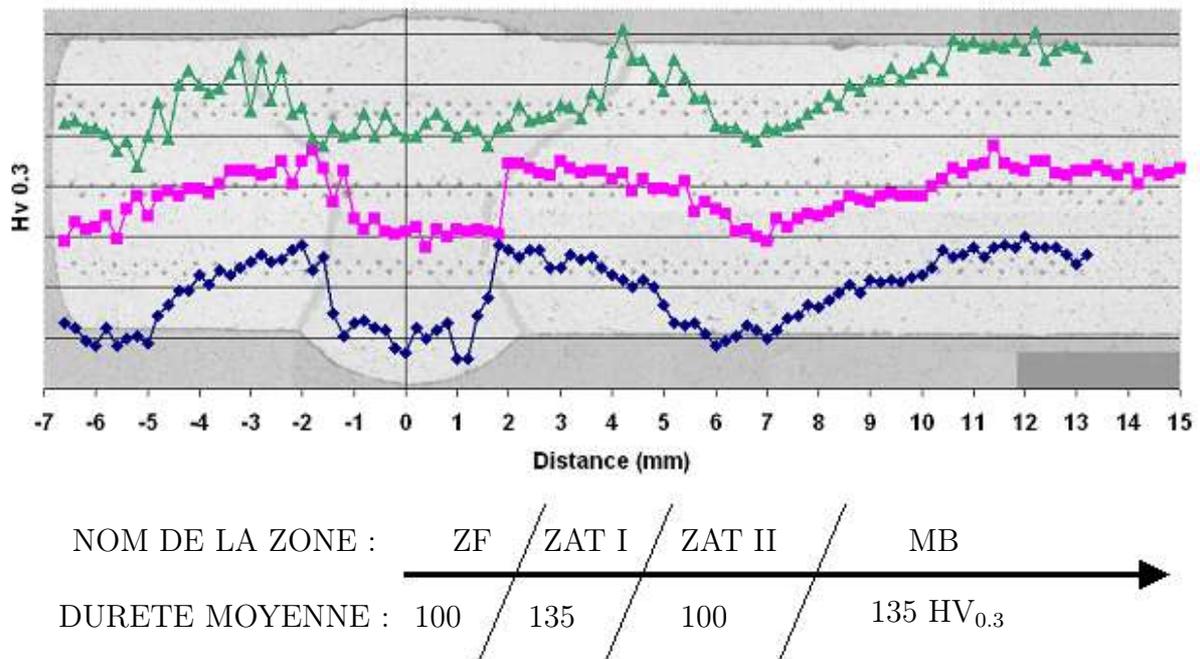


Figure 2.6: Dureté Vickers sous 300g en fonction de la distance au centre de la soudure, une macrographie de la soudure est placée en filigrane montrant les filiation des points de dureté à plus ou moins 5 HV_{0.3}.

2.3 Nature des défauts présents dans le cordon de soudure

Comme l'explique la norme NF EN ISO 6520-1, sur la classification des défauts géométriques dans les soudures des matériaux métalliques, plusieurs types de défauts peuvent être répertoriés. Dans le cas présent, les défauts rencontrés sont du type soufflure (cavités sphériques), dus à l'emprisonnement de gaz pendant le soudage et des microretassures (microfissures) dues au retrait du métal au refroidissement. Les morsures (manque de matière) sont, quant à elles, associées aux instabilités du faisceau pendant le soudage. Dans le cas présent, l'arasage des têtes de cordon sur les petites éprouvettes permet de s'affranchir de ce dernier type de défauts.

Une fois réalisées, les soudures ont été examinées par rayons X. Tous les cordons ont été radiographiés. Ces radiographies sont observables au négatoscope et permettent de déceler des défauts liés au procédé de soudage de type des soufflures et des morsures avec une résolution de l'ordre de 100 μm . Peu de défauts ont été répertoriés, seules quelques

soufflures (≤ 5 par cordon pour les 27 radiographies réalisées) et de rares morsures (≤ 1 par cordon).

Par ailleurs, comme le montre la micrographie MEB en mode électrons rétrodiffusés (BSE) de la figure 2.2, des microretassures sont également observées. Elles peuvent mesurer jusqu'à $20 \mu\text{m}$ en longueur et sont réparties de façon homogène dans la ZF. L'influence de ces microretassures sur les mécanismes de rupture sera plus particulièrement étudiée (chapitre 4).

2.4 Conclusion

Dans ce chapitre, la soudure a été caractérisée microscopiquement et macroscopiquement. En effet, par une analyse X, la composition chimique a été identifiée avec comme résultat notable une composition chimique macroscopiquement homogène avec un taux de 2% de silicium dans la ZF. Par ailleurs, une attaque chimique à l'acide fluorhydrique a permis de mettre en évidence la structure du cordon. La ZF se décompose en deux zones, l'une où les grains sont équiaxes et l'autre où les grains sont en colonne. Dans la suite de l'étude, le terme "ZF" désignera l'ensemble constitué par ces deux zones. Une deuxième attaque a permis de montrer la structure dendritique. Les ZAT sont, quant à elles, suggérées après une attaque colorante ou un polissage unidirectionnel par des zones plus ou moins sombres. Une filiation de dureté est réalisée pour valider cela. En effet, les essais de dureté montrent une ZF à $100\text{HV}_{0,3}$, une ZAT I à $135\text{HV}_{0,3}$, une ZAT II à $100\text{HV}_{0,3}$ et enfin le MB à $135\text{HV}_{0,3}$. Il faut donc, dans le cas présent, distinguer deux ZAT (ZAT I et II) pour leurs propriétés mécaniques différentes. Le contraste apporté par le polissage unidirectionnel n'est pas expliqué. Néanmoins, il sera, en partie, utilisé pour positionner les entailles des éprouvettes d'essais mécaniques, par rapport aux différentes zones du joint soudé (chapitre 3) en plus des essais de dureté. A défaut d'avoir examiné l'état de précipitation des ZAT, l'hypothèse peut être faite que le cycle de soudage suivi du traitement T78 (à prendre comme un ensemble) aurait induit dans la ZAT II un grossissement des précipités durcissants (abaissant la dureté) et dans la ZAT I, leur dissolution suivi d'une précipitation (augmentant la dureté). Les défauts répertoriés pouvant jouer un rôle dans les mécanismes de rupture sont du type des soufflures et des microretassures. Leur rôle sur les mécanismes de rupture sera discuté avec les examens fractographiques (chapitre 4).

Chapitre 3

Essais mécaniques sur joints soudés et mécanismes de rupture

3.1 Introduction

Ce chapitre traite des résultats des essais mécaniques sur des éprouvettes comportant un joint soudé. L'épaisseur testée est de 6 mm et les têtes de cordon sont arasées de part et d'autre pour réaliser les essais mécaniques. Cette opération ne modifie l'épaisseur que de 3%.

Ce chapitre se répartit en 5 points. Un premier point explique le prélèvement des éprouvettes par rapport au cordon de soudure. Les 4 points suivants traitent des résultats des essais mécaniques portant sur les éprouvettes de traction lisses puis sur les éprouvettes de traction entaillées en U et en V puis sur les éprouvettes de fissuration de type Kahn et enfin sur les éprouvettes de type CCT (Centered Crack Tension) dont le dispositif sera préalablement décrit.

3.2 Prélèvement des éprouvettes

Les géométries des éprouvettes prélevées dans le joint soudé sont de type TR12, TR6, EV60, EU05, EU1, EU2 et KA60 identiques à celles de la partie II et principalement dans le sens \mathcal{T} , c'est à dire perpendiculaire au cordon de soudure. Certaines géométries des éprouvettes ont été également prélevées dans le MB, dans la direction \mathcal{L} , afin d'avoir les principales caractéristiques mécaniques de celui-ci et de pouvoir les comparer aux résultats

des essais comportant un joint soudé.

De manière à ne pas tester la résistance d'un défaut, les éprouvettes comportant un cordon de soudure sont prélevées en tenant compte de l'emplacement des défauts (soufflures et morsures) repérés grâce aux radiographies. Les éprouvettes de traction lisses ont été prélevées de façon systématique avec la soudure centrée dans la zone utile.

Les éprouvettes de traction entaillées ont été prélevées suivant un placement précis de la pointe de l'entaille par rapport au centre de la soudure et au bord supérieur de la soudure. En effet, une partie des éprouvettes entaillées a été centrée par rapport à la soudure. Une autre partie a été décalée par rapport à la ligne centrale de la soudure de 1 mm avec la pointe de l'entaille toujours en ZF. Et enfin pour la dernière partie, la pointe de l'entaille a été placée à 8.5 mm du centre de la soudure (la pointe de l'entaille est située en ZAT II).

La figure 3.1 montre les photographies des éprouvettes de traction entaillées EU05, représentatives du placement des éprouvettes entaillées en U et en V, toujours par rapport à la ligne centrale et au bord supérieur de la soudure. Un polissage unidirectionnel permet de mettre en évidence les différentes zones de la soudure, notamment la ZF, la ZAT I, la ZAT II et le MB.

Les schémas situés respectivement en dessous de chaque photographie expliquent le placement de la pointe de l'entaille par rapport à la ligne centrale de la soudure dans le plan $\mathcal{T} - \mathcal{S}$.

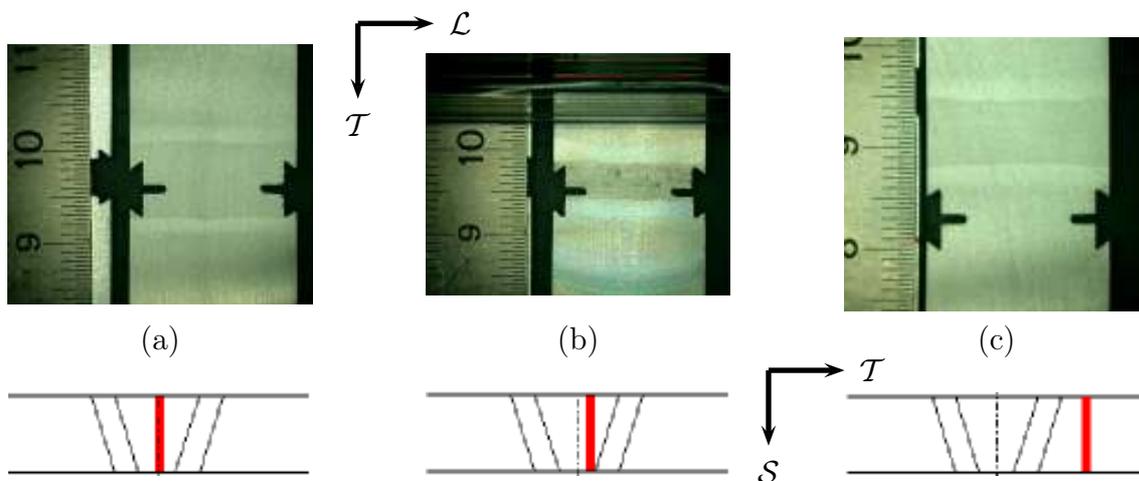


Figure 3.1: Prélèvement des éprouvettes EU05 par rapport au centre de la soudure, (a) et (c) vue du dessus et (b) vue de dessous du cordon.

Les éprouvettes de fissuration de type Kahn ont été prélevées suivant deux directions : \mathcal{L} et \mathcal{T} . Pour la direction \mathcal{L} , la fissure se propage perpendiculairement au cordon de soudure et pour la direction \mathcal{T} , la fissure se propage parallèlement au cordon de soudure.

La figure 3.2 représente le prélèvement des éprouvettes Kahn dans le sens \mathcal{L} et \mathcal{T} . Pour les éprouvettes Kahn prélevées dans le sens \mathcal{L} , le cordon est parallèle à la direction de traction et la pointe de l'entaille est placée à une distance λ égale à 0, 1, 2 et 3 mm du bord supérieur du cordon de soudure. Pour les éprouvettes Kahn prélevées dans le sens \mathcal{T} , la pointe de l'entaille a été placée au centre du cordon ainsi que, de la même manière que pour les éprouvettes entaillées en U et V, en ZAT II à 8.5 mm de la ligne centrale du cordon de soudure. Tous les essais ont été réalisés trois fois afin d'évaluer la reproductibilité des résultats.

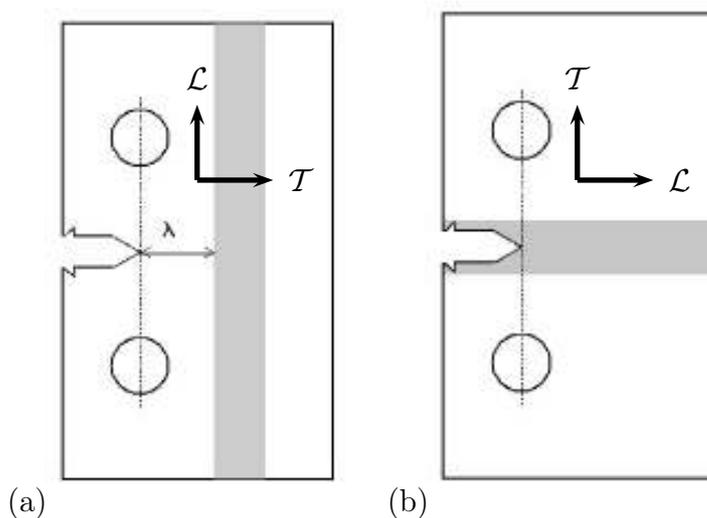


Figure 3.2: Prélèvement des éprouvettes Kahn par rapport au cordon de soudure : (a) Sens \mathcal{L} avec $\lambda = 0, 1, 2$ et 3 mm et (b) Sens \mathcal{T} avec entaille centrée en ZF ou en ZAT II (à 8.5 mm du centre de la soudure)

3.3 Les essais de traction sur éprouvettes lisses

Les résultats des essais sur les éprouvettes de traction lisses sont reportés sur la figure 3.3. Les courbes représentent la contrainte nominale en fonction de la déformation pour les éprouvettes TR12 \mathcal{L} dans le métal de base, TR12 \mathcal{T} et TR6 \mathcal{T} avec le cordon de soudure. L'étude de l'influence du sens de prélèvement sur le comportement est montrée sur les tôles de 1.4 mm d'épaisseur du matériau T78 (figure 2.10 partie II). Comme il n'y a pas

d'effet sur la contrainte mais seulement sur la ductilité qui est légèrement plus élevée dans le sens \mathcal{L} , les résultats obtenus sur le MB dans le sens \mathcal{L} seront supposés égaux à ceux du sens \mathcal{T} , les essais sur le joint soudé étant dans le sens \mathcal{T} . Trois points ressortent de ces essais : les caractéristiques mécaniques du MB suivant le traitement thermique T78 dont les mécanismes de rupture sont supposés similaire à ceux déjà été étudiés dans la partie II, les caractéristiques mécaniques de la structure comportant un cordon de soudure et un effet non statistique de la rupture avec une rupture qui se produit de façon déterministe (i.e. : très reproductible comme le montre la figure 3.3).

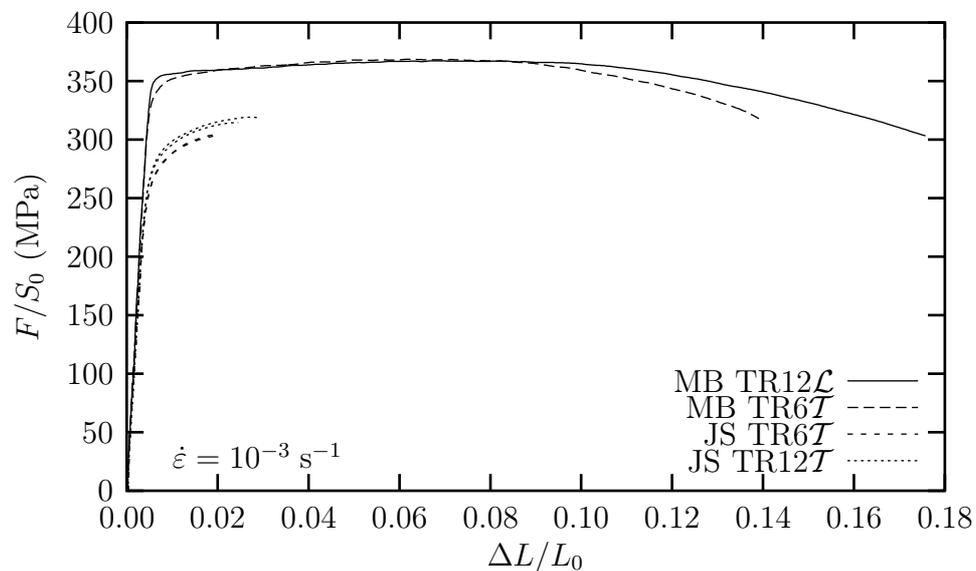


Figure 3.3: Courbes contrainte nominale-déformation pour les essais sur éprouvette lisses, MB et structure soudée. La longueur de la zone de mesure de l'extensomètre est de 26 mm identique à celle de la partie II.

Les caractéristiques mécaniques ainsi obtenues sont reportées dans le tableau 3.1. Le MB possède un $R_{p0.2}$ de 348 MPa, un R_m de 368 MPa et A_r de 6.5 % (valeurs moyennes). Ces valeurs sont supérieures (en contraintes) à celles du matériau AR mais cohérentes avec les spécifications du traitement T78. L'érouissage du matériau T78 est comparable à celui de matériau AR, on s'attend donc à des modes de rupture similaires. Une différence de stabilité peut être également observée entre les éprouvettes TR6 et TR12.

Les caractéristiques mécaniques de la structure comportant un cordon de soudure diffèrent selon la géométrie utilisée sachant que l'extensomètre utilisé est le même dans

tous les cas, c'est le même L_0 pour toutes les éprouvettes de traction lisses. Une éprouvette TR12 \mathcal{T} donne en moyenne un $R_{p_{0.2}}$ de 282 MPa, un R_m de 317 MPa et A_r de 2.6 % alors qu'une éprouvette TR6 \mathcal{T} donne un $R_{p_{0.2}}$ de 268 MPa, un R_m de 304 MPa et A_r de 2.0 %. Le pourcentage de la hauteur moyenne de la ZF par rapport à la longueur utile de l'extensomètre est 20% et la ZF s'est déformée davantage. Il y a une légère augmentation de la contrainte et de la déformation sur une TR12 \mathcal{T} . Cette augmentation est notable car elle est de 4%, ce qui par rapport à la reproductibilité des essais en contrainte, qui est de 2%, est significatif. De même, la différence entre les déformations des deux types d'essais est de 23% alors que la dispersion est de 10%.

De plus, l'absence d'une décroissance de la contrainte nominale avant rupture traduit un caractère brutal de la rupture. Le module d'Young montre une variation notable probablement associée aux propriétés microstructurales et mécaniques de la ZF, néanmoins ce n'est pas l'essai idéal pour le déterminer précisément.

Type	E (GPa)	$R_{p_{0.2}}$ (MPa)	R_m (MPa)	A_r ($L_0=26$ mm) %
TR12 \mathcal{L} _MB	71	353	367	6.8
TR6 \mathcal{T} _MB	69	343	369	6.2
TR12 \mathcal{T} 1/2_JS	65/59	278/285	315/317	2.5/2.7
TR6 \mathcal{T} 1/2_JS	68/62	267/270	305/303	2.1/1.9

Tableau 3.1: Tableau reportant les caractéristiques mécaniques des courbes de traction obtenues sur la figure 3.3.

Les caractéristiques mécaniques d'une structure comportant un cordon de soudure sont différentes de celles obtenues sur le MB. En effet, la limite d'élasticité est en moyenne de 275 MPa, la limite maximale est en moyenne de 310 MPa et l'allongement à rupture est en moyenne de 2 à 3% sur un L_0 de 26 mm, comparativement à celles du MB qui sont en contrainte supérieures de 50 à 60 MPa et en déformation supérieure de 4% jusqu'à striction.

3.4 Les essais sur éprouvettes entaillées

Dans cette section les résultats sur les éprouvettes entaillées en U et V sont exposés. L'influence du prélèvement des éprouvettes par rapport au cordon de soudure et ensuite l'influence de la géométrie seront détaillées.

3.4.1 Influence de la position de l'entaille sur la rupture

La figure 3.4 représente les courbes obtenues sur les éprouvettes entaillées en U avec les pointes des entailles placées suivant la figure 3.1. Le résultat qui se dégage ici est que, plus la pointe de l'entaille s'éloigne de la ligne centrale du cordon de soudure, plus la structure se comporte comme le métal de base. Ce résultat peut sembler évident mais la présence de la ZAT II de dureté plus faible justifiait ces essais puisqu'une rupture dans cette zone pouvait éventuellement s'y produire. Ce qui n'est pas le cas.

De plus, il y a une différence entre les éprouvettes de type EU05 \mathcal{T} et les éprouvettes à rayon en fond d'entaille plus doux. Sur la figure 3.4-a, pour des éprouvettes de type EU05 \mathcal{T} , lorsque l'entaille est décalée en ZF de 1 mm par rapport au centre du cordon, la contrainte est supérieure mais la ductilité inférieure à celle de l'éprouvette avec l'entaille centrée en ZF. Ce qui est significatif puisque chaque type d'essais est réalisé 3 fois et que les 3 courbes se superposent parfaitement.

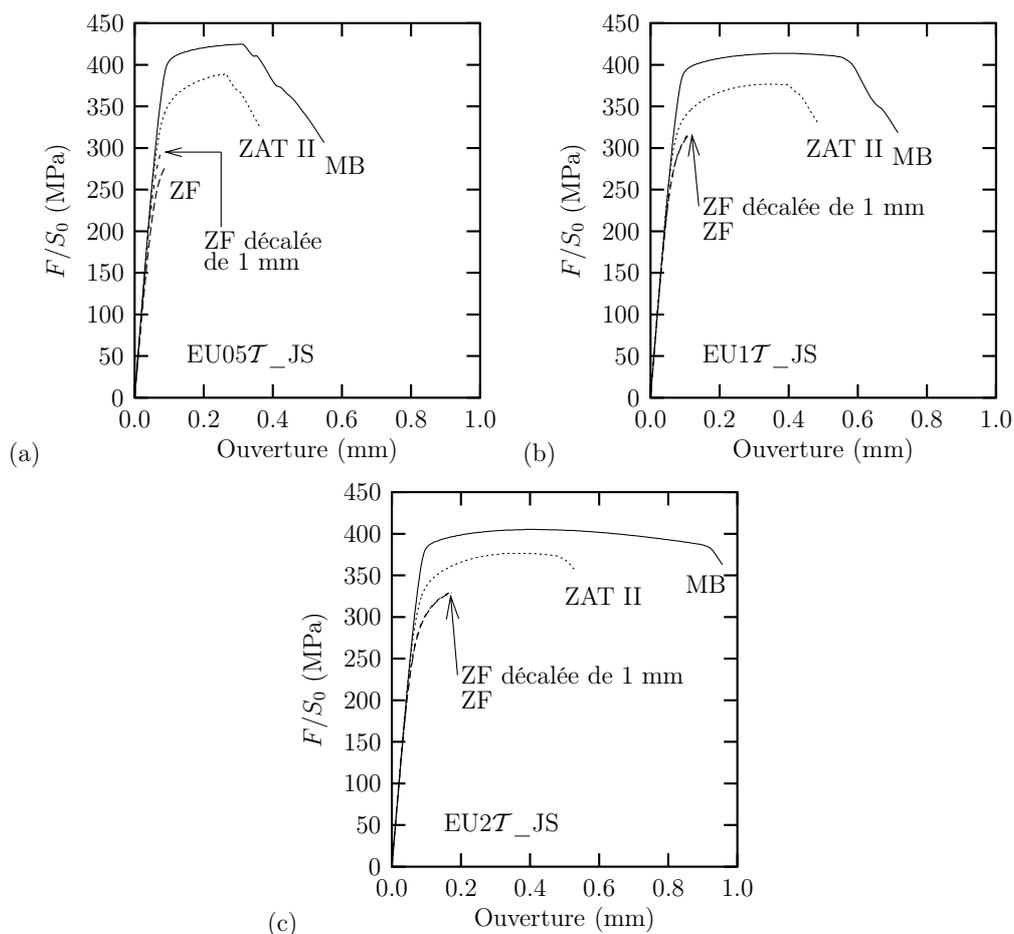


Figure 3.4: Effet de la position de l'entaille par rapport au centre de la soudure pour chaque géométrie entaillée en U : (a) EU05 \mathcal{T} , (b) EU1 \mathcal{T} et (c) EU2 \mathcal{T} .

3.4.2 Influence du rayon à fond d'entaille

La figure 3.5 représente les courbes obtenues pour chaque position d'entaille par rapport au centre du cordon de soudure suivant les différents rayons en fond d'entaille.

Il apparaît globalement sur ces trois graphiques que l'effet d'entaille est le même que celui observé sur le métal de base (partie II), c'est à dire, plus la sévérité de l'entaille diminue plus la charge maximale diminue et la ductilité augmente pour une même ouverture. Ceci peut être associé au renforcement par effet d'entaille ou à l'hétérogénéité du cordon.

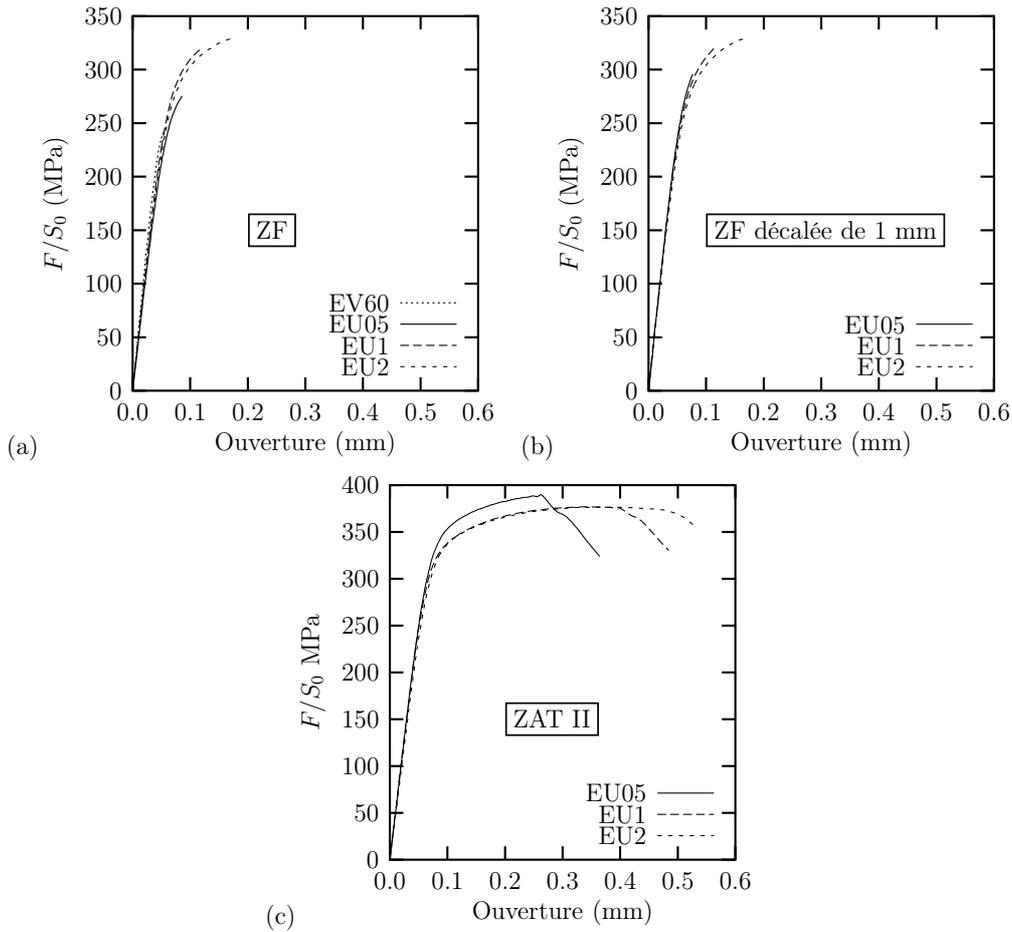


Figure 3.5: Effet du rayon à fond d'entaille pour chaque position d'entaille par rapport au centre du cordon de soudure en : (a) ZF, (b) ZF décalée de 1 mm et (c) ZAT II.

Cependant, sur la figure 3.5-a, lorsque l'entaille est située en ZF, la courbe de l'essai sur l'éprouvette EU05 \mathcal{T} semble avoir un comportement différent. En effet, la courbe se situe en dessous des autres pour une même ouverture. Ce résultat vient s'ajouter à celui obtenu précédemment sur les courbes de la figure 3.4-a où la courbe de l'éprouvette EU05 \mathcal{T} est en dessous de la courbe EU05 \mathcal{T} avec l'entaille décalée de 1 mm.

Sur la figure 3.5-b, lorsque l'entaille est dans la ZF décalée de 1 mm, les trois courbes s'arrangent dans le bon ordre. Sur la figure 3.5-c, lorsque l'entaille est en ZAT II, les courbes s'arrangent également dans le bon ordre, néanmoins l'entaille EU05 \mathcal{T} diffère en contrainte des deux autres. Cet effet peut être associé à l'hétérogénéité du cordon de soudure. Dans les deux cas, lorsque l'entaille est centrée en ZF ou en ZAT II, la zone où se situe l'entaille est encadrée par deux autres zones plus dures. Un effet de confinement

de zone plastique ajouté au renforcement par effet d'entaille peut alors être mis en jeu.

En conclusion, les résultats sur éprouvettes entaillées montrent deux points : plus la pointe de l'entaille est placée loin du centre de la soudure, plus l'influence de la présence du cordon sur la rupture est faible. Pour ce point, la résistance et la ductilité augmentent en s'éloignant de la ZF. Des essais avec l'entaille en ZAT I pourraient être réalisés en plus car les résultats des essais CCT (plus loin dans ce chapitre) montrent également cet effet pour une entaille placée en ZAT I et II. Par ailleurs, le deuxième point porte sur le fait que pour des entailles de plus en plus sévères, la contrainte augmente et dans le même temps la ductilité diminue, à l'exception de la géométrie EU05T centrée en ZF. Ce dernier résultat est probablement dû à l'effet prépondérant du renforcement par effet d'entaille, tel que celui observé sur le métal de base.

3.5 Essais sur éprouvettes de type Kahn

Dans cette section les résultats portent essentiellement sur l'influence de la position de l'entaille et du sens de prélèvement sur la fissuration lors d'un essai de type Kahn. Les courbes présentées sur les figures 3.6 et 3.7 représentent les essais sur les éprouvettes Kahn dépouillés en contrainte nominale et en ouverture de l'entaille.

3.5.1 Kahn sens \mathcal{L}

La figure 3.6 représente les courbes obtenues sur les éprouvettes avec le cordon de soudure dans le sens \mathcal{L} parallèle à l'axe de traction et la fissure se propage perpendiculairement au cordon (figure 3.2-a). La pointe de l'entaille est placée à une distance λ du bord supérieur de la soudure. $\lambda=0$ correspond à une fissure qui démarre directement dans la ZF. Un $\lambda=1$ correspond à une fissure qui démarre en ZAT I, un $\lambda=2$ correspond à une fissure qui démarre entre la ZAT I et la ZAT II et un $\lambda=3$ correspond à une fissure qui démarre en ZAT II. La référence pour le placement de la pointe de l'entaille est constituée par les courbes de dureté décrites dans le chapitre précédent. De la même manière que précédemment, plus la pointe de l'entaille s'éloigne du bord du cordon, plus la résistance à la fissuration augmente, avec un maximum de la courbe à 120 MPa pour l'entaille la plus lointaine. De plus, ces courbes montrent que la fissure est détectée légèrement avant le moment où la contrainte chute. Des essais interrompus pourraient confirmer l'une des

deux hypothèses ci après : la première est que le triangle d'amorçage se forme jusqu'à atteindre la ZF, la fissure se propage alors rapidement dans la ZF pour former à nouveau un triangle d'amorçage en ZAT I de l'autre côté de la ZF, la deuxième est que l'état de contrainte en avant de la pointe de fissure provoque une rupture précoce de la ZF sans que le triangle d'amorçage ne se soit complètement formé. Ce qui a été observé pendant l'essai tend à favoriser la première hypothèse. Dans ce cas, lorsque la fissure a déjà traversé le cordon, une deuxième montée en charge pourrait être attendue, mais d'une part la longueur de ligament restant est plus petite et d'autre part au delà d'une certaine longueur de fissure l'essai Kahn se transforme en un essai de flexion (voir la description de cet essai dans la partie II).

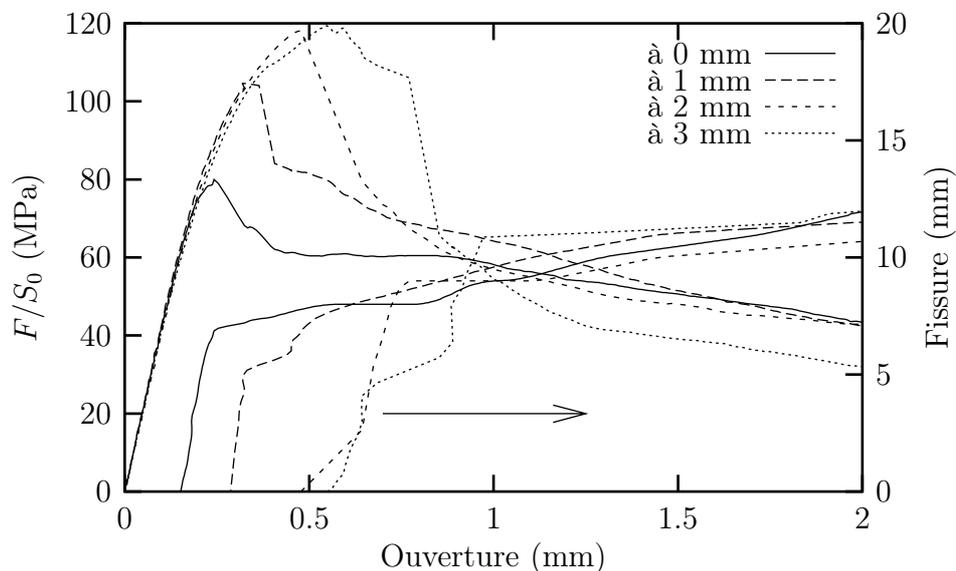


Figure 3.6: Essais sur éprouvettes Kahn sens \mathcal{L} , l'axe de traction est parallèle au cordon

3.5.2 Kahn sens \mathcal{T}

Par ailleurs, la figure 3.7 montre les essais Kahn réalisés avec d'une part la pointe de l'entaille placée à 8.5 mm du centre de la soudure (i.e. : en ZAT II) et d'autre part avec la pointe de l'entaille centrée en ZF. Dans les deux cas la fissure se propage parallèlement au cordon, dans un cas elle est dans la ZF dans l'autre elle démarre en ZAT II pour bifurquer après 1.5 cm au milieu de la ZF. Les courbes des essais sur les éprouvettes avec l'entaille placée en ZAT II montrent un léger décrochement à 100 MPa alors que la contrainte continue d'augmenter. Ce décrochement, qui n'a pas été observé sur le

matériau AR, semble correspondre à l'initiation du triangle d'amorçage qui se situe au même niveau de charge et, comme l'ont montré les essais interrompus réalisés pour la partie précédente mais non détaillés, le triangle d'amorçage est totalement formé au maximum de la courbe [19].

De plus, les essais avec l'entaille centrée en ZF montrent l'existence de l'effet d'épaisseur en présence d'un cordon de soudure. En effet, plus l'épaisseur *diminue* et plus la contrainte maximale augmente. Cet effet est à l'inverse de ce qui est observé dans la partie précédente sur le matériau AR. Les essais dans le sens \mathcal{L} donnent la même contrainte maximale de 120 MPa que les essais sens \mathcal{T} avec l'entaille en ZAT II. Le suivi de fissure a été réalisé uniquement pour les éprouvettes de 6.0 mm d'épaisseur avec l'entaille en ZF. Il montre que la fissure est détectée au maximum de la courbe.

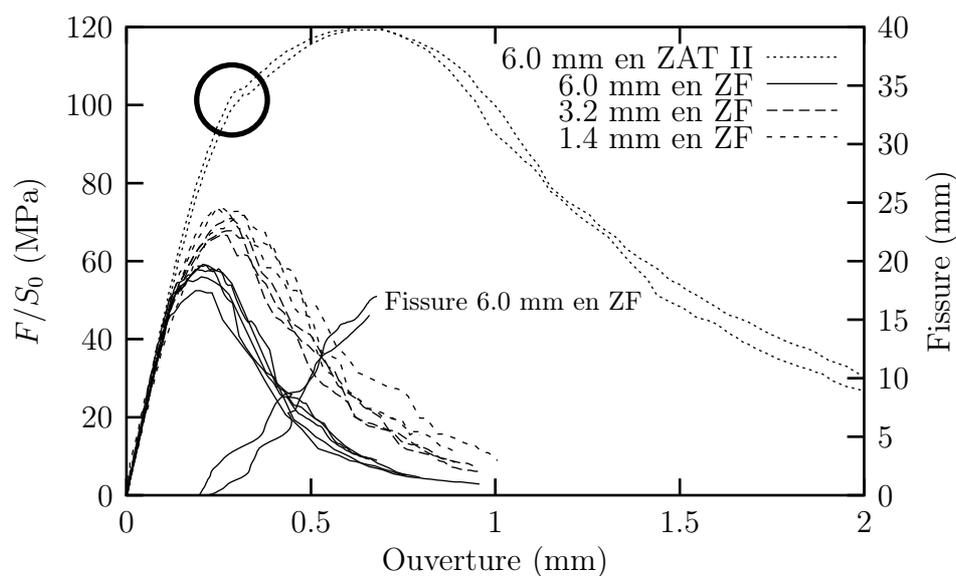


Figure 3.7: Essais sur éprouvettes Kahn sens \mathcal{T} , l'axe de traction est perpendiculaire au cordon.

Les essais Kahn dans le sens \mathcal{L} montrent que plus la pointe de l'entaille est loin du bord supérieur du cordon et plus le triangle d'amorçage se forme avant la traversée du cordon. Les essais Kahn dans le sens \mathcal{T} montrent une propagation rapide, certes, mais stable de la fissure avec un effet d'épaisseur inversé par rapport à celui observé dans la partie II. Par ailleurs, une tentative de dépouillement de ces essais suivant la norme E561-98 CCT200 en termes de facteur d'intensité de contrainte et de variation de fissure

effective a été réalisée mais n'est pas détaillée ici car elle n'est pas exploitable de la sorte. Il faudrait modifier cette norme pour l'adapter aux matériaux hétérogènes.

3.6 Essais CCT

Les essais CCT ont été réalisés à température ambiante sur une machine MTS 500kN. Des mors boulonnés maintiennent l'éprouvette en place. La taille de l'éprouvette ne nécessite pas de dispositif anti-flambement. La mesure des fissures de part et d'autre de l'entaille se fait par un suivi optique à l'aide de deux binoculaires. Par ailleurs, un extensomètre d'ouverture de type MTS (utilisé pour les éprouvettes entaillées, voir la figure 2.4 de la partie précédente) est placé au centre de l'entaille afin d'enregistrer l'ouverture. Cette mesure permet le dépouillement de ces essais suivant la même méthode que celle utilisée pour dépouiller les essais sur les éprouvettes de type Kahn. La figure 3.8 montre le montage utilisé. Ces essais ont été réalisés uniquement pour des fissures qui se propagent parallèlement au cordon.

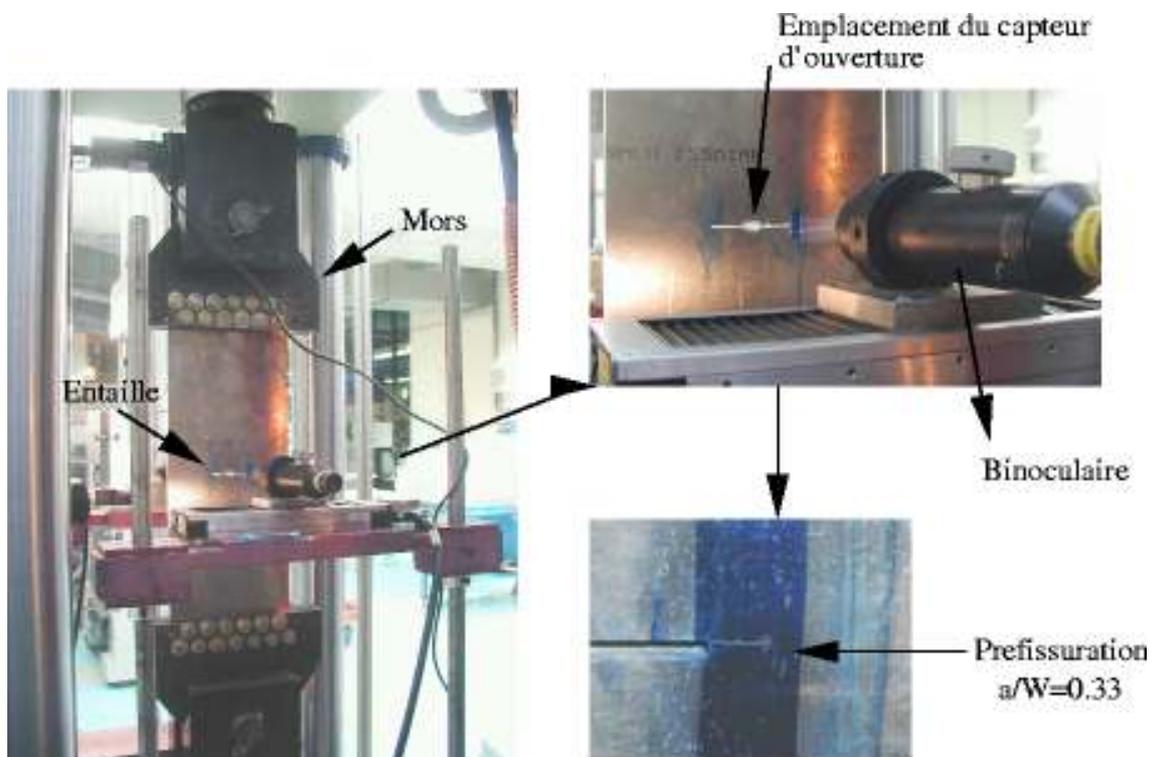


Figure 3.8: Photographie du montage utilisé pour réaliser les essais de type CCT

La figure 3.9 représente les essais de courbe R dépouillés suivant la norme E561

habituellement utilisée pour ce type d'essais. Tous les essais sont doublés. Seule une éprouvette entaillée en ZAT II n'a pas été munie du capteur d'ouverture. Ces résultats montrent un K_{max} de $115 \text{ MPa}\sqrt{m}$ pour le MB, de $95 \text{ MPa}\sqrt{m}$ lorsque l'entaille est placée en ZAT II, de $65 \text{ MPa}\sqrt{m}$ lorsque l'entaille est placée en ZAT I et de $30 \text{ MPa}\sqrt{m}$ lorsque l'entaille est placée en ZF. Le joint soudé possède une ténacité nettement plus faible que celle du MB.

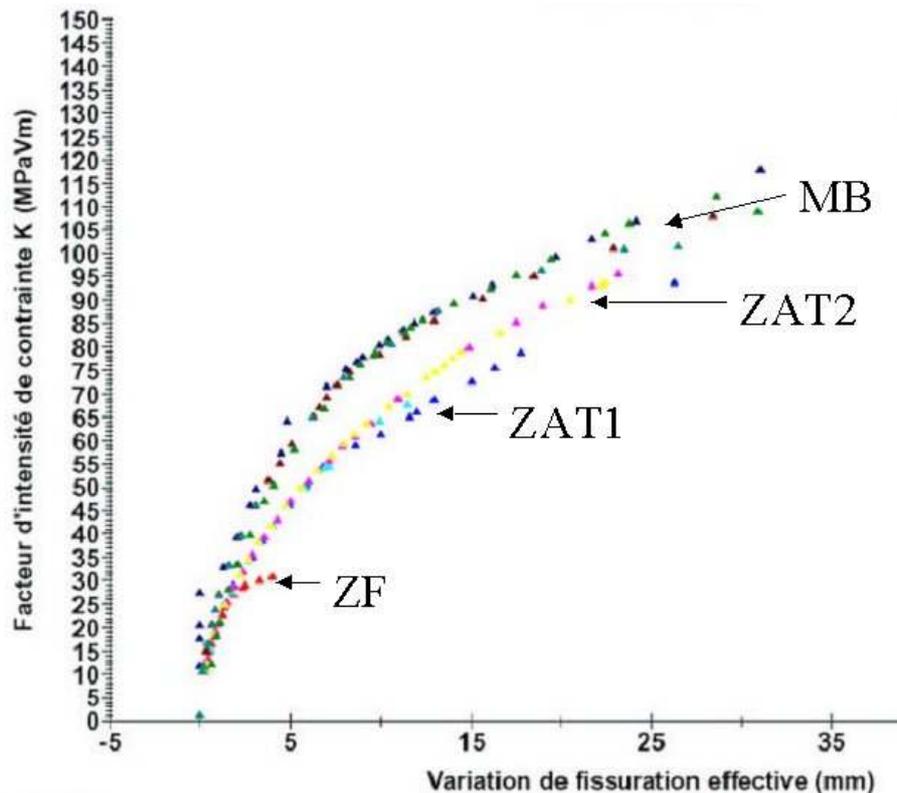


Figure 3.9: Résultat des essais CCT, dépouillement selon la norme ASTM E561.

La figure 3.10 montre les essais CCT dépouillés en contrainte ouverture. Il s'agit donc de diviser la charge par la surface S_0 pour obtenir la contrainte. S_0 est égale à 200 mm moins la longueur de l'entaille préfissurée multiplié par l'épaisseur. L'ouverture étant donnée par le capteur et la longueur de fissure étant mesuré à chaque palier une fois stabilisée, la courbe peut alors être représentée. Sur ces courbes, le MB a une contrainte maximale de 300 MPa. Pour une entaille placée en ZAT II, la contrainte maximale est de 270 MPa. Pour une entaille placée en ZAT I, la contrainte maximale est de 250 MPa et pour une entaille placée en ZF, la contrainte maximale est de 120 MPa. A la différence des essais sur éprouvette de type Kahn, les éprouvettes CCT sont préfissurées, il n'y a

donc pas d'amorçage de fissure.

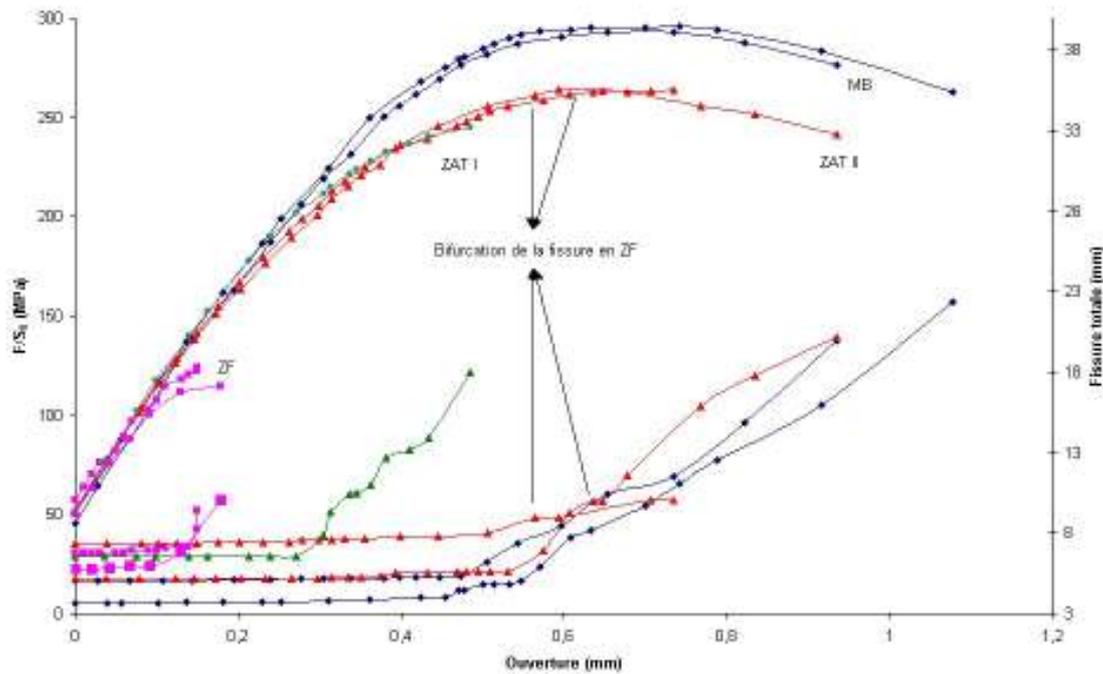


Figure 3.10: Dépouillement des essais CCT en contrainte ouverture

Le dépouillement des essais CCT en contrainte-ouverture semble être plus cohérent quant à l'analyse du comportement dans la mesure où cette norme est déjà plus adaptée aux matériaux hétérogènes tels qu'un joint soudé. Ces essais sont réalisés uniquement dans le sens \mathcal{T} . Il s'agit donc d'une propagation de fissure parallèle au cordon et non pas d'un amorçage suivi d'une propagation comme c'est le cas pour les éprouvettes Kahn. Il n'y a pas eu d'essai CCT réalisé dans le sens \mathcal{L} (avec λ) comme pour les essais Kahn. Lors des essais avec l'entaille placée en ZAT I (respectivement en ZAT II), après une propagation de la fissure sur environ 1.5 cm en ZAT I (respectivement en ZAT II), une bifurcation vers le milieu de la ZF est observée sur un seul côté de l'éprouvette. Cette bifurcation a également été observée sur les éprouvettes Kahn avec l'entaille en ZAT II.

3.7 Conclusion

Ce chapitre traite des résultats des essais mécaniques réalisés sur les éprouvettes dites de laboratoire et sur des éprouvettes de type CCT200 associées à l'approche globale de la rupture. Plusieurs effets sont montrés dans ce chapitre. Le premier porte sur l'influence de la position de la pointe de l'entaille par rapport au centre du cordon sur la rupture. Que ce soit pour les essais sur les éprouvettes entaillées ou sur les éprouvettes CCT200, lorsque le cordon est loin de la fissure celui-ci a peu d'effet sur la contrainte. Lorsqu'il est proche de la fissure, la contrainte et l'allongement globaux diminuent mais la rupture reste déterministe, à savoir, pour un allongement reproductible d'un essai à l'autre. Le deuxième porte sur l'effet d'entaille et l'effet d'épaisseur inversé, trouvés sur une structure soudée, à l'exception de l'éprouvette EU05 \mathcal{T} . Ces effets résultent de l'hétérogénéité du comportement mécanique du joint soudé en termes de limite d'élasticité, d'écrouissage et d'anisotropie.

Chapitre 4

Étude des mécanismes de rupture

Ce chapitre traite de l'analyse des surfaces de rupture obtenues à l'échelle macroscopique puis à l'échelle microscopique. Ensuite, une analyse de l'endommagement a été réalisée afin d'avoir des informations quant aux mécanismes de rupture mis en jeu.

4.1 Étude macro/microscopique des mécanismes de rupture

Les surfaces de rupture obtenues sur les éprouvettes de 6 mm d'épaisseur de traction lisses et sur les éprouvettes de traction entaillées centrées en ZF montrent, dans tous les cas, une rupture à plat dans la ZF. La figure 4.1 montre une éprouvette de traction cassée où la ZF et les ZATs sont repérées (flèches).

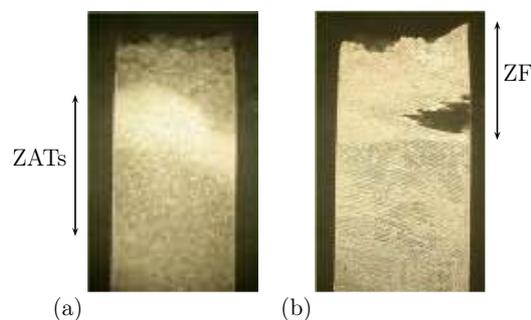


Figure 4.1: Surface de rupture sur éprouvette de traction lisse : (a) vue sur la tranche, épaisseur et (b) vue à plat, largeur (plan $\mathcal{L}-\mathcal{T}$).

La figure 4.2 montre les surfaces de rupture à l'échelle macroscopique et microscopique

typiques des éprouvettes avec la pointe de l'entaille centrée en ZF. De manière générale, lorsque l'entaille est placée en ZF, la rupture est plate et rugueuse pour toutes les géométries du type des éprouvettes entaillées en U de 0.5 à 2 mm et en V dont la rupture finale se produit en ZF (figure 4.2-a). La figure 4.2-b montre la présence d'une soufflure qui fait 400 μm . D'après les résultats des essais mécaniques celle-ci n'a pas joué sur la courbe macroscopique, étant donnée la très bonne reproductibilité de ces essais. Par ailleurs sur cette microfractographie, la répartition des microretassures est homogène sur tout le faciès de rupture. Les microfractographies 4.2-c et 4.2-d montrent, à un plus fort agrandissement, la rupture causée par les précipités eutectiques interdendritiques (plus clairement sur la microfractographie 4.2-d) et celle causée par une déchirure ductile avec la présence de quelques cupules. Ces surfaces de rupture sont conformes à celles observées dans la partie I.

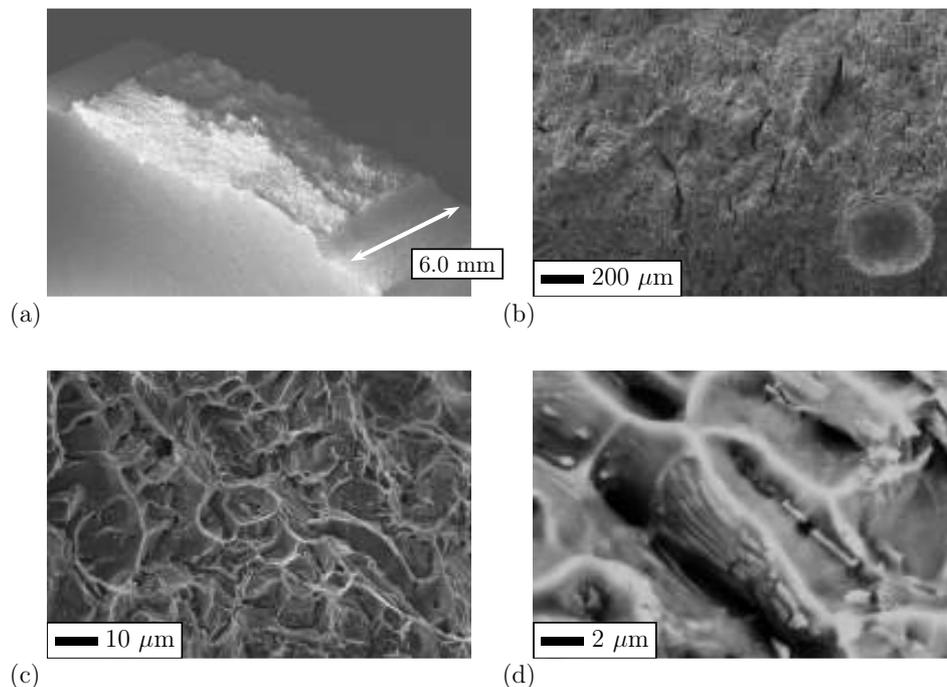


Figure 4.2: Surface de rupture sur éprouvette de traction entaillée en U avec un rayon de 0.5 mm placée en ZF : (a) Macrofractographie, (b), (c) et (d) Microfractographies, la (d) est en mode rétrodiffusé.

Lorsque l'entaille est décalée en ZAT II, la rupture est du même type que celle observée sur le MB et celle étudiée sur le matériau AR dans la partie précédente. Comme le montre la figure 4.3, la surface de rupture est en biseau et il y a un triangle d'amorçage. Elle

correspond à un type T+S.

La figure 4.3-a est une macrofractographie d'une éprouvette dont l'entaille est située en ZAT II. La ZF est repérée par deux traits, dont la distance qui les sépare n'est pas représentative de la largeur réelle de la ZF étant donnée l'inclinaison de l'éprouvette. Sur cette macrofractographie 4.3-a, l'influence de la présence du cordon sur la surface de rupture est remarqué par la courbure de la surface. Il semble qu'elle soit en quelque sorte attirée par la zone plus molle que représente la ZF malgré la présence de la ZAT I de dureté plus élevée. Cet effet est observé sur toute les géométries d'entaille.

Les microfractographies (b), (c) et (d) montrent que les modes d'endommagement sont comparables à ceux observés et détaillés dans la partie précédente avec les même types de cupules de types I, II et III.

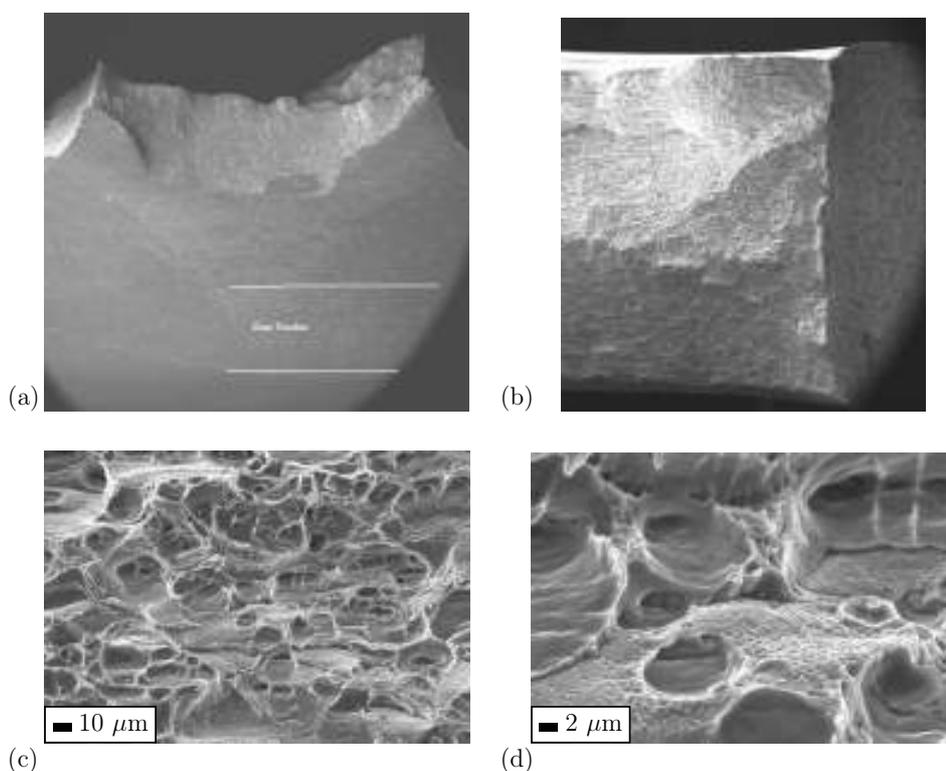


Figure 4.3: Surface de rupture sur éprouvette de traction entaillée en U avec un rayon de 0.5 mm placée en ZAT II : (a) Macrographie, (b), (c) et (d) Vue de dessus (zone type T+S).

Les surfaces de rupture obtenues à partir des essais mécaniques sur les éprouvettes de type Kahn montrent également une rupture à plat dans la ZF (voir figure 4.4-c). Sur cette figure, les macrofractographies obtenues pour les trois épaisseurs des essais Kahn

sont reportées. L'influence de l'épaisseur est notable. En effet, de la même manière que ce qui a été montré dans la partie précédente, plus l'épaisseur augmente et plus la surface de rupture tend à devenir plate. La proportion de surface occupée par la zone de rupture plate tend à augmenter avec l'épaisseur, passant de 30% pour une éprouvette de 1.4 mm à 50% pour une éprouvette de 6 mm.

Les surfaces de rupture sur les éprouvettes CCT montrent, quant à elles, une rupture identique à celle observée sur les éprouvettes Kahn. Pour les éprouvettes CCT dont la pointe de l'entaille est placée en ZAT II ou en ZAT I, la fissure bifurque, après une propagation dans la ZAT II, respectivement en ZAT I, sur maximum 1.5 cm, pour se propager ensuite, à plat au milieu de la ZF et lorsque la propagation devient instable, la fissure tend à former un biseau avec le bord de la ZF. Sur les éprouvettes Kahn avec l'entaille placée en ZAT II, il est également observée une bifurcation de la fissure en bords de ZF sur la fin de l'essai, là où les niveaux de contraintes sont faibles et où l'éprouvette est en flexion. L'instabilité de l'éprouvette CCT est également observée sur la macrofractographie de la figure 4.4-a de l'éprouvette 1.4 mm d'épaisseur où le biseau s'est formé.

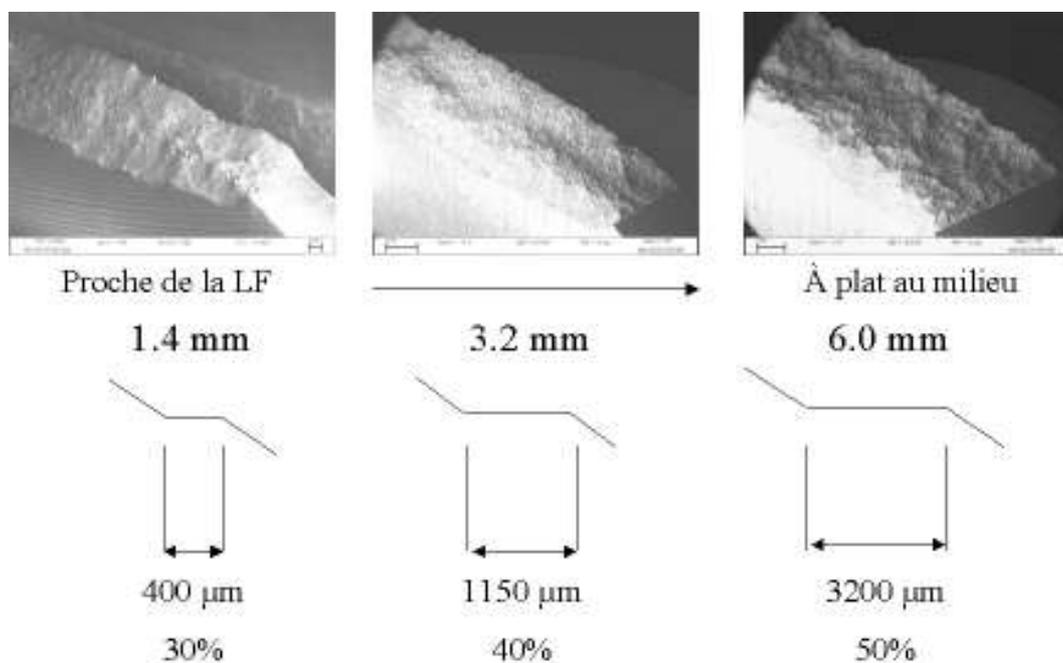


Figure 4.4: Effet d'épaisseur sur les éprouvettes Kahn pour les trois épaisseurs. LF : ligne de fusion pour les parties en biseau.

En conclusion, sur une éprouvette de traction et sur les éprouvettes dont l'entaille est centrée en ZF, la rupture se produit en ZF à plat. Par contre, pour les éprouvettes Kahn la rupture est de type F/S (plate au centre avec des lèvres de cisaillement sur les bords) et lorsque l'entaille est placée en dehors de la ZF, une rupture identique à celle observée sur le MB (i.e. : T+S) est observée avec, tout de même, une attraction de la courbure de la surface de rupture par la présence de la ZF reproductible, comme le montre la figure 4.4-a.

4.2 Étude de l'anisotropie et de l'endommagement

Les bords de l'éprouvette de traction représentée sur la figure 4.1 ont été digitalisés et la déformation nominale dans l'épaisseur et dans la largeur ont été reportés sur le graphique de la figure 4.5. La ZF, située à gauche, est délimitée par la droite qui marque la distance moyenne entre la partie supérieure et la partie inférieure du cordon de soudure, étant donné sa forme de clou. Il est intéressant de noter ici la valeur de la déformation nominale dans la ZF. En effet, elle atteint presque 6.5% à rupture. Par ailleurs, l'isotropie de la ZF peut également être remarquée. Dans cette zone, les deux courbes se superposent ce qui n'est pas le cas au-delà, où l'anisotropie est comparable à celle obtenue sur le MB pour les niveaux de déformation obtenus. Il semble que toute la déformation se localise dans la ZF.

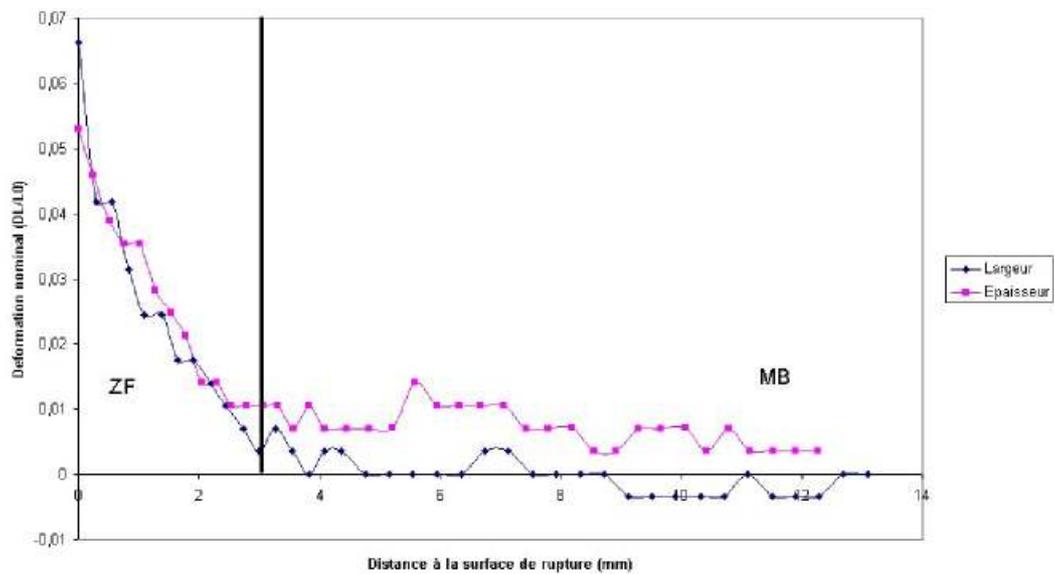


Figure 4.5: Courbes de déformation nominale en fonction de la distance à la surface de rupture d'une éprouvette de traction lisse.

Une analyse d'image a été réalisée sur 10 fractographies prises en ZF. Les zones, correspondant aux microretassures facilement reconnaissables à leur aspect lisse et bombé des bras de dendrite (voir la figure 4.7, sur laquelle les précipités interdendritiques apparaissent en plus clair), ont été numériquement colorées en blanc. L'image a ensuite été seuillée et un pourcentage a été ainsi obtenu. Cette analyse d'image a montré que, en moyenne, 30% de la surface de rupture est due aux microretassures mentionnées dans le chapitre 2. La figure 4.6 présente les étapes de cette analyse. De la même manière, mais à un grandissement plus fort, cette analyse a été réalisée sur les microfractographies du type de celle de la figure 4.2-b. Les zones, où des précipités interdendritiques sont visibles, sont quantifiées. Le résultat donne 33% de surface associée à cette rupture. Les 37% restants sont donc associés à de la rupture ductile, laquelle est observable facilement à plus fort agrandissement.

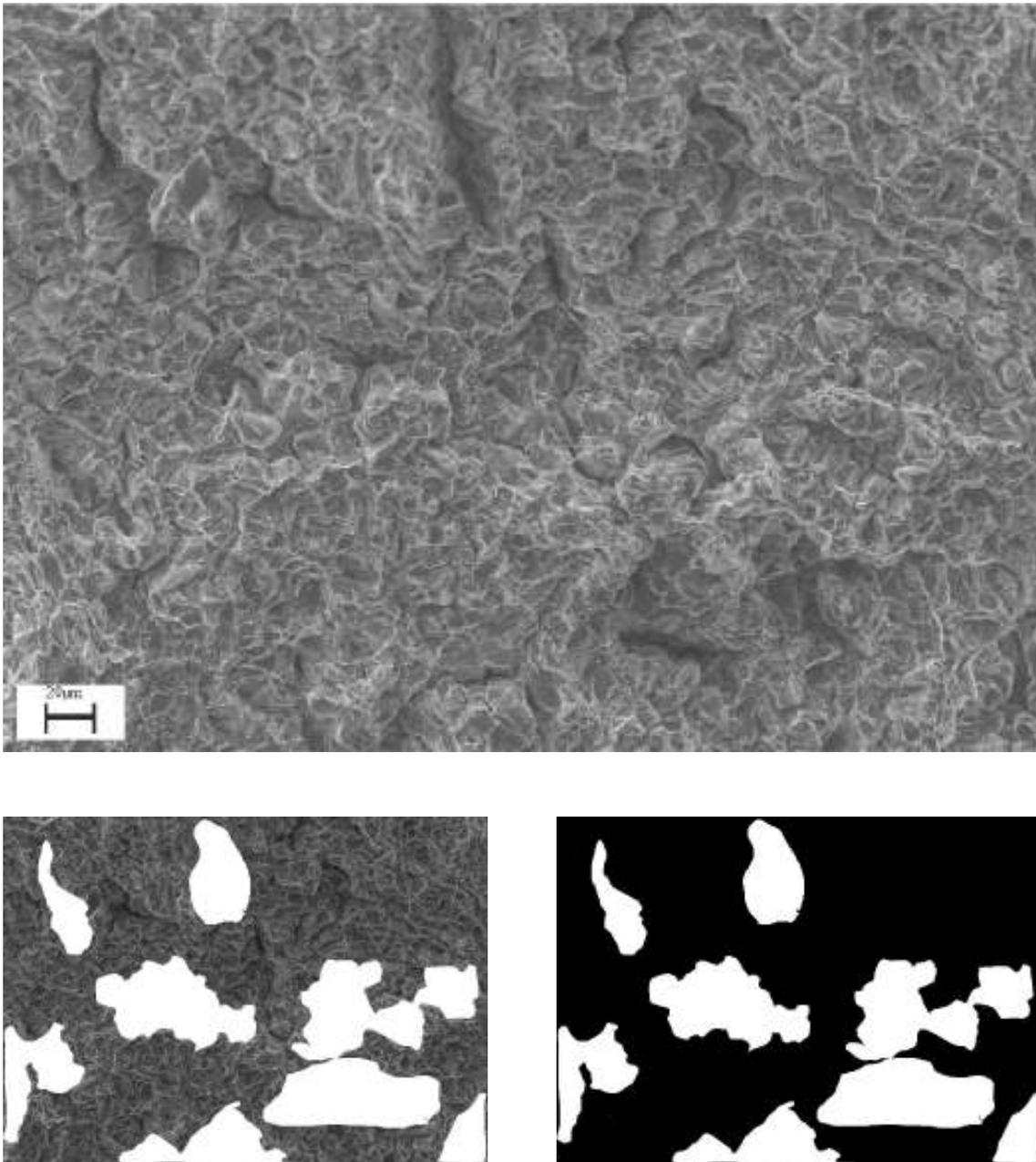


Figure 4.6: Exemple d'une analyse d'images réalisée sur une fractographie obtenues sur les surfaces de rupture obtenues en ZF.

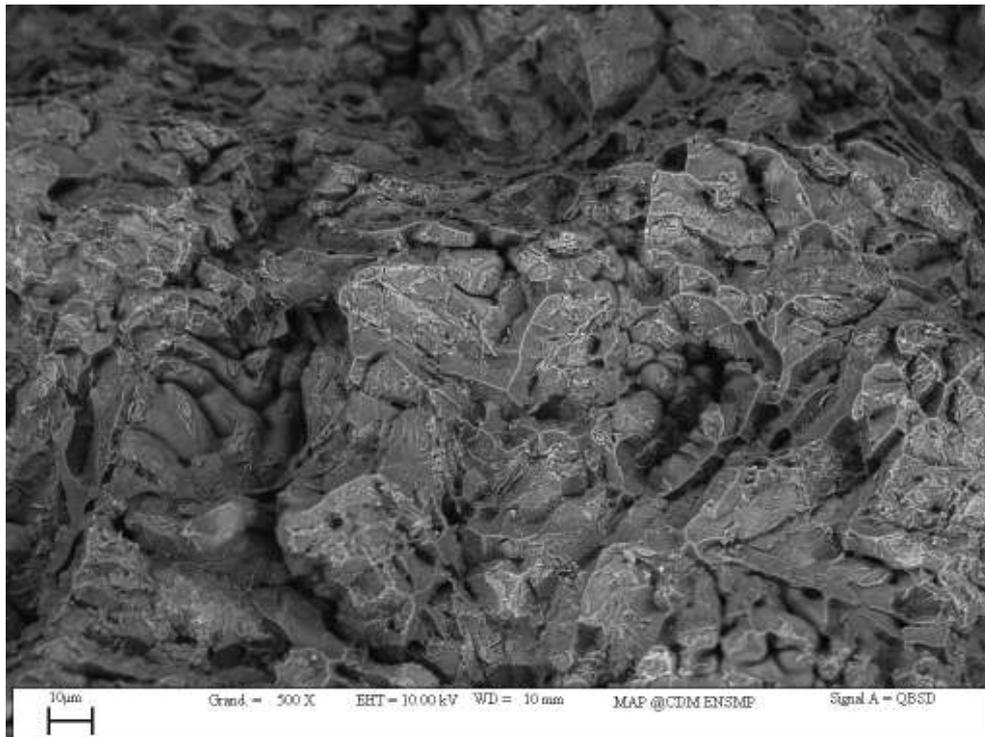


Figure 4.7: Exemple d'une fractographie en électrons rétrodiffusés réalisée sur les surfaces de rupture obtenues en ZF.

Des coupes réalisées dans le sens $\mathcal{L} - \mathcal{S}$ montrent un endommagement présent sous la surface de rupture. En effet, la figure 4.8 montre des macrographies obtenues par MO de ces coupes et compare une éprouvette cassée au matériau non déformé. La ligne de fusion est repérée par la ligne. Une analyse au MEB permet de voir, à une échelle plus fines, les précipités eutectiques interdendritiques cassés, indiqués par les ellipses sur la figure 4.9-a. La figure 4.9-b montre, quant à elle, la percolation des microretassures ayant comme vecteur le réseau de précipités interdendritiques.

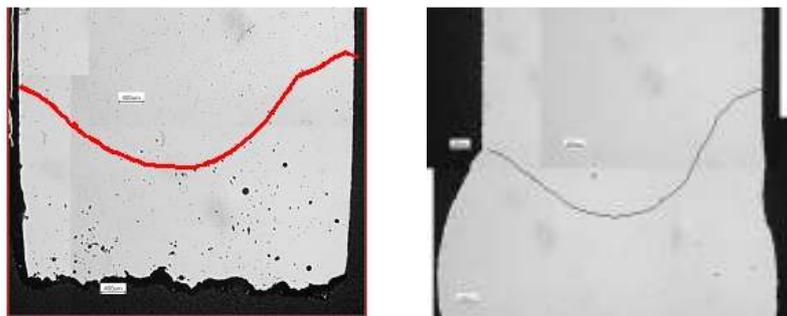


Figure 4.8: Coupe transversales MO. A gauche, une TR6T

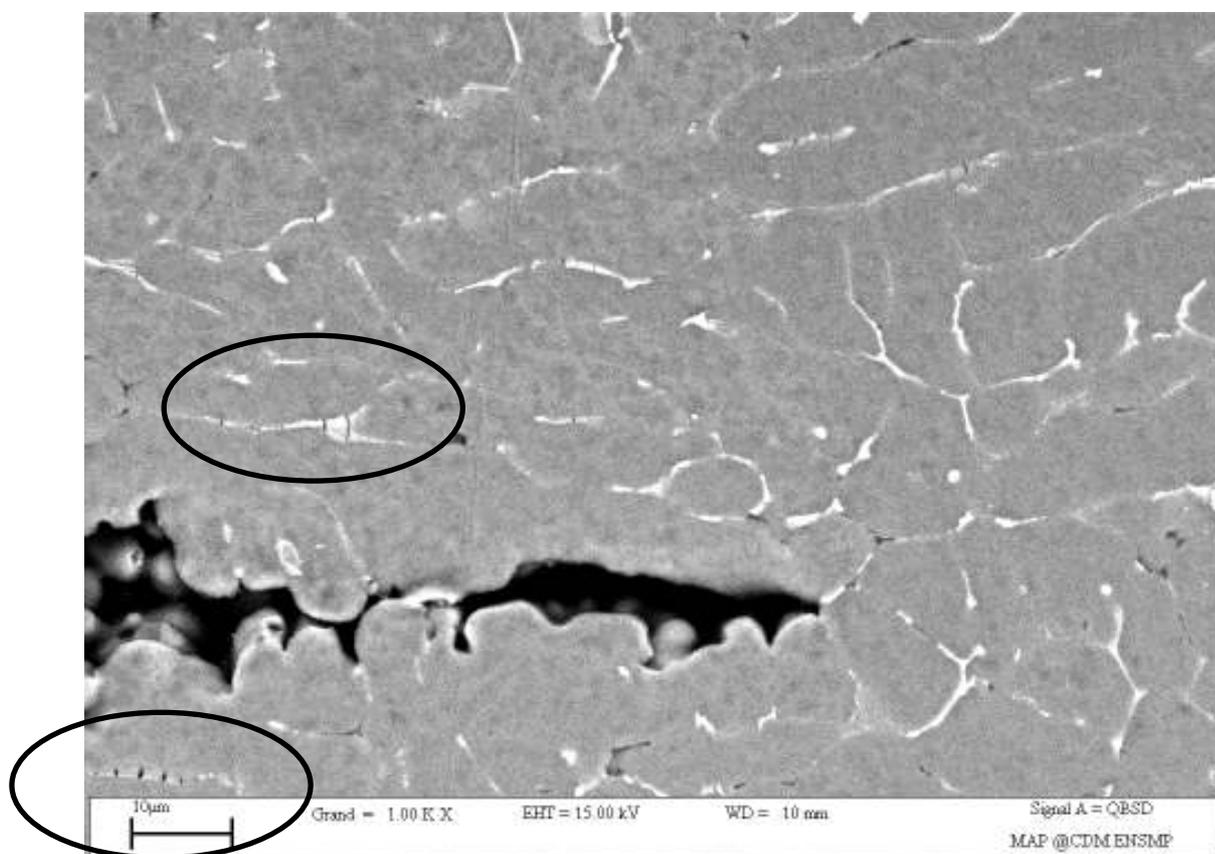
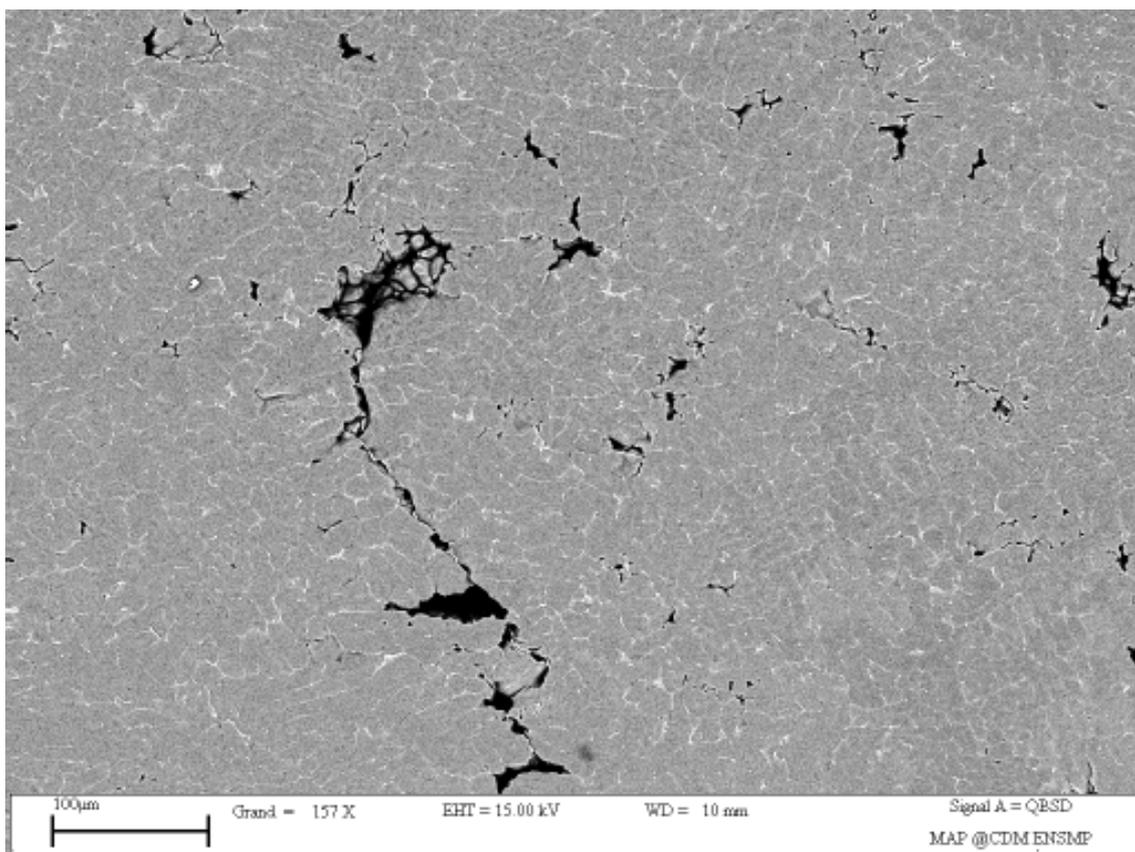


Figure 4.9: Coupe transversales d'une TR6T observée au MEB. En haut la percolation du réseau interdendritique et en bas, entourés par des ellipses, les précipités eutectiques interdendritiques cassés.

4.3 Conclusion

Dans ce chapitre, l'aspect macroscopique des surfaces de rupture a tout d'abord été traité. Cette analyse a montré une surface de rupture plate en ZF pour les essais de traction et pour les essais sur les éprouvettes entaillées lorsque la pointe de l'entaille est centrée en ZF. Une très petite zone en biseau peut être notée sur les éprouvettes Kahn les plus épaisses. L'étude de l'effet d'épaisseur a montré que plus l'épaisseur augmente et plus la proportion de rupture plate augmente. La surface de rupture de l'épaisseur de 1.4 mm est quasi en biseau. L'analyse des surfaces de rupture et de l'endommagement a montré 3 mécanismes s'enchaînant ou se combinant : la croissance des microretassures, la percolation du réseau de précipités interdendritiques et une déchirure ductile par la présence de cupules. Les deux premiers mécanismes étant majoritaires et constituant ainsi l'aspect brutal de la rupture, le choix du modèle sera fait après une discussion de ces résultats. L'anisotropie de comportement ne sera pas prise en compte en dépit des observations (coefficients de Lankford égaux à 1 pour la ZF et à environ 0.5 pour le MB).

Chapitre 5

Discussion

Ce chapitre permet d'exposer les raisons pour lesquelles les essais sur les éprouvettes EU05 \mathcal{T} centré en ZF ne suivent pas le même comportement que les autres essais et la relation entre les essais de type Kahn et les essais CCT. Les surfaces de rupture obtenues sont également discutées pour faire ressortir le choix du modèle.

5.1 Influence des défauts de soudage et de la géométrie sur le comportement

Plusieurs explications peuvent être apportées quant aux résultats obtenus pour l'influence de la position de l'entaille par rapport au centre de la soudure. En effet, l'ordre des courbes n'est pas tout à fait le même que celui obtenu dans la partie II, puisque l'éprouvette EU05 \mathcal{T} avec l'entaille centrée en ZF se situe en dessous de toutes les autres courbes sur les figures 3.4-a et 3.5-a. Les essais ayant été réalisés dans les mêmes conditions pour toutes les géométries, la première hypothèse consiste à dire qu'il y a plus de défauts au centre de la ZF et que pour cette géométrie, les contraintes locales en pointe d'entaille étant plus élevée, cela favorise ainsi une rupture précoce pour un même niveau de déformation. La contrainte macroscopique atteinte est alors plus faible. Les observations microscopiques ont montré une répartition homogène des défauts de soudage. Cependant, ces défauts n'apparaissent peut être pas avec les différentes techniques d'observation utilisée ici car ils peuvent s'agir d'un alignement de joints de grains ou d'un alignement de précipités eutectique.

Cette première hypothèse permet d'expliquer le fait qu'une éprouvette EU05 \mathcal{T} centrée

en ZF a une contrainte macroscopique plus faible que l'EU05 \mathcal{T} décalée de 1 mm, toujours dans la ZF, par rapport au centre de la soudure (figure 3.4-a). Cependant, elle n'explique pas le fait que l'éprouvette EU05 \mathcal{T} avec l'entaille centrée en ZF est en dessous des autres types de géométries (figure 3.4-a) alors qu'elle devrait être entre l'éprouvette EV60 \mathcal{T} et EU1 \mathcal{T} .

La deuxième hypothèse consiste à mettre en cause la géométrie, en U pour les différents rayons à fond d'entaille et en V, qui induit des formes de zone plastique différentes. Les entailles les plus douces donnant lieu à une zone plastique étendue contrairement aux entailles sévères donnant lieu à des concentrations de contraintes localisées en pointes d'entaille. Cette hypothèse n'explique pas pourquoi l'éprouvette EU05 \mathcal{T} avec l'entaille centrée en ZF ne s'arrangerait pas de la même manière que l'EV60 \mathcal{T} avec l'entaille centrée en ZF qui elle aussi rencontre ces mêmes défauts. Une tentative d'explication peut être faite sur l'influence de la taille de la zone plastique puisqu'une entaille en V impose des états de contraintes élevés sur une plus petite zone, dendritique qui plus est, que sur une éprouvette entaillée en U. La zone plastique plus étendue sur cette dernière géométrie provoquerait ainsi une redistribution des contraintes locales ce qui adoucirait la zone par un pré-endommagement. Maintenant, le fait que les deux autres géométries EU1 \mathcal{T} et EU2 \mathcal{T} centrées en ZF soient au dessus de l'éprouvette EU05 \mathcal{T} centrée en ZF permet ajouter un point à cette explication. En effet, la présence de la ZAT I, plus dure, qui encadre de part et d'autre la ZF peut induire un effet de confinement (par une réflexion) de la zone plastique dans la ZF permettant de pré-écrouir le matériau par endommagement et d'augmenter la contrainte macroscopique. La taille de la zone plastique induite par une entaille EU05 \mathcal{T} est alors trop petite pour se réfléchir sur les bords de la ZF mais trop grande pour compenser par des contraintes locales plus élevées.

Ceci est confirmé par la figure 3.5-c qui représente les essais sur éprouvettes entaillées avec l'entaille placée en ZAT II. En effet, sur ce graphique, les courbes s'arrangent dans le bon ordre mais c'est l'éprouvette EU1 \mathcal{T} en ZAT II qui devrait avoir une contrainte macroscopique plus élevée. Comme le montre les courbes de dureté, la ZAT II est elle aussi encadrée par deux zones plus dures ; la ZAT I et le MB. Les résultats des simulations numériques sur les éprouvettes entaillées en ZF (figure 6.5 du chapitre 5 confirmeront ce résultat. Cependant sur cette figure, ce n'est pas l'éprouvette EU05 \mathcal{T} dont il s'agit mais de l'éprouvette EU1 \mathcal{T} . Ce qui confirme également l'influence de la forme du cordon de

soudure puisque dans la simulation numérique, celle-ci a été schématisée.

Dans tous les cas, la ZF semble être homogène et un effet combiné de la géométrie de l'entaille et de la structure soudée induisant des zones de duretés différentes peut expliquer le comportement de l'éprouvette EU05 \mathcal{T} en ZF ou de l'éprouvette EU1 \mathcal{T} en ZAT II.

5.2 Effet d'épaisseur sur les essais de type Kahn

Sur les éprouvettes Kahn, l'effet d'épaisseur sur la ténacité est opposé à celui observé sur les deux matériaux de la partie II, alors que l'effet sur les surfaces de rupture semble être le même. Ce paradoxe pourrait, sans doute, être levé en calculant les champ de contraintes dans une éprouvettes Kahn du joint soudé (sens \mathcal{T}). Dans la mesure où le matériau de la ZF possède un coefficient de Lankford égal à 1, une augmentation de l'épaisseur devrait augmenter le taux de triaxialité. La contrainte axiale serait alors plus élevée (accélérant la rupture des phases fragiles) et une contrainte hydrostatique élevée serait également attendue (favorisant la croissance de cavités). Il ne faut cependant pas oublier que la zone voisine de la ZF n'est pas le MB, mais la ZAT I dont l'anisotropie plastique n'est pas connue. L'effet "de structure" lié à une hétérogénéité d'anisotropie plastique ne pourra donc pas être pris en compte dans la modélisation. L'effet "de structure" produit par les différences de limite d'élasticité entre ces matériaux (ZF, ZAT I, ZAT II et MB) sera décrit dans le chapitre 5.

5.3 Mécanismes de rupture microscopique

Trois mécanismes de rupture sont observés sur les surfaces de rupture obtenues lorsque la rupture est située en ZF. En effet, le premier a été quantifié dans le chapitre précédent. 30% de la surface de rupture est liée aux microretassures. Le deuxième est un mécanisme qui se fait par percolation de fissures le long du réseau de précipités interdendritiques. Les précipités eutectiques interdendritiques, étant plus durs et fragiles, constituent des sites privilégiés pour permettre la coalescence des microretassures comme le montre la figure 4.9. Le troisième est la déchirure par striction des bras de dendrites.

Ces trois mécanismes peuvent intervenir dans un certain ordre ou par combinaison de plusieurs de ces mécanismes. En effet, l'analyse des surfaces de rupture permet de proposer trois enchaînements de ces mécanismes.

La première solution proposée est que la striction des bras de dendrites se produit dans le même temps que la croissance des microretassures et la rupture se termine par la percolation du réseau des précipités eutectiques interdendritiques.

La deuxième solution proposée est que la coalescence des microretassures se fait par la percolation de fissures le long du réseau de précipités eutectiques interdendritiques et la rupture se termine par la striction interne des bras de dendrites.

Et enfin, la troisième solution est que la coalescence des microretassures se fait par une combinaison de la percolation le long du réseau de précipités eutectiques interdendritiques et de la rupture par la striction interne des bras de dendrites pour se terminer par la percolation le long du réseau de précipités eutectiques interdendritiques. Cette dernière hypothèse est privilégiée par l'étude de l'endommagement et des surfaces de rupture (figure 4.9). Elle oriente plus vers une rupture brutale comme le montrent les essais mécaniques.

5.4 Conclusion

En conclusion, le paramètre qui se dégage ici est la géométrie de la ZF en plus de l'effet de structure hétérogène et de l'anisotropie. De plus la coalescence des microretassures se fait par une combinaison de la percolation le long du réseau de précipités eutectiques interdendritiques et de la rupture par la striction interne des bras de dendrites. La ruine de l'éprouvette est pilotée par la percolation le long du réseau de précipités eutectiques interdendritiques. Cette rupture, brutale, intervient alors que l'endommagement ne semble pas suffisamment étendu pour justifier une approche par la mécanique des milieux poreux, et ce, d'autant plus qu'il y a peu de cupules bien formées sur les surfaces de rupture. D'un autre côté, et même si le mécanisme local est lié (au moins pour sa première étape) à la rupture fragile des phases au silicium, le fait que la ductilité ne varie pas d'une éprouvette à l'autre, pour une même condition d'essai, suggère de ne pas utiliser les modèles statistiques de la rupture fragile. Un critère de rupture déterministe sera donc utilisé, en post-traitement des calculs par éléments finis. Deux possibilités seront proposées : un critère de type Rice et Tracey et un critère en déformation locale critique.

Chapitre 6

Modélisation numérique du comportement des joints soudés

6.1 Introduction

Dans ce chapitre, il ne sera pas tenu compte de la présence d'éventuelles contraintes résiduelles, et ce, pour plusieurs raisons. La première est que le revenu bi-palier a sans doute détensionné l'assemblage ; le deuxième est qu'aucune déformation de l'assemblage n'a été constatée après la découpe et l'usinage des éprouvettes (y compris lors de l'arasage des sur-épaisseurs de cordon). L'effet de la déformation plastique, qui joue sur le comportement en précipitation lors du revenu des alliages de la série 6000, est pris en compte implicitement à travers la loi de comportement de chacun des matériaux. Ce chapitre présente donc le modèle, la méthode utilisée pour ajuster les paramètres de la loi de comportement sur un cordon de soudure comportant des zones où le comportement ne peut pas être extrait facilement et le type de critère choisi pour prédire la rupture. Les résultats seront enfin exposés.

6.2 Présentation du modèle et de la méthode d'identification des paramètres

Le comportement élastoplastique de chaque zone du joint soudé est modélisé par une composante linéaire et deux composantes isotropes (équation 6.1) :

$$R(p) = \sigma_Y [1 + Q_1(1 - e^{-b_1 p}) + Q_2(1 - e^{-b_2 p})] \quad (6.1)$$

σ_Y : limite d'élasticité expérimentale,

Q_1, Q_2, b_1, b_2 : paramètres permettant de représenter l'écrouissage du matériau.

Le σ_Y est fixé pour les différentes zones du joint soudé par l'analyse des courbes obtenues dans le chapitre 3. Les valeurs sont reportées dans le tableau 6.1. Un maillage 3D (figure 6.1-a) représentant la géométrie des éprouvettes TR12 est utilisé pour l'identification des paramètres Q_1, Q_2, b_1, b_2 du MB. Le comportement plastique est supposée identique pour la ZAT I, la ZAT II et le MB et rapporté au σ_Y près de chaque zone qui sera identifié suivant les duretés obtenues. Ensuite, un maillage 3D (figure 6.1-b) représentant la géométrie des éprouvettes TR6 avec le joint soudé est utilisé pour identifier les paramètres Q_1, Q_2, b_1, b_2 de la ZF.

Pour le MB et la ZF, l'essai de traction est simulé et l'écart avec la courbe expérimentale est minimisé grâce à l'optimiseur de ZEBULON, par comparaison des contraintes et des allongements respectifs obtenus au point M. La méthode d'optimisation utilisée est la méthode du simplex.

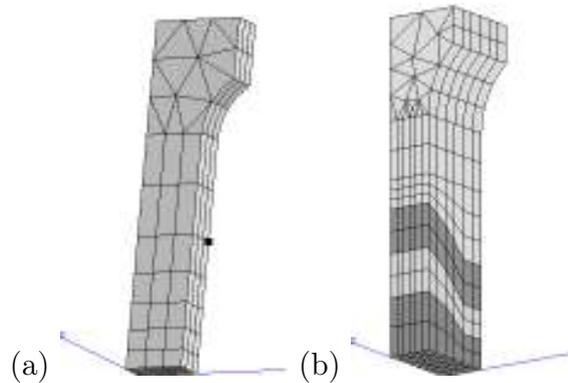


Figure 6.1: Maillage 3D utilisé pour l'identification des paramètres (a) 1/8 de TR12 pour le MB (avec 3 mailles dans la demi-épaisseur) et (b) 1/4 de TR6 pour la ZF (avec 6 mailles dans l'épaisseur).

Le tableau 6.1 récapitule les valeurs prises pour chaque matériau de $R_{p0.2}, H, Q_1, Q_2, b_1, b_2$. Les paramètres d'écrouissage utilisés pour le MB, la ZAT I et la ZAT II sont les mêmes dans la mesure où ils sont fixés par la méthode utilisée, ce qui

semble, tout de même cohérent puisque la ZF est une structure dendritique, molle qui plus est. Les résultats montrant l'accord entre la simulation et l'expérience seront exposés plus loin dans ce chapitre.

	$R_{p0.2}$	Q_1	b_1	Q_2	b_2
MB=ZAT I	353	0.179	16.1	≈ 0	-
ZAT II	260.	0.179	16.1	≈ 0	-
ZF	200.	0.933	30.7	3.47	0.02

Tableau 6.1: Paramètres de la loi d'érouissage obtenus pour les différentes zones du joint soudé

6.3 Critère

Un critère en déformation plastique est utilisé pour prédire la rupture en ZF. Un post-traitement du calcul de l'éprouvette de traction sur le joint soudé permet de donner la valeur maximale de la déformation plastique atteinte en ZF au moment de la rupture. Cette valeur est ensuite reportée sur les calculs des autres géométries pour prédire l'instant de la rupture. Ce critère est également comparé à un modèle non couplé décrivant l'endommagement ductile dérivant du modèle de Rice et Tracey [65]. Ce modèle décrit la phase de croissance des cavités. La description de la croissance d'une cavité sphérique dans une matrice rigide, incompressible et non-érouissable soumise à un champ macroscopique uniforme conduit à l'expression 6.2

$$\frac{dR}{R} = \alpha \exp\left(\frac{3}{2}\tau\right) d\epsilon_p \quad (6.2)$$

$$\text{avec} \quad \left\{ \begin{array}{l} \alpha \quad \text{constante égale à 1} \\ \tau \quad \text{taux de triaxialité} \left(\frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}} \right) \\ \sigma_{eq} \quad \text{contrainte équivalente au sens de von Mises} \\ R \quad \text{rayon actuel des cavités} \end{array} \right. \quad \text{Par}$$

intégration de l'équation 6.2 entre l'instant initial et le moment de la rupture, le taux de croissance des cavités devient égale à :

$$\left(\frac{R}{R_0}\right)_c = \exp \int_{\epsilon_0}^{\epsilon_c} \alpha \exp\left(\frac{3}{2}\tau\right) d\epsilon_p \quad (6.3)$$

avec ϵ_0 : la déformation plastique locale à l'amorçage de la décohésion, R_0 le rayon initial des cavités et ϵ_c la déformation plastique locale à rupture.

Le postulat est fait que la rupture sur une structure a lieu pour $\left(\frac{R}{R_0}\right)_c$ déterminé sur des éprouvettes de laboratoire. Cette approche suppose que la valeur critique du paramètre d'endommagement est indépendante de la triaxialité. Ce résultat est assez bien vérifié expérimentalement sur les matériaux ductiles homogènes [36]. Sur une structure multimatériaux telle que le joint soudé, il faut probablement prendre une valeur par zone. Pour des raisons de simplicité et parce qu'elle correspond au comportement le moins bon en rupture, seul le cas de la rupture en ZF sera modélisé.

6.4 Résultats

Les simulations des géométries entaillées en U à 0.5, 1 mm, 2 mm et en V sont réalisées avec les maillages présentés sur la figure 6.2. Pour des raisons de facilité de maillage, la géométrie a légèrement été modifiée au niveau de l'attache de l'extensomètre. L'influence de cette modification sera supposée nulle. Par ailleurs, la dissymétrie du joint soudé impose des maillages en pleine épaisseur (6 mm) et pour lesquelles 6 mailles ont été prises dans l'épaisseur. Les zones inclinées des différentes zones correspondent schématiquement aux différentes zones de la soudure réelle (ZF au niveau de l'entaille, ZAT I puis ZAT II et enfin le MB).

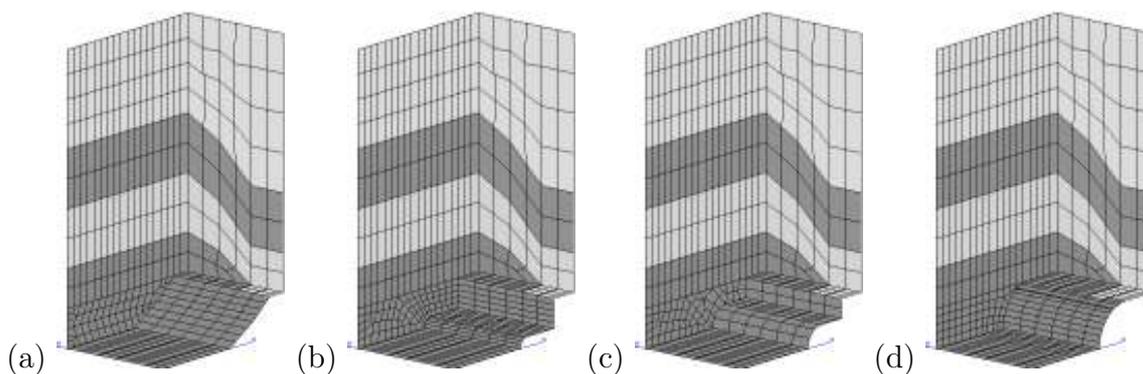


Figure 6.2: Maillage 3D (pleine épaisseur : 6 mm) de la structure soudée pour les géométries entaillées en (a) en V, (b) en U à 0.5 mm (c) 1 mm et (c) 2 mm

La courbe simulée des éprouvettes de traction lisses est représentée sur la figure 6.3. C'est sur ce graphique que les valeurs critiques de la déformation plastique p et de $\left(\frac{R}{R_0}\right)$ ont été déterminées. Au point de rupture expérimental, la valeur maximale de p et de $\left(\frac{R}{R_0}\right)$ dans la ZF sont égales respectivement à 0.032 et 1.017. Alors que la valeur atteinte de la déformation plastique macroscopique est de 2.1% celle atteinte localement dans la ZF est de 3.2%. Cette valeur est un indicateur de début de rupture qui confirme que la déformation est supérieure dans la ZF. Néanmoins, cela ne correspond pas aux valeurs de la figure 4.5 mesurées sur une section d'éprouvette après la rupture.

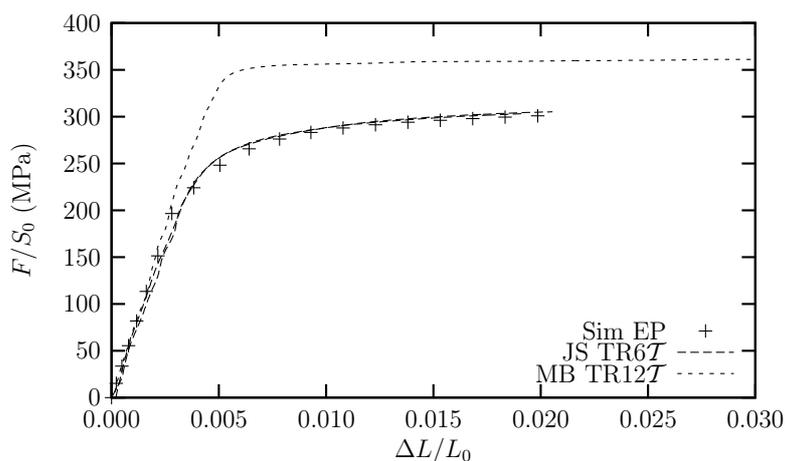


Figure 6.3: Comparaison des courbes contrainte-ouverture simulées et expérimentales obtenues sur le joint soudé pour les éprouvettes de traction lisses TR6T (échelle des abscisses est différente par rapport à la figure 3.3).

Les courbes simulées des éprouvettes de traction entaillées en U et en V en ZF sont représentées sur la figure 6.4 et comparées aux expériences. Ces courbes montrent un accord en contrainte et en ouverture selon les différentes géométries utilisées. Le critère de Rice et Tracey semble montrer une meilleure estimation de la rupture sur les éprouvettes entaillées en V. Par ailleurs, à mesure que le rayon à fond d'entaille s'adoucit, les deux critères se rapprochent de la même estimation de la rupture par rapport à l'expérience. Ils donnent, cependant, une estimation de celle-ci inférieure à 18% près sauf pour la géométrie entaillée en V. Ce qui est assez large étant donné la reproductibilité des essais. Ceci peut être dû au paramètre α qui est trois fois supérieur à celui du modèle original. Un critère en contrainte peut être une autre solution mais il n'a pas été testé ici.

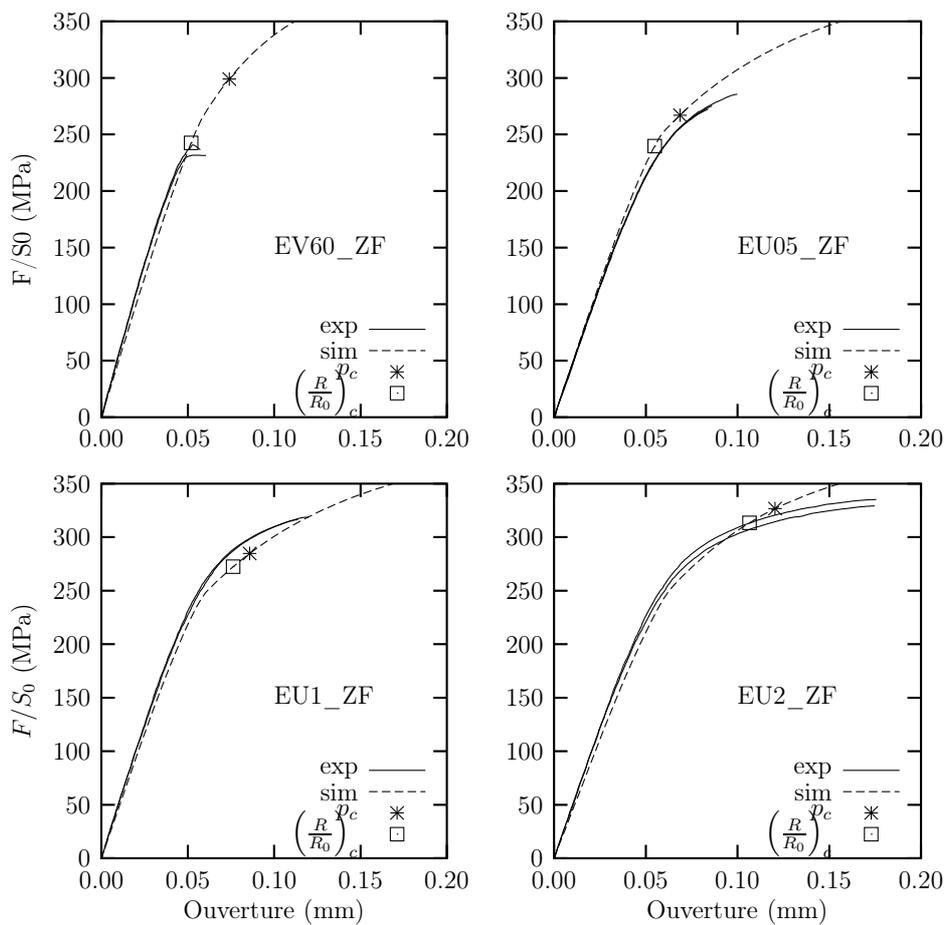


Figure 6.4: Comparaison des courbes contrainte-ouverture simulées et expérimentales obtenues sur le joint soudé pour les géométries entaillées en U et en V comme indiqué sur chaque graphique.

Les courbes simulées des éprouvettes de traction entaillées en U et en V en ZF sont représentées sur la figure 6.5. Ces courbes montrent l'effet de structure. En effet, la simulation numérique montre que la courbe EU1 est en dessous des autres courbes, que la courbe EV60 est à sa place et que l'entaille EU05 est au même niveau que la EU2. Or l'expérience a montré que la courbe EU05 se situe en dessous des autres courbes qui sont quant à elles bien ordonnées. La forme de la ZF a certainement son influence puisque, dans le cas présent, la porosité n'est pas prise en compte par la loi de comportement. En prenant une géométrie plus proche encore de celle du joint soudé réel et en prenant en compte l'endommagement l'estimation de la rupture pourrait être encore plus proche de l'expérience.

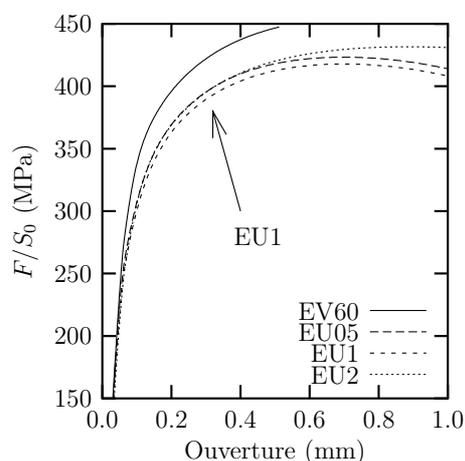


Figure 6.5: Effet de la géométrie sur la structure soudée (entaille en ZF).

Les deux critères de rupture, choisis ici pour leur relative simplicité présentent des défauts. Le critère en déformation critique donne une valeur deux fois trop pessimiste sur la déformation locale à rupture. Il faudrait, pour obtenir des valeurs plus précises, entrer dans le modèle l'anisotropie de comportement de chacune des quatre zones (ZF, ZAT I, ZAT II et MB) pour évaluer plus rigoureusement les déformations locales. D'un autre côté, le critère de Rice et Tracey donne un taux de croissance critique très faible, qui ne justifie pas l'utilisation d'un modèle de rupture ductile. Ceci est cohérent avec la faible croissance des cavités germés sur les microretassures. Il serait sans doute judicieux, étant donné le mécanisme de rupture, de considérer une population de fissures amorcées sur les microretassures : il s'agit d'avantage d'un problème de ténacité à l'échelle microscopique

(en pointe de microretassure) que d'un problème de croissance de cavités par déformation plastique.

6.5 Conclusion

Le modèle et la méthode utilisée ici consistent en une loi élastoplastique sans endommagement. L'écroissage des ZAT I et II est identifié à celui du MB. Il est, ensuite, rapporté aux limites d'élasticité de chacune respectivement. Le comportement de la ZF est identifié sur la structure complète avec une limite d'élasticité fixée à celle obtenue sur les microéprouvettes et corrélée à la dureté et aux essais sur les éprouvettes entaillées. Un critère de rupture en déformation plastique ou de type Rice et Tracey permet de prédire l'instant de la rupture.

Les résultats montrés, dans ce chapitre sont :

- La loi de comportement utilisée reproduit bien le comportement sur l'ensemble des géométries de traction
- Le critère de Rice et Tracey semble plus approprié pour les entailles en V
- Un effet de structure associée à la fois aux propriétés mécaniques des différentes zones et à la forme de cordon de soudure est observé sur les éprouvettes entaillées.

Chapitre 7

Conclusion

La soudure a été caractérisée microscopiquement et macroscopiquement. En effet, par une analyse X, la composition chimique a été identifiée avec comme résultat notable un taux moyen de 2% de silicium dans la ZF notamment localisé au niveau des précipités eutectiques interdendritiques. Par ailleurs, une attaque chimique à l'acide fluorhydrique a permis de mettre en évidence la structure du cordon. La ZF se décompose en deux zones, l'une où les grains sont équiaxes et l'autre où les grains sont colonnaires. Une deuxième attaque a permis de montrer la structure dendritique avec un diamètre de bras de dendrites de $5\mu\text{m}$. Les ZATs sont quant à elles révélées après une attaque colorante ou un polissage unidirectionnel, par des zones plus ou moins sombres. Une série de filiations de dureté en travers du cordon montre une ZF à $100\text{HV}_{0.3}$ une ZAT qui s'étend sur 10 mm et se décompose en une ZAT I à $135\text{HV}_{0.3}$, une ZAT II à $100\text{HV}_{0.3}$ et enfin le MB à $135\text{HV}_{0.3}$. Les défauts répertoriés pouvant jouer dans les mécanismes de rupture sont du type des soufflures (entre $100\mu\text{m}$ et $300\mu\text{m}$) et des microretassures (env. $20\mu\text{m}$).

Les résultats des essais mécaniques réalisés sur les éprouvettes de type Kahn et sur les éprouvettes de type CCT200 montrent plusieurs effets identiques sur les deux géométries. Le premier porte sur l'influence de la position de l'entaille par rapport au centre du cordon sur la rupture. Que ce soit pour les essais sur les éprouvettes entaillées ou sur les éprouvettes CCT200, lorsque le cordon est loin de la fissure celui ci a peu d'effet sur la contrainte. Par conséquent, sur une structure soudée, l'effet d'entaille est retrouvé contrairement à l'effet d'épaisseur qui montre l'inverse de ce qui est observé sur le MB. Ceci est probablement dû à l'anisotropie plastique qui n'est pas la même dans les deux cas.

L'aspect macroscopique des surfaces de rupture a été observé. Cette analyse a montré une surface de rupture plate en ZF pour les essais de traction et pour les essais sur les éprouvettes entaillées lorsque la pointe de l'entaille est centrée en ZF. Une très petite zone en biseau peut être notée sur les éprouvettes Kahn les plus épaisses. L'étude de l'effet d'épaisseur a montré que plus l'épaisseur augmente et plus la proportion de rupture plate augmente. La surface de rupture de l'épaisseur de 1.4 mm est quasi en biseau. L'analyse des surfaces de rupture et de l'endommagement a montré 3 mécanismes pouvant s'enchaîner ou se combiner : la croissance des microretassures, la percolation du réseau interdendritique avec le clivage des précipités eutectiques et une déchirure ductile par la présence de cupules. Les deux premiers mécanismes sont majoritaires dans l'amorçage de la rupture et conduisent à une forte réduction des propriétés mécaniques.

Enfin la modélisation du comportement et l'identification des paramètres de la loi de comportement sont orientées sur une loi de type élastoplastique sans endommagement et sans considérer l'anisotropie du MB et des ZAT.

Un critère de rupture en déformation plastique est alors utilisé. La déformation plastique locale atteinte dans la ZF est alors identifiée et reportée sur les autres types d'essais. De cette façon le point de rupture des autres éprouvettes est alors prédit à 18% en ouverture et à 4% près en contrainte nominale comme le montre la figure 6.5. Une identification plus fine des paramètres du modèle grâce aux essais sur des micro-éprouvettes et la prise en compte de l'endommagement (sous forme d'une population de microfissures) et de l'anisotropie plastique permettrait une prédiction plus proche de l'expérience notamment en ouverture.

Partie IV

Conclusion et Perspectives

Un des enjeux majeurs de ce travail a été l'étude du comportement des tôles et des joints soudés en alliage d'aluminium 6056 des structures aéronautiques pour les fuselages des avions. Le but a été de mettre en évidence, d'une part, l'effet d'épaisseur et d'érouissage des tôles laminées sur les modes de rupture et d'autre part, les mécanismes de rupture mis en jeu dans un joint soudé par Laser CO₂. Cela nécessitait la caractérisation de la microstructure et des propriétés mécaniques des tôles et du joint soudé au niveau des différentes zones (ZF : zone fondue, ZAT : zone affectée thermiquement et MB : métal de base). Différents types d'essais mécaniques ont été menés sur des éprouvettes lisses, entaillées et des éprouvettes Kahn de fissuration afin d'identifier les paramètres du modèle d'approche locale associés aux tôles d'aluminium et aux différentes zones de la soudure pour modéliser par éléments finis les mécanismes de rupture.

L'étude expérimentale de la résistance et des mécanismes de rupture sur l'alliage d'aluminium 6056 a conduit à plusieurs résultats :

- En utilisant les traitements thermiques appropriés, deux matériaux ayant la même distribution de phases endommageantes mais ayant des limites d'élasticité et des capacités d'érouissage très différentes ont été obtenus et ont montré des modes de rupture différents.
- L'augmentation d'épaisseur et l'adoucissement de l'entaille favorisent la rupture à plat.
- Les principales caractéristiques mécaniques, l'épaisseur et la sévérité d'entaille jouent un rôle clef dans la compétition entre une rupture plate et rupture en biseau.
- Plusieurs mécanismes d'endommagement ductile peuvent être activés selon l'état de déformation et de contrainte locales. Ils peuvent alors conduire à différentes formes de surfaces macroscopiques qui peuvent être observées simultanément sur une même éprouvette.
- Pour le matériau AR (T751), il y a une valeur critique d'épaisseur, à partir de laquelle le taux de dissipation d'énergie décroît en fonction de l'épaisseur. Cette valeur critique dépend du comportement puisqu'elle n'est pas atteinte pour le matériau HT (remis en solution et refroidi lentement) dans l'intervalle d'épaisseur étudié (1.4 à 6 mm).

L'étude expérimentale de la résistance des joints soudés en alliage d'aluminium 6056 traité T78 a conduit à plusieurs résultats :

- La structure du cordon de soudure se compose de plusieurs zones : une ZF dendritique de 100 HV_{0.3}, une ZAT I de 135 HV_{0.3}, une ZAT II de 100 HV_{0.3} et le MB de 135 HV_{0.3}
- Les essais mécaniques réalisés sur des éprouvettes prélevées dans l'assemblage soudé selon différents sens (\mathcal{L} et \mathcal{T}) ont montré une ZF avec des caractéristiques mécaniques plus faibles que les autres zones du cordon.
- Un effet de structure est observé sur les essais Kahn puisque dans le sens \mathcal{T} , la fissure se propage de façon stable contrairement au sens \mathcal{L} pour lequel la fissure traverse brutalement le cordon.
- L'analyse des surfaces de rupture et de l'endommagement a montré 3 mécanismes pouvant s'enchaîner ou se combiner. La croissance des microretassures, la percolation du réseau interdendritique par le clivage des précipités eutectiques sont majoritaires dans l'amorçage de la rupture et conduisent à une forte réduction des propriétés mécaniques. Une déchirure ductile est également mise en évidence par la présence de cupules.
- Un post traitement de la déformation plastique (critère de déformation critique ou de Rice et Tracey) permet de prédire le point de rupture mais ne donne pas des valeurs satisfaisantes pour ces critères.

La base expérimentale constituée au cours de cette étude fournit de nombreux renseignements qui ne sont pas encore exploités dans la modélisation. A court terme, il conviendrait d'identifier les lois de comportement et d'endommagement du matériau HT (partie II) pour lequel les paramètres q_1 et q_2 de modèle de Gurson ne peuvent pas en toute rigueur être calculés par l'approche de Faleskog. Les lois de comportement des différents matériaux du joint soudé, en particulier l'anisotropie plastique, mériterait une étude expérimentale plus complète avant d'être intégrés dans la modélisation du joint soudé. Un autre paramètre à étudier à court terme est l'influence de la taille de maille, bien connue pour des modèles tels que celui de Gurson. Les maillages utilisés ici étant relativement grossiers, il conviendrait de les affiner.

A plus long terme, il faudrait davantage tenir compte des mécanismes de rupture en ZF pour le critère de rupture de l'assemblage soudé. Une approche par la mécanique des milieux multifissurés paraîtrait plus adaptée au problème que les critères utilisés lors de notre étude. Elle nécessiterait une étude quantitative de l'endommagement, pour laquelle les éprouvettes de la base expérimentale fourniraient des données abondantes pour une grande variété de conditions de sollicitation mécanique. En termes de dimensionnement, il serait intéressant de modéliser la rupture des éprouvettes Kahn dont la fissure se propage perpendiculairement au cordon, ainsi que celle des éprouvettes dont la fissure initialement située en ZAT II, bifurque vers la ZF où elle semble se propager plus facilement.

Références bibliographiques

Bibliographie

- [1] *Metals Handbook, Volume 9, Metallography and Microstructures*. ASM, 1985.
- [2] *Planet AeroSpace : aéronautique - espace - défense*, 4, 2004.
- [3] P. Achon. *Comportement et ténacité d'alliages d'aluminium à haute résistance*. PhD thesis, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 1994.
- [4] T. Anderson. Filler alloy selection for aluminum welding. In J.G. Kaufman S.K. Daz and T.J. Lienert, editors, *Aluminum 2001 - Proceedings of the TMS 2001 Aluminum Automotive and joining sessions*, pages 295–301, 2001.
- [5] F. Andrieux, S. Oeser, J.G. Blauel, S. Dong-Zhi, and R. Bösch. The use of micro-mechanical material laws to describe the deformation and failure behaviour of aluminium weld joints, part I. *Aluminium* 77, (1/2), 2001.
- [6] A. Asserin-Lebert, F. Bron, J. Besson, and A.-F. Gourgues. Rupture of 6056 aluminum sheet materials: Effect of sheet thickness on strain localization and toughness. In *ECF14 - 14th European Conference on fracture, Cracow, Poland*, pages 97–104, 8-13 September 2002.
- [7] ASTM. B 871–96 Standard test method for tear testing of aluminum alloy products. *Annual Book of ASTM Standards*, 02–02:1–7, 1996.
- [8] J. P. Bandstra and D. A. Koss. Modeling the ductile fracture process of void coalescence by void-sheet formation. *Materials Science and Engineering A*, 319–321:490–495, 2001.
- [9] F. Barlat, D.J. Lege, and J.C. Brem. A six–component yield function for anisotropic materials. *International Journal of Plasticity*, 7:693–712, 1991.

- [10] J. Barralis and G. Maeder. *Précis de métallurgie : élaboration, structures—propriétés, normalisation*. Nathan, 1997.
- [11] M. Baur and J.G. Blauel. Application of fracture mechanics to the assessment of aluminium weldments. pages 423–435. Miami, FL 33126, USA; American Welding Society, 3–5 Apr. 1995.
- [12] J. Besson, W. Brocks, O. Chabanet, and D. Steglich. Ductile rupture of aluminum sheet materials. *European Journal of Finite Elements*, 10:401–415, 2001.
- [13] J. Besson, G. Cailletaud, J.-L. Chaboche, and S. Forest. *Mécanique non linéaire des matériaux*. Hermès, 2001.
- [14] J. Besson, D. Steglich, and W. Brocks. Modeling of crack growth in round bars and plane strain specimens. *International Journal of Solids and Structures*, 38(46–47):8259–8284, 2001.
- [15] J. Besson, D. Steglich, and W. Brocks. Modeling of plane strain ductile rupture. *International Journal of Plasticity*, 19(10):1517–1541, 2003.
- [16] J.I. Bluhm. A model for the effect of thickness on fracture toughness. *ASTM STP 668 Proceedings*, 61:1324–1331, 1961.
- [17] R. Braun, C. Dalle Donne, and G. Staniek. Laser beam welding and friction stir welding of 6013-T6 aluminium alloy sheet. *Materialwissenschaft und Werkstofftech.*, 31:1017–1026, 2000.
- [18] F. Bron and J. Besson. A yield function for anisotropic materials. Application to aluminium alloys. *International Journal of Plasticity*, 20:937–963, 2004.
- [19] F. Bron, J. Besson, and A. Pineau. Ductile rupture in thin sheets of two grades of 2024 aluminum alloy. *Materials Science and Engineering A*, 380:356–364, 2004.
- [20] F. Bron, J. Besson, A. Pineau, and J.C. Ehrstrom. Ductile rupture of 2024 aluminum thin sheets - experimental study of damage growth and crack initiation. In *Proc. ECF14*, volume I, pages 369–376, 2002.

- [21] C. Cayron and P.A. Buffat. TEM study of the β' phase (Al-Mg-Si alloys) and QC phase (Al-Cu-Mg-Si alloys): ordering mechanism and crystallographic structure. *Acta Materialia*, 48:2639–2653, 2000.
- [22] G. Çam, V. Ventzke, J.F. Dos Santos, M. Koçak, G. Jennequin, and P. Gonthier-Maurin. Characterisation of electron beam welded aluminium alloys. *Science and Technology of Welding and Joining*, 4(5):317–323, 1999.
- [23] D.J. Chakrabarti and D.E. Laughlin. Phase relations and precipitation in Al-Mg-Si alloys with Cu additions. *Progress in Materials Science*, 49:389–410, 2004.
- [24] R. Charpigny, C. Demange, R. Develay, M. Jamet, R. Nossent, and B. Verel. Laminage, profilage, filage, forgeage, matriçage, tréfilage, étirage et filage par choc de l'aluminium et des alliages d'aluminium. *Techniques de l'Ingénieur*, 1997.
- [25] S.P. Chen, M.S. Vossenbergh, F.J. Vermolen, J. Van de Langkruis, and S. Van der Zwaag. Dissolution of β particles in an Al-Mg-Si alloy during DCS runs. *Materials Science and Engineering A*, 272:250–256, 1999.
- [26] C. Darcourt. *Thermomechanical analysis applied to the laser beam welding simulation of aeronautical structures*. PhD thesis, Université de Technologie de Compiègne, 2005.
- [27] F. Delmas. *Influence des traitements thermiques sur les propriétés mécaniques d'un alliage AlMgSiCu*. PhD thesis, Université Paul Sabatier de Toulouse, 2002.
- [28] R. Develay. Traitements thermiques des alliages d'aluminium. *Techniques de l'Ingénieur*, 1986.
- [29] R. Dif, B. Bès, J.C. Ehrström, C. Sigli, H. Mayet, P. Lassince, and H. Ribes. Understanding and modelling the mechanical and corrosion properties of 6056 for aerospace applications. *Materials Science Forum*, 331(3):1613–1618, 2000.
- [30] B. Dubost and P. Sainfort. Durcissement par précipitation des alliages d'aluminium. *Techniques de l'Ingénieur*, 1991.
- [31] G.A. Edwards, K. Stiller, G.L. Dunlop, and M.J. Couper. The precipitation sequence in Al-Mg-Si alloys. *Acta Materialia*, 46(11):3893–3904, 1998.

- [32] D. Fabrègue. *Microstructure et fissuration à chaud lors du soudage laser d'alliages d'aluminium 6000*. PhD thesis, Institut National Polytechnique de Grenoble, 2004.
- [33] J. Faleskog, X. Gao, and C.F. Shih. Cell model for nonlinear fracture analysis — I. Micromechanics calibration. *International Journal of Fracture*, 89:355–373, 1998.
- [34] J. Faleskog and C.F. Shih. Micromechanics of coalescence — I. Synergistic effects of elasticity, plastic yielding and multi-size-scale voids. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 45(1):21–50, 1997.
- [35] F. Feng and L. Zhenfeng. The effect of post-weld heat treatment on the mechanical properties of AA6082 T6 welds. In J.G. Kaufman S.K. Das and T.J. Lienert, editors, *Aluminum 2001 - Proceedings of the TMS 2001 Aluminum Automotive and joining sessions*, pages 129–138. The Minerals, Metals & Materials Society, 2001.
- [36] D. François, A. Pineau, and A. Zaoui. *Comportement mécanique des matériaux*. Hermès, 2000.
- [37] W. M. Garrison and N. R. Moody. Ductile fracture. *Journal of Physics and Chemistry of Solids*, 48(11):1035–1074, 1987.
- [38] M. Gologanu, J.B. Leblond, and J. Devaux. Theoretical models for void coalescence in porous ductile solids. II. Coalescence “in columns”. *International Journal of Solids and Structures*, 38:5595–5604, 2001.
- [39] W. Guo, H. Dong, M. Lu, and X. Zhao. The coupled effects of thickness and delamination on cracking resistance of X70 pipeline steel. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 79:403–412, 2002.
- [40] A. L. Gurson. Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth: Part I— yield criteria and flow rules for porous ductile media. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 99:2–15, 1977.
- [41] M.J.D. Haas. *Grain Boundary Phenomena and Failure of aluminium alloys*. PhD thesis, Groningen University, 1974.
- [42] J.E. Hatch. *Aluminium: Properties and Physical Metallurgy*. American Society for Metals, 1984.

- [43] A. Heinz, A. Haszler, C. Keidel, S. Moldenhauer, R. Benedictus, and W. S. Miller. Recent development in aluminium for aerospace applications. *Materials Science and Engineering A*, 280(1):102–107, 2000.
- [44] A. Hirose, H. Tokada, and K.F. Kobayashi. CO₂ laser beam welding of 6061-T6 aluminum alloy thin plate. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 28A:2657–2662, 1997.
- [45] M. Hval, R.H. Johnsen, and C. Thaulow. Strength and deformation properties of welded aluminium structures with reference to local design and material properties. pages 167–182. American Welding Society, 3–5 Apr. 1995.
- [46] R. P. Kambour and S. Miller. Thickness dependence of G_c for shear lip propagation specimen: aluminum 6061-T6 alloy, cold-rolled copper and BPA polycarbonate. *Journal of Materials Science*, 12:2281–2290, 1977.
- [47] M. Katoh. Factors affecting mechanical properties of laser welded aluminum alloys. *Welding International*, 10(10):771–777, 1996.
- [48] O. Kessler, C. Prinz, F. Hoffmann, and P. Mayr. Age hardening of laser beam welded aluminium alloy 6082 using scandium containing filler metal. *Materials Science and Technology*, 18:913–916, August 2002.
- [49] M.O. Lai and W.G. Ferguson. Effect of specimen thickness on fracture toughness. *Engineering Fracture Mechanics*, 23(4):649–659, 1986.
- [50] J. Lemaitre and J.L. Chaboche. *Mécanique des Matériaux Solides*. Dunod, 1985.
- [51] S. Mahmoud and K. Lease. The effect of specimen thickness on the experimental characterization of critical crack tip opening angle in 2024-T351 aluminum alloy. *Engineering Fracture Mechanics*, 70:443–456, 2003.
- [52] K. Matsuda, T. Kawabata, Y Uetani, T. Sato, and S. Ikeno. Hexagonal tubular β -phase in Al-Mg-Si-Cu alloy. *Scripta Materialia*, 47:467–471, 2002.
- [53] W.A. Jr. McCarthy, H. Lamba, and F.V. Jr. Lawrence. Effects of porosity on the fracture toughness of 5083, 5456, and 6061 aluminum alloys weldments. *Welding research bulletin*, (261), Sept. 1980.

- [54] W.F. Miao and D.E. Laughlin. Precipitation hardening in aluminum alloy 6022. *Scripta Materialia*, 40(7):873–878, 1999.
- [55] W.S. Miller, L. Zhuang, J. Bottema, A.J. Wittebrood, P. De Smet, A. Haszler, and A. Vieregge. Recent development in aluminium alloys for the automotive industry. *Materials Science and Engineering A*, 280(1):37–49, 2000.
- [56] S. Missori and A. Sili. Mechanical behavior of 6082-T6 aluminum alloy welds. *Metallurgical Science and Technology*, 18:12–18, June 2000.
- [57] D.W. Moon and E.A. Metzbower. Laser beam welding of aluminium alloy 5456. *Welding Journal*, 62(2):535–585, 1983.
- [58] O.R. Myhr, O. Grong, and S.J. Andersen. Modelling of the age hardening behavior of Al-Mg-Si alloys. *Acta Materialia*, 49:65–75, 2001.
- [59] A. Needleman and J.R. Rice. Limits to ductility set by plastic flow localization. In D.P. Koistinen, editor, *Mechanics of Sheet Metal Forming*, pages 237–267. Plenum, 1978.
- [60] P. Nègre, D. Steglich, W. Brocks, and M. Koçak. Numérical simulation of crack extension in aluminium welds. *Computational Materials Science*, (28):723–731, 2003.
- [61] T. Pardoen and J.W. Hutchinson. Micromechanics-based model for trends in toughness of ductile metals. *Acta Materialia*, 51:133–148, 2003.
- [62] T. Pardoen, Y. Marchal, and F. Delannay. Thickness dependence of cracking resistance in thin aluminium plates. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 47:2093–2123, 1999.
- [63] V. M. Periasamy, S. Sundararajan, S.D. Pathak, and V.M. Radhakrishnan. Effect of welding and post weld heat treatments on the tensile and fracture toughness behavior of Al-Mg-Si alloy. *Transactions of The Indian Institute of Metals*, 48(5):373–382, 1995.
- [64] J. Rapp, C. Glumann, F. Dausinger, and H. Hügel. The effect of magnesium evaporation in laser welding of aluminium alloys. In *CISFFEL-5, 5^{ime} colloque*

International sur le soudage et la fusion par faisceaux d'électrons et Laser, La Baule, pages 275–282, 14-18 juin 1993.

- [65] J. Rice and D. Tracey. On the enlargement of voids in triaxial stress fields. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 17:201–217, 1969.
- [66] J.R. Rice. The localisation of plastic deformation. In *14th International Conference of Theoretical and Applied Mechanics, Delft*, pages 207–220, 1976.
- [67] F. Rivalin, J. Besson, M. Di Fant, and A. Pineau. Ductile tearing of pipeline-steel wide plates — II.: Modeling of in-plane crack propagation. *Engineering Fracture Mechanics*, 68(3):347–364, 2000.
- [68] J. Ruste. *Spectrométrie des rayons X*. Les éditions de physique, 1978.
- [69] E. Sarrazin. *Modélisation du soudage d'alliages d'aluminium*. PhD thesis, Ecole Polytechnique, 1995.
- [70] M.H. Scott and M.F. Gittos. Tensile and toughness properties of welded 5083 and 6082 aluminum alloys. *Welding Journal*, 62(9):12–18, 1983.
- [71] W. J. D. Shaw. Characterization of weld microstructures in 2024 aluminum alloy. International Metallographic Society Technical, Denver, Meeting 1992.
- [72] J.C. Simo and R.L. Taylor. Consistent tangent operators for rate-independent elastoplasticity. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 48:101–118, 1985.
- [73] S. Taira and K. Tanaka. Thickness effect of notched metal sheet on deformation and fracture under tension. *Engineering Fracture Mechanics*, 11:231–249, 1979.
- [74] B. Tanguy. *Modélisation de l'essai Charpy par l'approche locale de la rupture. Application au cas de l'acier 16MND5 dans le domaine de la transition*. PhD thesis, Ecole des Mines de Paris, 2001.
- [75] P. F. Thomason. Three-dimensional models for the plastic limit-loads at incipient failure of the intervoid matrix in ductile porous solids. *Acta Metallurgica*, 33(6):1079–1085, 1985.

- [76] C.E. Turner and O. Kolednik. Application of energy dissipation rate arguments to stable crack growth. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, 17(10):1109–1127, 1994.
- [77] V. Tvergaard and A. Needleman. Analysis of cup-cone fracture in a round tensile bar. *Acta Metallurgica*, 32(1):157–169, 1984.
- [78] P. Voisin. Métallurgie extractive de l'aluminium. *Techniques de l'Ingénieur*, pages M2340a–M2342, 1992.
- [79] J.Y. Yao, D.A. Graham, B. Rinderer, and M.J. Couper. A TEM study of precipitation in Al-Mg-Si alloys. *Micron*, 32:865–870, 2001.
- [80] Z.L. Zhang and H. Hauge. On the Gurson micro-mechanical parameters. In T.L. Panotín and S.D. Sheppard, editors, *Fatigue and Fracture Mechanics : Twenty-Ninth volume*, pages 364–383. ASTM STP 1332, 1999.
- [81] R. E. Zinkham. Anisotropy and thickness effects in fracture of 7075-T6 aluminum alloy. *Engineering Fracture Mechanics*, 1:275–289, 1968.

Annexe A

Plans des éprouvettes

A.1 Les éprouvettes lisses

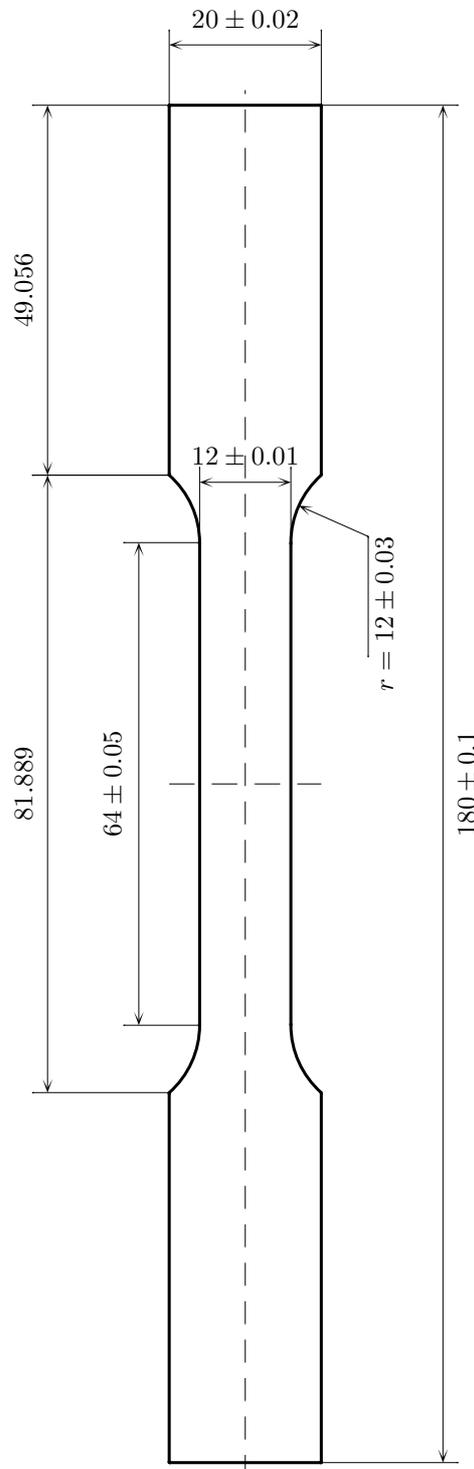


Figure A.1: TR12, échelle 1

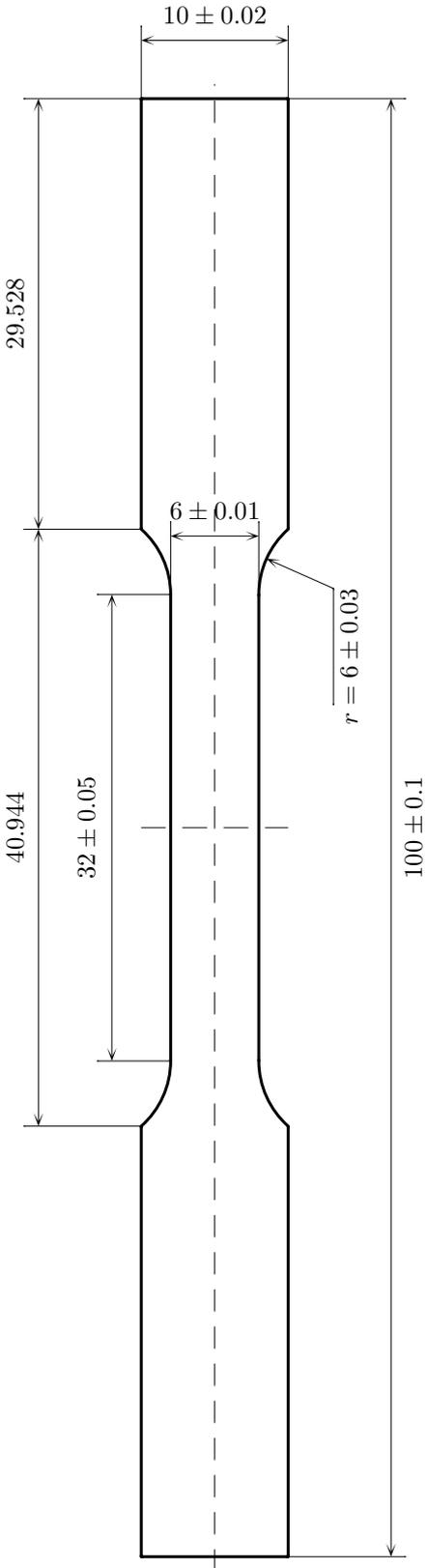


Figure A.2: TR6, échelle 2

A.2 Les éprouvettes entaillées en U

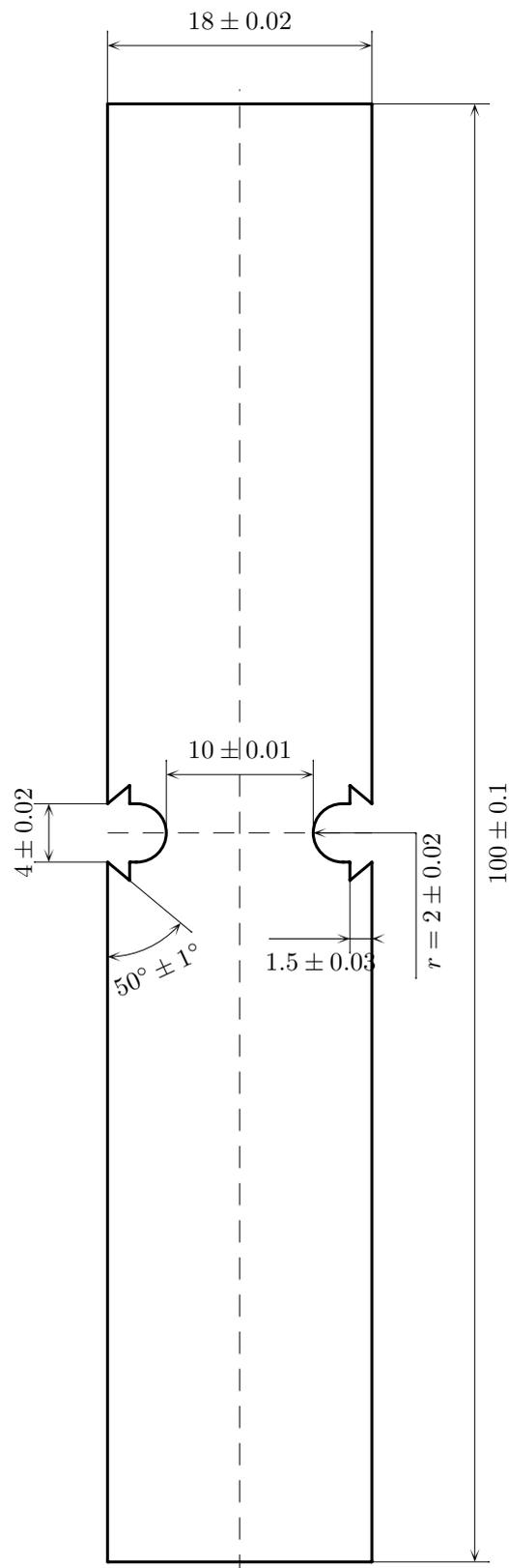


Figure A.3: EU2, échelle 2

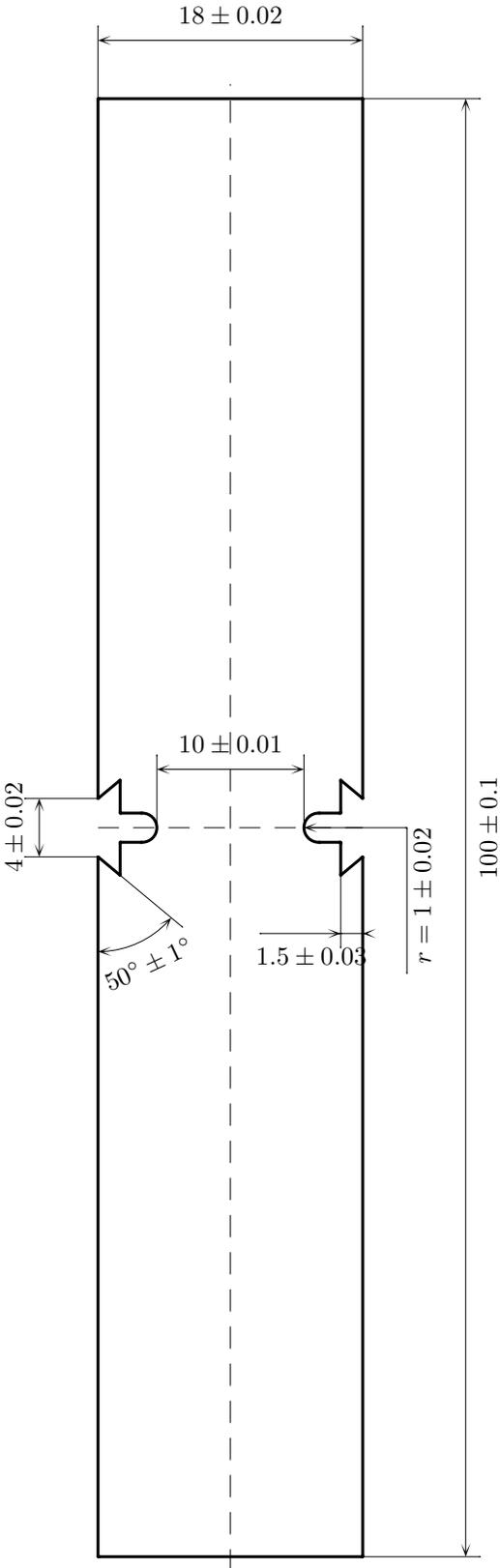


Figure A.4: EU1, échelle 2

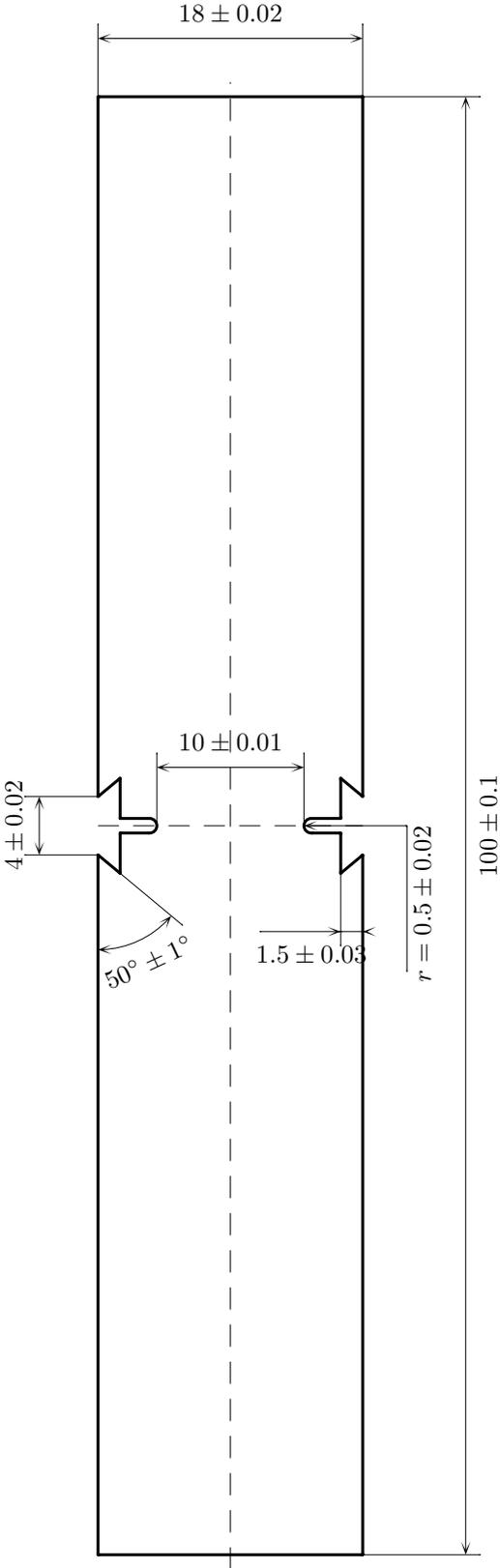


Figure A.5: EU05, échelle 2

A.3 Les éprouvettes entaillées en V

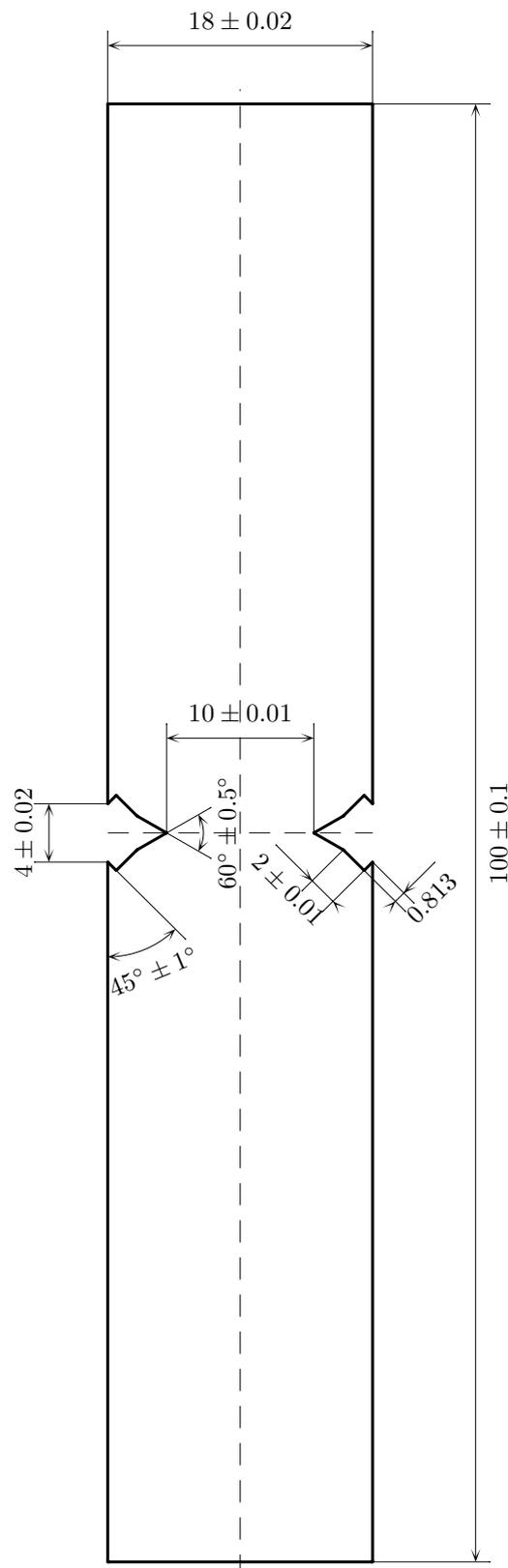


Figure A.6: EV60, échelle 2

A.4 Les éprouvettes Kahn

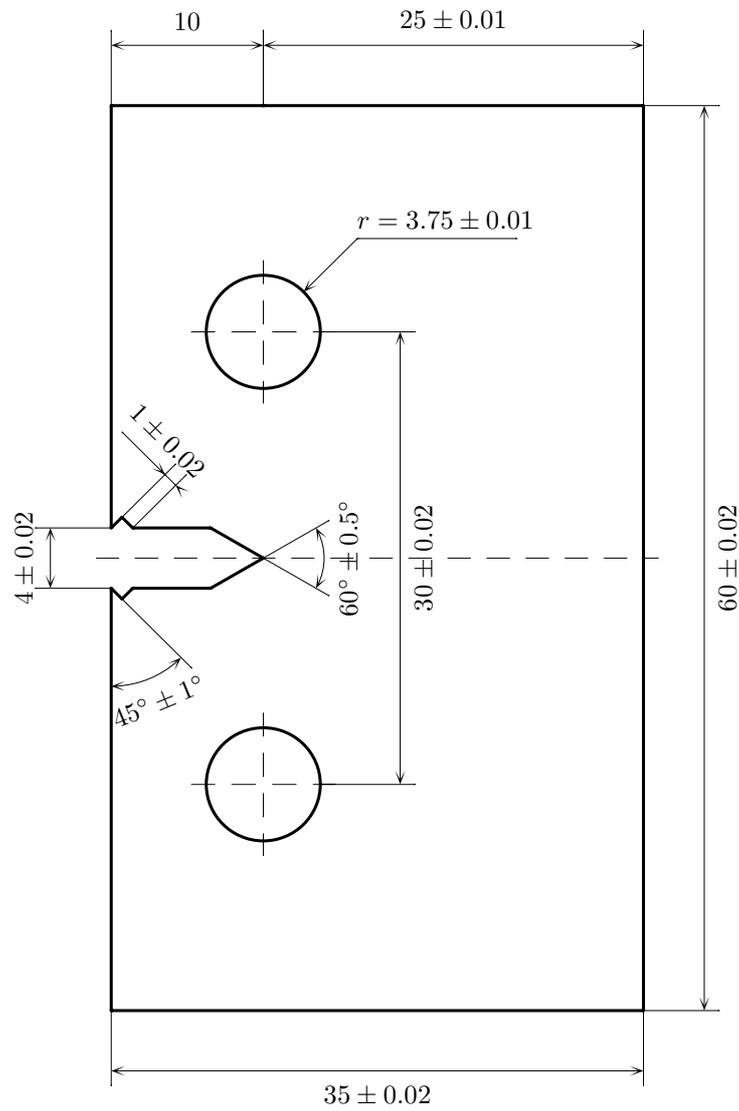


Figure A.7: KA60, échelle 2