



**HAL**  
open science

# Étude de la soudabilité à froid des alliages d'aluminium : influence de la sollicitation mécanique sur la création des jonctions métalliques

Olivier Siret

## ► To cite this version:

Olivier Siret. Étude de la soudabilité à froid des alliages d'aluminium : influence de la sollicitation mécanique sur la création des jonctions métalliques. Mécanique [physics.med-ph]. Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne, 2010. Français. NNT : . tel-00586094v1

**HAL Id: tel-00586094**

**<https://theses.hal.science/tel-00586094v1>**

Submitted on 14 Apr 2011 (v1), last revised 19 Jul 2011 (v2)

**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.

NNT : 2010 EMSE 0579

## THÈSE

présentée par

Olivier SIRET

pour obtenir le grade de  
Docteur de l'École Nationale Supérieure des Mines de Saint-Étienne

Spécialité : Sciences et Génie des Matériaux

### ÉTUDE DE LA SOUDABILITÉ À FROID DES ALLIAGES D'ALUMINIUM : INFLUENCE DE LA SOLLICITATION MÉCANIQUE SUR LA CRÉATION DES JONCTIONS MÉTALLIQUES

soutenue à Saint-Etienne, le 12 octobre 2010

#### Membres du jury

Président :	Régis BIGOT	Professeur, Arts et Métiers ParisTech, Metz
Rapporteurs :	András ELEÖD	Professeur, Université des Sciences Techniques et Economiques, Budapest, Hongrie
	Mohamed RACHIK	Maître de Conférences, UTC, Compiègne
Examineur :	Abdellatif IMAD	Professeur, Polytech'Lille
Directeurs de thèse :	Christophe DESRAYAUD	Maître de Conférences, Ecole des Mines, St-Etienne
	Ali TOURABI	Maître de Conférences, ENSE <sup>3</sup> , Grenoble
Invitée :	Sylvie DESCARTES	Ingénieur de Recherche, INSA, Lyon

**Spécialités doctorales :**

SCIENCES ET GENIE DES MATERIAUX  
 MECANIQUE ET INGENIERIE  
 GENIE DES PROCEDES  
 SCIENCES DE LA TERRE  
 SCIENCES ET GENIE DE L'ENVIRONNEMENT  
 MATHEMATIQUES APPLIQUEES  
 INFORMATIQUE  
 IMAGE, VISION, SIGNAL  
 GENIE INDUSTRIEL  
 MICROELECTRONIQUE

**Responsables :**

J. DRIVER Directeur de recherche – Centre SMS  
 A. VAUTRIN Professeur – Centre SMS  
 G. THOMAS Professeur – Centre SPIN  
 B. GUY Maître de recherche – Centre SPIN  
 J. BOURGOIS Professeur – Centre SITE  
 E. TOUBOUL Ingénieur – Centre G2I  
 O. BOISSIER Professeur – Centre G2I  
 JC. PINOLI Professeur – Centre CIS  
 P. BURLAT Professeur – Centre G2I  
 Ph. COLLOT Professeur – Centre CMP

**Enseignants-chercheurs et chercheurs autorisés à diriger des thèses de doctorat (titulaires d'un doctorat d'État ou d'une HDR)**

AVRIL	Stéphane	MA	Mécanique & Ingénierie	CIS
BATTON-HUBERT	Mireille	MA	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
BENABEN	Patrick	PR 1	Sciences & Génie des Matériaux	CMP
BERNACHE-ASSOLLANT	Didier	PR 0	Génie des Procédés	CIS
BIGOT	Jean-Pierre	MR	Génie des Procédés	SPIN
BILAL	Essaïd	DR	Sciences de la Terre	SPIN
BOISSIER	Olivier	PR 1	Informatique	G2I
BORBELY	Andras	MR	Sciences et Génie des Matériaux	SMS
BOUCHER	Xavier	MA	Génie Industriel	G2I
BOUDAREL	Marie-Reine	PR 2	Génie Industriel	DF
BOURGOIS	Jacques	PR 0	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
BRODHAG	Christian	DR	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
BURLAT	Patrick	PR 2	Génie industriel	G2I
COLLOT	Philippe	PR 1	Microélectronique	CMP
COURNIL	Michel	PR 0	Génie des Procédés	SPIN
DAUZERE-PERES	Stéphane	PR 1	Génie industriel	CMP
DARRIEULAT	Michel	IGM	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
DECHOMETS	Roland	PR 1	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
DESRAYAUD	Christophe	MA	Mécanique & Ingénierie	SMS
DELAFOSSÉ	David	PR 1	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
DOLGUI	Alexandre	PR 1	Génie Industriel	G2I
DRAPIER	Sylvain	PR 2	Mécanique & Ingénierie	SMS
DRIVER	Julian	DR 0	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
FEILLET	Dominique	PR 2	Génie Industriel	CMP
FOREST	Bernard	PR 1	Sciences & Génie des Matériaux	CIS
FORMISYN	Pascal	PR 1	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
FORTUNIER	Roland	PR 1	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
FRACZKIEWICZ	Anna	DR	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
GARCIA	Daniel	MR	Génie des Procédés	SPIN
GIRARDOT	Jean-Jacques	MR	Informatique	G2I
GOEURIOT	Dominique	MR	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
GRAILLOT	Didier	DR	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
GROSSEAU	Philippe	MR	Génie des Procédés	SPIN
GRUY	Frédéric	MR	Génie des Procédés	SPIN
GUY	Bernard	MR	Sciences de la Terre	SPIN
GUYONNET	René	DR	Génie des Procédés	SPIN
HERRI	Jean-Michel	PR 2	Génie des Procédés	SPIN
INAL	Karim	PR 2	Microélectronique	CMP
KLÖCKER	Helmut	DR	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
LAFOREST	Valérie	CR	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
LERICHE	Rodolphe	CR CNRS	Mécanique et Ingénierie	SMS
LI	Jean-Michel	EC (CCI MP)	Microélectronique	CMP
LONDICHE	Henry	MR	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
MALLIARAS	George Grégory	PR 1	Microélectronique	CMP
MOLIMARD	Jérôme	MA	Mécanique et Ingénierie	SMS
MONTHEILLET	Frank	DR 1 CNRS	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
PERIER-CAMBY	Laurent	PR 2	Génie des Procédés	SPIN
PIJOLAT	Christophe	PR 1	Génie des Procédés	SPIN
PIJOLAT	Michèle	PR 1	Génie des Procédés	SPIN
PINOLI	Jean-Charles	PR 0	Image, Vision, Signal	CIS
STOLARZ	Jacques	CR	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
SZAFNICKI	Konrad	MR	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
THOMAS	Gérard	PR 0	Génie des Procédés	SPIN
TRIA	Assia		Microélectronique	CMP
VALDIVIESO	François	MA	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
VAUTRIN	Alain	PR 0	Mécanique & Ingénierie	SMS
VIRICELLE	Jean-Paul	MR	Génie des procédés	SPIN
WOLSKI	Krzysztof	DR	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
XIE	Xiaolan	PR 1	Génie industriel	CIS

**Glossaire :**

PR 0 Professeur classe exceptionnelle  
 PR 1 Professeur 1<sup>ère</sup> catégorie  
 PR 2 Professeur 2<sup>ème</sup> catégorie  
 MA(MDC) Maître assistant  
 DR Directeur de recherche  
 Ing. Ingénieur  
 MR(DR2) Maître de recherche  
 CR Chargé de recherche  
 EC Enseignant-chercheur  
 IGM Ingénieur général des mines

**Centres :**

SMS Sciences des Matériaux et des Structures  
 SPIN Sciences des Processus Industriels et Naturels  
 SITE Sciences Information et Technologies pour l'Environnement  
 G2I Génie Industriel et Informatique  
 CMP Centre de Microélectronique de Provence  
 CIS Centre Ingénierie et Santé

## Remerciements

En premier lieu, je tiens à remercier mes deux co-directeurs de thèse, Christophe et Ali, pour m'avoir accordé leur confiance pour réaliser ce travail. Si mon environnement de travail quotidien était le centre SMS de l'École des Mines, je remercie très chaleureusement Ali pour son accueil et sa disponibilité lors de mes déplacements à Grenoble au sein du labo 3S-R. Surtout quand on pense aux journées entières passées sur des essais dont l'issue était plus qu'incertaine... Et si nous sommes arrivé à un résultat positif, c'est notamment grâce aux précieuses et judicieuses recommandations de Christophe qui nous a permis de pointer le curseur dans la bonne direction. Je vous remercie tous les deux pour vos qualités à la fois professionnelles et humaines.

Je remercie tous les membres du jury et en particulier à Régis Bigot qui a eu la lourde tâche de présider la soutenance en parlant au nom des deux membres du jury qui n'avaient finalement pas pu se déplacer pour assister à la soutenance. Je remercie également Jérôme Molimard pour m'avoir initié au monde de la recherche lors de la réalisation de mon DEA en 2004 (et oui, déjà!). Une pensée également à Frank Montheillet et David Piot pour leurs grandes compétences et esprits d'ouverture comme j'ai notamment pu le constater lors de notre périple berlinois. Je remercie également tous les chercheurs que j'ai pu rencontrer et avec qui j'ai pu échanger, que ce soit à Saint-Etienne ou à Grenoble.

Je tiens aussi à exprimer ma gratitude aux personnes qui ont contribué dans la réalisation de mes travaux. Je pense en particulier la très grande qualité des travaux réalisés par Marc, Gilles, Bernard et André à l'atelier de fabrication mécanique, qui plus est dans des délais très rapides. De même, je remercie Gilles et Prisca pour la métallographie, Séverine pour les essais de compression plane, Paul et Sergio pour les observations en microscopie électronique. Je tiens enfin à remercier Muriel et Pierrette pour leurs aides au niveau des tâches administratives.

Sur le plan personnel, ces quatre furent riches en rencontres et en bons moments, notamment à mon arrivée grâce à Dimitri, Prisca et Jimmy, Quentin, Rébecca et Sylvain et Jérôme. Je pense également à mes co-bureaux Emmanuel, puis Grégoire et enfin Joanna. Et à tous ceux qui faisaient déjà partie des meubles (Olivier, Séb, Laurent, Alban, Adrien, Fabrice) ou qui sont arrivés au fur et à mesure des années : Adeline, Rémi, Christophe, Sergio, Anouar, Frédéric, André, Adhish et tous les autres qui se sont ajoutés au fur et à mesure des années.

Merci également à mes parents et à mes beaux-parents pour leur soutien tout au long de la thèse et leur présence lors de la soutenance, ainsi que tous les membres de ma famille, belle famille et amis extérieurs à l'école.

Enfin, mes plus grands et chaleureux remerciements vont à Chrystelle. Un grand merci pour son aide pour la soutenance et le pot de thèse, mais surtout pour tout ce qu'elle m'apporte au quotidien.

## TABLE DES MATIÈRES

---

# TABLE DES MATIÈRES

<b>Introduction</b>	<b>11</b>
<b>I Étude bibliographique</b>	<b>15</b>
<b>1 Mise en forme de l'aluminium</b>	<b>17</b>
1.1 Généralités sur la mise en forme des métaux . . . . .	17
1.1.1 Échelles d'observation . . . . .	17
1.1.2 Domaines de mise en forme à froid et à chaud . . . . .	18
1.1.3 Lois de comportement en mise en forme à froid . . . . .	19
1.2 Amélioration des propriétés mécaniques des matériaux par déformation plastique intense (SPD) . . . . .	20
1.2.1 Extrusion Coudée à Aires Égales (ECAP) . . . . .	21
1.2.2 Co-tréfilage avec ré-empilement (ARB) . . . . .	22
1.2.3 Torsion sous Haute Pression (HPT) . . . . .	23
1.2.4 Autres procédés SPD . . . . .	25
1.3 Surfaces de l'aluminium : description et analyse . . . . .	26
1.3.1 Notion de surface en science des matériaux . . . . .	26
1.3.2 Préparations de surface . . . . .	28
1.3.3 Surface de l'aluminium et de ses alliages . . . . .	29
1.3.4 Couche d'oxyde de l'aluminium : description et morcellement en cours de déformation . . . . .	30
<b>2 Le soudage thermomécanique en phase solide</b>	<b>33</b>
2.1 Notions de soudabilité . . . . .	34
2.2 Particularités du soudage de l'aluminium . . . . .	34
2.3 Principes du soudage en phase solide . . . . .	35
2.4 Procédés de soudage à mouvement relatif . . . . .	36

2.4.1	Soudage par friction et par friction linéaire . . . . .	36
2.4.2	Soudage par friction-malaxage (FSW) . . . . .	37
2.4.3	Soudage par ultrasons . . . . .	38
2.5	Procédés de soudage à déformation coordonnée . . . . .	39
2.5.1	Soudage par pression à froid ou à chaud . . . . .	39
2.5.2	Soudage par colaminage . . . . .	39
2.5.3	Soudage par explosion et par impact . . . . .	40
2.5.4	Soudage par impulsion magnétique . . . . .	41
2.6	Synthèse des différents procédés de soudage . . . . .	43
<b>Conclusions sur l'étude bibliographique</b>		<b>46</b>
 <b>II Méthodes expérimentales</b>		 <b>47</b>
<b>3</b>	<b>Matériaux considérés et techniques d'analyse microstructurales</b>	<b>49</b>
3.1	Matériaux considérés . . . . .	49
3.2	Techniques de caractérisation microstructurale . . . . .	52
3.2.1	Microscopie optique . . . . .	52
3.2.2	Microscopie Électronique à Balayage à haute résolution (MEB-FEG)	53
3.2.3	Imagerie en diffraction d'électrons rétrodiffusés (EBSD) . . . . .	53
<b>4</b>	<b>Essai de compression plane</b>	<b>55</b>
4.1	Dispositif de compression plane . . . . .	55
4.2	Méthode de dépouillement des mesures . . . . .	57
4.2.1	Déformations et contraintes en cours d'essai . . . . .	57
4.2.2	Contrôle du frottement en compression plane . . . . .	58
4.3	Essais de soudabilité en compression plane . . . . .	60
4.3.1	Programme des essais . . . . .	60
4.3.2	Préparation des demi-échantillons pour les essais . . . . .	61
4.3.3	Préparation des assemblages soudés pour la microscopie . . . . .	62
<b>5</b>	<b>Essai de traction-compression et de torsion alternée</b>	<b>63</b>
5.1	Dispositif de traction-compression et de torsion alternée . . . . .	63
5.2	Déformations et contraintes en cours d'essai . . . . .	66
5.2.1	État de déformation du tube . . . . .	66
5.2.2	État de contrainte du tube . . . . .	67
5.3	Contrôle de la tenue en flambement et dimensionnement de l'éprouvette . .	67
5.3.1	Théorie du flambement des coques axisymétriques en compression .	68
5.3.2	Comportement réel des coques en compression . . . . .	69
5.3.3	Théorie classique du flambement des coques axisymétriques en torsion	70
5.3.4	Application aux dimensionnement de l'éprouvette . . . . .	70
5.4	Essai de soudabilité en compression et torsion alternée . . . . .	72
5.5	Mesure des déformations en cours d'essai . . . . .	72
5.5.1	Méthodes de mesure de la déformation locale . . . . .	72
5.5.2	Mesure de la déformation locale par suivi de cibles . . . . .	73

5.5.3	Mesure de la déformation globale : notion de longueur équivalente . . . . .	75
5.6	Programme d'essais et protocole de préparation . . . . .	76
5.6.1	Définition des paramètres d'entrée et programme d'essais . . . . .	76
5.6.2	Préparation de la machine . . . . .	77
5.6.3	Préparation des demi-éprouvettes . . . . .	78
<b>Conclusions sur les méthodes expérimentales</b>		<b>79</b>
<b>III Résultats des essais de soudabilité en compression plane</b>		<b>81</b>
<b>6</b>	<b>Rhéologie et paramètres influant sur la soudabilité macroscopique</b>	<b>83</b>
6.1	Rhéologie en compression plane . . . . .	84
6.2	Paramètres influant la soudabilité macroscopique . . . . .	87
6.2.1	Essai de référence . . . . .	87
6.2.2	Influence de la température et de la vitesse de déformation . . . . .	87
6.2.3	Influence de l'état de surface à l'interface de soudage . . . . .	88
6.2.4	Influence de la plasticité cristalline . . . . .	89
6.3	Récapitulatif des paramètres influents . . . . .	92
<b>7</b>	<b>Analyse microscopique des échantillons soudés</b>	<b>93</b>
7.1	Observations en Microscopie Optique . . . . .	93
7.2	Observations en Microscopie Électronique à Balayage à haute résolution . . . . .	96
7.3	Analyse locale de grains par technique EBSD . . . . .	97
<b>8</b>	<b>Modélisation appliquée à l'essai de compression plane</b>	<b>99</b>
8.1	Modèle d'analyse par éléments finis . . . . .	100
8.1.1	Définition des paramètres de modélisation . . . . .	100
8.1.2	Détermination du frottement équivalent à l'interface . . . . .	101
8.2	Modèle d'analyse tensorielle : caractérisation de l'évolution des surfaces . . . . .	103
8.2.1	Équations de transport . . . . .	103
8.2.2	Dilatation surfacique et vitesse de variation des surfaces . . . . .	104
8.2.3	Calcul du gradient de la transformation dans une base quelconque . . . . .	106
8.3	Application à l'essai de compression plane : zones de potentialité de soudage	107
8.3.1	Mise en place du modèle . . . . .	107
8.3.2	Résultats du modèle . . . . .	110
<b>Conclusions sur les essais de soudabilité en compression plane</b>		<b>113</b>
<b>IV Résultats des essais de soudabilité en compression et torsion alternée</b>		<b>115</b>
<b>9</b>	<b>Détermination de la rhéologie en traction-torsion</b>	<b>117</b>
9.1	Rhéologie en traction monotone . . . . .	117



9.2	Validation des mesures locales de la déformation par le système de suivi de cibles . . . . .	120
9.3	Rhéologie en torsion monotone et en traction-torsion combinées . . . . .	123
<b>10</b>	<b>Paramètres influant sur la soudabilité macroscopique</b>	<b>125</b>
10.1	Vers un premier essai soudé : interrogations sur le choix des paramètres . . . . .	127
10.1.1	Choix de l'état de surface à l'interface de soudage . . . . .	127
10.1.2	Choix de l'effort de compression et de son mode de sollicitation . . . . .	128
10.1.3	Choix de l'effort de torsion et de son mode de sollicitation . . . . .	129
10.1.4	Choix de la vitesse de sollicitation . . . . .	131
10.1.5	Choix du nombre de cycles ou de la durée de l'essai . . . . .	131
10.1.6	Récapitulatif des paramètres pour le premier essai soudé . . . . .	133
10.2	Exploration du domaine de soudabilité et analyse des essais soudés . . . . .	133
10.2.1	Influence de la durée de l'essai . . . . .	133
10.2.2	Influence de l'angle de torsion . . . . .	139
10.3	Conclusions sur le domaine de soudabilité . . . . .	141
<b>11</b>	<b>Caractérisation mécanique des éprouvettes soudées</b>	<b>143</b>
11.1	Détermination du coefficient de joint local . . . . .	143
11.1.1	Choix du type de sollicitation . . . . .	143
11.1.2	Essai de traction sur une plaque et contrainte rapportée . . . . .	144
11.1.3	Contrainte locale au niveau du joint soudé . . . . .	147
11.2	Détermination du coefficient de joint global . . . . .	148
11.2.1	Caractérisation en traction et/ou en torsion . . . . .	148
11.2.2	Analyse post-rupture du cordon de soudure . . . . .	150
<b>12</b>	<b>Analyse microscopique des éprouvettes soudées</b>	<b>153</b>
12.1	Observations en Microscopie Optique . . . . .	153
12.2	Observations en Microscopie Électronique à Balayage à haute résolution . . . . .	154
12.3	Analyse locale de grains par technique EBSD . . . . .	156
<b>13</b>	<b>Modélisation de l'essai de compression-torsion alternée</b>	<b>161</b>
13.1	Modèle d'analyse par éléments finis . . . . .	162
13.1.1	Définition des paramètres de modélisation . . . . .	162
13.1.2	Limites de plastification et de flambement en compression . . . . .	162
13.1.3	Application du champ de torsion et coefficient de frottement associé . . . . .	166
13.2	Modèle de convection d'éléments oxydants à l'interface de soudage . . . . .	168
13.3	Modèle thermodynamique du soudage en compression-torsion . . . . .	171
13.3.1	Modèle symbolique d'hystérésis pure : présentation et propriétés mécaniques . . . . .	171
13.3.2	Propriétés thermodynamiques du modèle . . . . .	176
13.3.3	Analyse thermomécanique des résultats . . . . .	179
13.3.4	Indicateurs thermomécaniques pour un soudage de qualité et énergies du soudage . . . . .	186
	<b>Conclusions sur les essais de soudabilité en compression-torsion alternée</b>	<b>191</b>

<b>Conclusions et perspectives</b>	<b>193</b>
<b>Références bibliographiques</b>	<b>198</b>
<b>Liste des figures</b>	<b>206</b>
<b>Liste des tableaux</b>	<b>212</b>
<b>Annexes</b>	<b>213</b>
<b>A Rappels sur l’algèbre tensorielle</b>	<b>214</b>
A.1 Composantes d’un vecteur . . . . .	214
A.2 Composantes d’un tenseur . . . . .	215
A.3 Algèbre tensorielle en dimension trois . . . . .	216
A.3.1 Définitions . . . . .	216
A.3.2 Calcul en composantes . . . . .	216
A.3.3 Lien entre les bases duales des configurations initiale et courantes . . . . .	217
<b>B Compression-torsion d’un barreau élastique</b>	<b>219</b>
B.1 Définition du problème et hypothèses . . . . .	219
B.2 Résolution suivant la méthode des déplacements . . . . .	219
B.3 Détermination des constantes d’intégration . . . . .	221
B.4 Champs de déformation et de contrainte . . . . .	221
B.5 Cas d’un tube mince – Application . . . . .	222
<b>C Résultats complémentaires des essais de soudabilité en compression-torsion alternée</b>	<b>223</b>
C.1 Résultats pour la rhéologie en traction-torsion . . . . .	223
C.2 Essai cyclique : analyse statistique des mesures extensométriques . . . . .	225
C.2.1 Détermination des longueurs équivalentes . . . . .	226
C.2.2 Détermination du module d’Young . . . . .	227
C.3 Charge et décharge de l’effort de compression . . . . .	228
<b>D Modèle d’échauffement en compression-torsion alternée</b>	<b>229</b>
<b>Abstract</b>	<b>231</b>
<b>Résumé</b>	<b>232</b>

## TABLE DES MATIÈRES

---

# INTRODUCTION

L'ALLÈGEMENT des structures est un des enjeux majeurs de la compétition entre alliages légers et composites pour les nouvelles générations d'avions civils tels que l'Airbus A380. Dans ce but, de nouvelles nuances d'alliages d'aluminium sont développées, soit en réduisant leur densité pour des propriétés mécaniques équivalentes (alliages aluminium-lithium), soit en augmentant la résistance mécanique, ce qui permet de réduire les épaisseurs (alliages aluminium-magnésium-silicium par exemple). Parallèlement aux choix de matériaux pour répondre à des caractéristiques précises, une autre voie suivie par l'industrie est la recherche de gain en masse via de nouvelles techniques d'assemblages. En effet, par rapport aux méthodes conventionnelles (fixations par boulons ou rivets, soudage à l'arc, etc.), certaines méthodes de soudage ne nécessitent pas de métal d'apport et permettent ainsi de réduire le poids et les coûts de fabrication de la structure jusqu'à 15% mais aussi d'atteindre des vitesses maximales de soudage de 10 m/min comparées au 0,1 cm/min lors du rivetage [1].

Parmi l'ensemble des procédés de soudage, le projet de thèse présenté ci-après porte sur l'étude des procédés de soudage en phase solide sans fusion. En effet, à l'opposé de la plupart des procédés de soudage les plus classiques, les procédés de soudage sans fusion présentent un certain nombre d'avantages :

- d'ordre pratique (thermique) : les procédés de soudage les plus courants nécessitent un apport de chaleur local et puissant. A contrario, pour les procédés de soudage en phase solide, il n'est généralement pas nécessaire de chauffer globalement les pièces à souder, ce qui rend la mise en œuvre plus aisée.
- d'ordre pratique (propreté) : afin de contrôler l'oxydation en cours de procédé, certains procédés de soudage doivent être utilisés sous atmosphère protectrice, que ce soit en théorie le vide ou en pratique un gaz inerte comme pour le soudage MIG ou TIG (Metal/Tungsten Inert Gas). Si un nettoyage des surfaces à souder peut s'avérer être utile afin de s'affranchir des résidus et autres impuretés, les procédés de soudage sans fusion ne nécessitent pas de protection particulière.

- d'ordre (micro-)structural : les procédés de soudage avec fusion possèdent un noyau fondu et une Zone Affectée Thermiquement (ZAT) qui sont généralement le siège de transformations microstructurales (recuits, micro-contraintes internes, changements de phases pour les aciers, recristallisations pour les alliages d'aluminium, etc.). Ces transformations conduisent le plus souvent à une diminution des propriétés mécaniques précédemment acquises par le métal de base au moyen de traitements thermiques, de procédés de raffinement de la taille de grain, etc.
- d'ordre géométrique : les déformations thermiques et/ou mécaniques induites par certains procédés de soudage imposent généralement de retravailler le joint soudé après le process afin de retrouver un état de surface correct ou les cotations géométriques voulues (multiples passes en soudage à l'arc électrique, bourrelets du soudage par friction, etc.). Le second procédé proposé dans ce travail permettra notamment de s'affranchir de cet inconvénient.

Dans le thème du soudage sans fusion, l'objectif de ce travail est plus particulièrement d'étudier la soudabilité à froid des alliages d'aluminium. Dès lors, en l'absence d'apport de chaleur – ce qui d'ailleurs réduit nettement l'énergie globale du procédé de soudage, la création des jonctions métalliques est alors pilotée par la sollicitation mécanique. Ces processus de jonctions métalliques portent sur des aspects à la fois mécaniques et chimiques en considérant les couplages possibles : les sollicitations mécaniques déviatoires et sphériques rendent possible le rapprochement des parois à l'échelle globale (macroscopique) et locale (microscopique) et les caractéristiques chimiques de réactivité des surfaces permettent la disparition de l'interface initiale au profit d'un matériau sain. Il est à noter que les caractéristiques chimiques des surfaces sont en lien direct avec les états de déformation mécanique en sous-surface notamment (par morcellement de la couche d'oxyde conduisant à la création de « surface fraîche », c'est-à-dire de l'aluminium non oxydé – donc hautement réactif – apparaissant en surface).

Dans ce travail, on s'intéressera plus précisément aux aspects mécaniques du processus de jonction, le réel comportement physico-chimique de création des jonctions n'étant pas abordé ici. La sollicitation mécanique apportée au soudage est alors de deux types :

- une sollicitation purement hydrostatique conduisant à une importante déformation globale : il s'agit de l'essai de soudabilité par compression plane sur échantillons parallélépipédiques. Dès lors, un morcellement de la couche d'oxyde est entraîné par les effets tribologiques dans l'interface de soudage d'une part et par la dilatation surfacique générée par le procédé d'autre part. Une attention particulière sera portée sur la quantification de cette dilatation surfacique en s'appuyant sur les outils formels des grandes transformations en mécanique des milieux continus. On essaiera le cas échéant de relier cette dilatation surfacique à la création de jonctions.
- une sollicitation mécanique sphérique et déviatorique conduisant à un important cisaillement local : il s'agit de l'essai de soudabilité par compression et torsion alternée sur éprouvettes de torsion tubulaires. En effet, si l'objectif est bel et bien d'appliquer une composante de cisaillement à l'interface par l'intermédiaire d'un effort cyclique de torsion, le fait d'appliquer également une force de compression permet, outre d'assurer le contact, de favoriser le rapprochement des parois locales et ainsi favo-

riser la création de jonctions métalliques. En particulier, le second objectif de cette deuxième série d'essais est de mettre en place une méthode permettant de créer des jonctions métal-métal en réservant pour le soudage la majeure partie de l'énergie apportée par le process, ce qui n'est pas le cas pour les procédés de soudages actuels.

En pratique, si les essais mécaniques usuels sont habituellement appliqués sur des éléments d'un seul tenant dans le but notamment de déterminer les paramètres rhéologiques du matériau considéré, les essais sont réalisés dans notre cas d'étude sur des échantillons ou des éprouvettes sectionnés suivant le plan normal à l'axe de sollicitation. Ainsi, le comportement local de l'interface induit par la sollicitation globale conduit à la création de jonctions métalliques locales pouvant mener à un soudage global lorsque les paramètres mécanico-physico-chimiques sont correctement calibrés : l'influence de ces paramètres sera également étudiée et discutée dans ce manuscrit.

Dans la première partie de ce document, une synthèse bibliographique permettra d'aborder deux axes : la mise en forme et le soudage de l'aluminium. Le premier chapitre permettra de décrire les notions classiques de mise en forme, les procédés d'élaboration par déformation plastique intense (SPD) qui permettent une amélioration des propriétés mécaniques par raffinement de grains et enfin le concept de surface de l'aluminium qui sera abordé d'un point de vue théorique et pratique, notamment au travers de la description et du morcellement de la couche d'oxyde d'aluminium en cours de déformation. Le second chapitre porte sur le soudage thermomécanique en phase solide. Les procédés les plus courants seront décrits puis une synthèse sera présentée et permettra de mettre en évidence l'intérêt potentiel des deux procédés de soudage présentés au cours de ce travail : le soudage par compression plane et le soudage par compression et torsion alternée.

Après la présentation des matériaux considérés et des techniques d'analyse microstructurale utilisées, la deuxième partie de ce travail porte sur la description des méthodes expérimentales liées à ces deux essais. Ainsi, on procédera à la description des dispositifs, à l'étude du comportement mécanique généré (champs de contrainte et de déformation) et aux méthodes de mesure de ces derniers. Enfin, on présentera le programme des essais de soudabilité ainsi que le protocole de préparation des échantillons.

Les troisième et quatrième parties permettront enfin de présenter les résultats de soudabilité respectivement en compression plane et en compression-torsion alternée. Ceux-ci s'articuleront suivant quatre axes : l'étude rhéologie propre au dispositif d'essai, l'étude de paramètres influant la soudabilité (en d'autres termes, comment choisir les paramètres pour obtenir un assemblage soudé puis étudier l'influence de ces paramètres sur la qualité de la soudure), la caractérisation microscopique et mécanique des échantillons soudés et enfin diverses modélisations permettant d'analyser la nature des soudures obtenues. Pour l'essai de compression plane, un modèle d'analyse par éléments finis sera couplé avec un modèle d'analyse tensorielle permettant de caractériser l'évolution des surfaces macroscopiques : appliqué à notre cas, il permettra de déterminer les zones de potentialité de soudage. Quant à l'essai de compression-torsion alternée, on présentera successivement un modèle d'analyse par éléments finis, un modèle de convection d'éléments oxydants à l'in-

terface de soudage et un modèle thermodynamique qui permettra d'analyser le soudage d'un point de vue énergétique.

Le travail de thèse a été soutenu par le cluster de recherche MACODEV (MATériaux et CONception pour un DEveloppement durable) de la région Rhône-Alpes au travers d'une collaboration entre le laboratoire PECM<sup>1</sup> de l'École Nationale Supérieure des Mines de Saint-Étienne (sous la direction de Christophe Desrayaud) et le laboratoire 3S-R<sup>2</sup> de Grenoble-INP (sous la direction d'Ali Tourabi).

---

1. Laboratoire Plasticité, Endommagement et Corrosion des Matériaux, CNRS UMR 5146  
2. Laboratoire Sols, Solides, Structures - Risques, CNRS UMR 5521

Première partie  
Étude bibliographique



∴

LES composants structuraux à base d'aluminium sont essentiels dans l'industrie aérospatiale et très importants dans d'autres secteurs (transport, construction, emballages, biens de consommation, etc.) où sa faible densité, sa longévité et sa résistance constituent des atouts intéressants. De plus, l'aluminium est très oxydable et une réaction rapide avec l'oxygène de l'environnement permet de créer une couche d'oxyde fine et amorphe (couche d'alumine  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , d'une épaisseur de 1 à 10 nm) et qui protège le métal contre la corrosion.

Dans le cadre de la mise en forme des matériaux présenté dans le premier chapitre, les lois de comportement les plus courantes ont notamment pour but d'aider à la compréhension de phénomènes physiques rencontrés. C'est ainsi que, suivant le principe de la loi de Hall-Petch, certains procédés d'élaboration permettent d'augmenter la ductilité des matériaux lorsque leur est imposé une déformation plastique intense (ou *Severe Plastic Deformation*, SPD) : ces procédés conduisent à l'obtention de matériaux à grains ultra-fins (ou *Ultra-Fine Grained materials*) et permettent ainsi d'étendre les gammes d'utilisation de ces matériaux. Trois des procédés les plus fréquemment rencontrés sont ainsi introduit dans ce chapitre. De plus, si la mise en forme et les lois de comportement induites reposent essentiellement sur la notion de volume à différentes échelles, le principal enjeu de l'assemblage des métaux est de créer une liaison entre deux pièces, et donc plus particulièrement de transformer deux surfaces en une interface, voire éventuellement une disparation de cette dernière. Comme on le verra dans la section 2.2 sur les particularités du soudage de l'aluminium, la soudabilité d'un matériau dépend fortement de son état de surface, que ce soit en termes d'échelle ou de propreté. On s'intéressera donc à la notion de surface des alliages d'aluminium

Enfin, une fois obtenus les propriétés mécaniques et l'état de surface désirés, le deuxième aspect majeur en métallurgie porte sur l'assemblage des matériaux. Plus précisément, le deuxième chapitre porte sur le soudage en phase solide des alliages d'aluminium, c'est-à-dire les procédés dont ni les pièces à souder ni l'éventuel métal d'apport n'entre en fusion au cours du soudage. On y présentera les procédés les plus courants et une synthèse permettra alors d'établir les avantages et inconvénients des procédés existants et ainsi d'entrevoir la potentialité d'un procédé alternatif de soudage de l'aluminium.

∴

# CHAPITRE

## 1

# MISE EN FORME DE L'ALUMINIUM

DANS UN premier temps, on a présenté dans ce chapitre un certain nombre de notions les plus courantes dans le domaine de la mise en forme des matériaux, à savoir les différentes échelles d'observation considérées, la notion de température homologue de la déformation permettant de définir les domaines de mise en forme à froid et à chaud et enfin les lois de comportement classiquement utilisées en mise en forme à froid. Dans un deuxième temps, on s'intéressera aux procédés de mise en forme des matériaux, et plus particulièrement aux procédés qui permettent une amélioration des propriétés mécaniques des matériaux en diminuant la taille moyenne des grains. Enfin, la troisième et dernière partie de ce chapitre porte sur la notion de surface en général et appliqué dans les cas des alliages d'aluminium en particulier.

## 1.1 Généralités sur la mise en forme des métaux

### 1.1.1 Échelles d'observation

Quatre échelles d'observation sont couramment utilisées en mise en forme [2] :

**l'échelle macroscopique** (de la fraction de millimètre à plusieurs mètres) est celle de la pièce de métal tout entière, ou au moins d'un élément de volume de celle-ci suffisamment grand pour être considéré comme homogène (notion de *Volume Élémentaire Représentatif*, VER). C'est le domaine de la métallurgie mécanique, qui regroupe l'ensemble des essais mécaniques de laboratoire, permettant d'étudier le comportement macroscopique des matériaux, en particulier d'établir des lois de comportement empiriques. Les instruments d'observation associés à cette échelle sont essentiellement l'œil nu et la loupe binoculaire.

**l'échelle mésoscopique** (de quelques micromètres à quelques millimètres) est celle des grains du métal. Elle correspond à l'étude de la déformation des grains, du comportement du matériau considéré comme un agrégat polycristallin et de la genèse des textures de déformation et de recristallisation au cours de la mise en forme. Les méthodes d'investigation structurale correspondantes sont principalement la métallographie optique et la Microscopie Électronique à Balayage (MEB).

**l'échelle microscopique** (de quelques nanomètres à quelques micromètres) correspond aux défauts cristallins. C'est le domaine de la physique de la plasticité, qui repose essentiellement sur la théorie des dislocations. Celle-ci permet de comprendre la plupart des mécanismes élémentaires de la déformation plastique, d'établir des lois de comportement fondées sur des considérations physiques et de prévoir de nombreuses propriétés macroscopiques du matériau. Les observations microstructurales sont essentiellement effectuées par Microscopie Électronique en Transmission (MET).

**l'échelle nanoscopique** (du dixième de nanomètre au nanomètre) est celle des atomes. Elle intervient notamment dans l'étude de la microstructure, des précipités et du comportement des joints de grains. Certaines observations peuvent être effectuées par microscopie électronique à haute résolution (MEB-FEG), en imagerie en diffraction d'électrons rétrodiffusés (ou EBSD pour *Electron BackScatter Diffraction*) ou encore par diffraction de rayons X.

### 1.1.2 Domaines de mise en forme à froid et à chaud

Bien que la plupart des phénomènes physiques impliqués soient qualitativement les mêmes à toute température, il est classique de distinguer la mise en forme à froid de la mise en forme à chaud, ce qui correspond à la réalité de la pratique industrielle. Dans ce contexte, la mise en forme à froid correspond à des expériences effectuées à température ambiante (le matériau n'est pas chauffé volontairement, ni avant, ni pendant l'opération de mise en forme). On notera cependant que la déformation plastique peut engendrer un échauffement considérable par dissipation, sous forme de chaleur, de la plus grande partie de l'énergie mécanique mise en jeu. L'accroissement de température peut atteindre localement plusieurs centaines de degrés, notamment dans les procédés de mise en forme à grande vitesse. A l'opposé, la mise en forme à chaud implique un chauffage du produit avant (laminage à chaud) ou pendant (matriçage isotherme) l'opération.

Du point de vue métallurgique, il est préférable de se référer à la notion de *température homologue de la déformation*, définie comme le rapport de la température absolue du matériau  $T$  par sa température absolue de début de fusion  $T_f$ , ces températures étant exprimées en Kelvin et non pas en degrés Celsius [2]. On considère alors que le domaine défini par  $T/T_f < 0,3$  constitue le domaine de la mise en forme à froid : l'agitation thermique des atomes est faible et les mécanismes athermiques prédominent. A l'opposé, lorsque  $T/T_f > 0,5$ , l'agitation thermique est élevée, de sorte que les mécanismes activés thermiquement sont prépondérants, notamment les phénomènes de restauration et de recristallisation dynamique : on parle alors du domaine de mise en forme à chaud.

### 1.1.3 Lois de comportement en mise en forme à froid

La description des lois de comportement relève de la théorie de la plasticité (cas des polycristaux) et on se place de ce fait à l'échelle macroscopique. Ainsi, dans le cadre du comportement d'un matériau incompressible isotrope, on appelle loi de comportement toute relation exprimant la contrainte d'écoulement  $\sigma_0$  en fonction de la déformation équivalente  $\bar{\varepsilon}$ , de la vitesse de déformation  $\dot{\bar{\varepsilon}}$  et de la température  $T$  :  $\sigma_0 = f(\bar{\varepsilon}, \dot{\bar{\varepsilon}}, T)$ .

Dans le cas de la mise en forme à froid, les dépendances en vitesse de déformation et en température peuvent en général être négligées, de telle sorte que la loi de comportement se réduit à une relation de la forme  $\sigma_0 = f(\bar{\varepsilon})$  appelée *loi d'écroissage du matériau*. On nomme alors *coefficient d'écroissage* la dérivée doublement logarithmique :

$$n = \frac{\partial \ln \sigma_0}{\partial \ln \bar{\varepsilon}} \quad (1.1)$$

Quatre lois d'écroissage sont fréquemment utilisées pour décrire le comportement des matériaux (voir également figure 1.1) :

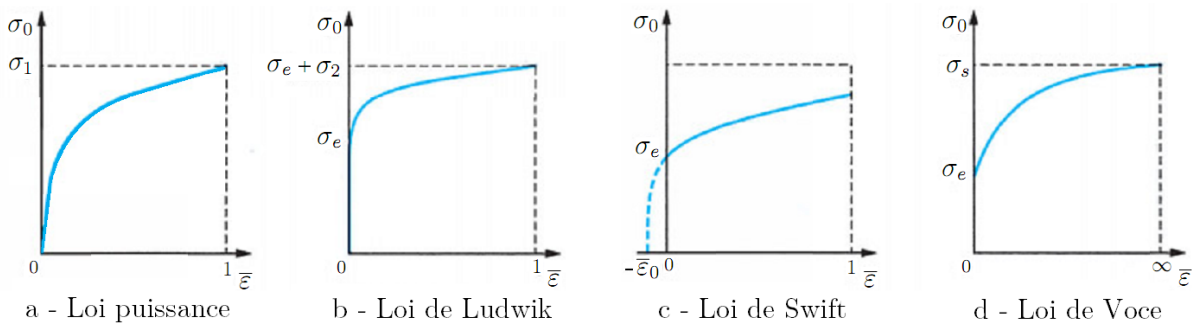


FIGURE 1.1 – Représentation schématique des lois d'écroissage classiques [2].

- a - Loi puissance ou d'Hollomon** :  $\sigma_0 = \sigma_1 \bar{\varepsilon}^n$  où  $\sigma_1$  est la valeur de la contrainte d'écoulement pour  $\bar{\varepsilon} = 1$  et  $n$  le coefficient d'écroissage défini ci-dessus. Cette loi très simple convient pour les aciers doux ou mi-durs et les métaux ou alliages à faible limite d'élasticité.
- b - Loi de Ludwik** :  $\sigma_0 = \sigma_e + \sigma_2 \bar{\varepsilon}^{n'}$  où  $\sigma_e$  est la limite d'élasticité macroscopique,  $\sigma_2$  la valeur de l'accroissement de contrainte  $\sigma_0 - \sigma_e$  pour  $\bar{\varepsilon} = 1$  et  $n'$  une constante caractérisant l'écroissage mais différente du coefficient d'écroissage défini ci-dessus.
- c - Loi de Swift** (ou de Krupkowski) :  $\sigma_0 = \sigma_e (1 + \bar{\varepsilon}/\bar{\varepsilon}_0)^{n''}$  où  $\bar{\varepsilon}_0$  et  $n''$  sont deux constantes caractérisant l'écroissage. Ces deux dernières relations conviennent pour des matériaux dont la limite d'élasticité ne peut pas être négligée.
- d - Loi de Voce** :  $\sigma_0 = \sigma_e + (\sigma_s - \sigma_e)(1 - \exp(-\alpha \bar{\varepsilon}))$  où  $\sigma_s$  est la contrainte d'écoulement stationnaire (*i.e.* pour  $\bar{\varepsilon} \rightarrow \infty$ ) et  $\alpha$  une constante caractérisant l'écroissage. Contrairement aux trois précédentes lois, la contrainte d'écoulement tend ici vers une limite finie  $\sigma_0 = \sigma_s$  aux grandes déformations, ce qui traduit le mécanisme de restauration dynamique. Cette loi d'écroissage est donc adaptée à la partie supérieure du domaine de déformation à froid et peut d'ailleurs également être utilisée en déformation à chaud.

Il convient de noter que les différentes constantes définies ci-dessus sont propres à chaque modèle, et en particulier, le coefficient d'écrouissage  $n$  défini en 1.1 n'intervient que pour la loi puissance ou d'Hollomon. Dans le domaine des grandes vitesses de déformation ( $\dot{\bar{\epsilon}} > 10^2 s^{-1}$  ou  $10^3 s^{-1}$  suivant les matériaux), l'influence de la vitesse de déformation sur la contrainte d'écoulement n'est alors plus négligeable. Au-delà d'une vitesse de déformation critique, la contrainte d'écoulement peut être considérée comme variant linéairement avec la vitesse de déformation :

$$\sigma_0 = \sigma_1(\bar{\epsilon}) + \sigma_2(\bar{\epsilon})\dot{\bar{\epsilon}} \quad (1.2)$$

où  $\sigma_1$  est insensible à la vitesse de déformation et peut s'écrire sous une des formes ci-dessus et  $\sigma_2$  une fonction caractérisant la sensibilité à la vitesse.

Enfin, on peut noter que les lois d'écrouissage présentées précédemment supposent que la contrainte d'écoulement  $\sigma_0$  ne dépend que de la déformation équivalente  $\bar{\epsilon}$ , et non de la manière dont celle-ci a été imposée au matériau. Il convient de garder à l'esprit qu'il s'agit d'une approximation et que le chemin de déformation imposé peut influencer sur la réponse du matériau. D'ailleurs, l'influence du chemin de déformation peut en partie être illustrée par l'approximation considérant le matériau comme isotrope tandis que le comportement réel est anisotrope par nature.

## 1.2 Amélioration des propriétés mécaniques des matériaux par déformation plastique intense (SPD)

Au cours de la déformation plastique, les joints de grains constituent des obstacles au glissement des dislocations. L'effet est d'autant plus efficace que l'orientation des plans cristallins diffère d'un grain à l'autre. La loi empirique de Hall et Petch exprime alors le fait que la limite d'élasticité macroscopique du polycristal est liée à la taille des grains :

$$\sigma_e = \sigma_0 + \frac{k}{\sqrt{D}} \quad (1.3)$$

où  $\sigma_e$  est la limite d'élasticité du matériau,  $D$  la taille moyenne des grains,  $\sigma_0$  la contrainte d'écoulement du matériau à très gros grains et  $k$  une constante du matériau exprimée en MPa. $\sqrt{m}$ . Cette relation, d'une grande robustesse, est couramment utilisée en métallurgie et explique que les polycristaux à grains fins ont généralement une limite d'élasticité macroscopique plus élevée que les polycristaux à gros grains.

Dès lors, une des méthodes pour augmenter la résistance d'un matériau porte sur le durcissement par affinement de la taille des grains. Fort de cette constatation, on peut dès lors imaginer se servir du levier microstructural plutôt que de la composition chimique pour optimiser des propriétés d'usage du matériau. De nombreux procédés basés sur les déformations plastiques intenses (ou *Severe Plastic Deformation*, SPD) ont ainsi été développés pour élaborer des matériaux à microstructure fine. Parmi la liste non exhaustive des procédés présentés dans l'article de Azushima *et al.* [3], trois des procédés les plus courants sont présentés ci-après.

### 1.2.1 Extrusion Coudée à Aires Égales (ECAP)

L'Extrusion Coudée à Aires Égales (ou *Equal Channel Angular Pressing*, ECAP) permet de diminuer la taille des grains sans modifier la géométrie de l'échantillon. Le principe consiste à extruder à froid un échantillon métallique dans une filière à section constante et comportant un coude faisant un angle  $\Phi$ , ce coude pouvant présenter une courbure introduite par l'angle  $\Psi$  (figure 1.2). Comme illustré sur la figure 1.3, le changement de l'axe d'extrusion impose alors à l'échantillon une sollicitation de cisaillement.

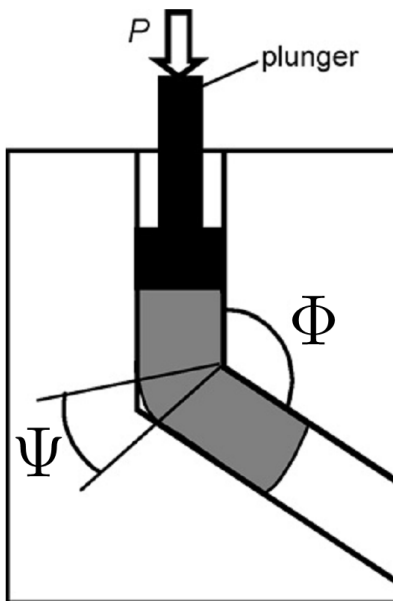


FIGURE 1.2 – Schéma de principe du procédé d'Extrusion Coudée à Aires Égales [3].

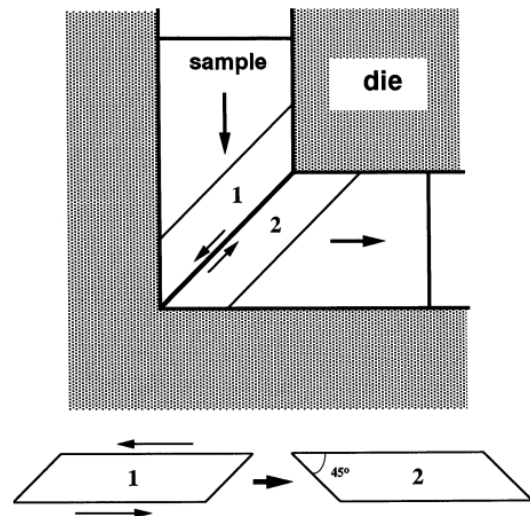


FIGURE 1.3 – Mise en évidence du cisaillement dans le procédé ECAP [4].

La déformation de cisaillement  $\gamma$  en une passe est donnée par la relation <sup>1</sup> [5] :

$$\gamma(\Phi, \Psi) = 2 \cot\left(\frac{\Phi}{2} + \frac{\Psi}{2}\right) + \Psi \operatorname{cosec}\left(\frac{\Phi}{2} + \frac{\Psi}{2}\right)$$

La déformation équivalente de von Mises après  $N$  passes d'extrusion vaut alors  $\bar{\epsilon}_{VM} = N * \gamma / \sqrt{3}$ . Dans le cas le plus simple tel que présenté sur la figure 1.3, les couloirs sont à angle droit ( $\Phi = \pi/2$ ) et rectilignes ( $\Psi = 0$ ) et la déformation équivalente est alors simplement donnée par  $\bar{\epsilon}_{VM} = \frac{2}{\sqrt{3}}N$ .

Typiquement, un bon raffinement est obtenu au bout de plusieurs passes dans la filière, même si cette répétition peut conduire à un endommagement du matériau. Pour plus de détails sur ce procédé, on se reportera avec intérêt à l'article de Valiev et Langdon [4] ainsi qu'aux articles de Horita *et al.* [6, 7] qui présentent les effets de l'ECAP sur un certain nombre d'alliages d'aluminium commerciaux.

1. Pour rappel,  $\cot(\theta) = 1/\tan(\theta)$  et  $\operatorname{cosec} = 1/\sin(\theta)$ .

Toutefois, si cette méthode intéresse beaucoup la recherche académique, son application industrielle reste encore confidentielle du fait de son manque de productivité (dimensions relativement limitées). Néanmoins, certains procédés s'inspirent de l'ECAP pour une application industrielle [3] : l'emboutissage coudée à aires égales (ECAD), le co-saillage (*con-shearing*, [8, 9]) ou encore le laminage coudé à aires égales (ECAR).

Enfin, la figure 1.4 illustre l'intérêt de l'ECAP vis-à-vis des propriétés mécaniques de l'alliage d'aluminium 6061 : (1) matériau de base à l'état T6 (maintien à 803 K pendant 1 h puis trempe à l'eau), (2) après ECAP (4 passes, 383 K, angle 90°, 10 mm/s) et (3) ECAP suivi d'un vieillissement (24 h à 403 K). Selon Sauvage [10], l'augmentation de la contrainte d'écoulement après l'ECAP est dû aux nano-précipités, qui sont par ailleurs plus denses après le vieillissement. Pour Roven [11], les effets de l'ECAP sur les propriétés mécaniques sont essentiellement bénéfiques pour les alliages à durcissement structural.

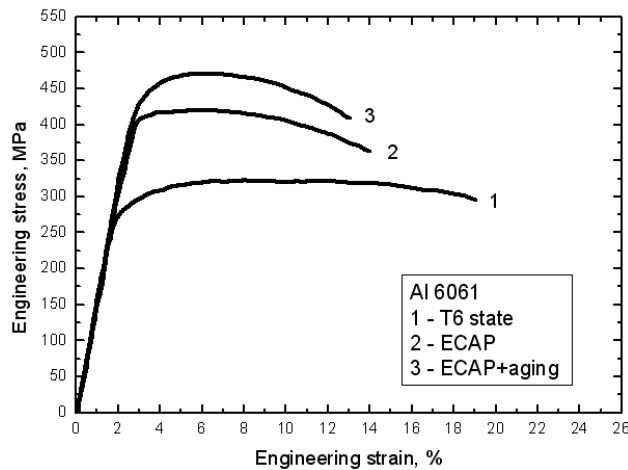


FIGURE 1.4 – Influence de l'ECAP et du traitement thermique sur les propriétés mécaniques de l'alliage d'aluminium 6061 [10, 12].

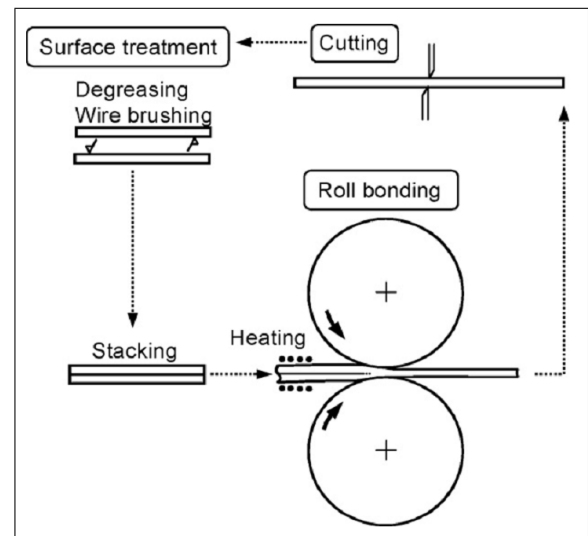


FIGURE 1.5 – Schéma de principe du co-tréfilage avec ré-empilement (ou *Accumulative Roll-Bonding*, ARB) [3].

## 1.2.2 Co-tréfilage avec ré-empilement (ARB)

Le co-tréfilage avec ré-empilement (ou *Accumulative Roll-Bonding*, ARB), développé par Saito *et al.* [13, 14], est basé sur le principe du laminage : une tôle laminée est coupée suivant sa longueur, empilée puis re-laminée (figure 1.5). Le procédé peut être reproduit autant de fois que nécessaire et donc conduire à de très importantes déformations plastiques. Conformément aux hypothèses habituellement formulées en laminage, on se place dans le cas de la déformation plane. La déformation équivalente après  $N$  cycles vaut :

$$\bar{\epsilon}_{VM}(N) = \frac{2}{\sqrt{3}} \ln \left( \frac{e_0}{e(N)} \right)$$

où  $e_0$  est l'épaisseur initiale de la tôle et  $e(N)$  l'épaisseur de la tôle initiale après  $N$  cycles.

On appelle  $r(N) = 1 - e(N)/e_0$  la réduction obtenue après  $N$  passes. Par exemple, si on impose une réduction de 50% par passe ( $e(N) = e_0/2^N$ ), au bout de 10 passes, l'assemblage est alors constitué de  $2^{10} = 1024$  couches et on a produit une réduction totale de 99,9% et une déformation de 8. Si le laminage réalisé à chaud favorise la jonction en cours de procédé et ensuite l'usinage de la structure assemblée, une température trop élevée peut provoquer des phénomènes de recristallisation et ainsi annuler les effets de la déformation cumulée. Enfin, pour obtenir un bon assemblage, il est généralement nécessaire d'effectuer des traitements de surface (dégraissage et brossage métallique, cf. figure 1.5) avant l'empilage.

Lee *et al.* [15] se sont par ailleurs intéressés à l'influence de la déformation de cisaillement sur l'ultra raffinement des grains de l'alliage d'aluminium 1100 : la distribution de taille de grain suivant l'épaisseur est en bonne corrélation avec la distribution de déformation de cisaillement. Enfin, Cherukuri *et al.* [16] ont comparé le comportement de l'alliage d'aluminium 6061 soumis notamment à l'ECAP et l'ARB, pour une déformation cumulée comparable ( $\approx 4$ ) et à température ambiante. Ceux-ci n'ont pas noté d'influence notable du procédé considéré quant à la structure à grains ultra-fins obtenue (taille de grain inférieure à 1  $\mu\text{m}$ ), la microdureté, la ductilité ou la coulabilité de l'alliage 6061. Enfin, il est également possible d'obtenir des composites sandwich en utilisant pour le premier laminage deux tôles de matériau différent et éventuellement d'épaisseurs différentes.

### 1.2.3 Torsion sous Haute Pression (HPT)

La Torsion sous Haute Pression (ou *High Pressure Torsion*, HPT) est un procédé combinant simultanément une force de compression suivi d'une sollicitation en torsion. Si l'origine de ce procédé remonte à de plus de 60 ans grâce à des travaux de P.W. Bridgman [17] le conduisant au Prix Nobel de Physique en 1946, le HPT a de nouveau fait l'objet de diverses études il y a une vingtaine d'année lorsqu'on s'est rendu compte de son intérêt pour la mise en forme. Le principe du HPT moderne [18] est décrit sur la figure 1.6 : l'échantillon, en forme de disque, est placé entre deux butées et est soumis simultanément à une très forte pression (de l'ordre de quelques GPa) et un couple de torsion (généralement plusieurs tours). Les forces de frottement de surface déforment le disque en cisaillement et l'échantillon étant contraint dans toutes les directions, celui-ci est soumis à une pression quasi-hydrostatique<sup>2</sup>.

La déformation équivalente de von Mises induite par ce procédé varie en fonction de la distance  $r$  par rapport à l'axe de révolution de l'échantillon à travers la relation :

$$\bar{\epsilon}_{VM}(r) = \frac{1}{\sqrt{3}}\gamma(r) = \frac{r\theta}{\sqrt{3}h}$$

où  $\gamma(r)$  est la déformation de cisaillement,  $\theta$  l'angle de torsion et  $h$  la hauteur de l'échantillon. Généralement, le procédé est utilisé pour un nombre entier de tours  $N \Rightarrow \theta = 2\pi N$ .

---

2. En décrivant ses expériences, P.W. Bridgman a écrit [17] : “*Although no feasible method has been found for conducting torsion experiments in a medium under hydrostatic pressure, something not dissimilar is possible by combining torsion with simple axial compression along the axis of twist*”



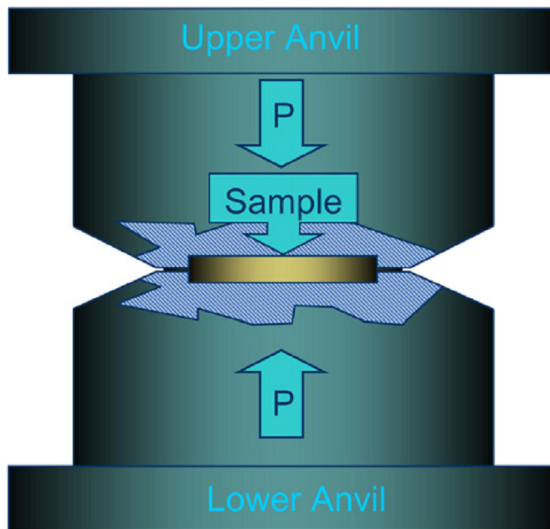


FIGURE 1.6 – Schéma de principe de la Torsion sous Haute Pression (HPT) [19].

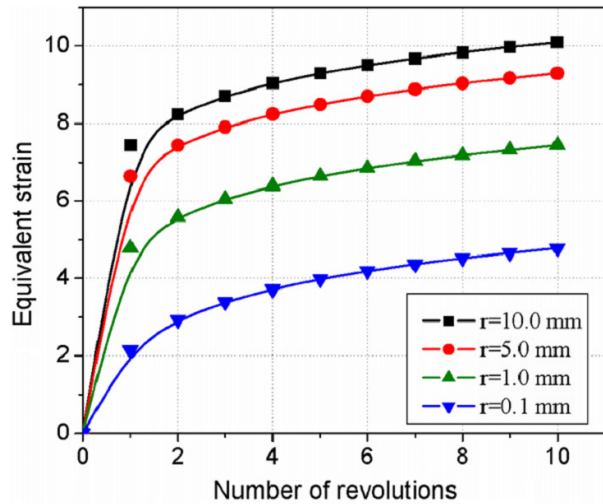


FIGURE 1.7 – Déformation  $\bar{\epsilon}_{VM}$  obtenue en HPT à différents rayons en fonction du nombre de tours [18].

La figure 1.7 présente la déformation de von Mises en fonction du nombre de tours imposé, pour une hauteur fixe de 0,1 mm et des rayons de 0,1 à 10 mm. On peut alors remarquer qu'à partir de deux tours, la déformation atteint un régime quasi-permanent. De plus, même si théoriquement, la déformation est nulle en  $r = 0$  mm, à proximité du centre du disque ( $r = 0,1$  mm), la déformation cumulée est malgré tout de l'ordre de 4 au bout de 5 tours et n'est inférieure à la valeur en  $r = 10$  mm que d'un facteur 2,5.

De nombreux travaux s'intéressent au rôle du HPT sur les alliages d'aluminium et amènent à la conclusion que le HPT est un outil efficace pour obtenir un raffinement de grains très important, typiquement de l'ordre de 100 – 300 nm ou inférieur. De plus, le HPT conduit à une meilleure résistance mécanique et un meilleur comportement plastique, même si la ductilité baisse.

Par exemple, concernant l'alliage d'aluminium 6061 soumis en HPT à une pression de 4 GPa et 5 tours, Xu *et al.* [19] sont passés d'une taille moyenne de grain initiale de 50  $\mu\text{m}$  à environ 250 nm en  $3/4R$ , soit un ratio de 1/200, ce qui est similaire à ce qui est obtenu après 6 passes en ECAP [6]. Enfin, Orlov *et al.* [20] ont comparé le HPT conventionnel avec un HPT à inversion de déformation : au lieu d'une torsion monotone, l'angle de torsion est imposé successivement dans le sens horaire et anti-horaire. Ceux-ci sont arrivés à la conclusion que comparé au HPT conventionnel, le raffinement de grains est au final analogue mais la formation de la nanostructure est retardée.

### 1.2.4 Autres procédés SPD

En dehors de ces trois principaux procédés, d'autres procédés ont été proposés pour améliorer les propriétés du matériau grâce à un raffinement de la microstructure [3] :

**Cyclic Extrusion Compression** (CEC, figure 1.8) : un échantillon est comprimé entre deux chambres de diamètre  $D$  séparées par un couloir de diamètre  $d < D$  puis est extrudé répétitivement d'avant en arrière  $N$ -fois [21] :  $\bar{\epsilon}_{VM} = 4N \ln(D/d)$ .

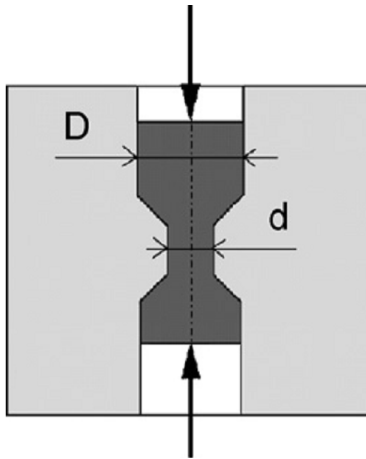


FIGURE 1.8 – Schéma de principe du procédé *Cyclic Extrusion Compression* [3].

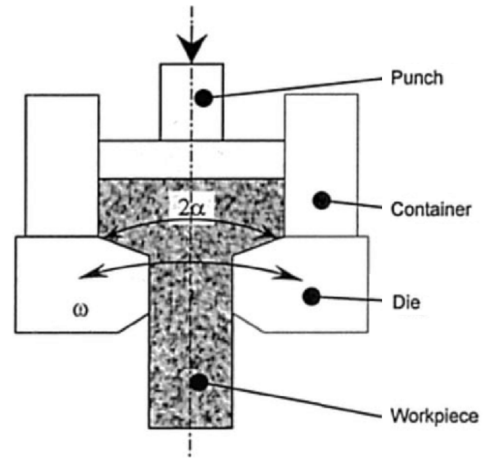


FIGURE 1.9 – Schéma de principe du procédé d'extrusion par torsion cyclique [22].

**Extrusion par torsion cyclique** (figure 1.9) : ce procédé combine la haute pression hydrostatique imposée par l'extrusion avec une grande déformation de torsion produite par une rotation de la filière [22, 23]

**Friction stir processing** (FSP) : suivant le même principe que le soudage par friction-malaxage (cf. paragraphe 2.4.2), le procédé est reproduit sur des tôles entières, à l'air ambiant [24] ou submergé (SFSP, [25])

**Multiple compression in a channel-die** : cette méthode, proposée par Ghosh [26] puis Kundu *et al.* [27], repose sur un principe analogue à l'essai de compression plane utilisé dans la thèse (chapitre 4) et consiste à comprimer un échantillon dans un couloir de compression en imposant de multiples passes à l'échantillon en alternant la direction de compression (figure 1.10).

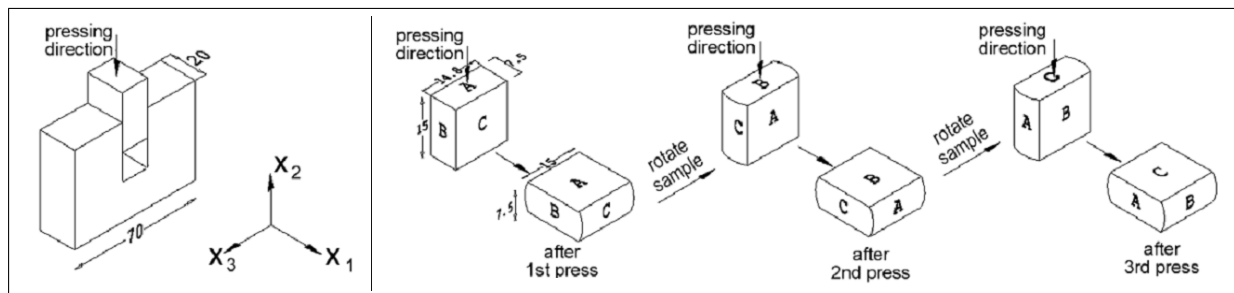


FIGURE 1.10 – Principe de la compression plane à multiples passes [27].

### 1.3 Surfaces de l'aluminium : description et analyse

Les caractéristiques d'un matériau dépendent beaucoup plus de leurs caractéristiques locales (rugosités, porosités, dislocations, précipités...) que des propriétés moyennes. Quelle que soit la discipline, la surface est communément définie comme la limite externe d'un solide. Compte tenu du fait que tout matériau est généralement utilisé dans un environnement donné (air, gaz, milieu aqueux, lubrifiant, etc.), la surface doit être considérée comme une interface : solide-gaz, solide-liquide, voire solide-solide. D'une manière générale, la surface est toujours, et de loin, l'endroit le plus dégradé et le moins maîtrisé d'une pièce<sup>3</sup> : oxydation, hydratation, adsorption, retassures, résidus d'huiles de coupe, etc.

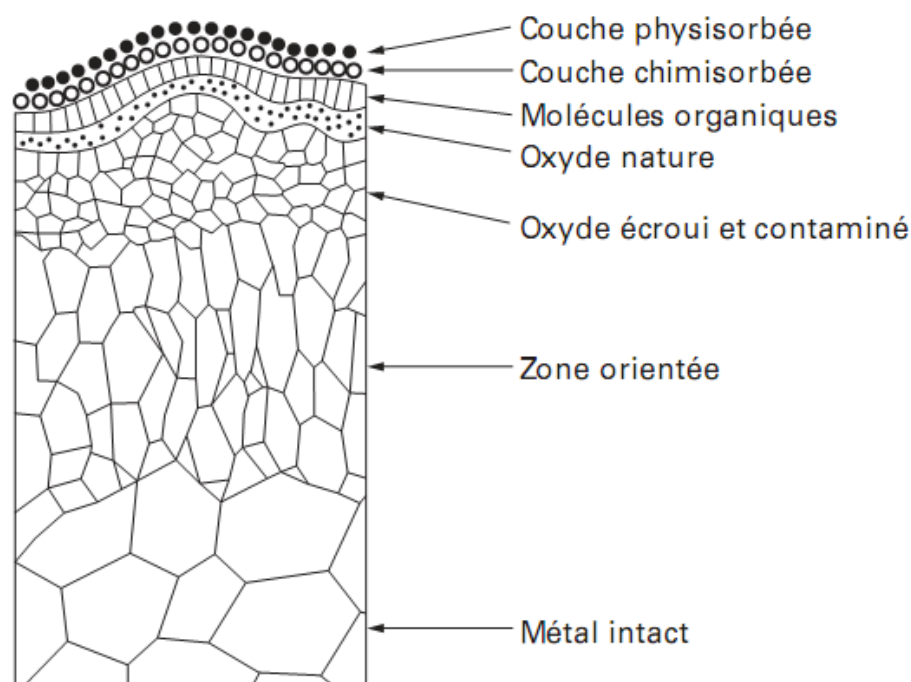


FIGURE 1.11 – Représentation schématique de l'état structural de la surface d'un matériau métallique après préparation par polissage abrasif [28].

#### 1.3.1 Notion de surface en science des matériaux

##### Approche cristallographique et physique des surfaces

Si on considère un matériau cristallin, donc avec un arrangement périodique des atomes, la surface introduit une discontinuité dans celui-ci. Pour rétablir l'équilibre des champs de force auxquels ils sont soumis, les atomes de la surface nouvellement créée vont avoir tendance à modifier les liaisons avec leurs plus proches voisins, soit en surface, soit dans le volume sous-jacent, soit encore en échangeant de nouvelles liaisons avec des

3. «*Dieu a inventé les volumes, mais c'est le diable qui a inventé les surfaces*», citation attribuée à Wolfgang Pauli, Prix Nobel de physique en 1945

atomes, des molécules ou des ions de l'environnement : cela correspond à la notion de réactivité des atomes de surface, qui est donc fonction de l'orientation de cette surface. Dès lors, suivant l'angle que fait la surface par rapport au réseau cristallin original, une surface modèle propre a toujours une certaine rugosité à l'échelle atomique et, à fine échelle, la surface va presque toujours comporter des défauts.

De plus, hormis l'or, tout métal se recouvre d'un film d'oxyde ou d'hydroxyde au contact de l'air. Ce film est très mince puisque son épaisseur, qui varie selon la nature du substrat, est de quelques unités à une dizaine de nanomètres. La structure électronique des atomes est perturbée au voisinage d'une surface, en raison de la rupture des liaisons et des distorsions structurales. L'étude des défauts de surface peut alors permettre de déduire la réactivité de la surface vis-à-vis du milieu environnant.

### **Caractérisation analytique et structurale des surfaces**

Le but étant de connaître la composition de la surface et de la zone sous-jacente, sur une profondeur plus ou moins grande, mais en général faible, il convient d'utiliser des méthodes sensibles et de grande spécificité analytique. Toutes les méthodes répondent au même principe, à savoir envoyer sur la surface à analyser un faisceau primaire qui va interagir avec la matière et provoquer l'émission d'un faisceau secondaire qui contient l'information recherchée et qui va donc être analysé. L'ensemble du dispositif est ainsi, de façon très simplifiée, constitué d'une source fournissant le faisceau primaire et d'un analyseur pour traiter le faisceau secondaire. L'atmosphère dans l'appareil est dans la majorité des cas un vide poussé. On se reportera à la section 3.2 p. 52 pour la description des dispositifs d'observation utilisés au cours de la thèse.

Dans un matériau cristallisé, chaque joint de grains constitue une zone de défauts, comportant des lacunes et des dislocations, pour permettre le raccordement des réseaux de grains adjacents, qu'ils soient ou non de même structure (matériau monphasé) ou de structures différentes (matériau polyphasé). Compte tenu de cet état structural particulier, des phénomènes de ségrégation et de précipitation, associés au mouvement atomique, peuvent s'y produire. La partie émergente d'un joint en surface va donc être le siège d'une réactivité particulière quand le matériau est en contact avec un milieu chimique. Cette réactivité va elle-même dépendre de l'énergie du joint par rapport à celle de la matrice, donc du type de joint, et de sa désorientation, ainsi que de son état structural et analytique (atomes ségrégés, précipités) ; elle va se traduire par la création d'un sillon intergranulaire qui, si l'attaque est prolongée, peut conduire à un phénomène de corrosion intergranulaire et à un déchaussement des grains ; ce phénomène débute évidemment toujours en surface.

On conçoit donc bien que l'intersection des joints avec une surface donnée, confère à celle-ci, de façon locale, un comportement particulier qui est différent du reste de la surface, au cœur des grains. De nombreuses propriétés d'usage des matériaux impliquant leur surface sont aussi conditionnées par la taille et l'orientation des grains, autrement dit, la texture du matériau.

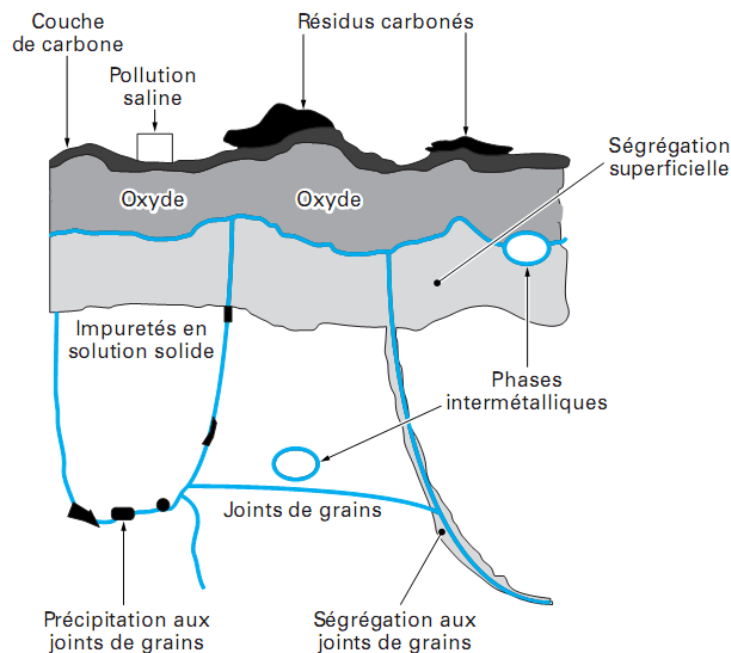


FIGURE 1.12 – Représentation schématique de la surface de l'aluminium[29].

### 1.3.2 Préparations de surface

Les préparations de surface consistent en une succession d'opérations mécanique, chimique, électrochimique ou physique dans le but de modifier l'aspect ou la fonction de la surface des matériaux pour l'adapter à des conditions d'utilisation données [29]. Parmi l'ensemble des techniques, les trois principaux procédés sont décrits ci-après.

Le dégraissage est une opération incontournable dans tout traitement de surface. De sa bonne exécution dépend en effet la réussite du traitement final. En ce qui concerne l'aluminium et ses alliages, deux types de dégraissage sont principalement rencontrés : le dégraissage aux solvants et le dégraissage en milieu aqueux. Les solvants à base d'hydrocarbures (white-spirit, kérosène, ...), les alcools et les cétones, de part leurs inflammabilités, sont rarement utilisés en industrie, où on préfère les solvants chlorés ou chlorofluorés. Quant au dégraissage en milieu aqueux, il utilise des molécules tensioactives pour éliminer le film gras et le maintenir en solution. On distingue alors le dégraissage en milieu alcalin ( $\text{pH} > 11$ , pour une action décapante sur le métal) ou acide (généralement à base d'acide phosphorique ou d'acide sulfurique). D'une façon générale, le choix du dégraissant doit tenir compte de l'alliage traité, de l'état de surface de la pièce à dégraisser et de l'application finale. Au cours de la thèse, cette opération a été effectuée au moyen de dichlorométhane ( $\text{CH}_2\text{Cl}_2$ ) qui permet de dissoudre une large gamme de composés organiques.

Le décapage est la seconde opération généralement effectuée. En effet, bien que certains bains de dégraissage aient également une action décapante sur l'aluminium, il est

fréquemment nécessaire d'enlever une quantité significative de métal, pour éliminer les oxydes superficiels et se rapprocher de la concentration à cœur de l'alliage. On peut alors utiliser des bains de décapage alcalin (en général à base de soude) ou acide (nombreuses combinaisons d'acides possibles).

Enfin la dernière opération repose sur des traitements mécaniques. En industrie, le polissage mécanique est une composante de la finition ou de décoration des pièces métalliques mécaniques par laquelle on s'attache non seulement à respecter les cotes imposées, mais en plus à obtenir un bel aspect, un fini ou un état de surface de haute qualité. En métallographie, le polissage est une étape essentielle pour éliminer les rayures afin d'observer les détails microscopiques, voire nanoscopiques, de la structure. Le polissage joue également un rôle essentiel pour les essais mécaniques : de manière générale (en traction, compression et flexion), le polissage permet de s'affranchir de concentrations de contraintes et, plus particulièrement en compression uniaxiale, il permet de réduire le frottement de l'échantillon sur le tas de compression et d'éviter ainsi le flambage. Par ailleurs, le polissage mécanique est également indispensable pour observer les traces dans les essais de microdureté et peut être utilisé pour enlever la couche superficielle et avoir accès au cœur du matériau, qui n'a pas nécessairement les mêmes propriétés mécaniques et physico-chimiques. Le plus souvent, on cherche à obtenir un poli miroir : aucun défaut, aucune rayure n'est visible au microscope optique et les défauts résiduels ont alors une taille inférieure au micromètre. Selon les applications, on peut parfois se contenter d'un polissage plus grossier. Par ailleurs, si le polissage est d'abord d'ordre mécanique, il peut parfois être complété pour les métaux par un polissage électrolytique (dissolution contrôlée de la couche superficielle). Enfin, dans certains cas et en particulier au cours de ce travail, cette étape de polissage doit être suivie d'un nettoyage afin d'éliminer les résidus opératoires (poussières métalliques ou suspensions de polissage).

### 1.3.3 Surface de l'aluminium et de ses alliages

L'aluminium, au contact de l'atmosphère, se recouvre instantanément d'une couche d'oxyde mince, dont la partie externe est plus ou moins hydratée, suivant les conditions de température et d'humidité relative lors de sa formation [29]. Cette couche, atteignant généralement 1 à 10 nm, joue un rôle important dans le bon comportement du métal vis-à-vis de la tenue à la corrosion, du fait de son renouvellement spontané. Il convient toutefois de nuancer cette vision idéale de la protection du métal par son oxyde car, dans la réalité industrielle, de nombreux facteurs vont modifier la structure d'extrême surface de l'aluminium. Dans la grande majorité des cas, on fait appel à des alliages d'aluminium, dans lesquels sont introduits des éléments d'addition. On retrouvera ces derniers dans la couche d'oxyde naturelle, à des concentrations parfois très différentes de celles à cœur du métal. D'une manière générale, certains éléments, tels le magnésium, vont avoir tendance à renforcer le caractère protecteur de la couche, alors que d'autres, par exemple le cuivre, vont dégrader cette propriété.

De plus, l'aluminium utilisé industriellement est issu de procédés de transformations divers (filage, laminage, usinage, tréfilage, emboutissage...) laissant en surface des résidus,

tels que les lubrifiants, qui vont parfois réagir chimiquement avec le métal. Par ailleurs, l'aluminium peut subir un certain nombre de traitements thermiques qui, outre le renforcement de l'oxyde naturel, vont entraîner la ségrégation de certains éléments vers la surface du métal. C'est en particulier le cas du magnésium. En outre, le conditionnement des demi-produits, leur manutention et leur stockage peuvent être à l'origine de nombreuses contaminations superficielles. Il faut par conséquent se représenter la surface brute du métal non pas en deux mais en trois dimensions (figure 1.12) pour comprendre toute l'importance des préparations de surface (dégraissage, décapage).

### 1.3.4 Couche d'oxyde de l'aluminium : description et morcellement en cours de déformation

Si la caractéristique amorphe de la couche d'oxyde constitue une barrière naturelle qui confère aux alliages d'aluminium des propriétés intéressantes vis-à-vis de la corrosion (notamment pour l'industrie alimentaire), sa présence peut s'avérer problématique dans d'autres situations. En effet, l'oxyde d'aluminium  $Al_2O_3$ , également appelée alumine, est un matériau céramique fragile dont la température de début de fusion est de 1773 °C. On peut ainsi retrouver dans le bain fondu d'aluminium des bouts d'alumine à l'état solide, ce qui peut ensuite constituer des régions de faiblesses dans l'aluminium solidifié.

Au cours du laminage à froid de bandes d'aluminium revêtues initialement d'une couche d'oxyde déposée par oxydation anodique, des micro-fissures se forment perpendiculairement à la direction de laminage (figure 1.13). Le *et al.* [30] ont notamment montré l'accroissement de l'espacement des micro-fissures avec l'épaisseur de la couche d'oxyde et que l'aluminium en sous-surface est extrudé au travers de ces micro-fissures et entre en contact avec le laminoir lorsque la réduction est supérieure à 13% (figure 1.14).

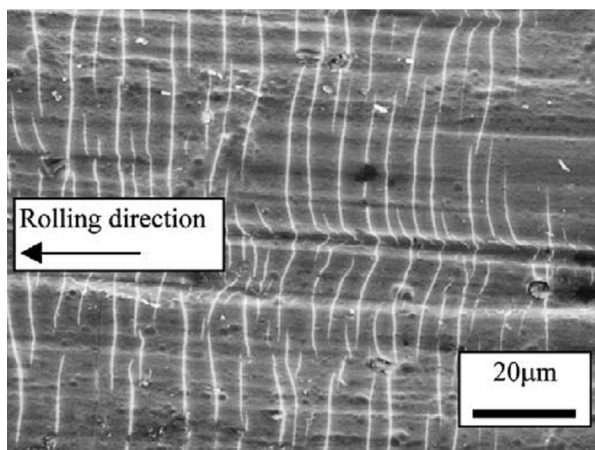


FIGURE 1.13 – Micrographie présentant les micro-fissures apparaissant sur la surface des bandes laminées à froid (ici pour une réduction de 30%) [30].

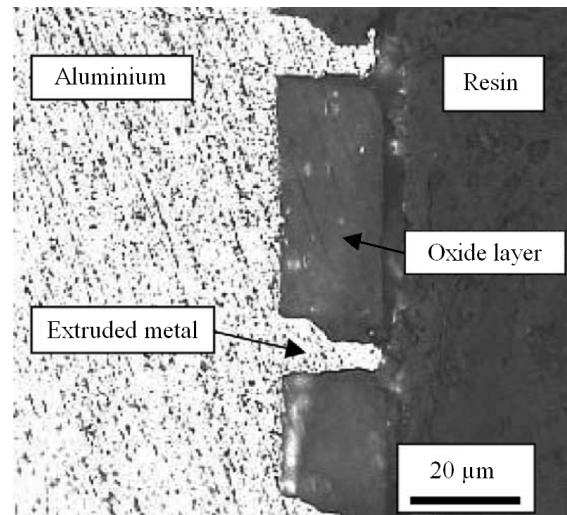


FIGURE 1.14 – Coupe micrographique présentant l'extrusion de l'aluminium au travers des micro-fissures de la couche d'oxyde au cours du laminage [30].

Frolich *et al.* [31] ont mis en place une analyse micrographique (MEB) et par éléments finis du comportement de la couche d'oxyde de l'aluminium et de l'acier en laminage à chaud. Toutefois, ceux-ci sont arrivés à la conclusion que la multiplicité et le complexité des phénomènes à prendre en compte nécessite de la construction d'approches numériques plus sophistiquées.

Fishkis et Lin [32] ont également observé qu'outre une couche de surface continue composée d'oxydes métalliques ( $\text{Al}_2\text{O}_3$  amorphe et  $\text{MgO}$ ), les alliages Al-Mg laminés à chaud possèdent également une couche de sous-surface de structure et de propriétés différentes du métal de base (figure 1.15). En augmentant le nombre de passes de laminage, l'épaisseur de la sous-couche diminue (5 à 8  $\mu\text{m}$  après une passe contre 1,5 à 2  $\mu\text{m}$  après six passes) ainsi que le nombre d'oxydes cristallins présents dans cette sous-couche ( $\text{Al}_2\text{O}_3$  amorphe,  $\text{MgO}$ ,  $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$  et  $\text{MgAl}_2\text{O}_4$  après une passe contre uniquement  $\text{MgO}$  après 6 passes). Les observations MEB de la couche continue d'oxyde de surface indiquent une décroissance de son épaisseur de 100-160 nm après deux passes à 25-80 nm après 4 passes. L'amincissement de cette couche avec le nombre de passes s'explique par l'expansion de cette couche et une diminution de la température de surface. En effet, au cours de formage, l'épaisse couche initiale se morcelle et est distribuée sur une plus grande surface. L'apparition de surface fraîche conduit à la formation de nouveaux oxydes, or la vitesse d'oxydation est liée à la température de la tôle qui diminue au fur et à mesure des passes, si bien que la couche d'oxyde de surface s'affine avec le nombre de passes.

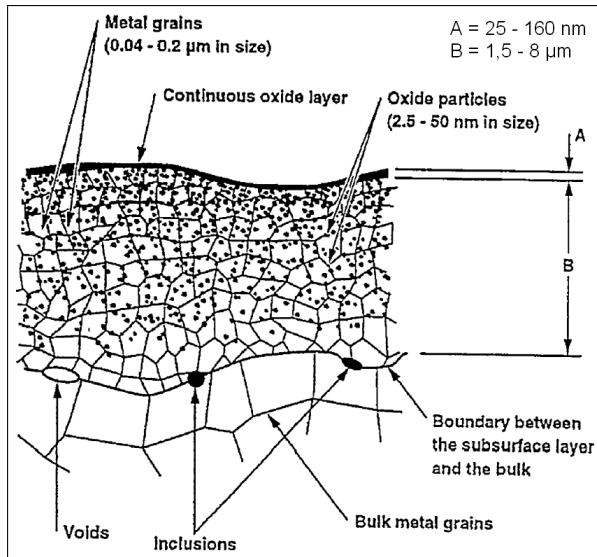


FIGURE 1.15 – Représentation schématique de la couche continue d'oxyde et de la couche de sous-surface d'un Al-Mg [32]

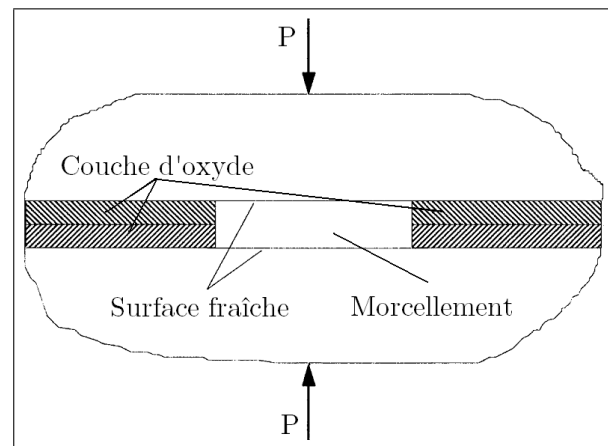


FIGURE 1.16 – Schéma illustrant le morcellement de la couche d'oxyde sous l'action d'un effort de pression  $P$  conduisant à l'apparition de surface fraîche à l'interface de soudage.

Enfin, le troisième domaine d'application où la couche d'oxyde pose problème concerne le soudage de l'aluminium. En effet, la couche d'oxyde étant amorphe, il est nécessaire de passer outre cette couche pour pouvoir former des liaisons métalliques. Dans ce but, les procédés de soudage de l'aluminium doivent donc pouvoir décaper la couche d'oxyde. On



peut par exemple utiliser un flux électronique complété par un gaz de protection (procédés classiques de type TIG, MIG/MAG, etc.) ou un effet thermo-mécanique (procédés de soudage en phase solide de type FSW, soudage par pression, etc.).

Ainsi, pour Kolmogorov *et al.* [33], les principaux facteurs influant la solidité des jonctions métalliques créées par un procédé de soudage en phase solide sont la composition chimique des métaux, la température, la pression, la déformation subie localement à l'interface de soudage, l'épaisseur de la couche d'oxyde et son morcellement conduisant à la création de surfaces fraîches (figure 1.16). Enfin, la figure 1.17 illustre le processus de soudage par pression :

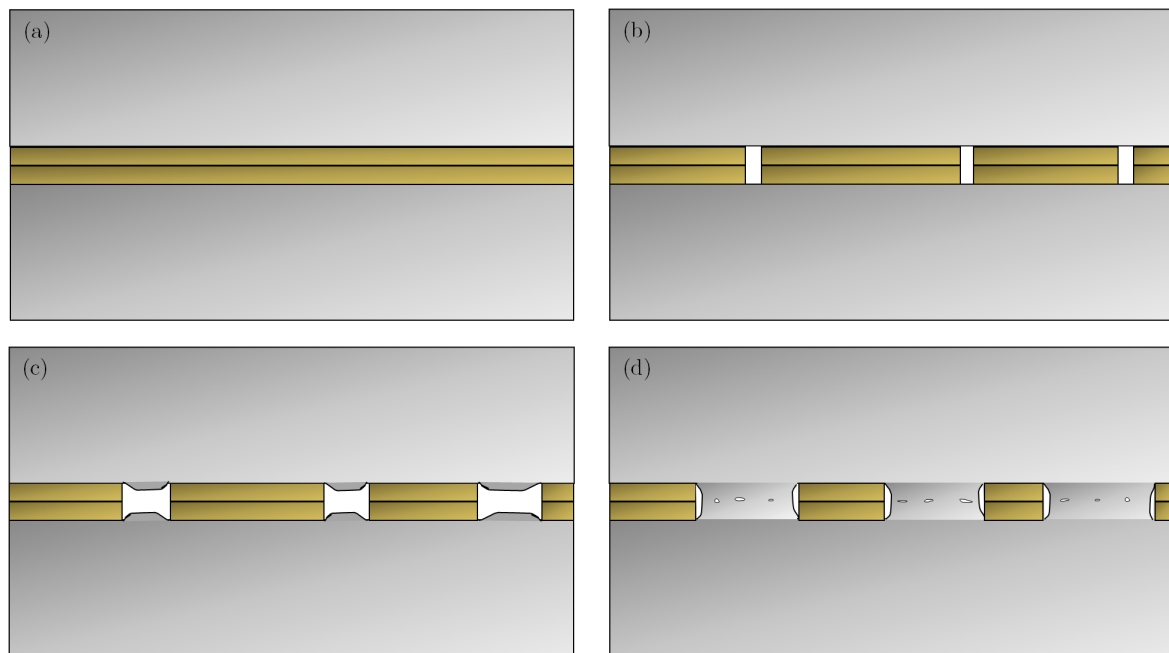


FIGURE 1.17 – Schéma de principe du mécanisme de jonction en soudage par pression

- (a) : après une étape de préparation des surfaces, les deux parties à souder sont mises en contact (métal de base en gris et couche d'oxyde en jaune).
- (b) : sous l'action de l'effort de pression vertical, le métal de base et la couche d'oxyde à l'interface se déforment plastiquement. Or, la couche d'oxyde est essentiellement composée d'alumine qui est un matériau céramique et est donc fragile : l'accumulation de la déformation plastique conduit au morcellement de l'oxyde. Des microfissures se forment et laissent apparaître de la surface fraîche, c'est-à-dire de l'aluminium non oxydé.
- (c) : l'augmentation de la pression isole peu à peu les îlots d'oxyde entre lesquels s'extrude le métal de base (voir également figure 1.14).
- (d) : la haute réactivité de la surface fraîche conduit à la création de jonctions métalliques et assure ainsi le soudage.

## CHAPITRE

### 2

# LE SOUDAGE THERMOMÉCANIQUE EN PHASE SOLIDE

UN SECOND thème fortement étudié en métallurgie est l'assemblage de différents composants afin d'élaborer des systèmes complexes : parmi l'ensemble des techniques, on s'intéresse ici aux procédés de soudage thermomécaniques dont les plus courants sont présentés ci-après.

Les techniques de soudage assurent la continuité des pièces à assembler contrairement au rivetage, sertissage, collage ou boulonnage qui présentent des discontinuités physiques et/ou chimiques. Si le champ d'application du soudage est large puisque verres, céramiques et matières plastiques peuvent être soudés, ce chapitre se limite au cas du soudage des matériaux métalliques. En ce sens, le soudage consiste à réunir de façon permanente deux ou plusieurs éléments, de manière à assurer la continuité entre les parties à assembler, soit par chauffage, soit par pression soit par combinaison de l'un ou de l'autre. Par ailleurs, l'emploi ou non d'un produit d'apport dont la température de fusion est voisine ou non de celle du matériau constituant les éléments à assembler permet de faire le distinguo entre les notions de soudage, de brasage et de soudobrasage.

Il convient de noter l'importance du terme *continuité* qui sous-entend à la fois [34] :

- la continuité provenant des forces de liaisons atomiques (ou moléculaires) ;
- la continuité découlant de la géométrie des parties assemblées ;
- et, à un degré moindre, la continuité résultant des constituants chimiques, physico-chimiques donc des caractéristiques physiques des parties assemblées qui seront par la suite définies par le terme matériau de base.

## 2.1 Notions de soudabilité

Préalablement à la présentation des procédés de soudage, il est utile d'introduire les notions de soudabilité. Ainsi, la définition de la soudabilité proposée par l'ISO (Organisation Internationale de Normalisation) s'énonce en ces termes [34] :

« Un matériau est soudable à un degré donné, par un procédé et pour un type d'application donnés, lorsqu'il se prête, moyennant les précautions correspondant à ce degré, à la réalisation d'une construction entre les éléments de laquelle il est possible d'établir la continuité métallique par la constitution de joints soudés qui, par leurs propriétés locales et les conséquences globales de leur présence, satisfont aux caractéristiques requises et choisies comme bases de jugement. »

Cette définition fait ressortir le caractère subjectif de la notion de soudabilité. En réalité [34], le terme soudabilité peut être considéré selon trois niveaux distincts :

**soudabilité opératoire** : Il s'agit de l'aptitude physique que présente le matériau considéré à assurer la continuité (métallique) par le biais de la solidification ou de la diffusion retenue comme mode d'obtention au travers du procédé mis en œuvre. L'exemple typique d'un problème de soudabilité opératoire est celui généré par la présence d'une couche d'oxyde réfractaire et résistante à la surface de certains métaux et alliages (Aluminium et Magnésium par exemple), qui empêche la diffusion et crée une solution de continuité lors de la solidification.

**soudabilité locale** (dite aussi métallurgique) : Cette notion fait intervenir l'altération des propriétés du matériau au voisinage même de la liaison soudée par suite du cycle thermique, mécanique ou thermomécanique induit par le mode opératoire de soudage mis en œuvre. On peut ainsi introduire les notions de zone fondue (ZF), de zone de liaison (ZL) et de zone affectée thermiquement (ZAT). L'exemple typique d'un problème de soudabilité locale est celui de la trempe martensitique en soudage d'acier trempant, conduisant en ZL et ZAT à la création d'une zone de fragilité excessive sensible à la fissuration.

**soudabilité globale** (dite aussi constructive) : Cette notion prend en compte les modifications du comportement global de la construction soudée qui se trouve affecté par la sensibilité à la fissuration (à froid ou à chaud) et la présence de contraintes résiduelles dans la zone soudée. Dans le cas des aciers non austénitiques, un problème typique de la soudabilité globale porte sur la possibilité de rupture fragile du joint soudé.

## 2.2 Particularités du soudage de l'aluminium

L'aluminium présente des propriétés physiques et chimiques spécifiques qu'il est nécessaire de bien connaître pour l'obtention d'assemblages soudés de bonne qualité. Ainsi, selon Develay [35], la réussite du soudage de l'aluminium repose sur deux conditions. En premier lieu, il est nécessaire de préparer le métal à souder et l'éventuel métal d'apport

au moyen d'un dégraissage (par solvants chlorés tels que le trichloréthylène ou dichlorométhane) complété juste avant soudage par un décapage mécanique (par brossage par exemple) ou éventuellement chimique. En second lieu, le soudage doit être effectué dans une atmosphère exempte d'humidité : éviter le soudage à l'air libre, opérer de préférence dans un local convenablement chauffé ou sinon sous abri.

De plus, certains phénomènes conditionnent la soudabilité des alliages d'aluminium : la sensibilité à la fissuration et les modifications structurales apportées par le cycle thermique du soudage. La fissuration peut se manifester à froid (phénomènes de brûlure pour des alliages avec cuivre) ou à chaud (apparition au cours de la solidification lorsque les effets dus aux retraits se manifestent brutalement dans les zones de faible résistance). Le cycle thermique introduit par certains procédés de soudage a des conséquences sur la microstructure et l'état métallurgique de la zone du métal affectée par le chauffage (ZAT : zone affectée thermiquement) : dans le cas des alliages à traitement thermique soudés à l'état mûri (T4) ou revenu (T6), le cycle de température inhérent au soudage détruit le durcissement structural et abaisse plus ou moins fortement la résistance mécanique du joint soudé selon que l'alliage a une vitesse critique de trempe plus ou moins élevée.

Si de façon générale tous les alliages d'aluminium sont soudables, ils ne se comportent pas tous de manière identique. Ainsi, les alliages à durcissement structural exempts de cuivre (série 6xxx et certains alliages de la série 7xxx) ont un cycle thermique de soudage qui affecte les caractéristiques mécaniques du métal de base qui est généralement à l'état trempé-revenu ; cette perte est définitive pour les alliages de la série 6xxx sauf s'il est possible d'effectuer un nouveau traitement de revenu sur la structure soudée.

## 2.3 Principes du soudage en phase solide

Le soudage en phase solide est la classe de procédés dans lesquels deux surfaces sont jointes sans fusion du métal de base ni utilisation d'un métal d'apport [36, 37]. Suivant les cas, une pression peut également être appliquée. Tel que décrit dans le manuel de l'*American Society for Metals* sur le soudage [37], les mécanismes de soudage en phase solide comportent trois phases :

1. déformation plastique des aspérités des surfaces en contact lors de l'application du chargement initial,
2. dissolution des oxydes et leurs diffusions hors de l'interface en formation,
3. plasticité à évolution temporelle (fluage) et/ou diffusion de composés métalliques dans les cavités d'interface.

De plus, des phénomènes de recristallisation et de croissance de grains peuvent apparaître au niveau de l'interface. Les procédés de soudage en phase solide nécessitent donc toujours une déformation très importante, ce qui limite ces procédés aux métaux ductiles et aux géométries simples. Pour des matériaux mous, la déformation se réalise déjà à température basse tandis que pour des matériaux à limite élastique plus élevée

une augmentation de température qui abaisse la limite d'écoulement est nécessaire. Une température élevée facilite aussi certains mécanismes favorables au soudage complet tels que la diffusion des atomes et la recristallisation.

En revanche, puisque aucune phase liquide n'est présente et que la température reste souvent largement en dessous du point de fusion, les pièces à souder peuvent conserver au moins partiellement leurs microstructures et leurs propriétés mécaniques ne sont donc pas ou peu détériorées. De plus, ces procédés sont applicables à la jonction de matériaux dissemblables, notamment avec des larges différences de point de fusion. Ce dernier point est un avantage considérable par rapport aux procédés passant par une phase liquide. En outre, les microstructures de solidification sont évitées.

Au cours des procédés de soudage en phase solide, les jonctions intermétalliques sont formés grâce à au moins un des trois mécanismes suivants [36] :

- un mouvement relatif des deux pièces à joindre donne lieu au cisaillement des points de contact, produisant des régions non-contaminées qui sous pression forment des joints métalliques entre les pièces. Ce mécanisme intervient dans les procédés de *soudage par friction* et *soudage par ultrason*.
- une déformation coordonnée des deux pièces à joindre produit des régions non-contaminées qui sous pression forment des joints métalliques. Il s'agit du *soudage par pression*, du *soudage par explosion* et du *soudage par impulsion magnétique*.
- la diffusion préférentielle suscitée par une force qui met l'interface sous pression permet de réduire le volume de pores entre les surfaces à joindre. Ceci est utilisé dans le *soudage par diffusion*.

## 2.4 Procédés de soudage à mouvement relatif

### 2.4.1 Soudage par friction et par friction linéaire

Le soudage par friction repose sur l'échauffement produit par le frottement engendré par deux pièces en mouvement relatif. Pour des géométries cylindriques, le mouvement est imposé par une rotation de l'une des deux pièces. Comme illustré sur la figure 2.1, les deux pièces sont ensuite pressées l'une contre l'autre de manière à ce que le mouvement relatif produise de la chaleur par frottement, ce qui facilite également le cisaillement de l'interface. Enfin, la rotation est arrêtée et la pression est augmentée, ce qui produit un joint forgé par déformation coordonnée. Les paramètres caractérisant ce procédé sont la vitesse de rotation et la pression ou le déplacement axial. En outre, la température à l'interface, les propriétés des matériaux à souder, et la présence de couches de contaminations sont des facteurs influençant la qualité du joint. Le couple transmis par le joint en découle en fonction de la géométrie des pièces et leurs propriétés mécaniques. L'ordre de grandeur pour la vitesse de rotation est de 1 à 10 m/s sur la périphérie de cylindre. Les pressions utilisées sont de 20 à 30 MPa pour les alliages d'aluminium et de cuivre, 36 pour le titane, 70 pour les aciers et montant jusqu'à 200 pour les alliages nickel. Ces pressions sont à peu près doublées lors du forgeage à la fin du cycle.

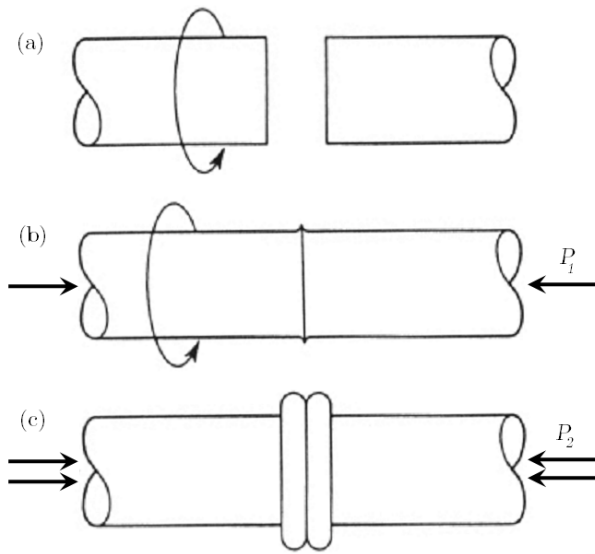


FIGURE 2.1 – Schéma du procédé de soudage par friction : (a) phase d'accostage des pièces, (b) phase de frottement et d'échauffement (c) phase de forge  $P_2 > P_1$  [36].

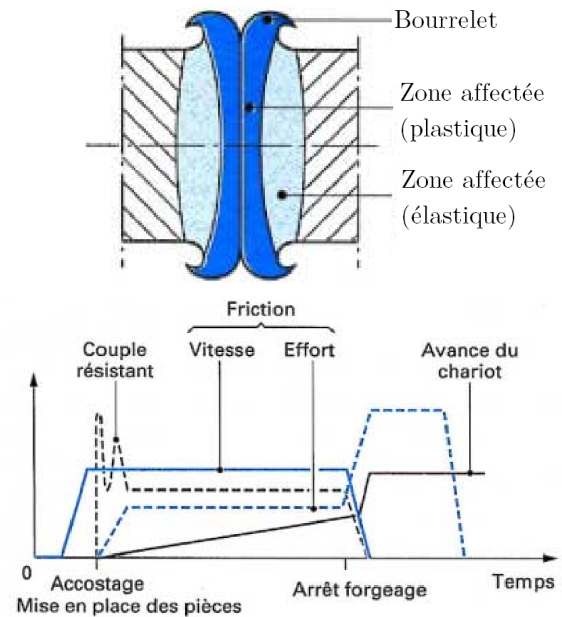


FIGURE 2.2 – Soudage par friction : description du bourrelet de soudage et évolution des paramètres de soudage [38].

Pour des géométries linéaires, le soudage par friction linéaire (*Linear Friction Welding*, LFW) repose sur le même principe : le frottement est obtenu par mouvements linéaires cycliques d'aller-retour, créant un échauffement local à l'interface des deux échantillons.

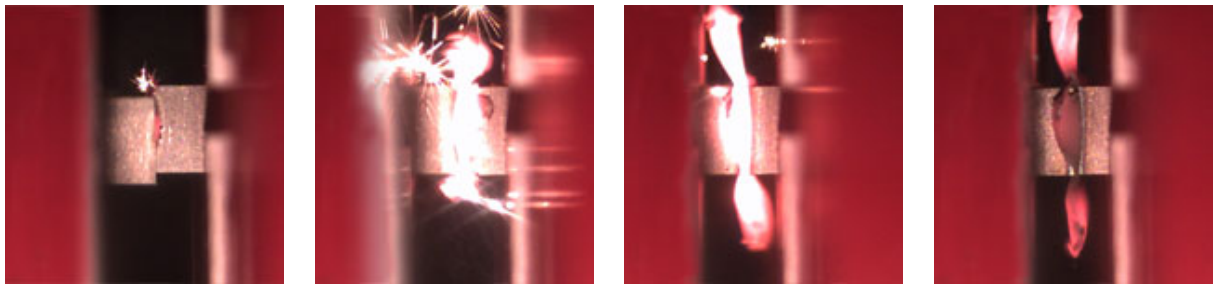


FIGURE 2.3 – Illustration pas-à-pas du soudage par friction linéaire enregistrée par une caméra à 200 images/s [39].

### 2.4.2 Soudage par friction-malaxage (FSW)

Comme le décrit Cazès [40], l'expression soudage par friction-malaxage est la traduction généralement admise en France de *Friction Stir Welding*, ou FSW, nom donné en 1991 dans le brevet déposé par *The Welding Institute* (TWI). On peut également trouver l'expression « soudage thixotropique ». Le principe du FSW est illustré sur la figure 2.4 : un outil rotatif composé d'un pion fileté et d'un épaulement est inséré entre deux plaques mises bout à bout puis se déplace le long de la ligne de jonction. L'outil a un double rôle :

échauffement local des pièces à souder (friction) et mouvement du matériau pour produire le joint (malaxage). L'échauffement induit par le frottement rend le matériau pâteux qui, sous l'action de la rotation et de la translation de l'outil, est malaxée de façon complexe. Cette intense déformation plastique à haute température en dessous du point de fusion conduit à la formation de grains recristallisés fins et équiaxes, de sorte que la soudure possède de bonnes propriétés mécaniques [24, 41, 42, 43, 44].

Appliqué aux alliages d'aluminium (notamment les alliages des séries 2xxx et 7xxx réputés « non soudables » par des méthodes classiques), le FSW permet de produire des assemblages de fortes épaisseurs à performances mécaniques en statique et en fatigue élevées et supérieures à celles obtenues par les méthodes de soudage conventionnelles. Ainsi, plusieurs applications industrielles sont aujourd'hui engagées parmi lesquelles le soudage spectaculaire de réservoirs de fusées.

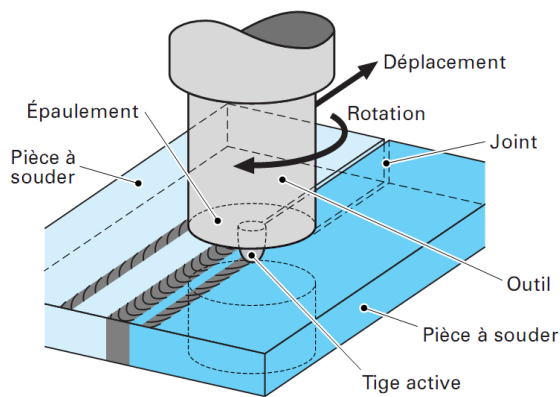


FIGURE 2.4 – Schéma de principe du soudage par friction-malaxage (FSW) [40].

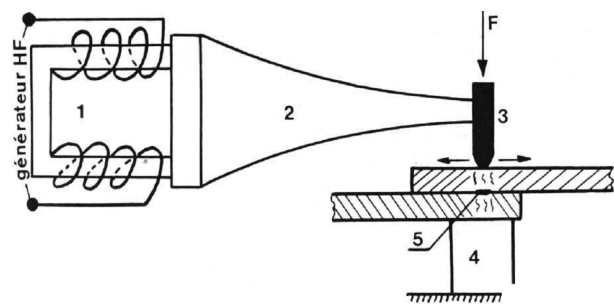


FIGURE 2.5 – Schéma de principe du soudage par ultrasons [36] : (1) transducteur, (2) amplificateur, (3) sonotrode, (4) enclume, (5) point d'impact

### 2.4.3 Soudage par ultrasons

Le soudage par ultrasons utilise la pression et la chaleur produite par les ondes ultrasonores pour assembler des pièces, en principe en moins de 3 s. Des ondes de 15 à 60 kHz sont émises en direction du matériau sous pression à l'aide d'une sonotrode (figure 2.5) et le soudage peut être exécuté avec ou sans apport extérieur de chaleur [45]. Les vibrations mécaniques produites pendant le soudage par ultrasons de l'aluminium ont le grand avantage de disloquer la couche d'oxyde et d'évacuer les scories vers l'extérieur de la saignée ce qui élimine la nécessité d'un nettoyage mécanique et chimique de la pièce. Les dépôts superficiels (fil entouré d'un revêtement, par exemple) et les impuretés se comportent de la même façon. De plus, la friction entre les deux surfaces chauffe les pièces et des mécanismes auxiliaires au soudage comme la diffusion et la recristallisation ont lieu. Le principe sur lequel repose le procédé limite toutefois à 10 g la masse maximum de matériau admissible du côté de la sonotrode. L'épaisseur maximum soudable dépend des propriétés d'auto-amortissement du matériau de la pièce à souder. Une des grandes applications du soudage par ultrasons est donc l'assemblage de fils par contact.

## 2.5 Procédés de soudage à déformation coordonnée

### 2.5.1 Soudage par pression à froid ou à chaud

Après préparation adéquate des surfaces concernées et sous le seul effet d'une pression mécanique suffisante, on provoque l'écoulement plastique des couches superficielles avec rupture des pellicules superficielles d'oxyde et liaison des deux parties à assembler [35]. Ainsi, la méthode de soudage par compression plane utilisée dans le cadre de la thèse repose sur un principe similaire. Il existe plusieurs dispositions pour générer une soudure par pression [36] :

- soudage par extrusion ou étirage : ceci est employé pour joindre des tuyaux ou pour produire des pièces d'adaptations qui peuvent après être utilisées comme transition entre deux tuyaux en matériaux dissemblables ;
- le soudage par point ou par ligne : deux poinçons sont pressés dans un assemblage de tôles, formant un joint en forme de point ou de ligne suivant la nature du poinçon ;
- le soudage par pression bout-à-bout ou par forgeage : deux pièces sont mises en contact et – en cas de soudage par forgeage – sont chauffées par résistance électrique, par induction ou à la flamme. Ensuite, elles sont pressées l'une contre l'autre et ainsi co-déformées au point de contact. Ce procédé est surtout utilisé pour joindre des pièces bout à bout mais aussi dans d'autres configurations. Il est évidemment une alternative au soudage par friction pour des géométries de symétrie cylindrique et même unique pour des géométries sans symétrie de révolution.
- soudage par (co-)laminage : deux ou plusieurs couches sont laminées ensemble et ainsi jointes (cf. paragraphe suivant) ;

Les principaux désavantages du soudage par pression sont la limitation géométrique des pièces soudables, la grande déformation imposée et la limite posée par la ductilité des matériaux à joindre. En outre, pour le soudage à par étirage ou extrusion, la nécessité de disposer de matrices peut être rédhibitoire économiquement pour les petites quantités.

### 2.5.2 Soudage par colaminage

Le principal objectif de ce procédé est de plaquer une fine couche d'un matériau A sur un matériau de base B : l'assemblage obtenu possède des propriétés de surface particulières apportées par le matériau A (par ex. résistance à la corrosion ou tout simplement aspect visuel) tout en préservant à cœur les propriétés générales du matériau B (propriétés mécaniques traditionnelles). Toutefois, le soudage par colaminage est effectué en une unique passe et est donc à distinguer de l'Accumulative Roll Bonding (paragraphe 1.2.2 p. 22) qui repose sur une déformation intense imposée en de multiples passes.

D'après Jamet [46], le plaquage par colaminage, principalement effectué à chaud, permet d'obtenir un métal composite ajoutant les propriétés de deux ou trois alliages différents. Une plaque de fonderie préalablement décapée, d'épaisseur 200 mm par exemple, est recouverte sur une ou deux faces d'une tôle laminée d'un autre alliage d'aluminium, d'épaisseur < 10 à 30 mm par exemple. La propreté des surfaces en contact est assurée par



dégraissage, décapage ou brossage, et la cohésion du paquet est obtenue par rivetage ou même par soudage local. En fait, la déformation importante appliquée pendant le soudage engendre un durcissement par écrouissage dans la région du joint, de sorte que le matériau possède autour du joint et dans le joint de meilleures propriétés mécaniques générales que le métal de base, anéantissant l'effet de la réduction de section dans le joint. En dessous de 50 % de réduction, le joint formé peut ne pas être assez résistant en cisaillement, mais au dessus de ce seuil, le joint est plus fort en cisaillement que le matériau de base au bord du joint en traction, où la rupture intervient. Enfin, en approchant une réduction de 100 %, l'écrouissage ne peut plus compenser toute perte de section et le joint ainsi formé a une tenue mécanique plus faible que le matériau de base.

### 2.5.3 Soudage par explosion et par impact

S'il a généralement le même objectif que le colaminage, le soudage par explosion est toutefois plus coûteux et plus complexe à mettre en place. Cette technique, découverte fortuitement en 1957 lors d'essais de formage par explosion, s'applique principalement aux liaisons difficiles : métaux métallurgiquement très dissemblables (aluminium - acier - cuivre), métaux altérables à chaud (Ti-Ta-Zr) ou pièces ne supportant pas le laminage, soit à cause de leur forme, soit à cause de la fragilité du support [47, 48].

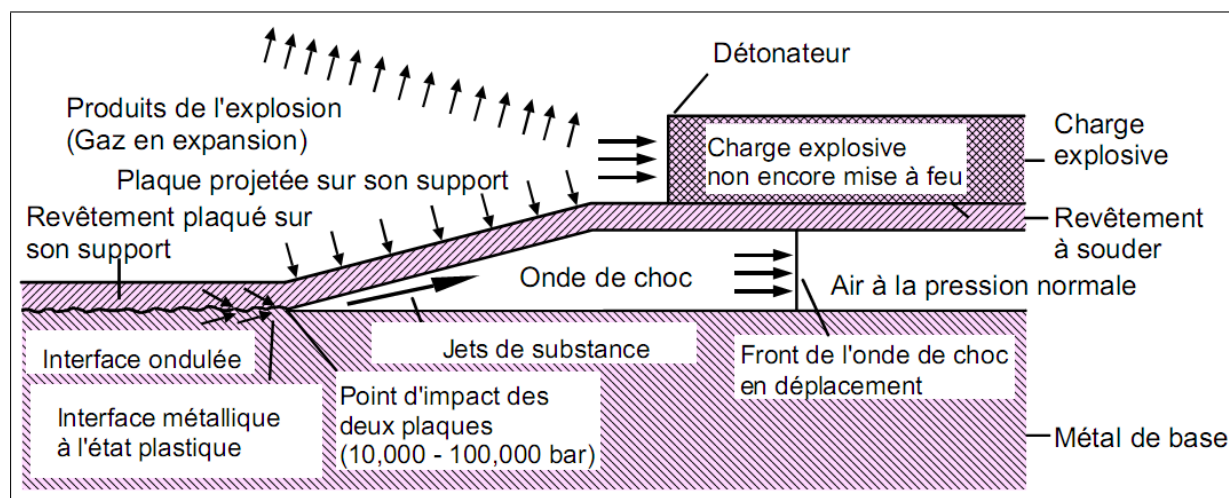


FIGURE 2.6 – Schéma de principe du soudage par explosion [45].

Comme illustré sur la figure 2.6, les métaux à assembler sont superposés et recouverts d'une couche uniforme d'explosif. La combustion rapide induit par la détonation provoque une fusion en coin qui se propage sur toute la surface mêlant intimement les deux métaux. L'onde de choc, qui se propage à une vitesse comprise entre 3 000 et 9 000 m/s et peut créer des pressions de  $6 \cdot 10^6$  N/cm<sup>2</sup>, provoque l'éjection en avant de la zone de contact d'un jet de métal qui nettoie parfaitement les faces à assembler et permet l'établissement de la liaison. Il est néanmoins nécessaire que ces faces aient été préalablement décapées. La qualité de la soudure obtenue fait que la NASA envisage d'utiliser ce procédé pour rapatrier vers la Terre des échantillons non contaminés en provenance de Mars [49, 50].

L'une des particularité du soudage par explosion concerne l'interface de soudage. En effet [45], le déplacement des ondes de choc crée le plus souvent une ondulation du matériau au niveau du plan de jonction, comme on peut l'observer sur la figure 2.7.

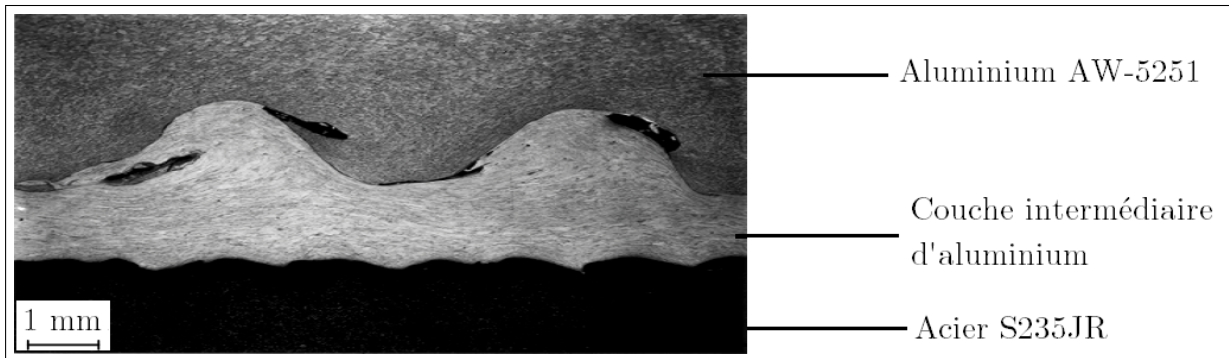


FIGURE 2.7 – Observation macroscopique d'une structure hétérogène assemblée en soudage par explosion : mise en évidence de l'interface de soudage en vague [45].

Mousavi et Hassani [51] ont notamment étudié d'un point de vue numérique et expérimental la formation de cette interface en vague : selon eux, l'origine de cette interface en vague est due aux variations de la distribution du champ de vitesse au point d'impact et aux distorsions périodiques des matériaux. A l'opposé, Grignon *et al.* [50] se sont intéressés aux paramètres permettant d'obtenir une interface de soudage droite entre deux plaques de 6061-T0 : les simulations numériques et les calculs analytiques produits ont confirmé les résultats expérimentaux quant aux difficultés rencontrées pour l'obtention d'une interface droite continue le long de la soudure.

Enfin, le *soudage par impact* est un procédé équivalent au soudage par explosion, si ce n'est que l'onde de choc est produite par un canon de gaz riche (« *gas gun* ») à la place de la charge explosive. Chizari *et al.* [52] ont ainsi montré que la déformation plastique équivalente et la contrainte de cisaillement sont les critères permettant de déterminer la qualité des soudures obtenues par ce procédé : une bonne jonction est obtenue pour une déformation supérieure à 0,7 pour le métal plaqué et à 0,6 pour le métal de base ainsi que pour une contrainte de cisaillement supérieure à un seuil d'environ 400 MPa.

#### 2.5.4 Soudage par impulsion magnétique

Le soudage par impulsion magnétique [53, 54, 55, 56], également appelé soudage électromagnétique à grande vitesse, est une technologie récente et innovante qui s'inspire du soudage par explosion puisque la seule différence entre les deux procédés réside dans la source d'énergie permettant le plaquage de la couche mince sur le métal de base. Le procédé est utilisé pour l'assemblage de produits tubulaires dans une configuration à recouvrement.

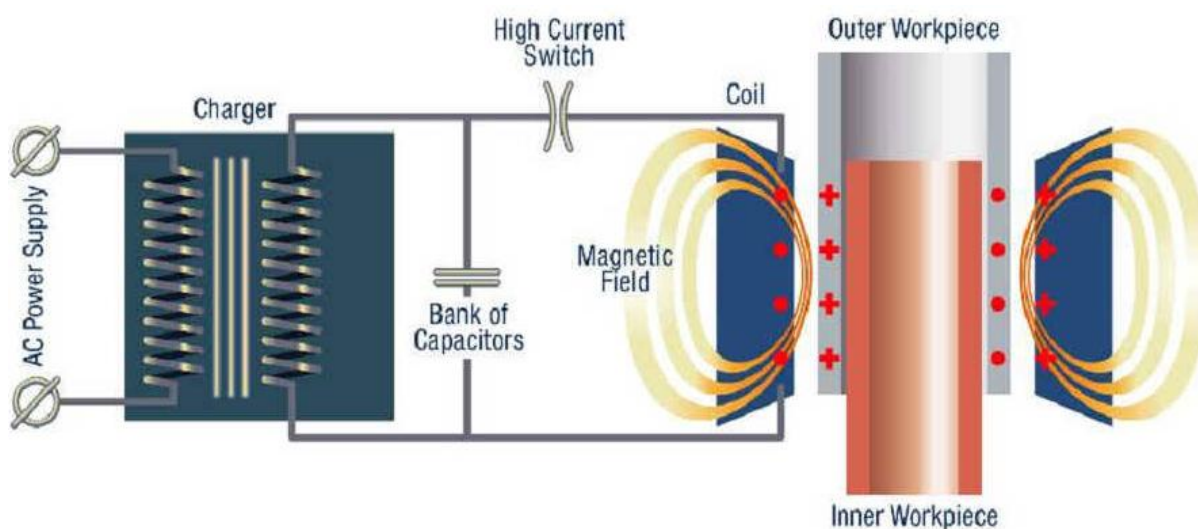


FIGURE 2.8 – Schéma de principe du soudage par impulsion magnétique [54].

Le principe de base est schématisé sur la figure 2.8 : une bobine est placée au-dessus des pièces à souder mais sans être en contact avec celles-ci. Durant le cycle de soudage, une très grande quantité d'énergie électrique est libérée en un laps de temps très court. Le flux élevé d'énergie traverse la bobine et cette décharge de courant induit des courants de Foucault dans la pièce externe qui créent un champ magnétique. La force ainsi créée impose une très grande accélération à la pièce externe en direction de la pièce interne et pousse les atomes des matériaux les uns contre les autres de sorte à obtenir un assemblage métallique.

Ce procédé se basant sur les courants de Foucault, il ne se limite pas aux matériaux ferromagnétiques et l'absence de chaleur durant le cycle de soudage permet d'assembler des matériaux ayant un point de fusion très différent (aluminium, cuivre, acier, titane, nickel, etc.). Enfin, le procédé utilisant la pression et non pas la fusion des matériaux, les problèmes conventionnels de soudage dus au cycle de chaleur et à la perte des propriétés du matériau sont évités (pas de formation de ZAT). De plus, la soudure obtenue par impulsion magnétique est plus résistante que le métal de base le plus faible : lors d'un essai, la rupture se fait en dehors de la zone de la soudure [53].

De même que pour le soudage par explosion, on peut voir sur la figure 2.9 le phénomène de vague apparaissant à l'interface de soudure, la forme des vagues dépend des propriétés des métaux et des paramètres du procédé. Bien qu'une interface en vague permette d'obtenir une bonne jonction, dans le cas de combinaisons hybrides, des phases intermétalliques peuvent éventuellement se développer en crêtes de vague à cause de la haute température apparaissant dans de petites poches où les matériaux subissent d'importants vortex et une fusion locale. Ces zones sont insignifiantes en terme de surface soudée totale, mais elles représentent une distribution régulière de zones faibles pouvant compromettre l'intégrité de la soudure dans certaines conditions.

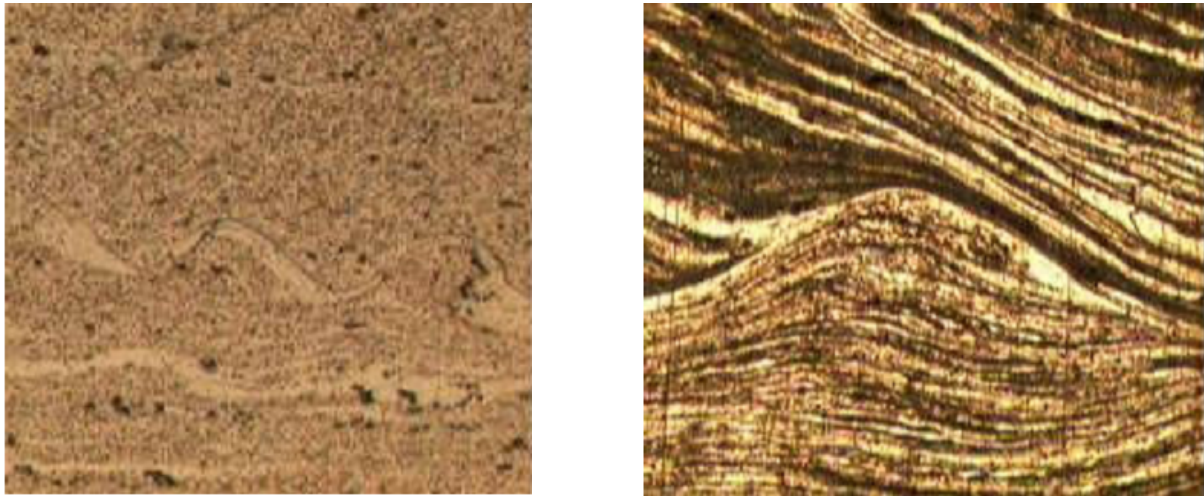


FIGURE 2.9 – Interface de soudage en vague apparaissant en soudage par impulsion magnétique (x200, à gauche Al6082-T6 sur lui-même et à droite Al7075 sur lui-même) [54].

## 2.6 Synthèse des différents procédés de soudage

La figure 2.10 établit un comparatif de diverses méthodes de soudage dans un diagramme triangulaire (Temps ; Température ; Déformation).

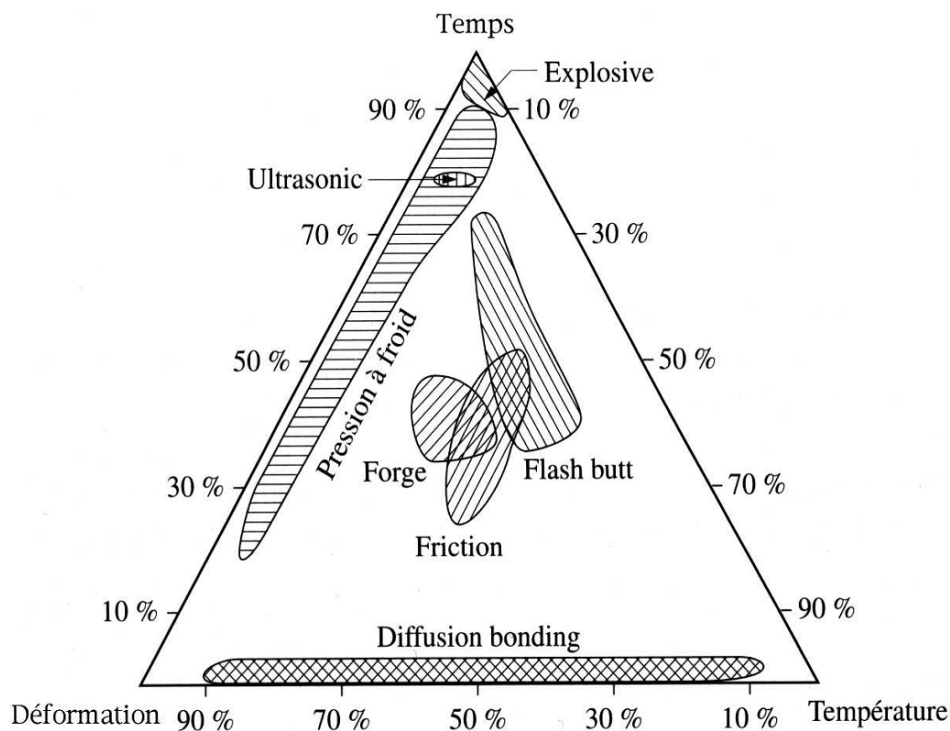


FIGURE 2.10 – Comparatif de diverses méthodes de soudage dans un diagramme triangulaire (Temps ; Température ; Déformation) [57].

Le tableau 2.1 consigne les indices moyens de soudabilité (opérateur, locale, globale) qu'il est possible d'associer aux alliages d'aluminium corroyés à traitement thermique (séries 2xxx, 6xxx et 7xxx), pour quatre procédés de soudage mis en œuvre dans des conditions courantes.

Procédé de soudage	Soudabilité		
	opérateur	locale	globale
MIG	adaptée	moyenne	moyenne
Électrode Enrobée	impossible	impropre	impropre
Faisceau laser	adaptée	moyenne	moyenne
Résistance par point	possible	satisfaisante	satisfaisante
Friction	adaptée	satisfaisante	satisfaisante

TABLEAU 2.1 – Indices moyens de soudabilités opératoire, locale et globale des alliages d'aluminium des séries 2xxx, 6xxx et 7xxx pour quatre procédés de soudage usuels [34].

Quant au tableau 2.2 présenté sur la page suivante, il établit une synthèse des méthodes de soudages usuelles (partie supérieure) ou abordées précédemment (partie inférieure). Ceux-ci sont classés suivant le *type d'énergie* mis en œuvre. On y a décrit l'influence des paramètres physiques, à savoir le rôle de la *température* qu'elle soit imposée (procédé à chaud ou basé sur la fusion du métal de base et/ou d'apport) ou subie (notion de Zone Affectée Thermiquement), la nécessité de l'application d'un effort de *pression* dans le procédé et la nature de l'*environnement extérieur* utilisé au niveau du cordon de soudure (gaz de protection...) ou globalement (vide).

On a ensuite présenté le mode d'élaboration de la soudure en termes de *continuité* métallique (diffusion depuis le solide ou solidification depuis le liquide), de *réalisation* de l'assemblage (de proche en proche ou de façon globale) et de métal d'*apport* (obligatoire, facultatif ou inexistant).

Enfin, la dernière colonne décrit la *morphologie des soudures* qui peuvent être réalisées. On distingue alors les assemblages conduisant à une élaboration de proche en proche d'un cordon de métal solidifié (à l'exception du soudage par friction-malaxage (FSW) pour lequel le cordon demeure à l'état solide au cours de son élaboration) le long d'éléments disposés et orientés de manière quelconque (Cord.), les assemblages obtenus à l'aide de liaisons locales multiples sur des éléments disposés à recouvrement (Rec.) et les assemblages réalisés de façon globale, en bout d'éléments élancés ou non (Bout).

Type d'énergie	Procédé	Paramètres physiques			Mode d'élaboration			Morphologie des soudures
		Temp.	Pression	Env. ext.	Continuité	Réalisation	Apport	
Électrique à l'arc	MAG	Fus.		I+O	Sol.	Pr./Gl.	✓	Cord./Rec.
	MIG	Fus.		I	Sol.	Pr./Gl.	✓	Cord./Rec.
	TIG	Fus.		I	Sol.	Pr./Gl.	(✓)	Cord./Rec.
	Électrode Enrobée	Fus.		R	Sol.	Proche	✓	Cordon
Rayonnement	Faisceau laser	Fus.		I	Sol.	Proche	(✓)	Cord./Rec.
Résistance	Par point	Fus.	✓	H	Sol.+Dif.	Global		Rec.
Chim.+ méca.	Diffusion	C	✓	V	Dif.	Global	(✓)	Rec./Bout
(Thermo-) mécanique	Friction	ZAT	✓	H	Dif.	Global		Bout
	Friction-malaxage	ZAT	✓	H	Dif.	Pr.		Cordon
	Ultrasons		✓	H	Dif.	Pr./Gl.		Rec.
	Pression (froid/chaud)	-/C	✓	H	Dif.	Global		Rec.
	Co-laminage	C	✓	H	Dif.	Global		Rec.
	Explosion			H	Dif.	Pr./Gl.		Rec.
Magnétique	Impulsion magnétique			H	Dif.	Pr./Gl.		Rec.

TABLEAU 2.2 – Classification des procédés de soudage classiques et/ou en phase solide [34].

Lexique des notations utilisées :

**Procédé** MAG : Metal Active Gas, MIG : Metal Inert Gas, TIG : Tungsten Inert Gas, FSW : Friction Stir Welding.

**Temp.** (Température) C : Chauffage avant ou pendant le procédé, Fus. : Fusion, ZAT : Zone Affectée Thermiquement

**Pression** ✓ : nécessité de l'application d'une pression dans le procédé.

**Env. ext.** (Environnement extérieur) H : Hors contact atmosphérique, I : Inerte, O : Oxydant, R : Réducteur, V : Vide.

**Continuité** Dif. : Diffusion depuis le solide, Sol. : Solidification depuis le liquide.

**Réalisation** Gl : Global, Pr : de Proche en proche.

**Apport** ✓ : métal d'apport obligatoire, (✓) : métal d'apport facultatif

**Morphologie des soudures** Bout : liaison globale en Bout, Cord. : liaison par Cordon, Rec. : liaisons ponctuelles par Recouvrement.

# CONCLUSIONS SUR L'ÉTUDE BIBLIOGRAPHIQUE

AU COURS DE cette première partie, nous avons présenté les lois classiques décrivant le comportement en mise en forme à froid des métaux ainsi que les procédés SPD permettant l'amélioration des propriétés mécaniques des métaux par raffinement de la taille des grains. Nous avons également décrit les enjeux liés à la connaissance de la surface de l'aluminium. En effet, d'un point de vue géométrique, le soudage consiste à établir la continuité des surfaces en contact en les transformant en un joint soudé. Dès lors, étant donné que la structure d'extrême surface de la couche d'oxyde peut être fortement modifiée par rapport au matériau à cœur, la maîtrise de l'état de surface pré-opérateur constitue un élément essentiel quant à la réussite potentielle du soudage.

Parmi l'ensemble des procédés de soudage existants, cette partie nous a également permis de présenter les procédés en phase solide les plus courants. Le tableau de synthèse présenté sur la page précédente établit ainsi un comparatif entre ces derniers et les procédés de soudage traditionnels. En particulier, la majorité d'entre eux fait intervenir la température, de manière directe (procédés à chaud ou reposant sur la fusion des matériaux et/ou du métal d'apport) ou indirecte (formation d'une Zone Affectée Thermiquement). A l'opposé, les procédés pour lesquels l'aspect thermique est mineur n'autorisent que la création de soudures par recouvrement et nécessitent généralement un important apport énergétique (soudage par explosion, par impulsion magnétique, etc.).

Ceci permet alors de mettre en évidence l'intérêt potentiel des deux procédés de soudage présentés au cours de ce travail : le soudage par compression plane (partie III) et le soudage par compression et torsion alternée (partie IV).

# Deuxième partie

## Méthodes expérimentales



∴

L'OBJECTIF de cette partie est de présenter les moyens expérimentaux mis en œuvre et les méthodes expérimentales développées au cours de ce travail. Le but principal de cette approche expérimentale est d'étudier le comportement des métaux au cours des procédés de mise en forme, plus précisément au moyen de deux méthodes expérimentales :

- l'*essai de compression plane* présenté au chapitre 4 repose sur la déformation d'un échantillon parallélépipédique dans un couloir de compression et permet ainsi d'imposer la condition de déformation plane sur l'ensemble de l'échantillon : cet essai, qui reste peu employé car difficile à maîtriser [58], permet ainsi de simuler le laminage en imposant une importante déformation à l'échantillon.
- l'*essai de compression et de torsion alternée* présenté au chapitre 5 repose sur la compression combiné de la torsion d'éprouvettes de torsion tubulaires à section circulaire. En particulier, la connaissance de champs de déformation nécessite l'introduction de la notion de longueur équivalente qui se substitue à la longueur de la section utile de l'éprouvette puisque celle-ci n'est pas la seule à se déformer (en particulier en élasticité).

À partir de ces deux méthodes expérimentales, les essais de soudabilité de l'aluminium à froid, dont les résultats seront présentés dans les parties III p. 82 et IV p. 116, ont alors été réalisés au moyen d'un assemblage de deux demi-éprouvettes sectionnées dans le but de soumettre l'interface créée à une sollicitation à la fois sphérique (pression) et déviatorique (cisaillement).

∴

## CHAPITRE

### 3

# MATÉRIAUX CONSIDÉRÉS ET TECHNIQUES D'ANALYSE MICROSTRUCTURALES

CE CHAPITRE a pour but d'introduire les matériaux utilisés au cours de ce travail ainsi que les méthodes d'observation microscopique qui seront par la suite utilisées pour analyser les échantillons et plus particulièrement les zones soudées créées lors de ces essais.

### 3.1 Matériaux considérés

Tous les éléments d'alliage jouent, par leur nature et leur teneur, sur plusieurs propriétés de l'alliage : caractéristiques mécaniques (limite élastique et à rupture, allongement à rupture, etc.), masse volumique, conductivités électrique et thermique, résistance à la corrosion, aptitude au soudage, usinabilité ou encore aptitude à la déformation. Les alliages de la série 6xxx, dont les principaux éléments d'alliage sont le magnésium Mg et le silicium Si, possèdent une grande importance industrielle. Ils ont une très bonne aptitude à la déformation (filage, matricage principalement) et à la mise en forme à froid à l'état recuit. Leurs caractéristiques mécaniques sont moyennes et sont inférieures à celles des alliages 2xxx et 7xxx, mais ces caractéristiques peuvent être augmentées par addition de silicium qui donnera le précipité durcissant  $Mg_2Si$ . Le magnésium est le principal agent d'amélioration des caractéristiques mécaniques des alliages d'aluminium et le silicium a pour principale caractéristique d'améliorer la coulabilité du métal et, par conséquent, de limiter les risques de criques. Ils ont une excellente résistance à la corrosion notamment atmosphérique et se soudent très bien (soudure à l'arc ou brasage).

Dans le cadre des essais réalisés au cours de la thèse, nous avons utilisé l'alliage d'aluminium 6082 (désignations conventionnelles EN AW-6082 ou ISO Al Si1MgMn). Cet alliage est couramment utilisé en industrie et son utilisation usuelle concerne les parties de structures sollicitées, les ponts, les grues, les raccords de toiture, etc. Celui-ci peut être fourni sous forme de tôles, de plaque ou de billes extrudées. La composition chimique (en pourcentage massique) de l'alliage 6082 est donnée dans le tableau 3.1 et le tableau 3.2 décrit les caractéristiques mécaniques et physiques théoriques de l'alliage 6082 pour quatre traitements thermiques usuels, à savoir les états O (recuit), T4 (mis en solution, trempé, mûri), T5 (refroidi après façonnage à haute température et vieilli artificiellement) et T6 (mis en solution, trempé, revenu).

Si	Mg	Mn	Fe	Cr	Zn	Ti	Cu	Autres	Al
0,7-1,3	0,6-1,2	0,4-1,0	≤ 0,5	≤ 0,25	≤ 0,2	≤ 0,1	≤ 0,1	≤ 0,05	reste

TABLEAU 3.1 – Composition en pourcentage massique de l'alliage 6082 [59].

Caractéristique mécanique ou physique	Symbole usuel	Traitement thermique				Unité (S.I.)
		O	T4	T5	T6	
Module d'élasticité	$E$	70				GPa
Coefficient de Poisson	$\nu$	0,33				-
Limite d'élasticité en traction	$R_{p0,2\%}$	60	170	250	260	MPa
Résistance mécanique en traction	$R_m$	130	260	290	310	MPa
Allongement à rupture	$A\%$	27%	19%	11%	11%	-
Masse volumique	$\rho$	2710				kg/m <sup>3</sup>
Intervalle de fusion	$T_{sol} - T_{liq}$	575-650				°C
Coeff. de dilatation linéique	$\alpha$	23,1				µm/m/K
Capacité thermique massique	$c_p$	894				J/kg/K
Conductivité thermique à 20 °C	$\lambda_T$	216	167	-	172	W/m/K

TABLEAU 3.2 – Caractéristiques mécaniques et physiques de l'alliage 6082 [59].

Si le domaine de la mise en forme à froid se situe en théorie pour une température inférieure à  $0,3 T_f \approx -20$  °C, on considérera malgré tout qu'à température ambiante (20 °C, soit environ  $0,35 T_f$ ), le matériau obéira aux lois de comportement de la mise en forme à froid (section 1.1 p. 17).

Pour rappel, on définit généralement la contrainte équivalente de von Mises  $\bar{\sigma}_{VM}$  comme étant confondue en traction monotone avec la contrainte vraie. Concernant la déformation équivalente de von Mises  $\bar{\varepsilon}_{VM}$ , on suppose également que la transformation est isovolume (soit  $\text{tr}(\underline{\varepsilon}) = 0$ ), ce qui conduit à une égalité avec la déformation vraie :

$$\bar{\sigma}_{VM} = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + (\sigma_{33} - \sigma_{11})^2 + (\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + 6(\sigma_{12}^2 + \sigma_{23}^2 + \sigma_{13}^2)} \quad (3.1)$$

$$\bar{\varepsilon}_{VM} = \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{(\varepsilon_{11} - \varepsilon_{22})^2 + (\varepsilon_{33} - \varepsilon_{11})^2 + (\varepsilon_{22} - \varepsilon_{33})^2 + 6(\varepsilon_{12}^2 + \varepsilon_{23}^2 + \varepsilon_{13}^2)} \quad (3.2)$$

En pratique, nos éprouvettes proviennent de deux billettes extrudées qui ont été utilisées lors d'une ancienne étude. En particulier, les traitements thermiques imposés initialement étaient non précisés et les billettes ont subi un vieillissement de longue durée non contrôlé à température ambiante non stabilisée, ce qui a conduit à une perte partielle et aléatoire des propriétés mécaniques.

Ainsi, afin de caractériser de façon précise le comportement de ces deux matériaux potentiellement différents, des essais de traction ont été réalisés à température ambiante sur une machine Instron à partir d'éprouvettes normalisées de section droite  $S_0 = 4 \times 4 \text{ mm}^2$  et de longueur utile  $L_0 = 40 \text{ mm}$ . L'axe de sollicitation des éprouvettes correspond à la direction d'extrusion. Ces essais ont été réalisés à une vitesse de déplacement de traverse constante de  $0,01 \text{ mm/s}$ . L'allongement  $\Delta l$ , et donc la déformation, est mesuré grâce à un extensomètre de  $25 \text{ mm}$  longueur initiale, sa sensibilité de mesure étant de  $0,006 \text{ mm}$ . Pour chacun des deux matériaux, nous avons réalisé deux essais dont les résultats sont présentés sur la figure 3.1 représentant la contrainte vraie  $\sigma_v = F/S = (F/S_0) \cdot (1 + \Delta l/L_0)$  en fonction de la déformation vraie  $\varepsilon_v = \ln(1 + \Delta l/L_0)$ .

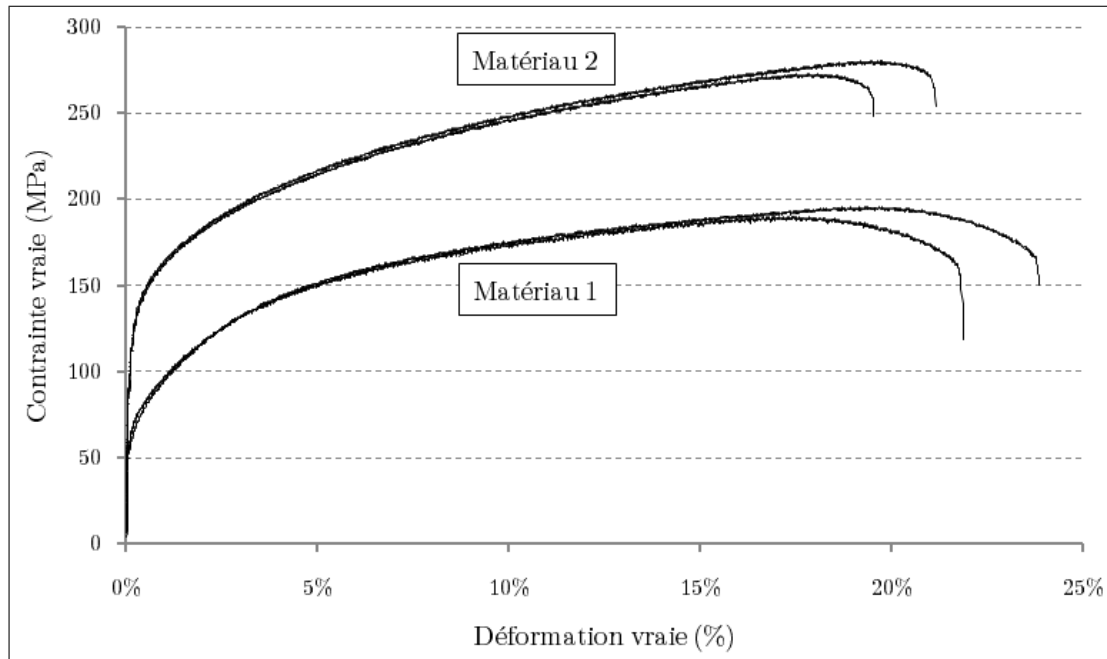
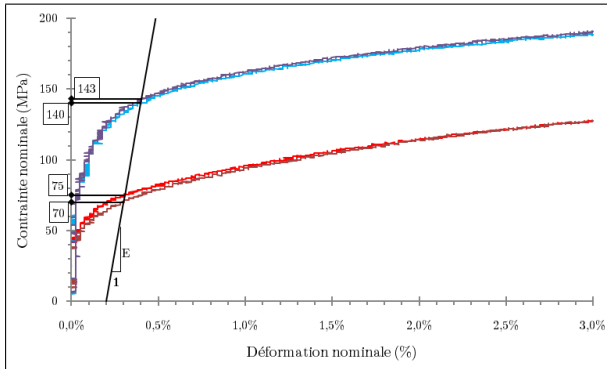
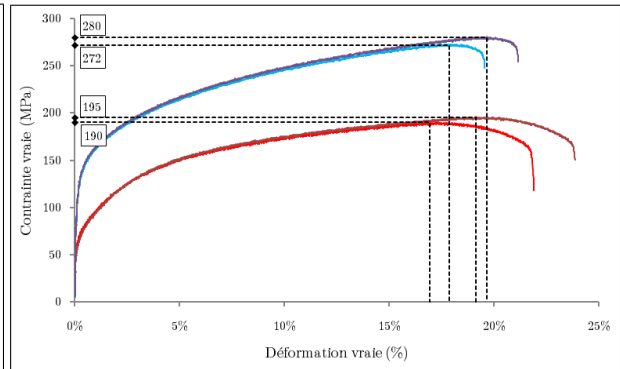


FIGURE 3.1 – Rhéologie en traction normalisée des deux matériaux utilisés dans la thèse.

Par ailleurs, les résultats de ces essais de traction permettent de mesurer la limite d'élasticité conventionnelle en traction  $R_{p0,2\%}$  (figure 3.2), la résistance mécanique conventionnelle en traction  $R_m$  (figure 3.3) et l'allongement à rupture  $A\%$ . Par ailleurs, ces résultats permettent d'identifier une loi d'écrouissage de type Hollomon ( $\sigma = \sigma_1 \bar{\varepsilon}^n$ ) afin de déterminer la loi d'écoulement plastique du matériau où  $n$  est le coefficient d'écrouissage. Toutes ces valeurs sont résumées dans le tableau 3.3. Les échantillons de compression


 FIGURE 3.2 – Mesure de la limite d'élasticité conventionnelle en traction  $R_{p0,2\%}$ 

 FIGURE 3.3 – Mesure de la résistance mécanique conventionnelle en traction  $R_m$ 

		Matériau 1			Matériau 2		
		Traction 1	Traction 2	Moyenne	Traction 1	Traction 2	Moyenne
$R_{p0,2\%}$	MPa	70	75	72,5	141	143	142
$R_m$	MPa	190	195	192,5	272	280	276
$A\%$	%	21,7%	23,6%	22,7%	19,1%	20,8%	20,0%
$n$	-	0,239	0,253	0,246	0,180	0,179	0,180
$\sigma_1$	MPa	300	314	307	371	373	372

 TABLEAU 3.3 – Comportement en traction des deux matériaux utilisés : propriétés mécaniques classiques ( $R_{p0,2\%}$ ,  $R_m$  et  $A\%$ ) et loi d'érouissage associée ( $\sigma_0 = \sigma_1 \bar{\varepsilon}^n$ ).

plane ont été extraits du matériau 1 car celui-ci présente une plus grande aptitude à la déformation plastique (ductilité). Quant aux éprouvettes de compression-torsion, nous avons utilisé le matériau 2 car il présente une plus haute limite d'élasticité, ce qui permet ainsi d'imposer une sollicitation élastique plus importante sans pour autant entrer dans le domaine plastique.

## 3.2 Techniques de caractérisation microstructurale

Dans cette section, nous allons présenter les techniques de caractérisation microstructurale qui ont été utilisés au cours de ce travail pour observer les soudures obtenues.

### 3.2.1 Microscopie optique

Les observations en microscopie optique permettent en particulier d'étudier la morphologie ainsi que la taille de la structure cristalline. Les échantillons, enrobés à froid dans une résine époxy, sont polis mécaniquement jusqu'à une granulométrie de 1/4 de micron puis subissent une oxydation anodique dans une solution eau (96,5%) - acide fluoroborique  $\text{HBF}_4$  (3,5%) pendant 180 s sous une tension de 20 V. Cette dernière étape permet de former une couche épitaxiale qui, lorsqu'elle est observée en lumière polarisée, révèle les orientations cristallographiques des grains suivant différentes colorations.

### 3.2.2 Microscopie Électronique à Balayage à haute résolution (MEB-FEG)

La microscopie optique permet des grossissements de 10 à 1 500 fois, mais la profondeur de champ est très faible. Deux autres techniques d'observation microscopique – toutes deux liées au faisceau d'électron – permettent de procéder à des observations à plus haute résolution. La Microscopie Électronique à Balayage (MEB ou SEM pour *Scanning Electron Microscopy* en anglais) permet un grossissement de 20 à 200 000 fois, l'observation de surface étant réalisée avec une bonne profondeur de champ. La Microscopie Électronique en Transmission (MET ou TEM pour *Transmission Electron Microscopy* en anglais) est plutôt retenue pour l'analyse structurale en profondeur et admet un grossissement compris entre 1 000 et 200 000 fois. Toutefois, le principe de cette dernière technique repose sur la transmission d'un faisceau d'électrons à travers un échantillon très mince. Or, les observations réalisées dans le cadre de la thèse concernent des échantillons soudés de façon non homogène, si bien que cette technique d'observation apparaît mal adaptée et nous avons donc adopté le MEB-FEG complété par l'EBSD plutôt que le MET.

De plus, les microscopes électroniques à balayage disponibles à l'École des Mines (Jeol JSM 6500F et Zeiss Supra VP55) sont composés de plusieurs dispositifs complémentaires qui permettent d'extraire d'avantage d'informations sur les échantillons observés :

- une source à émission de champ (FEG pour *Field Emission Gun*) qui permet, par rapport aux sources thermoélectroniques classiques, d'améliorer considérablement la résolution de l'observation ;
- une micro-analyse X à sélection d'énergie (EDS ou EDX pour *Energy Dispersive X-ray Spectrometry*) qui permet de déterminer les éléments constitutifs de la zone observée sur l'échantillon ;
- une imagerie en diffraction d'électrons rétrodiffusés (EBSD).

### 3.2.3 Imagerie en diffraction d'électrons rétrodiffusés (EBSD)

L'imagerie en diffraction d'électrons rétrodiffusés (ou EBSD pour *Electron BackScatter Diffraction*) est une technique utilisée à partir d'un MEB-FEG qui permet d'obtenir des informations à la fois microstructurales et cristallographiques (orientations cristallines et texture des échantillons observés), ces informations étant nettement affinées par rapport au MEB ou au MET. Cette méthode consiste à envoyer un faisceau incident d'électrons à la surface d'un échantillon fortement incliné. Certains électrons sont alors rétrodiffusés dans une proportion qui dépend de l'inclinaison de l'échantillon. La condition optimale pour l'EBSD est une inclinaison du faisceau incident de  $70^\circ$  par rapport à la normale au plan de l'échantillon (figure 3.4). Chaque famille de plans atomiques en conditions de Bragg ( $2d_{hkl} \sin \theta = n\lambda$ ) produit alors un cône de diffraction très ouvert dont les intersections avec un plan sont quasi rectilignes et appelées lignes de Kikuchi. On obtient ainsi plusieurs bandes correspondant chacune à une famille de plans et constituant le diagramme de diffraction EBSD, recueilli par un écran phosphore (figure 3.5).

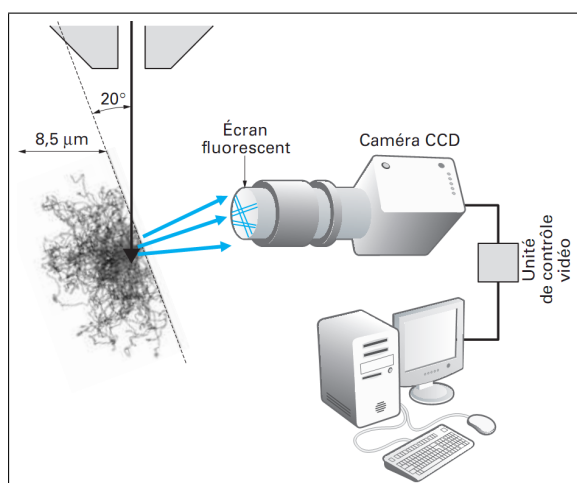


FIGURE 3.4 – Schéma de principe d'un système EBSD [60].

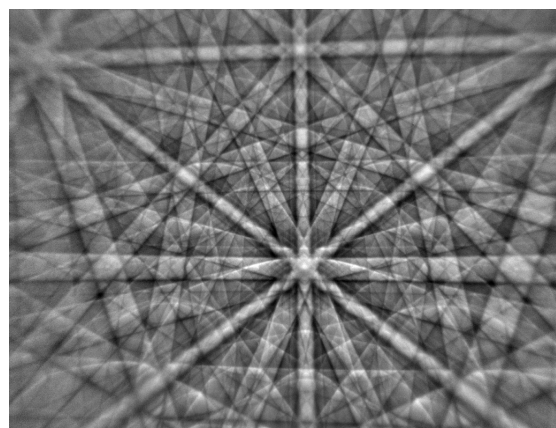


FIGURE 3.5 – Bandes de Kikuchi apparaissant dans un diagramme de diffraction EBSD.

La technique est relativement ancienne (utilisée dès les années 70) mais elle connaît depuis les années 90 un regain d'intérêt avec le développement de logiciels permettant l'indexation automatique et rapide (0,1 à 0,2 s par pixel) des diagrammes de diffraction, soit 18 000 à 36 000 points par heure. L'image obtenue est alors renvoyé vers un ordinateur via une caméra CCD puis traitée par un logiciel d'acquisition de données (*Flamenco* de *HKL Technologies*) qui détecte puis indexe les bandes de Kikuchi afin d'obtenir l'orientation cristallographique du point analysé. Par cette technique et l'utilisation d'un MEB-FEG, la précision angulaire au niveau de l'orientation cristallographique est de  $1^\circ$  et la résolution spatiale de 200 nm. De plus, il est possible de piloter le balayage du faisceau incident et ainsi d'obtenir une carte des orientations pour une région prédéfinie de l'échantillon. À partir de cette carte des orientations locales, le logiciel *Channel 5* permet d'obtenir les cartes des désorientations et ainsi de déterminer la présence de joints et de sous-joints de grains (généralement définis pour une désorientation respectivement supérieure à  $15^\circ$  et comprise entre  $3^\circ$  et  $15^\circ$ ).

## CHAPITRE

### 4

# ESSAI DE COMPRESSION PLANE

CE CHAPITRE a pour objectif de présenter l'essai de compression plane au travers de la description du dispositif utilisé et de l'introduction de l'état de contrainte et de déformation ainsi que la mesure de ces champs en cours d'essai. Par ailleurs, un aspect essentiel de cet essai sera examiné : il concerne la maîtrise des frottements à la fois en cours d'essai et pour le dépouillement des données afin de déterminer les contraintes et déformations réellement imposées à l'échantillon.

## 4.1 Dispositif de compression plane

Le dispositif de compression plane (ou Channel-Die) a notamment été développé par Claire Maurice pour ses travaux de thèse [61] et a pour but de simuler les conditions industrielles du laminage à chaud. En effet, au cours du laminage, l'allongement suivant la largeur (ou direction transverse, DT) est infime vis-à-vis du changement d'épaisseur (ou direction normale, DN) et de l'allongement suivant la direction de laminage (DL). L'essai de compression plane bi-encastrée consiste alors à compresser les échantillons dans un couloir afin d'empêcher l'allongement suivant une direction qui correspond à la direction transverse du laminage (figure 4.1). Les conditions limites de l'essai étant bien définies, ce dispositif est également adapté à l'étude des mono- ou bicristaux : système de glissement [62], écrouissage et évolution de microstructures [63, 64, 65, 66].

Le couloir en acier mesure 7 mm de large pour 100 mm de long et 40 mm de haut [68]. Un poinçon de 6,95 mm de large est mû par un vérin vertical et comprime l'échantillon placé au centre du couloir. La configuration de l'essai impose que l'échantillon soit parallépipédique et sa largeur est définie par celle du couloir (7 mm). En pratique, les deux



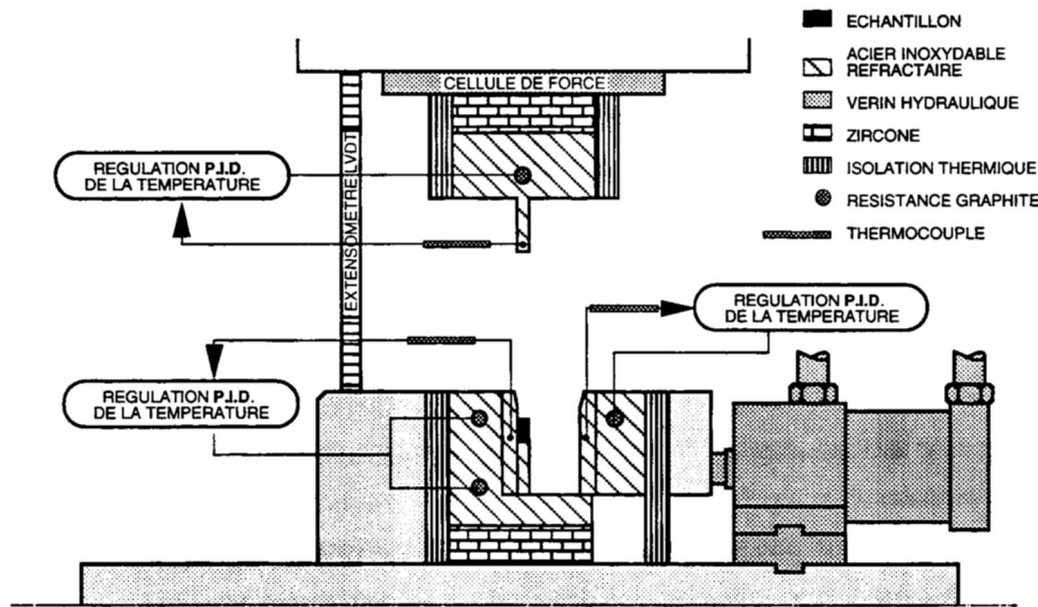


FIGURE 4.1 – Schéma du dispositif compression plane (ou channel-die) [67].

autres dimensions des échantillons doivent être relativement proches [69]. En effet, si le ratio hauteur sur longueur est trop élevé (typiquement supérieur à 2), des phénomènes de flambement élastoplastique peuvent apparaître. À l'inverse, pour une faible valeur de ce ratio, la puissance de frottement atteint des valeurs trop élevées pour permettre un dépouillement rigoureux de l'essai (cf. paragraphe 4.2.2). Enfin, l'échantillon prélevé doit constituer un volume élémentaire représentatif du matériau étudié en termes de microstructure (taille moyenne de grains faible par rapport aux dimensions de l'échantillon) et de gradient de microstructure (lié au procédé de mise en forme du matériau de base : laminage, extrusion, etc.).

La machine est commandée par un PC équipé d'entrées/sorties logiques et analogiques. Ce PC dialogue en temps réel avec la machine, ce qui permet de contrôler le déplacement. Pour travailler à vitesse de déformation constante, on impose en consigne au vérin une courbe déplacement-temps de forme exponentielle. L'effort maximal admissible est de 100 kN et les vitesses de déformation effectivement gérées vont de  $10^{-4} \text{ s}^{-1}$  à  $10 \text{ s}^{-1}$ , ce qui permet d'atteindre une amplitude de déformation logarithmique de 1,5.

Pour les essais réalisés à froid, ceux-ci sont effectués à température ambiante dans un local non climatisé mais à faible variation thermique (pièce en sous-sol). Pour les essais réalisés à chaud, la gamme de température accessible (stabilisée au bout de 2 minutes) est de 20 à 500 °C pour les alliages d'aluminium et de 20 à 1100 °C pour les aciers et les alliages de titane. Le chauffage est assuré par 4 résistances d'une puissance totale de 2 kW. À la fin de la déformation, après ouverture du couloir et retrait du poinçon, l'échantillon est éjecté dans un bac d'eau pour être trempé en moins de 3 secondes.

## 4.2 Méthode de dépouillement des mesures

### 4.2.1 Déformations et contraintes en cours d'essai

Considérons un échantillon parallélépipédique de largeur constante  $W_0$ , de hauteurs initiale  $H_0$  et courante  $h$  et de longueurs initiale  $L_0$  et courante  $\ell$  (figure 4.2). On suppose alors que la vitesse de déformation est uniforme à tout moment, ce qui conduit au champ de vitesse suivant [58] :

$$\begin{cases} \dot{u}_1 = (\dot{h}/h)x_1 \\ \dot{u}_2 = -(\dot{h}/h)x_2 \\ \dot{u}_3 = 0 \end{cases}$$

de sorte que l'expression de la vitesse de déformation équivalente  $\dot{\bar{\epsilon}}_{VM}$  et de la déformation équivalente  $\bar{\epsilon}_{VM}$  soient données par :

$$\dot{\bar{\epsilon}} = \frac{2}{\sqrt{3}} \frac{\dot{h}}{h} \quad \text{et} \quad \bar{\epsilon} = \frac{2}{\sqrt{3}} \ln \left( \frac{H_0}{h} \right) \quad (4.1)$$

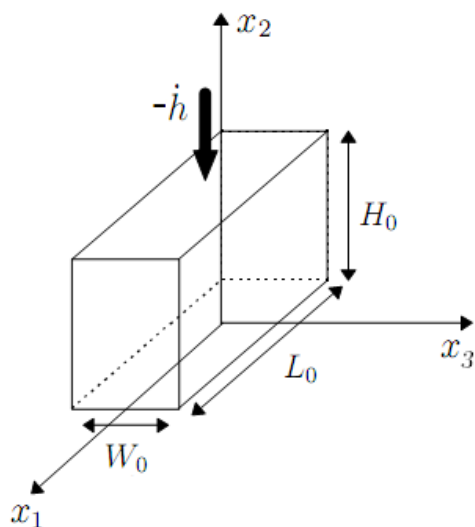


FIGURE 4.2 – Représentation schématique d'un échantillon en compression plane [70].

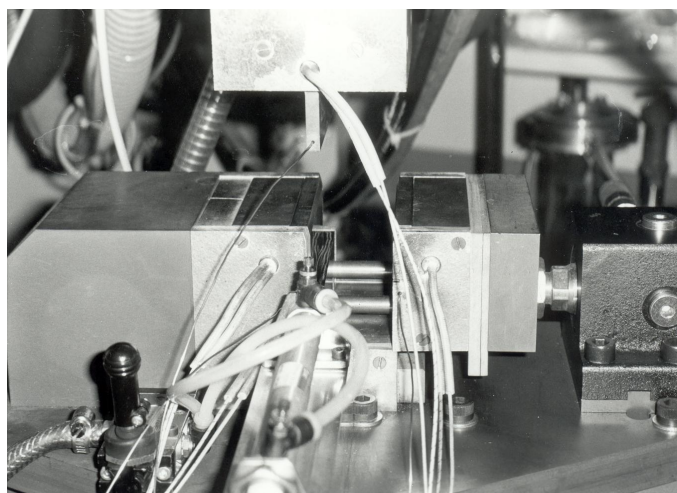


FIGURE 4.3 – Photographie du dispositif de compression plane dit *Channel-Die* (ici dans la configuration à chaud).

Idéalement, en l'absence des effets du frottement dans le couloir de compression, l'échantillon reste parallélépipédique. En supposant que la transformation est isovolume (hypothèse d'incompressibilité), la section courante de l'échantillon  $S = \ell \cdot W_0$  peut être reliée à la section initiale  $S_0 = L_0 \cdot W_0$  par la relation  $S = S_0 \cdot H_0/h$ . Dès lors, en notant  $F_m$  la force mesurée, la contrainte apparente  $\sigma_a$  exercée sur l'échantillon s'exprime par :

$$\sigma_a = \frac{F_m}{S} = \frac{F_m}{S_0} \frac{h}{H_0} \quad (4.2)$$

En réalité, un gradient de déformation apparaît entre le haut et le bas de l'échantillon qui est moins déformé. Cet écart, pouvant atteindre 20%, provient de la dissymétrie des vitesses relatives de glissement verticales entre l'échantillon et les outils verticaux (maximales en haut au niveau du poinçon et nulles au fond du couloir au niveau du tas). Or, en considérant que le frottement, qui par nature s'oppose au déplacement, ne dépend pas de la norme de la vitesse et que les hétérogénéités de contrainte d'écoulement sont faibles, on peut alors en déduire que la composante horizontale de la force de frottement est plus faible au niveau du poinçon que sur le tas [68]. Dès lors, en présence de frottement ou lorsque celui-ci est insuffisamment contrôlé, l'allongement est plus prononcé dans la moitié supérieure de l'échantillon qui prend alors une forme trapézoïdale bombée (figure 4.4).

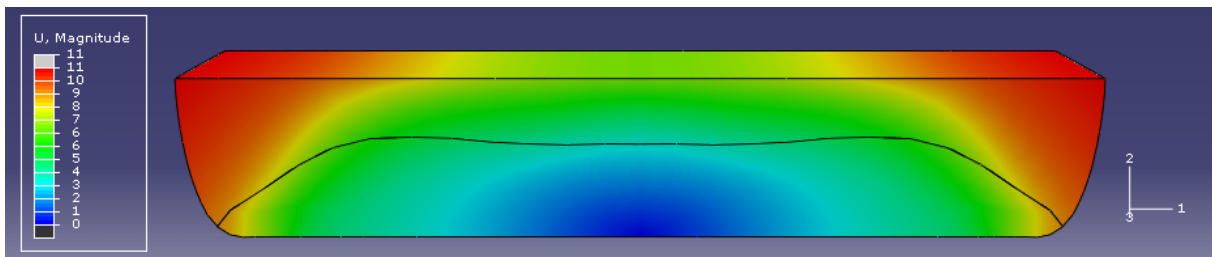


FIGURE 4.4 – Mise en évidence des hétérogénéités de déformation en compression plane induites par le frottement dans le couloir de compression (ici, champ de déplacement modélisé par éléments finis, cf. section 8.1 p. 100).

Toutefois, la déformation à mi-hauteur reste très voisine de la déformation théorique (équation 4.1) [68] et qu'elles n'affectent que peu la valeur de la contrainte mesurée [69]. Afin de s'affranchir de ces problèmes d'hétérogénéités, Vanderesse *et al.* [71] ont proposé une alternative basée sur un couloir à cloisons mobiles : ceci permet de supprimer la différence de vitesse verticale et donc d'homogénéiser le frottement sur la surface latérale de l'échantillon.

#### 4.2.2 Contrôle du frottement en compression plane

Aux grandes déformations, il est nécessaire d'assurer un frottement faible entre l'échantillon et le couloir (poinçon compris), et ce tout au long de la déformation. Aux faibles températures (domaine de la mise en forme à froid), le contrôle du frottement dans le couloir se fait par l'ajout d'un lubrifiant à base de Téflon<sup>®</sup> sous forme de rouleau, à raison de 2 ou 3 couches de 0,075 mm d'épaisseur chacune. Par contre, à haute température, le Téflon<sup>®</sup> se dégrade rapidement et n'est plus aussi efficace. Ainsi, afin d'éviter le grippage en fin de déformation, les échantillons peuvent être recouverts d'une solution de graphite sous forme liquide ou de spray : l'action conjuguée du Téflon<sup>®</sup> puis du graphite permettent alors de bien contrôler les frottements entre l'échantillon et les outils.

Malgré l'utilisation de cette méthode, les mesures brutes ne sont pas exploitables en l'état et doivent être corrigées. En effet, comme expliqué par Desrayaud *et al.* [58] :

- le capteur de déplacement mesure la déformation du montage en plus de la variation de hauteur,

- l'épaisseur du lubrifiant ne peut être négligée et varie en cours d'essai,
- le frottement engendre une augmentation de la force mesurée,
- la puissance plastique créée en cours de déformation se dissipe en partie en chaleur, de sorte que l'échauffement local induit une variation de la contrainte d'écoulement.

Dès lors, pour obtenir la déformation moyenne et la contrainte normale moyenne, le dépouillement de la courbe force-déplacement nécessite de suivre la procédure suivante :

- retirer le déplacement dû à la rigidité du montage  $u_{rig} = C \cdot F_m$  où  $F_m$  est la force de compression mesurée et  $C = 0,012$  mm/kN la compliance en compression plane,
- retirer le déplacement dû à la variation d'épaisseur du lubrifiant (en formant l'hypothèse selon laquelle le lubrifiant se déforme proportionnellement à l'échantillon) :  $u_{lub} = e_0 \cdot (1 - h/H_0)$  où  $e_0$  est l'épaisseur initiale de lubrifiant,
- corriger la contrainte moyenne à partir d'un modèle d'autoéchauffement (pour les essais à chaud, non présenté ci-après),
- corriger la contrainte de compression à partir d'un modèle de correction des frottements.

Nous adoptons dans ce travail le modèle de correction du frottement proposé par Chovet [70]. Celui-ci utilise un modèle de Tresca et suppose une déformation homogène de l'échantillon ainsi qu'un comportement viscoplastique de type loi puissance. Cette méthode consiste à calculer le rapport de la puissance de frottement  $\dot{W}_f$  sur la puissance de déformation plastique  $\dot{W}_p$ . Dans le cas du modèle de Tresca et de ce comportement viscoplastique, ce rapport se réduit à une expression dépendant uniquement de la géométrie de l'échantillon et du coefficient de Tresca  $\bar{m}$ . En considérant enfin que la force de compression mesurée  $F_m$  fournit la puissance nécessaire au frottement et à la déformation ( $F = F_m(1 + \dot{W}_f/\dot{W}_p)^{-1}$ ), Chovet *et al.* [70] ont alors montré que la contrainte réellement imposée à l'échantillon est donnée par :

$$\sigma_{cor} = \sigma_a (1 + \bar{m}A(\lambda_0, \epsilon))^{-1} \quad (4.3)$$

où  $\lambda_0 = H_0/L_0$  est le facteur de forme initial,  $\epsilon = h/H_0 = L_0/\ell = \exp(-\sqrt{3}\bar{\epsilon}/2)$  la déformation nominale et où le facteur de frottement  $A(\lambda_0, \epsilon)$  est donné par :

$$A(\lambda_0, \epsilon) = \frac{L_0}{24\epsilon W_0} \left[ \frac{1}{2\lambda_0\epsilon^2} \ln \left( 1 + \frac{2}{\sqrt{1 + (4\lambda_0^2\epsilon^4)^{-1} - 1}} \right) + 4\lambda_0^2\epsilon^4 \ln \left( 1 + \frac{2}{\sqrt{1 + 4\lambda_0^2\epsilon^4 - 1}} \right) + 4\sqrt{1 + 4\lambda_0^2\epsilon^4} \right] + \frac{1}{4\lambda_0\epsilon^2} \quad (4.4)$$

*Remarque* : on peut noter, dans l'expression précédente, que la quantité  $\lambda_0\epsilon^2$  n'est autre que le facteur de forme courant  $\lambda = h/\ell$ .

### 4.3 Essais de soudabilité en compression plane

Dans le but d'étudier la soudabilité de l'aluminium à froid en utilisant le dispositif de compression plane, il est nécessaire de créer une interface de soudage. Ceci est réalisé en superposant suivant leur hauteur deux demi-échantillons parallélépipédiques dont les dimensions initiales sont  $L_0 = 12$  mm,  $W_0 = 7$  mm et  $H_0 = 6$  mm. La figure 4.5 décrit le principe de cet essai original de soudabilité en compression plane.

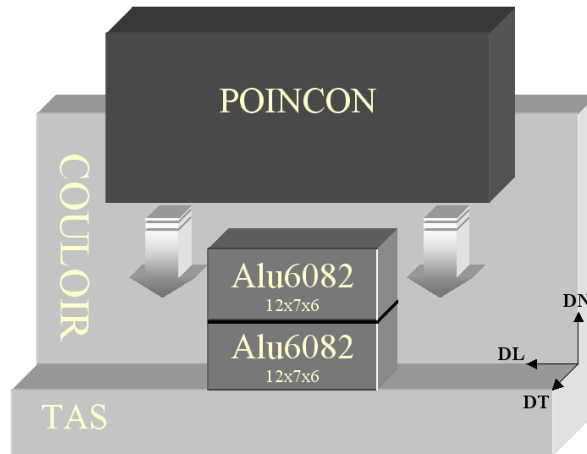


FIGURE 4.5 – Schéma de principe de l'essai de soudabilité en compression plane de deux demi-échantillons superposés.

Pour l'exploitation des résultats, nous formons l'hypothèse que la méthode de dépouillement des mesures présentée dans la section 4.2 pour un échantillon entier reste valable dans le cadre de cet essai de soudabilité de deux demi-échantillons.

#### 4.3.1 Programme des essais

Dans le but de déterminer les conditions optimales de soudabilité, quatre paramètres ont été testés lors des différents essais :

- la déformation théorique imposée  $\bar{\epsilon}$  ;
- la température d'essai : à froid (température ambiante,  $\approx 20^\circ\text{C}$ ) ou à chaud ( $350^\circ\text{C}$ ) ;
- pour les essais réalisés à chaud, la vitesse de déformation théorique imposée  $\dot{\bar{\epsilon}}$  ;
- l'état de surface des surfaces à l'interface : brute d'usinage (pas de contrôle des rugosités), pré-polissage (P600 ou P1200) ou polissage miroir (1 ou  $0,25 \mu\text{m}$ ).

Plus précisément, l'objectif des essais de soudabilité est de déterminer, pour une température, une rugosité et éventuellement une vitesse de déformation données, la déformation à imposer afin d'obtenir un assemblage soudé. Ce seuil de déformation peut être relié de manière formelle à l'extension (plus précisément le taux d'expansion) des surfaces respectives des deux demi-échantillons en contact au cours de l'écrasement. Nous avons utilisé le matériau 1 (cf. 3.1 p. 49). Le tableau 4.1 présente le programme des essais réalisés.

Numéro d'essai	État de surface	Température (°C)	Vitesse de déformation (s <sup>-1</sup> )	Déformation imposée (-)
0	Brute	20	0,1	-1
1	Brute	20	0,1	-0,64
2	Brute	20	0,1	-0,5
3	Brute	20	0,1	-0,6
4	Brute	20	0,1	-1
5	Brute	20	0,1	-1
6	Brute	20	0,1	-1
7	Brute	350	1	-0,3
8	Brute	350	1	-0,5
9	Brute	350	1	-0,6
10	Brute	350	5	-0,3
11	Brute	350	5	-0,45
12	Brute	350	5	-0,6
13	25,8	20	1	-0,5
14	25,8	20	1	-0,6
15	15,3	20	1	-0,5
16	15,3	20	1	-0,6
17	0,25	20	1	-0,5
18	0,25	20	1	-0,7
19	Brute	20	1	-0,7
20	1	20	1	-0,7
21	0,25	20	1	-0,7
22	0,25	20	1	-1

TABLEAU 4.1 – Programme des essais de soudabilité en compression plane.

### 4.3.2 Préparation des demi-échantillons pour les essais

Tout d'abord, il convient de noter que, quel que soit l'éventuel contrôle de rugosité, les deux surfaces en contact à l'interface se doivent être le plus propre possible : on veillera à éliminer de l'interface tout résidu oxydant, gras ou ayant un effet lubrifiant (par exemple huile de découpe ou graphite de lubrification du couloir de compression). Cependant, étant donné que le soudage s'effectue sans fusion, il n'est pas nécessaire de s'affranchir de la présence d'hydrogène au niveau de la soudure (cf. section 2.2 p. 34). Dès lors, préalablement à tout essai, on a appliqué le protocole suivant :

1. les échantillons sont placés dans un bain à ultrasons complété d'un peu de solution savonneuse pendant 15 min. : les vibrations conduisent à une implosion d'un nombre important de petites bulles de gaz (cavitation), occasionnant des ondes de chocs éliminant la saleté des pièces immergées et conduisant un nettoyage de haute qualité.
2. puis, suivant les cas, les échantillons peuvent être polis jusqu'à la rugosité souhaitée ;
3. enfin, ils sont trempés dans un bain de dichlorométhane ( $CH_2Cl_2$ ) pendant 2 minutes, ce solvant permettant de dissoudre un large spectre de composés organiques.

Enfin, afin de minimiser le frottement dans le couloir de compression, les échantillons sont entourés de Téflon, ce qui permet également d'assurer la superposition des échantillons en début de compression. Par contre, s'il est habituellement nécessaire d'utiliser du graphite pour les essais à chaud, dans notre cas, celui-ci est à éviter ou le cas échéant à utiliser avec beaucoup de précautions car il risquerait de contaminer l'interface entre les deux échantillons et ainsi compromettre le soudage potentiel (cf. Partie III et plus précisément la section 6.2.3 sur l'influence de l'état de surface sur la soudabilité).

### 4.3.3 Préparation des assemblages soudés pour la microscopie

Préalablement à toute observation microscopique, il est nécessaire de mettre en place un protocole de préparation des échantillons. Ainsi, la première étape de la procédure de préparation est effectuée en découpant sur les échantillons soudés une tranche de matériau dans le but de pouvoir s'affranchir d'éventuels effets de bords : diffusion d'éléments oxydants (air, lubrifiants, etc.), échauffement local dû au frottement, etc. Cette étape de découpe est exécutée grâce à une meule constituée d'un abrasif et d'un liant, tandis qu'un liquide de refroidissement (eau) est aspergé sur la meule dans le but d'éviter l'échauffement de l'échantillon en cours de découpe et d'évacuer les éléments d'abrasion hors de la zone de tronçonnage. Les échantillons sont placés et serrés sur un porte-échantillon en forme d'étau. Les paramètres de fonctionnement de ce tronçonnage abrasif sont la vitesse de rotation de la meule et l'effort de pression de la meule sur l'échantillon.

Dans le but d'insérer les échantillons dans une structure figée, de faciliter les manipulations pour les étapes de polissage et d'améliorer le résultat de la préparation, les échantillons sont enrobés dans une résine polymère thermo-durcissable. Dans notre cas d'étude, la méthode employée est l'enrobage chimique à froid et consiste à placer l'échantillon dans un moule en silicone dans lequel on verse un mélange liquide/résine en poudre.

Enfin, la dernière étape de préparation consiste en une préparation mécanique par enlèvement de matière. Ceci est réalisé à l'aide de papiers abrasifs fixes de granulométrie décroissante (tableau 4.2) et s'effectue généralement sous l'eau, afin à la fois d'éviter l'échauffement de l'échantillon et d'éliminer les éléments abrasés. Par la suite, l'étape de polissage a pour but d'effacer le réseau de rayures introduit par les étapes du pré-polissage et utilise une suspension composée de particules abrasives calibrées de 3 à 0,25  $\mu\text{m}$  (polissage diamanté) qui permet d'atteindre l'état poli miroir. Afin de retirer totalement l'écaillage superficiel résiduel, la préparation peut être complétée par un suprapolissage à base de silice colloïdale (granulométrie 0,06  $\mu\text{m}$ ) ou par un polissage électrolytique (principe de la dissolution anodique). Enfin, l'oxydation anodique permet de révéler l'orientation cristallographique des grains en microscopie optique.

Papier (FEPA)	P240	P320	P600	P1000	P1200	P2500	P4000
Granulométrie moyenne ( $\mu\text{m}$ )	58,5	46,25	25,8	18,3	15,3	8,4	5

TABLEAU 4.2 – Granulométrie des divers papiers de pré-polissage (norme FEPA).

## CHAPITRE

### 5

# ESSAI DE TRACTION-COMPRESSION ET DE TORSION ALTERNÉE

L'EFFET du couplage entre le cisaillement et la pression hydrostatique joue un rôle primordial dans le processus de jonction thermomécanique. L'essai de compression et de torsion alternée de l'assemblage de deux demi-éprouvettes (éprouvette sectionnée) permet de soumettre l'interface à une pression hydrostatique (compression) combiné à un cisaillement cyclique (torsion alternée). Cet essai a été développé et mis en œuvre grâce à une presse biaxiale servo-hydraulique de traction-compression et de torsion alternée, disponible au Laboratoire 3S-R de Grenoble-INP. Cet essai sera appelé dans la suite *essai de soudabilité de deux demi-éprouvettes en compression et torsion alternée*.

Ce chapitre a pour objectif de présenter le cadre de définition de cet essai : description du dispositif, état de déformation et de contrainte, tenue en flambement, méthodes de mesure de la déformation en cours d'essai et enfin protocole d'essai pour le soudage de deux demi-éprouvettes.

## 5.1 Dispositif de traction-compression et de torsion alternée

Les essais sont réalisés sur une presse biaxiale électro-hydraulique asservie de traction-compression et de torsion alternée, de marque MTS (figure 5.1). Celle-ci est située dans une pièce climatisée ( $\approx 20^\circ\text{C}$ ). En traction-compression, ses capacités maximales sont définies par une force de  $\pm 100$  kN et un déplacement de  $\pm 100$  mm. En torsion, ses capacités maximales sont définies par un couple de  $\pm 1200$  N.m et un angle de  $\pm 45^\circ$ .



La force et le couple appliqués à l'éprouvette sont mesurés par un capteur d'effort fixé à la traverse coulissante. Le déplacement et la rotation du vérin sont mesurés par des capteurs internes de déplacement axial et de rotation. La relation PC-machine est réalisée au travers d'une carte d'acquisition DAP1216e/4 qui permet, à chaque pas de temps défini par l'utilisateur, d'accéder à la mesure des quatre champs pré-cités. De même, la carte d'acquisition permet d'effectuer un pilotage de la force ou du déplacement en traction-compression ainsi que du couple ou de l'angle en torsion. La gestion de la communication entre la carte et la machine est réalisé au moyen du logiciel DASYLab version 2.00.15.

Ce dispositif a subi d'importantes transformations afin d'en améliorer la rigidité, l'alignement des axes et le système d'attaches des éprouvettes [72]. Ces améliorations se sont avérées essentielles quant à la réussite des essais de soudage puisqu'elle ont notamment permis un alignement rigoureux des axes des demi-éprouvettes et un parallélisme maîtrisé des surfaces en contact. Pour ces raisons, nous avons choisi de décrire de façon succincte dans la suite de ce paragraphe les améliorations apportées à ce dispositif.

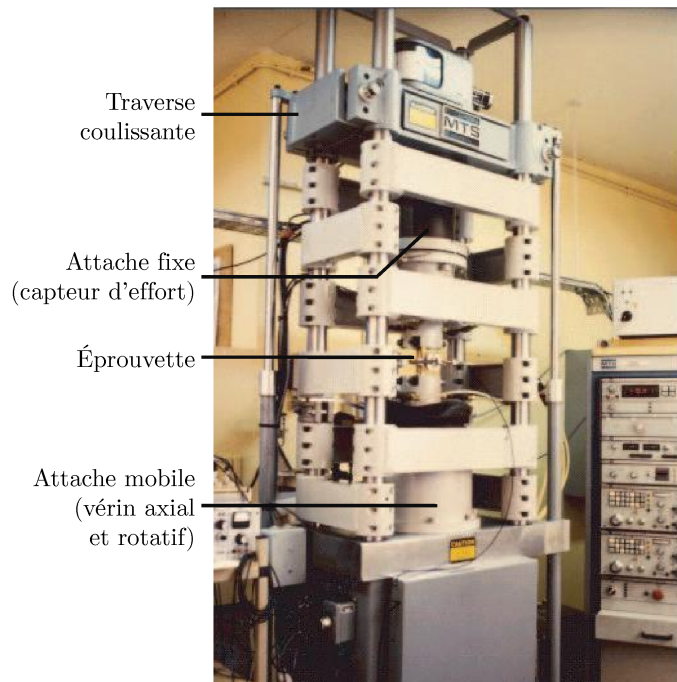


FIGURE 5.1 – Presse servo-hydraulique de traction-compression et de torsion alternée [72].

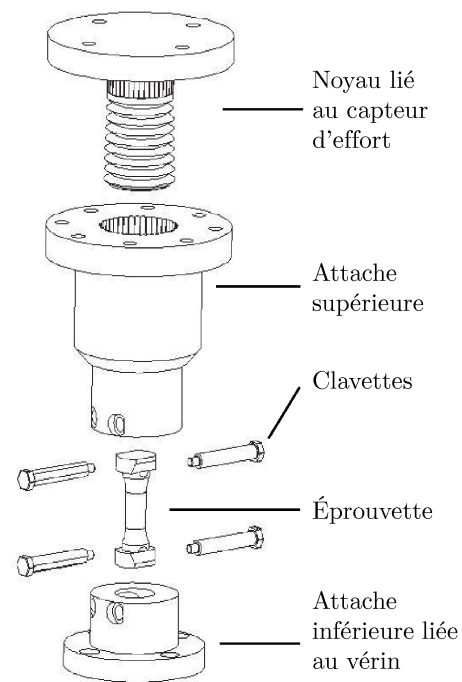


FIGURE 5.2 – Perspective éclatée du système d'alignement [72].

• **Orientation précise et fixation de l'éprouvette**

Un système de fixation par clavettes pentées permet d'assurer un centrage précis de l'éprouvette par rapport à l'axe des efforts de la machine et une absence totale de jeu aux inversions du sens de sollicitation (figures 5.2 et 5.4). Par ailleurs, ce système d'amarrage par clavettage simplifie grandement les opérations de montage et de démontage des éprouvettes. La forme en queue d'aronde des méplats sur l'éprouvette permet, après serrage, de plaquer la base de l'éprouvette au fond du logement de l'attache et de l'immobiliser simultanément dans le sens de la traction-compression et de la torsion alternée.

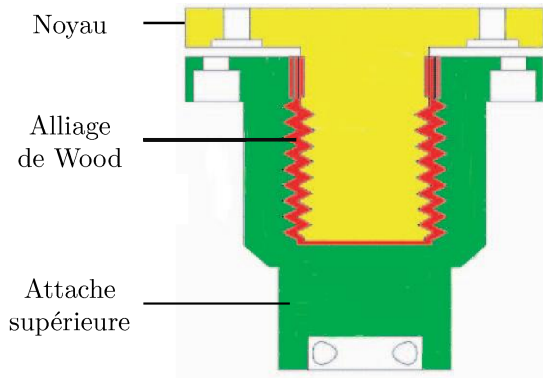


FIGURE 5.3 – Coupe du système d'alignement par alliage de Wood [72].

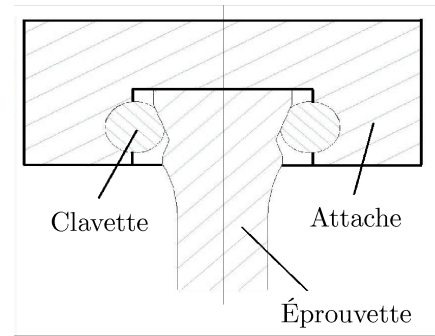


FIGURE 5.4 – Système de fixation de l'éprouvette par clavettes [72].

- **Système d'alignement par alliage de Wood**

L'axe de l'éprouvette est aligné avec celui du vérin grâce à l'attache inférieure et au système de clavettage (figures 5.4). La liaison de l'éprouvette en partie supérieure avec la cellule d'effort de la machine est assurée par l'attache supérieure centrée dans le noyau. Le rôle de ces deux pièces est d'ajouter des degrés de liberté permettant le montage de l'éprouvette sans efforts ni flexions parasites. Ceci est réalisé par l'intermédiaire d'un volume d'alliage de Wood ( $T_f = 70^\circ\text{C}$ ), qui peut être amené en fusion à l'aide de quatre résistances électriques noyées dans l'attache supérieure (figure 5.3). Une fois l'éprouvette fixée sur l'attache inférieure et donc rigoureusement alignée par rapport à la tige du vérin, l'alliage de Wood est fondu, ce qui permet à l'attache supérieure de se positionner correctement par rapport à l'axe de l'éprouvette. Le système est ensuite figé par refroidissement lent de l'alliage de Wood. Dans notre cas, étant donné que les essais de soudage sont effectués sur des éprouvettes sectionnées, l'alignement est effectué au moyen d'une éprouvette étalon de grande rigidité.

- **Augmentation de la rigidité du cadre de la machine**

Le cadre de la machine est constitué par quatre colonnes et une traverse coulissante. Ce cadre doit être suffisamment rigide pour maintenir en cours d'essai la bonne qualité de l'alignement des axes obtenue et améliorer le comportement dynamique de la machine. Une augmentation de la rigidité du cadre a été réalisée simplement en reliant les colonnes par une série de traverses rigides (figure 5.1). Cette modification a permis d'augmenter la rigidité en torsion d'au moins un ordre de grandeur et d'améliorer nettement le comportement dynamique de la machine.

- **Guidage de la tige du vérin par des paliers fluides**

La tige du vérin est guidée grâce à deux paliers fluides placés de chaque côté du vérin. Chaque palier est alimenté par quatre chambres avec une pression  $P = 200$  bar. Ces chambres sont régulièrement réparties sur le diamètre du vérin et diamétralement opposées deux à deux. Au cours des essais, la tige du vérin peut être amenée à se déplacer radialement par rapport aux paliers d'une valeur  $\delta r$  sous l'effet d'une action engendrée par l'éprouvette. Un débit de fuite se crée alors et induit un déséquilibre de la pression

d'une valeur  $\delta P$  dans les chambres, ce qui tend à annuler le déplacement  $\delta r$ . Ce système augmente la rigidité du guidage et assure une orientation précise de la tige du vérin par rapport au bâti de la machine au cours des essais.

## 5.2 Déformations et contraintes en cours d'essai

Dans un repère cylindrique  $(r, \theta, z)$ , on considère un tube d'axe de révolution  $\vec{e}_z$ , de section annulaire constante (rayons interne  $R_i$  et externe  $R_e$ ) et de longueur  $L_0$ . La face supérieure ( $z = L_0$ ) du cylindre est fixe et les surfaces latérales sont libres ( $\underline{\sigma} \cdot \vec{e}_r = 0$ ). La face inférieure ( $z = 0$ ) subit à la fois une force de compression  $\vec{F}_z = F_z \vec{e}_z$  et un couple de torsion  $\vec{C}_z = C_z \vec{e}_z$  qui produisent respectivement une contrainte normale  $\sigma_{zz}$  et une contrainte de cisaillement  $\sigma_{\theta z}$ . Le couple induit une rotation de la face inférieure d'un angle  $\alpha$  et on note  $\gamma$  l'angle de distorsion.

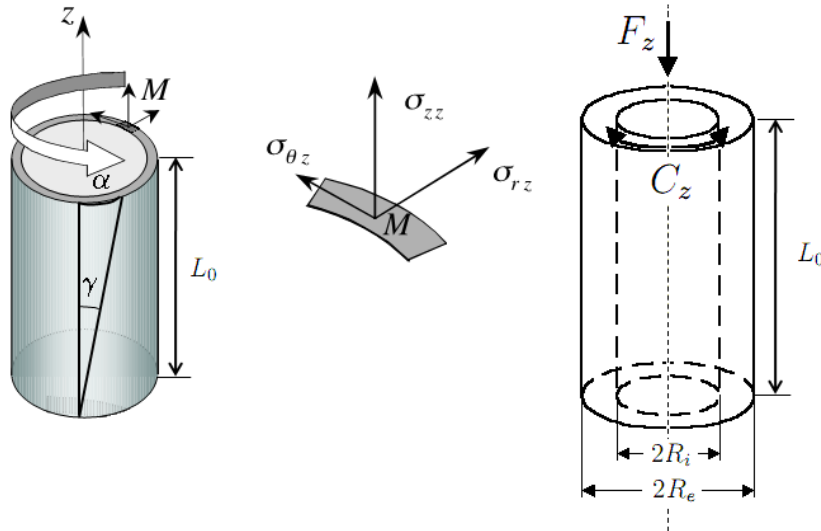


FIGURE 5.5 – Schémas du tube en compression-torsion.

À titre indicatif, nous donnons en annexe B la solution élastique d'un barreau en compression-torsion.

### 5.2.1 État de déformation du tube

Notons  $u_r$  et  $u_z$  les composantes du déplacement respectivement dans le sens radial et axial. L'état de déformation est défini par ses composantes non nulles dans le repère  $(r, \theta, z)$  :

$$\varepsilon_{rr} = \varepsilon_{\theta\theta} = \frac{u_r}{r} \quad (5.1)$$

$$\varepsilon_{\theta z} = \frac{\gamma}{2} = \frac{1}{2} \frac{r\alpha}{L_0} \quad (5.2)$$

$$\varepsilon_{zz} = \frac{u_z}{L_0} \quad (5.3)$$

## 5.2.2 État de contrainte du tube

Soit  $S_0 = \pi(R_e^2 - R_i^2)$  la section initiale de l'éprouvette. Sous l'effet de la force de compression  $F_z$ , la contrainte axiale  $\sigma_{zz}$  est donnée par :

$$\sigma_{zz} = \frac{F_z}{S_0(1 + \varepsilon_{\theta\theta})^2} \quad (5.4)$$

En torsion, contrairement au cas de la traction-compression, le champ de contrainte de cisaillement n'est pas homogène suivant la direction radiale. Deux hypothèses de répartition de la contrainte de cisaillement  $\sigma_{\theta z}$  sont possibles [73] :

- une répartition linéaire suivant l'épaisseur lors du comportement élastique, au début de la courbe de charge. En notant  $K = \int r^2 dS$  l'inertie de torsion de la section, la relation entre la contrainte de cisaillement  $\sigma_{\theta z}$  et le couple de torsion  $C_z$  est alors donnée par :

$$\sigma_{\theta z}^L(r) = \frac{C_z r}{K} \frac{1}{(1 + \varepsilon_{\theta\theta})^3} \quad \text{avec} \quad K = \frac{\pi(R_e^4 - R_i^4)}{2} \quad (5.5)$$

- une répartition homogène suivant l'épaisseur du tube en plasticité [74]. La contrainte de cisaillement a alors le sens d'une moyenne et est exprimée par :

$$\langle \sigma_{\theta z} \rangle = \frac{3C_z}{2\pi(R_e^3 - R_i^3)} \frac{1}{(1 + \varepsilon_{\theta\theta})^3} \quad (5.6)$$

En notant  $\chi = R_i/R_e$  le ratio d'apparence et  $\tilde{\sigma}_{\theta z}^L$  la contrainte linéaire à mi-épaisseur ( $\tilde{\sigma}_{\theta z}^L = \sigma_{\theta z}^L(R_m)$  avec  $R_m = (R_e + R_i)/2$ ), on peut caractériser l'erreur entre ces deux hypothèses par le paramètre  $\xi(\chi)$  :

$$\xi(\chi) = 1 - \frac{\tilde{\sigma}_{\theta z}^L}{\langle \sigma_{\theta z} \rangle} = \frac{1}{3} \frac{(1 - \chi)^2}{1 + \chi^2}$$

La paramètre  $\xi(\chi)$  varie entre 0 (tube infiniment mince,  $\chi \rightarrow 1$ ) et 33% (tige pleine,  $\chi = 0$ ). Par souci d'homogénéité avec la littérature, nous adoptons l'hypothèse de répartition homogène : la contrainte de cisaillement sera alors caractérisée par sa valeur moyenne  $\langle \sigma_{\theta z} \rangle$  donnée par la relation 5.6. Toutefois, pour les dimensions que nous utiliserons par la suite pour nos éprouvettes ( $R_i = 12$  mm et  $R_e = 15$  mm soit  $\chi = 0,8$ , cf. paragraphe 5.3.4), l'erreur relative  $\xi$  vaut 0,8%, si bien que l'une ou l'autre des hypothèses donne des résultats corrects. Dans tous les cas, utiliser la contrainte moyenne  $\langle \sigma_{\theta z} \rangle$  donne une valeur par excès.

## 5.3 Contrôle de la tenue en flambement et dimensionnement de l'éprouvette

Afin de dimensionner les éprouvettes de compression-torsion, il est nécessaire de s'assurer de la tenue en flambement de celles-ci. Nous allons donc présenter ci-après quelques résultats typiques de la théorie du flambement axisymétrique des coques cylindriques proposée par Bažant et Cedolin [75].

### 5.3.1 Théorie classique du flambement des coques axisymétriques en compression

On considère une coque cylindrique circulaire de rayon moyen  $R_m$ , d'épaisseur  $e$  et de longueur  $L$  supposés constants. La coque est soumise à un effort axial distribué  $N_{zz}$  où  $z$  est l'axe de révolution de la coque. On suppose ici que la coque a un comportement élastique linéaire isotrope défini par un module d'Young  $E$  et un coefficient de Poisson  $\nu$ . Enfin, on note  $D$  la rigidité en flexion et  $w(z)$  la déflexion de flambement. L'expression des efforts résultants sur un volume élémentaire de coque conduit à l'équation différentielle suivante :

$$Dw_{,zzzz} - N_{zz}w_{,zz} + cw = 0 \quad \text{avec} \quad D = \frac{1}{12} \frac{Ee^3}{1 - \nu^2} \quad \text{et} \quad c = \frac{Ee}{R_m^2} \quad (5.7)$$

où  $w_{,zzzz}$  et  $w_{,zz}$  correspondent respectivement aux dérivées quatrième et seconde de  $w$ . On cherche une solution à cette équation sous la forme  $w(z) = w_0 e^{\lambda z}$  avec  $\lambda \in \mathbb{C}$ , ce qui conduit à l'équation caractéristique

$$D\lambda^4 - N_{zz}\lambda^2 + c = 0$$

Cette équation quadratique en  $\lambda^2$  possède 4 racines  $\lambda \in \{i\kappa_1, -i\kappa_1, i\kappa_2, -i\kappa_2\}$  où

$$\{\kappa_1, \kappa_2\} = \eta \sqrt{\psi \pm \sqrt{\psi^2 - 1}} \quad \text{avec} \quad \psi = \frac{-N_{zz}}{2\sqrt{cD}} \quad \text{et} \quad \eta = \left(\frac{c}{D}\right)^{1/4} = \left(\frac{12(1 - \nu^2)}{e^2 R_m^2}\right)^{1/4}$$

Dès lors, une solution périodique pour  $w(z)$  n'est possible que si  $\lambda$  est imaginaire pur, *i.e.* si  $\psi \geq 1$ . De plus, de par la définition de  $\psi$ , le chargement critique s'exprime par  $N_{zz} = -2\psi\sqrt{cD}$ . Autrement dit,  $N_{zz}$  est minimal pour une valeur minimale de  $\psi$ , soit  $\psi = 1$ . Finalement, la contrainte de compression est donnée par l'équation 5.4 avec  $F_z = 2\pi R_m N_{zz}$  et  $S_0 = 2\pi e R_m$ , d'où, en négligeant l'effet de contraction ( $\varepsilon_{\theta\theta} \ll 1$ ), la contrainte critique en compression est donnée par :

$$\sigma_{zz}^{Cr} = -\frac{E}{\sqrt{3(1 - \nu^2)}} \frac{e}{R_m} \quad (5.8)$$

Cette solution a été trouvée indépendamment par Lorenz (1908), Timoshenko (1910) [76] et Southwell (1914), ceux-ci s'étant notamment appuyés sur les travaux d'Euler sur le flambement des poutres droites.

En réalité, comme l'expliquent Bažant et Cedolin, cette solution de flambement axisymétrique s'applique uniquement à la déformation initiale de tubes relativement épais et court. En effet, la majorité des coques cylindriques ne flambe pas de façon axisymétrique et d'ailleurs, même les tubes épais et court évoluent vers un mode de flambement non axisymétrique si on augmente la charge. En fait, cet aspect n'est pas rédhibitoire dans la mesure où la charge critique du flambement non axisymétrique se trouve être similaire à la solution proposée ci-dessus. Par contre, la limitation de ce modèle réside plus particulièrement dans l'effet combiné des non-linéarités et des imperfections géométriques : pour

ces raisons, le chargement à rupture des coques cylindriques fines en compression axiale est en pratique de loin plus faible que la contrainte critique d'une coque parfaite élastique décrite par l'équation 5.8. Néanmoins, Bažant et Cedolin [75] indiquent que l'hypothèse selon laquelle la contrainte critique soit proportionnelle au facteur  $Ee/R_m$  constitue un résultat correct : l'utilité de l'équation 5.8 réside ainsi dans le fait que celle-ci donne une limite haute de la réelle charge de flambement.

### 5.3.2 Comportement réel des coques en compression

Dans les structures réelles, divers comportements peuvent se produire suivant les dimensions du tube (fig. 5.6). En particulier, Bažant et Cedolin proposent deux situations suivant les valeurs prises par un facteur de forme appelé paramètre de Batdorf et noté  $\bar{Z}$  :

$$\bar{Z} = \left( \frac{L}{R_m} \right)^2 \frac{R_m}{e} \sqrt{1 - \nu^2} \quad (5.9)$$

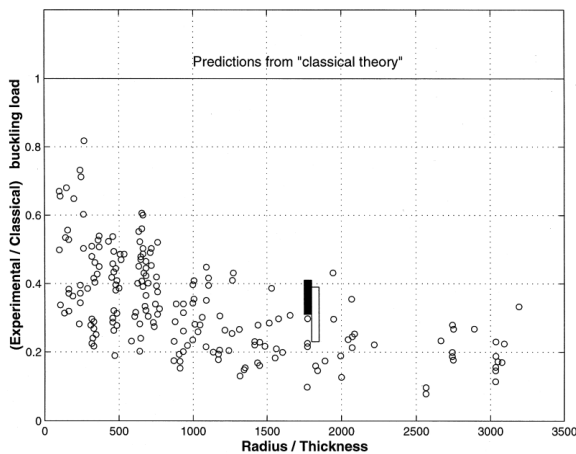


FIGURE 5.6 – Distribution des tests de flambement sur des cylindres soumis à une compression axiale. (D'après Brush et Alroth [77] et cité par Mandal *et al.* [78, 79]).

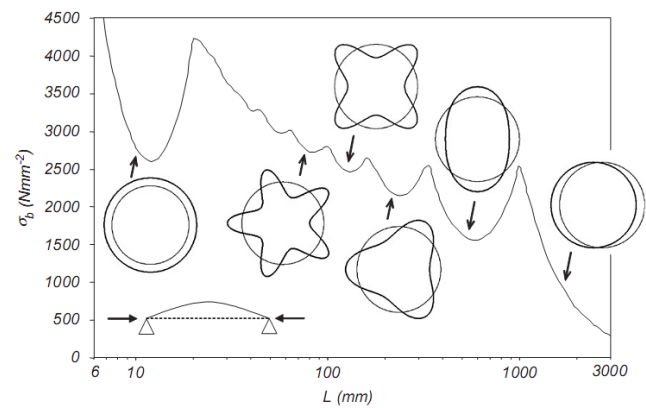


FIGURE 5.7 – Évolution de la contrainte de flambement  $\sigma_b$  et du mode de flambement en fonction de la longueur  $L$  [80] (Cas de l'acier pour une coque d'épaisseur  $e = 1$  mm et de rayon moyen  $R_m = 50$  mm).

Ainsi, pour les tubes longs avec un grand nombre de plis de flambement le long de la circonférence, ou plus généralement pour  $\bar{Z} \geq 2,85$ , la contrainte critique de flambement donnée par l'équation 5.8 est valide tandis que pour les cylindres courts, en particulier pour  $\bar{Z} \leq 2,85$ , on utilisera plutôt la loi suivante :

$$\sigma_{zz}^{Cr} = -\frac{\pi^2}{12} \left( 1 + \frac{12\bar{Z}^2}{\pi^4} \right) \left( \frac{e}{L} \right)^2 \frac{E}{1 - \nu^2} \quad (5.10)$$

De même, Silvestre [80] propose l'application de la théorie des poutres généralisée au comportement en flambement des profils à section creuse circulaire, basée notamment sur la théorie sur l'élasticité proposé par Love [81]. L'objectif de cette méthode est de prédire les différentes structures de flambement pouvant apparaître (figure 5.7).

Enfin, comme on peut le voir sur le graphique 5.6, plus le ratio  $R_m/e$  est grand et plus le comportement réel s'éloigne de la valeur théorique : Zhu *et al.* [79] ont alors observé que la corrélation de leur données expérimentale conduit plutôt à une loi en  $(e/R_m)^{3/2}$  pour la contrainte de flambement en lieu et place de la dépendance linéaire proposée par la formulation théorique (équation 5.8). À l'inverse, pour les faibles valeurs du ratio  $R_m/e$  (ce qui est notre cas puisque  $R_m/e = 4,5$ ), la contrainte de flambement théorique n'est pas très éloignée des valeurs mesurées expérimentalement.

### 5.3.3 Théorie classique du flambement des coques axisymétriques en torsion

De même, il existe dans la littérature plusieurs expressions analytiques pour calculer la contrainte de cisaillement critique pour le flambement en torsion des cylindres longs [80] :

$$\sigma_{\theta z}^{Cr} = k \frac{E}{(1 - \nu^2)^{3/4}} \left( \frac{e}{R_m} \right)^{3/2} \quad (5.11)$$

avec  $k = 0,272$  pour la théorie proposée par Donnell [82] et  $k = 0,236$  pour celle proposée par Love [81]. Pour les cylindres de longueur moyenne ( $200 < L < 2000$  mm), on peut enfin utiliser la formule suivante proposée par Schilling :

$$\sigma_{\theta z}^{Cr} = \frac{0,692E}{(1 - \nu^2)^{0,625}} \left( \frac{e}{R_m} \right)^{1,25} \left( \frac{R_m}{L} \right)^{0,5} \quad (5.12)$$

### 5.3.4 Application aux dimensionnement de l'éprouvette

Conformément aux dimensions admissibles par la machine et en référence aux campagnes d'essais précédemment réalisées sur ce dispositif, nous avons opté pour une éprouvette de longueur totale de  $L_{tot} = 150$  mm et dont la section utile est définie par :

- une longueur utile  $L_0 = 30$  mm,
- un rayon intérieur  $R_i = 12$  mm et un rayon extérieur  $R_e = 15$  mm, soit un rayon moyen  $R_m = 13,5$  mm et une épaisseur  $e = 3$  mm.

La figure 5.8 définit alors la géométrie de l'éprouvette et indique les dimensions des zones de raccordement et des têtes d'amarrage. Alors que les équations proposées ci-dessus se basent essentiellement sur la théorie des coques, on peut voir que les dimensions de la section utile de notre éprouvette sont à la limite de la définition d'une coque (ratios  $L/e = 10$  et  $R_m/e = 4,5$ ). Ainsi, notre éprouvette étant épaisse, le mode de flambement le plus vraisemblable est un flambement axisymétrique, les autres modes présentées sur la figure 5.7 apparaissant pour des structures beaucoup plus fines. Enfin, le coefficient de Batdorf associé à notre tube vaut alors  $\bar{Z} = 20,98$ . Pour ces raisons, on se basera donc sur la contrainte critique proposée par l'équation 5.8 pour déterminer la tenue en flambement du tube en compression. En torsion, on utilisera l'équation 5.11 dans la version proposée par Donnell.

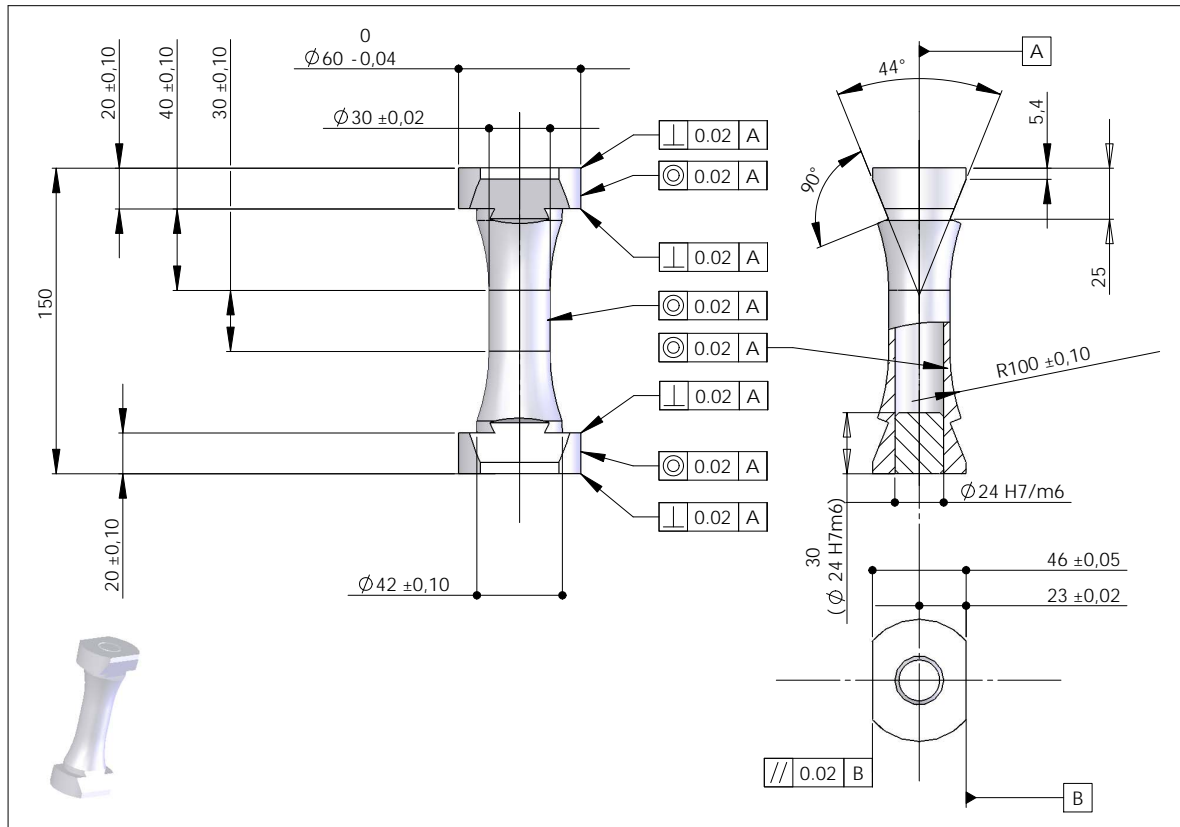


FIGURE 5.8 – Plan et cotations de l'éprouvette finale utilisée en compression-torsion.

Dès lors, le tableau 5.1 présente les valeurs théoriques de flambement pour le matériau et les dimensions utilisés que l'on compare ensuite aux limites à rupture déterminée par la rhéologie en traction sur éprouvettes normalisées (tableau 3.3 p. 52) :

	Traction/compression		Torsion	
	$\sigma_{zz}$ (MPa)	$F_z$ (kN)	$\sigma_{\theta z}$ (MPa)	$C_z$ (N.m)
Valeurs critiques en flambement	-9514	-2421	2166	7471
Rupture (Théorie des tubes)	276	70,23	$276/\sqrt{3}$	549,7
Coefficients de sécurité	34,5		13,6	

TABLEAU 5.1 – Force et couple admissibles pour l'éprouvette en compression-torsion.

Les coefficients de sécurité sont de l'ordre de 34,5 et 13,6 si bien que, sur la base de la théorie développée ci-dessus, le flambement ne devrait intervenir ni en compression ni en torsion. On peut enfin noter que l'utilisation de l'équation 5.10 en compression et de l'équation 5.12 en torsion conduit à des coefficients de sécurités encore plus importants (respectivement 129 et 33,4). Naturellement, le flambement en torsion n'a de sens que sur des éprouvettes entières et ne s'applique donc pas pour l'essai de soudabilité de deux demi-échantillons. De même, pour ce dernier cas, on suppose que l'interface de soudage créée n'affecte pas le flambement en compression.



## 5.4 Essai de soudabilité en compression et torsion alternée

Comme dans le cas de l'essai de soudabilité en compression plane, il est nécessaire de créer une interface de soudage. Ceci est réalisé en sectionnant à mi-hauteur une éprouvette de compression-torsion. Ainsi, tandis que la demi-éprouvette supérieure est maintenue fixe, la demi-éprouvette inférieure est soumise à un chargement de compression et de torsion. La figure 5.9 décrit le principe de cet essai original de soudabilité en compression et torsion alternée où  $C_z$  est un couple de torsion et  $F_z$  une force de compression.

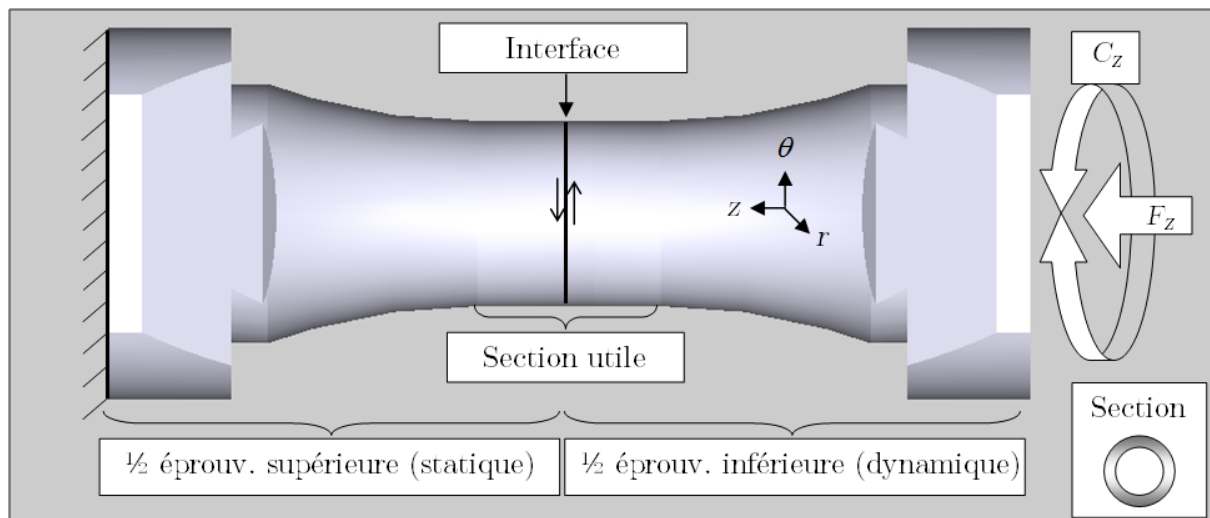


FIGURE 5.9 – Schéma de principe de l'essai de soudabilité en compression et torsion alternée de deux demi-éprouvettes superposées.

Pour l'exploitation des résultats, nous formons l'hypothèse que les méthodes de dépouillement des mesures présentées dans ce chapitre pour une éprouvette entière restent valables dans le cadre de cet essai de soudabilité en compression-torsion, sur chacune des deux demi-éprouvettes ou sur l'éprouvette soudée à partir du moment où un assemblage pérenne est obtenu. Néanmoins, au cours du processus de soudage, lorsqu'un mouvement relatif des deux demi-éprouvettes a lieu, il est difficile d'évaluer les déformations et contraintes locales au niveau de l'interface.

## 5.5 Mesure des déformations en cours d'essai

### 5.5.1 Méthodes de mesure de la déformation locale

Plusieurs méthodes permettent d'accéder à la mesure des déformations locales au cours d'un essai. Dans notre cas, l'interface de soudabilité entre les deux demi-éprouvettes constitue clairement une discontinuité locale : l'utilisation d'une jauge de déformation est donc à proscrire dans la mesure où celle-ci risquerait d'engendrer des champs parasites. L'utilisation d'un ou plusieurs extensomètres mécaniques de type uniaxial ou biaxial

constitue une méthode viable et a pu être utilisé au cours de ce travail. Néanmoins, afin de caractériser la déformation des deux demi-éprouvettes et les déplacements relatifs de part et d'autre de l'interface, nous avons le plus souvent utilisé un système de suivi de cibles par caméra CCD (figure 5.10). En effet, cette méthode présente l'avantage d'être non intrusif puisque la mesure est optique et se fait donc sans contact avec la zone mesurée. Par ailleurs, ce système nous évite la limitation des mesures de déformation accessibles par les extensomètres mécaniques, à la fois en nombre et en amplitude. La figure 5.11 illustre ainsi les possibilités offertes par système puisqu'il est possible de suivre simultanément le mouvement de dix cibles.

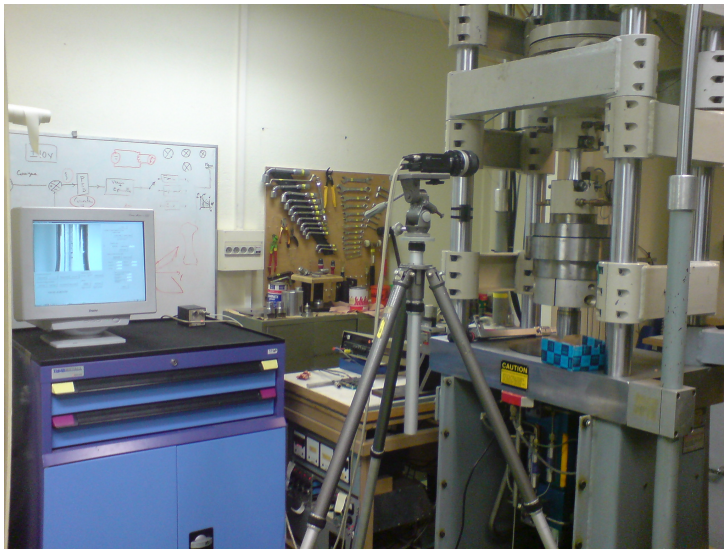


FIGURE 5.10 – Dispositif de suivi de cibles : PC de traitement, caméra CCD et essai en cours.

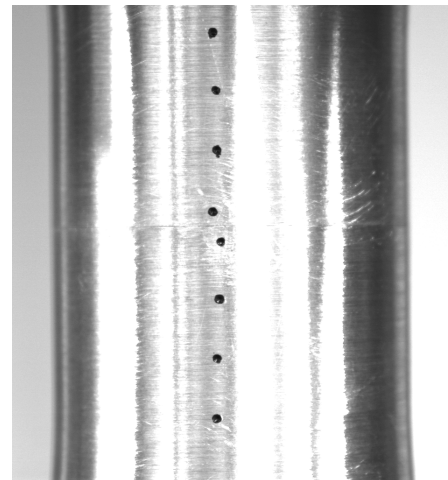


FIGURE 5.11 – Cibles utilisées pour la mesure de la déformation locale (ici sur deux demi-éprouvettes).

Pour l'essai de soudabilité en compression-torsion alternée, plusieurs cibles sont marquées sur chaque demi-éprouvette (figure 5.11). Ainsi, à partir des positions relatives de deux cibles, on peut mesurer les déplacements relatifs puis les déformations locales. Afin d'obtenir une meilleure résolution du système, les cibles doivent avoir un diamètre relativement faible par rapport au déplacement mesuré. De plus, un contraste important entre les cibles et le matériau est nécessaire. En pratique, nous avons marquées les cibles au moyen d'un indenteur et de façon régulière. Pour le positionnement des cibles, nous avons utilisé des gabarits de 10 ou 20 mm ou du papier millimétré. Pour accentuer le contraste des cibles, celle-ci sont enfin noircies au moyen d'une encre noire.

### 5.5.2 Mesure de la déformation locale par suivi de cibles

A chaque intervalle de temps défini par l'utilisateur, les abscisses et ordonnées courantes des cibles sont mesurées par la caméra CCD. Ces mesures permettent de calculer l'allongement axial  $\Delta l$  ainsi que l'angle de distorsion  $\gamma$ . Soient deux cibles de positions initiales  $M_0(x_{M0}, y_{M0})$  et  $N_0(x_{N0}, y_{N0})$  et de positions courantes  $M(x_M, y_M)$  et  $N(x_N, y_N)$ .

On pose  $\Delta x = x_M - x_N$  et  $\Delta y = y_M - y_N$ . La déformation axiale  $\varepsilon_{ZZ}$  et la déformation de cisaillement  $\varepsilon_{\theta Z}$  sont alors déterminées par :

$$\varepsilon_{ZZ} = \frac{\Delta y}{\Delta y_0} - 1 \quad \text{et} \quad \varepsilon_{\theta Z} = \frac{1}{2}\gamma = \frac{1}{2} \arctan \left( \frac{\Delta x}{\Delta y} \right)$$

Les formules écrites ci-dessus sont en réalité calculées dans le repère de l'image, qui ne coïncide a priori pas avec le repère de sollicitation dans lequel doivent être exprimées les déformations réelles. Ce phénomène est un problème inhérent à toute mesure par caméra CCD puisque lié à la difficulté de définir une orientation rigoureuse de la caméra par rapport à l'objet étudié : un angle de désorientation  $\alpha$  relie les deux repères (figure 5.12).

On note avec un exposant  $I$  les coordonnées exprimées dans le repère de l'image et un exposant  $S$  les coordonnées exprimées dans le repère de sollicitation. Ainsi, l'angle de distorsion vaut  $\gamma^S = \gamma^I - \alpha$  (figure 5.13).

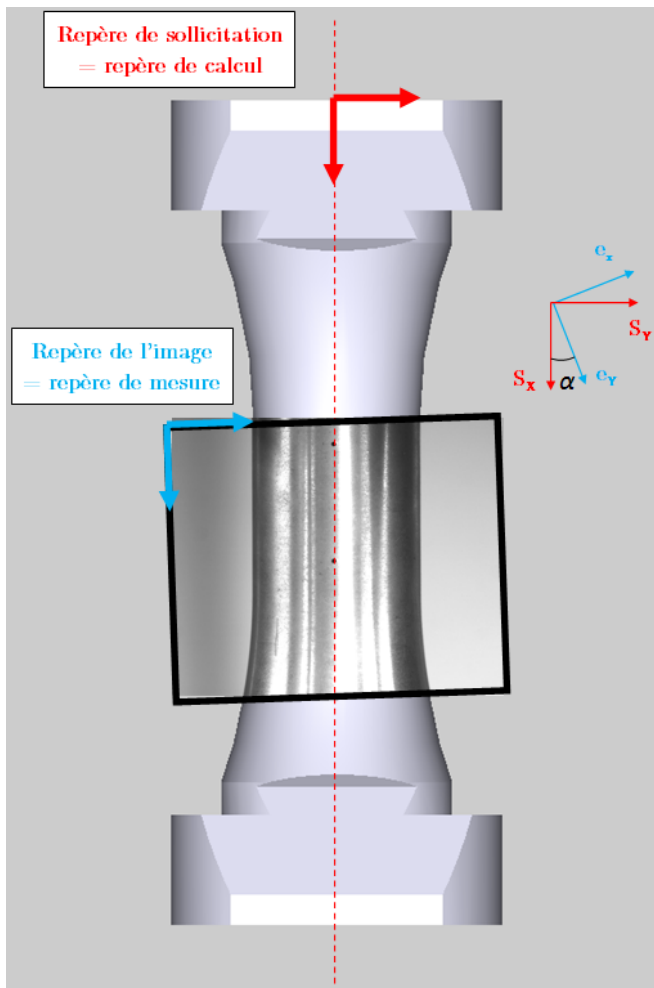


FIGURE 5.12 – Angle de désorientation entre le repère de l'image et le repère de sollicitation.

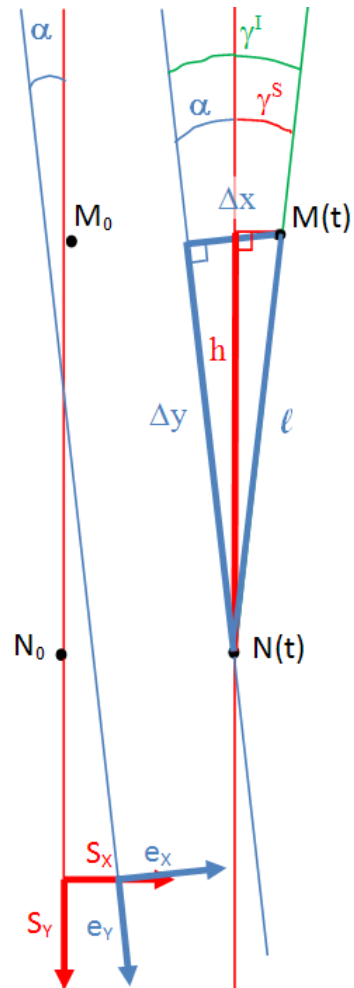


FIGURE 5.13 – Schéma de calcul de l'angle de torsion.

Cependant, l'orientation initiale des points  $M_0$  et  $N_0$  induit une distorsion initiale  $\gamma_0^S = \gamma_0^I - \alpha$ . Il en résulte que la mesure de l'angle de distorsion effectif et indépendant de l'angle de désorientation  $\alpha$  :  $\gamma = \gamma^S - \gamma_0^S = \gamma^I - \gamma_0^I$ . De même, comme on peut le voir sur la figure 5.13, la distance axiale entre les deux cibles  $\Delta y^S$  vaut  $\ell \cos(\gamma^S - \gamma_0^S)$  où  $\ell = \sqrt{(\Delta x^S)^2 + (\Delta y^S)^2} = \sqrt{(\Delta x^I)^2 + (\Delta y^I)^2}$ . Finalement, on peut calculer les déformations effectives de l'éprouvette seulement à partir des coordonnées mesurées dans le repère de l'image grâce aux relations suivantes :

$$\varepsilon_{\theta Z} = \frac{1}{2} \left( \arctan \frac{\Delta x^I}{\Delta y^I} - \arctan \frac{\Delta x_0^I}{\Delta y_0^I} \right) \quad (5.13)$$

$$\varepsilon_{ZZ} = \frac{\ell}{\ell_0} \cos \left( \arctan \frac{\Delta x^I}{\Delta y^I} - \arctan \frac{\Delta x_0^I}{\Delta y_0^I} \right) - 1 = \frac{\ell}{\ell_0} \cos(2\varepsilon_{\theta Z}) - 1 \quad (5.14)$$

### 5.5.3 Mesure de la déformation globale : notion de longueur équivalente

Au cours de la sollicitation, la partie utile de l'éprouvette se déforme, mais, aussi rigides soient-ils, la machine et les organes de raccordement de l'éprouvette se déforment également. Ceci se vérifie aisément puisque la déformation locale  $\varepsilon_{loc}$  mesurée par un extensomètre ou par le système de suivi de cibles au niveau de la zone utile est généralement plus faible que la déformation globale théorique  $\varepsilon_{glo}^{th}$  calculée par la relation  $\varepsilon_{glo}^{th} = u_v / L_{th}$  où  $u_v$  est le déplacement du vérin enregistré par le capteur de déplacement de la machine et  $L_{th}$  la longueur théorique de la zone utile de l'éprouvette (figure 5.14).

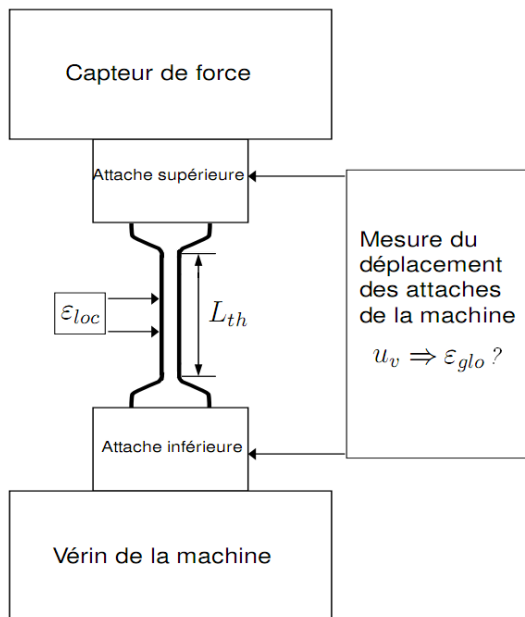


FIGURE 5.14 – Schéma fonctionnel de mesure des déformations [83].

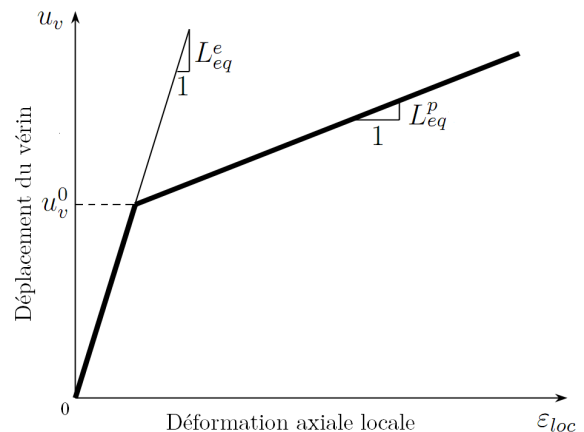


FIGURE 5.15 – Correspondance entre déformation axiale locale et déplacement du vérin [83].

C'est pourquoi la mesure locale de la déformation est indispensable. Si on trace la courbe donnant la déformation locale  $\varepsilon_{loc}$  en fonction du déplacement du vérin  $u_v$ , on obtient alors une correspondance exacte entre la déformation globale mesurée par le capteur de déplacement de la machine et la déformation locale réellement subie par l'éprouvette. Nous définissons alors une longueur équivalente  $L_{eq}$  telle que :

$$\boxed{\exists L_{eq} \text{ tel que } \varepsilon_{loc} = \varepsilon_{glo} = \frac{u_v}{L_{eq}} \text{ et } \varepsilon_{glo} = \varepsilon_{loc}} \quad (5.15)$$

Dans les cas d'un comportement élastoplastique, la courbe  $u_v = f(\varepsilon_{loc})$  peut alors être modélisée par deux tronçons de droite (figure 5.15). Les deux zones de cette courbe correspondent respectivement au comportement quasi-élastique et quasi-plastique du matériau. Les pentes de chaque tronçon linéaire définissent alors les longueurs équivalentes  $L_{eq}^e$  et  $L_{eq}^p$  dont les valeurs dépendent fortement de la géométrie de l'éprouvette, de la rigidité du matériau et des efforts mis en jeu. Finalement, connaissant la valeur du déplacement  $u_v^0$  au début du domaine plastique, la déformation globale est calculée par :

$$\varepsilon_{glo} = \frac{u_v}{L_{eq}^e} \quad \text{si } u_v \leq u_v^0 \quad (5.16)$$

$$\varepsilon_{glo} = \frac{u_v - u_v^0}{L_{eq}^p} + \frac{u_v^0}{L_{eq}^e} \quad \text{si } u_v \geq u_v^0 \quad (5.17)$$

Sur la figure 5.15, le fait que la longueur équivalente soit plus grande en élasticité qu'en plasticité s'explique par le fait que l'élasticité concerne l'ensemble du dispositif tandis que la plasticité se localise dans la zone la plus faible, à savoir la partie utile de l'éprouvette.

## 5.6 Programme d'essais et protocole de préparation

### 5.6.1 Définition des paramètres d'entrée et programme d'essais

Dans le but de parvenir au soudage de deux demi-éprouvettes, divers paramètres doivent être considérés :

- l'état de surface de l'interface de soudage, aussi bien en termes de rugosités qu'en termes de propreté,
- l'effort de compression, imposé au moyen d'une force ou d'un déplacement vertical,
- l'effort de torsion, imposé au moyen d'un couple ou d'un angle de torsion,
- la nature des sollicitations : monotone (constante), par paliers, cyclique, etc. ? Et dans le cas cyclique, comment représenter la sollicitation : à amplitude constante ou variable, à cycle linéaire ou sinusoïdal, etc. ?
- les vitesses de sollicitation, et de la même manière, son éventuelle variation,
- la durée de l'essai (ou dans le cadre d'un essai cyclique, le nombre de cycles).

L'ensemble des essais réalisés est indiqué dans le tableau 5.2. Concernant le nombre de cycles, la notation « N.D. » pour les essais 2 à 6 signifie que ces données sont non disponibles. En effet, ces essais correspondent à une phase de tests pour laquelle le nombre de cycle était alors une variable secondaire (en pratique, quelques dizaines de cycles).

Essai -	État de surface	Force (kN)	Angle (°)	Sollicitation en torsion	Période du cycle (s)	Nombre de cycles (-)
1	P1000	62	40	Monotone	-	-
2	P1000	20	1	Linéaire	8	N.D.
3	P1000	50	1,4	Linéaire	8	N.D.
4	P1000	50	2,8	Linéaire	8	N.D.
5	P1000	50	7	Linéaire	8	N.D.
6	P1000	100	7	Linéaire	8	N.D.
7	Miroir	37	1	Sinusoïdale	0,1	100
8	Miroir	49	5	Sinusoïdale	0,5	1000
9	Miroir	Cycl.	1	Sinusoïdale	0,1	7200
10	Miroir	30	1	Sinusoïdale	0,6	42000
11	Miroir	30	1	Sinusoïdale	0,6	42000
12	Miroir	30	1	Sinusoïdale	0,6	42000
13	Miroir	30	1	Sinusoïdale	0,6	1700
14	Miroir	30	1	Sinusoïdale	0,6	1700
15	Miroir	30	1	Sinusoïdale	0,6	1700
16	Miroir	30	1	Sinusoïdale	0,6	20
17	Miroir	30	1	Sinusoïdale	0,6	20
18	Miroir	30	0,5	Sinusoïdale	0,6	1700
19	Miroir	30	0,5	Sinusoïdale	0,6	1700

TABLEAU 5.2 – Programme des essais de soudabilité par compression-torsion

Compte tenu des difficultés expérimentales qui limitent le champs d’investigation en termes de nombre d’éprouvettes et de nombre d’essais, les conditions expérimentales n’ont pas été définies par un plan d’expérience couvrant l’ensemble du domaine d’évolution des différents paramètres. Néanmoins, les paramètres d’essai ont été choisis judicieusement en fonction des résultats successifs sur lesquels nous reviendrons dans le chapitre 10 de la partie IV.

Enfin, comme indiqué dans le tableau 5.2, on peut voir que les essais 9 à 12 comportent 72000 ou 42000 cycles, soit des durées d’essai de 2 à 7 heures. Sur une telle durée, la mesure des données via la carte d’acquisition ne peut être réalisée de façon précise par risque de saturation du PC lors de la mesure ou de l’écriture sur le disque dur. Dès lors, une mesure continue à grand pas de temps ( $\Delta t = 1$  s) permettant de déterminer les grandes tendances est complétée par quelques « zooms » à petits pas de temps ( $\Delta t = 0,01$  s) permettant d’apprécier le comportement réel en cours d’essai.

## 5.6.2 Préparation de la machine

Afin de conduire les essais de soudage dans de bonnes conditions, les deux demi-éprouvettes doivent être parfaitement alignées et les surfaces en contact à l’interface parallèles. Ce postulat de base est assuré au préalable de chaque campagne d’essai grâce

aux améliorations mises en place sur le dispositif (section 5.1 p. 63). Le parallélisme des surfaces à l'interface est ainsi assuré grâce au système de fixation par clavettes qui assure un bon positionnement des demi-éprouvettes dans les mors de la machine. L'alignement est obtenu au moyen d'un étalon plein et massif en acier placé entre les mors de la machine au moyen du système de clavettes. On fait ensuite fondre l'alliage de Wood tout en imposant un couple nul (et une force nulle) à la machine : la tête supérieure de la machine est alors totalement libre et s'aligne par rapport à la tête inférieure (vérin) grâce à la rigidité de l'étalon. Enfin, après la solidification de l'alliage de Wood, l'étalon est retiré et on est alors assuré d'un alignement quasi parfait des deux demi-éprouvettes.

### 5.6.3 Préparation des demi-éprouvettes

Conserver un état brut d'usinage est naturellement le plus simple à mettre en œuvre, mais l'intérêt d'un contrôle de l'état de surface est multiple :

- assurer la répétabilité des essais en s'affranchissant des incertitudes dues à la découpe des demi-éprouvettes,
- la couche d'oxyde ayant été formée lors de la découpe, celle-ci contient inévitablement des résidus physisorbés et chimisorbés, la reconstruction d'une nouvelle couche d'oxyde permet de réduire le quantité de résidus impropres et ainsi d'être essentiellement composée d'éléments issus de l'alliage de base,
- le temps et les variations thermiques faisant naturellement croître la couche d'oxyde (notion d'anodisation), le contrôle de l'état de surface permet d'obtenir une couche d'oxyde reconstruite d'épaisseur réduite, ce qui facilite son morcellement.

Ainsi, les demi-éprouvettes ont été nettoyées, préparées et dégraissées au moyen d'un procédé analogue à celui utilisé lors des essais de soudage en compression plane (cf. paragraphe 4.3.2 p. 61 pour une description plus précise du rôle des différentes étapes) :

1. étape de nettoyage : pendant 15 minutes, immersion des demi-éprouvettes dans un bain à ultrasons complété d'un bouchon de savon,
2. étape de polissage : utilisation de différents papiers jusqu'à la rugosité souhaitée (papier P1000 ou poli miroir 1  $\mu\text{m}$ ),
3. étape de dégraissage : pendant 2 minutes, nettoyage des demi-éprouvettes dans un bécher de dichlorométhane puis séchage,

Enfin, la préparation étant effectuée à Saint-Étienne et les essais quelque temps plus tard à Grenoble, il est nécessaire de veiller à ne pas contaminer les surfaces dans ce laps de temps et d'espace. De même, afin d'éviter le jeu dans les mors, la découpe a été faite au plus juste, et il est alors généralement nécessaire d'utiliser un peu de graisse pour pouvoir insérer les demi-éprouvettes dans les mors : il est également important de veiller à ce que de la graisse ne se retrouve pas accidentellement sur les surfaces de contact.

# CONCLUSIONS SUR LES MÉTHODES EXPÉRIMENTALES

APRÈS AVOIR introduit, d'un point de vue théorique et expérimental, la rhéologie en traction normalisée des deux matériaux utilisés au cours des essais, cette partie nous a permis de présenter les deux méthodes essais utilisées au cours de ce travail : l'essai de compression plane d'échantillons parallélépipédiques et l'essai de traction-compression et de torsion alternée d'éprouvettes tubulaires. Nous avons notamment présenté les dispositifs d'essai, le comportement mécanique en déformations et contraintes et les dispositifs de mesures de ces champs.

À partir de ces deux essais, nous avons alors mis en place deux méthodes expérimentales originales basées sur des échantillons ou des éprouvettes sectionnées dans le but d'étudier les phénomènes permettant la création de jonctions métalliques de l'aluminium. Une multitude d'essais ont été programmés afin de déterminer l'influence des différents paramètres d'essais. Néanmoins, la mise en place de ces essais de soudabilité repose sur la création d'une interface de soudage, ce qui implique *ipso facto* une discontinuité des champs de contrainte et de déformation. On forme alors l'hypothèse que, une fois le régime permanent atteint, le dépouillement des champs de contrainte reste valable à partir des variables généralisées (force pour l'essai de soudabilité en compression plane, force et couple pour l'essai de soudabilité en compression-torsion).





## **Troisième partie**

# **Résultats des essais de soudabilité en compression plane**

∴

DANS LE BUT d'étudier la soudabilité à froid de l'aluminium, la première campagne d'essais porte sur la compression plane : deux demi-échantillons en aluminium sont superposés l'un sur l'autre pour subir une compression dans le dispositif de channel-die décrit au chapitre 4.

Dès lors, la partie ci-après a pour but de déterminer les facteurs influents quant à la jonction thermomécanique. Plus précisément, l'approche mécanique macroscopique consiste à établir si, pour la déformation imposée, les valeurs des différents paramètres considérés (température, vitesse de déformation et état de surface l'interface de soudage) conduisent ou non à un assemblage soudé (de façon pérenne ou non).

Par la suite, une analyse microscopique des échantillons soudés est effectuée dans le but de caractériser les soudures obtenues. On utilisera alors diverses méthodes : microscopie optique, Microscopie Électronique à Balayage à haute résolution (MEB-FEG) et analyse locale de grains par technique EBSD.

Enfin, la mise en place de modèles d'analyse par éléments finis et d'analyse tensorielle auront pour but de déterminer des zones de potentialité de soudage. Ces zones seront enfin corrélées avec les observations microscopiques afin d'expliquer la localisation des jonctions obtenues.

∴

## CHAPITRE

### 6

# RHÉOLOGIE ET PARAMÈTRES INFLUANT SUR LA SOUDABILITÉ MACROSCOPIQUE

CE CHAPITRE PRÉSENTE les résultats des essais de soudabilité en compression plane. En premier lieu, on s'intéressera à la rhéologie du matériau : a-t-on un comportement macroscopique différent suivant les paramètres considérés (température, vitesse de déformation et état de surface) et suivant l'état de soudage ? Ensuite, on présentera quels sont, parmi les paramètres pré-cités, ceux ayant une influence quant à l'établissement d'un assemblage soudé. Plus précisément, l'objectif des essais est de déterminer, pour un jeu de paramètres donné, quelle est la déformation minimale nécessaire à imposer pour obtenir un assemblage soudé : cette déformation définit un *seuil de soudabilité* associé à ce jeu de paramètres. Cette étude mécanique macroscopique repose sur l'introduction de trois catégories permettant de décrire les différents états de soudage :

**non soudé** : dès la sortie du couloir de compression, les deux demi-échantillons se séparent naturellement, sans qu'il soit nécessaire d'y appliquer le moindre effort.

**non pérenne** : par cette dénomination, on regroupe les cas où l'assemblage est cohérent après compression, mais qu'il cède ensuite en cours de manipulation. En d'autres termes, les zones soudées sont trop peu nombreuses et/ou trop peu solides pour que l'assemblage ait une résistance mécanique suffisante. Ce cas s'est particulièrement présenté lors de la découpe sur les échantillons soudés d'une tranche de matériau afin de pouvoir observer les zones soudées à mi-largeur (cf. paragraphe 4.3.3 p. 62).

**soudé** : on répertorie ici les cas soudés à la sortie du couloir de compression dont l'assemblage a été pérenne : ces échantillons-ci ont ensuite été analysés en microscopie.

Le tableau 6.1 présente un récapitulatif des essais réalisés. La première colonne du tableau indique la nature des groupes d'essais réalisés : ceux-ci seront explicités au cours de la prochaine section. Les autres colonnes expriment respectivement, l'état de surface employé (Brute d'usinage, pré-polissage P600 ou P1200 et polissage miroir), la température (Temp.), les vitesses de déformation théorique  $\dot{\varepsilon}^T$  et réelle  $\dot{\varepsilon}^R$ , les déformations équivalentes théorique  $\bar{\varepsilon}_{VM}^T$  et réelle  $\bar{\varepsilon}_{VM}^R$  et l'état de soudage.

Nature des essais	État de surface	Temp. (°C)	$\dot{\varepsilon}^T$ (s <sup>-1</sup> )	$\dot{\varepsilon}^R$ (s <sup>-1</sup> )	$\bar{\varepsilon}_{VM}^T$ (-)	$\bar{\varepsilon}_{VM}^R$ (-)	État de soudage
Entier	Brute	20	0,1	0,089	1	0,93	-
Essais initiaux et de référence	Brute	20	0,1	0,099	0,64	0,63	Non pérenne
	Brute	20	0,1	0,096	0,5	0,52	Non soudé
	Brute	20	0,1	0,100	0,6	0,59	Non pérenne
	Brute	20	0,1	0,091	1	0,93	<b>Soudé</b>
	Brute	20	0,1	0,090	1	0,96	<b>Soudé</b>
	Brute	20	0,1	0,092	1	0,92	Non soudé
Influence de la température et de la vitesse de déformation	Brute	350	1	1,00	0,3	0,34	Non soudé
	Brute	350	1	1,01	0,5	0,58	Non soudé
	Brute	350	1	1,00	0,6	0,68	Non pérenne
	Brute	350	5	4,96	0,3	0,35	Non soudé
	Brute	350	5	5,04	0,45	0,50	Non soudé
	Brute	350	5	4,96	0,6	0,66	<b>Soudé</b>
Influence de l'état de surface (rugosités)	P600	20	1	0,94	0,5	0,55	Non soudé
	P600	20	1	0,99	0,6	0,68	Non pérenne
	P1200	20	1	0,93	0,5	0,54	Non soudé
	P1200	20	1	0,96	0,6	0,67	Non soudé
	Miroir	20	1	1,00	0,5	0,57	Non soudé
	Miroir	20	1	0,97	0,7	0,80	<b>Soudé</b>
Influence de l'orientation cristalline (2 monocristaux)	Brute	20	1	0,93	0,7	0,75	Non soudé
	Miroir	20	1	1,12	0,7	0,90	Non pérenne
	Miroir	20	1	0,99	0,7	0,81	Non soudé
	Miroir	20	1	0,91	1	1,06	Non pérenne

TABLEAU 6.1 – Résultats des essais de soudabilité en compression plane.

## 6.1 Rhéologie en compression plane

Les essais de soudabilité en compression plane ont été réalisés sur des échantillons issus du matériau 1. Les dimensions de ces échantillons sont de 12 mm de hauteur et de longueur, la largeur étant imposée par le couloir de compression (7 mm). L'ensemble des résultats des essais réalisés sont synthétisés sur la figure 6.1 où on a également indiqué la rhéologie obtenue en traction normalisée à froid (cf. section 3.1 p. 49).

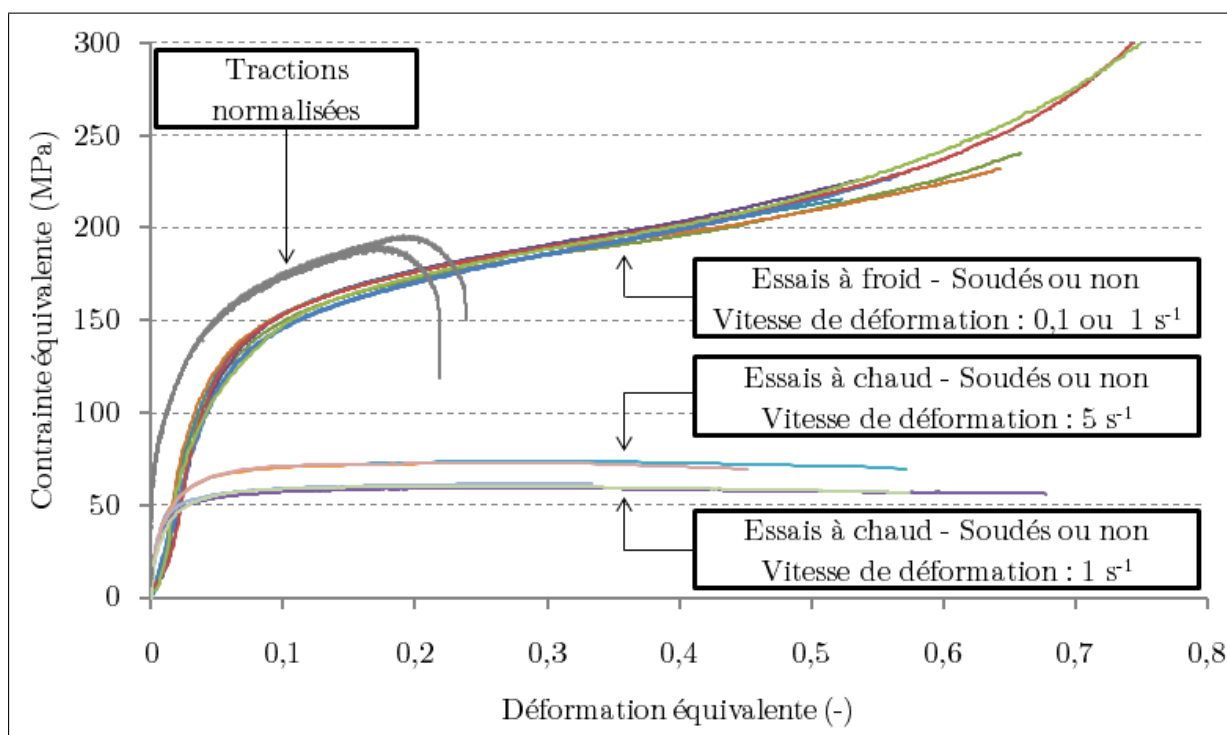


FIGURE 6.1 – Rhéologie en compression plane pour différentes températures, vitesses de déformation et états de soudage.

On peut voir que le comportement à froid est différent pour les deux chemins de déformation étudiés, notamment au niveau de la pente élastique en début de déformation. Globalement, l'écart de comportement entre la traction normalisée et la compression plane, de l'ordre de 20%, s'explique par le fait qu'au début de la déformation en compression plane, il apparaît un tonnelage de l'échantillon conduisant à une surestimation de la déformation et à une sous-estimation de la contrainte.

Un résultat important qu'on peut extraire de ce graphe est que le comportement est analogue quel que soit l'état de surface et l'état de soudage (soudé, non pérenne ou non soudé) : en d'autres termes, les propriétés locales (rugosités à l'interface et création de jonctions métalliques) n'influencent pas le comportement mécanique global en compression plane à froid ou à chaud. Par contre, si la vitesse de déformation a une influence négligeable sur le comportement à froid (0,1 ou 1 s<sup>-1</sup>), on peut voir qu'à chaud, le comportement diffère suivant la valeur de la vitesse de déformation (1 ou 5 s<sup>-1</sup>) : ces résultats sont en adéquation avec les hypothèses classiquement formulées en mise en forme (cf. paragraphe 1.1.3 p. 19).

Enfin, à partir d'une déformation équivalente de 0,5, en lieu et place d'un accommodement habituellement rencontré, on peut voir sur la figure 6.1 que la contrainte augmente brusquement pour atteindre de très importantes valeurs. Ceci s'explique par le fait que le Téflon utilisé pour diminuer le frottement dans le couloir de compression est alors dégradé au point de ne plus pouvoir jouer son rôle, ce qui implique un accroissement progressif du frottement et donc de la contrainte moyenne.

Néanmoins, pour les essais réalisés à froid, si l'on considère que le Téflon reste efficace jusqu'à la déformation équivalente de 0,5, on peut alors identifier une loi d'érouissage de type Hollomon :  $\sigma_0 = \sigma_1 \bar{\epsilon}^n$  avec  $\sigma_1 \approx 283$  MPa et un coefficient d'érouissage  $n \approx 0,222$  (figure 6.2). On retrouve ainsi un coefficient d'érouissage proche de celui obtenu en traction monotone (soit  $n \approx 0,246$ , tableau 3.3 p. 52) mais une constante  $\sigma_1$  différente qui explique la même allure de courbe mais l'écart de contrainte constaté.

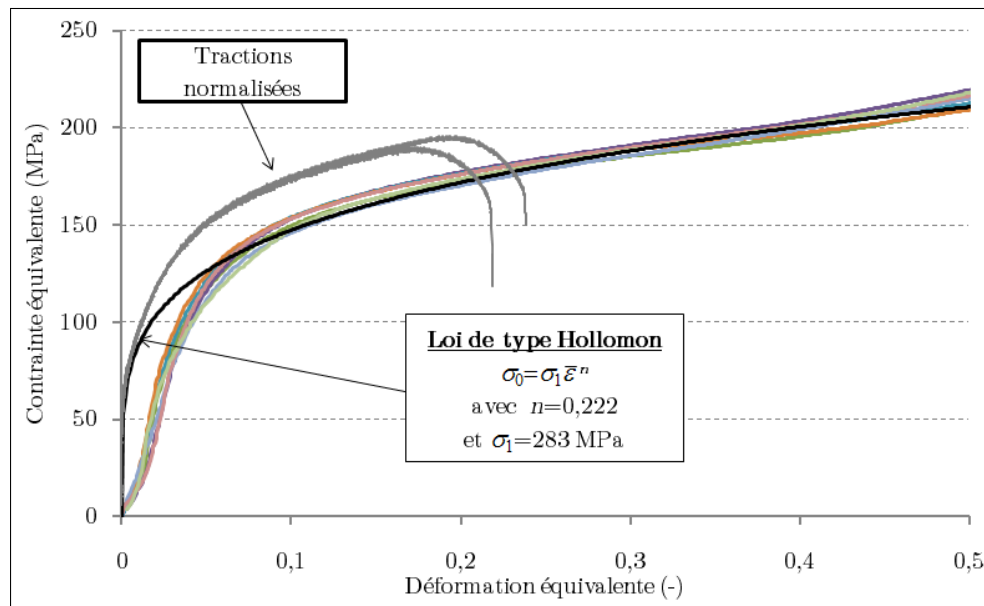


FIGURE 6.2 – Essais à froid : identification d'une loi d'érouissage d'Hollomon.

Enfin, la figure 6.3 présente les photographies de deux échantillons soudés en compression plane : l'assemblage de gauche a été réalisé à chaud tandis que l'assemblage de droite a été obtenu à froid, et ce pour une déformation imposée analogue (respectivement 0,66 et 0,68). On peut notamment remarquer qu'à chaud, le frottement entre l'échantillon et le couloir de compression présente un rôle plus important et est moins bien contrôlé par le Téflon qui se dégrade rapidement. À l'opposé, la déformée obtenue à froid est beaucoup plus homogène si l'on excepte le tonnelage caractéristique des essais de compression.



FIGURE 6.3 – Photographies de deux échantillons soudés en compression plane : à chaud (à gauche) et à froid (à droite). À noter, le meilleur contrôle du frottement à froid.

## 6.2 Paramètres influant la soudabilité macroscopique

### 6.2.1 Essai de référence

Afin de déterminer l'influence des différents paramètres, il est nécessaire de définir un essai de référence. Celui-ci est réalisé à partir des conditions suivantes :

- température de l'essai : à froid (20°C),
- vitesse de déformation : 0,1 s<sup>-1</sup>,
- état de surface : brut de découpe.

Avec de tels paramètres, un cas non soudé s'est présenté pour une déformation équivalente imposée de 0,52, deux assemblages non pérennes ont été obtenus pour des déformations équivalentes de 0,59 et 0,63 et enfin les cas de référence ont été obtenus pour des déformations équivalentes de 0,96 et 0,93 : cette dernière valeur définit alors le seuil de soudabilité pour l'essai de référence.

### 6.2.2 Influence de la température et de la vitesse de déformation

Comme précisé dans la description du dispositif (cf. section 4.1 p. 55), le couloir de compression est équipé d'un système précis de chauffage local. Aussi, il nous a paru intéressant de tester l'influence de la température de l'essai. Conformément aux théories en mise en forme des matériaux, les phénomènes de diffusion des atomes, de restauration et de recristallisation (dynamique) des grains sont activés thermiquement : réaliser ces essais de compression à chaud (350°C  $\approx$  0,75  $T_f$ ) devrait ainsi favoriser la création de jonctions thermomécaniques et de facto favoriser l'obtention d'un assemblage soudé.

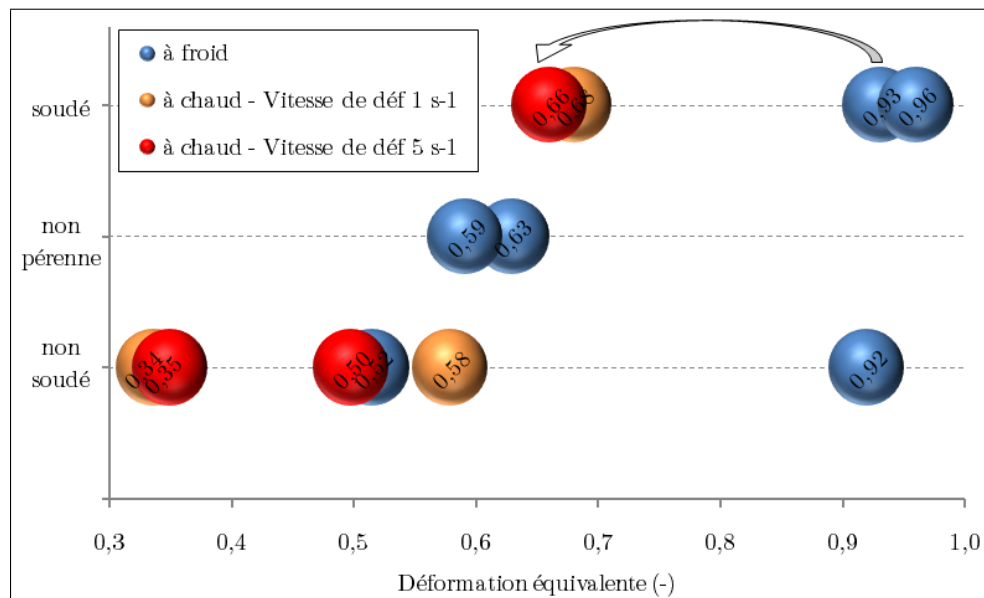


FIGURE 6.4 – Influence de la température et de la vitesse de déformation sur la soudabilité en compression plane.



Ainsi, la figure 6.4 permet d'illustrer l'influence de la température sur la soudabilité en compression plane pour deux vitesses de déformation de 1 et 5 s<sup>-1</sup>. Si cette dernière a une influence sur le comportement macroscopique (figure 6.1), il n'a pas été mis en évidence d'influence notable de la vitesse de déformation sur la soudabilité puisque pour des déformations comparables, on a un état de soudage identique (soudé ou non soudé). En particulier, deux assemblages soudés ont été obtenus pour des déformations de 0,68 et 0,66, cette dernière valeur définissant donc le seuil de soudabilité à chaud.

### 6.2.3 Influence de l'état de surface à l'interface de soudage

En complément des essais de référence réalisés, on peut également voir sur la figure 6.4 qu'une compression effectuée pour une déformation de von Mises de 0,92 est indiquée dans l'état non soudé. Ce résultat inattendu s'explique a posteriori par le fait que j'avais oublié de nettoyer les échantillons suivant le protocole présenté dans le paragraphe 4.3.2 p. 61 : les échantillons présentaient alors dans un état de surface brut après la découpe à l'atelier mécanique et étaient ainsi couvert d'un résidu impropre (huiles de découpe notamment). C'est ainsi que, conformément à nos intuitions, ce cas « raté » a permis de confirmer l'importance de la propreté de l'interface de soudage et que le protocole de préparation avant soudage doit être suivi.

On se place ici de nouveau à froid et l'accent est porté sur le contrôle de l'état de surface en termes de rugosités. En effet, l'intérêt est potentiellement multiple :

- la reproductibilité des essais est assurée : sur les échantillons bruts de découpe, l'état de surface dépend fortement de l'usinage, que ce soit en termes du nombre de passe, d'usure des outils ou d'orientation des outils. Dès lors, un contrôle de l'état de surface permet de s'affranchir de ces incertitudes en assurant un profil de rugosité identique à tous les échantillons.
- d'un point de vue géométrique, si la surface macroscopique s'exprime simplement par le produit de la largeur par la longueur de l'échantillon, la surface réelle est d'autant plus grande que la rugosité est importante : un profil très accidenté peut endurer une déformation transverse beaucoup plus importante, réduisant de facto le morcellement de la couche d'oxyde, facteur essentiel quant à la formation de jonctions métalliques.
- de même, étant donné que la couche d'oxyde a tendance à croître naturellement au cours du temps (cycles thermiques, phénomènes d'anodisation, etc.), le fait de reconstruire une nouvelle couche d'oxyde puis d'effectuer l'essai dans un laps de temps raisonnable (jusqu'à quelques jours) permet de travailler à partir d'une couche d'oxyde d'épaisseur réduite, donc de volume réduit, ce qui facilite là aussi son morcellement.
- d'un point de vue de la chimie des surfaces, le polissage implique la reconstruction d'une nouvelle couche d'oxyde exempte de résidus impropres : les éventuels éléments physisorbés et chimisorbés sont alors éliminés et la nouvelle couche d'oxyde contient alors quasi uniquement des éléments issus de l'alliage de base.

Il convient par ailleurs de noter que le polissage conduit à un enlèvement de matière modeste mais non nul : la hauteur des demi-échantillons doit alors être actualisée avant l'essai afin de déterminer la déformation réellement imposée. De plus, le polissage étant réalisé manuellement, une incertitude demeure quant au respect de la planéité et à la quantité de matière retirée (les deux demi-échantillons n'ont finalement pas nécessairement la même hauteur).

Trois niveaux de rugosités ont été utilisés : l'état de surface est soit brut de découpe (état de référence), soit contrôlé par pré-polissage mécanique pour obtenir des rugosités moyennes de 25,8  $\mu\text{m}$  (Papier P600) ou de 15,3  $\mu\text{m}$  (Papier P1200), soit par polissage diamanté pour l'obtention d'un poli miroir 1 ou 0,25  $\mu\text{m}$ . La figure 6.5 présente l'ensemble des essais de soudabilité réalisés.

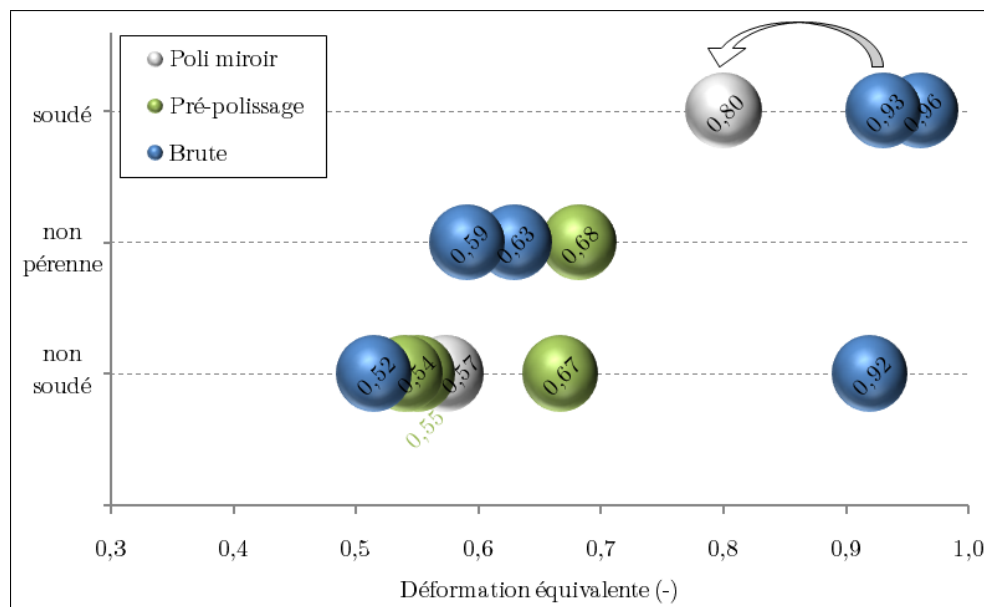


FIGURE 6.5 – Influence de l'état de surface sur la soudabilité en compression plane.

On peut voir que pour le pré-polissage, on a un cas non pérenne pour une déformation de 0,68 tandis que pour le poli miroir, une déformation de 0,80 permet d'obtenir un assemblage soudé : en d'autres termes, le contrôle de l'état de surface permet de faire passer le seuil de soudabilité de 0,93 à 0,80, mais en deçà de cette valeur, le soudage n'a pu être établi durablement.

#### 6.2.4 Influence de la plasticité cristalline

Suite aux essais à rugosité contrôlée, une autre observation a été mise en évidence. La photographie 6.6 représente l'état de surface après déformation à l'interface non soudée pour un échantillon dont l'état de surface initial était poli miroir : la surface « parfaitement » plane à l'état initial a enduré au final des déformations locales différentes à l'échelle des grains, ce qui dénote une certaine influence des orientations cristallographiques.



FIGURE 6.6 – Rugosités de surface apparaissant après déformation à l’interface d’un échantillon non soudé dont l’état de surface initial était poli miroir (1  $\mu\text{m}$ ).

Idéalement, une jonction métallique créée sera de bonne qualité si la surface fraîche apparaissant à la surface d’un des deux demi-échantillons se lie avec la surface fraîche apparaissant au même moment à la surface de l’autre demi-échantillon. Le cas échéant, la jonction métallique sera créée avec la couche d’oxyde, mais ce dernier étant un matériau inerte, la jonction sera a priori de moindre qualité d’un point de vue de la tenue mécanique. En ce sens, on peut penser que de bonnes conditions théoriques de soudage sont obtenues si deux points en vis-à-vis à l’interface se déforment de façon équivalente pour faire apparaître de la surface fraîche au même instant : le comportement local en termes de plasticité cristalline pourrait ainsi agir défavorablement quant à la création de ces jonctions. C’est pourquoi des essais de soudabilité en compression plane ont été effectués sur des monocristaux : ceux-ci ayant une orientation cristalline unique et définie, on s’affranchit alors des hétérogénéités des déformations locales. Ainsi, faisant suite à d’autres études menées dans le laboratoire [63, 65], deux types de monocristaux m’ont été proposés :

- 2 couples de monocristaux Al-0,3% Mn à orientation Cube  $\langle 100 \rangle (001)$
- 2 couples de monocristaux Al-0,1% Mn à orientation Goss  $\langle 100 \rangle (011)$

Compte tenu des résultats obtenus dans le paragraphe précédent, la première interrogation porte sur l’état de surface à considérer : d’un côté, une surface brute à orientation cristalline connue, de l’autre une surface à rugosité contrôlée mais à orientation cristalline incertaine en surface car a priori modifiée par le traitement mécanique imposé. On peut néanmoins penser que la proche surface ayant subi un éventuel changement d’orientation retrouvera rapidement son orientation originelle en début de déformation.

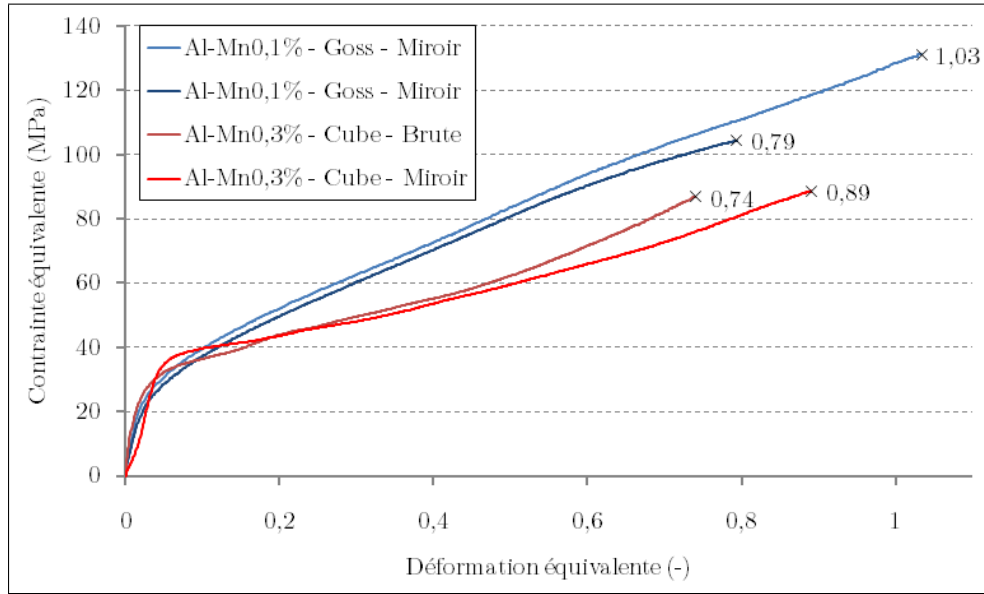


FIGURE 6.7 – Comportement en compression plane et déformation maximale imposée pour des monocristaux Al-0,3% Mn à orientation Cube  $\langle 100 \rangle (001)$  et Al-0,1% Mn à orientation Goss  $\langle 100 \rangle (011)$ .

Quant aux autres paramètres d'essai, on se place à froid et à vitesse de déformation théorique d'environ  $1 \text{ s}^{-1}$ . Pour les monocristaux à orientation Cube, on a considéré deux états de surface : brute et poli miroir (poli diamant  $1 \mu\text{m}$ ). Pour en étudier l'influence, nous avons imposé la même déformation théorique (0,7), mais les deux couples d'échantillons ayant des hauteurs différentes du fait du polissage, les déformations réellement subies ne sont pas identiques : 0,74 pour la surface brute contre 0,89 pour le poli miroir. Néanmoins, si l'action conjuguée d'un état de surface poli miroir et d'une plus grande déformation a permis de passer d'un état non soudé à un état non pérenne (séparation lors de la découpe), la soudabilité n'est donc pas fortement améliorée. Par contre, si le contrôle de l'état de surface joue un rôle local vis-à-vis de la création de jonctions métalliques, on peut voir sur la figure 6.7 que, comme pour les polycristaux, le contrôle de l'état de surface ne semble pas influencer sur le comportement global puisqu'on a une bonne reproductibilité tant que le frottement est bien maîtrisé (soit jusqu'à  $\bar{\epsilon}_{VM} \approx 0,5$ ).

Pour les monocristaux à orientation Goss, nous avons choisi de considérer une même rugosité contrôlée (poli diamant  $0,25 \mu\text{m}$ ) mais deux déformations différentes : le fait de passer d'une déformation imposée de 0,79 à une déformation imposée de 1,03 a permis de passer d'un état non soudé à un état non pérenne. Enfin, on peut voir sur la figure 6.7 que le comportement est différent pour les deux types de monocristaux. Ceci provient de leurs orientations différentes (l'orientation Goss est plus « dure » que l'orientation Cube, [65]), bien que leurs compositions différentes ait tendance à compenser cet écart (l'augmentation des solutés de manganèse durcit le monocristal, [64]).

Globalement, ces résultats ne sont pas très concluants, puisque même pour une déformation d'environ 1 équivalent von Mises, le soudage n'est pas pérenne. Il faut également garder à l'esprit que le comportement mécanique du monocristal est fondamentalement différent de notre matériau de base. Et, étant donné les difficultés quand à l'obtention des monocristaux puis la découpe des échantillons parallélépipédiques par électro-érosion et étant donné que l'étude du soudage de monocristaux est très loin des préoccupations industrielles, les essais n'ont pas été développés plus en avant, mais cette approche semble indiquer que l'orientation cristalline locale ne constitue donc pas un élément déterminant quant à la création de jonctions thermomécaniques.

### 6.3 Récapitulatif des paramètres influents

D'un point de vue macroscopique, les résultats décrits ci-dessus sont résumés sur la figure 6.8.

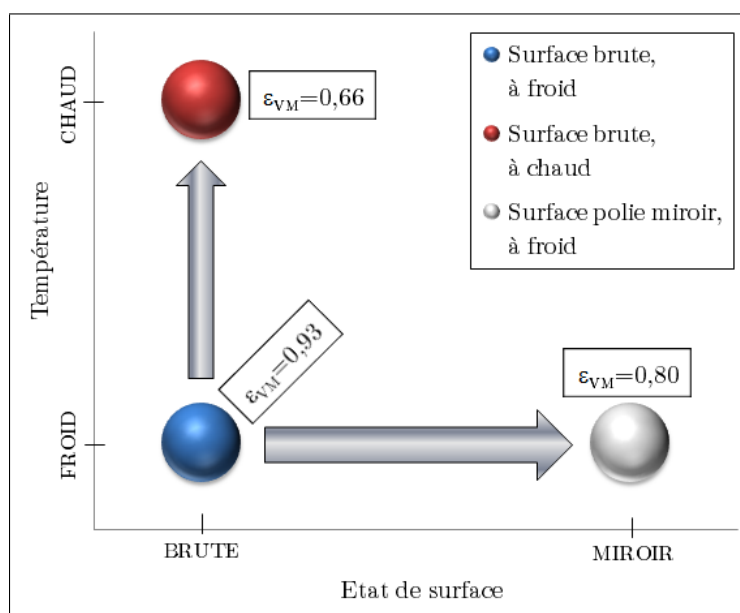


FIGURE 6.8 – Récapitulatif des seuils de soudabilité obtenus en fonction de la température et de l'état de surface des surfaces à l'interface de soudage.

Ainsi, partant d'un essai de référence réalisé à froid pour un état de surface brute mais en s'étant assuré au préalable de la propreté des surfaces en suivant le protocole présenté, nous avons déterminé un seuil de soudabilité à hauteur de 0,93 (déformation équivalente de von Mises). Puis, l'étude de paramètres réalisée a permis de mettre en évidence qu'outre la température (le seuil de soudabilité passe alors à 0,66), le contrôle de l'état de surface joue un rôle favorable quant à la soudabilité en compression plane en réduisant le seuil de soudabilité à 0,80.

## CHAPITRE

### 7

# ANALYSE MICROSCOPIQUE DES ÉCHANTILLONS SOUDÉS

SI LE CHAPITRE PRÉCÉDENT a porté sur une approche macroscopique de la soudabilité (paramètres influents et tenue globale de l'assemblage), on s'intéresse dans ce chapitre à la caractérisation microscopique des soudures au moyen de diverses méthodes d'observation : la microscopie optique, la Microscopie Électronique à Balayage à Haute résolution (MEB-FEG) et l'EBSD (cf. section 3.2 pour la description de ces méthodes).

## 7.1 Observations en Microscopie Optique

Afin d'observer la structure cristallographique, une oxydation anodique permet de révéler les grains au moyen d'une coloration bleutée ou rosie suivant leur orientation. Ainsi, la figure 7.1 est constituée de l'assemblage de deux observations en microscopie optique pour un grossissement  $\times 5$ . La ligne noire quasi horizontale constitue le reliquat de l'interface et semble s'évanouir au niveau de la zone commune aux deux photographies. Au vu de l'allongement des grains dans cette zone, on peut d'ailleurs noter que les soudures se sont produites dans les zones les plus déformées. Pour confirmer cette impression, les figures 7.2 et 7.3 présentent deux autres observations microscopiques à plus gros grossissement ( $\times 10$  et  $\times 20$ ).

On peut alors nettement distinguer des zones où l'interface résiduelle (en noir) disparaît littéralement pour former des jonctions métalliques entre les deux demi-échantillons. Toutefois, comme on peut le voir sur les deux premières observations ainsi que sur la suivante (figure 7.4), les zones soudées alternent avec l'interface résiduelle.

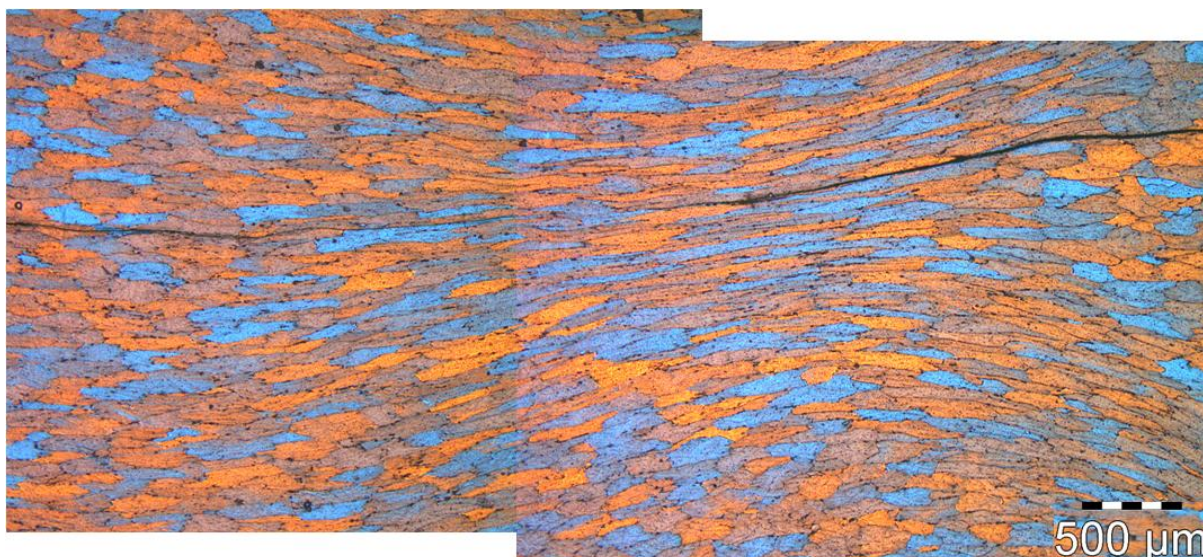


FIGURE 7.1 – Observation en microscopie optique ( $\times 5$ ) d'une zone soudée en compression plane (essai réalisé à froid et avec surface polie miroir).

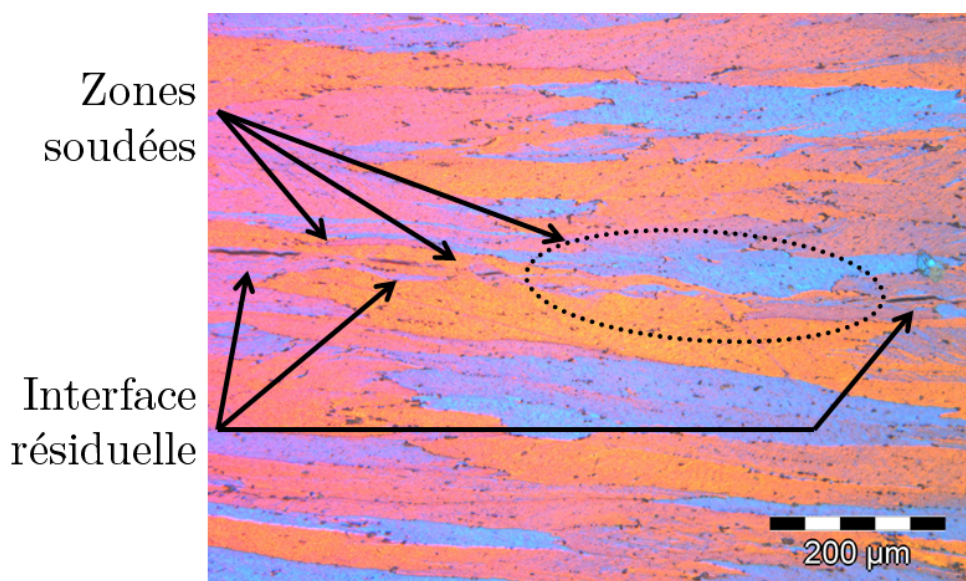


FIGURE 7.2 – Observation en microscopie optique ( $\times 10$ ) d'une zone soudée en compression plane (essai réalisé à froid et sans contrôle de la rugosité (état brut)).

En réalité, les jonctions créées restent relativement localisées et malgré l'importante déformation plastique imposée, il n'y a pas de création de soudures globales sur des portions significatives. Cependant, les formes de ses jonctions locales peuvent s'avérer intéressantes. En effet, après création d'un point soudé suffisamment solide, la différence de déplacement – et donc le cisaillement – se produisant entre les deux-demi échantillons induit d'importantes contraintes locales autour de ce point et conduit à une plastification locale se manifestant par des effets de rotations de l'interface résiduelle (figure 7.5).

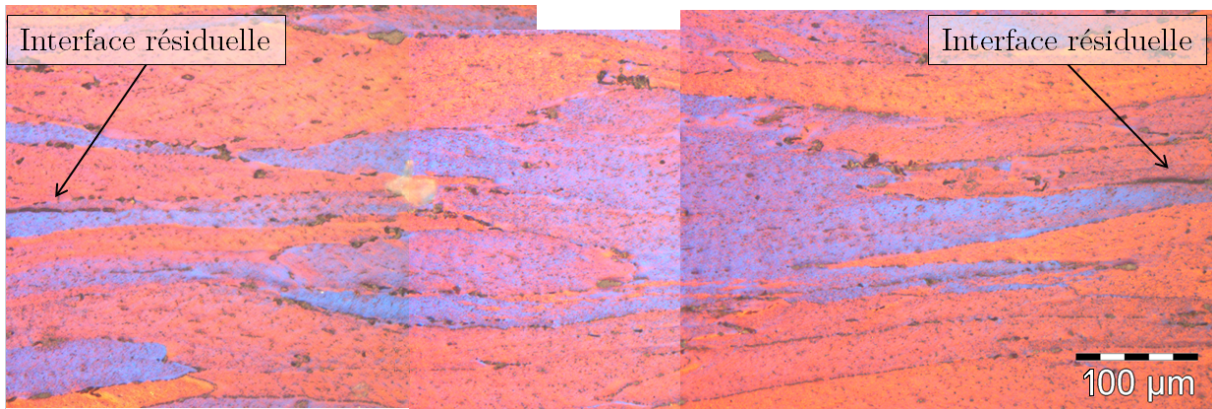


FIGURE 7.3 – Observation en microscopie optique ( $\times 20$ ) d'une zone soudée en compression plane (essai réalisé à froid et avec surface polie miroir).

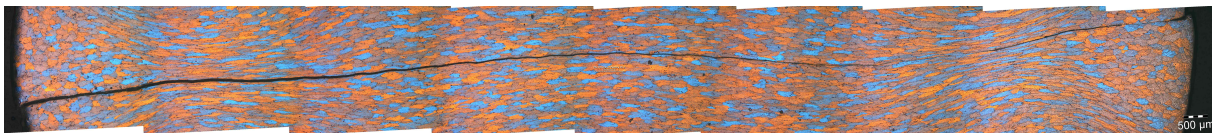


FIGURE 7.4 – Vue d'ensemble d'un échantillon soudé en microscopie optique (à froid et surface polie miroir) - Sur la droite, la région où disparaît l'interface (trait noir) correspond à la zone soudée présentée sur la figure 7.1.

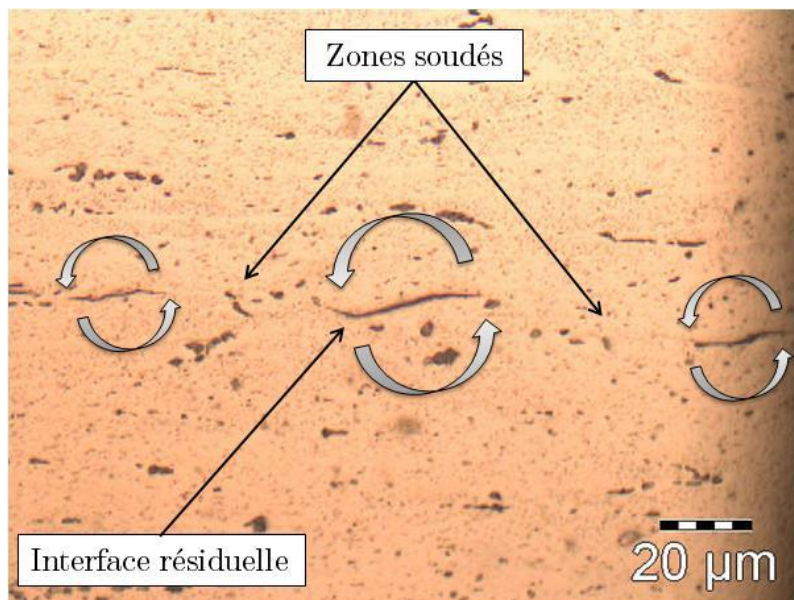


FIGURE 7.5 – Observation en microscopie optique ( $\times 20$ ) : mise en évidence de la rotation locale de l'interface résiduelle aux abords des zones soudés.

Ces rotations locales rappellent dans une certaine mesure la formation de vagues à l'interface de soudage qu'on peut observer en soudage par explosion (figure 2.7 p. 41) ou en soudage par impulsion magnétique (figure 2.9 p. 43).



## 7.2 Observations en Microscopie Électronique à Balayage à haute résolution (MEB-FEG)

Afin de mieux comprendre la nature des jonctions créées, les observations en microscopie optique ont été complétées par des observations à plus fine échelle au moyen d'un Microscopie Électronique à Balayage à haute résolution (MEB-FEG). Ainsi, la figure 7.6 gauche est l'observation MEB-FEG (grossissement  $\times 8500$ ) d'un échantillon soudé à froid avec un état de surface brut (non poli) : le cordon de soudure apparaissant en clair est entouré de zones sombres représentant le métal de base. En particulier, on peut observer dans le cordon de soudure un certain malaxage de la matière, ce qui fait penser, à une autre échelle et dans une certaine mesure, au mélange qui est à la base du procédé de soudage par friction-malaxage (FSW).

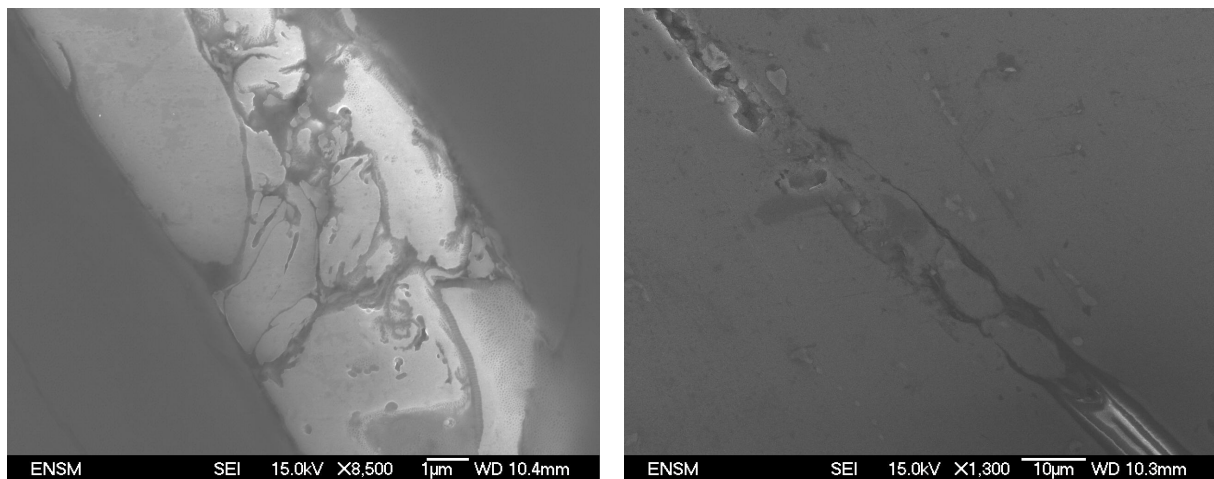


FIGURE 7.6 – Observations MEB-FEG de zones soudées en compression plane (structure alu\soudure\alu) : à froid (à gauche,  $\times 8500$ ) et à chaud (à droite,  $\times 1300$ ).

La figure 7.6 droite, correspondant à un essai réalisé à chaud sans contrôle de l'état de surface, permet de mettre en évidence le caractère local des soudures. En effet, sur la partie supérieure gauche de l'observation, l'interface résiduelle (crevasse) se substitue sans transition à une zone soudée où la paroi entre les deux demi-échantillons a été totalement assimilée.

Enfin, la figure 7.7 présente une micro-analyse X à sélection d'énergie (EDS) effectuée au niveau de la zone soudée obtenue à froid (figure 7.6 gauche). Ce type de détecteur permet d'acquérir un spectre de rayons X caractéristique en une seule acquisition pour réaliser une analyse chimique élémentaire de l'échantillon observé. Cette analyse a permis de confirmer que ce qui était considéré comme des points de jonctions métalliques était bien constitué d'aluminium et qu'il ne s'agissait pas de matière issue de l'étape de polissage qui se serait insérée à l'intérieur de l'interface résiduelle.

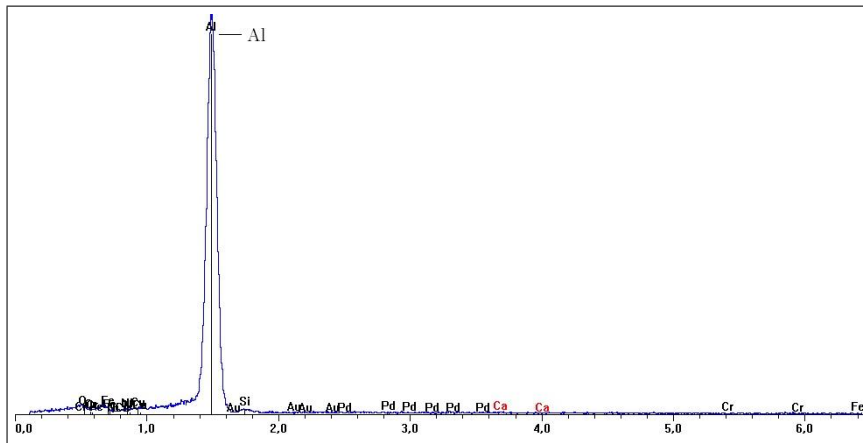


FIGURE 7.7 – Micro-analyse X à sélection d’énergie (EDS) effectuée dans la zone soudée à froid (figure 7.6 gauche).

### 7.3 Analyse locale de grains par technique EBSD

Afin de mieux comprendre la nature des soudures, une analyse locale de la structure cristallographique a été effectuée par diffraction d’électrons rétrodiffusés (EBSD). L’inconvénient de cet outil d’investigation est que la zone à analyser doit être la moins écrouie possible. Or, l’importante déformation plastique globale combinée aux effet de frottements locaux conduisent à un écrouissage important au niveau des zones soudées. C’est pourquoi on a préféré ici étudier les soudures obtenues à chaud car la recristallisation étant activé thermiquement, la germination de nouveaux grains compense l’écrouissage et augmente ainsi le taux d’indexation (pourcentage ayant pu être analysés). Ce dispositif étant toujours couplé d’un Microscopie Électronique à Balayage Conventionnel (CSEM), la figure 7.8 représente l’observation d’une zone soudée en compression plane à chaud.

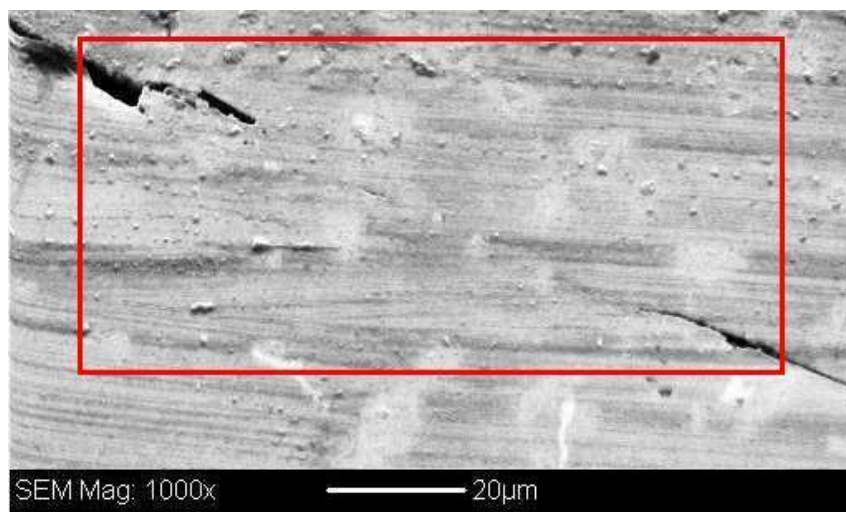


FIGURE 7.8 – Observation MEB d’une zone soudée en compression plane à chaud (le cadre rouge correspond à la zone analysée en EBSD, figure 7.9).

La figure 7.9 est l'analyse par EBSD de la zone représentée par le cadre rouge sur l'observation MEB. La cartographie EBSD est composée de 556 par 247 pixels, chaque pixel ayant pour côté 0,2  $\mu\text{m}$ , soit une carte de 111,2  $\mu\text{m}$  par 49,4  $\mu\text{m}$ .

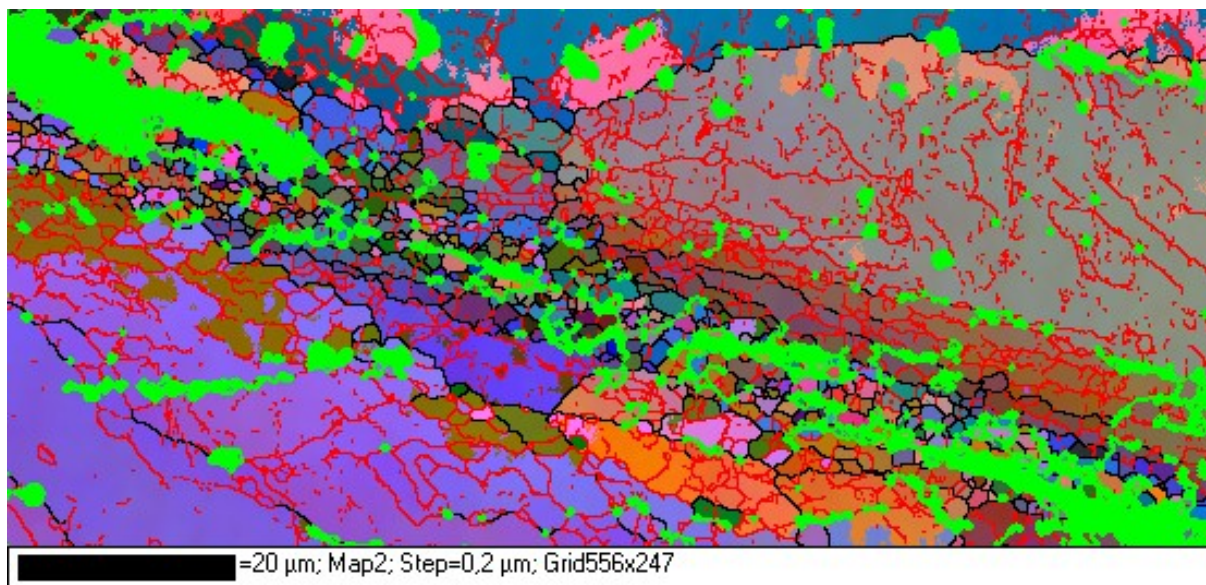


FIGURE 7.9 – Observation EBSD d'une zone soudée en compression plane à chaud : mise en évidence du phénomène de recristallisation au niveau de la jonction métallique.

La première remarque concerne le fait que, malgré que l'observation ait été réalisée sur un échantillon soudé à chaud, de nombreux points non indexés (en vert) parsèment la carte. Toutefois, la majeure partie des zones non indexés correspondent à l'interface résiduelle et résultent d'un problème de profondeur de champ. Les joints de grain (lignes noires) sont définis par un angle de désorientation supérieur à  $15^\circ$  et les sous-joints (lignes rouges à l'intérieur des grains) par un angle de désorientation supérieur à  $3^\circ$ .

En dehors de la zone soudée, les grains sont relativement gros et allongés (grains violet, gris et bleu), ce qui est en parfaite corrélation avec la déformation macroscopique imposée (cf. observations en microscopie optique, notamment la figure 7.1). À l'opposé, si on s'intéresse à la jonction métallique créée, on peut voir que les grains sont petits et sphériques, ce qui est caractéristique d'un phénomène de recristallisation dynamique continu à chaud.

## CHAPITRE

### 8

# MODÉLISATION APPLIQUÉE À L'ESSAI DE COMPRESSION PLANE

AU COURS DE CE CHAPITRE, nous allons mettre en place une modélisation afin d'analyser l'essai de soudabilité en compression plane. Plus précisément, l'objectif de ce chapitre porte sur trois points :

1. introduire un modèle d'analyse par éléments finis et déterminer un coefficient de frottement de Coulomb équivalent à l'interface entre les deux demi-échantillons, c'est à dire un coefficient de frottement purement macroscopique et mécanique mais qui induit un comportement global conforme aux essais réalisés ;
2. introduire un modèle d'analyse tensorielle et étudier le comportement de cette interface, plus précisément en termes de dilatations surfaciques : nous définirons un critère macroscopique d'accroissement surfacique afin de déterminer les zones de potentialité de soudage ;
3. permettre de faire un parallèle entre la localisation des zones soudées observées en microscopie et le type de sollicitation localement subi.

Les modèles présentés dans ce chapitre ne prétendent pas décrire pleinement le comportement microscopique du phénomène de soudabilité en compression plane, mais ont pour but d'étudier le comportement macroscopique de l'essai. En effet, un modèle microscopique présupposerait la connaissance précise de la couche d'oxyde, à l'état initial et en cours de déformation, en termes de géométrie (épaisseur et rugosités), de composition chimique (présence et influence de précipités et d'éléments physi- et chimisorbés) et de propriétés mécano-physiques (mécanismes de fissuration et d'oxydation de la surface fraîche), etc. : la mise en place d'un tel modèle dépasse très largement le cadre de ce

travail. Ainsi, la couche d'oxyde n'a pas été prise en compte ici et le matériau de base est supposé être homogène.

## 8.1 Modèle d'analyse par éléments finis

### 8.1.1 Définition des paramètres de modélisation

Le modèle a été construit à partir des paramètres suivants :

- afin de prendre en compte les effets de frottements entre l'échantillon et le couloir de compression (poinçon compris), nous avons considéré un modèle 3D.
- le couloir de compression a été modélisé au moyen de 4 plans rigides indéformables, de dimensions suffisamment larges pour que l'échantillon ne s'échappe pas quel que soit le chargement imposé. Seul le plan rigide représentant le poinçon est mobile : c'est par ce biais qu'on imposera le chargement.
- le frottement entre l'échantillon et le couloir est modélisé au moyen d'une simple loi de frottement de Coulomb avec un coefficient supposé constant à 0,04, ce qui correspond à la valeur du coefficient de frottement entre le Teflon et l'acier composant le couloir.
- le chargement est imposé en déplacement  $u(t) = h_0(\exp(\frac{\sqrt{3}}{2}\bar{\varepsilon}_{imp}t/t_F) - 1)$  où  $\bar{\varepsilon}_{imp}$  est la déformation équivalente qu'on souhaite imposer à l'instant final  $t_F$ .
- la loi de comportement appliquée est une loi élasto-plastique construite à partir des propriétés matériaux de l'alliage d'aluminium 6082 et avec une loi d'écoulement plastique de type Hollomon ( $\sigma = \sigma_1\bar{\varepsilon}^n$ ) où  $\bar{\varepsilon}$  la déformation équivalente et  $\sigma_1$  et  $n$  les constantes déterminées dans la section 6.1 sur la rhéologie en compression plane. On rappelle ici que, sous Abaqus, les lois de comportement sont discrétisées : on indique alors sous forme de tableau la valeur de la contrainte d'écoulement  $\sigma_0$  pour la valeur de la déformation plastique  $\varepsilon_p$ .
- les deux demi-échantillons sont parallélépipédiques (largeur 7 mm, hauteur 6 mm longueur 12 mm) et superposés l'un au dessus de l'autre (la normale de l'interface initiale est parallèle à l'axe de compression).
- la loi de frottement à l'interface sera discutée dans le paragraphe suivant.
- le maillage est constitué de 9750 nœuds et 8064 éléments octaédriques (C3D8R), suivant une disposition régulière.
- la durée de la simulation est de 1 s. Idéalement, afin de s'affranchir des éventuels effets des pas de temps utilisés par Abaqus, il convient d'utiliser une analyse à pas de temps constant. Cependant, dans notre cas, il s'est avéré que le pas de temps initial permettant la convergence est de  $1/10000^e$  de seconde, ce qui nécessiterait alors 10000 itérations, impliquant de très importants coût à la fois en terme de durée de calcul et d'espace de stockage mémoire. C'est pourquoi on a opté pour un pas de temps variable ajusté en cours d'analyse par Abaqus, avec une valeur minimale égale à la valeur initiale ( $1/10000^e$  s) et une valeur maximale de  $1/100^e$  s. Concrètement, les 4 simulations réalisées ci-après ont été effectuées entre 112 et 122 itérations.

### 8.1.2 Détermination du frottement équivalent à l'interface

Afin de représenter correctement le comportement relatif des deux surfaces en contact, il est nécessaire de définir un coefficient de frottement à l'interface. Si le frottement permet de décrire la physique de l'interaction entre deux solides, il ne prend généralement pas en compte les aspects chimiques qui peuvent apparaître. Or, au cours des essais de compression plane réalisés au cours de la thèse, le fractionnement de la couche d'oxyde induit la création de jonctions physico-chimiques, ce qui augmente donc la résistance au glissement de la partie dynamique (haut) sur la partie statique (bas).

Malgré tout, en l'absence de la connaissance du comportement à l'interface au cours de l'essai, la modélisation a été effectuée au moyen d'un coefficient de frottement constant. Il convient cependant de garder à l'esprit qu'il s'agit ici d'une hypothèse forte. La valeur de ce coefficient pour l'aluminium dépend beaucoup des conditions d'essais et il est difficile d'extraire de la littérature une valeur a priori admissible et adaptée à notre cas. C'est ainsi que les figures 8.1 à 8.4 représentent le champ de cisaillement  $\sigma_{12}$  après une déformation équivalente imposée  $\bar{\epsilon}_{imp} = 1$  pour différentes valeurs du coefficient de frottement de Coulomb à l'interface.

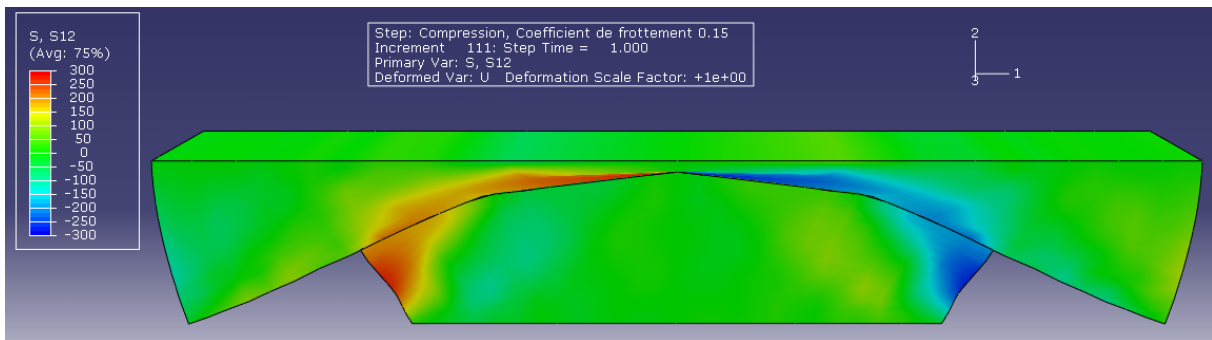


FIGURE 8.1 – Déformée et champ de contrainte de cisaillement  $\sigma_{12}$  pour un coefficient de frottement de Coulomb  $\mu = 0,15$ .

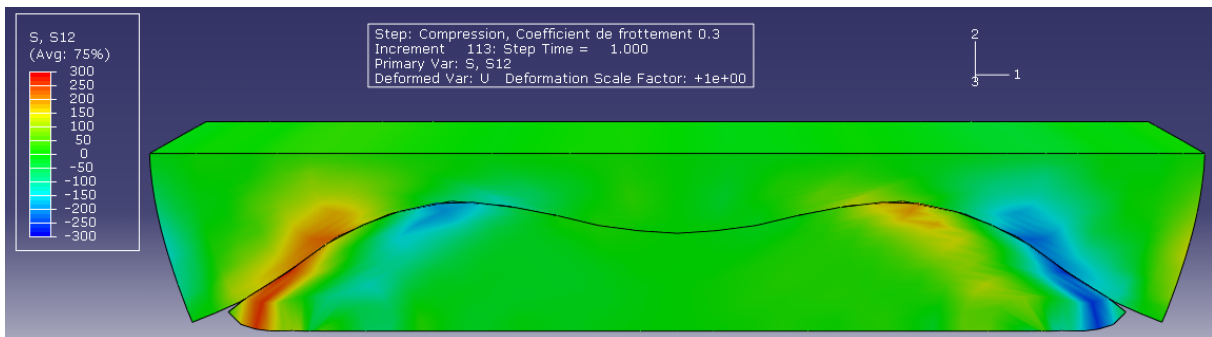


FIGURE 8.2 – Déformée et champ de contrainte de cisaillement  $\sigma_{12}$  pour un coefficient de frottement de Coulomb  $\mu = 0,3$ .

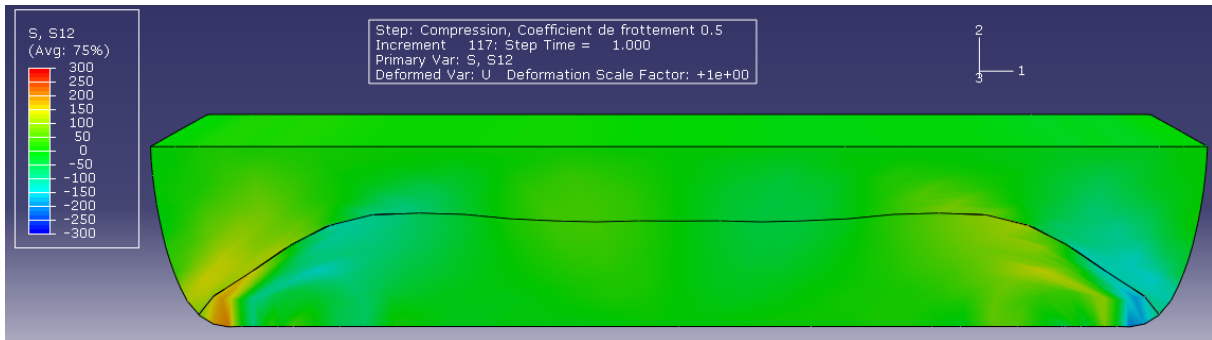


FIGURE 8.3 – Déformée et champ de contrainte de cisaillement  $\sigma_{12}$  pour un coefficient de frottement de Coulomb  $\mu = 0,5$ .

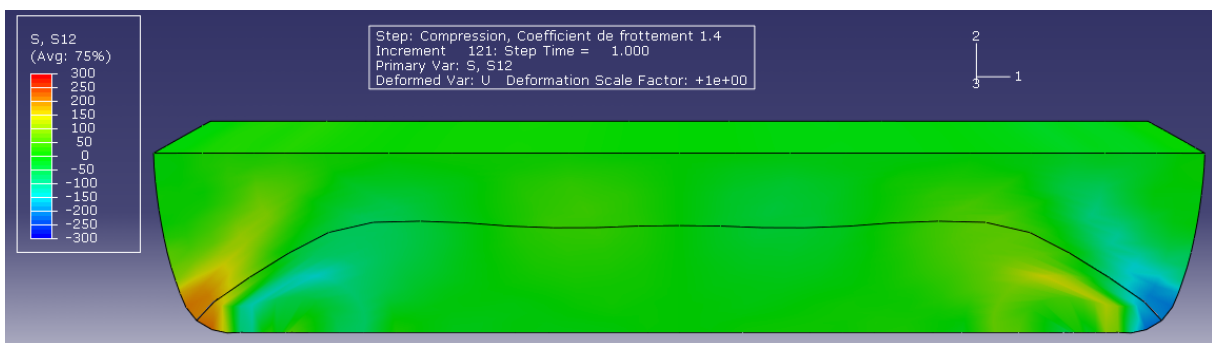


FIGURE 8.4 – Déformée et champ de contrainte de cisaillement  $\sigma_{12}$  pour un coefficient de frottement de Coulomb  $\mu = 1,4$ .

Si la valeur du coefficient de frottement de Coulomb est généralement prise à hauteur de  $\mu = 0,15$  pour caractériser le frottement entre deux surfaces d'aluminium, on peut voir sur la figure 8.1 que, pour cette valeur, la partie supérieure glisse fortement et endure l'essentiel de la déformation. Un glissement relatif de moindre intensité apparaît également aux extrémités pour une valeur de  $\mu = 0,3$  (figure 8.2). Quant au cas  $\mu = 0,5$  (figure 8.3), les deux échantillons se déforment globalement de façon similaire. D'un point de vue de la déformée de l'interface, on notera que le gauchissement est nettement plus important pour  $\mu = 0,3$  (déformée en « dos d'âne »), alors que pour  $\mu = 0,5$  où l'interface reste beaucoup plus rectiligne au niveau de la partie centrale. Enfin, un dernier cas a été mis en place pour  $\mu = 1,4$  (figure 8.4) mais ne met pas en évidence de différence notable par rapport au cas  $\mu = 0,5$  si ce n'est une concentration de contrainte aux extrémités, cette différence pouvant probablement être liée à un problème de convergence de l'analyse par éléments finis.

Finalement, le coefficient de frottement de Coulomb équivalent est établi à :

$$\mu_{eq} = 0,5 \quad (8.1)$$

## 8.2 Modèle d'analyse tensorielle : caractérisation de l'évolution des surfaces

Cette section a pour objectif de mettre en place les outils de quantification de déformation locale de la surface en s'appuyant sur la géométrie des grandes transformations. Dans le volume considéré comme isotrope, on peut exprimer la déformation de manière équivalente. À l'opposé, l'expression des déformations surfaciques nous oblige à suivre le repère local lié à la surface. D'un point de vue pratique, on peut suivre deux vecteurs bases de la surface, néanmoins, il nous a paru plus général de travailler sur le tenseur  $\underline{F}$  qui est une sortie classique de la plupart des modélisations thermomécaniques et qui permet de déterminer l'évolution de n'importe quelle surface à partir de sa normale dans la configuration initiale. On pourra également se reporter à l'annexe A p. 214 pour une présentation plus détaillée des notions d'algèbre tensorielle. On considère un espace vectoriel euclidien  $E$ , de dimension 3, sur le corps des réels  $\mathbb{R}$ . Un élément de  $\mathbb{R}$  sera appelé scalaire et noté  $\lambda$ , un élément de  $E$  sera appelé vecteur et noté  $\vec{x}$  et enfin un élément de  $E \otimes E$  sera appelé tenseur et noté  $\underline{T}$ . Soit  $(\vec{E}_i)_{i=1,3}$  une base quelconque de  $E$ , on peut exprimer tout élément  $\vec{x} \in E$  sous la forme  $\vec{x} = \sum_i x^i \vec{E}_i = \sum_i x_i \vec{E}^i$  où  $(x_i)_{i=1,3}$  et  $(x^i)_{i=1,3}$  sont les composantes respectivement contravariantes et covariantes de  $\vec{x}$  et où  $(\vec{E}^i)_{i=1,3}$  est la base duale associée à la base  $(\vec{E}_i)_{i=1,3}$ .

### 8.2.1 Équations de transport

Soit un corps matériel se trouvant dans une configuration particulière dite *configuration de référence*  $\mathcal{C}_0$  à un instant  $t=0$  choisi. On appelle *configuration actuelle ou courante*  $\mathcal{C}(t)$  la région prise à l'instant courant  $t$  par celui-ci. On considère la transformation  $\Phi_t$  qui met en correspondance à chaque instant  $t$  les positions d'un point matériel dans  $\mathcal{C}_0$  et  $\mathcal{C}(t)$  :

$$\Phi_t : \begin{array}{l} \mathcal{C}_0 \rightarrow \mathcal{C}(t) \\ \vec{X} \mapsto \vec{x} \end{array}$$

Dans  $\mathcal{C}_0$ , on s'intéresse à un point matériel particulier  $M_0$  occupant la position  $\vec{X}$  et dans  $\mathcal{C}(t)$  la position  $\vec{x}(t) = \Phi(\vec{X}, t) = \vec{X} + \vec{u}(\vec{X}, t)$  où  $\vec{u}$  désigne le déplacement de la transformation. On adopte ici le point de vue Lagrangien et on associe à ce corps matériel une base  $(\vec{E}_i)_{i=1,3}$  appelée *base initiale* ou *base naturelle*. Pour analyser la transformation localement dans un voisinage du point  $\vec{X}$ , on fait appel à la différentielle par rapport aux coordonnées spatiales initiales :

$$\underline{F} = \frac{\partial \vec{x}}{\partial \vec{X}} = F^{ij} \vec{E}_i \otimes \vec{E}_j = F_{ij} \vec{E}^i \otimes \vec{E}^j$$

Le tenseur  $\underline{F}$  est appelé tenseur gradient de la transformation et permet donc d'exprimer le transport d'un vecteur élémentaire :  $d\vec{x} = \underline{F}d\vec{X} = (\underline{I} + \text{grad}_{\vec{X}}(\vec{u}))d\vec{X}$ . Soient  $d\vec{X}$ ,  $d\vec{Y}$  et  $d\vec{Z}$  trois vecteurs élémentaires de  $\mathcal{C}_0$  formant un volume élémentaire  $dV$ , qui se transforment en trois vecteurs élémentaires  $d\vec{x}$ ,  $d\vec{y}$  et  $d\vec{z}$  de  $\mathcal{C}(t)$  formant un volume élémentaire  $dv$ .



Le produit mixte permet alors de quantifier ces volumes :

$$\begin{cases} dV = [\vec{dX}, \vec{dY}, \vec{dZ}] = (\vec{dX} \wedge \vec{dY}) \cdot \vec{dZ} \\ dv = [\vec{dx}, \vec{dy}, \vec{dz}] = [\underline{F}\vec{dX}, \underline{F}\vec{dY}, \underline{F}\vec{dZ}] = (\det \underline{F})[\vec{dX}, \vec{dY}, \vec{dZ}] \end{cases}$$

d'où finalement, en notant  $J = \det(\underline{F})$  le Jacobien de  $\underline{F}$  :  $dv = JdV$ .

Enfin, considérons dans  $\mathcal{C}_0$  une surface élémentaire caractérisée par un vecteur  $\vec{dS} = dS\vec{N}_S$ , où  $\vec{N}_S$  est le vecteur unitaire normal à cette surface élémentaire et  $dS$  son aire. Dans  $\mathcal{C}(t)$ , cette surface élémentaire est caractérisée par un vecteur  $\vec{ds}$ . Pour calculer l'évolution de cet élément de surface, on construit un volume élémentaire à l'aide d'un vecteur quelconque  $\vec{dZ}$  de  $\mathcal{C}_0$  dont la transformation dans  $\mathcal{C}(t)$  vaut  $\vec{dz} = \underline{F}\vec{dZ}$  :

$$\left. \begin{aligned} dv &= \vec{ds} \cdot \vec{dz} = \vec{ds} \cdot (\underline{F}\vec{dZ}) = (\underline{F}^T \vec{ds}) \cdot \vec{dZ} \\ dv &= JdV = J\vec{dS} \cdot \vec{dZ} \end{aligned} \right\} \vec{ds} = J\underline{F}^{-T} \vec{dS}$$

On peut noter que dans l'expression précédente, la quantité  $\underline{F}^{-T}$  a un sens dans la mesure où la transposition d'une matrice est une opération commutative pour l'inversion :  $\forall A, (A^T)^{-1} = (A^{-1})^T = A^{-T}$ . D'un point de vue pratique, pour le calcul du transport d'une surface, on voit qu'il est nécessaire de déterminer l'inverse du tenseur  $\underline{F}$ . En fait, la quantité  $J\underline{F}^{-T}$  correspond à la *comatrice* de  $\underline{F}$ . En notant  $\text{Com}(A)$  la comatrice d'une matrice carrée inversible  $A$ , les termes de la comatrice (appelés cofacteurs) sont calculés à partir de la relation  $\text{Com}(A)_{ij} = (-1)^{i+j} \det M(i, j)$  où  $M(i, j)$  désigne la matrice mineure construite à partir de  $A$  en supprimant la  $i$ -ème ligne et la  $j$ -ème colonne. Concrètement, pour un tenseur d'ordre 3 tel que  $\underline{F}$ , la comatrice est construite en calculant 9 déterminants de matrice  $2 \times 2$ . Finalement, l'équation de transport d'une surface peut se récrire :

$$\vec{ds} = \text{Com}(\underline{F}) \vec{dS} := \underline{F}^* \vec{dS}$$

On peut ainsi noter la dualité entre le transport d'un vecteur (via  $\underline{F}$ ) et le transport d'une surface (via  $\underline{F}^* = \text{Com}(\underline{F})$ ). En résumé, les équations de transport s'écrivent :

<ol style="list-style-type: none"> <li>1. vecteur : <math>\vec{dX} \mapsto \vec{dx} = \underline{F}\vec{dX}</math></li> <li>2. surface : <math>\vec{dS} \mapsto \vec{ds} = J\underline{F}^{-T} \vec{dS} = \underline{F}^* \vec{dS}</math></li> <li>3. volume : <math>dV \mapsto dv = JdV</math></li> </ol>	(8.2)
--	-------

## 8.2.2 Dilatation surfacique et vitesse de variation des surfaces

Comme présenté en annexe A, la base duale  $(\vec{E}^i)_{i=1,3}$  associée à une base quelconque  $(\vec{E}_i)_{i=1,3}$  est définie telle que

$$\forall i, j \quad \vec{E}_i \cdot \vec{E}^j = \delta_i^j \quad (\text{symbole de Kronecker}) \quad (8.3)$$

Par construction, un vecteur de la base duale  $\vec{E}^i$  est donc orthogonal au plan généré par les vecteurs complémentaires  $(\vec{E}_i)_{i \neq j}$  de la base ordinaire. Il est alors naturel d'exprimer

cette base duale à partir du produit vectoriel sous la forme :

$$\vec{E}^1 = \frac{1}{V} \vec{E}_2 \wedge \vec{E}_3 \quad \vec{E}^2 = \frac{1}{V} \vec{E}_3 \wedge \vec{E}_1 \quad \vec{E}^3 = \frac{1}{V} \vec{E}_1 \wedge \vec{E}_2 \quad (8.4)$$

où  $V = [\vec{E}_1, \vec{E}_2, \vec{E}_3]$  désigne le volume engendré par les 3 vecteurs de la base. On vérifie aisément que les expressions 8.4 concordent avec la définition 8.3. Ainsi, on peut voir que la notion de base duale est intimement liée aux surfaces vectorielles puisque le produit vectoriel de deux vecteurs  $\vec{x}$  et  $\vec{y}$  permet de décrire la surface du parallélogramme généré par ces deux vecteurs.

Toutefois, si l'équation de transport d'une surface nous permet d'en connaître l'évolution au cours de la déformation, cette donnée peut ne pas être suffisante, car deux surfaces juxtaposées doivent, au moins à partir d'un certain temps, suivre le même chemin de déformation sans quoi la différence de déplacement local risquerait de détruire les micro-jonctions métalliques créées. C'est pourquoi, outre l'évolution d'une surface élémentaire au cours de la déformation, on va s'intéresser ici à la dilatation et à la vitesse de dilatation de celle-ci.

Soit  $\vec{dX}$  un vecteur élémentaire quelconque de  $\mathcal{C}_0$  et  $\vec{dx}$  son transformé dans  $\mathcal{C}(t)$ . On décompose  $\vec{dX}$  à partir d'un vecteur unitaire :  $\vec{dX} = dX \vec{N}_X$  avec  $\|\vec{N}_X\| = 1$ . On définit alors la dilatation linéique  $\lambda_L$  dans la direction  $\vec{N}_X$  par :

$$\lambda_L(\vec{N}_X) = \frac{\|\vec{dx}\|}{\|\vec{dX}\|} = \sqrt{\frac{\vec{dX} \cdot \underline{C} \cdot \vec{dX}}{\vec{dX} \cdot \vec{dX}}} = \sqrt{\vec{N}_X \cdot \underline{C} \cdot \vec{N}_X}$$

où  $\underline{C} := \underline{F}^T \cdot \underline{F}$  est le tenseur des dilatation ou le tenseur de Cauchy-Green droit. De même, une surface  $\vec{dS} = dS \vec{N}_S$  de  $\mathcal{C}_0$  se transforme en une surface  $\vec{ds} = J \underline{F}^{-T} \vec{dS} = \underline{F}^* \vec{dS}$  de  $\mathcal{C}(t)$  et on définit la dilatation surfacique  $\lambda_S$  dans la direction  $\vec{N}_S$  par :

$$\lambda_S(\vec{N}_S) = \frac{\|\vec{ds}\|}{\|\vec{dS}\|} = \sqrt{\frac{J^2 \vec{dS} \cdot \underline{C}^{-1} \cdot \vec{dS}}{\vec{dS} \cdot \vec{dS}}} = J \sqrt{\vec{N}_S \cdot \underline{C}^{-1} \cdot \vec{N}_S} = \sqrt{\vec{N}_S \cdot \underline{C}^* \cdot \vec{N}_S} \quad (8.5)$$

en posant  $\underline{C}^* := (\underline{F}^*)^T \cdot \underline{F}^* = J^2 \underline{C}^{-1}$ . Pour quantifier les vitesses de variation des surfaces, on peut enfin considérer la vitesse lagrangienne  $\dot{\lambda}_S$  :

$$\dot{\lambda}_S(\vec{N}_S) = J \sqrt{\vec{N}_S \cdot \underline{C}^{-1} \cdot \vec{N}_S} + \frac{J}{2} \frac{\vec{N}_S \cdot \dot{\underline{C}}^{-1} \cdot \vec{N}_S}{\sqrt{\vec{N}_S \cdot \underline{C}^{-1} \cdot \vec{N}_S}} = \frac{1}{2} \frac{\vec{N}_S \cdot \dot{\underline{C}}^* \cdot \vec{N}_S}{\sqrt{\vec{N}_S \cdot \underline{C}^* \cdot \vec{N}_S}} \quad (8.6)$$

ou la vitesse eulérienne  $\dot{\lambda}_S / \lambda_S$  :

$$\frac{\dot{\lambda}_S}{\lambda_S}(\vec{N}_S) = \frac{j}{J} + \frac{1}{2} \frac{\vec{N}_S \cdot \dot{\underline{C}}^{-1} \cdot \vec{N}_S}{\vec{N}_S \cdot \underline{C}^{-1} \cdot \vec{N}_S} = \frac{1}{2} \frac{\vec{N}_S \cdot \dot{\underline{C}}^* \cdot \vec{N}_S}{\vec{N}_S \cdot \underline{C}^* \cdot \vec{N}_S} \quad (8.7)$$

où les quantités  $\dot{\underline{C}}^{-1}$  et  $\dot{\underline{C}}^*$  doivent se comprendre comme les dérivées temporelles de  $\underline{C}^{-1}$  et  $\underline{C}^*$  respectivement.

### 8.2.3 Calcul du gradient de la transformation dans une base quelconque

Si la plupart des logiciels permet de connaître le tenseur gradient de la transformation  $\underline{F}$ , la sortie d'Abaqus ne permet pas d'y accéder de manière conventionnelle. Une routine de calcul de ce tenseur a du être mise en place et est décrite dans ce paragraphe.

Soient deux systèmes de coordonnées curvilignes quelconques avec leurs bases naturelles  $(Q^k, \vec{E}_k)_{k=1,3}$  et  $(q^k, \vec{e}_k)_{k=1,3}$  sur  $\Omega_0$  et  $\Omega$  respectivement. En particulier, on considère un système de coordonnées locales  $(\vec{e}_k)_{k=1,3}$  attachées à la matière et qui évoluent avec elle de la manière suivante :

$$\vec{e}_k = \underline{F} \vec{E}_k \quad (8.8)$$

Cette base ainsi définie est appelée *base convective*. Dans un tel système de coordonnées, les points matériels ont toujours les mêmes coordonnées quelle que soit la configuration, si bien que le gradient de la transformation s'exprime alors simplement sous la forme [84, 85] :

$$\underline{F} = \sum_k \vec{e}_k \otimes \vec{E}_k \quad (8.9)$$

Il convient de noter que l'équation 8.9 permet de calculer le tenseur gradient de la transformation  $\underline{F}$  à partir d'une base quelconque  $(\vec{E}_k)_{k=1,3}$  : le résultat est indépendant du choix de cette base initiale et est exprimé dans le repère dans lequel est exprimée la base  $(\vec{E}_k)_{k=1,3}$ . Par contre, l'expression de  $\underline{F}$  constitue une moyenne sur le volume engendré par cette base : plus les vecteurs de la base ont une norme faible par rapport aux dimensions du corps matériel, plus  $\underline{F}$  aura un sens local.

En particulier, on peut appliquer l'équation 8.9 à une analyse par éléments finis pour calculer ensuite la dilatation surfacique  $\lambda_S$  et les vitesses de variation des surfaces  $\dot{\lambda}_S$  et  $\dot{\lambda}_S/\lambda_S$  définis par les équations 8.5 à 8.7. Ainsi, considérons 4 nœuds non coplanaires  $M$ ,  $A_1$ ,  $A_2$  et  $A_3$  d'un maillage associé à notre corps matériel dans la configuration  $\mathcal{C}_0$ , ceux-ci n'appartenant pas nécessairement à un même élément du maillage. On suppose qu'au cours du temps, ces 4 nœuds restent non coplanaires. On peut alors construire une base  $(\vec{E}_1, \vec{E}_2, \vec{E}_3) = (\overrightarrow{MA_1}, \overrightarrow{MA_2}, \overrightarrow{MA_3})$  et, à partir des déplacements des quatre nœuds calculés à chaque pas de temps  $(t_i)_{i=1,n}$  par l'analyse par éléments finis, on peut alors déterminer les coordonnées actualisées de ces nœuds au cours de la transformation qui permettent de définir une nouvelle base  $(\vec{e}_k)_{k=1,3}$  qui n'est autre que la base convective associée à la base initiale  $(\vec{E}_k)_{k=1,3}$ . En effet, on a  $\vec{e}_k(t_i) = \overrightarrow{M(t_i)A_k(t_i)} = \overrightarrow{M(t_i)M(t_0)} + \overrightarrow{M(t_0)A_k(t_0)} + \overrightarrow{A_k(t_0)A_k(t_i)}$  et finalement, en posant  $\vec{u}(N, t_i) = \overrightarrow{N(t_0)N(t_i)}$  le déplacement d'un nœud  $N$  à l'instant  $t_i$ , la base convective s'exprime par :

$$\vec{e}_k(t_i) = \vec{E}_k + \vec{u}(A_k, t_i) - \vec{u}(M, t_i) \quad (8.10)$$

Dès lors, en calculant la base duale  $(\vec{E}^i)_{i=1,3}$  associée à la base initiale, on peut déduire de l'équation 8.9 le gradient de la transformation  $\underline{F}$  à chaque pas de temps  $t_i$  par :

$$\underline{F}(t_i) = \sum_k \vec{e}_k(t_i) \otimes \vec{E}^k = \underline{I} + \sum_k \left( \vec{u}(A_k, t_i) \otimes \vec{E}^k \right) - \vec{u}(M, t_i) \otimes \sum_k \vec{E}^k$$

Finalement, à partir de 4 nœuds quelconques d'un maillage, cette méthode permet de calculer un tenseur gradient de la transformation  $\underline{F}$  moyenné sur le volume engendré par ces 4 nœuds.

## 8.3 Application à l'essai de compression plane : zones de potentialité de soudage

### 8.3.1 Mise en place du modèle

L'objectif des essais de compression plane est de permettre un accroissement important de la surface de l'interface entre les deux échantillons, de sorte que la pellicule d'oxyde se morcelle, faisant ainsi apparaître de la surface fraîche. Ainsi, en considérant un nœud situé sur la surface externe du corps matériel et un ensemble de 3 nœuds adjacents, on peut alors quantifier l'évolution d'une surface élémentaire associée à ce nœud à la fois en norme ( $\lambda_S$ ) et en vitesse ( $\dot{\lambda}_S$  ou  $\dot{\lambda}_S/\lambda_S$ ). En particulier, pour un nœud situé à une interface de soudage, il est alors possible de déterminer d'un point de vue macroscopique les zones de potentialité de soudage.

En effet, lorsqu'on regarde plus concrètement la localisation des soudures en microscopie (figure 7.4 p. 95) ou que, comme illustré sur la figure 8.5, on coupe un échantillon soudé suivant sa longueur, on a alors pu observer que les deux parties latérales sont restées soudées, tandis que la partie centrale de l'assemblage se sépare naturellement : à l'état final, l'essentiel des jonctions créées se trouvent concentrées dans les parties latérales.

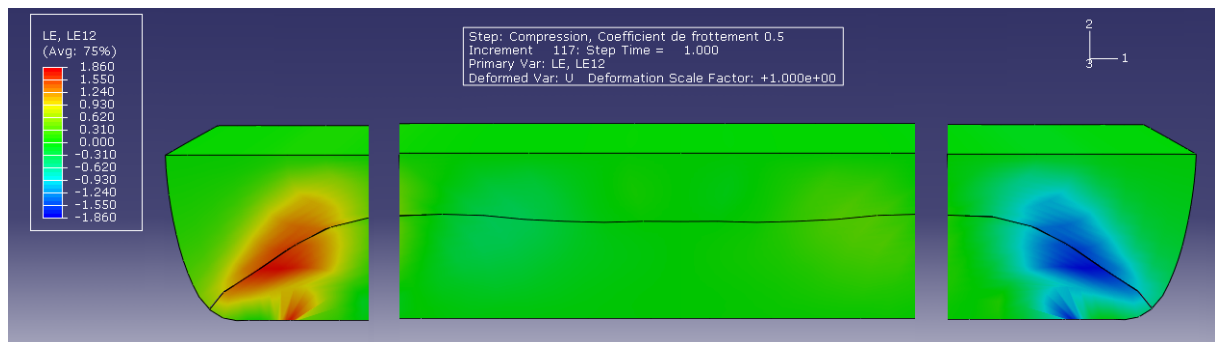


FIGURE 8.5 – Champ de déformation logarithmique de cisaillement  $LE_{12}$  obtenu en compression plane ( $\mu = 0,5$ ) : seules les parties latérales sont soudées.

Afin de comprendre la localisation des jonctions, nous allons utiliser le modèle d'analyse par éléments finis présenté dans la section 8.1 pour déterminer l'évolution des surfaces à l'interface de soudage et ainsi déterminer quels facteurs agissent favorablement.

Le comportement en frottement de l'interface de soudage est définie par l'équation 8.1, soit  $\mu_{eq} = 0,5$ . De part la configuration de l'essai, les variations du champ de déplacement suivant la largeur du couloir de compression sont négligeables : on suppose donc que le comportement est identique suivant la largeur et on considère un ensemble de nœuds situés à mi-largeur. Sur la base du maillage régulier composé d'éléments C3D8R, un tel nœud  $M$  à l'interface est commun à 4 éléments et la méthode explicitée ci-après devra donc être répétée sur ces 4 éléments. Pour un de ces quatre éléments, on considère 3 nœuds adjacents au nœud  $M$  tel qu'indiqué sur la figure 8.6.

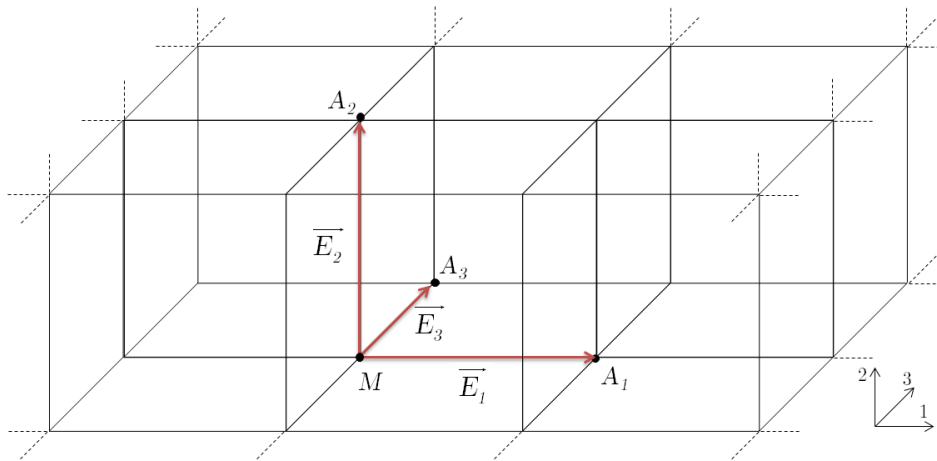


FIGURE 8.6 – Schéma de principe indiquant les bases utilisées pour le calcul de  $\underline{F}$  à l'interface entre les deux demi-échantillons superposés en compression plane.

Finalement, pour chacun des deux demi-échantillons, ces quantités sont calculés en un nœud  $M$  de l'interface par la méthode suivante :

1. de par le choix des nœuds  $A_1, A_2, A_3$  et  $M$ , le triplet  $(\overrightarrow{MA_1}, \overrightarrow{MA_2}, \overrightarrow{MA_3})$  forme une base qui définit notre base initiale  $(\overrightarrow{E}_k)_{k=1,3}$ .
2. on calcule la base duale associée  $(\overrightarrow{E}^k)_{k=1,3}$ , par exemple en utilisant des relations du type  $\overrightarrow{E}^1 = \frac{1}{V_0} \overrightarrow{E}_2 \wedge \overrightarrow{E}_3$  où  $V_0 = [\overrightarrow{E}_1, \overrightarrow{E}_2, \overrightarrow{E}_3]$  (équations 8.4 p. 105).
3. à chaque incrément de temps  $(t_i)_{i=1,n}$ , on récupère les déplacements courants des 4 nœuds formant la base :  $(\overrightarrow{u}(A_k, t_i), \overrightarrow{u}(M, t_i))_{k=1,3,i=1,n}$
4. à partir de l'équation 8.10, on calcule la base convective  $(\overrightarrow{e}_k(t_i))_{k=1,3,i=1,n}$  à chaque pas de temps, soit  $\overrightarrow{e}_k(t_i) = \overrightarrow{E}_k - \overrightarrow{u}(M, t_i) + \overrightarrow{u}(A_k, t_i)$ .
5. à chaque pas de temps, le tenseur gradient de la transformation  $\underline{F}$  est calculé à partir de la base convective et de la base duale par l'équation 8.9 :  $\underline{F}(t_i) = \sum_k \overrightarrow{e}_k(t_i) \otimes \overrightarrow{E}^k$ .
6. à chaque pas de temps, on calcule les quantités  $\underline{F}^* = \text{Com}(\underline{F})$  et  $\underline{C}^* = (\underline{F}^*)^T \underline{F}^*$ .
7. à chaque pas de temps et pour une normale  $\overrightarrow{N}_S$  choisie, on calcule la dilatation surfacique par la relation  $\lambda_S(\overrightarrow{N}_S, t_i) = \sqrt{\overrightarrow{N}_S \cdot \underline{C}^*(t_i) \cdot \overrightarrow{N}_S}$ . En particulier, dans le cas qui nous intéresse ici,  $\overrightarrow{N}_S = [0 \ 1 \ 0]^T$ , de sorte que la relation précédente s'écrive plus simplement  $\lambda_S = \sqrt{(F_{12}^*)^2 + (F_{22}^*)^2 + (F_{32}^*)^2}$ .

8. à chaque pas de temps, on calcule les vitesses de variation des surfaces  $\dot{\lambda}_S$  et  $\dot{\lambda}_S/\lambda_S$  au moyen d'une différentiation centrée d'ordre 1 :

$$\forall t_i \in [t_1, t_{n-1}], \dot{\lambda}_S(\vec{N}_S, t_i) = \frac{\lambda_S(\vec{N}_S, t_{i+1}) - \lambda_S(\vec{N}_S, t_{i-1})}{t_{i+1} - t_{i-1}} \quad \text{et} \quad \frac{\dot{\lambda}_S}{\lambda_S}(\vec{N}_S, t_i) = \frac{\dot{\lambda}_S(\vec{N}_S, t_i)}{\lambda_S(\vec{N}_S, t_i)}$$

9. on reproduit ce schéma sur les 3 autres éléments liés au nœud  $M$  puis on moyenne sur les 4 valeurs obtenues (aux extrémités, on ne considère que 2 éléments).

La figure 8.7 décrit l'évolution des déplacement selon la direction de laminage ( $u_1$ ) et la direction normale ( $u_2$ ) en fonction du temps et de la position à l'interface pour différents points  $M$  de l'interface repérés par leur abscisse  $x$ . De par les relations de symétrie ou d'anti-symétrie, on a uniquement tracé le comportement entre le centre ( $x = 6$  mm) et l'extrémité droite ( $x = 12$  mm). De même, si on n'a représenté sur ces graphiques que le déplacement pour le demi-échantillon du bas, les déplacements pour le demi-échantillon du haut sont sensiblement équivalents. Quant au déplacement selon la direction transverse ( $u_3$ ), conformément à la configuration de l'essai, celui-ci est négligeable et n'a donc pas été représenté. Concernant la figure 8.7, on peut voir que si le déplacement  $u_1$  a une évolution quasi-linéaire, l'évolution du déplacement  $u_2$  est beaucoup moins régulier, en particulier pour des temps supérieurs à 0,6 s. D'ailleurs, l'allure de la courbe  $u_2(x)$  à  $t_i = 1$  s rappelle dans une certaine mesure la déformée finale de l'interface.

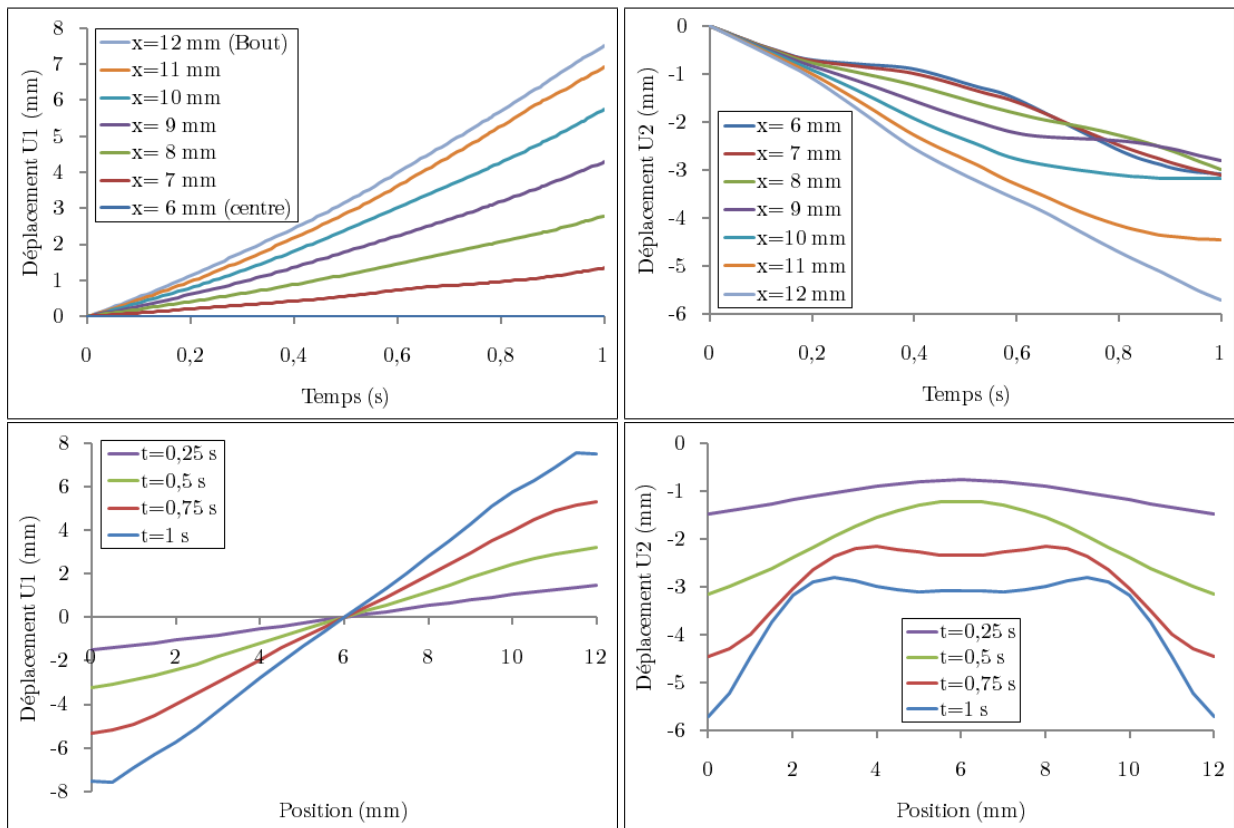


FIGURE 8.7 – Évolution des déplacement  $u_1(M, t_i)$  et  $u_2(M, t_i)$  en fonction du temps et de la position à l'interface (points "M", demi-échantillon du bas).

### 8.3.2 Résultats du modèle

En appliquant la méthode décrite ci-dessus, il a ainsi été possible de déterminer les dilatations surfaciques en différents points de l'interface de soudage. La figure 8.8 présente l'évolution de la dilatation surfacique  $\lambda_S$  en fonction de la déformation équivalente imposée pour diverses positions à l'interface (2 premières lignes) et en fonction de la position à l'interface pour diverses déformations équivalentes imposées (dernières lignes), et ce pour chacun des deux demi-échantillons (haut et bas).

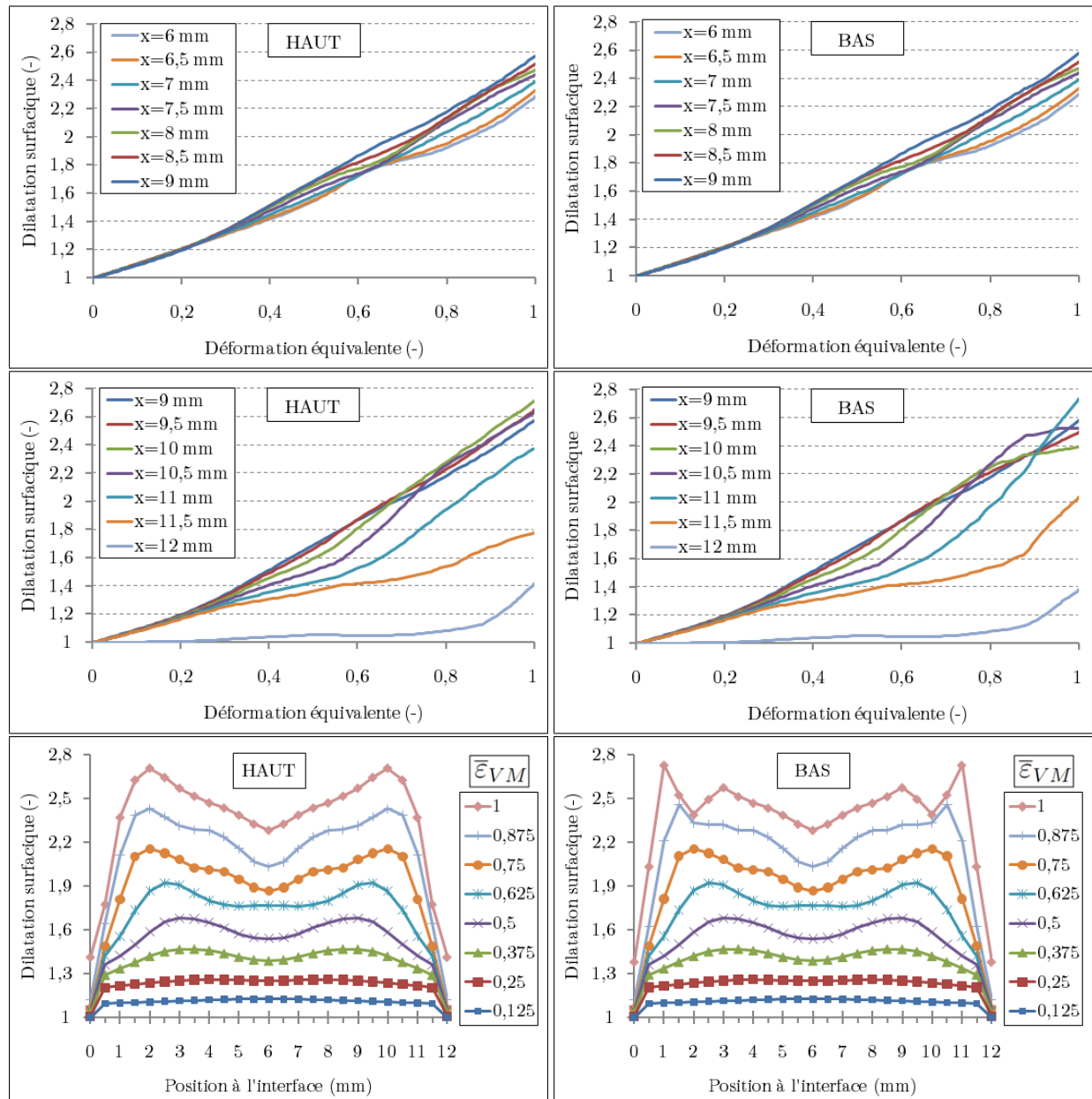


FIGURE 8.8 – Évolution de la dilatation surfacique  $\lambda_S$  en fonction de la déformation équivalente imposée et de la position à l'interface pour chacun des deux demi-échantillons.

On peut tout d'abord noter que la dilatation surfacique est partout supérieure à 1 et croissante au cours de temps : conformément à la configuration de l'essai, nous avons bien un accroissement surfacique à l'interface de soudage. De plus, le comportement est sensiblement analogue pour les deux demi-échantillons et conforme à la déformation macroscopique imposée. En effet, en négligeant en première approximation les hétérogénéités de déformation dues au frottement dans le couloir, une surface d'aire initiale  $S_0 = L_0 W_0$  se transforme en une surface d'aire courante  $S = \ell W_0$ , soit une dilatation surfacique  $\lambda_S = S/S_0 = \ell/L_0 = H_0/h = \exp(\sqrt{3}/2 \bar{\varepsilon}_{imp})$  avec  $\bar{\varepsilon}_{imp} = 1$ , d'où  $\lambda_S = 2,38$ , ce qui est du même ordre de grandeur que les dilatations surfaciques finales. Concernant l'influence de la position, on peut voir que l'évolution est sensiblement équivalente pour  $1,5 \leq x \leq 10,5$  mm, mais plus on se rapproche de l'extrémité (bord libre), plus la dilatation surfacique est globalement faible.

Concernant les vitesses de variation des surfaces (figure 8.9), qu'elle soit lagrangienne ( $\dot{\lambda}_S$ , ligne du haut) ou eulérienne ( $\dot{\lambda}_S/\lambda_S$ , ligne du bas), les valeurs sont globalement dispersées, de sorte qu'il n'est pas possible de tirer une tendance claire concernant une zone ou un moment potentiellement favorable ou défavorable. Cependant, on peut noter que la vitesse en début de déformation ( $\bar{\varepsilon}_{VM} < 0,2$ ) est d'environ  $1 \text{ s}^{-1}$ , ce qui est conforme à la vitesse de sollicitation macroscopique puisqu'on a imposé une déformation de 1 équivalent von Mises en une seconde.

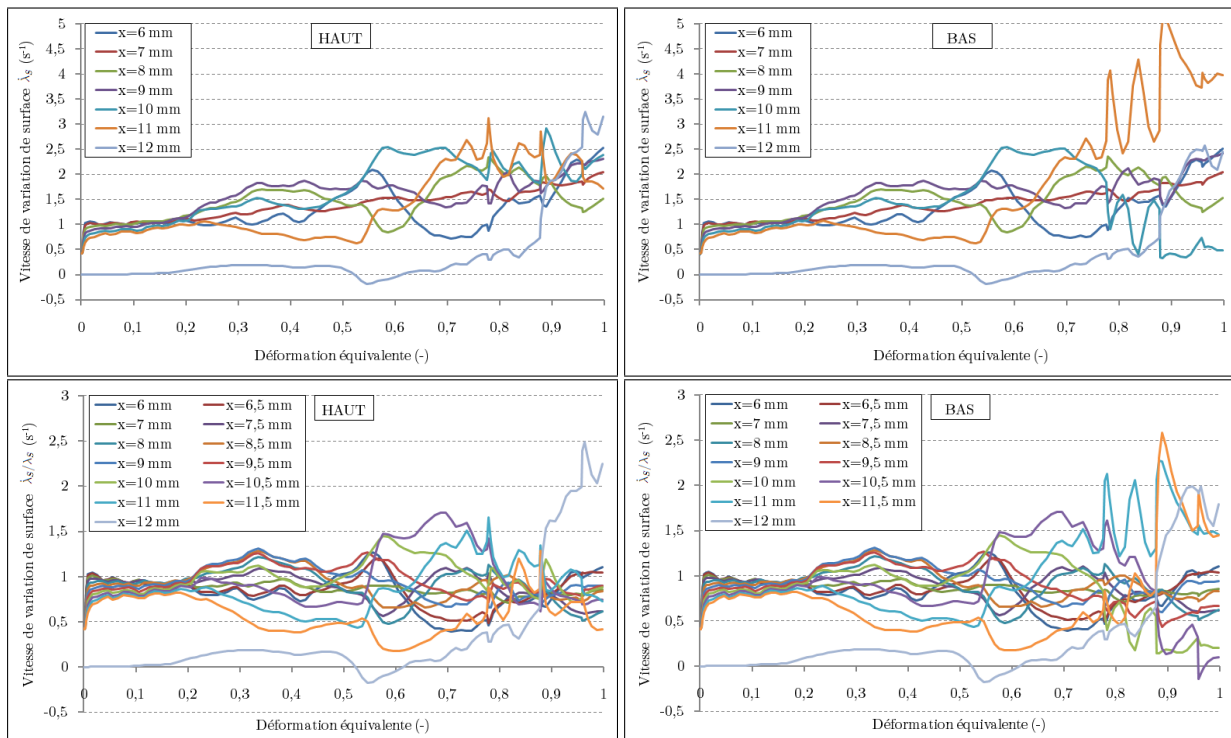


FIGURE 8.9 – Évolution de la vitesse de variation de surface en fonction de la déformation équivalente imposée pour différentes positions à l'interface pour chacun des deux demi-échantillons : en haut, la vitesse lagrangienne  $\dot{\lambda}_S$  et en bas la vitesse eulérienne  $\dot{\lambda}_S/\lambda_S$ .



Enfin, si on s'intéresse à la différence de dilatation surfacique entre les demi-échantillons du haut et du bas ( $\Delta\lambda_S = \lambda_S^{HAUT} - \lambda_S^{BAS}$ , figure 8.10), on peut tirer deux remarques intéressantes. Tout d'abord, on peut voir que cette différence prend des valeurs importantes lorsqu'on se situe à proximité du bord ( $x \geq 10$  mm) : ceci peut être relié à la localisation des soudures et on peut donc voir que les jonctions sont produites dans les zones où une importante différence de dilatation apparaît, c'est-à-dire un important cisaillement local. Ensuite, la différence de dilatation surfacique ne devient significative qu'à partir d'une déformation équivalente supérieure à 0,78 : cette valeur peut être relié au seuil de soudabilité déterminé pour les essais à froid puisque nous n'avons pas pu obtenir d'assemblages pérennes en dessous de cette valeur. En ce sens, on peut penser qu'il n'est effectivement pas possible d'obtenir un assemblage soudé en dessous de cette valeur, et ce quelle que soit l'éventuel état de surface (polissage ou non).

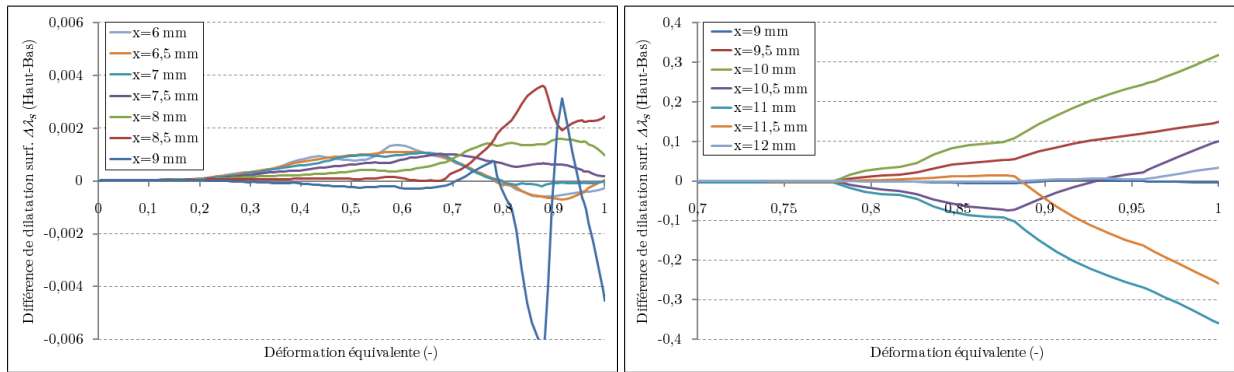


FIGURE 8.10 – Différence de dilatation surfacique entre les demi-échantillons du haut et du bas  $\Delta\lambda_S = \lambda_S^{HAUT} - \lambda_S^{BAS}$  : à gauche pour  $6 \leq x \leq 9$  mm et à droite pour  $9 \leq x \leq 12$  mm (remarque : l'échelle en ordonnée est différente).

# CONCLUSIONS SUR LES ESSAIS DE SOUDABILITÉ EN COMPRESSION PLANE

DANS UN PREMIER TEMPS, l'objectif des essais réalisés a été de déterminer les facteurs macroscopiques influents quant à la soudabilité en compression plane. Conformément à nos attentes, la soudabilité est améliorée pour un essai réalisé à chaud : on peut penser que la création des jonctions est favorisée par les phénomènes activés thermiquement (diffusion atomique, restauration, recristallisation dynamique, etc.). L'influence d'un second paramètre macroscopique a ensuite été mise en évidence : l'état des surfaces en contact à l'interface de soudage. Cet aspect porte sur deux points :

- la propreté des surfaces : celles-ci doivent être nettoyées et décontaminées de tout résidu oxydant ou lubrifiant. En cas de non respect du protocole de nettoyage, le soudage ne pourra être établi.
- la rugosité des surfaces : outre le fait d'assurer la répétabilité des essais, le contrôle de l'état de surface au moyen d'un polissage jusqu'à l'état miroir permet également d'améliorer la soudabilité via un rapprochement des parois locales.

Ensuite, comme l'analyse microscopique a permis de le déterminer, les soudures restent essentiellement locales, à la fois en terme de dimension des jonctions créées et en terme de localisation spatiale : c'est également pour cette raison qu'un plus grand nombre d'essais n'a pas été mis en place pour ce procédé.

Enfin, nous avons mis en place un modèle macroscopique permettant d'analyser l'évolution des surfaces d'un point de vue mécanique. Il a notamment été introduit la notion de dilatation surfacique ( $\lambda_S$ ) et de vitesse de variation des surfaces ( $\dot{\lambda}_S$  et  $\dot{\lambda}_S/\lambda_S$ ). Couplé à un modèle d'analyse par éléments finis de l'essai, nous avons alors étudié la façon dont

se comporte l'interface de soudage au cours de la déformation en calculant les quantités précitées à différentes positions de l'interface pour chacun des deux demi-échantillons. Si l'étude des vitesses ne permet d'exprimer de tendance nette, l'analyse de la différence de dilatation surfacique entre les deux demi-échantillons a permis de mettre en évidence deux résultats : l'écart de dilatation prend des valeurs importantes lorsqu'on se rapproche des extrémités, et ceci à partir d'une certaine déformation qui peut être reliée au seuil de soudabilité obtenu en compression plane. De plus, cette différence de dilatation surfacique exprime donc un cisaillement local de l'interface.

Ainsi, la corrélation entre les observations microscopiques et la modélisation a permis de mettre en évidence que les zones soudées correspondent à des zones à fort cisaillement. Si au travers de cette méthode, il n'a pu être établi d'importants cordons de soudure, on a pu néanmoins déterminer que, plus que l'importante déformation plastique imposée (qui reste malgré tout un paramètre essentiel), le cisaillement paraît être la variable d'ajustement permettant d'obtenir des conditions favorables pour le soudage. D'ailleurs, si on applique simultanément un chargement de compression  $\sigma_{ZZ}$  et un chargement de cisaillement  $\sigma_{\theta Z}$ , on peut noter que le cisaillement contribue de façon plus importante dans l'expression de la contrainte de von Mises  $\sigma_{VM} = \sqrt{\sigma_{ZZ}^2 + 3\sigma_{\theta Z}^2}$  : d'où l'idée de soumettre l'interface de soudage à un chargement de cisaillement pur.

## Quatrième partie

### Résultats des essais de soudabilité en compression et torsion alternée

∴

DANS le cadre de l'étude du soudage en phase solide à froid, la deuxième campagne d'essais de soudabilité a porté sur la création d'un cisaillement pur à l'interface d'éprouvettes sectionnées et soumises à une composante cyclique de torsion. De plus, la thèse étant soutenue par le cluster de recherche MATériaux et CONception pour un DEVeloppement durable (MACODEV), l'objectif des essais réalisés ici est d'étudier la soudabilité à froid de l'aluminium au moyen d'un procédé de soudage novateur à faible énergie d'apport, c'est à dire un procédé qui :

- est réalisée à froid et donc qui ne nécessite pas d'apport de chaleur, que ce soit de façon globale ou locale ;
- respecte les cotations initiales, c'est à dire qui n'engendre pas ou très peu de déformation plastique macroscopique ;
- ne nécessite pas de réusinage post-soudage, par exemple pour retrouver une forme ou un état de surface particulier.

L'étude de ce procédé de soudage par compression-torsion comporte 5 axes. Dans un premier temps, on déterminera la rhéologie en traction-torsion des éprouvettes. Dans un deuxième temps, on étudiera les paramètres influant la soudabilité macroscopique, c'est-à-dire qu'on cherchera à déterminer les paramètres permettant d'obtenir un assemblage soudé puis à définir un domaine de soudabilité. Une fois cet objectif réalisé, les éprouvettes soudées seront caractérisées suivant des approches mécaniques (tenue mécanique des soudures) et microscopiques ce qui permettra notamment de déterminer la nature des jonctions thermomécaniques réalisées.

Enfin, la mise en place de modèles aura pour but d'analyser les résultats de soudabilité : un modèle d'analyse par éléments finis permettra d'étudier le comportement mécanique macroscopique des éprouvettes, un modèle de convection d'éléments oxydants à l'interface de soudage permettra de jauger la compétition entre ré-oxydation de la surface fraîche et création de jonctions métalliques et enfin un modèle thermodynamique aura pour but d'analyser l'essai en termes énergétiques (quantité de chaleur apportée à la soudure et énergies liées au procédé de soudage).

∴

## CHAPITRE

### 9

# DÉTERMINATION DE LA RHÉOLOGIE EN TRACTION-TORSION

CE CHAPITRE a pour objectif de compléter l'étude de la rhéologie du matériau 2 obtenue avec les éprouvettes de traction normalisées (section 3.1 p. 49). Dans ce but, nous avons réalisé des essais de traction, de torsion et de traction-torsion combinées sur des éprouvettes entières (par opposition aux éprouvettes sectionnées utilisées pour les essais de soudabilité). Par ailleurs, nous présentons dans ce chapitre des résultats de validation des mesures locales de la déformation par le système de suivi de cibles, grâce à des comparaisons de ces mesures à celles d'un extensomètre mécanique : ceci nous permettra de déterminer les longueurs équivalentes liées à notre essai (paragraphe 5.5.3 p. 75) et donc de calculer les déformations mises en jeu. De plus, les résultats de ces essais sont nécessaires pour établir un élément de comparaison lors de la mesure des coefficients de joint des éprouvettes soudées (tests de tenue de l'assemblage soudé de deux demi-éprouvettes, chapitre 11). Enfin, on pourra se reporter à la section C.1 p. 223 en annexes pour la description de l'évolution des champs mesurés (déplacement, force, angle, couple) au cours de ses essais de rhéologie.

## 9.1 Rhéologie en traction monotone

Le premier chemin de déformation testé a été la traction monotone, afin d'obtenir des mesures aussi précises que possibles et de pouvoir choisir les gammes adéquates pour la machine. Cet essai a été réalisé à vitesse de déplacement constante. Pour définir la valeur du déplacement total imposé, on a estimé, en référence à une règle empirique pour les essais de tractions effectués habituellement sur ce montage [83, 86], que la longueur utile

équivalente (en plasticité)  $L_{eq}^{th}$  se déduit de la longueur utile  $L_0 = 30$  mm en considérant un prolongement de  $1/3$  de part et d'autre, soit  $L_{eq}^{th} \approx L_0 + 2 * L_0/3 = 50$  mm. Ainsi, en se basant sur les propriétés mesurées en traction des éprouvettes normalisées, l'allongement à rupture  $A\%$  du matériau 2 a été déterminé à une valeur de  $20\%$ , ce qui conduit à un déplacement à rupture estimé à  $u_v^R = A\% \cdot L_{eq}^{th} \approx 10$  mm. Par mesure de précaution, on a alors opté pour un déplacement imposé de  $15$  mm. Enfin, la vitesse de déformation a été fixée à une valeur relativement lente ( $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ), si bien que la rupture apparaît en théorie au bout de  $\Delta t = A\%/\dot{\epsilon} = 2000$  s. Tandis que la carte d'acquisition fournit toutes les  $1$  secondes une mesure du déplacement et de la force, le déplacement local est mesuré au moyen de deux cibles placées sur la partie utile de l'éprouvette.

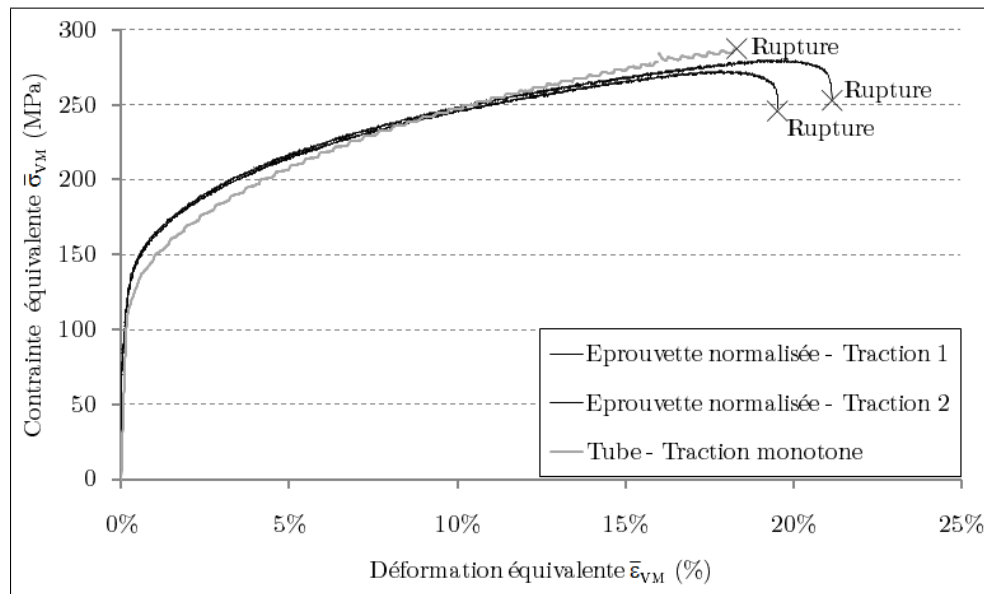


FIGURE 9.1 – Rhéologie en traction monotone d'une éprouvette tubulaire non sectionnée et comparaison avec la rhéologie obtenue à partir d'éprouvettes de traction normalisée.

On peut ainsi voir sur la figure 9.1 que le résultat de l'essai de traction sur l'éprouvette tubulaire (en gris) est en bonne corrélation avec les essais de traction réalisés sur les éprouvettes normalisées (en noir). Le déplacement total à rupture est de  $u_v^R = 9,30$  mm. La limite d'élasticité conventionnelle est estimée à  $R_{p0,2\%} \approx 125$  MPa, la contrainte à rupture à  $\sigma_R \approx 286,8$  MPa et la déformation à rupture à  $A\% \approx 17,78\%$ . Cette dernière valeur est cohérente avec les diamètres du tube après rupture<sup>1</sup> – à savoir  $2R_i \approx 21,6$  mm et  $2R_e \approx 27,2$  mm – ce qui correspond à une déformation axiale de  $18,56\%$ . Par ailleurs, comme on peut le voir sur la photographie 9.2, la rupture s'est produite au niveau de la partie utile de l'éprouvette. Cette rupture est de nature ductile et une structure de type peau d'orange est apparue à la surface de l'échantillon.

Comme expliqué dans le paragraphe 5.5.3, la mesure globale des déformations axiale et de torsion repose sur la détermination des longueurs équivalentes en élasticité et en

1. Sous l'hypothèse d'une transformation isovolume de la section cylindrique, on a  $L_0 \times S_0 = \ell \times s$  d'où  $\epsilon_{zz} = \ell/L_0 - 1 = S_0/s - 1$ .



FIGURE 9.2 – Faciès de rupture en traction monotone d'une éprouvette non sectionnée. À noter, les deux cibles utilisées pour la mesure de la déformation locale.

plasticité, grâce aux mesures des déformations locales obtenues par le système de suivi de cibles. Mais, compte tenu de la méthode de marquage des cibles que nous avons adoptée, le système de suivi présente un signal de mesure relativement bruité, qui ne permet pas de distinguer une longueur équivalente en élasticité et une longueur équivalente en plasticité. La figure 9.3 donne une comparaison de la mesure globale du déplacement et de la mesure locale de la déformation par le système de suivi des cibles. Cette courbe montre que le signal de mesure de la déformation locale est très bruité et ne permet pas de définir raisonnablement une base équivalente dans le domaine élastique. Ce phénomène

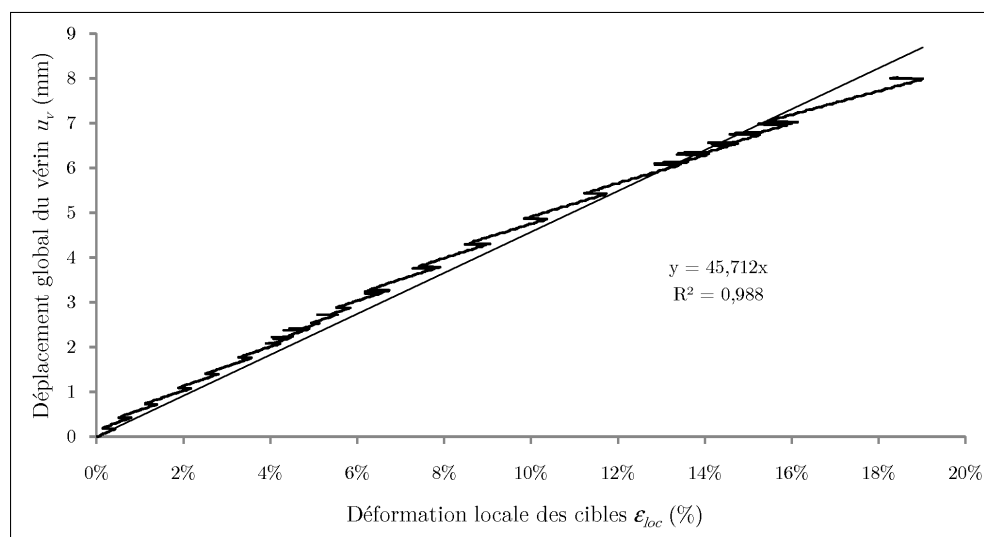


FIGURE 9.3 – Comparaison de la mesure globale du déplacement et de la mesure locale de la déformation par le système de suivi des cibles.



est étroitement lié à un diamètre des cibles trop important par rapport au déplacement total mesuré. Pour réduire le bruit de mesure il est nécessaire d'avoir un diamètre de cible le plus petit possible et un contraste (noir et blanc) le plus élevé possible. Une régression linéaire effectuée sur l'ensemble de la courbe de la figure 9.3 permet de définir une longueur équivalente de 45,7 mm. Notons que cette valeur est cohérente avec la règle établie précédemment.

## 9.2 Validation des mesures locales de la déformation par le système de suivi de cibles

Un essai cyclique de traction-compression a été envisagé avec une double mesure de la déformation locale, d'une part avec le système de suivi de cibles et d'autre part avec un extensomètre mécanique axial. L'objectif de cet essai est de vérifier le bon fonctionnement du système de suivi de cibles et de valider la valeur de la base équivalente obtenue précédemment par ce système. L'extensomètre mécanique est de marque MTS. Il a une base de mesure de 25 mm et une amplitude de déformation de  $-10\%$  à  $+50\%$ . C'est un extensomètre auto-porteur dont la fixation sur la partie utile de l'éprouvette est assurée par l'intermédiaire de deux couteaux en appui simple sur l'éprouvette et de deux ressorts de maintien (figure 9.4). L'erreur absolue de mesure de la déformation de l'extensomètre mécanique, de type aléatoire, est de l'ordre de  $\pm 0,5 \cdot 10^{-4}$ . Un étalonnage de l'extensomètre a été effectué avant l'essai de traction-compression au moyen d'une table micrométrique afin de déterminer la dépendance linéaire entre le voltage délivré par l'extensomètre et le déplacement réel. Au cours de l'essai, le chargement est imposé en déplacement global ( $\pm 2$  mm) sur une période de 70 s.

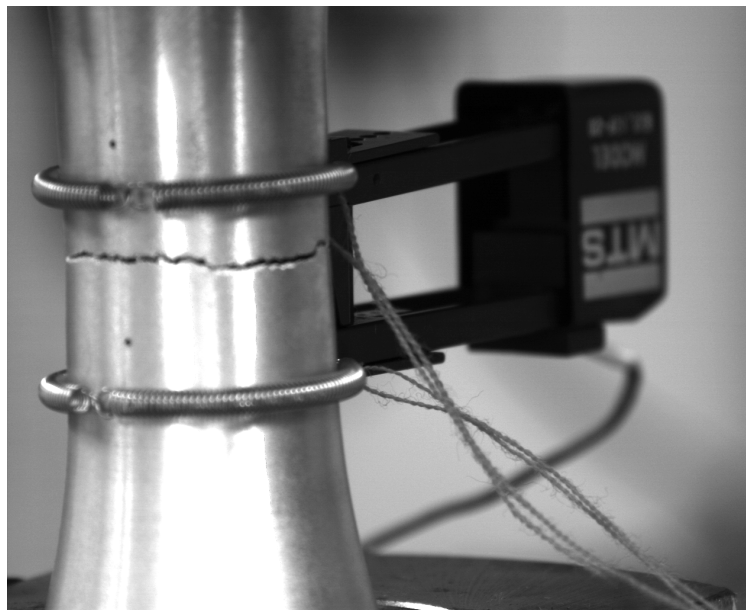


FIGURE 9.4 – Photographie de l'extensomètre axial autoporteur MTS (ici après rupture de l'éprouvette soumise à des cycles de traction-compression).

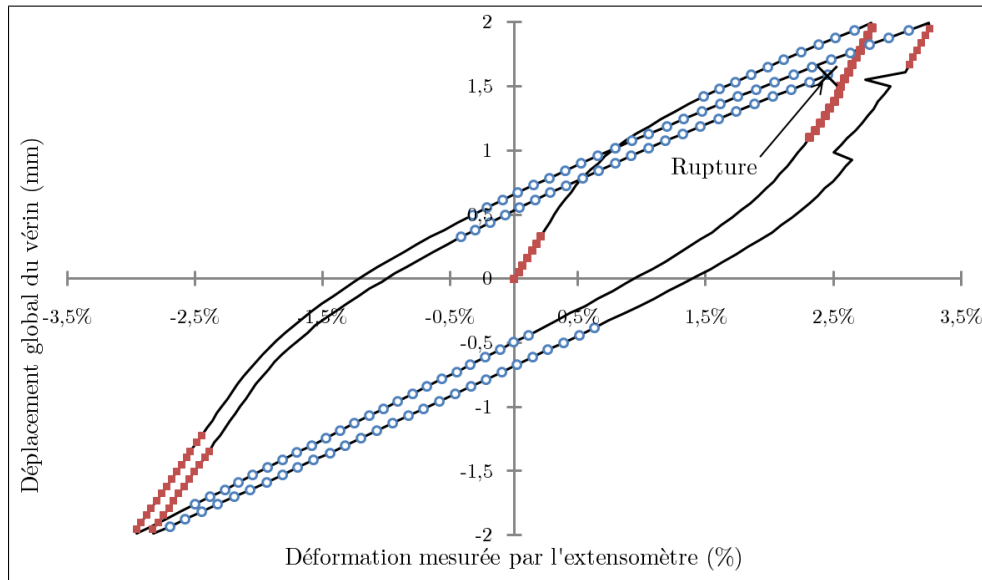


FIGURE 9.5 – Utilisation d’un extensomètre axial pour la détermination des longueurs équivalentes en élasticité (carrés pleins rouges) et en plasticité (ronds creux bleus) sur des cycles de traction-compression.

L’éprouvette a permis de réaliser deux cycles de charge-décharge avant de rompre. La figure 9.5 donne la comparaison de la mesure globale du déplacement et de la mesure locale de la déformation par l’extensomètre mécanique. Ce résultat révèle cinq zones de comportement élastique (carrés pleins rouges) et cinq zones de comportement plastique (ronds creux bleus). Les pentes des régressions linéaires produites sur ces parties de courbe ont permis de déterminer les longueurs équivalentes en élasticité et en plasticité :

$$\begin{array}{l}
 \langle L_{eq}^e \rangle = 160 \pm 18 \text{ mm} \quad (n=5, \text{ d.c.}=95\%) \\
 \langle L_{eq}^p \rangle = 45,2 \pm 3,1 \text{ mm} \quad (n=5, \text{ d.c.}=95\%)
 \end{array} \quad (9.1)$$

On se reportera à l’annexe C.2 p. 225 pour la description détaillée de l’analyse statistique des résultats. On peut ainsi noter que la valeur de la longueur équivalente globale obtenue précédemment par le système de suivi de cible ( $L_{eq} = 45,7 \text{ mm}$ , figure 9.3) est comprise dans l’intervalle d’incertitude de la mesure de la longueur équivalente plastique  $\langle L_{eq}^p \rangle$  obtenue par l’extensomètre mécanique.

La figure 9.6 montre que la mesure de la déformation par le système de suivi de cibles est nettement plus bruitée que celle de l’extensomètre mécanique. Néanmoins, la valeur moyenne de la mesure du système de suivi de cibles est cohérente avec celle de l’extensomètre. En effet, la pente de la droite de régression vaut 1,0927, soit une erreur moyenne d’environ 9%. Quant à la longueur équivalente en élasticité  $\langle L_{eq}^e \rangle$ , celle-ci définit finalement une longueur plus grande que l’éprouvette ( $L_{tot} = 150 \text{ mm}$ ), ce qui confirme le fait que les différents organes de la machine (composés essentiellement d’acier HLE) se déforment aussi élastiquement, mais dans une moindre mesure que l’éprouvette.

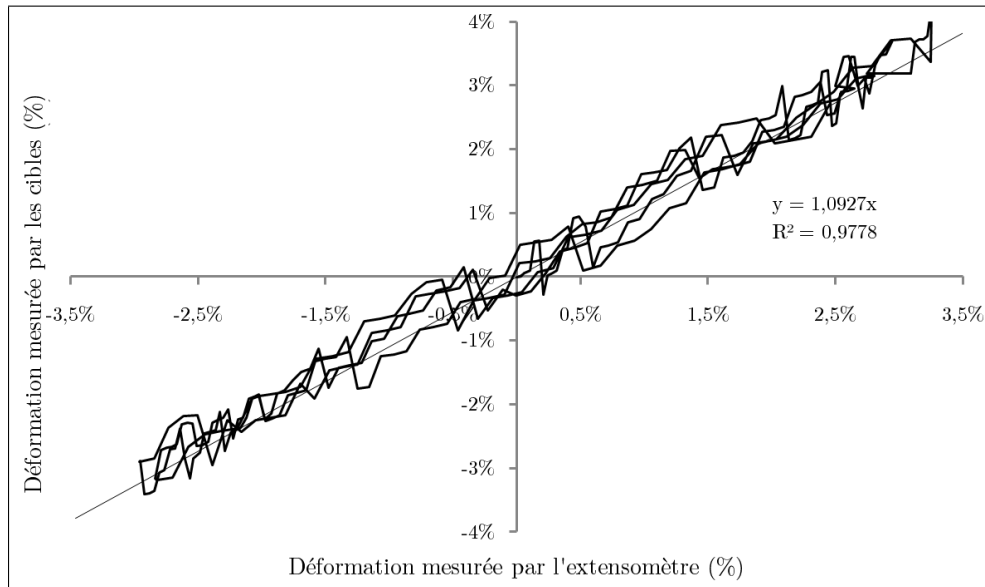


FIGURE 9.6 – Comparaison des déformations locales mesurées par l’extensomètre axial et par le système de suivi de cibles au cours des cycles de traction-compression.

Par ailleurs, afin de valider les mesures effectuées par l’extensomètre, nous avons réalisé des mesures du module d’Young. La figure 9.7 donne la contrainte mesurée  $\sigma = F_z/S_0$  (changement de section négligé) en fonction de la déformation mesurée par l’extensomètre. Un échantillon de 5 mesures du module d’Young a ainsi pu être obtenu, ce qui permet de définir une valeur moyenne  $\langle E \rangle$ , telle que :

$$\langle E \rangle = 66,5 \pm 2,1 \text{ GPa} \quad (n=5, \text{ d.c.} = 95\%) \quad (9.2)$$

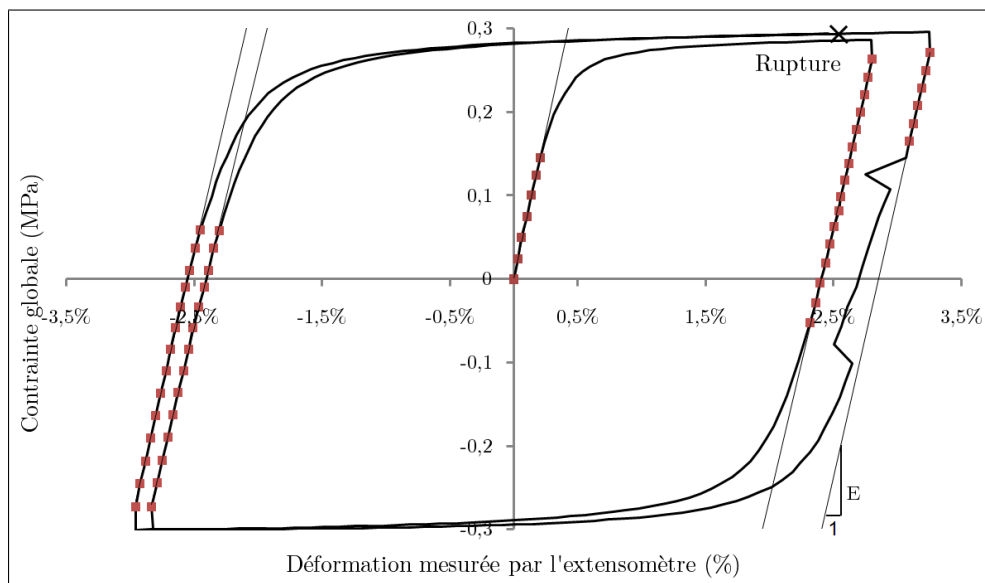


FIGURE 9.7 – Courbe donnant la contrainte mesurée par la machine en fonction de la déformation mesurée par l’extensomètre (essai cyclique de traction-torsion).

Cette mesure du module d'Young est en bonne adéquation avec les valeurs théorique de la littérature (tableau 3.2). Les longueurs équivalentes données par les équations 9.1 seront utilisées dans la suite pour déterminer les valeurs des déformations globales en traction et/ou en torsion. Celles-ci ont notamment été utilisées pour obtenir la courbe de comportement en traction donnée précédemment (figure 9.1) : le module d'Young déterminé sur cet essai est alors de 67,4 GPa.

### 9.3 Rhéologie en torsion monotone et en traction-torsion combinées

Deux autres chemins de déformation ont été étudiés : la torsion monotone et un chargement combinant la traction et la torsion. Toutefois, en torsion monotone ou combiné, l'angle de torsion maximal admissible sur la machine d'essai est  $\alpha_{max} = 45^\circ$ . Or, si on se base sur la longueur équivalente en plasticité  $\langle L_{eq}^p \rangle = 45,2$  mm, la déformation de cisaillement atteinte pour cet angle maximal vaut  $\varepsilon_{\theta z} = \frac{1}{2}R_e\alpha_{max} / \langle L_{eq}^p \rangle = 13,0$  %, ce qui ne permet a priori pas d'atteindre la rupture de l'éprouvette. La consigne a été définie par un angle de  $45^\circ$  et une vitesse de déformation  $\dot{\varepsilon} = 10^{-4}\text{s}^{-1}$ . En pratique, la sollicitation en torsion s'est produite jusqu'à l'angle maximal sans que la rupture ou le flambement de l'éprouvette n'interviennent (figure 9.9 ou figure C.2 p. 224 en annexes).

En traction-torsion combinées, le comportement doit être décrit au moyen des contraintes et déformations équivalentes de von Mises (équations 3.1 et 3.2 p. 50) afin de pouvoir comparer les trois chemins de déformations imposés. Ainsi, pour une sollicitation combinant un effort de compression et un effort de torsion, la contrainte et la déformation équivalentes de von Mises sont données par  $\bar{\sigma}_{VM} = \sqrt{\sigma_{zz}^2 + 3\sigma_{\theta z}^2}$  et  $\bar{\varepsilon}_{VM} = \sqrt{\varepsilon_{zz}^2 + 4/3\varepsilon_{\theta z}^2}$ .

Dès lors, à partir du déplacement en traction (et donc la déformation axiale), on définit l'angle de torsion (et donc la déformation de cisaillement) tel que la contribution des déformations induites soient équivalentes :  $\varepsilon_{\theta z} \equiv \frac{\sqrt{3}}{2}\varepsilon_{zz}$ , ou encore  $\theta(t) = \sqrt{3}u(t)/R$ . En pratique, pour l'essai réalisé, la définition du chargement imposé a priori s'est vérifié a posteriori puisque sur la figure 9.8, la régression linéaire calculée sur la courbe  $\varepsilon_{\theta z} = f(\varepsilon_{zz})$  est parfaite (coefficient de régression  $R^2 = 1$ ) et conduit à une pente de 0,875, soit un écart d'un peu plus de 1,0% par rapport à la valeur théorique  $\sqrt{3}/2 \approx 0,866$ .

Le comportement du matériau suivant les trois chemins de déformation proposés est décrit sur la figure 9.9 où l'on a également représenté les essais de traction sur les éprouvettes normalisées. Hormis la torsion monotone, on peut noter une bonne corrélation entre le comportement sur les éprouvettes tubulaires et les éprouvettes de traction normalisées. Si en traction-torsion combiné, la contrainte se trouve être légèrement inférieure au comportement en traction monotone, ceci est conforme à la théorie dans la mesure où la combinaison des deux chemins de déformation est généralement plus pénalisant (on peut par exemple penser à l'utilisation de la torsion pour faciliter l'extrusion ou l'emboutissage [22, 23]). En revanche, le comportement en torsion monotone présente un écrouissage moins prononcé.

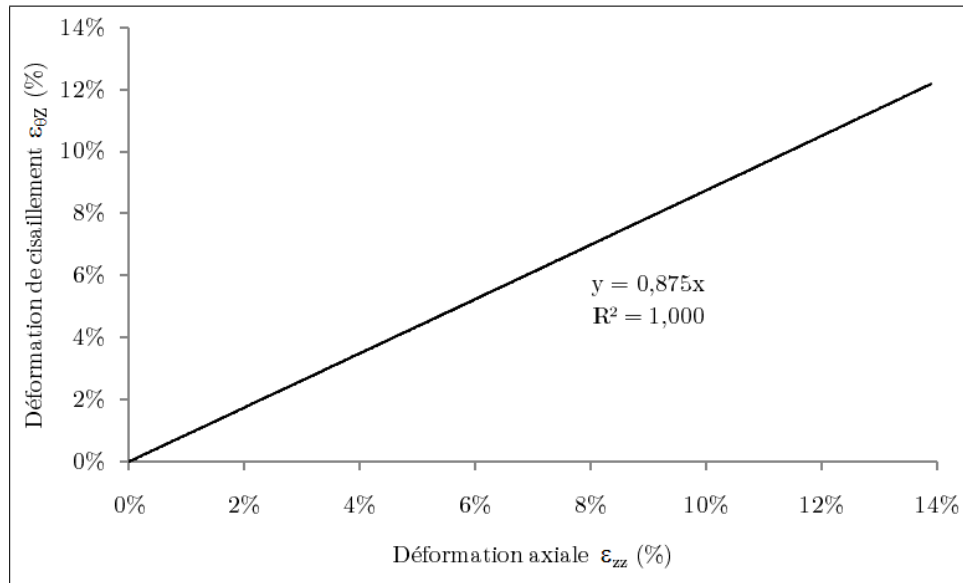


FIGURE 9.8 – Rhéologie en traction-torsion combinées : correspondance entre déformation axiale et déformation de cisaillement.

Enfin, une seconde remarque concerne l'allure des courbes : alors qu'en traction et dans un degré moindre en traction-torsion combiné, on peut noter des oscillations régulières de la contrainte, la courbe est beaucoup plus stable en torsion. Ce phénomène ne correspond pas à un artefact de mesure mais pourrait être lié à un effet de Portevin-Le Chatelier. Cet effet peut apparaître lors d'essais de traction à vitesse de déformation constante, notamment dans les alliages Al-Mg [87], Al-Mg-Si [88] ou Al-Li [89].

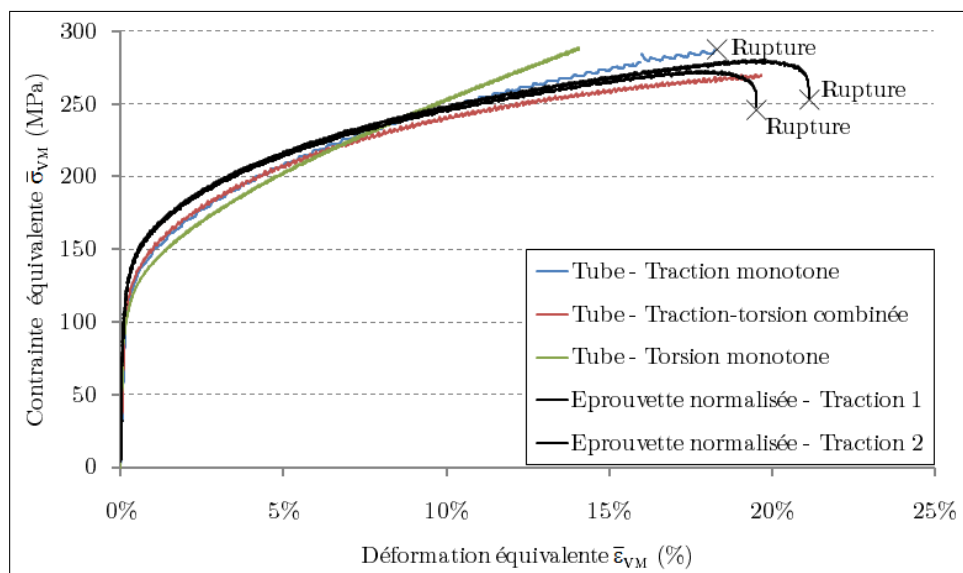


FIGURE 9.9 – Rhéologie à froid des éprouvettes tubulaires selon les trois chemins de déformation décrits (traction et/ou torsion) et comparaison avec le comportement obtenu à partir des éprouvettes de traction normalisées.

## CHAPITRE

# 10

## PARAMÈTRES INFLUANT SUR LA SOUDABILITÉ MACROSCOPIQUE

**D**U FAIT DE LA GÉOMÉTRIE des éprouvettes, leur découpe est complexe et nécessite de multiples étapes demandant beaucoup de travail (usinage, fraisage, taraudage, etc.) et donc de temps. De même, l'éventuel contrôle de l'état de surface des demi-éprouvettes (cet aspect sera discuté dans le paragraphe 10.1.1) est réalisé manuellement et demande également beaucoup de temps. Dès lors, le nombre d'essais envisageables était relativement restreint et donc, plutôt que de mettre en place une étude exhaustive de l'influence et de l'inter-dépendance des différents paramètres considérés, la campagne d'essai s'est concentrée sur deux axes forts.

Dans un premier temps, l'objectif initial est à la fois simple et incertain : déterminer les conditions permettant d'obtenir un assemblage soudé. Je présenterai donc dans la section suivante les réflexions et choix effectués au fur et à mesure des essais pour arriver à l'objectif fixé. Dans un deuxième temps, parallèlement à la reproduction des essais soudés dans les mêmes conditions dans le but de produire une analyse mécanique de la tenue des joints soudés suivant divers chemins de déformation (chapitre 11), nous avons étudié l'influence des deux principaux paramètres que sont la durée de l'essai et l'angle de torsion.

Ainsi, le tableau 10.1 récapitule l'ensemble des résultats des essais de soudabilité en compression-torsion. On rappelle que les capteurs de force et de couple sont situés au niveau de l'attache supérieure fixe de la machine MTS et permettent de mesurer le comportement mécanique de la demi-éprouvette esclave tandis que les capteurs de déplacement et d'angle sont liés au vérin axial et de rotation et donc à la demi-éprouvette maître.

Essai	État de surface	Force (kN)	Angle (°)	Sollicitation	Vit. (°/s)	$T_{cycle}$ (s)	Durée (s)	Nb de cycles	Soudé ?
1	P1000	62	40	Mon.	5	-	-	8	Non
2	P1000	20	1	Lin.	0,125	8	-	-	Non
3	P1000	5	1,4	Lin.	0,175	8	-	-	Non
4	P1000	5	2,8	Lin.	0,35	8	-	-	Non
5	P1000	5	7	Lin.	0,875	8	-	-	Non
6	P1000	10	7	Lin.	0,875	8	-	-	Non
7	Miroir	37	1	Sinus.	62,8	0,1	100	1000	Non
8	Miroir	49	5	Sinus.	62,8	0,5	1000	2000	Non
9	Miroir	Cycl.	1	Sinus.	62,8	0,1	7200	72000	Non
10	Miroir	30	1	Sinus.	10,5	0,6	25200	42000	Oui
11	Miroir	30	1	Sinus.	10,5	0,6	25200	42000	Oui
12	Miroir	30	1	Sinus.	10,5	0,6	25200	42000	Oui
13	Miroir	30	1	Sinus.	10,5	0,6	1020	1700	Oui
14	Miroir	30	1	Sinus.	10,5	0,6	1020	1700	Oui
15	Miroir	30	1	Sinus.	10,5	0,6	1020	1700	Oui
16	Miroir	30	1	Sinus.	10,5	0,6	12	20	Oui
17	Miroir	30	1	Sinus.	10,5	0,6	12	20	Oui
18	Miroir	30	0,5	Sinus.	5,24	0,6	1020	1700	Non
19	Miroir	30	0,5	Sinus.	5,24	0,6	1020	1700	Oui

TABLEAU 10.1 – Résultats des essais de soudabilité en compression-torsion

Les colonnes du tableau 10.1 correspondent aux différents paramètres considérés :

**État de surface** décrit le degré de polissage de l'interface de soudage, à savoir un pré-polissage jusqu'au papier P1000 (granulométrie moyenne de 18,3  $\mu\text{m}$ ) ou un polissage diamant jusqu'à l'état miroir 1  $\mu\text{m}$ .

**Force** décrit l'amplitude maximale imposée pour la force de compression (en kN). Le cas « Cycl. » (essai 9) correspond à une force cyclique de  $55 \pm 10$  kN.

**Angle** décrit l'amplitude maximale imposée pour l'angle de torsion (en °).

**Sollicitation** décrit la manière dont on a imposé l'angle de torsion : de façon monotone (essai 1) ou de façon cyclique linéaire (essais 2 à 6) ou sinusoidale (essais 7 à 19).

**Vit.** décrit la vitesse de rotation imposée, effective (essai monotone ou cyclique linéaire) ou maximale (essai cyclique sinusoidal).

$T_{cycle}$  décrit la période du cycle de torsion.

**Durée** décrit la durée totale de l'essai (soit le produit de la période par le nombre de cycles). Les essais 2 à 6 correspondent à des phases de tests, si bien que la durée d'essai et le nombre de cycles n'ont pas été déterminés (en pratique, la durée d'essai est de l'ordre de la dizaine de minutes).

**Nb de cycles** décrit le nombre de cycles de torsion effectués.

**Soudé** décrit l'état final de soudage. Contrairement aux essais de soudabilité en compression plane, il n'y a pas d'état intermédiaire (catégorie « non pérenne »).

## 10.1 Vers un premier essai soudé : interrogations sur le choix des paramètres

Comme introduit dans la section 5.6 p. 76 sur le protocole d'essai, de nombreux paramètres sont à considérer. Parmi ceux-ci, les plus représentatifs ont été indiqués sur le schéma de la figure 10.1 :

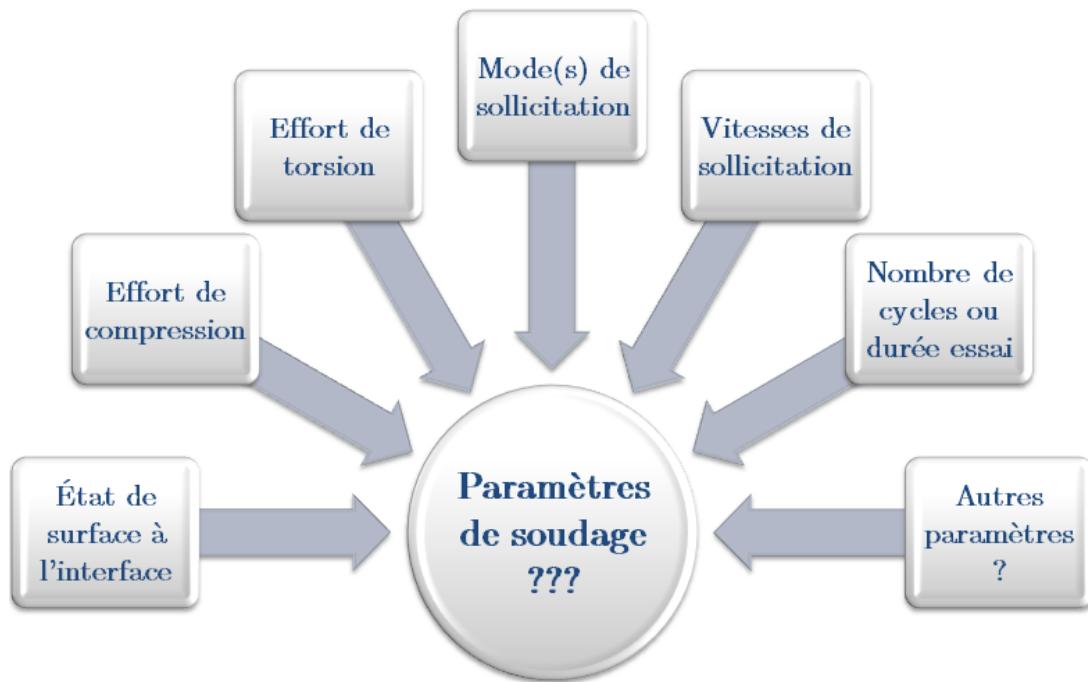


FIGURE 10.1 – Schéma représentant l'espace à  $n$ -paramètres du domaine de soudabilité.

On voit immédiatement qu'une infinité d'essais peuvent être réalisés dans cet espace à  $n$ -paramètres. Dès lors, il nous a fallu choisir judicieusement nos paramètres et nous avons donc présenté dans cette section la démarche de réflexion mise en place pour obtenir un assemblage soudé. Dans les paragraphes suivants, l'ordre de présentation des paramètres influents correspond à l'ordre chronologique de prise en compte des paramètres lors de la réalisation des essais.

### 10.1.1 Choix de l'état de surface à l'interface de soudage

Comme précisé dans le protocole de préparation des demi-éprouvettes (paragraphe 5.6.3 p. 78), un contrôle de l'état de surface s'avère utile tant en termes de répétabilité que de maîtrise de la couche d'oxyde. Par ailleurs, cet intérêt supposé a priori s'est vérifié a posteriori pour les essais de soudabilité par compression plane puisque outre la température, nous avons vu que le contrôle de l'état de surface constitue un paramètre favorable quant à la création des jonctions métalliques.

C'est ainsi que dans un premier temps, l'état de surface a été contrôlé jusqu'à un polissage au papier P1000, soit une granulométrie moyenne de 18,3  $\mu\text{m}$ . Cet état intermédiaire



possède l'avantage d'une mise en œuvre pas trop contraignante, mais le soudage n'a pas pu être obtenu pour cet état contrôlé. Toutefois, pour cette rugosité intermédiaire, le protocole de nettoyage utilisé en compression plane n'a pas été appliqué complètement (pas de nettoyage au dichlorométhane), ce qui pourrait être une des raisons de la non-crédation des soudures au cours de cette première étape de prospection.

Dans un deuxième temps, le protocole de préparation tel que décrit dans le paragraphe 5.6.3 (étapes de nettoyage, de polissage et de dégraissage) a été suivi consciencieusement avant tout essai. Toutefois, si la préparation des éprouvettes – notamment les étapes de polissage réalisées à la main – demandent beaucoup de temps, le résultat obtenu n'est cependant pas toujours à la hauteur de l'investissement consacré. En effet, le polissage étant réalisé manuellement sur des échantillons de grandes dimensions et (hauteur 75 mm et diamètre externe 30 mm), la planéité (cotation et rugosités identiques en tout point de la surface) et la rectitude (la normale moyenne de la surface doit être confondue avec l'axe de révolution du tube) des surfaces sont difficiles à préserver et conduisent inévitablement à une incertitude de mesure. Néanmoins, on peut raisonnablement penser que l'effort de compression appliqué permet de compenser en grande partie ces défauts et permet donc de réaliser malgré tout les essais dans de bonnes conditions.

### 10.1.2 Choix de l'effort de compression et de son mode de sollicitation

On peut imaginer imposer une force de compression variable, que ce soit en séquence à créneau [90] ou de façon cyclique comme pour l'essai 9 où on a imposé une force sous la forme  $F_z(t) = F_z^m + A_z \sin(2\pi t/T_z)$  avec  $F_z^m = 55$  kN,  $A_z = 10$  kN et  $T_z = 5$  s =  $50 \times T_{cycle}$ . Néanmoins, le rôle essentiel de la force de compression est de favoriser le rapprochement des parois locales et permet de compenser les éventuels irrégularités de surface : c'est pourquoi on a finalement opté pour une force d'amplitude constante. On peut toutefois noter que cette sollicitation laisse libre l'éprouvette en déplacement. Au cours de l'essai le déplacement peut varier sous l'influence de la viscosité du matériau ou par un effet d'érouissage cyclique lié à la sollicitation de cisaillement.

Concernant l'amplitude de la force, l'un des objectifs concernant la mise en place de cette méthode de soudage est de générer peu de déformation plastique macroscopique afin de minimiser l'apport énergétique nécessaire pour souder. En se basant sur les propriétés mécaniques de l'alliage 6082 à l'état T4 (tableau 3.2 p. 50), la force limite de plastification vaut  $F_0 = \sigma_0 \cdot S_0 \approx 43$  kN. En pratique, lorsque nous avons appliqué une force de compression supérieure à 50 kN (essais 1 et 9), nous avons pu constater un flambement de l'éprouvette (figure 10.2). Ce phénomène de flambement sera étudié dans le paragraphe 13.1.2 p. 162 à partir d'un modèle d'analyse par éléments finis.

Finalement, après avoir établi la rhéologie du matériau en traction ( $\sigma_0 = 142$  MPa, tableau 3.3 p. 52), nous avons imposé une force de compression constante  $F_z = 30$  kN, soit une contrainte de compression d'environ 118 MPa au niveau de l'interface. En supposant que la contrainte de compression reste constante au cours des cycles de torsion, on peut

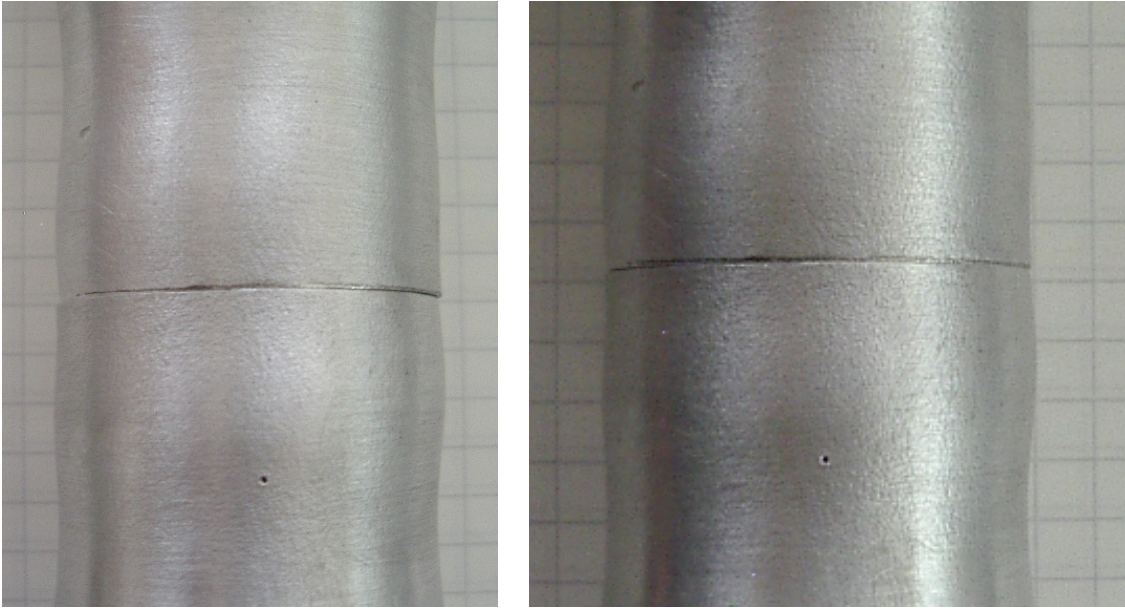


FIGURE 10.2 – Mise en évidence du flambement en compression pour une force supérieure à 50 kN : un gonflement apparaît notamment sur la droite (essai 9).

déterminer la valeur théorique du couple à imposer pour entrer dans le domaine plastique, par exemple à partir du critère de plasticité de von Mises :  $\bar{\sigma}_{VM} = \sqrt{\sigma_{ZZ}^2 + 3\sigma_{\theta Z}^2} = \sigma_0$ . Dès lors, en négligeant le changement de section ( $\varepsilon_{\theta\theta} = 0$ ) et en considérant l'état de contrainte du tube en élasticité (équations 5.4 et 5.5 p. 67), on peut exprimer le couple de torsion par :

$$C_z^{pl} = \frac{1}{\sqrt{3}} \frac{K}{R_e} \sqrt{R_{p0,2\%}^2 - \left(\frac{F_z}{S_0}\right)^2} \quad \text{soit} \quad C_z^{pl} = 143 \text{ N.m.} \quad (10.1)$$

Enfin, en cours d'essai, le couple de torsion et l'effort de compression sont contrôlés par les asservissements de la machine et par les consignes imposées par la carte de pilotage. Mais, la montée initiale en force, au début de l'essai, est réalisée manuellement à vitesse très lente, pour garantir des conditions de sollicitation quasi-statiques. On pourra se reporter à la figure C.7 p. 228 en annexes pour voir un exemple de l'évolution de la force de compression et du déplacement axial lors de la charge et de la décharge de l'effort de compression.

### 10.1.3 Choix de l'effort de torsion et de son mode de sollicitation

En torsion, il n'est pas possible de considérer un couple de torsion imposé puisque, tant qu'un assemblage soudé n'est pas obtenu, le couple n'est transmis par la demi-éprouvette maître à la demi-éprouvette esclave qu'à travers les efforts de frottement à l'interface. Il nous alors paru plus naturel d'imposer un angle de torsion.

A l'instar des fortes torsions appliquées en High Pressure Torsion (paragraphe 1.2.3 p. 23), l'essai 1 a été effectué en appliquant de façon monotone un important angle de

torsion ( $40^\circ$ ), soit une déformation de cisaillement théorique  $\varepsilon_{\theta z} \approx 17,5\%$ . Dans de telles conditions, l'alignement des deux demi-éprouvettes n'a pas pu être préservé puisque la demi-éprouvette mise en torsion a « roulé » sur la demi-éprouvette fixe : le désalignement combiné à l'effort de compression a alors conduit une interpénétration des deux demi-éprouvettes et de facto à une ruine de celles-ci.

Afin de préserver l'alignement, on a alors opté pour de petits angles de torsion sur plusieurs cycles en instaurant ainsi un cumul de la déformation plastique de cisaillement. Dans un premier temps, la sollicitation cyclique a été mise en place de façon linéaire ( $\alpha(t) = \pm\alpha_0 \cdot (t/T_{cycle} - 2N_t)$  où  $N_t$  est le nombre du cycles réalisés à l'instant  $t$ ), ce qui a pour avantage d'avoir des vitesses de rotation constantes :  $\dot{\alpha}(t) = \pm\alpha_0/T_{cycle}$ . Sur la base d'une période  $T_{cycle} = 8$  s et en l'absence d'entraînement apparent de la demi-éprouvette esclave, l'angle de torsion a été peu à peu augmenté au bout d'un certain nombre de cycles, passant de  $\pm 1,4^\circ$  à  $\pm 2,8^\circ$  puis  $\pm 7^\circ$  : à aucun moment le soudage n'est obtenu.

Toutefois, cette série d'essais et l'essai 8 ont permis de mettre en évidence qu'imposer de façon cyclique un angle de torsion supérieur ou égal à  $\pm 5^\circ$  induit une forte dégradation de l'interface (figure 10.3). En effet, il y a alors formation de petits copeaux d'usinage à l'interface, ceux-ci agissant comme les billes dans un roulement à billes. Ce phénomène d'usure est rédhitoire vis-à-vis de la préservation de l'état de surface et *ipso facto* de la création des soudures. Dès lors, les essais suivants ont été produit pour un angle de torsion de  $\pm 1^\circ$ . Par ailleurs, on a finalement opté pour une sollicitation sinusoïdale ( $\alpha = \alpha_0 \sin(\omega t)$  avec  $\omega = 2\pi/T_{cycle}$ ) qui, si elle ne conduit pas à une vitesse de rotation constante, impose des changements de sens de la sollicitation aux angles extrémaux moins brusques pour les éventuels points soudés obtenus.

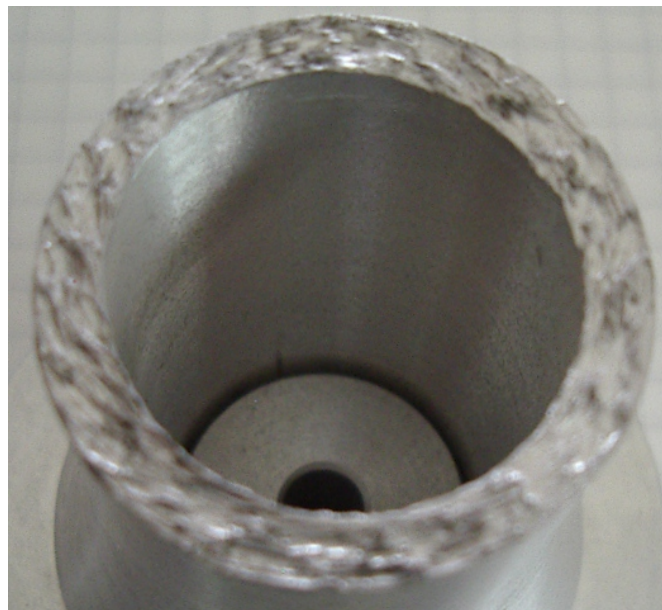


FIGURE 10.3 – Mise en évidence d'un usinage apparaissant à l'interface pour un angle de torsion supérieur ou égal à  $5^\circ$  pour une surface initiale polie miroir (essai 8).

### 10.1.4 Choix de la vitesse de sollicitation

En théorie, la vitesse du procédé peut influencer la création des soudures sur deux points :

- un procédé rapide peut induire un certain échauffement au niveau de l'interface, ce qui peut être favorable à la diffusion des atomes pour former les soudures et éventuellement aux phénomènes de restauration ou de recristallisation. Toutefois, des mesures n'ont pu être effectuées à ce sujet puisque les méthodes de mesure des champs thermiques (par thermographie infrarouge par exemple, [91, 92]) permettent de mesurer la température à la surface externe tandis que le phénomène que l'on souhaiterait quantifier se produit sur une surface non accessible.
- un procédé rapide peut limiter l'oxydation de la surface fraîche apparaissant à l'interface en limitant la diffusion d'éléments oxydants (provenant essentiellement de l'air environnant). Toutefois, la force de compression appliquée sur une surface poli miroir assure un bon contact à l'échelle des rugosités et limite de ce fait la diffusion d'éléments oxydants. Pour une justification de cette hypothèse, on se reportera au modèle proposé à la section 13.2 p. 168.

En pratique, la vitesse de déformation jouant de plus un rôle le plus souvent secondaire en mise en forme à froid et ne pouvant quantifier localement son éventuelle influence, nous n'avons pas considéré la vitesse comme un paramètre de premier ordre, mais plutôt comme une conséquence de la durée de l'essai (sollicitation monotone) ou de la période du cycle  $T_{cycle}$  (sollicitations cycliques).

Par ailleurs, le domaine des vitesses accessibles est limité par la capacités d'acquisition du système de suivi de cibles dont l'intervalle d'acquisition minimal théorique est de 0,04 s. Dès lors, on a opté pour une acquisition des cibles toutes les 0,06 s et la période du cycle sinusoïdal de torsion a été défini à  $T_{cycle} = 0,6$  s, ce qui permet 10 acquisitions par cycle. On peut enfin noter que lorsque la sollicitation est cyclique sinusoïdale, la vitesse de rotation varie alors également au cours du cycle ( $\dot{\alpha} = \alpha_0 \omega \cos(\omega t)$ ) et on a alors indiqué dans le tableau 10.1 sa valeur maximale qui vaut  $2\pi\alpha_0/T$ .

### 10.1.5 Choix du nombre de cycles ou de la durée de l'essai

Au fur et à mesure des investigations menées au cours de la phase de tests (essais 2 à 8), la durée de sollicitation a varié entre la minute et la dizaine de minutes. Si quelques points soudés nous ont semblé apparaître, ceux-ci étaient en nombre nettement insuffisant pour assurer la tenue mécanique de l'assemblage lors de la décharge de l'effort de compression ou lors du retrait des (demi-)éprouvettes hors des mors. Nous avons alors formé l'hypothèse que le nombre ou la solidité des jonctions augmenterait avec le temps (notamment par refermeture de cavités) et nous avons donc décidé d'augmenter la durée de sollicitation. Ainsi, pour l'essai 9, nous avons laissé tourner l'essai pendant 72000 cycles, soit 2 heures ( $T_{cycle} = 0,1$  s). Toutefois, la force de compression était importante ( $55 \pm 10$  kN) et a conduit à un flambement des demi-éprouvettes (figure 10.2), ce qui a compromis l'essai de soudabilité.

Pour l'essai suivant (essai 10), l'effort de compression a été diminué (30 kN) et nous avons choisi de mesurer de la déformation locale par le système de suivi de cibles, ce qui nous a imposé la période du cycle ( $T_{cycle} = 0,6$  s). Or, le système de suivi de cible étant utilisé manuellement, il n'était pas possible de laisser tourner l'essai pendant une nuit entière, d'autant que pendant cette phase de tests, nous souhaitions suivre au cours de l'essai le comportement des demi-éprouvettes et les éventuelles variations des champs mesurés (notamment le couple de torsion). Dès lors, le temps en amont de mettre en place l'essai et en aval de le dépouiller, nous avons opté pour une durée de sollicitation de 7 heures, soit 42000 cycles.

C'est ainsi que le premier soudage effectif a été obtenu après un essai d'une telle durée. Toutefois, dans le but de déterminer le plus efficacement (en termes de nombre d'essais) une entrée dans le domaine de soudabilité, d'autres paramètres ont été modifiés parallèlement à l'augmentation de la durée de l'essai – notamment la période du cycle  $T_{cycle}$  et par conséquent la vitesse de rotation maximale – si bien que le facteur temporel n'explique peut-être pas à lui seul l'obtention de l'assemblage soudé. Sur cette longue durée, pour éviter la saturation du PC qui gère simultanément les sollicitations en traction et en torsion ainsi que la mesure et l'enregistrement des données, l'intervalle d'acquisition des données mesurées via la carte d'acquisition a été réduite à 1 seconde. De cette manière, cette mesure continue permet de déterminer les tendances d'évolution des paramètres mesurés (force, déplacement, couple, angle), puisque, pour une période de sollicitation de 0,6 s, les points d'acquisition peuvent être corrélés – modulo un facteur  $2/\sqrt{3}$  – au zéro, au maximum et au minimum de la sollicitation (cf. figure 10.4). Parallèlement à la mesure continue, des « zooms » sont effectués toutes les heures pendant 10 s par intervalles de 0,01 s, ce qui permet d'avoir une mesure précise de 60 points par cycle pendant ce laps de temps. Pour des raisons similaires, le système de suivi de cibles n'a pas été utilisé de façon continue par risque de saturation, mais à divers moments en cours d'essai, le plus souvent de manière couplée avec les zooms réalisés sur la carte d'acquisition.

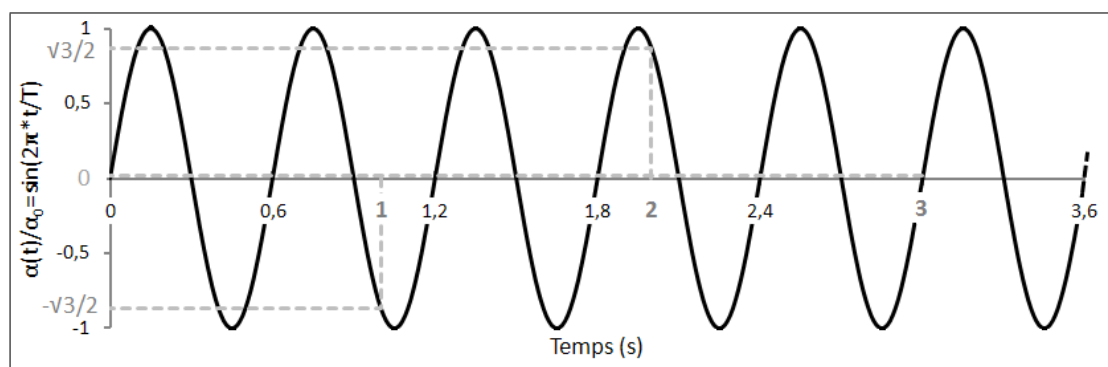


FIGURE 10.4 – Illustration des valeurs obtenues en acquisition toutes les 1 s pour une sollicitation sinusoïdale de période  $T = 0,6$  s (ici pour la consigne en angle).

### 10.1.6 Récapitulatif des paramètres pour le premier essai soudé

Au cours de cette première phase, l'objectif était de définir, dans cet espace à  $n$ -paramètres, les valeurs permettant d'obtenir un premier essai soudé. Ceci a pu être réalisé à partir du jeu de paramètres suivant (essai 10, tableau 10.1 p. 126) :

- l'état de surface est poli miroir ( $1\ \mu\text{m}$ ) et a été préalablement nettoyée et dégraissée.
- l'effort de compression est imposé par une force d'amplitude constante de 30 kN,
- l'effort de torsion est imposé en angle par le biais d'une sollicitation sinusoïdale  $\alpha = \alpha_0 \sin(2\pi t/T_{\text{cycle}})$  où  $\alpha_0 = 1^\circ$  et  $T_{\text{cycle}} = 0,6\ \text{s}$ , soit une vitesse de rotation maximale de  $10,5^\circ/\text{s}$ ,
- l'essai est composé de 42000 cycles de torsion, soit une durée d'essai de 7 heures.

## 10.2 Exploration du domaine de soudabilité et analyse des essais soudés

Sur la base de ce premier essai soudé dit de référence, on peut imaginer faire varier les différents paramètres afin de définir les contours du domaine de soudabilité. Néanmoins, afin de statuer sur l'influence éventuelle d'un paramètre, il est nécessaire de se baser sur l'essai de référence en ne modifiant que ce paramètre-ci. Dès lors, si on considère les multiples essais nécessaires pour chaque paramètre, auquel on ajoute le fait qu'un essai doit reproduit pour être validé, et les éventuelles inter-dépendances de ces paramètres, on peut imaginer l'immensité du plan d'expérience à mettre en place pour définir un domaine de soudabilité dans cet espace à  $n$ -paramètres.

De plus, afin de tester l'influence du chemin de déformation sur la tenue mécanique des éprouvettes soudées (cf. section 11.2 p. 148), il est nécessaire de reproduire à l'identique les essais soudés. Ceci a d'ailleurs pu être réalisé avec succès (essais 11 et 12) et permet donc de s'assurer par ailleurs de la très bonne reproductibilité quant à l'obtention d'un assemblage soudé pour ce jeu de paramètres. Finalement, n'ayant à notre disposition qu'un nombre réduit d'éprouvettes, nous nous sommes concentrés sur la potentielle influence des deux principaux paramètres que sont la durée de l'essai (ou le nombre de cycles) et l'angle de torsion. De plus, si la section précédente s'est concentrée sur les aspects expérimentaux afin de déterminer les paramètres conduisant à un assemblage soudé, nous allons également analyser dans cette section les résultats des mesures obtenues.

### 10.2.1 Influence de la durée de l'essai

En réalité, l'analyse des données mesurées au cours des 7 heures de l'essai de référence n'a pas permis de mettre en évidence de variation significative des grandeurs mesurées. Ainsi, la figure 10.5 indique l'évolution au cours des 7 heures du couple de torsion mesuré par le capteur d'effort selon le principe décrit sur la figure 10.4 (acquisition des valeurs « maximale », « nulle » et « minimale ») : si on peut observer une évolution du couple au cours de la première heure, cette variation est a priori trop faible pour indiquer un changement de comportement notable. Par contre, on peut noter que les valeurs extrémales

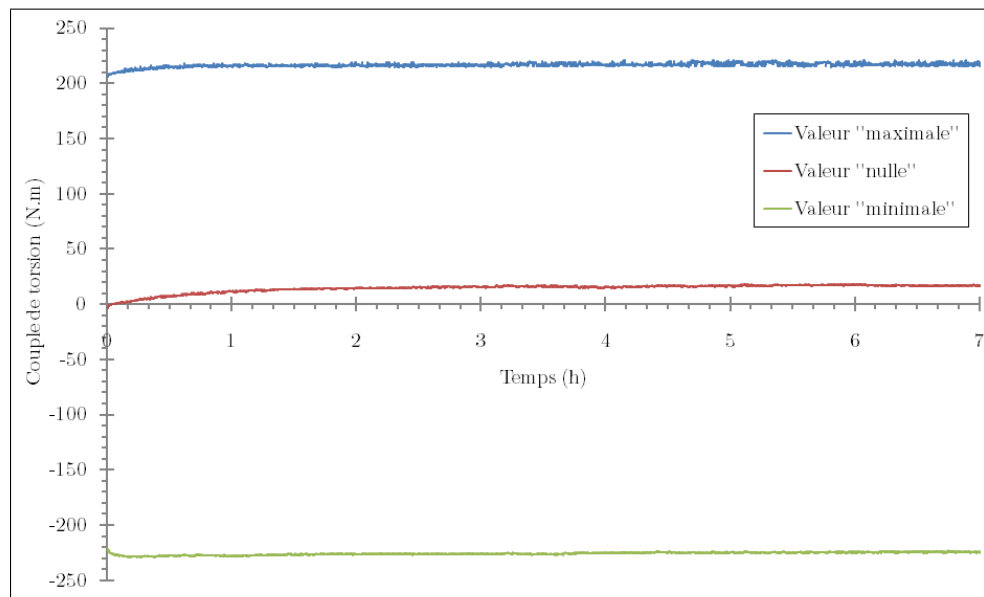


FIGURE 10.5 – Évolution du couple de torsion  $C_z$  mesuré par le capteur d'effort au cours de l'essai de soudage de 7h (valeurs "maximale", "nulle" et "minimale").

du couple ( $|C_z| \approx 220$  N.m) est plus important que pour les essais précédents, celui-ci étant par exemple de l'ordre de 40 N.m pour les essais 3 à 5 (mesures sur table traçante et donc non représenté dans ce document). Cette augmentation du couple peut être corrélée à l'état de soudage puisqu'une éprouvette soudée transmet l'effort de torsion, ce qui conduit à un couple de torsion de réaction plus important.

Toutefois, on peut s'interroger sur l'intérêt d'une durée de soudage aussi longue, que ce soit d'un point de vue pratique (potentialité d'application) ou développement durable (énergie d'apport). Or, l'absence d'évolution notable observée sur la figure 10.5 peut être corrélée à ce que nous avons observé expérimentalement, à savoir qu'au bout de quelques cycles, nous avons constaté un comportement macroscopique stabilisé : nous avons donc choisi de diminuer la durée de l'essai à 17 minutes, soit 1700 cycles. Cette tentative s'est révélée être positive puisqu'un assemblage soudé a été obtenu dès la première tentative et a pu ensuite être reproduit deux fois pour pouvoir comparer la tenue mécanique globale avec les éprouvettes soudées en 7 heures suivants les 3 chemins de déformations considérés (section 11.2 p. 148). Par ailleurs, cette durée réduite a permis d'augmenter la fréquence d'acquisition des données en cours d'essai, que ce soit au niveau de la mesure continue ( $\Delta t = 0,1$  s au lieu de 1 s, soit 6 points par cycles) ou au niveau des zooms.

En particulier, au cours des deux premières mesures (essais 13 et 14), nous avons pu observer une variation du couple au cours des premières secondes de l'essai. Ainsi, pour l'essai 15, nous avons mis en place une mesure précise ( $\Delta t = 0,01$  s, soit 60 points par cycles) sur les vingt premières secondes (figure 10.6). Conformément au comportement observé en cours d'essai, cette mesure permet de mettre en évidence que le régime permanent semble être établi au bout de quelques cycles : au cours des premiers cycles, le

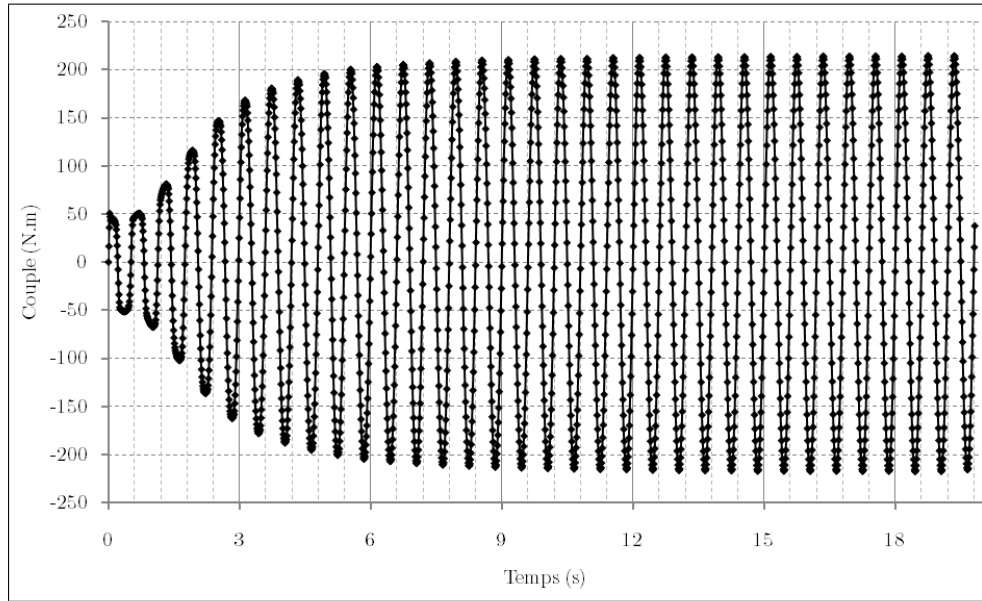


FIGURE 10.6 – Évolution du couple de torsion  $C_z$  mesuré par le capteur d'effort au cours des premiers cycles de l'essai de soudage en 17 minutes (essai 15).

glissement relatif initial de la demi-épreuve maître sur la demi-épreuve esclave s'estompe et au bout d'une dizaine de secondes, l'entraînement semble complet, telle une éprouvette entière non sectionnée.

Par ailleurs, si on a pensé initialement que le maintien des cycles de torsion puisse agir favorablement quant à la croissance des jonctions (en quantité et en qualité), par exemple par refermeture de cavités, on peut voir que le couple atteint la même valeur pour les deux durées :  $C_z^{max} = 217$  N.m pour l'essai de 7 heures et  $C_z^{max} = 215$  N.m pour l'essai de 17 minutes. Quant aux résultats sur la tenue mécanique des éprouvettes soudées en traction et/ou torsion qui seront présentés dans la section 11.2 p. 148, nous verrons que ceux-ci n'indiquent pas de différence notable entre l'assemblage obtenu en 7 heures et celui en 17 minutes. En ces termes, la seule augmentation de la durée de l'essai ne semble pas influencer de manière notable sur la qualité de la soudure (en termes de nombre de jonctions métalliques créées ou de renforcement de la tenue mécanique de celles-ci).

De même, la déformation de cisaillement mesurée à partir de deux cibles situées de part et d'autre de l'interface évolue de façon complémentaire (figure 10.7) : au cours des premiers cycles, l'importante déformation illustre en réalité le glissement relatif entre les deux demi-épreuves tandis qu'au fur et à mesure de l'établissement du soudage, le comportement tend vers celui obtenu pour une éprouvette entière. En effet, on a alors  $\varepsilon_{\theta Z}(t) = \frac{1}{2}R_e\alpha(t)/L = k_{\theta Z} \sin(\omega t)$  avec  $k_{\theta Z} = 0,087\%$ , ce qui est proche de la déformation mesurée ( $\pm 0,1\%$ ). Toutefois, comme on a pu le constater lors de l'étude de la rhéologie (cf. figure 9.6 p. 122), si la fiabilité des mesures est très bonne par le capteur d'effort puisqu'on peut constater sur la figure 10.6 une très bonne répétabilité de la mesure d'un cycle à l'autre, on voit que pour la mesure par le système de suivi de cibles



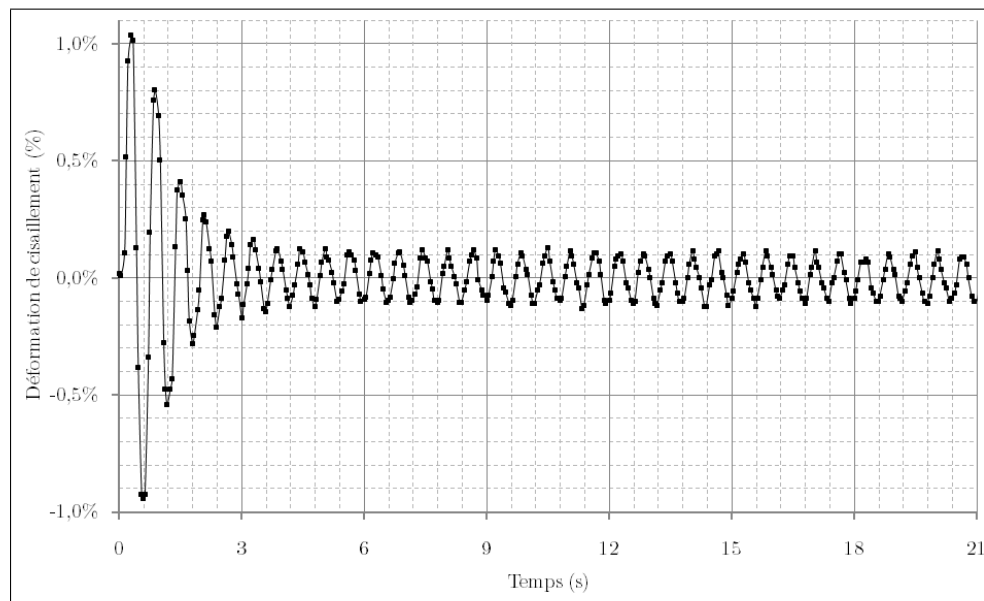


FIGURE 10.7 – Évolution de la déformation de cisaillement  $\varepsilon_{\theta Z}$  mesurée entre deux cibles situées de part et d'autre de l'interface au cours des premiers cycles de l'essai 14.

(figure 10.7), la tendance est globalement reproductible mais localement, les valeurs sont dispersées d'un cycle à l'autre. Toutefois, si la mesure par le système de suivi de cibles est peu bruitée pour cet essai et les 2 cibles considérées, les autres mesures étaient généralement trop bruitées pour que l'on puisse en extraire les faibles variations de position des cibles, de sorte que le calcul des déformations axiales et de cisaillement n'étaient pas exploitables, que ce soit lors de la phase de soudage ou une fois l'assemblage soudé obtenu.

Dès lors, le régime permanent semblant être atteint au bout d'une dizaine de secondes (figure 10.6), nous avons mis en place un essai de durée nettement plus courte, à savoir 12 secondes (soit 20 cycles), les autres paramètres restant inchangés (essais 16 et 17). Là-encore, le soudage a été obtenu et le couple de torsion mesuré (figure 10.8) est parfaitement analogue à ce qui a été obtenu pour les essais précédents, à savoir  $C_z^{max} = 207$  N.m. On peut toutefois noter que le couple augmente sur les premiers cycles de façon moins prononcée que pour les essais précédents, ce qui pourrait être la conséquence d'un état de surface légèrement différent (planéité, propreté, etc.).

Par ailleurs, les mesures réalisées en cours de ces essais permettent de présenter différents résultats. Ainsi, la figure 10.9 présente l'évolution du couple en fonction de l'angle de torsion pour l'essai 15. Au cours des premiers cycles, le comportement décrit un cycle ouvert qui révèle un phénomène de dissipation. Puis, au fur et à mesure de l'établissement du soudage, on tend vers un cycle fermé et une relation quasi-linéaire relie alors le couple à l'angle de torsion : on peut alors en déduire un module  $dC/d\alpha = 236$  N.m/° qui est proche de la valeur déterminée en torsion monotone sur des éprouvettes entières ( $dC/d\alpha = 231$  N.m/°, cf. figure C.4 p. 225 en annexes). L'analyse de ce passage d'un comportement dissipatif vers un comportement réversible linéaire sera décrit à partir du modèle thermodynamique présenté dans la section 13.3 p. 171.

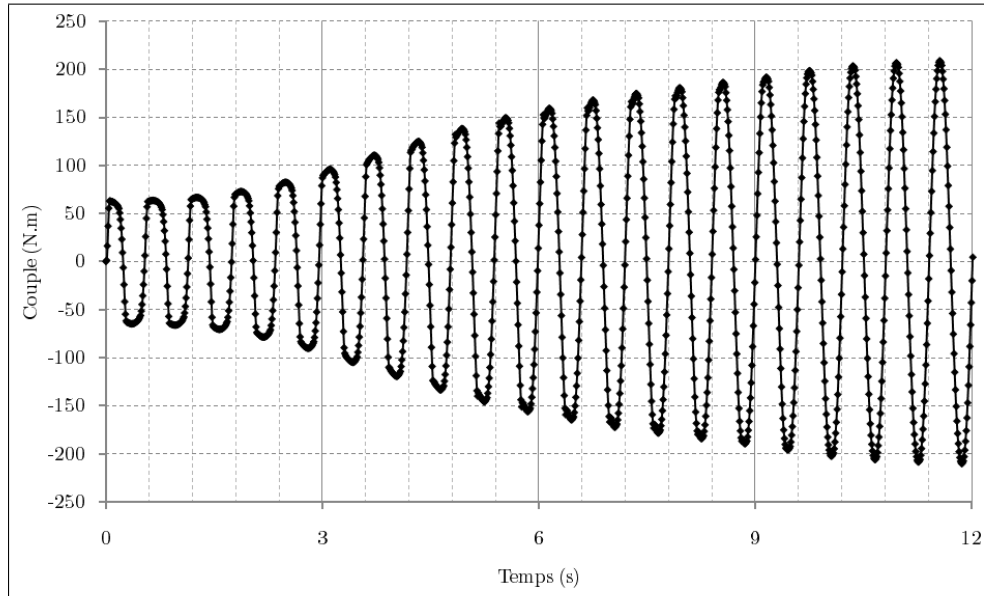


FIGURE 10.8 – Évolution du couple de torsion  $C_z$  mesuré par le capteur d'effort pour une durée d'essai de 12 s (essai 16).

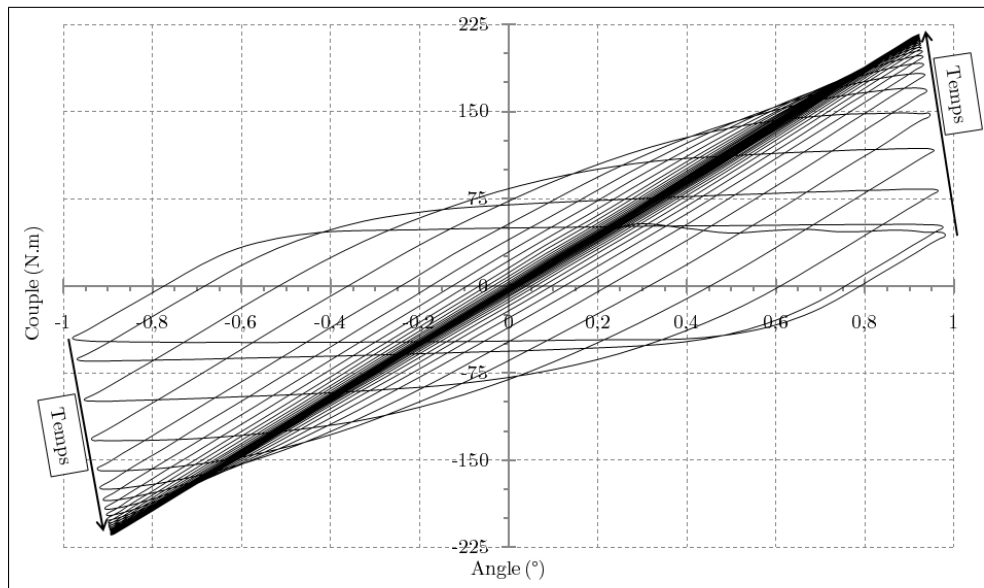


FIGURE 10.9 – Évolution du couple en fonction de l'angle : passage d'un comportement dissipatif à un comportement réversible linéaire (essai 15).

Quant à la force de compression, conformément à la consigne imposée, celle-ci reste stable au cours de l'essai (figure 10.10). Nous avons ensuite calculé la contrainte équivalente de von Mises  $\bar{\sigma}_{VM} = \sqrt{\sigma_{ZZ}^2 + 3\sigma_{\theta Z}^2}$  en considérant que la contrainte de cisaillement  $\sigma_{\theta Z}$  suit une répartition homogène suivant l'épaisseur du tube en plasticité (équation 5.6 p. 67). Sur la figure 10.11, on peut alors voir que l'augmentation du couple de torsion lors de la phase de soudage conduit à une plastification macroscopique de l'éprouvette puisque la limite élastique déterminée en traction normalisée (tableau 3.3 p. 52) est dépassée.

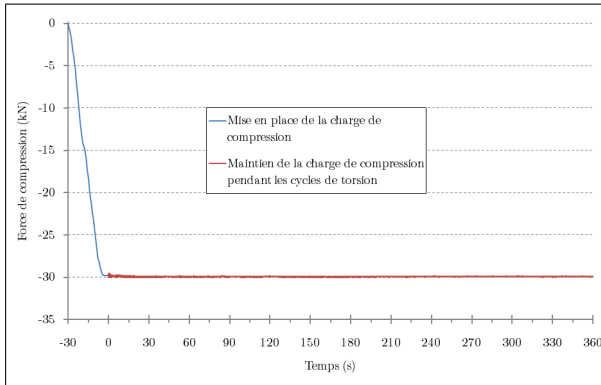


FIGURE 10.10 – Évolution de la force de compression au cours de la mise sous charge puis du maintien en cours d’essai (essai 15).

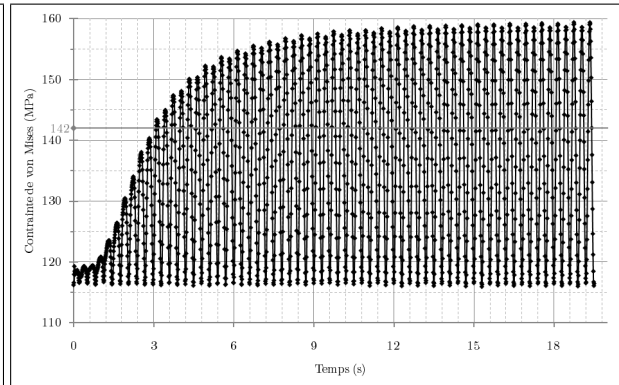


FIGURE 10.11 – Évolution de la contrainte équivalente de von Mises : mise en évidence d’une plastification globale (essai 15).

Par contre, le fait d’imposer une force de compression constante conduit à ce que le déplacement puisse varier en cours d’essai. Ainsi, sur la figure 10.12, on peut voir une évolution significative du déplacement. En effet, alors que l’effort de compression de 30 kN induit un déplacement global d’environ  $-0,29$  mm conforme au déplacement élastique théorique  $u^{th} = \frac{1}{E} \frac{F_z}{S_0} < L_{eq}^e > \approx -0,27$  mm, l’effort de torsion conduit à un déplacement de compression plus important ( $-0,75 \pm 0,13$  mm). De même, si on considère la déformation axiale (figure 10.13), la déformation locale  $\varepsilon_{zz}^{loc}$  mesurée par le système de suivi de cibles est en bonne corrélation avec la déformation globale  $\varepsilon_{zz}^{glo}$  calculée à partir de la mesure du déplacement du vérin et de la longueur équivalente en plasticité  $< L_{eq}^p >$  déterminée par l’équation 9.1 p. 121. Quant aux oscillations de la déformation globale (ou du déplacement), on peut noter que celle-ci varie suivant la même période que la sollicitation en torsion (soit  $T = 0,6$  s) alors que ces variations ne sont pas présentes localement.

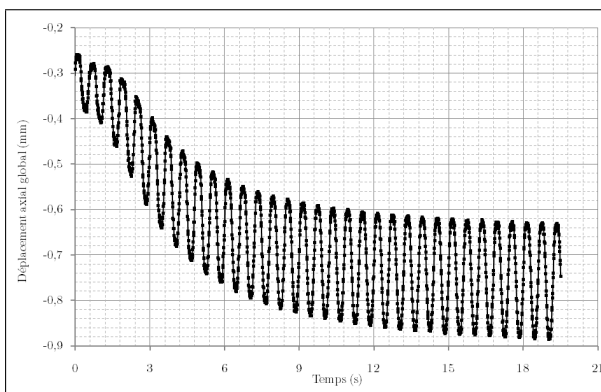


FIGURE 10.12 – Évolution du déplacement axial avec l’effort de torsion lors de la phase de soudage (essai 15).

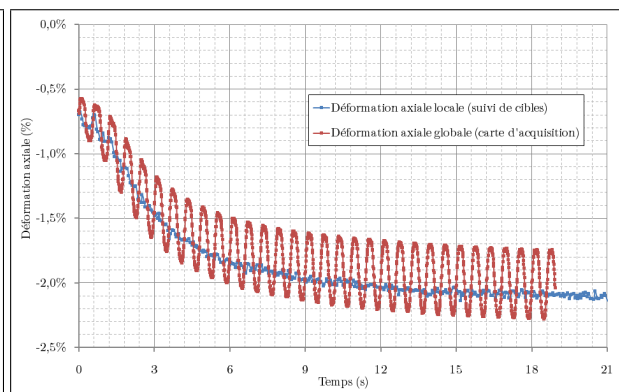


FIGURE 10.13 – Évolution des déformations axiales globale  $\varepsilon_{zz}^{glo}$  et locale  $\varepsilon_{zz}^{loc}$  mesurée par suivi de cibles (essai 14).

Enfin, la figure 10.14 présente le déplacement axial en fonction de l'angle de torsion. Cette évolution peut faire penser à un phénomène cyclique de rochet, mais nous sommes ici en présence d'un cas singulier. En effet, le phénomène classique de rochet de torsion d'érouissage cyclique conduit généralement à un allongement de l'éprouvette jusqu'à une dégradation du matériau par fatigue (cumul des déformations permanentes à chaque cycle, [83]). Dans notre cas, le rochet se produit en début d'essai puis disparaît pour évoluer vers un régime permanent stabilisé lorsque l'assemblage soudé est obtenu ( $t > 9$  s, courbe noire). La phase de soudage ne décrit donc pas un comportement classique en mécanique des matériaux métalliques puisque, finalement, celle-ci peut être assimilée à une déformation plastique et un érouissage cyclique qui aboutit à un comportement élastique à la fin du processus de soudage.

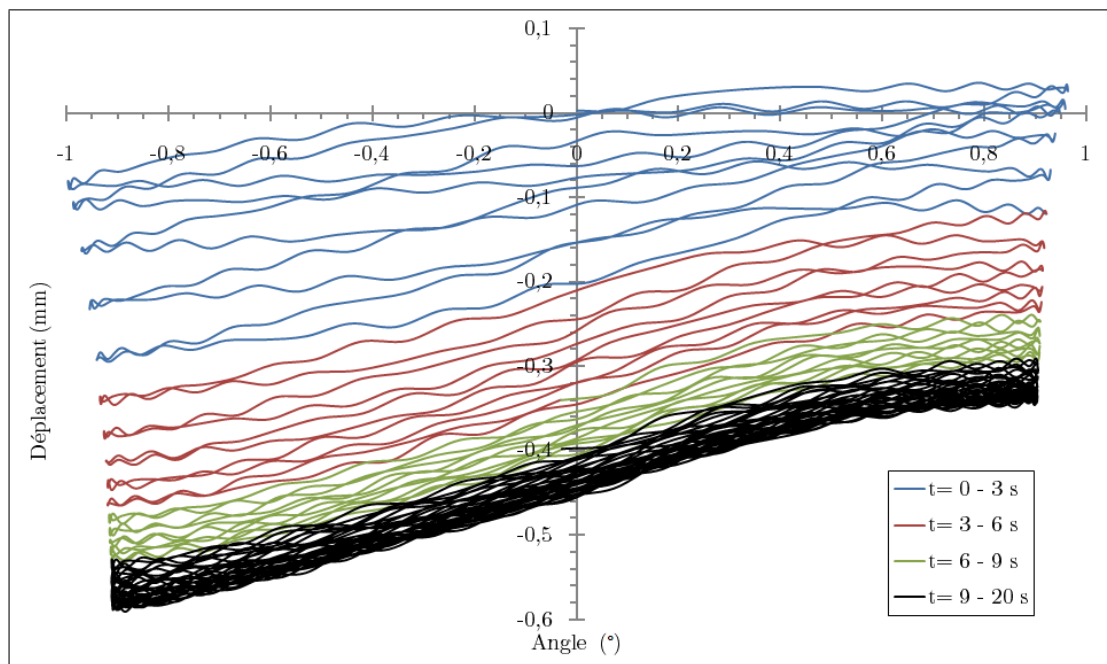


FIGURE 10.14 – Évolution du déplacement axial en fonction de l'angle de torsion : phénomène de rochet inversé (essai 15).

### 10.2.2 Influence de l'angle de torsion

Le second paramètre dont nous avons étudié l'influence quant à la soudabilité est l'angle de torsion. On se replace donc dans les conditions de notre essai de référence (état de surface poli miroir ( $1 \mu\text{m}$ ), force d'amplitude constante de 30 kN et sollicitation en torsion sinusoïdale  $\alpha = \alpha_0 \sin(2\pi t/T_{cycle})$  avec  $T_{cycle} = 0,6$  s). Quant à la durée de sollicitation, nous avons opté pour la durée intermédiaire de la deuxième série d'essais, c'est-à-dire 17 minutes.

Concernant l'amplitude de l'angle de torsion, deux alternatives se présentent à nous : une augmentation ou une diminution de cette amplitude. Or, nous avons déjà remarqué que pour un angle de torsion supérieur ou égal à  $5^\circ$ , il se produit un usinage des surfaces

à l'interface de soudage qui est rédhibitoire (figure 10.3 p. 130). Nous avons donc plutôt opté pour une diminution de l'amplitude de l'angle de torsion à  $\pm 0,5^\circ$ , d'autant plus que cette diminution a pour avantage de conduire à une réduction de l'énergie globale apportée à chaque cycle.

Pour le premier essai réalisé (essai 18), le soudage n'a pas été obtenu, mais cette échec a pour cause probable un état de surface mal contrôlé. En effet, si les étapes de nettoyage et de dégraissage des surfaces ont été effectuées avant le polissage, elles n'ont pas été reproduites après, de sorte que des résidus des produits de polissage étaient présentes à l'interface de soudage. Par contre, la deuxième tentative pour cet angle a été positive puisqu'un assemblage soudé a pu être obtenu. Néanmoins, lorsqu'on regarde l'évolution du couple de torsion en début d'essai (figure 10.15), on peut remarquer deux différences notables par rapport aux essais réalisés pour un angle  $\pm 1^\circ$ .

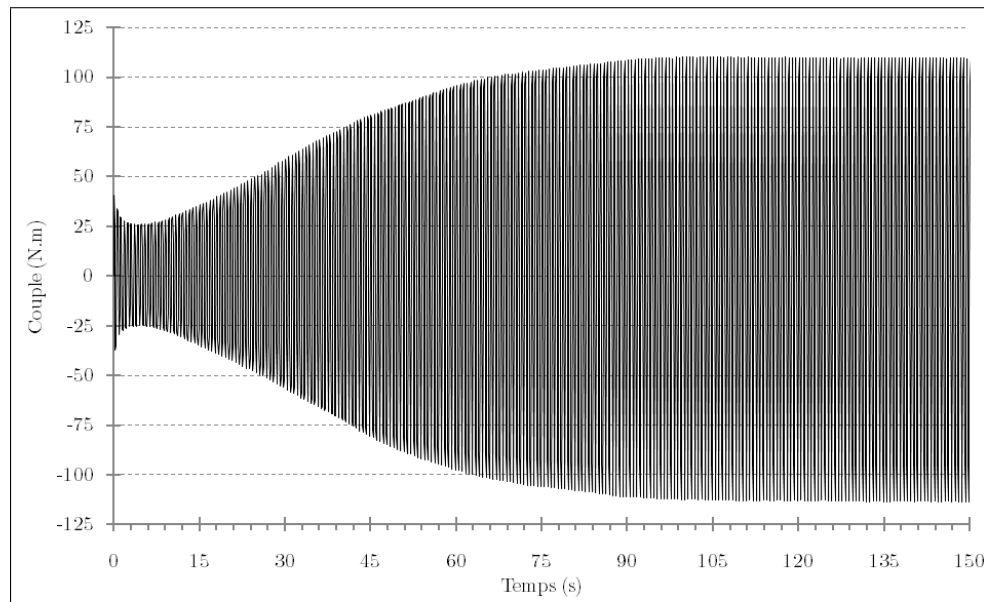


FIGURE 10.15 – Évolution du couple de torsion  $C_z$  mesuré par la carte d'acquisition pour un angle de  $\pm 0,5^\circ$  (essai 19).

Tout d'abord, le couple atteint une valeur maximale de  $C_z^{max} = 111$  N.m, soit près de la moitié de la valeur pour les cas précédents. Cette différence s'explique par le fait que, pour ces faibles valeurs d'angle, on peut considérer le comportement comme élastique, soit  $\sigma_{\theta Z} = 2\mu\varepsilon_{\theta Z}$ , de sorte que, en utilisant les équations 5.5 et 5.1 p. 66, on obtient une relation linéaire entre le couple de torsion et l'angle de torsion : une diminution de l'angle de torsion imposé conduit donc à une diminution du couple de torsion engendré sur l'assemblage soudé. D'ailleurs, l'hypothèse du comportement élastique se justifie par le fait que le couple maximal se trouve être inférieur à la valeur de plastification ( $C_z^{pl} = 143$  N.m, équation 10.1 p. 129), ce qui peut également être mis en évidence sur la figure 10.16 où la déformation équivalente de von Mises reste inférieure à la limite élastique déterminée en traction normalisée ( $R_{p0,2\%} = 142$  MPa, tableau 3.3 p. 52).

La seconde remarque porte sur la durée de la phase de soudage puisque le régime permanent est atteint au bout d'une centaine de seconde, soit une durée de soudage dix de fois plus élevée que pour un angle de torsion de  $\pm 1^\circ$ . Dès lors, si on considère en première approximation que le travail extérieur fourni au système à chaque cycle  $\int \sigma \dot{\epsilon} dt$  est 4 fois moins importante (l'angle et le couple étant chacun deux fois plus petits), le fait qu'il soit nécessaire d'effectuer 10 fois plus de cycles conduit à ce que l'apport global d'énergie nécessaire soit plus importante que pour le cas  $\pm 1^\circ$ . Cet aspect sera analysé au travers du modèle thermodynamique présenté dans la section 13.3 p. 171. Par ailleurs, si les cycles de torsion conduisent également une augmentation du déplacement de compression, la valeur moyenne ( $\approx -0,46 \pm 0,8$  mm) reste plus faible que précédemment ( $\approx -0,75 \pm 0,13$  mm), ce qui illustre là encore un comportement différent quant au soudage. Nous verrons dans le prochain chapitre que ces différences de comportement peuvent être reliés à l'état de soudage (en particulier en termes de zones soudées).

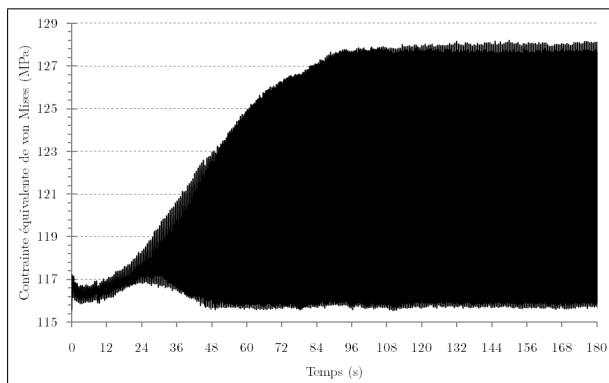


FIGURE 10.16 – Évolution de la contrainte équivalente de von Mises : comportement macroscopique élastique (essai 19).

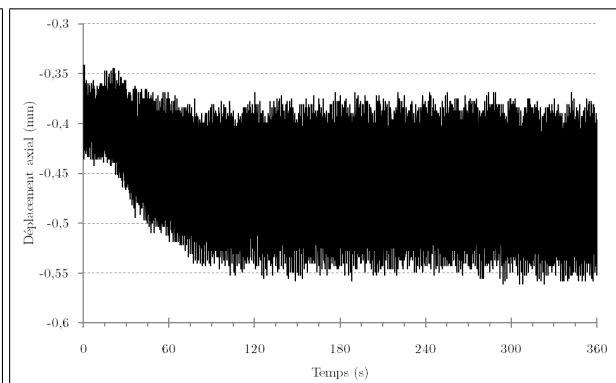


FIGURE 10.17 – Évolution du déplacement axial : la compression induite par la torsion est de moindre intensité (essai 19).

### 10.3 Conclusions sur le domaine de soudabilité

Au cours de ce chapitre, nous avons donc décrit les réflexions et méthodes employées pour parvenir à un assemblage soudé. D'un point de vue macroscopique, nous pouvons établir le constat suivant :

- conformément aux conclusions des essais de compression plane, l'état de surface nécessite un préparatif complet : nettoyage, dégraissage, polissage diamant 1  $\mu\text{m}$ .
- l'effort de compression a été imposé via une force plutôt qu'à travers un déplacement. Lorsque la force de compression dépasse 50 kN, nous avons constaté un flambement des demi-éprouvettes : il est donc nécessaire de s'assurer que la force de compression reste constamment inférieure à cet effort critique. Nous avons alors choisi d'imposer une amplitude constante de 30 kN.
- l'effort de torsion est imposé à travers un angle plutôt qu'un couple. Afin de ne pas avoir des inversions brutales lors des changements du sens de torsion, nous avons opté pour une sollicitation sinusoïdale  $\alpha = \alpha_0 \sin(2\pi t/T_{\text{cycle}})$  où la période du cycle

$T_{cycle} = 0,6$  s a été choisie de telle sorte que soit possible l'acquisition de la déformation locale par le système de suivi de cibles (soit 10 points par cycle). Quant à l'amplitude, nous avons constaté que pour un angle de  $\pm 5^\circ$  se produisait un phénomène rédhibitoire d'usinage des surfaces à l'interface. Enfin, le soudage a pu être obtenu pour des angles de torsion de  $\pm 1$  et de  $\pm 0,5^\circ$ .

- pour un angle de  $\pm 1^\circ$ , un assemblage soudé a pu être obtenu et reproduit après 42000 cycles (soit 7 heures), 1700 cycles (soit 17 minutes) et 20 cycles (soit 12 secondes). Pour la sollicitation de  $\pm 0,5^\circ$ , deux essais ont été réalisés en 1700 cycles : un cas non soudé et un cas soudé. L'analyse des résultats conduisent à des comportements différents suivant les deux angles considérés, à savoir une durée de soudage d'une dizaine de secondes pour  $\pm 1^\circ$  contre une centaine de secondes pour  $\pm 0,5^\circ$ .
- concernant le déplacement, nous avons constaté une compression provoquée par l'effort de torsion lors de la phase de soudage : l'origine de cette augmentation (en valeur absolue) du déplacement provient du comportement au niveau de l'interface de soudage.

Enfin, d'autres paramètres, non abordés ici, pourraient entrer en considération. On peut bien évidemment penser en premier lieu aux alliages ou aux matériaux à considérer, ceux-ci pouvant éventuellement être de nature différente. Quant à la température globale de l'éprouvette, à moins d'imaginer un dispositif de chauffage global des demi-éprouvettes ou au moins local au niveau de l'interface, ce paramètre n'a pas pu être pris en considération et tous les essais sont réalisés sous atmosphère climatisée ( $\approx 20^\circ\text{C}$ ).

## CHAPITRE

### 11

# CARACTÉRISATION MÉCANIQUE DES ÉPROUVETTES SOUDÉES

**A**FIN D'Étudier la viabilité des soudures obtenues par compression-torsion, ce chapitre a pour but de caractériser la tenue mécanique des éprouvettes soudées. En effet, alors que les échantillons soudés en compression plane se sont trouvés être trop peu solides pour qu'une caractérisation mécanique puisse être envisagée, nous avons constaté que les éprouvettes soudées en compression-torsion semblaient posséder une plus grande tenue mécanique. Les essais de caractérisation des soudures peuvent être de deux type :

1. le *coefficient de joint local* peut être déterminé sur des éprouvettes extraites des assemblages soudés obtenus : essais de traction ou de torsion à partir d'éprouvettes normalisées, plaques de traction ou de flexion 3 ou 4 points, etc.
2. le *coefficient de joint global* peut être déterminé en appliquant directement aux éprouvettes soudées une sollicitation en traction et/ou torsion. En comparant le comportement des éprouvettes soudées à celui des éprouvettes entières (chapitre 9 p. 117), on peut alors caractériser globalement le cordon de soudure.

## 11.1 Détermination du coefficient de joint local

### 11.1.1 Choix du type de sollicitation

La première idée est de découper des éprouvettes normalisées de traction ou de torsion de part et d'autre du joint soudé, en faisant en sorte que les têtes des éprouvettes soient au niveau des raccords de l'éprouvette globale où on a plus de matière. Toutefois, comme on peut le voir sur l'interface post-rupture de la figure 11.1, la soudure n'est pas



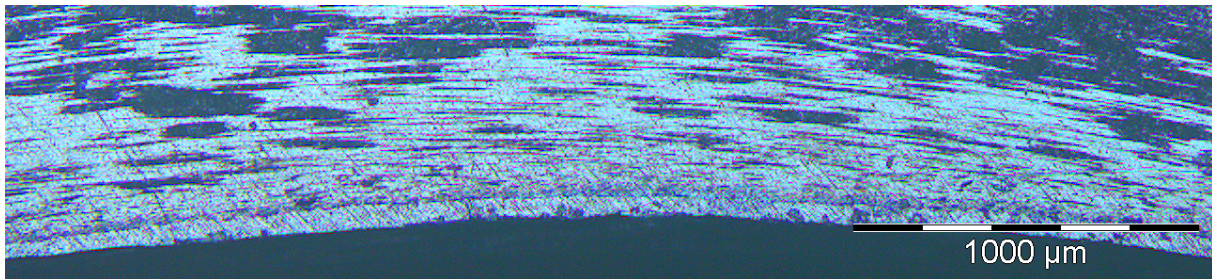


FIGURE 11.1 – Micrographie en lumière polarisée de l'interface post-rupture : les parties noires sont les reliquats des zones soudées.

homogène sur toute l'interface, de sorte que des zones non soudées peuvent se trouver en bord d'échantillon. En particulier, une bande non soudée d'environ 50 µm se trouve le long de l'interface sur les bords interne et externe. Or, pour pouvoir découper les micro-éprouvettes, il est nécessaire de maintenir dans un étau la pré-éprouvette qui se trouve alors sous traction : dès lors, comme sur des éprouvettes pré-entaillées, ces zones non soudées en bord agissent comme des zones d'initiation de fissures et conduisent à une ruine accélérée de l'échantillon sous l'effet de cette pré-traction. Après de multiples tentatives, il n'a finalement pas été possible de découper de telles éprouvettes.

### 11.1.2 Essai de traction sur une plaque et contrainte rapportée

Pour s'affranchir de cette bande non soudée sur les bords interne et externe, l'idée a consisté à extraire de la partie utile une languette au tour de la zone soudée (figure 11.2), puis d'éliminer les rayons de courbure par polissage à très gros grain afin d'obtenir une plaque d'épaisseur constante (figure 11.3). Dans un premier temps, il est alors nécessaire de découper des échantillons de part et d'autre de la soudure : la partie utile de l'éprouvette a d'abord été coupée au moyen d'une scie à métaux, puis une « languette »

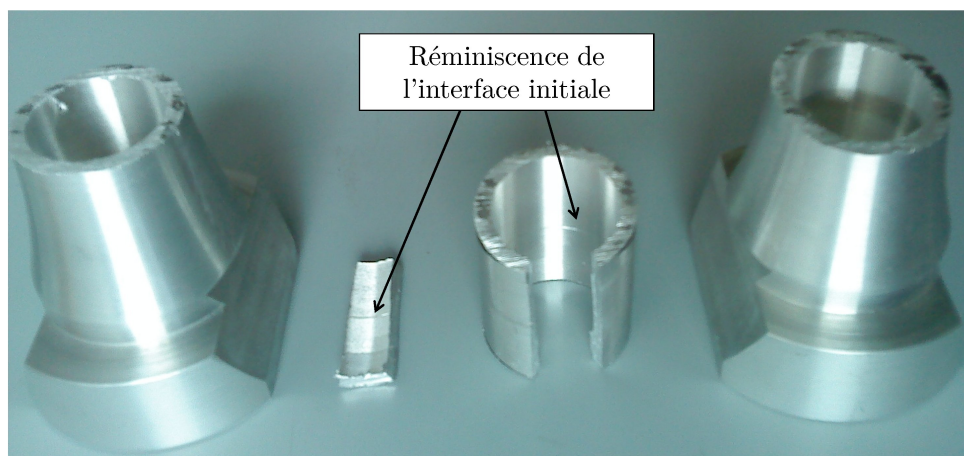


FIGURE 11.2 – Photographie de la découpe d'une éprouvette soudée (essai 10). La ligne à mi-hauteur sur les parties découpées est une réminiscence de l'interface initiale.

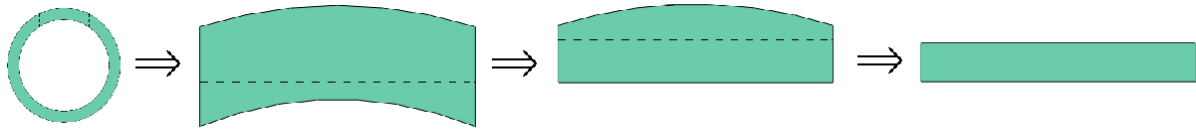


FIGURE 11.3 – Schéma décrivant le procédé d'obtention de la plaque de traction.

a été découpée de part et d'autre de la soudure. Comme on peut le voir sur la photographie 11.2, la languette ainsi que la partie résiduelle de la section utile sont restées parfaitement assemblées, ce qui présuppose une certaine tenue mécanique. Enfin, à mi-hauteur de la languette et de section utile résiduelle, on peut noter la présence d'une ligne correspondant à la réminiscence de l'interface initiale. Ensuite, pour un grand nombre d'essais de caractérisation, on peut imaginer la mise en place d'un protocole précis et calibré pour la réalisation des plaques tel que présenté sur la figure 11.3, mais pour cet essai, la plaque a été obtenue après une préparation manuelle. Ce procédé a donc conduit une maîtrise partielle des dimensions de la plaque qui sont alors de :

$$\left. \begin{array}{l} - \text{épaisseur } E_0 \approx 1,73 \text{ mm} \\ - \text{largeur } W_0 \approx 9,94 \text{ mm} > 5 E_0 \\ - \text{longueur } L_0 \approx 30,13 \text{ mm} \end{array} \right\} \text{section initiale } S_0 \approx 17,2 \text{ mm}^2 \quad (11.1)$$

L'essai est réalisé à température ambiante ( $\approx 20^\circ\text{C}$ ) sur la machine de traction Instron présentée sur la figure 11.4. La consigne imposée est un déplacement  $u_{imp} = 6 \text{ mm}$  à une vitesse constante  $\dot{u}_{imp} = 0,005 \text{ mm/s}$ . En cours d'essai, on mesure l'évolution de la force  $F$  et du déplacement  $u$  en fonction du temps. La déformation vraie et la contrainte vraie sont alors données respectivement par  $\varepsilon = \ln(1 + u/L_0)$  et  $\sigma^\infty = F/S_0 \cdot (1 + u/L_0)$ .



FIGURE 11.4 – Photographie du dispositif de traction sur plaque utilisé pour déterminer le coefficient de joint local des éprouvettes soudées en compression-torsion.

Dans de telles conditions, la rupture est intervenue pour une contrainte  $\sigma^\infty = 22$  MPa et se produit de façon nette au niveau de l'interface initiale sans dévier dans le matériau de base. Toutefois, comme on peut le voir sur la figure 11.5 représentant l'interface post-rupture de la plaque, la surface n'est pas soudée de façon homogène : les zones soudées (en noir) alternent avec des zones non soudées (en blanc). On peut noter une certaine hétérogénéité des soudures, puisque sur la photographie 11.5, les zones soudées semblent plus nombreuses sur la partie gauche que sur la partie droite : une explication plausible de cette hétérogénéité est un défaut de planéité induit par le polissage mécanique, celui-ci étant réalisé manuellement. De plus, une analyse d'image sous AnalysisPro a été effectuée dans le but de déterminer le pourcentage de zone soudée  $x_{\text{soudé}}$ . La détermination d'une valeur précise et sensée a été rendue difficile par le fait que l'analyse d'image est basée sur des formes elliptiques (adaptées à la forme générique des grains) alors que les soudures forment plutôt des arcs de cercle. Finalement, malgré l'influence du choix du contraste et des seuils de détections, nous sommes parvenu à la valeur suivante :

$$x_{\text{soudé}} \approx 55\% \quad (11.2)$$

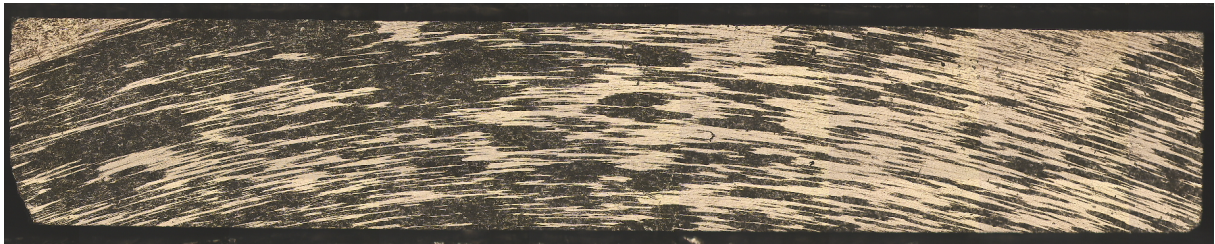


FIGURE 11.5 – Observation microscopique de l'interface soudée de la plaque après rupture en traction : en noir, les zones soudées. À noter que la micrographie est réalisée sur la plaque entière (pour rappel,  $E_0 = 1,73$  mm et  $W_0 = 9,94$  mm).

Dès lors, on peut affirmer que la force de traction  $F$  ne s'applique à l'interface que sur une surface rapportée  $S_R = S_0 \cdot x_{\text{soudé}}$ . On définit alors la contrainte rapportée  $\sigma_R$  comme le rapport de la contrainte vraie  $\sigma^\infty$  par le pourcentage de zone soudé :  $\sigma_R = \sigma^\infty / x_{\text{soudé}}$ . La figure 11.6 représente la contrainte rapportée en fonction de la déformation. Afin d'éliminer le bruit de mesure, la contrainte rapportée a été lissée sur 3 mesures (celle d'avant et celle d'après) tandis que la déformation a été recalculée de façon linéaire sous la forme  $\varepsilon(t) = \dot{u}_{\text{imp}} \cdot t / L_0$ , ce qui est en très bonne corrélation avec la déformation calculée à partir du déplacement mesuré. La contrainte rapportée à rupture est alors d'environ 40 MPa et la déformation à rupture est de 2,46%, valeurs qui restent faibles vis-à-vis de la tenue théorique de l'alliage mesuré sur les éprouvettes entières (paragraphe 9.1 p. 117) :  $R_m \approx 264$  MPa et  $\varepsilon_R \approx 18,22\%$ . Ceci est dû au fait que la soudure n'est pas homogène sur toute la surface, si bien que des zones non soudées peuvent se trouver en bord d'échantillon : comme pour des éprouvettes pré-entaillées, ces zones agissent comme des zones d'initiation de fissures et conduisent de facto à une ruine accélérée de l'échantillon de traction (voir en particulier l'angle supérieur gauche de la plaque sur la figure 11.5). Notons enfin que la valeur non nulle de la contrainte en début d'essai sur la figure 11.6 provient du poids de la pince inférieure qui a donc placé la plaque en pré-traction.

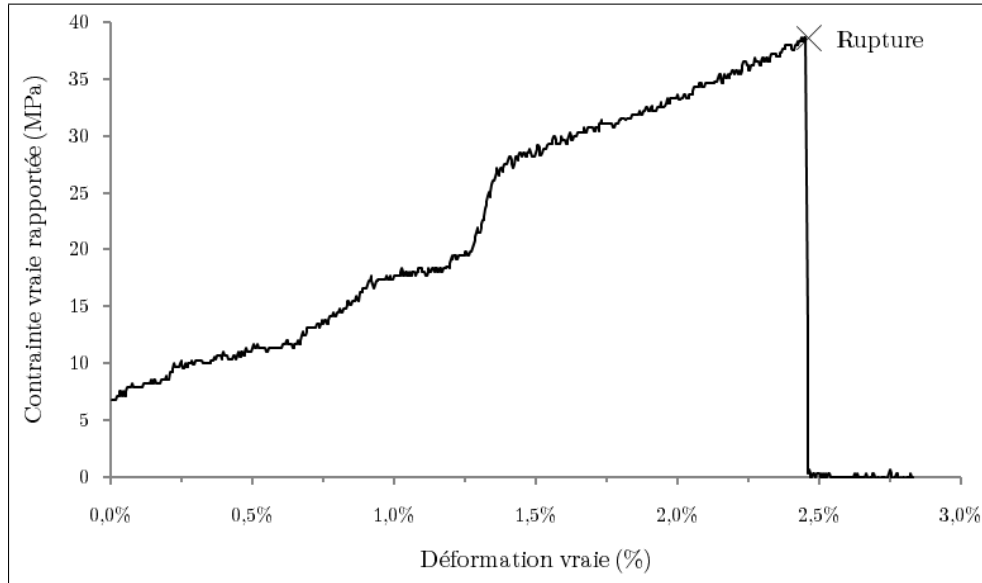


FIGURE 11.6 – Mesure du coefficient de joint local à partir de l’essai de traction sur une plaque découpée autour de l’éprouvette soudée (contrainte rapportée).

### 11.1.3 Contrainte locale au niveau du joint soudé

On peut considérer en première approximation que les zones non soudées sont assimilables à des cavités incluses dans une matrice globale d’aluminium. Dès lors, en se basant sur la théorie classique en mécanique de la rupture appliquée à une plaque percée d’une cavité elliptique et soumise, loin de la cavité, à une sollicitation de traction simple d’intensité  $\sigma^\infty$ , il est possible de déterminer la valeur théorique de la contrainte en fond de cavité d’entaille. On suppose ici que la cavité est représentée par une ellipse de grand axe  $a$  parallèle à l’interface et de petit axe  $b \ll a$  normal à l’interface et que la contrainte imposée  $\sigma^\infty$  est non affectée par la présence de la cavité (état homogène), hypothèse viable lorsque les dimensions globales sont grandes par rapport à la dimension de la cavité. En notant  $k_t$  le coefficient de concentration de contrainte et  $\rho = b^2/a$  le rayon de courbure en fond d’entaille, la contrainte en fond d’entaille est alors donnée par l’expression :

$$\sigma^{max} = k_t \sigma^\infty \quad \text{avec} \quad k_t = 1 + 2\frac{a}{b} = 1 + 2\sqrt{\frac{a}{\rho}} \quad (11.3)$$

Dans notre cas, on suppose que le petit axe représente la rugosité (soit pour un poli miroir de  $1 \mu\text{m}$ ,  $b = R_a = 0,1 \mu\text{m}$ ) et le grand axe la dimension d’une zone non soudée mesurée sur l’observation microscopique (zones en blanc sur la figure 11.5, soit des cavités de dimension moyenne  $2a \approx 0,6 \text{ mm}$ ), alors, pour une contrainte imposée  $\sigma^\infty = 22 \text{ MPa}$ , la contrainte en fond de fissure atteint  $\sigma^{max} \approx 132\,000 \text{ MPa}$ . Si les hypothèses du modèle ne sont pas pleinement respectées ici (une unique cavité elliptique de dimensions faibles vis-à-vis de la plaque), de sorte que la valeur de la contrainte en fond de fissure est probablement largement surestimée, on peut toutefois remarquer que la contrainte locale est vraisemblablement suffisamment importante pour conduire à une propagation de la « fissure » et *in fine* à la rupture de la plaque.

## 11.2 Détermination du coefficient de joint global

L'étude du coefficient de joint local a permis de mettre en évidence que la soudure n'est pas globale mais qu'elle est formée de multiples îlots de soudure et qu'en particulier, des zones non soudées en bord agissent comme des zones d'initiation de fissures et conduit à une ruine rapide de la soudure. Cet effet de bord a pour double conséquence de rendre difficile le découpe d'éprouvettes de traction et de conduire à une tenue mécanique du joint soudé relativement faible. C'est pourquoi l'étude du coefficient de joint local n'a pas été plus développé (un seul essai de traction sur une plaque) et on a ensuite opté pour solliciter de façon globale les éprouvettes soudées, ce qui a également pour avantage de conserver la cylindricité du cordon de soudure.

### 11.2.1 Caractérisation en traction et/ou en torsion

Tandis que le premier essai soudé (essai 10, tableau 10.1 p. 126) a été utilisé pour déterminer le coefficient de joint local à partir de la plaque de traction puis pour réaliser les observation microscopiques (chapitre 12), la détermination du coefficient de joint global a été réalisé à partir de la reproduction du soudage en 7 heures (essais 11 et 12), à partir des 3 éprouvettes soudées en 17 minutes (essais 13 à 15) ainsi que celle à  $\pm 0,5^\circ$  (essai 19). Quant aux essais 16 et 17, correspondant à une sollicitation de  $\pm 1^\circ$  en 12 s, l'acquisition des mesures n'a pu être réalisé suite à des problèmes d'enregistrement et de manipulation. Trois chemins de déformation ont été testés : traction simple, torsion simple et traction-torsion combinées. De même que pour l'essai de traction sur la plaque, la rupture s'est produite au niveau de l'interface initiale sans dévier dans le métal de base.

Les résultats de ces essais sont présentés dans le tableau 11.1 et sur la figure 11.7 où on a représenté la contrainte équivalente  $\bar{\sigma}_{VM}$  à rupture, qu'elle soit brute ou rapportée à la section. Toutefois, autant définir une contrainte rapportée au pourcentage soudé est intuitif en traction monotone ( $\sigma = F/S_R$  avec  $S_R = S_0 \cdot x_{\text{soudé}}$ ), autant ceci est plus problématique concernant l'effort de torsion. En effet, les zones non soudées ont une influence moins importante en cisaillement puisque la traction conduit à une rupture en mode I (sollicitation en ouverture normale au plan de fissure) tandis que la rupture en torsion se produit selon le mode II (sollicitation en cisaillement parallèle au plan de la fissure et per-

Sollicitation	Traction		Combiné	Torsion			Plaque
	11	13		12	14	19	
Numéro de l'essai	11	13	15	12	14	19	10
Angle de torsion	1°	1°	1°	1°	1°	0,5°	1°
Durée de soudage	7 h	17 min	17 min	7 h	17 min	17 min	7 h
$\bar{\sigma}_{VM}$ à rupture (MPa)	17,8	17,6	15,9	63,8	67,8	3,46	22,0
Pourcentage soudé	50%	50%	50%	50%	50%	10%	55%
$\bar{\sigma}_{VM}$ rapportée (MPa)	35,6	35,2	31,7	127,5	135,6	34,6	40,0

TABLEAU 11.1 – Résultats des essais de tenue mécanique des éprouvettes soudées suivant différents chemins de déformation : traction, traction-torsion combiné, torsion et, pour rappel, la plaque en traction (coefficient de joint local).

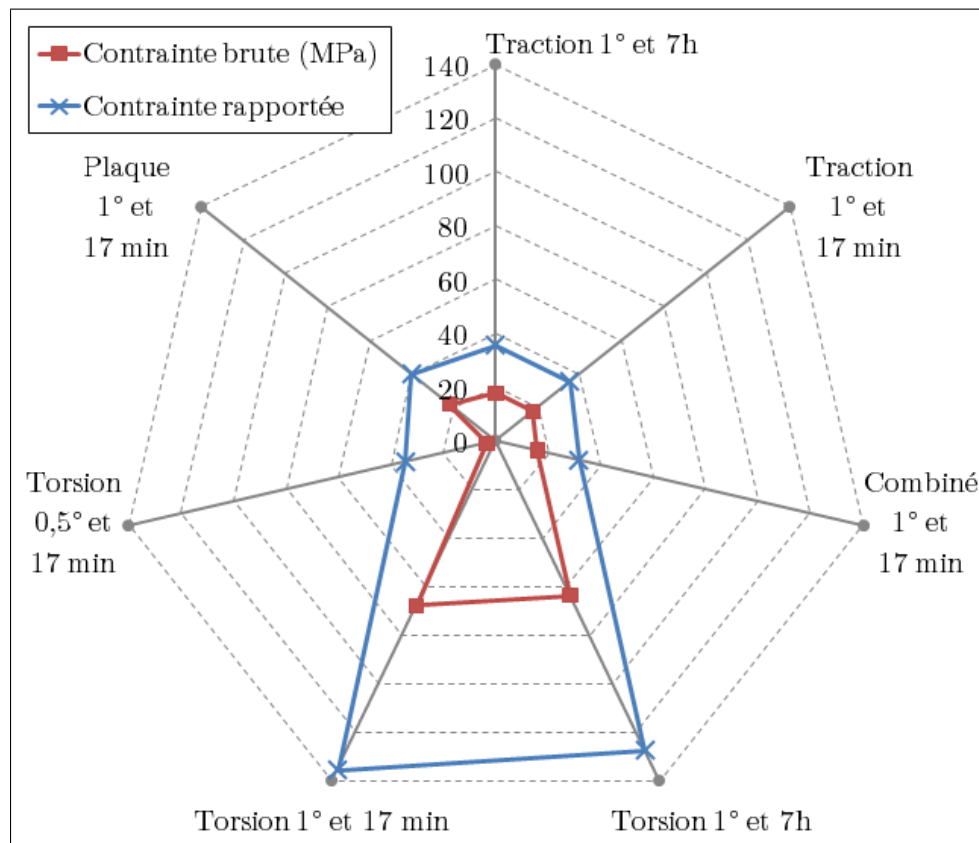


FIGURE 11.7 – Graphique de comparaison des coefficients de joint globaux des éprouvettes soudées suivant différents chemins de déformation.

pendiculaire au front de fissure) : en d'autres termes, le cisaillement est moins pénalisant que la traction vis-à-vis de la rupture des zones soudées. D'ailleurs, ces considérations théoriques se sont vérifiées en pratique puisque la contrainte équivalente brute à rupture est plus importante en torsion (65,8 MPa en moyenne, essais 12 et 14) qu'en traction (17,7 MPa en moyenne, essais 11 et 13). Quant au chargement combiné en traction-torsion, la tenue mécanique est principalement limitée par l'effort de traction puisque la rupture se produit pour une contrainte du même ordre de grandeur. Quant à l'éprouvette soudée à  $\pm 0,5^\circ$ , la rupture s'est produite à une très faible contrainte (3,46 MPa), ce qui est en réalité une conséquence du fait que les zones soudées sont nettement moins importantes ( $x_{\text{soudé}} \approx 10\%$ , cf. section suivante).

Enfin, la figure 11.8 présente l'évolution de la contrainte équivalente brute à rupture en fonction du temps pour les différents éprouvettes soudées : on peut ainsi voir que la contrainte évolue linéairement au cours de la sollicitation, ce qui illustre un comportement macroscopique élastique tandis que la probable plastification et la rupture ne se produisent que localement au niveau des soudures. À noter que le fait que la contrainte soit représentée en fonction du temps et non pas de la déformation se justifie par le fait que définir une déformation n'a pas de sens physique dans la mesure où l'interface partiellement soudée agit comme une discontinuité mécanique.

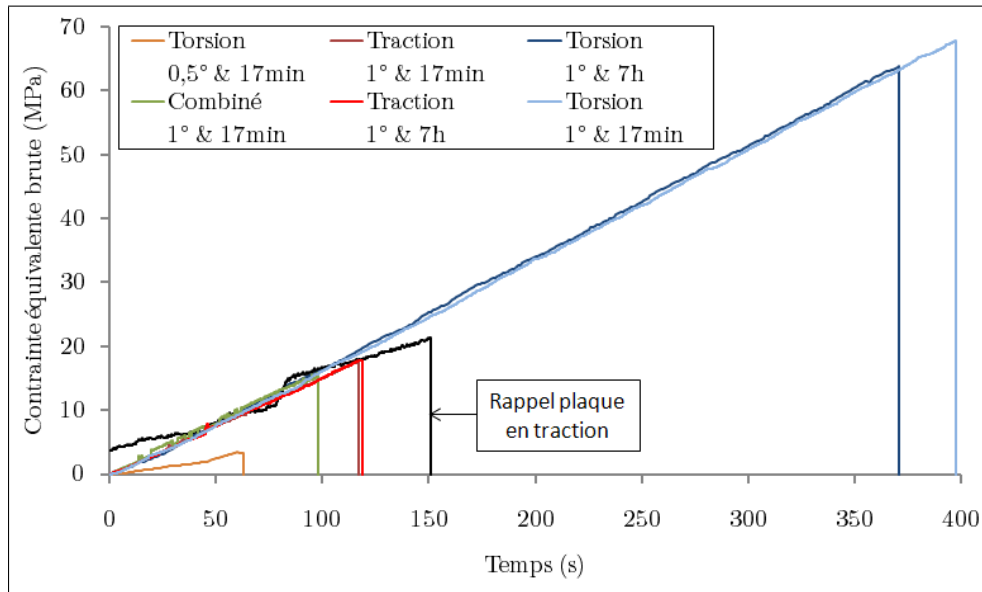


FIGURE 11.8 – Évolution en fonction du temps de la contrainte équivalente brute à rupture des éprouvettes soudées suivant différents chemins de déformation.

### 11.2.2 Analyse post-rupture du cordon de soudure

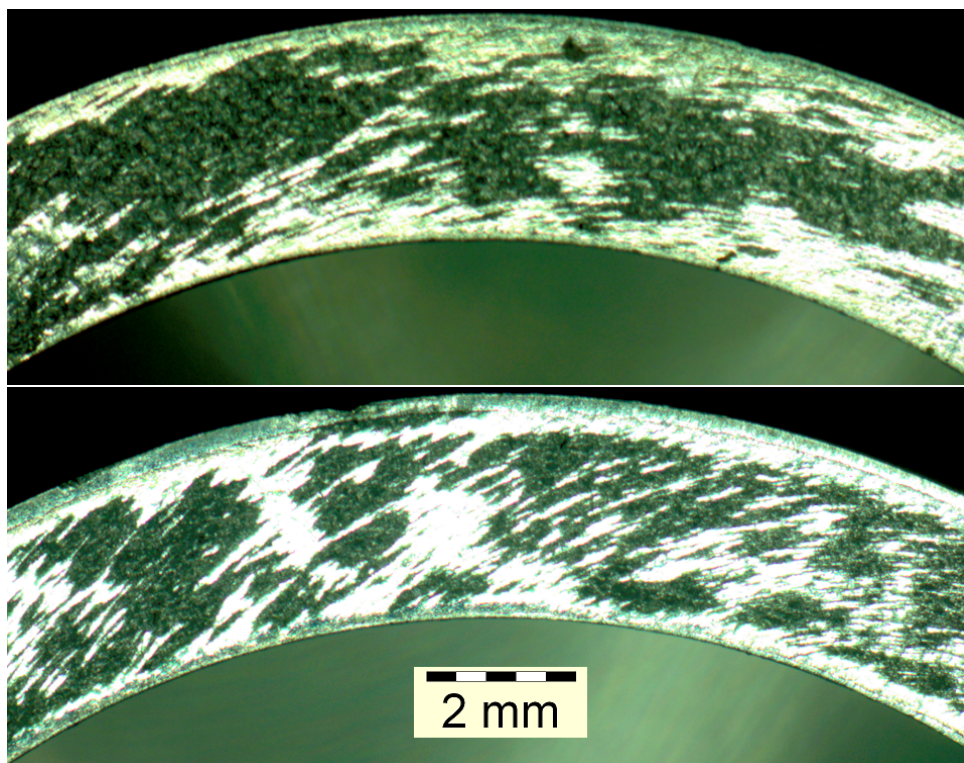


FIGURE 11.9 – Micrographies de l'interface post-rupture pour un paramètre de soudage en angle de  $\pm 1^\circ$  (essai 17 en 12 s en haut et essai 15 en 17 min en bas)

Les figures 11.9 et 11.10 présentent les microscopies optiques de l'interface de soudure post-rupture pour différents cas considérés dans le tableau 11.1. De même que pour la figure 11.5 p. 146, nous avons considéré que les zones noires ou ternes correspondaient aux zones soudées tandis que les zones blanches ou brillantes illustrent la réminiscence de l'interface initiale. Comme observé précédemment, la soudure n'est pas réalisée de façon homogène mais au travers de multiples îlots de soudure. Pour une sollicitation en torsion de  $\pm 1^\circ$  (figure 11.9), on peut voir que, conformément aux observations précédentes, le pourcentage soudé est parfaitement analogue quelle que soit la durée de soudage (7 heures pour la figure 11.5 ou 17 minutes et 12 secondes pour la figure 11.9) : en d'autres termes, la tenue mécanique et ces observations indiquent que l'augmentation de la durée de l'essai de soudage au delà de 12 secondes n'influence pas la qualité de la soudure obtenue.

Par contre, lorsqu'on diminue la sollicitation en torsion ( $\pm 0,5^\circ$ , figure 11.10), les îlots de soudures sont beaucoup plus épars et réduits : on peut estimer que seuls 10% de l'interface était soudée. Ce résultat moins favorable explique également a posteriori l'échec du premier essai réalisé à  $\pm 0,5^\circ$  (essai 18), la mauvaise préparation de surface ayant probablement encore diminué la quantité (voire la qualité) des îlots de soudure. En tout état de cause, la réduction de l'angle de torsion imposé permet également d'obtenir un assemblage soudé, mais la qualité du cordon de soudure réalisé est nettement insuffisante pour permettre une tenue mécanique acceptable.

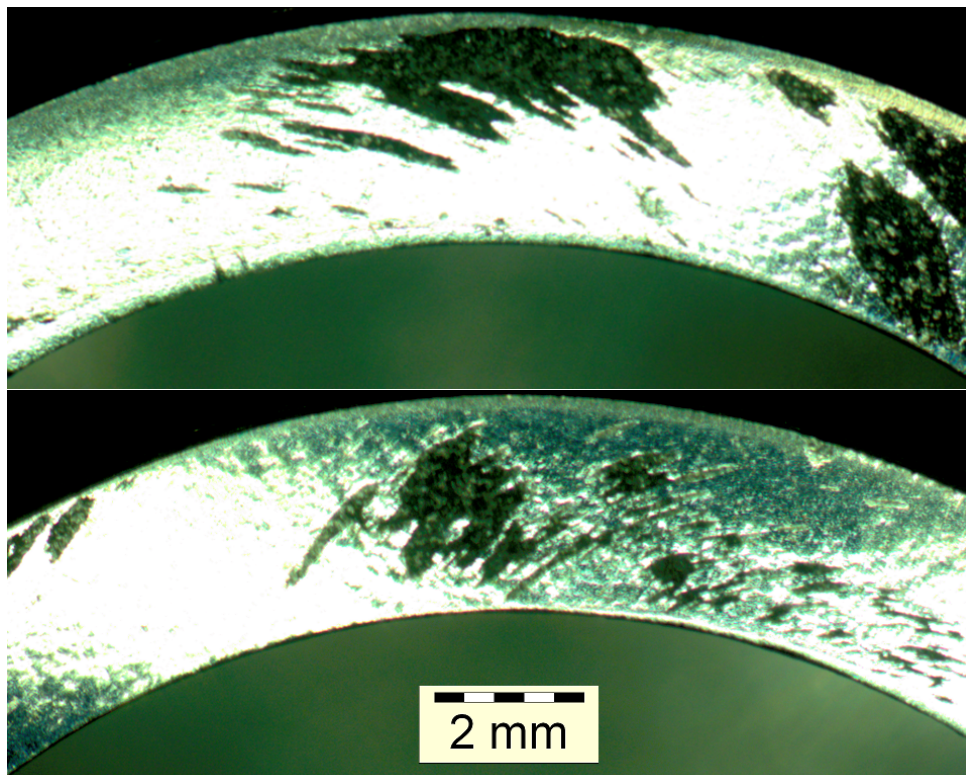


FIGURE 11.10 – Micrographies de l'interface post-rupture pour un paramètre de soudage en angle de  $\pm 0,5^\circ$  en 17 min (essai 19)





## CHAPITRE

# 12

## ANALYSE MICROSCOPIQUE DES ÉPROUVETTES SOUDÉES

**P**ARALLÈLEMENT à la caractérisation mécanique des éprouvettes soudées, des observations microscopiques ont été mises en place afin d'analyser la nature des jonctions métalliques créées. Tout d'abord, étant donné qu'en compression plane, les soudures obtenues étaient locales et de ce fait peu solides, il a été envisagé de procéder à un contrôle non destructif de la zone soudée au moyen d'un dispositif de tomographie X, lequel possède une enceinte suffisamment importante pour accepter entièrement l'éprouvette soudée. Cependant, des problèmes de logistique et de disponibilité ont fait que cette caractérisation n'a pu être mise en place dans un temps raisonnable et les méthodes d'observation sont finalement de même nature que celles utilisées pour le soudage en compression plane, à savoir la microscopie optique, la microscopie optique à balayage à haute résolution (MEB-FEG) et l'EBSD.

### 12.1 Observations en Microscopie Optique

Au préalable de toute observation par microscopie optique, la préparation des échantillons repose sur un polissage mécanique jusqu'au poli diamant, en suivant le même protocole que pour le contrôle de l'état de surface à la différence près qu'ici, le polissage n'a pas pour but d'obtenir une rugosité définie mais un état de surface exempt de rayures. Ainsi, comme on peut le voir sur la figure 12.1, alors qu'en compression plane, les zones soudées restaient locales à la fois en nombre et en dimensions, la soudure est nettement plus importante en compression-torsion, même si les cavités rémanentes peuvent se révéler critiques vis-à-vis de la tenue mécanique du cordon de soudure.

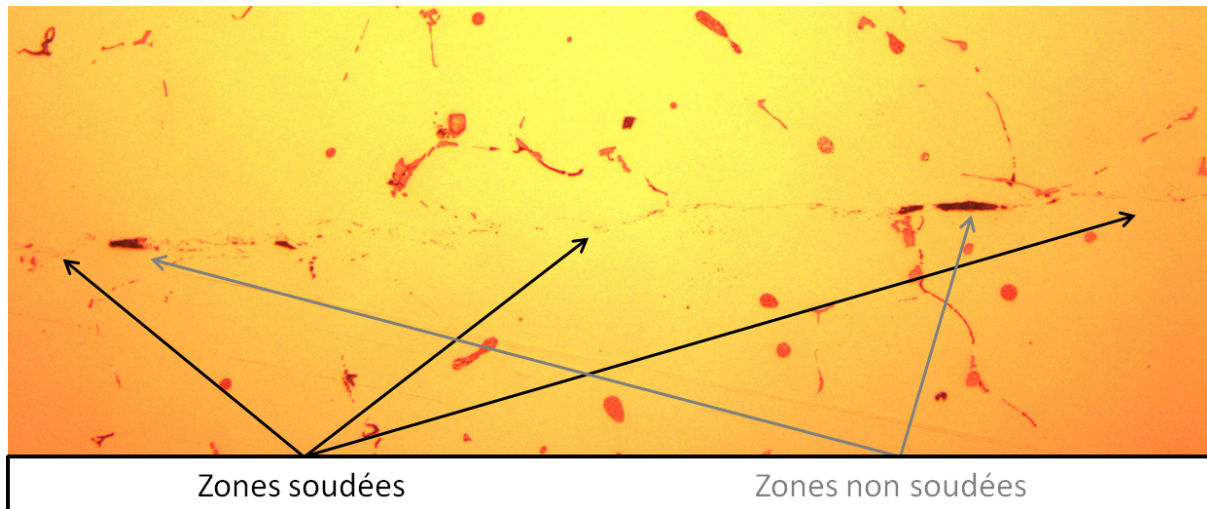


FIGURE 12.1 – Observation en microscopie optique d’une zone soudée (essai 10).

## 12.2 Observations en Microscopie Électronique à Balayage à haute résolution (MEB-FEG)

Afin de compléter ces premières observations prometteuses effectuées en microscopie optique, une caractérisation à plus fort grossissement a été mise en place grâce à un Microscope Électronique à Balayage complété d’un canon à émission de champ (MEB-FEG). Ainsi la figure 12.2 présente une observation pour un grossissement de  $\times 1010$ .

L’interface initiale correspond approximativement à une ligne horizontale à mi-hauteur de la photographie et certaines parties de l’interface résiduelle ont été indiquées. Les parties blanches correspondent à des précipités  $Mg_2Si$ , généralement ségrégués aux joints de grains, tandis que les parties noires (hors interface) correspondent à d’anciens précipités déchaussés lors de la préparation des échantillons (polissage mécanique jusqu’à l’état diamant  $1\ \mu m$  puis polissage électrolytique). Comme observé en microscopie optique, s’il perdure en quelques endroits une interface résiduelle, les zones soudées sont prépondérantes. Ainsi, les cadres rouges dessinés sur la figure 12.2 correspondent à deux observations effectuées à plus fort grossissement ( $\times 4330$  et  $\times 4960$  respectivement) et présentées sur les figures 12.3 et 12.4.

L’observation de gauche permet de mettre en évidence la totale disparition de l’interface initiale sur environ 40 microns, même si la forme en entaille de l’interface résiduelle à gauche peut constituer une zone d’initiation de fissure. Quant à l’observation de la figure 12.4, on ne distingue plus une seule ligne horizontale mais plusieurs lignes courbes matérialisées par quelques « cavités », ce qui semble illustrer une importante déformation locale et un important mélange de matière.

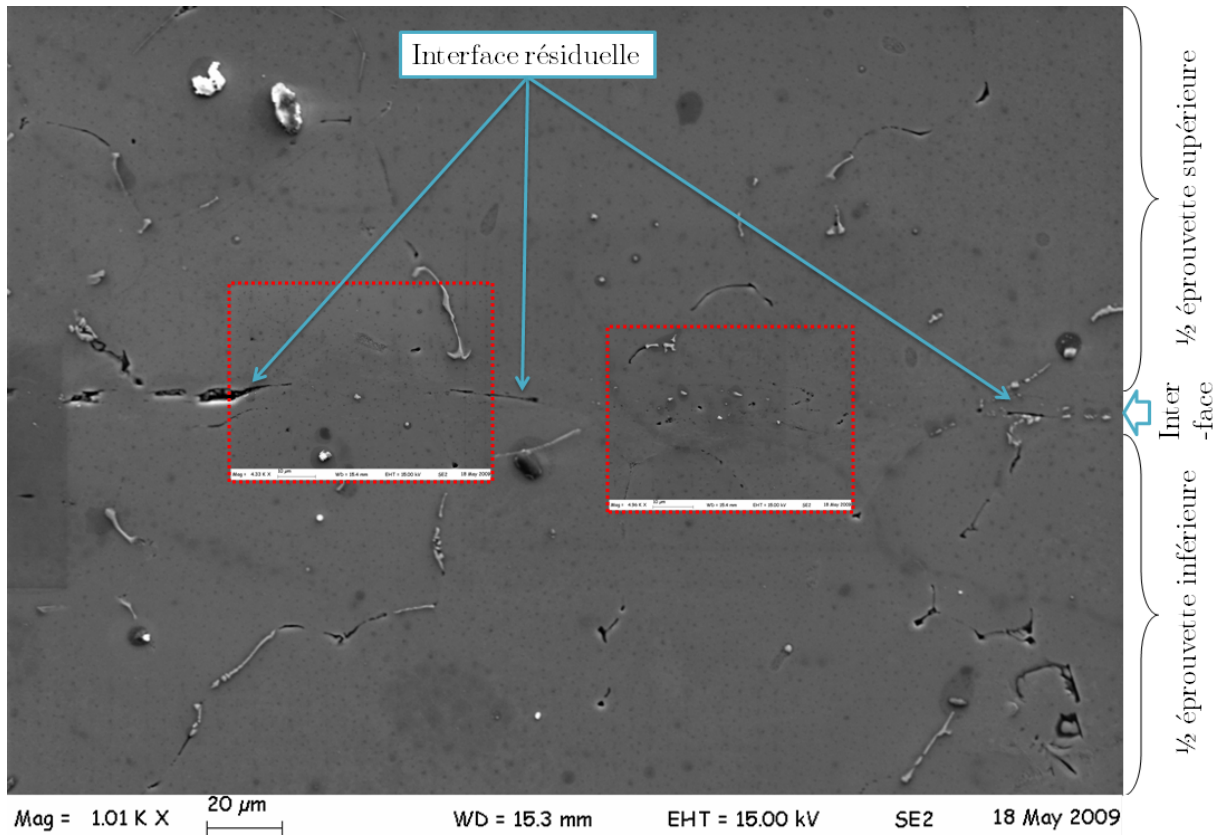


FIGURE 12.2 – Observation en MEB-FEG d’une zone soudée en compression-torsion (essai 10, grossissement  $\times 1010$ ).

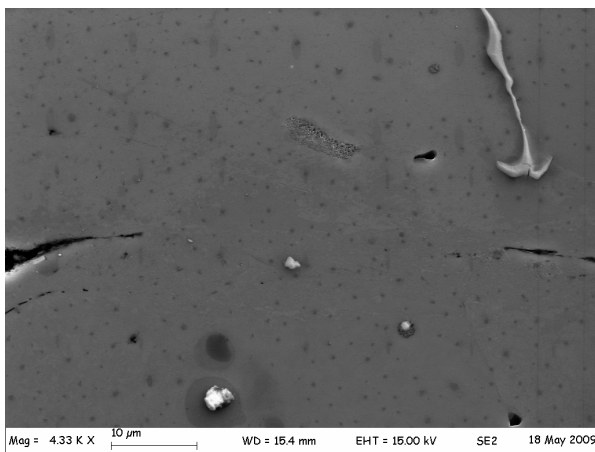


FIGURE 12.3 – Observation au MEB-FEG d’une zone soudée ( $\times 4330$ ) correspondant au cadre rouge de gauche de la figure 12.2

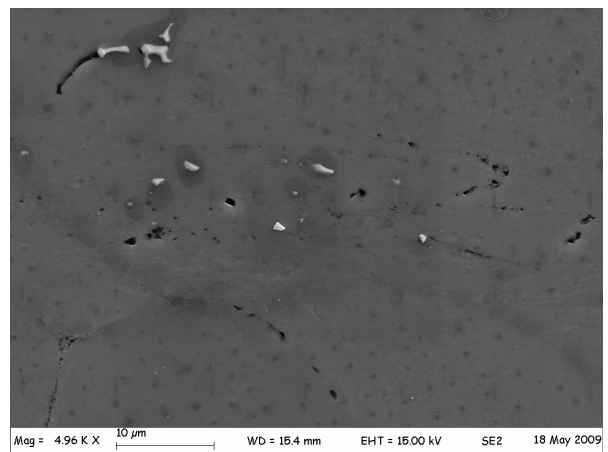


FIGURE 12.4 – Observation au MEB-FEG d’une zone soudée ( $\times 4960$ ) correspondant au cadre rouge de droite de la figure 12.2

### 12.3 Analyse locale de grains par technique EBSD

Si les observations en microscopie optique et en microscopie électronique à balayage ont permis de mettre en évidence une prépondérance des jonctions métalliques vis-à-vis de l'interface résiduelle, la nature des soudures n'a pu être déterminé par ces méthodes. C'est pourquoi une analyse de la structure cristallographique au niveau de la zone soudée a été mise en place au moyen de cartographies EBSD. La figure 12.5 est une cartographie large effectuée sur une zone soudée, représentée ici par la ligne horizontale à mi-hauteur : la cartographie a été effectuée par pas de 10  $\mu\text{m}$  et est constituée de 500 par 122 points d'indexation, soit une surface observée de  $5 \times 1,22 \text{ mm}^2$ .

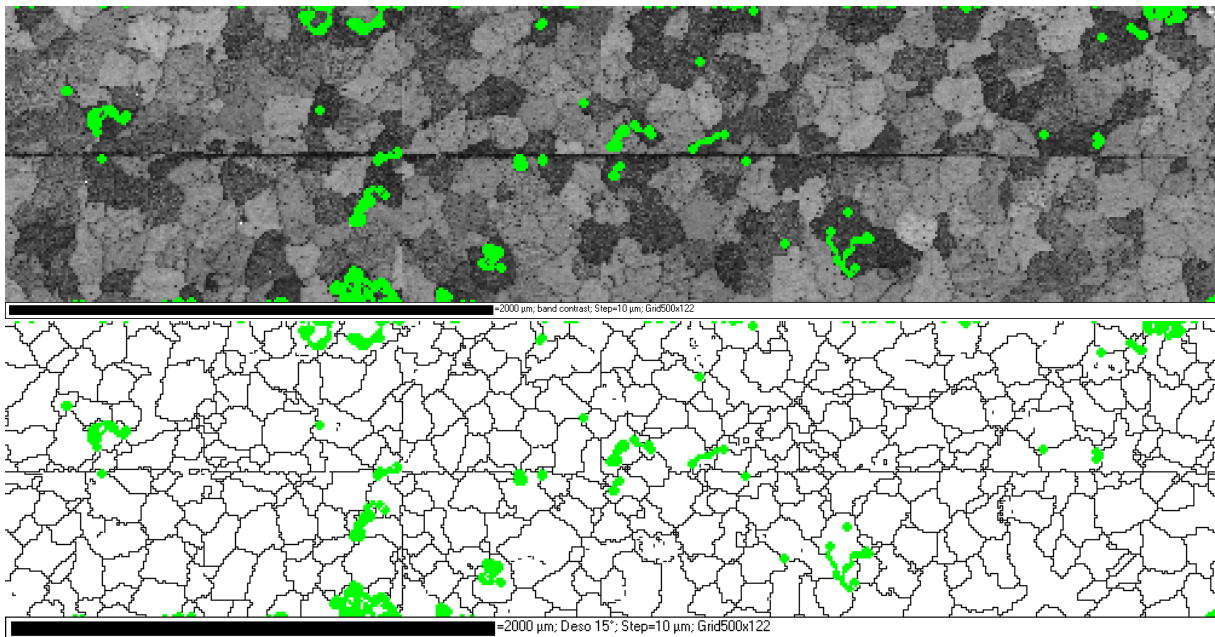


FIGURE 12.5 – Observation EBSD de la zone soudée. En haut : contraste de bande, en bas : détermination des joints de grains (angles de désorientation  $> 15^\circ$ ). La ligne horizontale correspond à l'interface.

Cette cartographie montre que les grains ont une forme équiaxiale et sont orientés de façon aléatoire, ce qui semble indiquer qu'aucun comportement microstructural majeur s'est produit à cette échelle d'observation. Pour confirmer cette hypothèse, une seconde cartographie ( $0,84 \times 0,62 \text{ mm}^2$  par pas de 10  $\mu\text{m}$ ) a été effectuée dans une région éloignée de l'interface initiale (figure 12.6). Au moyen du logiciel d'analyse *Channel 5*, il est possible, entre autres, de déterminer le nombre de pixel définissant chaque grain et donc la surface de chaque grains. Les deux cartes sont composées de 653 grains autour de la zone soudée contre 63 grains loin de l'interface initiale. La figure 12.7 indique le diamètre moyen de grains sur ces deux zones, en considérant ou non un diamètre minimal : les grains dont le diamètre moyen est inférieur à 12 ou 16  $\mu\text{m}$  ne sont pas comptabilisés afin de s'affranchir d'éventuels effets de bord et mauvaises déterminations de grains dû à un pas de mesure trop important. On peut ainsi noter que le diamètre moyen des grains est équivalent dans les deux zones si on ne prend pas en compte les très petits grains : la valeur

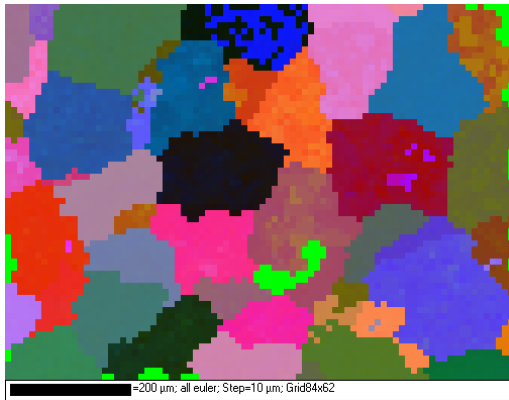


FIGURE 12.6 – Observation EBSD loin de l’interface initiale.

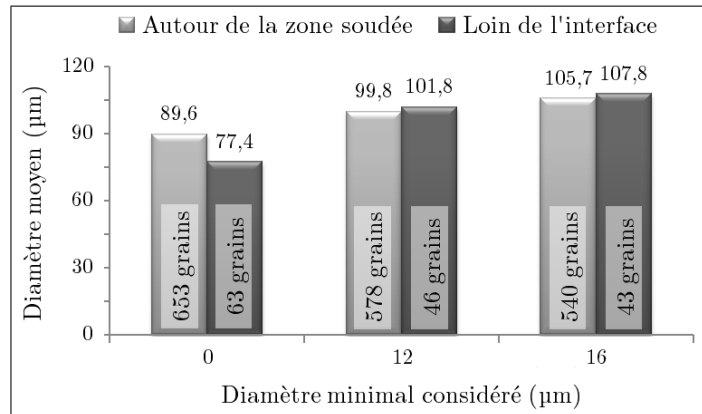


FIGURE 12.7 – Comparaison du diamètre moyen des grains autour et loin de l’interface.

obtenue est fondamentalement plus réaliste dans la mesure où la création d’une interface puis les mécanismes macroscopiques et microscopiques mis en jeu lors de la création des jonctions tendent vers un raffinement de grains et donc à un diamètre moyen plus petit au niveau de l’interface que dans le métal de base. Le fait que le diamètre moyen dans le métal de base soit inférieur à celui autour de l’interface soudé n’illustre finalement que les imprécisions liées la carte EBSD : de petites dimensions et un pas d’indexation moyennement fin. Toujours est-il que cette étude de la taille des grains a permis de confirmer que, à cette échelle d’observation, il n’y a pas de transformations microstructurales majeures au cours du processus de création des jonctions métalliques.

C’est pourquoi, on a ensuite opté pour une cartographie EBSD concentrée sur une zone soudée. Ainsi, la figure 12.8 présente une cartographie EBSD de  $6,5 \times 6,5 \mu\text{m}^2$  par pas de  $0,1 \mu\text{m}$ . Seulement, si le taux d’indexation (pourcentage de points dont l’orientation cristallographique a pu être déterminée, les points non indexés étant en vert) était satisfaisant pour ce genre de matériau (environ 90%) sur les cartes précédentes, les zones fortement déformées et écrouies sont difficiles à indexer. Or, comme on a pu le voir sur les observations en MEB-FEG, les zones soudées semblent être fortement déformées et en effet, l’indexation a été faible au niveau de ces jonctions métalliques : en dehors d’une bande d’environ  $1,5 \mu\text{m}$  représentant l’interface de jonction, l’indexation est excellente et permet de mettre en évidence la présence de deux grains uniques de part et d’autre de l’interface (grain violet au dessus et grain rose en dessous). C’est ainsi que la figure de droite présente une reconstruction de la carte produite sous *Channel 5* par « réduction du bruit ». Cette carte reconstruite permet de mieux visualiser la microstructure locale au niveau de la zone soudée, mais cette représentation est probablement différente de la réalité. En effet, la reconstruction est principalement effectuée en formant des grains relativement circulaires alors que la carte brute semble indiquer des grains fortement aplatis dans la direction de l’interface initiale. C’est ainsi que lorsqu’on s’intéresse aux angles de désorientation des points indexés (figures 12.9), on peut voir que suivant l’épaisseur (paths 1 et 2), on trouve une très forte désorientation (jusqu’à  $50^\circ$ ) tandis que suivant la largeur (paths 3 et 4), les angles de désorientations sont inférieurs à  $3^\circ$ , ce qui pourrait

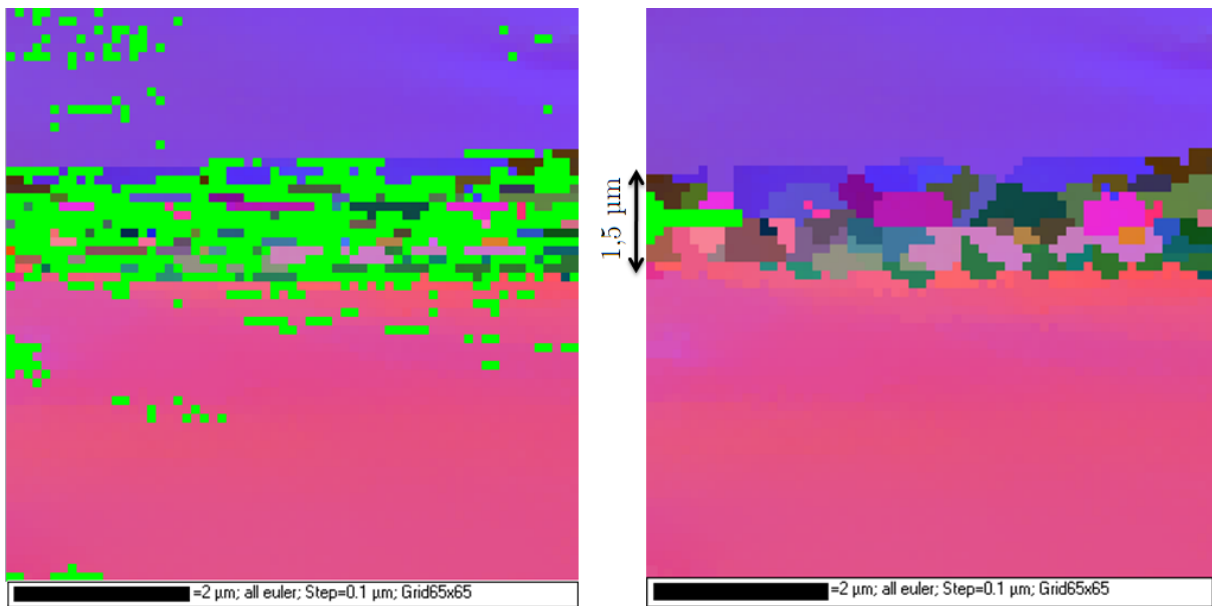


FIGURE 12.8 – Observation EBSD d’une zone soudée - Carte brute (à gauche) et carte reconstruite par réduction du bruit (à droite).

être assimilé à des sous-joints. Étant donné le faible taux d’indexation dans cette zone, l’analyse effectuée reste approximative, mais semble indiquer que, dans la zone soudée, les grains sont aplatis et orientés selon la même direction.

Enfin, si on considère que les efforts de cisaillement n’affectent qu’une zone de  $1,5 \mu\text{m}$  d’épais (figure 12.8), on peut alors obtenir un ordre d’idée de la déformation macroscopique de cisaillement  $\varepsilon_{\theta z} = 1/2 \cdot R_m \Delta\alpha / L$  avec  $R_m = 13,5 \text{ mm}$  et  $L = 1,5 \mu\text{m}$ . Quant à la valeur de l’angle de torsion  $\Delta\alpha$ , celui-ci est compris entre  $1^\circ$  (éprouvette soudée) et  $2^\circ$  (glissement total). En se plaçant par exemple aux  $2/3$  de cet intervalle, on obtient alors une déformation locale de l’ordre de  $100 \mu\text{m}/\mu\text{m}$  ou  $10000\%$ . Cette déformation locale, de l’ordre de celle rencontrée en FSW, est telle qu’il se produit dans cette zone une très importante recristallisation et donc, du fait du fort écrouissage, l’analyse EBSD y est compromise. Dès lors, la mauvaise indexation dans cette zone à déformation intense indique l’absence de restauration locale, phénomène activé thermiquement. Cette remarque permet de mettre en évidence deux aspects : le soudage se produit à température ambiante (ou du moins avec une très faible augmentation) et a pour unique origine la sollicitation mécanique. À une telle température, aucun phénomène de diffusion ne peut physiquement se développer à l’échelle d’une dizaine de secondes (temps caractéristique de la soudure). À l’opposé, il pourrait être possible de réaliser un traitement thermique post-soudage afin de produire une restauration au niveau de la zone soudée, mais on peut penser que les sollicitation thermomécaniques engendrées au niveau des zones non-soudées pourraient conduire à une rupture partielle des soudures créées. Par ailleurs, nous n’avons pas mis en place d’observations en Microscopie Électronique en Transmission (MET) à cause des difficultés de préparation des échantillons d’observation, plus particulièrement concernant les incertitudes quant à la tenue de la soudure lors de la découpe de la lame mince.

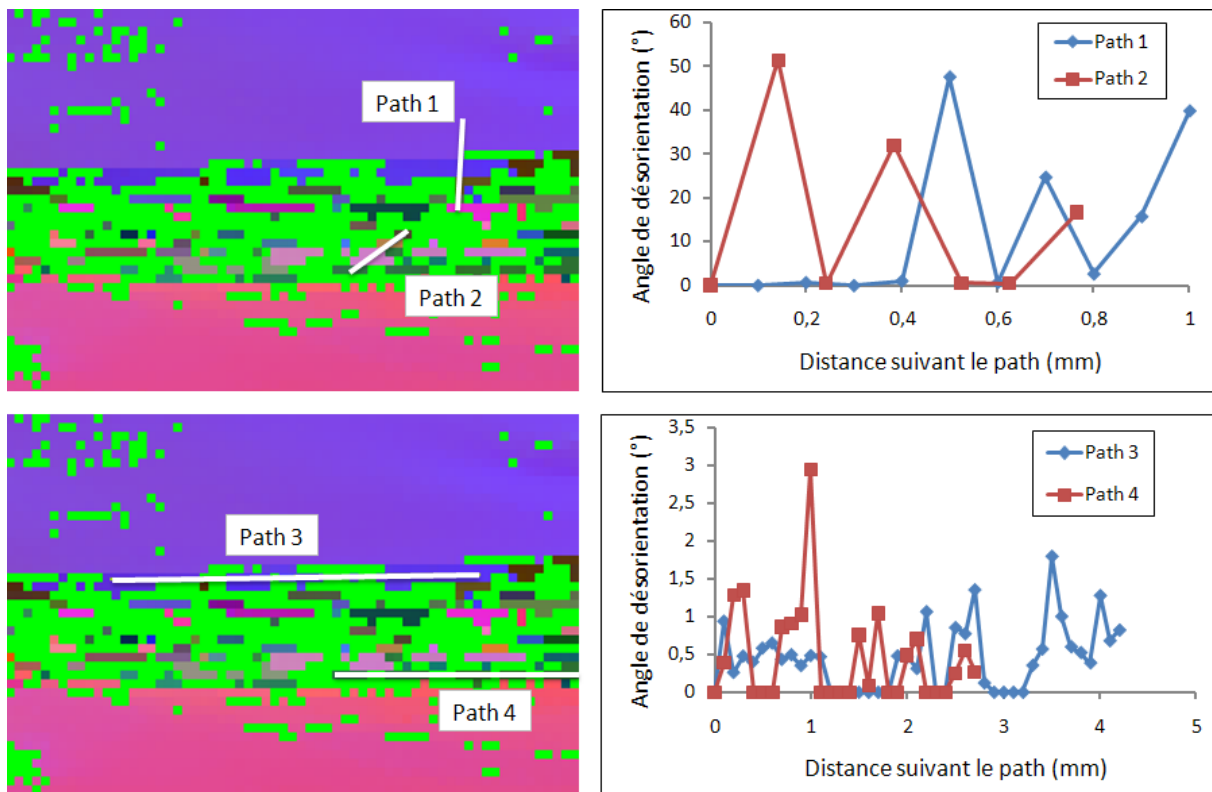


FIGURE 12.9 – Angles de désorientation mesurés le long de différents paths définis dans la zone soudée.





## CHAPITRE

# 13

## MODÉLISATION DE L'ESSAI DE COMPRESSION-TORSION ALTERNÉE

CE CHAPITRE a pour objectif d'introduire trois modèles afin d'analyser les résultats de soudabilité en compression-torsion. Dans un premier temps, un modèle d'analyse par éléments finis sera présenté. En compression simple (sans torsion), ce modèle permettra de déterminer les forces critiques de début de plastification et de début de flambement. Puis, l'effort de torsion sera également pris en compte dans le but d'étudier le comportement de l'interface de cisaillement, en considérant notamment différents coefficients de frottement à l'interface.

Dans un deuxième temps, on introduira un modèle simple de diffusion d'éléments oxydants à l'interface de soudage. En effet, le comportement de la surface fraîche apparaissant lors du morcellement de la couche d'oxyde peut être de deux natures : en présence d'éléments oxydants, il se produit une oxydation, sinon il y a création d'une jonction métallique. Ainsi, ce modèle simple a pour objectif d'établir si la diffusion d'éléments oxydants peut empêcher l'obtention d'un assemblage soudé.

Enfin, un modèle thermodynamique sera présenté afin d'analyser le comportement mécanique obtenu lors de la phase de soudage. Ce modèle permettra notamment d'étudier la quantité de chaleur apportée au système pour confirmer l'hypothèse selon laquelle la soudage est produite de façon mécanique et non pas thermique. Cette analyse nous permettra enfin d'étudier les énergies mises en jeu par ce procédé et de les comparer avec celles d'autres procédés de soudage classiques.

## 13.1 Modèle d'analyse par éléments finis

Dans cette section, un modèle d'analyse par éléments finis est introduit, ce modèle étant tridimensionnel afin de pouvoir prendre en compte l'effort de torsion. Pour les mêmes raisons que pour l'essai de compression plane, le modèle considère l'essai de compression-torsion d'un point de vue macroscopique et ne prend donc pas en compte la couche d'oxyde et son évolution en cours de déformation.

### 13.1.1 Définition des paramètres de modélisation

Afin de pouvoir décrire les phénomènes de glissement à l'interface et de pouvoir extraire plus facilement les différentes valeurs calculées à l'interface, l'éprouvette a été découpée en deux demi-éprouvettes. La demi-éprouvette a ensuite été modélisée en deux parties :

- la partie utile de l'éprouvette étant parfaitement cylindrique (sur une hauteur de  $2 \times 15$  mm), le maillage a été construit pour respecter cette symétrie de révolution : 4 nœuds sont placés suivant l'épaisseur (correspondant à des rayons de 12, 13, 14 et 15 mm) et 11 nœuds sont placés de façon progressive le long de la génératrice. Au total, 4224 nœuds forment 2880 éléments parallélépipédiques à 8 nœuds (C3D8).
- la zone de raccordement et la tête d'amarrage n'ayant pas de symétrie particulière, ils ont été maillés automatiquement en instaurant une progression entre la section utile et le mors. Au total, 750 nœuds forment 2422 éléments tétraédriques à 4 nœuds (C3D4).

Ces deux parties sont assemblées en imposant une contrainte de position entre les deux éléments (contrainte *Tie* sous Abaqus) : les deux demi-éprouvettes ainsi créées sont ensuite placées l'une sur l'autre. Les conditions limites en compression et en torsion sont imposées grâce à l'adjonction d'un disque rigide accolé à la demi-éprouvette inférieure. La loi de comportement est de type exponentielle (Hollomon) basée les propriétés mécanique du 6082 à l'état-T4 (tableau 3.2 p. 50).

### 13.1.2 Limites de plastification et de flambement en compression

Une fois positionnées les deux demi éprouvettes, il est alors nécessaire de définir une loi de contact à l'interface. Étant donné que dans ce paragraphe, on ne s'intéresse qu'à la compression simple, le déplacement relatif des deux surfaces en contact est a priori négligeable. J'ai donc adopté une simple loi de frottement de Coulomb avec comme coefficient la valeur déterminée précédemment en compression plane, à savoir  $\mu_{eq} = 0,5$ . En pratique, aucun glissement relatif des deux demi-éprouvettes n'a été constaté. La figure 13.1 présente alors le modèle construit sous Abaqus pour deux chargements : un chargement intermédiaire de 30 kN à gauche et le chargement total de 70 kN à droite. Pour ce deuxième chargement, on constate un flambement au niveau de la section utile (les parties grises illustrent les zones plastifiées). Ce flambement a été mis en évidence au travers d'un zoom présentant la déformation radiale, comprise entre 0% en bleu et 11% en rouge. Si un tel flambement n'a pu être envisagé au moyen de la théorie mise en place

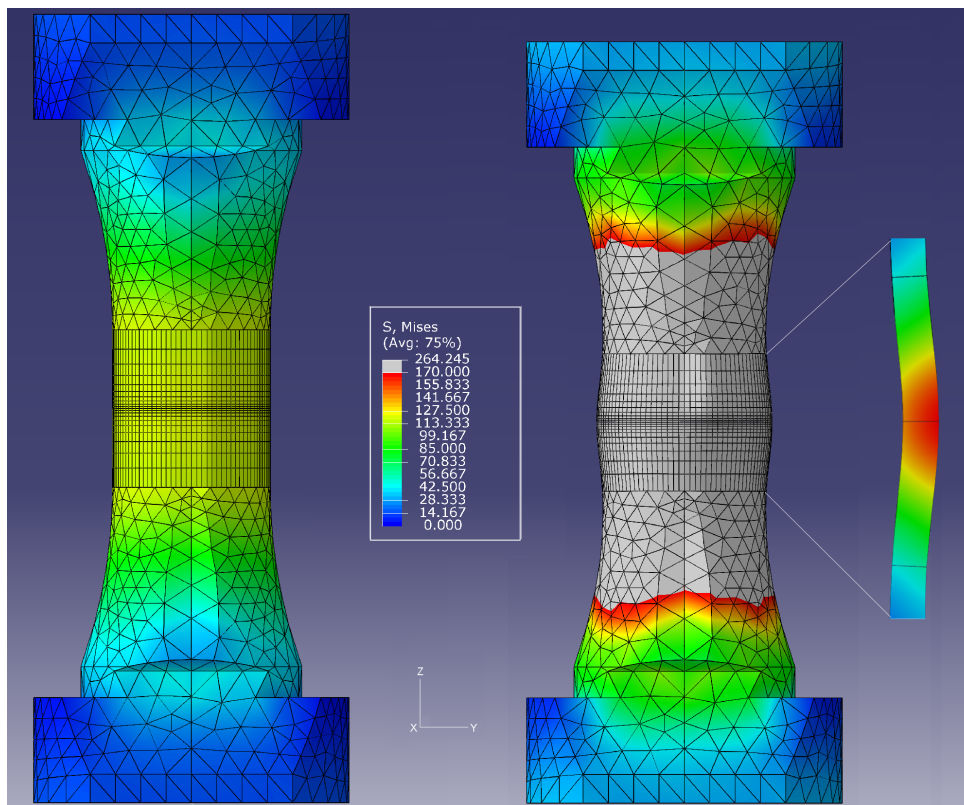


FIGURE 13.1 – Modélisation par éléments finis de l'essai de compression-torsion alternée. À gauche, maillage utilisé et comportement pour une force de compression de 30 kN. À droite, mise en évidence de la zone de plastification (en gris) et du flambement de l'éprouvette pour une force de compression de 70 kN. Le champ présenté sur le zoom est la déformation radiale, comprise entre 0 (bleu) et 11% (rouge).

dans la section 5.3 où la force de flambement a été déterminée à hauteur de 2421 kN (tableau 5.1 p. 71), nous avons également pu en pratique constater ce phénomène au cours de nos essais pour une force appliquée supérieure à 50 kN (essai 1 et 9).

À partir du modèle d'analyse par éléments finis ainsi construit, on a cherché à déterminer la force de compression à partir de laquelle l'assemblage des deux demi-éprouvettes commence à plastifier puis à flamber. L'effort de compression est imposé via une force finale  $F_z$  de 70 kN appliquée en une seconde par pas de 0,07 kN. L'analyse par éléments finis permet alors de déterminer l'évolution de plusieurs quantités (contrainte de von Mises  $\sigma_{VM}$ , déplacement radial et axial, etc.) en fonction de la force de compression. En particulier, trois *sets* de nœuds ont été utilisés pour exprimer ces quantités :

**Set épaisseur** : suivant l'épaisseur à l'interface (selon l'axe X défini sur la figure 13.1), correspondant à 4 points de mesures (rayons de 12, 13, 14 et 15 mm),

**Set rayon extérieur** : suivant la circonférence à l'interface au niveau du rayon extérieur, correspondant à 96 points de mesures (angles définis par rapport à l'axe X par pas de 3,75°).

**Set génératrice** : suivant la génératrice externe de la partie utile ( $r = R_e$ ), correspondant à 11 points de mesures évoluant progressivement de  $h=0$  mm (interface) à 15 mm (point de jonction entre la partie utile et le raccord, cf.figure 13.1).

Toutefois, si on considère les données brutes telles que la variation de la contrainte équivalente de von Mises (figure 13.2) ou du déplacement radial (figure 13.3) en fonction de la force de compression, il n'est pas possible d'en extraire une tendance explicite quant au début de la plastification ou du flambement. On peut malgré tout noter sur la figure 13.3 une forte augmentation du déplacement radial lorsque la force de compression dépasse 50 kN, ce qui illustre le flambement constaté sur la figure 13.1.

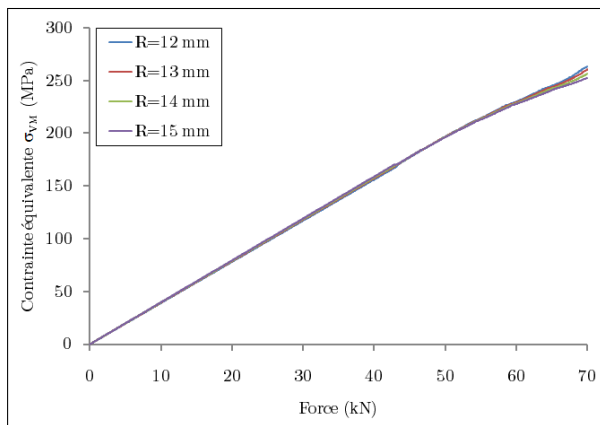


FIGURE 13.2 – Évolution de la contrainte de von Mises  $\sigma_{VM}$  en fonction de la force de compression (selon le set « épaisseur »).

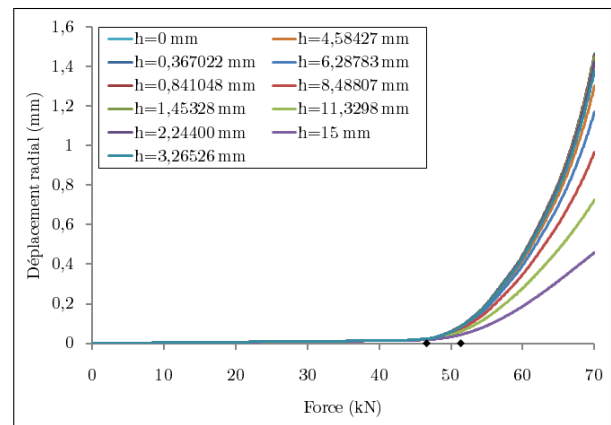


FIGURE 13.3 – Évolution du déplacement radial  $U_R$  en fonction de la force de compression (selon le set « génératrice »).

Par conséquent, afin de rendre plus visibles les variations, on a représenté sur la figure 13.4 l'incrément de contrainte  $\Delta\sigma_{VM} = \sigma_{VM}(t_i) - \sigma_{VM}(t_{i-1})$  en fonction de la force de compression. Ainsi, l'incrément de contrainte est constant ( $\Delta\sigma_{VM} = \Delta F/S_0 \approx 0,275$  MPa) jusqu'à une force  $F_z^{plas} = 42,77$  kN où un saut important intervient : cette force correspond à la force de début de plastification de l'éprouvette et est proche de la limite théorique  $R_{p0,2\%} \times S_0 \approx 43,26$  kN. La différence entre ces deux valeurs s'explique par le fait que l'éprouvette n'est pas entièrement tubulaire et qu'une localisation se produit donc au niveau de la section la plus faible. À partir de cette force apparaît un régime partiellement répétitif mais peu équivoque et il n'est a priori pas possible de d'extraire de ce graphique une valeur sensée du début de flambement.

Dès lors, le graphique 13.5 représente le ratio de déplacement radial  $U_R(\theta)/U_R(45^\circ)$  pour différentes positions au niveau du rayon extérieur à l'interface. De même que précédemment, on peut voir que les différents ratios sont constants jusqu'à cette même valeur de 42,77 kN. On peut également noter que la déformation – bien que très faible puisqu'élastique – n'est pas homogène puisque le déplacement radial suivant l'axe X (angle  $0^\circ$ ) est 1,474 fois plus important que suivant l'axe Y (angle  $90^\circ$ ) : cette hétérogénéité est égale-

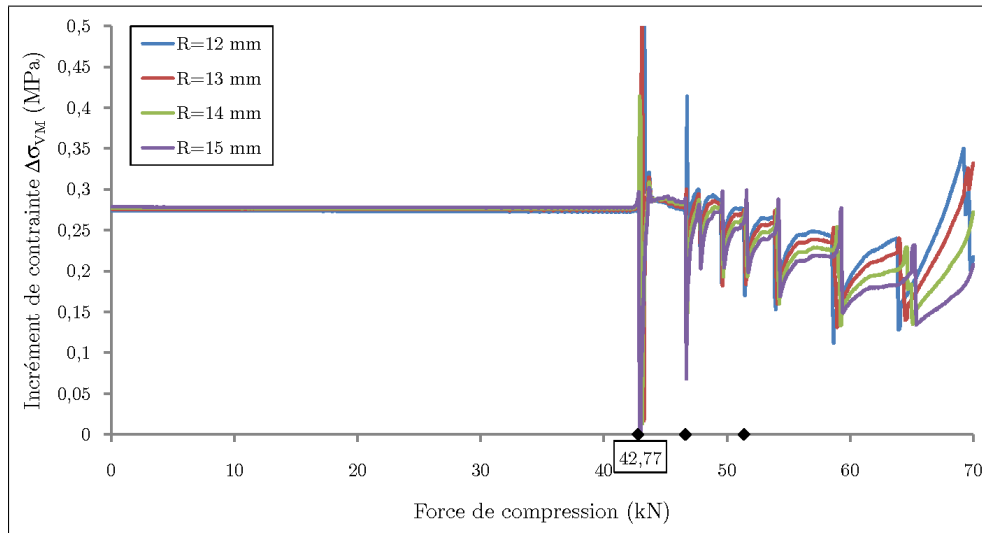


FIGURE 13.4 – Détermination de limite de plastification en compression à partir de l'incrément de contrainte équivalente  $\Delta\sigma_{VM} = \sigma_{VM}(t_i) - \sigma_{VM}(t_{i-1})$  (selon le set « épaisseur »).

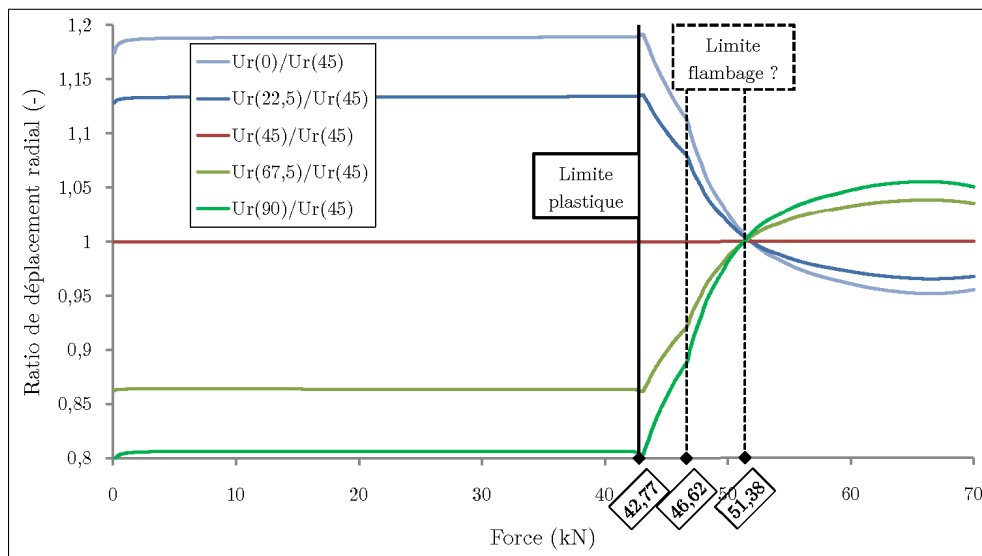


FIGURE 13.5 – Détermination des limites de plastification et de flambement en compression à partir du ratio de déplacement radial  $U_R(\theta)/U_R(45^\circ)$  (selon le set « rayon extérieur », courbes non lissées).

ment une conséquence du fait que l'éprouvette ne soit pas entièrement tubulaire. Néanmoins, en plasticité ( $F_z > F_z^{plas}$ ), cette tendance s'inverse pour arriver à un comportement opposé. Cette inversion du comportement se produit à une valeur unique  $F_z = 51,38$  kN. Un second point particulier peut être déterminé sur ce graphique : pour  $F_z = 46,62$  kN, on peut ainsi remarquer une discontinuité du rayon de courbure. D'ailleurs, ces deux points ont été rapportés sur le graphique 13.4 et correspondent respectivement au 4<sup>e</sup> et au 1<sup>er</sup> saut de l'incrément de contrainte.

En réalité, que ce soit à partir de la visualisation sous Abaqus ou des diverses données extraites sur les trois *sets* de nœuds décrit précédemment, il n'a pas été possible de déterminer à partir de laquelle de ces deux valeurs s'établissait le flambement. Néanmoins, si on reporte ses deux valeurs sur la figure 13.3, on peut constater que le déplacement radial est déjà plus important pour  $F_z = 51,38$  kN que pour  $F_z = 46,62$  kN : cette dernière valeur définit donc notre limite en flambement. Le tableau 13.1 condense alors les résultats obtenus à partir de la théorie des tubes et de l'analyse par éléments finis.

	Limite en plasticité	Limite en flambement
Théorie des tubes circulaires	43,26 kN	2421 kN
Analyse par éléments finis	42,77 kN	46,62 kN

TABLEAU 13.1 – Comparaison des limites de plastification et de flambement obtenues via la théorie des tubes circulaires et via l'analyse par éléments finis.

Finalement, la limite de flambement en compression déterminée par l'analyse par éléments finis est en bonne corrélation avec les observations expérimentales puisqu'on a constaté ce flambement lorsque l'effort de compression était supérieur à 50 kN. C'est pourquoi, afin d'éviter tout phénomène de flambement et dans le but de s'assurer que le comportement reste macroscopiquement élastique, la force de compression appliquée lors des essais de soudage sur deux demi-éprouvettes a été fixée à 30 kN, correspondant au comportement illustré sur la figure 13.1.

### 13.1.3 Application du champ de torsion et coefficient de frottement associé

De même que pour la modélisation de l'essai de compression plane (paragraphe 8.1.2 p. 101), le comportement en torsion des deux demi-éprouvettes repose sur la connaissance du comportement de l'interface de contact. En théorie, pour définir une loi de frottement modélisant de façon correcte le comportement de l'interface frottante, il est nécessaire de connaître l'état de surface à l'interface aussi bien d'un point de vue mécanique (rugosités), chimique (présence d'éventuels « polluants ») et cristalline (épaisseur de la couche d'oxyde et évolution de cette dernière en cours d'essai) : autant de paramètres difficilement maîtrisable et par dessus tout extrêmement difficiles à prendre en compte dans une modélisation tridimensionnelle de l'essai.

C'est pourquoi une simple loi de frottement de Coulomb a ici été considérée et diverses valeurs du coefficient de frottement ont été testées, à savoir  $\mu = 0,15$  (frottement faible),  $\mu = 0,5$  (frottement moyen correspondant à la valeur déterminée en compression plane) et  $\mu = 1,4$  (frottement fort). Le chargement est imposé via une force axiale de 30 kN appliquée en une seconde puis maintenue et via un angle de torsion sinusoïdal ( $\alpha = \alpha_0 \sin(2\pi t/T)$ ) d'amplitude  $\alpha_0 = 1^\circ$  et de période  $T = 0,6$  s. L'effort de torsion est appliqué pendant 6 s (soit 10 cycles complets) à partir d'incrémentes de temps fixes ( $\Delta t = 0,03$  s, soit 20 points par cycles dont les extrema et les zéros du cycle).

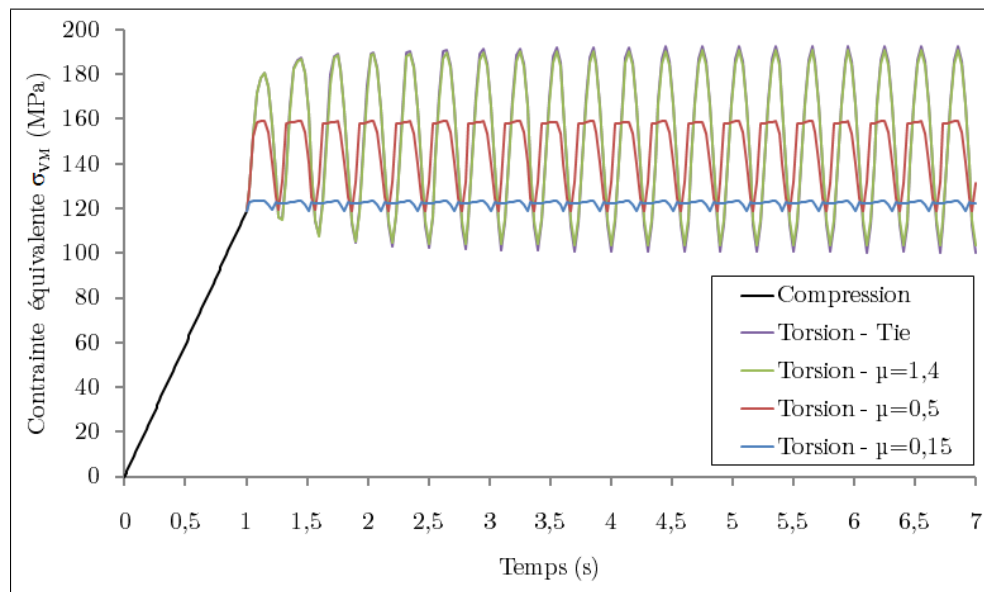


FIGURE 13.6 – Évolution de la contrainte équivalente de von Mises  $\bar{\sigma}_{VM}$  au cours de la compression puis des cycles de torsion pour diverses valeurs du coefficient de frottement.

La figure 13.6 illustre alors l'évolution de la contrainte équivalente de von Mises  $\bar{\sigma}_{VM}$  au cours du chargement de compression-torsion pour les valeurs précitées du coefficient de frottement. Après le comportement élastique linéaire rencontré lors de la phase de compression (entre 0 et 1 s), l'évolution de la contrainte de von Mises diffère fortement suivant la valeur du coefficient de frottement. Si le comportement pour  $\mu = 1,4$  est quasi analogue à celui des éprouvettes entières, la courbe de comportement est tronquée pour  $\mu = 0,5$  et illustre le glissement relatif apparaissant à l'interface. De même, pour  $\mu = 0,15$ , les très faibles variations peuvent être corrélées par un glissement quasi exclusif à l'interface.

Afin d'illustrer l'entraînement en torsion de la demi-éprouvette esclave par la demi-éprouvette maître, la figure 13.7 présente l'angle de torsion déterminé au niveau de l'interface pour chacune des deux demi-éprouvettes et en fonction des divers cas de frottement considérés. Ce graphique permet de mettre en évidence le glissement relatif puisque dans le cas  $\mu = 0,15$ , on peut voir que la demi-éprouvette du bas a une amplitude de rotation nettement plus importante ( $\pm 0,9^\circ$  pour une consigne de  $\pm 1^\circ$ ) que celle du haut qui n'est que très peu entraînée en rotation ( $\pm 0,1^\circ$ ). À l'inverse, pour  $\mu = 1,4$ , l'angle de torsion est quasi-identique pour les deux demi-éprouvettes et se rapproche du cas de l'éprouvette entière (soit  $\pm 0,5^\circ$ ). Quant au cas  $\mu = 0,5$ , la différence de rotation entre les deux demi-éprouvettes permet alors un cisaillement de l'interface et donc un morcellement de la couche d'oxyde. La création de jonctions métalliques au cours des premiers cycles de torsion conduit alors à une augmentation progressive du frottement à l'interface pour tendre vers le comportement d'un assemblage soudé assimilable à celui d'une éprouvette entière.



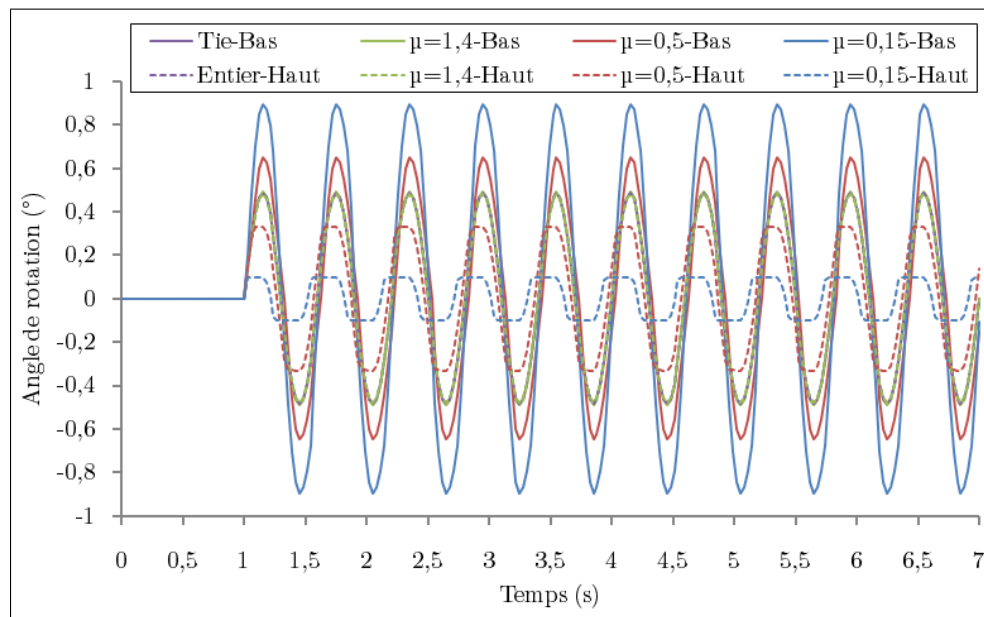


FIGURE 13.7 – Influence du coefficient de frottement de Coulomb sur l'angle de rotation engendré à l'interface pour les deux demi-éprouvettes.

## 13.2 Modèle de convection d'éléments oxydants à l'interface de soudage

Le soudage à froid de l'aluminium repose sur la rupture de la couche d'oxyde pour faire apparaître de la surface fraîche : une compétition se produit alors entre ré-oxydation et création de jonctions métalliques. Concernant la ré-oxydation, les éléments oxydants peuvent provenir de deux sources : soit il s'agit d'éléments emprisonnés à l'interface (au creux des rugosités notamment), soit il s'agit d'éléments qui sont transportés depuis l'extérieur du contact. On a une maîtrise relative de la première source, puisque celle-ci est en quantité finie – une fois consommés les éléments initiaux, il n'y a pas de renouvellement – et peut être contrôlée en diminuant les rugosités. À l'opposé, les éléments oxydants transportés depuis l'environnement extérieur peuvent être considérés comme provenant d'une source en quantité infinie, mais avec un débit limité par la viscosité du gaz dans le conduit formé par le contact. C'est pourquoi, nous allons mettre en place un modèle simple de convection du gaz environnant (de l'air) depuis l'extérieur vers l'intérieur du contact soumis à la compression-torsion.

On modélise l'air comme un fluide newtonien circulant entre les deux demi-éprouvettes séparées par une hauteur constante  $h$ . Alors que la convection se produit radialement, l'effort de torsion conduit à des déplacements circonférentiels de faible intensité : on néglige alors le mouvement relatif des deux demi-éprouvettes et on considère la convection entre deux plaques fixes (figure 13.8). Ainsi, l'équation empirique de Newton exprime que la contrainte de cisaillement  $\tau$  du gaz est proportionnelle à la vitesse de déformation des particules de fluide  $dv/dz$ , soit la relation  $\tau = \mu \cdot dv/dz$  où  $\mu$  est un coefficient caractéristique du fluide appelé coefficient de viscosité dynamique.

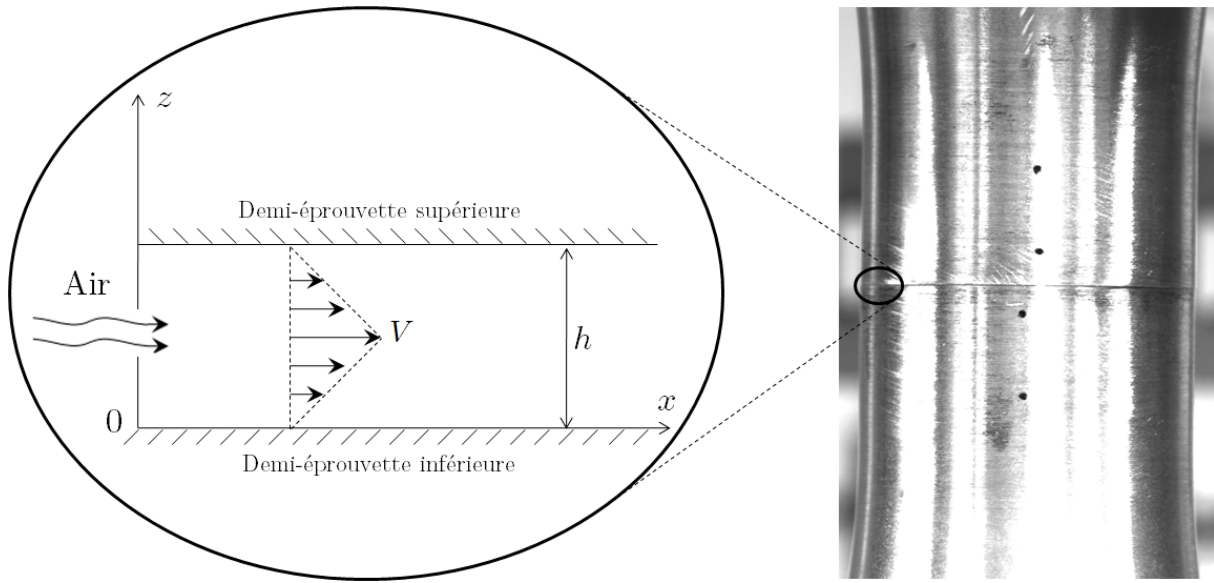


FIGURE 13.8 – Modèle de convection d'éléments oxydants à l'interface de soudage.

Le gaz pénètre dans le contact et on pose l'hypothèse d'adhérence à la paroi, soit  $v(z = 0) = v(z = h) = 0$ . Tout élément de gaz se présentant à l'entrée du contact sera soumis à une déformation de cisaillement moyenne estimée à la demi-hauteur du contact  $h$  divisé par la distance de pénétration  $x$ . Afin de quantifier la compétition entre oxydation et création de jonctions métalliques, on introduit le paramètre  $T_{ox}$  correspondant au temps nécessaire à de l'aluminium pur (surface fraîche) pour se recouvrir d'une couche d'oxyde d'épaisseur constante (régime permanent). On suppose ici que si à une distance  $x$  de l'environnement extérieur, l'air est convecté à cet endroit en un temps  $t > T_{ox}$ , alors l'oxydation n'a pas le temps de se produire et il se crée une jonction métallique. On exprime alors la vitesse de déformation limite par  $\dot{\epsilon}_{lim} = x_{lim}/(hT_{ox})$ . Finalement, la contrainte de cisaillement à laquelle est soumise le gaz pour être amené dans le contact s'exprime par :

$$\tau = \mu \frac{x_{lim}}{T_{ox} h} \quad (13.1)$$

Pour une application numérique de ce modèle, il est alors nécessaire de déterminer des valeurs pour les différents paramètres. Dans le cas de l'air à 20°C, le coefficient de viscosité dynamique vaut  $\mu = 18.10^{-6}$  Pa.s [93]. De plus, on suppose que la distance  $h$  séparant les deux plaques correspond à la rugosité appliquée, soit, dans le cas d'un poli miroir,  $h = R_a = 0,1 \mu\text{m}$ . Quant au temps caractéristique d'oxydation  $T_{ox}$ , la littérature considère généralement que le phénomène est instantané. La seule méthode qui nous a permis de déterminer une valeur numérique repose sur une modélisation par dynamique moléculaire, une technique numérique permettant de simuler le comportement des matériaux à l'échelle atomique [94]. Celle-ci permet d'étudier et de prédire des propriétés physiques, chimiques et mécaniques de matériaux dans des conditions telles que l'observation expérimentale est très délicate voire impossible : échelle spatiale trop petite, phénomènes extrêmement rapides, températures et pressions très élevées, matériaux dangereux (radioactifs, corrosifs), etc. Ainsi Perron *et al.* [95] et Hasnaoui *et al.* [96] se sont intéressés à la

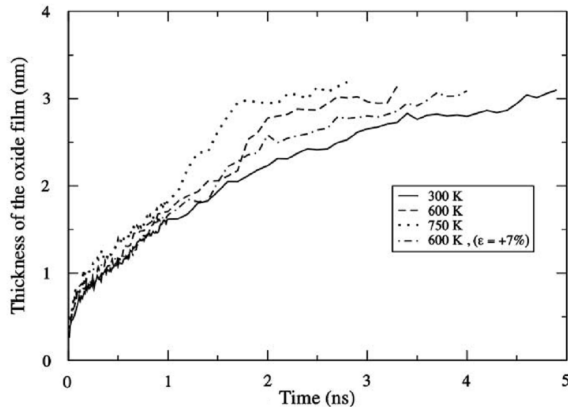


FIGURE 13.9 – Modélisation par dynamique moléculaire de l'évolution de l'épaisseur de la couche d'oxyde en fonction du temps [95].

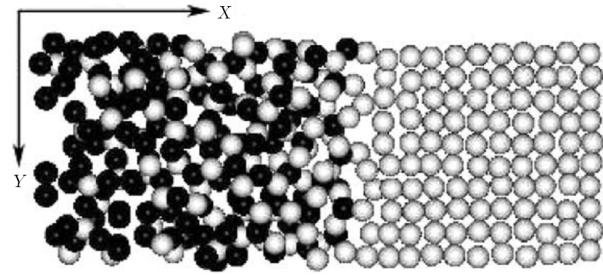


FIGURE 13.10 – Instantané de la couche d'oxyde formée après 384 ps en modélisation par dynamique moléculaire (surface (100)). Les atomes d'aluminium sont représentés en gris et ceux d'oxygène en noir [96].

modélisation par dynamique moléculaire de l'oxydation de l'aluminium à l'échelle nanométrique (figures 13.9 et 13.10). Leur modèle n'a pas pu indiquer un régime permanent clairement établi, mais comme on peut le voir sur la figure 13.9, l'ordre de grandeur du phénomène est la nanoseconde : on choisit alors  $T_{ox} = 3 \text{ ns} = 3 \cdot 10^{-9} \text{ s}$ . Le tableau 13.2 présente alors quelques valeurs de la vitesse de déformation limite  $\dot{\epsilon}_{lim}$  et de la contrainte de cisaillement du gaz  $\tau$  pour différentes valeurs de la distance  $x_{lim}$  :

$x_{lim}$ (mm)	0	0,01	0,02	0,04	0,08	0,16	0,32	0,64	1,28	1,5
$\dot{\epsilon}_{lim}$ ( $\cdot 10^9 \text{ s}^{-1}$ )	0	33,3	66,7	133	267	533	1067	2133	4267	5000
$\tau$ (MPa)	0	0,6	1,2	2,4	4,8	9,6	19,2	38,4	76,8	90

TABLEAU 13.2 – Correspondance entre la distance limite d'oxydation  $x_{lim}$ , la vitesse de déformation limite  $\dot{\epsilon}_{lim}$  et la contrainte de cisaillement  $\tau$ .

Définir une valeur limite physique concevable de la contrainte de cisaillement de l'air n'est pas aisé. Néanmoins, on voit que dès 40  $\mu\text{m}$ , la contrainte de cisaillement atteint 2,4 MPa, soit 24 bar. Si une telle pression peut être atteinte en vase clos (compresseurs, autoclaves, etc.), il est peu concevable que l'air diffuse librement à l'interface pour une telle pression : on atteint donc une limite de notre modèle. En d'autres termes, le modèle proposé ici établit que la convection de l'air à l'interface de soudage n'est physiquement pas possible à l'échelle de temps caractéristique de la ré-oxydation, et ce d'autant plus que l'effort de compression appliqué permet encore de réduire l'espace libre : la surface fraîche obtenue conduit donc quasi systématiquement à la création de jonctions métalliques. Toutefois, les défauts de planéité en bord favorisent très probablement la diffusion et en pratique, lors des essais de tenue mécanique des soudures (notamment la figure 11.1 p. 144), deux bandes non soudées apparaissent au niveau des rayons intérieurs et extérieurs, bandes dont les largeurs dépendent a priori de divers paramètres (degré et qualité du polissage, effort de pression, etc.).

### 13.3 Modèle thermodynamique du soudage en compression-torsion

Nous nous proposons dans cette section de comparer les résultats de deux essais de soudabilité en compression-torsion, des points de vue mécanique, énergétique et thermodynamique. Les deux essais choisis sont l'essai 15 et l'essai 19 et ont conduit à un soudage des deux demi-éprouvettes (cf. tableau 10.1 p. 126). Néanmoins, comme on pu le voir dans la section 11.2 p. 148, l'essai 19 a présenté une soudure de moins bonne qualité que l'essai 15. On a considéré pour ces deux essais les mêmes paramètres, excepté l'amplitude de sollicitation en torsion qui est de  $\pm 1^\circ$  pour l'essai 15, soit le double de l'essai 19 ( $\pm 0,5^\circ$ ). La sollicitation en torsion étant imposée en angle de façon cyclique sinusoïdale ( $\alpha = \alpha_0 \sin(2\pi t/T_{cycle})$ ) et les deux essais étant réalisés pour une même période  $T_{cycle} = 0,6$  s, on a de même un facteur deux entre les deux essais au niveau de la vitesse angulaire. L'effort de torsion a été imposé en 1700 cycles, soit une durée totale d'essai de 1020 s. Une acquisition rapide des mesures a été réalisée au début des essais avec un intervalle d'échantillonnage de 0,01 s et pour une période d'acquisition de l'ordre de 20 s pour l'essai 15 et de l'ordre de 50 s pour l'essai 19. Seuls les résultats durant ces phases d'acquisition rapide des mesures seront considérés pour la comparaison proposée. Pour aborder cette comparaison, nous adoptons un modèle symbolique unidimensionnel d'hystérésis pure sans écrouissage de type élastoplastique et nous considérons la phase de l'essai correspondant à la sollicitation de cisaillement cyclique en torsion. Pour plus de détails sur le modèle proposé, on se reportera à l'Habilitation à Diriger des Recherche présentée par Tourabi [72].

#### 13.3.1 Modèle symbolique d'hystérésis pure : présentation et propriétés mécaniques

Considérons d'abord un comportement élastoplastique parfait caractérisé par le modèle élément de Saint-Venant. Ce modèle est constitué de l'association en série d'un ressort linéaire de raideur  $G$  et d'un frotteur de seuil constant  $s$  en contrainte et  $e$  en déformation (figure 13.11a).

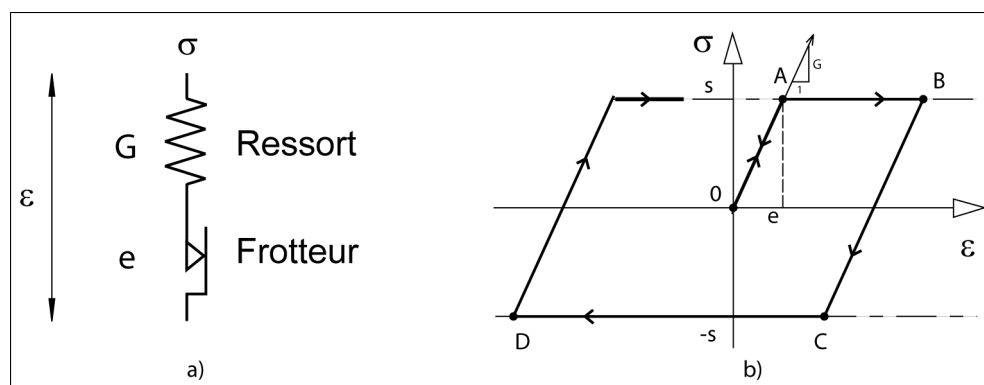


FIGURE 13.11 – Modèle de Saint-Venant à un élément (a) et son comportement (b).

Lorsqu'on sollicite un tel modèle en traction, le ressort se déforme d'abord élastiquement, le frotteur est bloqué tant que la contrainte est comprise dans l'intervalle  $]-s; +s[$ . Le frotteur glisse lorsque la contrainte atteint la valeur  $(+s)$ . Lorsque le sens de la sollicitation est inversé, le ressort se détend, puis se comprime, le frotteur reste bloqué jusqu'à ce que la contrainte atteigne la valeur  $(-s)$ , alors le frotteur glisse de nouveau, mais en sens inverse et la contrainte reste constante égale à  $(-s)$ . Pour rendre compte du comportement d'hystérésis pure il est nécessaire d'envisager une association en parallèle de plusieurs modèles élémentaires de Saint-Venant. Considérons à titre d'exemple le modèle de Saint-Venant à deux éléments ressort-frotteur montés en parallèle (figure 13.12a). Ce modèle est caractérisé par les couples  $(G_1, e_1)$ ,  $(G_2, e_2)$  tels que  $e_1 < e_2$ . Son comportement résulte de la sommation des contraintes  $\sigma_1$  et  $\sigma_2$ , qui s'exercent sur chacun des éléments (figure 13.12b). La déformation est la même pour les deux éléments du fait de la construction en parallèle.

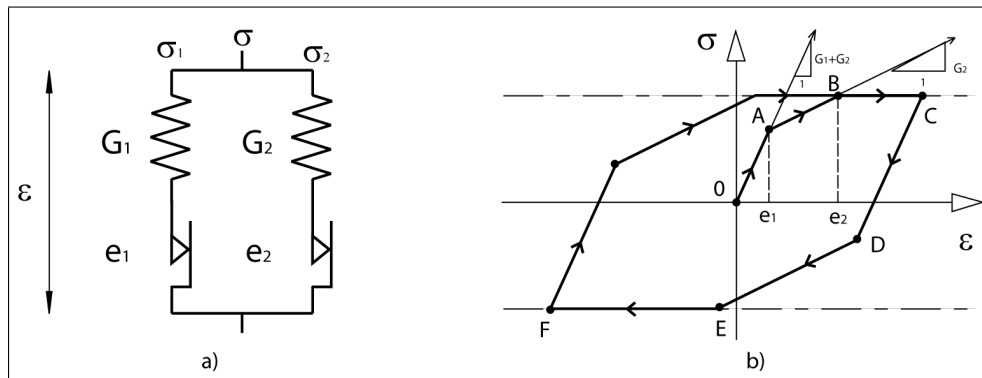


FIGURE 13.12 – Modèle de Saint-Venant à deux éléments (a) et son comportement (b).

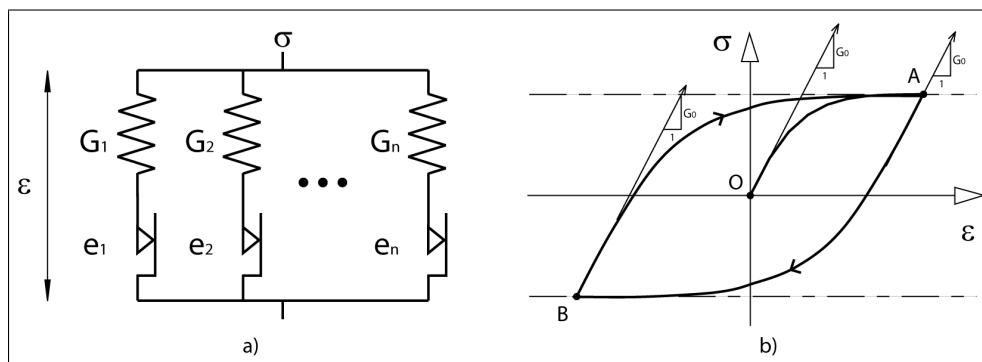


FIGURE 13.13 – Modèle de Saint-Venant à  $n$  éléments (a) et son comportement (b).

Le modèle symbolique d'hystérésis pure est constitué d'un nombre illimité d'éléments ressort-frotteur associés en parallèle (figure 13.13a). Le modèle est caractérisé par une fonction générique  $g(e)$ , telle que le produit  $g''(e).de$  représente le module de rigidité des couples ressort-frotteur dont les déformations limites sont comprises entre  $e$  et  $e + de$  et telle que la rigidité globale du modèle soit donnée par l'intégrale  $\int_0^\infty g''(e)de = G_0$ . On a de plus :

$$g(0) = g'(0) = 0 \tag{13.2}$$

Le modèle symbolique d'hystérésis pure possède quatre propriétés essentielles, sur lesquelles nous nous baserons pour l'analyse de nos résultats :

**i - Irréversibilité de la déformation dès l'origine des branches de charge**

Le comportement du modèle ne présente pas de domaine élastique fini. La déformation est irréversible dès le début des branches de charge. Cette propriété résulte du choix suivant :

$$\lim_{e \rightarrow 0} g''(e) = 0$$

Pour une déformation donnée  $\varepsilon$  au cours de la première charge, nous avons :

$$\sigma(\varepsilon) = \sigma_r(\varepsilon) + \sigma_f(\varepsilon) \quad (13.3)$$

où les contraintes  $\sigma_r$  et  $\sigma_f$  sont calculées de la façon suivante :

- $\sigma_r$  est la somme des contraintes de tous les éléments de Saint-Venant dont le frotteur est bloqué et dont le ressort seul joue un rôle : ces éléments sont tels que  $e$  est compris dans l'intervalle  $]\varepsilon; +\infty[$ .
- $\sigma_f$  est la somme des contraintes de tous les éléments de Saint-Venant dont le frotteur glisse et le ressort est figé : ces éléments sont tels que  $e$  est compris dans l'intervalle  $[0; \varepsilon]$ .

Les contraintes  $\sigma_r$  et  $\sigma_f$  du modèle en première charge peuvent alors être écrites :

$$\sigma_r(\varepsilon) = \int_{\varepsilon}^{\infty} \varepsilon g''(e) de \quad \text{et} \quad \sigma_f(\varepsilon) = \int_0^{\varepsilon} e g''(e) de$$

Connaissant la propriété 13.2 de la fonction générique  $g(e)$ , l'intégration des relations précédentes conduit à :

$$\sigma_r(\varepsilon) = G_0 \cdot \varepsilon - g'(\varepsilon) \cdot \varepsilon \quad (13.4)$$

$$\sigma_f(\varepsilon) = g'(\varepsilon) \cdot \varepsilon - g(\varepsilon) \quad (13.5)$$

et compte tenu de 13.3 :

$$\sigma(\varepsilon) = G_0 \cdot \varepsilon - g(\varepsilon) . \quad (13.6)$$

Les contributions de contrainte  $\sigma_r(\varepsilon)$  et  $\sigma_f(\varepsilon)$  peuvent être exprimées en fonction de  $\sigma(\varepsilon)$  en éliminant la fonction  $g(\varepsilon)$  dans les relations 13.4 et 13.5 par la relation 13.6 :

$$\sigma_r(\varepsilon) = \frac{d\sigma}{d\varepsilon}(\varepsilon) \cdot \varepsilon \quad \text{et} \quad \sigma_f(\varepsilon) = \sigma(\varepsilon) - \frac{d\sigma}{d\varepsilon}(\varepsilon) \cdot \varepsilon \quad (13.7)$$

La figure 13.14 illustre les relations 13.7 pour le point représentatif courant  $C$  : le segment  $AB$  représente la contrainte  $\sigma_f(\varepsilon)$  des éléments qui ont glissé et le segment  $BC$  la contrainte  $\sigma_r(\varepsilon)$  des éléments qui n'ont pas glissé.

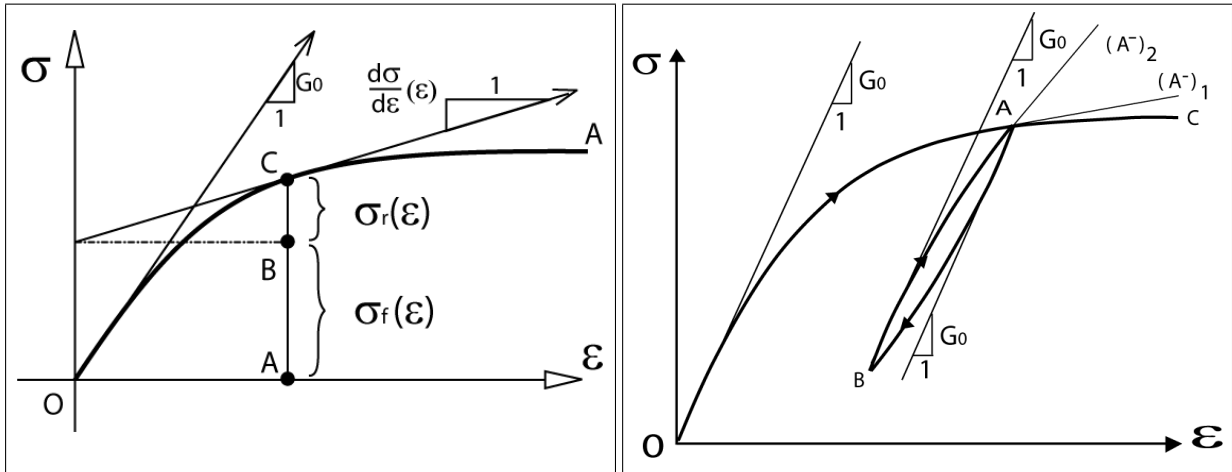


FIGURE 13.14 – Représentation du modèle en première charge.

FIGURE 13.15 – Comportement du modèle continu d'hystérésis pure.

### ii - Comportement élastique local après une inversion

Lors d'une inversion du sens de sollicitation, tous les frotteurs se bloquent et le comportement du modèle devient quasi-réversible sur des trajets de longueur infiniment petite. Nous retrouvons alors après l'inversion la rigidité initiale  $G_0$  du modèle (figure 13.15). Juste après l'inversion au point  $A$  de la figure 13.14, la pente est définie par :

$$\frac{d\sigma_{A^+}}{d\varepsilon} = G_0$$

tandis que, compte tenu de la relation 13.6, la pente au point  $A$  juste avant l'inversion représenté par la pente  $(A^-)_1$  sur la figure 13.15 est définie par :

$$\frac{d\sigma_{(A^-)_1}}{d\varepsilon} = G_0 - g'(\varepsilon_A) \quad (13.8)$$

### iii - Règle de Masing

Considérons le cas du chargement cyclique de la figure 13.16. Le point  $a$  sur la courbe de première charge  $OA$  correspond à un état du modèle tel que le dernier élément ressort-frotteur qui commence à glisser a pour déformation limite  $e = \varepsilon$ . Le long de la branche  $AB$ , à partir du point d'inversion  $A$ , la valeur de la déformation doit être double pour que le modèle retrouve un état équivalent dans le sens opposé : au point  $a'$ . La variation de la contrainte depuis le point d'inversion  $A$  est :

$$\Delta\sigma = \Delta\sigma_r + \Delta\sigma_f \quad (13.9)$$

$$\Delta\sigma_r = \Delta\varepsilon \int_{\frac{\Delta\varepsilon}{2}}^{\infty} g''(e).de + \int_0^{\frac{\Delta\varepsilon}{2}} eg''(e).de \quad \text{et} \quad \Delta\sigma_f = \int_0^{\frac{\Delta\varepsilon}{2}} eg''(e).de$$

$\Delta\sigma_f$  est la variation de contrainte, définie au point  $a'$ , correspondante au glissement dans le sens opposé, des mêmes éléments ressort-frotteur qu'au point  $a$ .  $\Delta\sigma_r$  est la variation de contrainte correspondante à la déformation des ressorts.

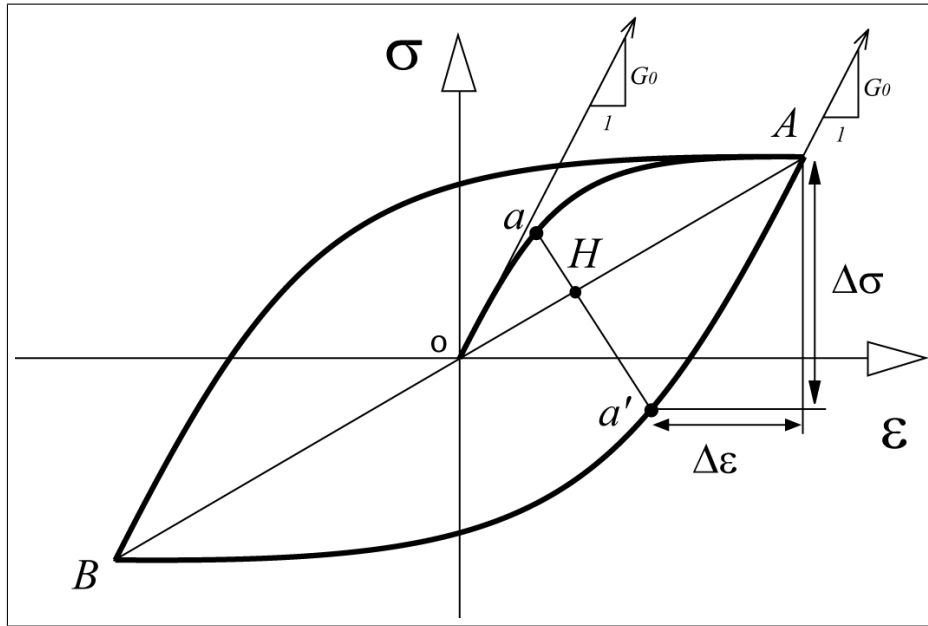


FIGURE 13.16 – Schéma de principe de la règle de Masing.

En prenant compte les conditions initiales 13.2 de la fonction générique  $g(e)$ , l'intégration des relations précédentes conduit à :

$$\Delta\sigma_r(\Delta\varepsilon) = G_0 \cdot \Delta\varepsilon - g'\left(\frac{\Delta\varepsilon}{2}\right) \cdot \frac{\Delta\varepsilon}{2} - g\left(\frac{\Delta\varepsilon}{2}\right)$$

$$\Delta\sigma_f(\Delta\varepsilon) = g'\left(\frac{\Delta\varepsilon}{2}\right) \cdot \frac{\Delta\varepsilon}{2} - g\left(\frac{\Delta\varepsilon}{2}\right)$$

de sorte que, compte tenu de 13.9, la variation de la contrainte est donnée par :

$$\Delta\sigma(\Delta\varepsilon) = 2 \left( G_0 \cdot \frac{\Delta\varepsilon}{2} - g\left(\frac{\Delta\varepsilon}{2}\right) \right) \quad (13.10)$$

Les relations 13.6 et 13.10 peuvent se mettre respectivement sous les formes suivantes :

$$\sigma(\varepsilon) = \mathcal{F}(\varepsilon) \quad \text{et} \quad \Delta\sigma(\Delta\varepsilon) = 2\mathcal{F}\left(\frac{\Delta\varepsilon}{2}\right)$$

où  $\mathcal{F}(x) = G_0x - g(x)$  est une fonction définie sur l'intervalle  $]-\infty, +\infty[$ , qui caractérise la relation  $\sigma(\varepsilon)$  en première charge. La branche  $AB$  (figure 13.16) est donc homothétique de la courbe de première charge  $OA$  dans le rapport 2 : c'est la règle de *Masing*. Finalement l'état du modèle peut être représenté par :

$$\boxed{\Delta\sigma = \omega \mathcal{F}\left(\frac{\Delta\varepsilon}{\omega}\right)} \quad (13.11)$$

où  $\omega$  est le paramètre de Masing et vaut  $\omega = 1$  en première charge et  $\omega = 2$  pour les autres branches.



**iv - Notion de mémoire discrète des états de références aux inversions**

La notion de mémoire discrète est bien mise en évidence par le tracé d'un petit cycle dans un grand cycle. Sur la branche  $BC$  (figure 13.15), nous retrouvons après l'inversion en  $B$ , la rigidité initiale  $G_0$  :

$$\frac{d\sigma_{B+}}{d\varepsilon} = G_0$$

Après le point  $A$ , les frotteurs qui étaient restés immobiles lors du trajet  $OA$  commencent à glisser, la branche  $AC$  est le prolongement de la courbe de première charge  $OA$  et le modèle se comporte comme s'il avait effectué directement la branche  $OAC$  en ayant effacé la mémoire du cycle  $ABA$ . Sur la branche  $OA$ , l'état de référence est à l'origine  $O$  de la branche et la pente au point  $A$  est définie par la relation 13.8. Sur la branche  $BA$ , l'état de référence est en  $B$  et la pente au point  $A$  est, compte tenu de la relation 13.10 :

$$\frac{d\sigma^{(A^-)_2}}{d\varepsilon} = G_0 - g' \left( \frac{\varepsilon_A - \varepsilon_B}{2} \right) \quad (13.12)$$

Sur la branche  $BC$ , au passage du point  $A$ , nous constatons une discontinuité de pente qui correspond à un chargement d'état de référence. Ce mécanisme montre la capacité du modèle, à mémoriser et à effacer des états privilégiés au cours de l'histoire du chargement : les états d'inversions. Nous noterons  ${}^t_R\varepsilon$  et  ${}^t_R\sigma$  la déformation et la contrainte mémorisées à l'instant  $t = t_R$ , qui représentent l'état de référence à l'instant  $t > t_R$ . Celles-ci sont définies telles que :

$$\frac{d^t_R\varepsilon}{dt} = \frac{d^t_R\sigma}{dt} = 0$$

et nous introduisons la notation :

$$\Delta^t_R\sigma(t) = \sigma(t) - {}^t_R\sigma \quad \text{et} \quad \Delta^t_R\varepsilon(t) = \varepsilon(t) - {}^t_R\varepsilon$$

qui représentent respectivement une variation de contrainte et de déformation considérées à partir de l'état de référence à l'instant  $t$ .  $\Delta^t_R\sigma$  et  $\Delta^t_R\varepsilon$  peuvent être notées également  $\Delta\sigma$  et  $\Delta\varepsilon$  pour alléger la notation.

### 13.3.2 Propriétés thermodynamiques du modèle

Le premier principe de la thermodynamique permet d'exprimer la puissance des efforts extérieurs  $\mathcal{P}_{\text{ext}}$  et intérieurs  $\mathcal{P}_{\text{int}}$  en transformation quasi statique, sous la forme :

$$\mathcal{P}_{\text{ext}} = \dot{E} + (-\dot{Q}_{ii}) = -\mathcal{P}_{\text{int}} \quad (13.13)$$

où  $\dot{E}$  est le taux d'énergie interne stockée par les ressorts et  $(-\dot{Q}_{ii})$  est le taux de chaleur interne intrinsèque associée à la source interne engendrée par les frotteurs, soit  $\dot{E} = \sigma_r \dot{\varepsilon}$  et  $-\dot{Q}_{ii} = \sigma_f \dot{\varepsilon}$ . En remplaçant  $\sigma_r$  et  $\sigma_f$  à partir des relations 13.7, on obtient :

$$\dot{E} = \dot{\sigma} \cdot \varepsilon \quad \text{et} \quad (-\dot{Q}_{ii}) = \sigma \cdot \dot{\varepsilon} - \varepsilon \cdot \dot{\sigma} \quad (13.14)$$

À partir de 13.13, les puissances des efforts extérieurs et intérieurs sont alors données par :

$$\mathcal{P}_{\text{ext}} = -\mathcal{P}_{\text{int}} = \sigma \cdot \dot{\varepsilon} \quad (13.15)$$

Les relations 13.14 permettent de construire les graphiques de  $-\dot{Q}_{ii}$  et  $\dot{E}$  à partir de la courbe de charge  $\sigma(\varepsilon)$ , dans le cas d'un chargement à vitesse de déformation constante et  $\dot{\varepsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$ . La figure 13.17 en présente une illustration :

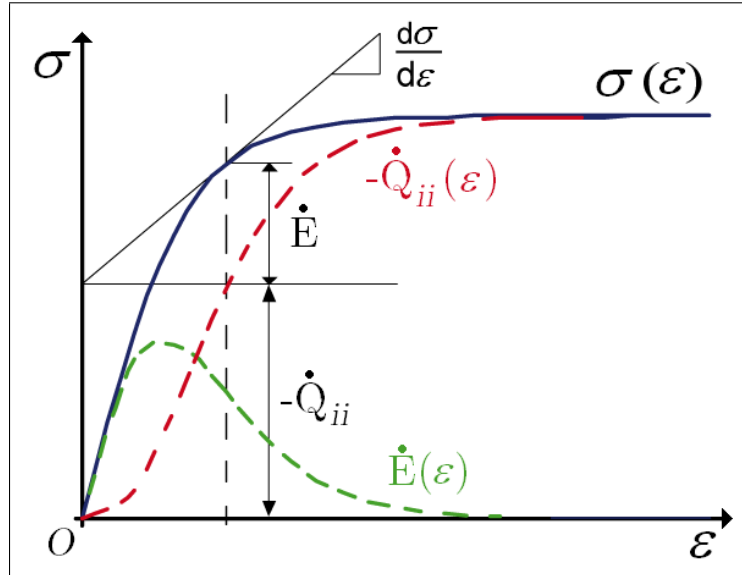


FIGURE 13.17 – Détermination de  $\dot{E}$  et  $-\dot{Q}_{ii}$  à partir de la courbe de charge  $\sigma(\varepsilon)$ .

Par ailleurs, le second principe de la thermodynamique s'exprime par :

$$\Phi = \mathcal{P}_{\text{ext}} - \Pi = -\mathcal{P}_{\text{int}} - \Pi \geq 0 \quad (13.16)$$

où  $\Phi$  est la dissipation intrinsèque liée à l'irréversibilité du comportement du modèle et  $\Pi$  la puissance réversible liée à sa réversibilité. La puissance réversible  $\Pi$ , en relation avec la notion de mémoire discrète des états d'inversions (cf. propriété iv p. 176), peut s'écrire :

$$\Pi = {}^t_R\sigma \cdot \dot{\varepsilon} \quad (13.17)$$

Cette forme est basée sur le fait qu'à l'origine de chaque branche les évolutions du modèle sont quasi-réversibles (quasi-réversibilité au voisinage des inversions, cf. propriété ii p. 174). La forme 13.17 permet de préciser l'expression de la dissipation intrinsèque :

$$\Phi = \Delta {}^t_R\sigma \cdot \dot{\varepsilon} \geq 0 \quad (13.18)$$

ce qui est cohérent avec le second principe. De plus, la dissipation intrinsèque  $\Phi$  peut être exprimée comme la somme de deux dissipations : l'une de forme purement calorifique ( $-\dot{Q}_{ii}$ ), l'autre de forme non calorifique  $\dot{I}$  :

$$\Phi = \dot{I} + (-\dot{Q}_{ii}) \quad (13.19)$$

La dissipation  $\dot{I}$  de type entropique est liée au désordre provoqué dans la structure du modèle au cours du chargement cyclique. Ainsi, étant donné que  $(-\dot{Q}_{ii}) = \frac{1}{\omega}\Delta\sigma \cdot \dot{\varepsilon} - \frac{1}{\omega}\Delta\varepsilon \cdot \dot{\sigma}$ , on a :

$$\dot{I} = \Phi - (-\dot{Q}_{ii}) = \frac{\omega - 1}{\omega}\Delta\sigma \cdot \dot{\varepsilon} + \frac{1}{\omega}\Delta\varepsilon \cdot \dot{\sigma} \quad (13.20)$$

Une inversion de sollicitation est un instant privilégié de l'évolution puisqu'alors tous les frotteurs s'immobilisent. Il est donc naturel de compléter la définition du taux  $\dot{I}$  par  $I(t_R^+) = 0$ . Cette relation correspond à un principe de restauration, qui exprime l'état quasi-réversible que le modèle retrouve à droite de chaque inversion.

À partir de la définition constitutive de  $\mathcal{P}_{\text{int}}$ , l'évolution thermomécanique du modèle d'hystérésis pure peut être déterminée par la définition de deux taux, par exemple  $\Phi$  et  $\mathcal{C}$ , tel que :

$$\mathcal{C} = \Delta_R^t \varepsilon \cdot \dot{\sigma} \quad (13.21)$$

En effet, les taux  $\mathcal{P}_{\text{int}}$ ,  $\Phi$  et  $\mathcal{C}$  sont des données définies dès lors que la relation constitutive 13.11, qui caractérise le comportement mécanique cyclique du modèle, est définie. Les taux  $\Pi$ ,  $(-\dot{Q}_{ii})$ ,  $\dot{I}$  et  $\dot{E}$  peuvent alors être déterminés à partir du système suivant :

$$\begin{bmatrix} \Pi \\ -\dot{Q}_{ii} \\ \dot{I} \\ \dot{E} \end{bmatrix} = \begin{pmatrix} -1 & -1 & 0 \\ 0 & \frac{1}{\omega} & -\frac{1}{\omega} \\ 0 & \frac{\omega-1}{\omega} & \frac{1}{\omega} \\ -1 & -\frac{1}{\omega} & \frac{1}{\omega} \end{pmatrix} \begin{bmatrix} \mathcal{P}_{\text{int}} \\ \Phi \\ \mathcal{C} \end{bmatrix} \quad (13.22)$$

La figure 13.18 donne une illustration du bilan énergétique exprimé par la relation 13.13 et du second principe (relations 13.16 à 13.19) et la figure 13.19 illustre l'évolution des taux thermodynamiques définis plus haut, au cours d'un chargement cyclique symétrique à vitesse de déformation constante.

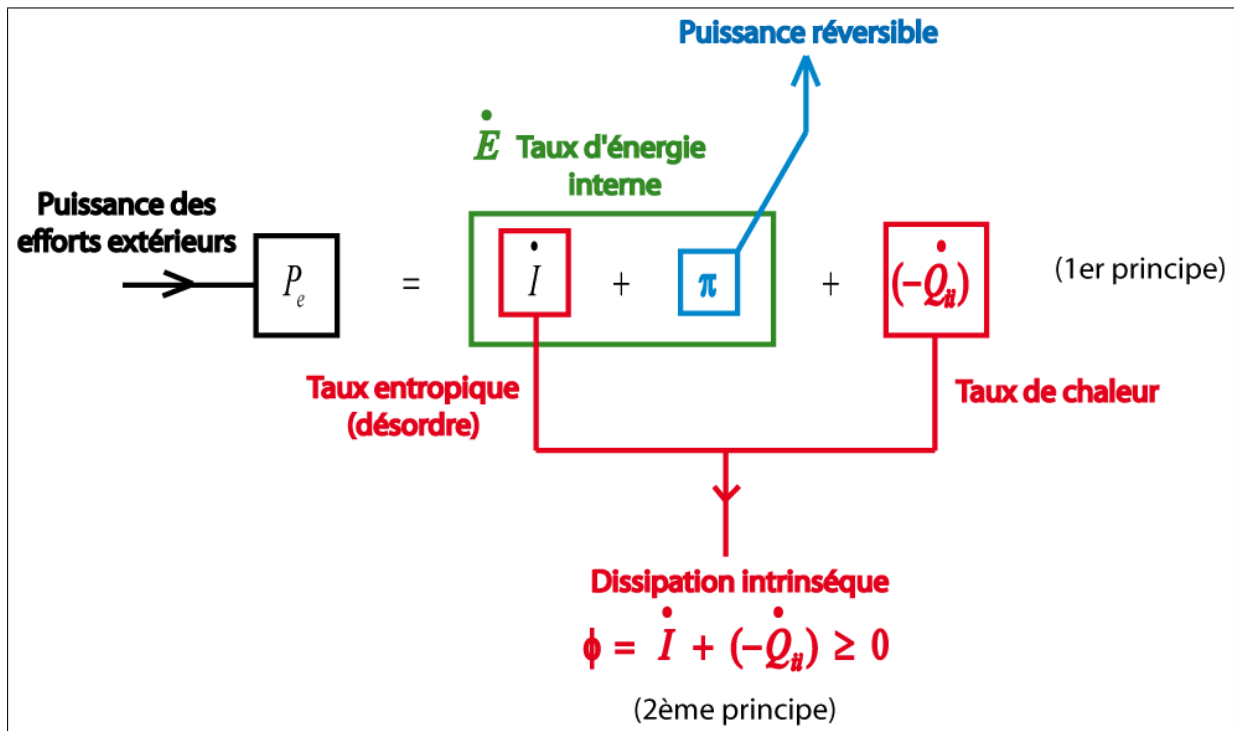


FIGURE 13.18 – Taux thermodynamiques du modèle.

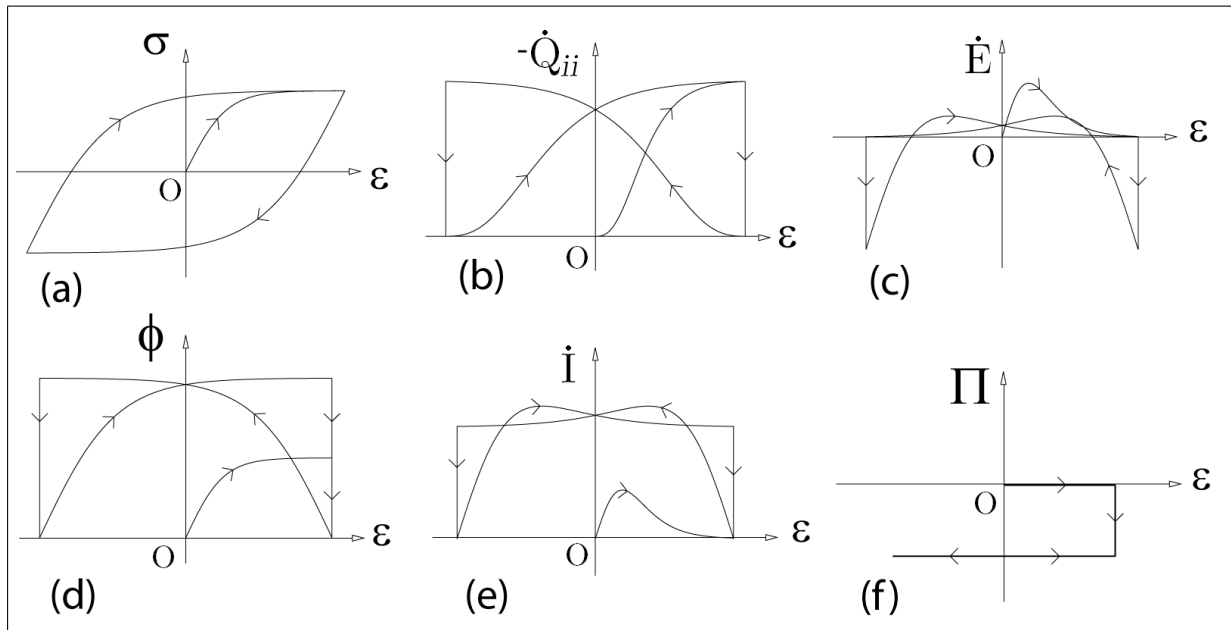


FIGURE 13.19 – Simulation d'un cycle symétrique d'hystérésis à vitesse de déformation constante (a) et évolution des taux  $-\dot{Q}_{ii}$  (b),  $\dot{E}$  (c),  $\Phi$  (d),  $\dot{I}$  (e) et  $\Pi$  (f).

### 13.3.3 Analyse thermomécanique des résultats

L'analyse thermomécanique des résultats est faite en couple  $C$  et en angle  $\alpha$ . Les différents taux et énergies calculés dans la suite peuvent être rapportés à l'élément de volume correspondant à la soudure. Pour rappel, l'essai 15 correspond à une sollicitation en angle d'amplitude  $\pm 1^\circ$  contre  $\pm 0,5^\circ$  pour l'essai 19.

#### Aspects mécaniques

Les figures 13.20 et 13.21 rappellent que le couple de torsion atteint un régime quasi-permanent au bout d'environ 10 s pour l'essai 15, soit 10 fois plus rapidement que pour l'essai 19 (environ 100 s, figure 13.21). Parallèlement à cette évolution du couple et en

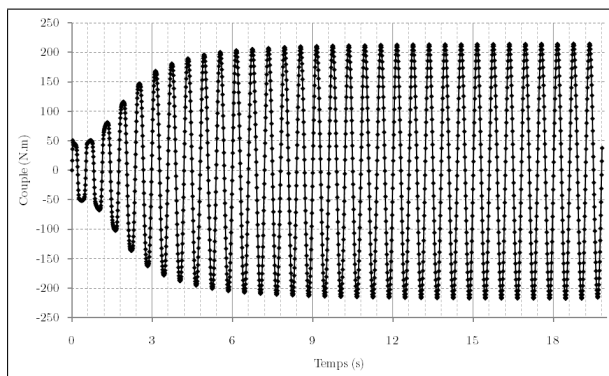


FIGURE 13.20 – Évolution du couple de torsion en fonction du temps (essai 15).

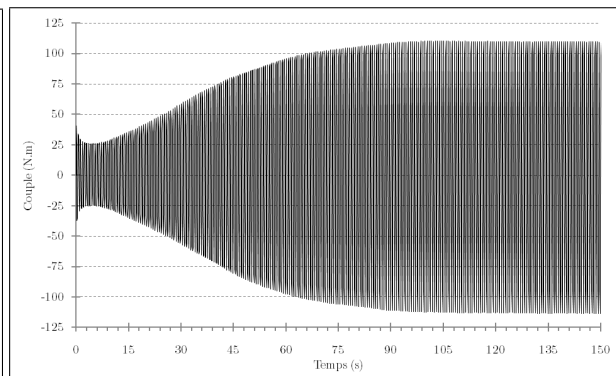


FIGURE 13.21 – Évolution du couple de torsion en fonction du temps (essai 19).

corrélation avec les observations en cours d'essai, le système de suivi de cibles a permis de mettre en évidence une atténuation du mouvement relatif des deux demi-éprouvettes au niveau de l'interface au cours de la phase de soudage (figure 10.7 p. 136).

Ainsi, durant la phase du soudage, le processus est irréversible compte tenu du frottement à l'interface et de l'intervention progressive du comportement élastoplastique des zones soudées. À la fin de la phase de soudage, le mouvement relatif au niveau de l'interface disparaît peu à peu et le processus tend vers un comportement élastique réversible équivalent d'une éprouvette entière (on se reportera notamment à l'étude du module  $dC/d\alpha$  p. 136). Ce phénomène peut également être observé sur les diagrammes présentant le couple en fonction de l'angle : figures 13.22 et 13.23. En effet, au début des deux essais on observe un comportement d'hystérésis qui révèle un processus dissipatif lié à la phase de soudage. Ce comportement tend ensuite vers la droite élastique linéaire, qui révèle le comportement d'un matériau sain et la fin de la phase de soudage. Notons qu'il est naturel d'observer un comportement élastique linéaire à la fin du processus de soudage compte tenu de la faible valeur de l'amplitude de la sollicitation cyclique en torsion.

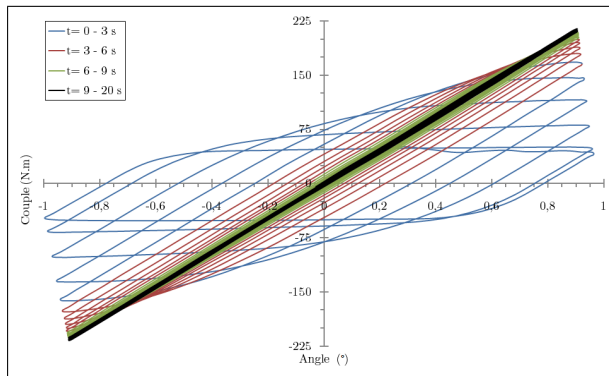


FIGURE 13.22 – Évolution du couple de torsion en fonction de l'angle (essai 15).

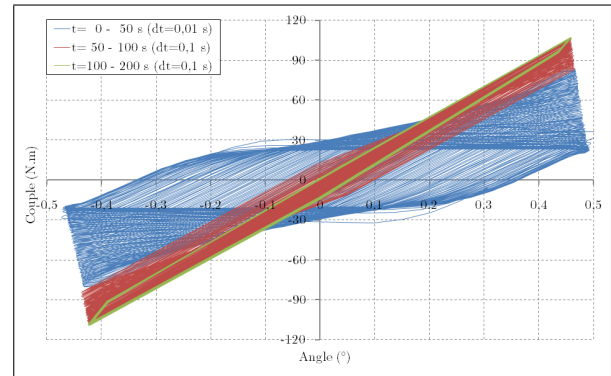


FIGURE 13.23 – Évolution du couple de torsion en fonction de l'angle (essai 19).

Afin de mieux révéler ce phénomène et de mesurer l'évolution du module  $dC/d\alpha$ , nous avons séparé les branches des cycles couple-angle ( $C-\alpha$ ) en branches de charges définies entre deux points d'inversions successifs. Les résultats expérimentaux sont alors traduits dans un diagramme ( $\Delta C-\Delta\alpha$ ), tels que :

$$\begin{cases} \Delta C &= C(t) - {}^t_R C \\ \Delta\alpha &= \alpha(t) - {}^t_R \alpha \end{cases}$$

où  ${}^t_R C$  et  ${}^t_R \alpha$  correspondent au couple et à l'angle de référence à l'inversion au début de la branche considérée. Les évolutions de  $\Delta C$  en fonction de  $\Delta\alpha$  sont données dans les figures 13.24 et 13.25, pour les essais 15 et 19, respectivement.

Pour l'essai 15, la courbe de première charge OA se distingue des autres branches. Comme dans le cas des diagrammes couple-angle, nous notons ici aussi que le comportement évolue de l'irréversibilité au début du processus de soudage (branche de première

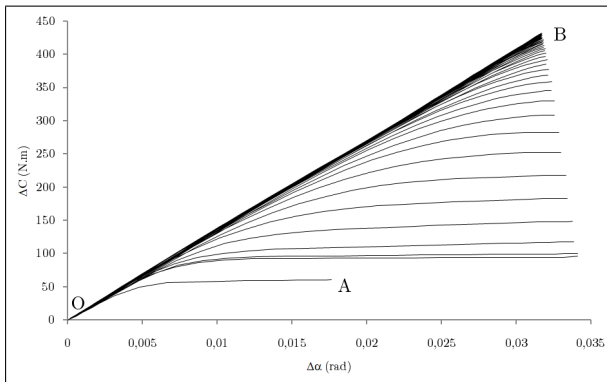


FIGURE 13.24 – Diagramme  $\Delta C$  en fonction de  $\Delta\alpha$  pour l'essai 15.

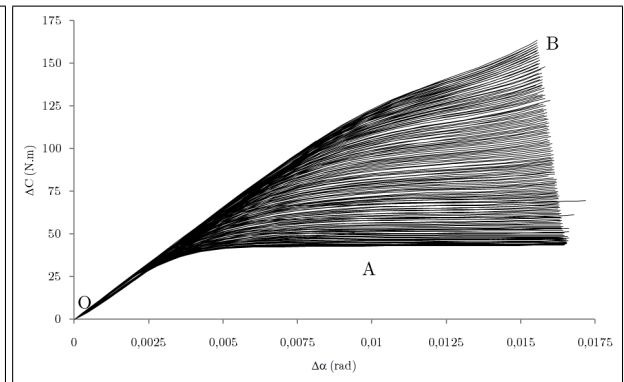


FIGURE 13.25 – Diagramme  $\Delta C$  en fonction de  $\Delta\alpha$  pour l'essai 19.

charge OA) à la réversibilité à la fin de ce processus (branche OB rectiligne). Ce phénomène est bien établi sur la figure 13.24 (essai 15) car la phase de soudure est terminée sur la branche OB. Pour l'essai 19, si on peut observer une évolution des courbes de charges vers un comportement linéaire, la branche OB ne correspond pas à la fin de la phase de soudure qui se poursuit au-delà de la période d'acquisition rapide des mesures considérée sur la figure 13.25. Grâce à une méthode de spline sous tension, nous dérivons numériquement les graphes  $\Delta C$ - $\Delta\alpha$  et nous calculons un module tangent  $M(\Delta\alpha)$  :

$$M(\Delta\alpha) = \frac{d(\Delta C)}{d(\Delta\alpha)} \quad (13.23)$$

Les évolutions du module tangent en fonction de  $\Delta\alpha$  sont données sur les figures 13.26 et 13.27, pour les essais 15 et 19 respectivement. Le module tangent  $M(\Delta\alpha)$  évolue d'une valeur initiale  $M_0$  au début d'une branche donnée à une valeur résiduelle  $\bar{M}$  définie par :

$$M_0 = \lim_{\Delta\alpha \rightarrow 0} M(\Delta\alpha) \quad \text{et} \quad \bar{M} = \lim_{\Delta\alpha \rightarrow +\infty} M(\Delta\alpha) \quad (13.24)$$

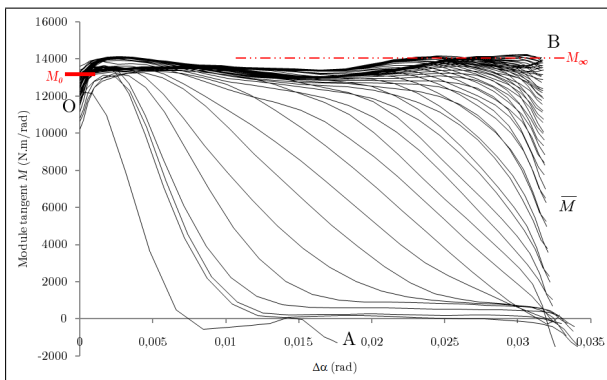


FIGURE 13.26 – Évolution du module tangent  $M(\Delta\alpha)$  le long des branches  $\Delta C$ - $\Delta\alpha$  pour l'essai 15.

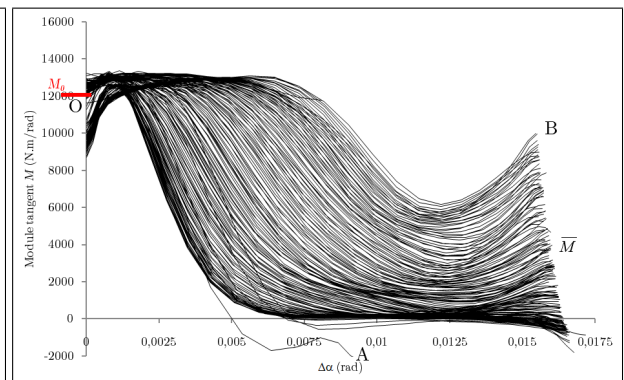


FIGURE 13.27 – Évolution du module tangent  $M(\Delta\alpha)$  le long des branches  $\Delta C$ - $\Delta\alpha$  pour l'essai 19.

Au début du processus de soudage, les branches du module tangent  $M(\Delta\alpha)$  évoluent de la valeur initiale  $M_0$  vers une valeur résiduelle  $\bar{M}$  quasi nulle, sur le plateau de plasticité et/ou de frottement. Puis au fur et à mesure de l'évolution, les branches du module tangent  $M(\Delta\alpha)$  tendent vers une droite horizontale qui définit un module de quasi-élasticité  $M_\infty$ . Ce phénomène traduit une augmentation de la rigidité globale de l'éprouvette en fonction du nombre de cycle, liée à la formation de la soudure (figure 13.26).

La figure 13.28 donne l'évolution des modules  $M_0$  et  $\bar{M}$  en fonction du nombre d'inversions  $N_i$  pour les deux essais. Dans le cas de l'essai 15, le module  $M_0$  évolue au cours de la phase de soudage et son évolution peut être caractérisée par la régression polynomiale :  $M_0 = 0,0405N_i^3 - 5,26N_i^2 + 191N_i + 10900$ . De plus, le module  $\bar{M}$  tend vers une valeur constante  $M_\infty = 13746$  N.m/rad calculée entre  $N_i = 46$  inversions (23<sup>e</sup> cycle) et  $N_i = 65$  inversions (33<sup>e</sup> cycle). Cette valeur peut être corrélée à la valeur du module  $dC/d\alpha$  déterminée p. 136 ( $dC/d\alpha = 236$  N.m/° = 13522 N.m/rad) ou à la valeur déterminée en torsion monotone sur des éprouvettes entières en annexe C p. 225 ( $dC/d\alpha = 231$  N.m/° = 13235 N.m/rad). Dans le cas de l'essai 19, le module  $M_0$  fluctue autour d'une valeur moyenne  $\langle M_0 \rangle = 10962$  N.m/rad. Cependant, la phase de soudage se poursuit au-delà de la période d'acquisition rapide des mesures et l'évolution du module  $\bar{M}$  est monotone croissante et ne permet pas de déterminer une valeur du module  $M_\infty$ .

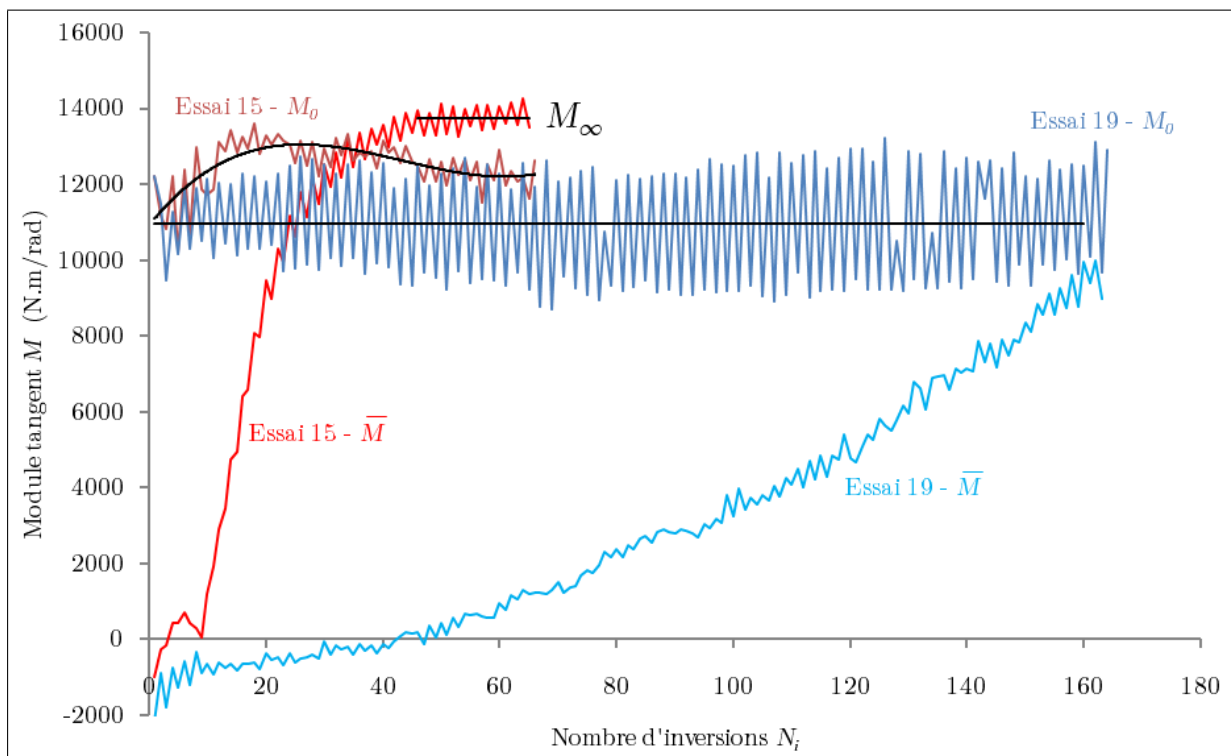


FIGURE 13.28 – Évolution des modules tangents initiaux  $M_0$  et résiduels  $\bar{M}$  en fonction du nombre d'inversions  $N_i$  pour les deux essais.

### Aspects énergétiques et thermodynamiques

Le bilan d'énergie décrit par le premier principe (relation 13.13 p. 176) fait apparaître trois quantités : la puissance des efforts extérieurs  $\mathcal{P}_{\text{ext}}$ , le taux de chaleur  $(-\dot{Q}_{ii})$  et le taux d'énergie interne  $\dot{E}$ . Les deux premières quantités ont un sens physique évident mais la troisième ( $\dot{E}$ ) ne peut avoir un sens physique précis, sauf si la structure interne du matériau est définie. En adoptant le modèle symbolique d'hystérésis pure, on définit la structure par la donnée de la fonction générique  $g(e)$ , dont la définition est étroitement liée à la fonction constitutive  $\sigma(\varepsilon)$  ou, dans le cas de nos résultats de mesure,  $C(\alpha)$ . Du point de vue physique, cette hypothèse de modélisation limite les phénomènes pertinents au frottement sec au niveau de l'interface et au comportement élastoplastique du matériau. Ceci exclut tout autre phénomène, par exemple du type visqueux ou du type diffusion. Pour obtenir les différents taux énergétiques et thermodynamiques correspondant à nos deux essais, nous avons calculé préalablement les quantités de base suivantes :

$$C.d\alpha = f_n(C, \alpha) \quad \Delta C.d(\Delta\alpha) = f_n(\Delta C, \Delta\alpha) \quad \text{et} \quad \Delta\alpha.d(\Delta C) = f_n(\Delta\alpha, \Delta C)$$

où  $f_n(x, y) = \frac{1}{2}(x_n + x_{n-1})(y_n - y_{n-1})$  et les indices  $n-1$  et  $n$  représentent deux mesures successives réalisées aux temps  $t_{n-1}$  et  $t_n$ . En posant  $\Delta t = t_n - t_{n-1}$  l'intervalle d'échantillonnage, on a alors  $x\dot{y}(t_n) = f_n(x, y)/\Delta t$  et  $\int_0^{t_n} x\dot{y}(t)dt = \sum_1^n f_n(x, y)$ . Ainsi, selon la relation 13.14, la puissance  $\mathcal{P}_{\text{ext}}$  et le travail  $W_{\text{ext}}$  des efforts extérieurs sont définis par :

$$\mathcal{P}_{\text{ext}} = -\mathcal{P}_{\text{int}} = C.\dot{\alpha} \quad \text{et} \quad W_{\text{ext}} = \int_0^t C.\dot{\alpha}dt$$

La relation 13.18 permet de définir la dissipation intrinsèque sous la forme :  $\Phi = \dot{\alpha}\Delta C$ . Finalement, à partir des relations 13.22 et avec  $\omega$  le paramètre de Masing tel que  $\omega = 1$  en première charge et  $\omega = 2$  pour une branche cyclique (relation 13.11), on détermine le taux de chaleur  $-\dot{Q}_{ii}$ , la chaleur  $-Q_{ii}$ , le taux d'énergie interne  $\dot{E}$ , le taux de dissipation de type entropique lié au désordre  $\dot{I}$  et la puissance réversible  $\Pi$  par les relations suivantes :

$$\begin{aligned} (-\dot{Q}_{ii}) &= \frac{1}{\omega} (\dot{\alpha}\Delta C - \dot{C}\Delta\alpha) \Rightarrow (-Q_{ii}) = \int_0^t (-\dot{Q}_{ii})dt \\ \dot{E} &= \mathcal{P}_{\text{ext}} - \frac{\Phi}{\omega} + \frac{\dot{C}\Delta\alpha}{\omega} \Rightarrow E = \int_0^t \dot{E} dt \quad (13.25) \\ \dot{I} &= \Phi - (-\dot{Q}_{ii}) \quad \text{et} \quad \Pi = \mathcal{P}_{\text{ext}} - \Phi \end{aligned}$$

Les évolutions de la puissance des efforts extérieurs, du taux d'énergie interne et du taux de chaleur en fonction du temps sont données dans les figures 13.29 et 13.30, pour les essais 15 et 19, respectivement. Pour l'essai 15, le taux de chaleur  $(-\dot{Q}_{ii})$  en rouge augmente, en fonction du nombre de cycle, au début du processus de soudage et présente un maximum de 14 W à 1,9 s (figure 13.29). L'évolution du taux de chaleur, en fonction du nombre de cycle, tend ensuite progressivement vers zéro à la fin de la phase de soudage. À partir de 10 s environ, nous avons une égalité quasi-parfaite entre la puissance des efforts extérieurs et du taux d'énergie interne : les efforts extérieurs sont donc quasi-exclusivement convertis en énergie élastique.



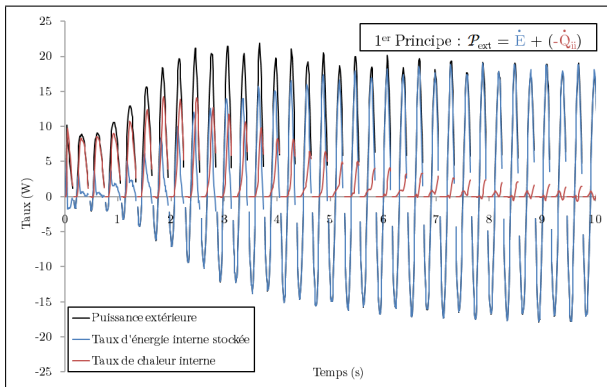


FIGURE 13.29 – Évolutions de la puissance des efforts extérieurs  $\mathcal{P}_{\text{ext}}$ , du taux d'énergie interne  $\dot{E}$  et du taux de chaleur  $(-\dot{Q}_{ii})$  pour l'essai 15.

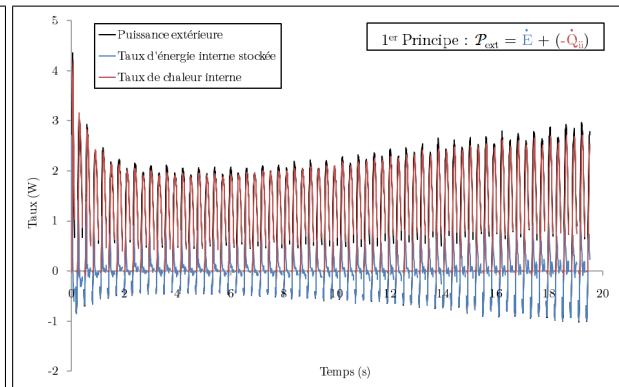


FIGURE 13.30 – Évolutions de la puissance des efforts extérieurs  $\mathcal{P}_{\text{ext}}$ , du taux d'énergie interne  $\dot{E}$  et du taux de chaleur  $(-\dot{Q}_{ii})$  pour l'essai 19.

Pour l'essai 19 sur la figure 13.30, on observe un fort taux de chaleur dans la première seconde de l'essai, qui diminue ensuite de façon monotone, en fonction du nombre de cycle, jusqu'à 4 s environ. Ceci est probablement dû à un intense phénomène de frottement au niveau de l'interface, durant les premières secondes de l'essai (figure 13.30). À l'issue de cette première phase, le taux de chaleur augmente ensuite, en fonction du nombre de cycle, de façon monotone, sans présenter d'extremum. Ceci indique, contrairement à l'essai 15, que la phase de soudure se poursuit.

Les évolutions du travail des efforts extérieurs, de l'énergie interne et de la chaleur en fonction du temps sont données dans les figures 13.31 et 13.32 pour chacun des deux essais. Pour l'essai 15 sur la figure 13.31, on constate une très forte dissipation de chaleur au début de l'essai, au cours des deux premières secondes. Durant cette phase la majeure partie du travail des efforts extérieurs est converti en chaleur et l'énergie interne évolue très peu. La dissipation de chaleur se stabilise ensuite avec un temps caractéristique de

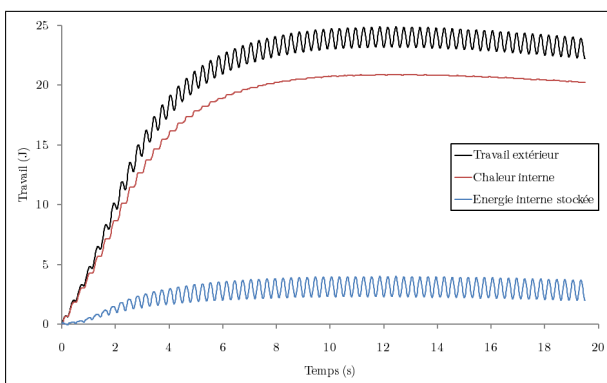


FIGURE 13.31 – Évolutions du travail des efforts extérieurs  $W_{\text{ext}}$ , de l'énergie interne  $E$  et de la chaleur  $(-Q_{ii})$  pour l'essai 15.

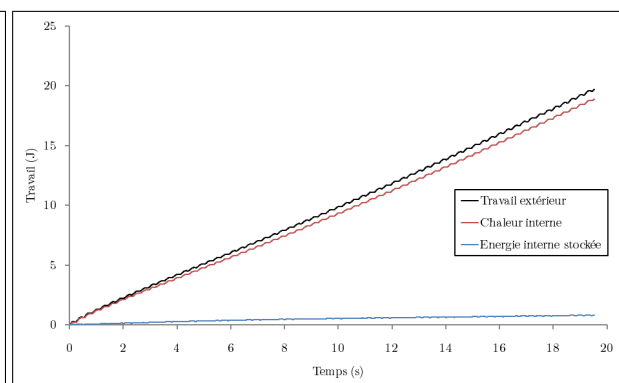


FIGURE 13.32 – Évolutions du travail des efforts extérieurs  $W_{\text{ext}}$ , de l'énergie interne  $E$  et de la chaleur  $(-Q_{ii})$  pour l'essai 19.

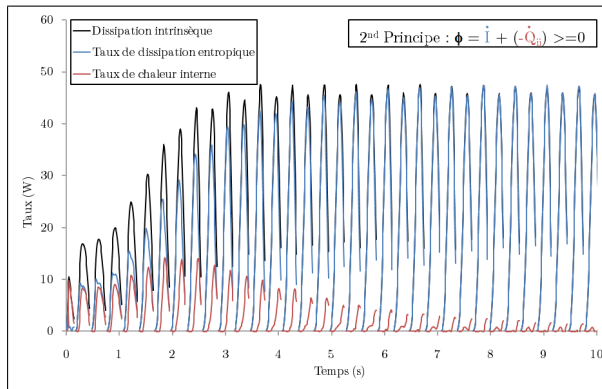


FIGURE 13.33 – Évolutions des taux  $\Phi$ ,  $\dot{I}$  et  $(-\dot{Q}_{ii})$  pour l'essai 15.

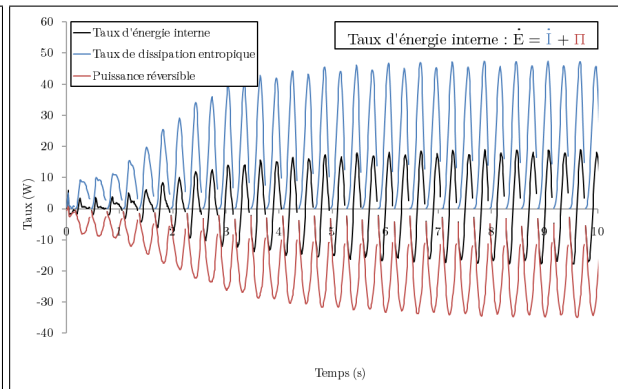


FIGURE 13.34 – Évolutions des taux  $\dot{E}$ ,  $\dot{I}$  et  $\Pi$  pour l'essai 15.

l'ordre de 10 s, à un seuil de 21 joules. La variation cyclique du travail des efforts extérieurs, correspond alors à la variation de l'énergie interne du système. Pour l'essai 19 sur la figure 13.32, on n'observe pas de palier sur les évolutions du travail des efforts extérieurs et de la chaleur, même si le niveau de la dissipation de chaleur atteint à la fin de l'essai est du même ordre que celui de l'essai 15.

Les figures 13.33 et 13.34 donnent respectivement les évolutions des taux  $\Phi$ ,  $\dot{I}$  et  $(-\dot{Q}_{ii})$  et des taux  $\dot{E}$ ,  $\dot{I}$  et  $\Pi$  en fonction du temps durant les dix premières secondes de l'essai 15. La figure 13.33 montre que la dissipation de chaleur est accompagnée d'un taux de dissipation de type entropique  $\dot{I}$  lié au désordre provoqué dans la structure. La figure 13.34 montre que le taux  $\dot{I}$  est en partie compensé par la puissance réversible  $\Pi$ . Même si le taux d'énergie interne stockée  $\dot{E}$  tend vers zéro au début de l'essai, le taux  $\dot{I}$  présente des valeurs non négligeables dès la première seconde de l'essai. Ceci témoigne d'une activité de type élastoplastique dès les premiers instants de la phase de soudage. Enfin, les figures 13.35 et 13.36 donnent respectivement les évolutions des taux  $\Phi$ ,  $\dot{I}$  et  $(-\dot{Q}_{ii})$  et des taux  $\dot{E}$ ,  $\dot{I}$  et  $\Pi$  en fonction du temps durant les quinze premières secondes de l'essai 19. Ces deux figures montrent qualitativement le même phénomène, même si la dissipation calorifique se poursuit et ne semble pas indiquer la fin de la phase de soudage.

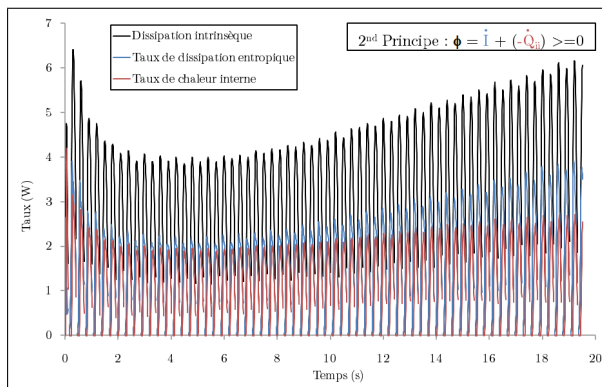


FIGURE 13.35 – Évolutions des taux  $\Phi$ ,  $\dot{I}$  et  $(-\dot{Q}_{ii})$  pour l'essai 19.

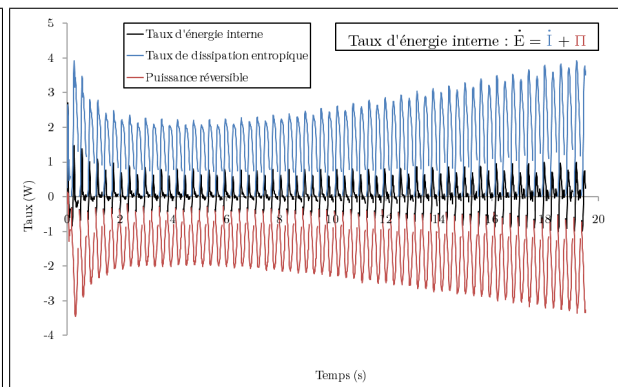


FIGURE 13.36 – Évolutions des taux  $\dot{E}$ ,  $\dot{I}$  et  $\Pi$  pour l'essai 19.

### 13.3.4 Indicateurs thermomécaniques pour un soudage de qualité et énergies du soudage

Il ressort de l'analyse thermomécanique précédente que l'amplitude de sollicitation en torsion doit rester faible afin d'aboutir à un comportement élastique réversible à la fin de la phase de soudage (Figures 13.22, 13.24, 13.26 et 13.28). Néanmoins, une valeur trop faible de l'amplitude de torsion (essai 19 à  $\pm 0,5^\circ$ ) conduit à une forte augmentation de la durée de soudage et à une baisse de la qualité de la soudure obtenue : en ce sens, la sollicitation en torsion de  $\pm 1^\circ$  constitue un bon compromis. Par ailleurs, le processus de soudage doit correspondre à un phénomène assez rapide, qui ne nécessite que quelques dizaines de cycles (figure 13.28). Pour cela, il est essentiel d'assurer un niveau de puissance des efforts extérieurs relativement élevé (figures 13.29 et 13.31). La qualité du soudage semble être fortement liée au pic du taux de chaleur, en fonction du nombre de cycle, au début du processus.

Néanmoins, nous allons voir que l'apport énergétique pour ce procédé de soudage est nettement en deçà des procédés de soudage conventionnels. Dans ce but, nous introduisons le concept d'*énergie de soudage* (ou *Heat input* en anglais) que nous définissons comme la quantité d'énergie transférée par unité de longueur du cordon de soudure, exprimée en joules par millimètre. Cette notion est en particulier utilisée dans le cas du soudage à l'arc électrique où l'énergie de soudage  $E$  est donnée par [37, 97] :

$$E = \frac{Pt}{L} \quad (13.26)$$

où  $E$  est l'énergie de soudage (en J/mm),  $P$  la puissance de l'arc électrique (en W),  $t$  la durée de soudage et  $L$  la longueur du cordon de soudure réalisé au temps  $t$ . L'expression précédente peut également être modulée par l'introduction de facteurs correctifs liés à la géométrie du joint soudé et à la quantité de chaleur effectivement transmis à la pièce à souder par la source de chaleur. Nous allons donc adapter cette définition à notre procédé de soudage par compression-torsion et à d'autres procédés de soudage conventionnels. Il faut toutefois garder à l'esprit que l'analyse ci-après a pour but d'établir des éléments de comparaison de ces procédés, mais à l'instar des facteurs correctifs évoqués ci-dessus, les caractéristiques d'un procédé peuvent varier suivant la nature des matériaux considérés, la forme et le type de joint réalisé (en bout, par cordon ou par recouvrement), la qualité de la soudure obtenue, etc. Plus généralement, nous allons introduire quatre énergies qui dépendent des caractéristiques géométriques du joint soudé :

- énergie d'apport (en J) :  $E_{app} = Pt$  où  $P$  est la puissance et  $t$  la durée de soudage.
- énergie de soudage (en J/mm) :  $E_{soudage} = Pt/L$  où  $L$  est la longueur du cordon de soudure réalisé au temps  $t$ , de sorte que la vitesse de soudage soit  $v = L/t$ .
- énergie de soudure (en J/mm<sup>2</sup>) :  $E_{soudure} = E_{app}/S$  où  $S$  est la surface du cordon de soudure, ce qui permet d'adimensionner l'énergie de soudage (on voit bien qu'il faut apporter plus d'énergie pour souder une plaque épaisse qu'une plaque fine).
- énergie volumique (en J/mm<sup>3</sup>) :  $E_{vol} = E_{app}/V$  où  $V$  est le volume affecté par le soudage, *i.e* le volume dans lequel se concentre l'énergie d'apport (par exemple, largeur de la zone fondue ou épaisseur affectée par le procédé).

Concernant notre procédé de soudage par compression-torsion (CT), on détermine l'énergie d'apport à partir du travail des efforts extérieurs pour l'essai réalisé à  $\pm 1^\circ$ , soit  $E_{app} = 24$  J (figure 13.31). On considère la longueur du cordon de soudure comme le périmètre à mi-épaisseur, soit  $L = 2\pi R_m$  et  $E_{soudage} = 0,51$  J/mm. Il est également important de noter que cette énergie et les suivantes ont été rapportées au pourcentage de zones soudées ( $x_{soudé} \approx 55\%$ , équation 11.2 p. 146). La surface du cordon de soudure correspond à la section de la zone utile, soit  $S = 254$  mm<sup>2</sup> et  $E_{soudure} = 0,17$  J/mm<sup>2</sup>. Enfin, la dimension de la zone affectée correspond à l'épaisseur de la zone cisailée déterminée par l'analyse EBSD, soit  $d = 1,5 \cdot 10^{-3}$  mm et  $E_{vol} = 114$  J/mm<sup>3</sup>.

Pour le soudage par friction (FW, paragraphe 2.4.1 p. 36), nous nous sommes basés sur les caractéristiques du procédé proposées dans l'ASM Handbook vol. 6 [37]. Pour l'alliage d'aluminium 6061, le soudage de deux barres de diamètre  $2R = 25$  mm est réalisé en imposant une vitesse de rotation de 5700 tr/min (soit 7,5 m/s en périphérie) et une force axiale de 31 kN, soit une force du même ordre de grandeur que la force appliquée en compression-torsion, mais pour une section de près du double (490 mm<sup>2</sup> contre 254 mm<sup>2</sup>). L'énergie apportée au système est alors  $E_{app} = 23000$  J, soit une énergie de soudure de  $E_{soudure} = 46,9$  J/mm<sup>2</sup>. Le soudage étant réalisé bout-à-bout et non pas par cordon, on ne peut définir de longueur de cordon de soudure  $L$ , mais, dans le but de déterminer un ordre de grandeur de l'énergie de soudage, on considère là aussi le périmètre à mi-rayon, soit  $L = \pi R$  et  $E_{soudage} = 586$  J/mm. Enfin, dans de tels conditions, le procédé conduit à un raccourcissement de l'assemblage de 3,8 mm : on choisit cette dimension comme caractéristique de la zone affectée et on a alors  $E_{vol} = 12,3$  J/mm<sup>3</sup>.

Pour le soudage par friction-malaxage (FSW, paragraphe 2.4.2 p. 37), nous nous sommes basés sur les caractéristiques du procédé proposées par Jacquin [43] pour l'alliage d'aluminium 2024-T351. Pour une vitesse d'avance  $V_a = 400$  mm/min et une vitesse de rotation  $\Omega = 400$  tr/min, le couple atteint alors  $C = 50$  N.m, soit une puissance de soudage  $P = C\Omega = 2094$  W et une énergie de soudage  $E_{soudage} = P/V_a = 314$  J/mm. Pour une durée de 1 minute, l'énergie d'apport vaut donc  $E_{app} = 125664$  J. L'épaisseur des plaques soudées étant de 3,2 mm, l'énergie de soudage vaut  $E_{soudure} = 98,2$  J/mm<sup>2</sup>. Enfin, la largeur de la zone affectée est de 6 mm, soit une énergie volumique  $E_{vol} = 16,4$  J/mm<sup>3</sup>.

Pour le soudage par ultrasons (USW, paragraphe 2.4.3 p. 38), nous nous sommes basés sur les caractéristiques du procédé proposées par Matsuoka et Imai [98]. Pour de l'aluminium 1050, ceux-ci parlent d'une densité d'énergie de 10 J/mm<sup>2</sup> pour une aire sous pression de  $4 \times 4$  mm<sup>2</sup>, soit une énergie d'apport de 160 J. De même que précédemment, on ne peut définir de longueur de cordon de soudure appropriée et on considère alors la valeur arbitraire  $L = 4$  mm, soit  $E_{soudage} = 40$  J/mm. Enfin, l'épaisseur considérée est de 1 mm, soit  $E_{vol} = 10$  J/mm<sup>3</sup>.

Pour le soudage faisceau laser (LBW), nous nous sommes basés sur les caractéristiques du procédé proposées par Benyounis *et al.*[99]. Les paramètres de soudage sont une vitesse de soudage  $V_s = 50$  cm/min et un laser de puissance  $P = 1,3125$  kW, soit une énergie de soudage  $E_{soudage} = P/V_s = 158$  J/mm. Pour une durée de 1 minute, l'énergie d'apport

vaut donc  $E_{app} = 78750$  J. L'épaisseur du cordon de soudure étant de 5 mm, l'énergie de soudure vaut alors  $E_{soudure} = 31,5$  J/mm<sup>2</sup>. Enfin, la largeur de la zone affectée est de 2,41 mm, soit une énergie volumique  $E_{vol} = 13,0$  J/mm<sup>3</sup>. Enfin, pour le soudage TIG et par électrode enrobée (EE), nous nous sommes basés sur les caractéristiques proposées par Dumontier et Milan [97].

Les histogrammes présentés sur les figures 13.37 à 13.40 résument ces résultats. On peut ainsi voir que sur la figure 13.40, l'importante énergie volumique  $E_{vol}$  atteinte par le soudage par compression-torsion provient de la très faible épaisseur de la zone affectée. Par contre, pour les autres énergies, le procédé de soudage par compression-torsion nécessite beaucoup moins d'énergie que les autres procédés, que ce soit les procédés de soudage conventionnels (Laser, TIG, électrode enrobée) ou les procédés de soudage en phase solide. En particulier, pour les procédés de soudage par friction et par friction malaxage, l'énergie d'apport est respectivement environ 1000 fois et 5000 fois supérieur et l'énergie de soudure respectivement environ 275 fois et 500 fois supérieur. Quant au soudage par ultrasons, s'il s'agit du procédé qui nécessite le moins d'énergie après le soudage par compression-torsion, les énergies d'apport, de soudage et de soudure sont tout de même respectivement 6,66, 78 et 58 fois plus importantes, de sorte que le soudage par compression-torsion est le procédé permettant de réaliser un assemblage au moyen de la plus faible énergie d'apport.

Finalement, il apparaît que le soudage par compression-torsion – au niveau de développement où il se situe – est celui qui concentre au maximum l'énergie apportée par la machine de soudage, ce qui explique la très faible énergie de soudure et la très forte énergie volumique. De part l'énergie d'apport, une rapide approche thermique présentée Annexe D p. 229 montre que l'échauffement est négligeable pendant le soudage (moins de 1,4°C en 5 secondes). La jonction métallique ainsi établie, sur une surface limitée à 55%

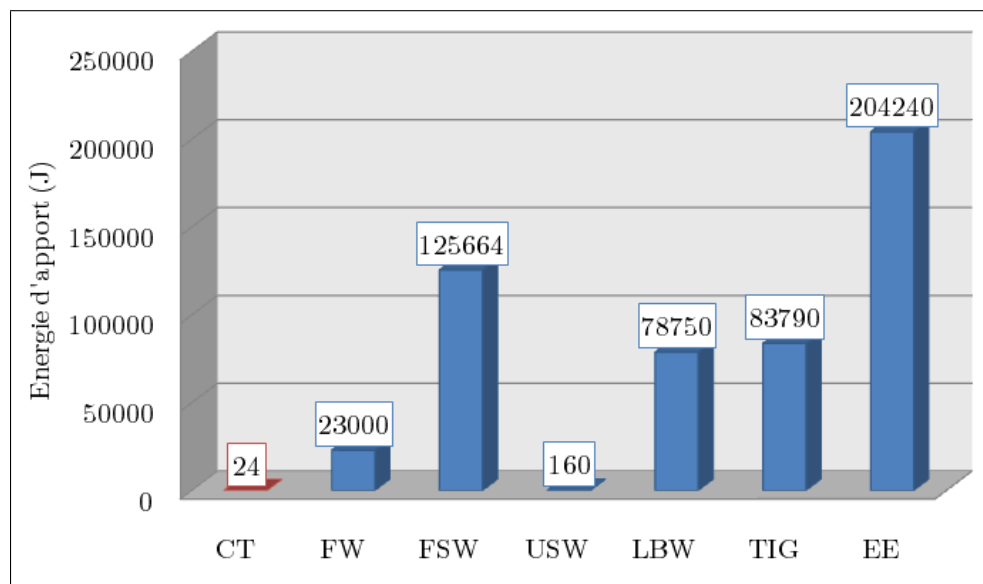


FIGURE 13.37 – Histogramme de comparaison de l'énergie d'apport  $E_{app}$  pour divers procédés de soudage.

en l'état actuel des choses, n'est réalisée que par des effets mécaniques localisés dans une couche de quelques microns d'épais et en absence de tout apport calorifique. On montre ainsi la part mécanique dans l'établissement de la jonction et on met ainsi en évidence la nécessité d'un apport thermique pour faciliter l'achèvement complet de la disparition de l'interface.

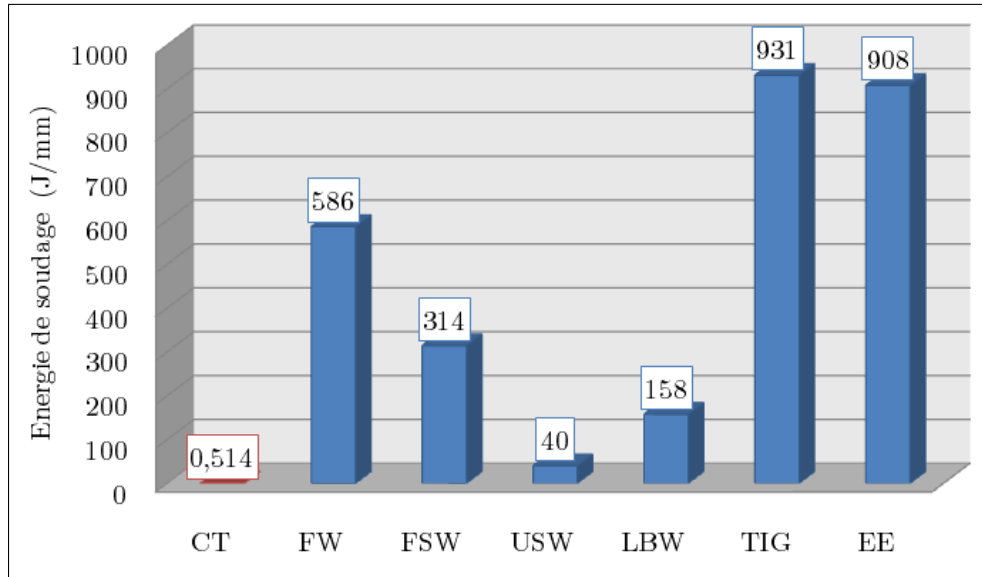


FIGURE 13.38 – Histogramme de comparaison de l'énergie de soudage  $E_{soudage}$  pour divers procédés de soudage.

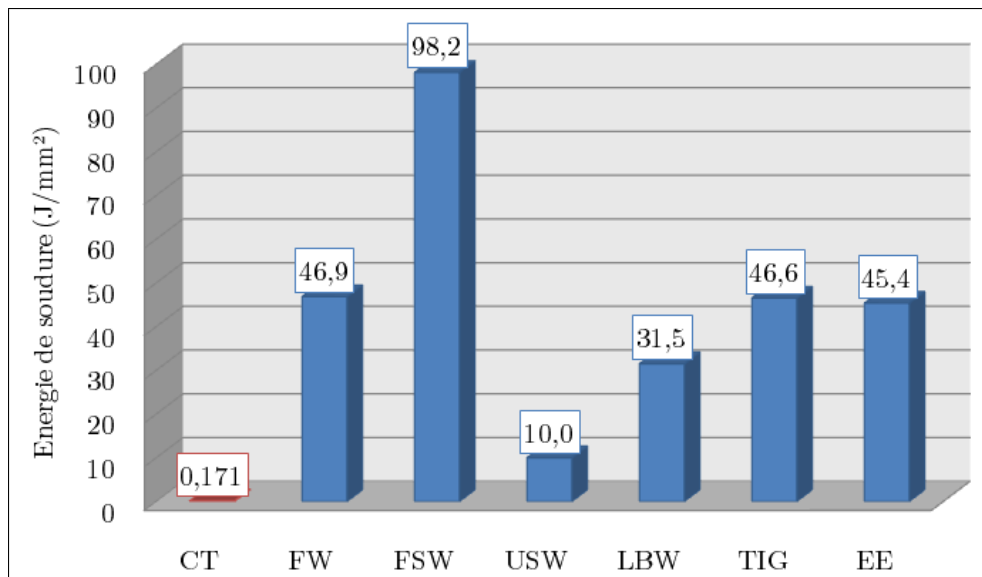


FIGURE 13.39 – Histogramme de comparaison de l'énergie de soudure  $E_{soudure}$  pour divers procédés de soudage.

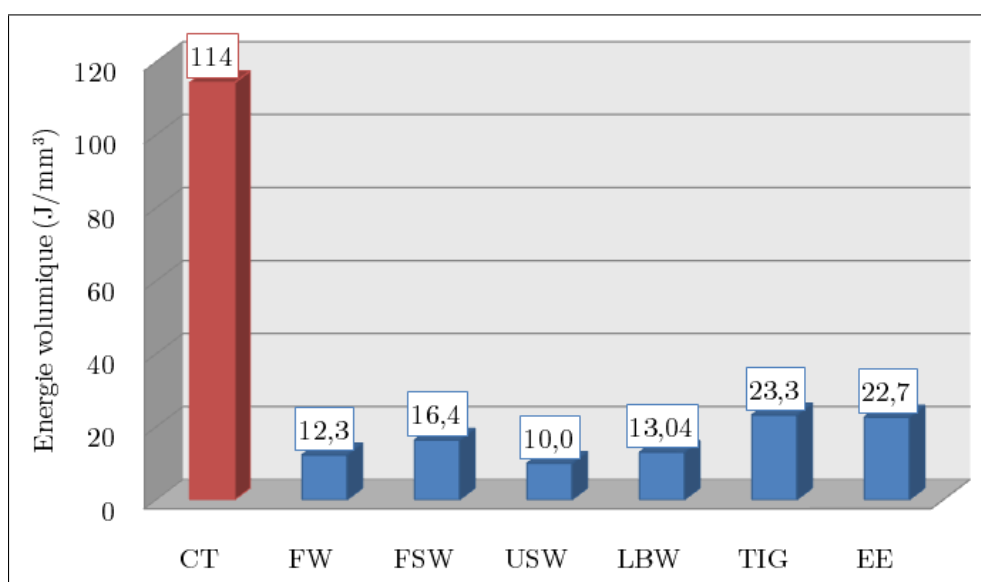


FIGURE 13.40 – Histogramme de comparaison de l'énergie volumique  $E_{vol}$  pour divers procédés de soudage.

# CONCLUSIONS SUR LES ESSAIS DE SOUDABILITÉ EN COMPRESSION ET TORSION ALTERNÉE

AU COURS DE CETTE PARTIE, nous avons étudié la soudabilité de l'aluminium au moyen d'un procédé de compression et de torsion alternée d'éprouvettes tubulaires. Parmi l'ensemble des paramètres liés à cet essai décrivant un large espace de soudabilité à explorer. Nous avons opté pour certaines conditions d'essai qui nous ont permis d'obtenir un premier assemblage soudé : celui-ci a été réalisé grâce à un état de surface parfaitement contrôlé (poli miroir 1  $\mu\text{m}$  et protocole de nettoyage et de dégraissage complet), un effort de compression appliqué par une force constante de 30 kN, un effort de torsion appliqué en angle de façon sinusoïdale (période 0,6 s et amplitude  $\pm 1^\circ$ , la vitesse de torsion induite étant donc variable) et enfin une durée d'essai de 7 heures représentant 42000 cycles de torsion. Partant de cet essai dit de référence, nous avons ensuite étudié l'influence de deux paramètres quant à la soudabilité : le nombre de cycles (ou la durée d'essai) et l'amplitude de l'angle de torsion.

La caractérisation mécanique et les observations microscopiques des éprouvettes soudées ont alors pu mettre en évidence l'absence d'une influence du maintien des cycles de torsion au delà de 12 secondes (ou 20 cycles), durée au bout de laquelle le soudage est établi et n'évolue plus. Quant à l'angle de torsion, la diminution de l'amplitude de  $\pm 1^\circ$  à  $\pm 0,5^\circ$  conduit également à un assemblage soudé, mais de plus faible qualité puisqu'il a été estimé que seulement environ 10% de l'interface a été soudée contre environ 55% pour une sollicitation de  $\pm 1^\circ$ . De plus, le nombre de cycles nécessaires pour atteindre un régime stabilisé est augmenté d'un facteur 10 (environ 10 s pour  $\pm 1^\circ$  contre environ 100 s pour  $\pm 0,5^\circ$ ) : en ce sens, la sollicitation de  $\pm 1^\circ$  constitue vraisemblablement un très bon compromis.



Des analyses microscopiques par MEB-FEG et EBSD ont également été réalisées pour caractériser les soudures obtenues. En particulier, nous avons pu déterminer que l'éprouvette soudée n'a pas subi de transformations microstructurales majeures hormis sur une zone affectée épaisse de 1,5  $\mu\text{m}$  de part et d'autre de l'interface initiale, ce qui conduit à une déformation locale d'environ 10000%.

Enfin, les modélisations proposées ont permis d'établir plusieurs conclusions :

- l'analyse par éléments finis a notamment mis en évidence que le flambement en compression se produit pour une force supérieure à environ 50 kN, ce qui est conforme aux observations expérimentales. En ce qui concerne la sollicitation en torsion, on a pu voir que le coefficient de frottement de Coulomb déterminé en compression plane (soit  $\mu = 0,5$ ) conduit à un glissement partiel entre les deux demi-éprouvettes, ce qui permet de produire un cisaillement de l'interface au cours des premiers cycles de torsion.
- la convection de l'air à l'interface de soudage n'est physiquement pas possible à l'échelle de temps caractéristique de la ré-oxydation, et ce d'autant plus que l'effort de compression appliqué permet encore de réduire l'espace libre. Dès lors, hormis à l'extrême périphérie, la surface fraîche obtenue conduit donc quasi systématiquement à la création de jonctions métalliques.
- le modèle thermodynamique a notamment mis en évidence que la quantité de chaleur apportée au soudage est négligeable est que donc seule la composante mécanique crée les jonctions métalliques.

# Conclusions et perspectives



## CONCLUSIONS ET PERSPECTIVES

DANS CE TRAVAIL, nous nous sommes intéressés aux aspects mécaniques du processus de jonction dans le cadre de la soudabilité à froid des alliages d'aluminium. En particulier, l'étude bibliographique a permis de procéder à un comparatif des procédés de soudage les plus courants (procédés traditionnels et en phase solide). On a ainsi pu voir que la température joue un rôle essentiel dans la majorité des procédés (procédés à chaud ou reposant sur la fusion des matériaux et/ou du métal d'apport, formation d'une ZAT, etc.). Pour ceux dont l'aspect thermique est négligeable, les soudures sont réalisées par recouvrement et grâce à un important apport énergétique (soudage par explosion, par impulsion magnétique, etc.). Afin de créer ces soudures, il est donc nécessaire de faire apparaître de la surface fraîche à l'interface de soudage. Dans ce but, deux essais de soudage ont été mis en place : l'essai de compression plane sur échantillons parallélépipédiques et l'essai de compression-torsion alternée sur éprouvettes tubulaires. Sur la base de ces deux dispositifs classiques, nous avons appliqué les champs mécaniques parfaitement maîtrisés à des échantillons ou des éprouvettes sectionnés suivant le plan normal à l'axe de sollicitation.

Ainsi, le premier essai a consisté à imposer une importante déformation sur des échantillons parallélépipédiques dans un couloir de compression. En effet, si, en première approximation, on suppose que l'échantillon reste parallélépipédique (effets de frottement négligés), l'interface entre les deux demi-échantillons s'accroît au cours de la compression : à largeur constante, la longueur de l'échantillon croît inversement proportionnellement à la variation de hauteur (transformation isovolume). Sous l'action de cet agrandissement surfacique, la couche d'oxyde se trouve être en traction et se déforme jusqu'à se morceler puisque le volume – et donc l'épaisseur – de la couche d'oxyde est fini et faible : elle ne peut donc endurer toute la déformation imposée. La réactivité de l'aluminium non oxydé permet alors de créer des jonctions métalliques. Les résultats de ces essais ont conduit à deux principales conclusions. Premièrement, l'état de surface des surfaces à l'interface de soudage jouent un rôle primordial, que ce soit en termes de propreté des surfaces (élimi-

nation de tout élément oxydant ou lubrifiant) ou de rugosités (répétabilité des essais et rapprochement des parois locales), même si, en cours d'essai, les effets de la plasticité cristalline atténuent le contrôle initial de la rugosité. Ensuite, la faible tenue mécanique des assemblages soudés (nombreux état de soudage non pérennes) a été confirmée par l'analyse microscopique puisque les jonctions métalliques sont très localisées. Un modèle d'analyse par éléments finis couplé à un modèle macroscopique de caractérisation de l'évolution des surfaces a alors permis de mettre en évidence que, plus que la déformation globale imposée, les zones soudées apparaissent dans les zones à fort cisaillement.

Le deuxième essai mis en place dans le cadre de ce travail a eu pour but de soumettre l'interface de soudage à un effort de cisaillement. Ceci a été réalisé en imposant à une éprouvette tubulaire sectionnée un effort de compression axial suivi d'un effort de torsion alterné. Si, en compression plane, les paramètres d'essai étaient relativement succincts (essentiellement déformation et état de surface, auxquels on peut ajouter la température et la vitesse de déformation), il y a un nombre de paramètres plus important pour l'essai de compression-torsion alternée, principalement dû au fait de la double composante mécanique et du caractère cyclique de l'essai. Dans cet espace de grande dimension, les premiers essais réalisés nous ont conduit à procéder à des choix qui nous permis d'obtenir un assemblage soudé. Sur la base de cet essai de référence, on a par la suite déterminé le rôle des deux principales variables de l'essai que sont le nombre de cycles (ou la durée d'essai) et l'amplitude de l'angle de torsion. Pour analyser la qualité des assemblages soudés, les mesures réalisées en cours d'essai ont été suivies de caractérisations mécaniques en traction et/ou torsion et d'observations microscopiques (microscope optique, MEB-FEG et EBSD). On a ainsi pu déterminer que le processus de soudage comporte deux phases. Dans un premier temps, un glissement relatif à l'interface des deux demi-éprouvettes se traduit par un régime transitoire qui peut être assimilé à un comportement plastique dissipatif : l'énergie mécanique apportée au système permet de morceler la couche d'oxyde par cisaillement cyclique et de créer des jonctions métalliques. Ce régime transitoire évolue dès les premiers cycles et se stabilise pour tendre vers le comportement assimilable à celui d'une éprouvette entière non sectionnée : étant donnée la faible sollicitation en torsion ( $\pm 1^\circ$ ), on aboutit alors un comportement élastique réversible. Dès lors, l'énergie apportée au système ne joue plus de rôle quant à l'établissement des soudures et est restituée, de sorte que le maintien des cycles de torsion ne conduit pas à une amélioration (en qualité ou en quantité) des jonctions métalliques. Ce résultat est par ailleurs confirmé par la tenue mécanique et les observations microscopiques des éprouvettes soudées puisque nous n'avons remarqué aucune différence notable entre un soudage réalisé en 20, 1700 ou 42000 cycles (correspondant respectivement à 12 s, 17 min et 7 h). Enfin, les analyses microscopiques ont permis d'observer deux résultats. Les zones soudées à l'interface représentent environ 55% de la surface pour une sollicitation de  $\pm 1^\circ$  contre seulement environ 10% pour  $\pm 0,5^\circ$ . Quant à l'analyse locale de grains par EBSD, celle-ci a pu mettre en évidence une zone affectée de 1,5  $\mu\text{m}$  d'épaisseur autour de l'interface initiale présentant un faible taux d'indexation : ceci est la conséquence de l'absence de restauration locale et donc d'échauffement local. Ce dernier résultat est d'ailleurs confirmé par un modèle thermodynamique qui a permis de mettre en évidence que les énergies mises en jeu lors de la phase de soudage sont trop faibles pour permettre un échauffement significatif.

Dans le but d'améliorer la tenue mécanique des soudures en compression-torsion, deux pistes pourraient être explorées à la suite de ces travaux. Dans un premier temps, continuer à étudier le domaine de soudabilité pourrait permettre de statuer plus précisément sur l'influence des différents paramètres de l'essai. Ainsi, tandis que la diminution de l'angle de torsion de  $\pm 1^\circ$  à  $\pm 0,5^\circ$  a fait chuter la quantité des jonctions métalliques de 55% à 10%, il pourrait être intéressant de tester une sollicitation de  $\pm 2^\circ$ . Il faut toutefois garder à l'esprit que cette augmentation peut avoir deux conséquences : il pourrait apparaître une dégradation de l'interface – tel qu'observé pour  $\pm 5^\circ$  – et surtout, il serait nécessaire de diminuer l'effort de compression si l'on souhaite préserver un comportement global quasi-élastique à la fin du processus de soudure. Une autre piste potentielle consisterait à faire évoluer l'effort de compression pendant la phase de soudage : l'augmentation de la pression hydrostatique imposée globalement pourrait permettre d'augmenter le rapprochement des parois locales et pourrait favoriser la création des jonctions métalliques. Il faudrait toutefois veiller à avoir un effort initial suffisant pour avoir un comportement propice au niveau de l'interface (en particulier en termes d'entraînement de la demi-éprouvette esclave et donc de morcellement de la couche d'oxyde), mais également en effort final modéré pour ne pas conduire à une plastification voire un flambage de l'éprouvette. Dans un deuxième temps, une seconde piste à explorer porte sur le traitement post-soudage des assemblages soudés. Ainsi, un traitement thermique (recuit) pourrait permettre d'augmenter la qualité des soudures par des phénomènes de recristallisation ou de restauration. Toutefois, les contraintes thermiques créées pourraient conduire à la propagation de fissures depuis les cavités non soudées vers les zones soudées et ainsi conduire à une rupture globale de l'assemblage soudé.

Par ailleurs, une autre perspective d'amélioration porte sur une modélisation plus poussée des phénomènes conduisant à la création de jonctions métalliques puis d'un assemblage soudé, ce qui nécessiterait de prendre en compte un couplage fort entre les aspects mécaniques (efforts macroscopiques conduisant au morcellement de la couche d'oxyde, etc.), thermiques (échauffement local induit par le frottement et dans une moindre mesure la plasticité locale), cristallographiques (rugosités, plasticité cristalline, etc.) et chimiques (adhésion, réactivité de l'aluminium non oxydé, création des jonctions métalliques, etc.). Enfin, une méthode alternative de caractérisation des soudures consistant à mesurer le taux de diffusion d'un gaz mis sous pression dans le tube n'a pu être mis en œuvre dans le cadre de la thèse mais peut constituer une méthode intéressante pour caractériser la soudure en vue d'une éventuelle application pour le transport de fluides (gaz, pétroles, substances chimiques, etc.).

Toutefois, ces améliorations potentielles sont exprimées en vue du développement d'un procédé pour industrialisation, dont l'intérêt premier serait la limitation des déflexions liées au soudage du fait de l'absence complet d'auto-échauffement. La préparation fine des surfaces, notamment, est un verrou majeur d'une telle industrialisation à court terme. Néanmoins, les aspects académiques de ce travail sont riches en enseignement, du point de vue de la potentialité d'établissement de jonctions métalliques par des effets purement mécaniques, de l'influence des paramètres macroscopique sur les évolutions surfaciques locales du matériau ou encore de la répartition de l'énergie injectée au cours de soudage.

# RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [1] C. DAR COURT, J.-M. ROELANDT, M. RACHIK, D. DELOISON et J. BERTRAND, « Simulation du soudage laser de structures aéronautiques - développement d'une approche locale/globale », in *7ème colloque national en calcul des structures (Giens'05)*, 2005. – Cité page 11.
- [2] F. MONTHEILLET, « Métallurgie en mise en forme à froid », *Techniques de l'Ingénieur*, p. 10, 12 2008. – Cité pages 17, 18 et 19.
- [3] A. AZUSHIMA, R. KOPP, A. KORHONEN, D. YANG, F. MICARI, G. LAHOTI, P. GROCHE, J. YANAGIMOTO, N. TSUJI, A. ROSOCHOWSKI et A. YANAGIDA, « Severe plastic deformation processes for metals », *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, vol. 57, no. 2, p. 716 – 735, 2008. – Cité pages 20, 21, 22 et 25.
- [4] R. Z. VALIEV et T. G. LANGDON, « Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement », *Progress in Materials Science*, vol. 51, no. 7, p. 881 – 981, 2006. – Cité page 21.
- [5] Y. IWAHASHI, J. WANG, Z. HORITA, M. NEMOTO et T. G. LANGDON, « Principle of equal-channel angular pressing for the processing of ultra-fine grained materials », *Scripta Materialia*, vol. 35, no. 2, p. 143 – 146, 1996. – Cité page 21.
- [6] Z. HORITA, T. FUJINAMI, M. NEMOTO et T. G. LANGDON, « Equal-channel angular pressing of commercial aluminum alloys : Grain refinement, thermal stability and tensile properties », *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 31, p. 691–701, 03 2000. – Cité pages 21 et 24.
- [7] Z. HORITA, T. FUJINAMI, M. NEMOTO et T. G. LANGDON, « Improvement of mechanical properties for al alloys using equal-channel angular pressing », *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 117, no. 3, p. 288 – 292, 2001. – Cité page 21.

## RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES

---

- [8] Y. SAITO, H. UTSUNOMIYA, H. SUZUKI et T. SAKAI, « Improvement in the r-value of aluminum strip by a continuous shear deformation process », *Scripta Materialia*, vol. 42, no. 12, p. 1139 – 1144, 2000. – Cité page 22.
- [9] H. UTSUNOMIYA, K. HATSUDA, T. SAKAI et Y. SAITO, « Continuous grain refinement of aluminum strip by conshearing », *Materials Science and Engineering A*, vol. 372, no. 1-2, p. 199 – 206, 2004. – Cité page 22.
- [10] X. SAUVAGE, G. NURISLAMOVA, M. MURASHKIN et R. VALIEV, « 3D atom probe investigation of the nanostructure of a commercial 6061 aluminium alloy processed by SPD ». – Cité page 22.
- [11] H. J. ROVEN, H. NESBOE, J. C. WERENSKIOLD et T. SEIBERT, « Mechanical properties of aluminium alloys processed by SPD : Comparison of different alloy systems and possible product areas », *Materials Science and Engineering : A*, vol. 410-411, p. 426 – 429, 2005. The Langdon Symposium : Flow and forming of Crystalline Materials. – Cité page 22.
- [12] G. NURISLAMOVA, X. SAUVAGE, M. MURASHKIN et R. VALIEV, « 3D atom probe investigation of the nanostructure of a commercial 6061 aluminum alloy processed by SPD », in *Ultrafine Grained Materials IV* (Y. ZHU, T. LANGDON, Z. HORITA, M. ZEHETBAUER, S. SEMIATIN et T. LOWE, édés), chap. UFG Materials Fundamentals, p. 41, TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), 2006. – Cité page 22.
- [13] N. TSUJI, Y. SAITO, H. UTSUNOMIYA et S. TANIGAWA, « Ultra-fine grained bulk steel produced by accumulative roll-bonding (ARB) process », *Scripta Materialia*, vol. 40, no. 7, p. 795 – 800, 1999. – Cité page 22.
- [14] Y. SAITO, N. TSUJI, H. UTSUNOMIYA, T. SAKAI et R. G. HONG, « Ultra-fine grained bulk aluminum produced by accumulative roll-bonding (ARB) process », *Scripta Materialia*, vol. 39, no. 9, p. 1221 – 1227, 1998. – Cité page 22.
- [15] S. H. LEE, Y. SAITO, N. TSUJI, H. UTSUNOMIYA et T. SAKAI, « Role of shear strain in ultragrain refinement by accumulative roll-bonding (ARB) process », *Scripta Materialia*, vol. 46, no. 4, p. 281 – 285, 2002. – Cité page 23.
- [16] B. CHERUKURI, T. S. NEDKOVA et R. SRINIVASAN, « A comparison of the properties of SPD-processed AA-6061 by equal-channel angular pressing, multi-axial compressions/forgings and accumulative roll bonding », *Materials Science and Engineering : A*, vol. 410-411, p. 394 – 397, 2005. The Langdon Symposium : Flow and forming of Crystalline Materials. – Cité page 23.
- [17] P. W. BRIDGMAN, « On torsion combined with compression », *Journal of Applied Physics*, vol. 14, no. 6, p. 273–283, 1943. – Cité page 23.
- [18] A. P. ZHILYAEV et T. G. LANGDON, « Using high-pressure torsion for metal processing : Fundamentals and applications », *Progress in Materials Science*, vol. 53, no. 6, p. 893 – 979, 2008. – Cité pages 23 et 24.
- [19] C. XU, Z. HORITA et T. G. LANGDON, « The evolution of homogeneity in an aluminum alloy processed using high-pressure torsion », *Acta Materialia*, vol. 56, no. 18, p. 5168 – 5176, 2008. – Cité page 24.



## RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES

---

- [20] D. ORLOV, Y. TODAKA, M. UMEMOTO et N. TSUJI, « Role of strain reversal in grain refinement by severe plastic deformation », *Materials Science and Engineering : A*, vol. 499, no. 1-2, p. 427 – 433, 2009. Fifth International Conference on Physical and Numerical Simulations of Material Processing (ICPNS 2007) held at Zhengzhou, China, October 23-27, 2007. – Cité page 24.
- [21] M. RICHERT, H. PETRYK et S. STUPKIEWICZ, « Grain refinement in AlMgSi alloy during cyclic extrusion-compression : experiment and modelling », *Archives of Metallurgy and Materials*, vol. 52, no. 1, p. 49–54, 2007. – Cité page 25.
- [22] L. X. KONG, L. LIN et P. D. HODGSON, « Material properties under drawing and extrusion with cyclic torsion », *Materials Science and Engineering A*, vol. 308, no. 1-2, p. 209 – 215, 2001. – Cité pages 25 et 123.
- [23] Z. MROZ, K. KOWALCZYK-GAJEWSKA, J. MACIEJEWSKI et R. PECHERSKI, « Tensile or compressive plastic deformation of cylinders assisted by cyclic torsion », *Archives of Mechanics*, vol. 58, no. 6, p. 497 – 527, 2006. – Cité pages 25 et 123.
- [24] R. MISHRA et Z. MA, « Friction stir welding and processing », *Materials Science and Engineering : Reports*, vol. 50, p. 1 – 78, 2005. – Cité pages 25 et 38.
- [25] D. C. HOFMANN et K. S. VECCHIO, « Submerged friction stir processing (SFSP) : An improved method for creating ultra-fine-grained bulk materials », *Materials Science and Engineering : A*, vol. 402, no. 1-2, p. 234 – 241, 2005. – Cité page 25.
- [26] A. K. GHOSH, « Method of producing a fine grain aluminum alloy using three axes deformation », United States Patent 4721537, Rockwell International, January 1988. – Cité page 25.
- [27] A. KUNDU, R. KAPOOR, R. TEWARI et J. CHAKRAVARTTY, « Severe plastic deformation of copper using multiple compression in a channel die », *Scripta Materialia*, vol. 58, no. 3, p. 235 – 238, 2008. – Cité page 25.
- [28] G. BÉRANGER et H. MAZILLE, « Approche scientifique des surfaces. Caractérisation et propriétés », *Techniques de l'Ingénieur*, vol. MD2, 03 2005. – Cité page 26.
- [29] J.-S. SAFRANY, « Anodisation de l'aluminium et de ses alliages », *Techniques de l'Ingénieur*, vol. MD3, 03 2001. – Cité pages 28 et 29.
- [30] H. R. LE, M. P. F. SUTCLIFFE, P. Z. WANG et G. T. BURSTEIN, « Surface oxide fracture in cold aluminium rolling », *Acta Materialia*, vol. 52, no. 4, p. 911 – 920, 2004. – Cité page 30.
- [31] M. FROLISH, M. KRZYZANOWSKI, W. RAINFORTH et J. BEYNON, « Oxide scale behaviour on aluminium and steel under hot working conditions », *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 177, p. 36 ?40, 2006. – Cité page 31.
- [32] M. FISHKIS et J. C. LIN, « Formation and evolution of a subsurface layer in a metalworking process », *Wear*, vol. 206, no. 1-2, p. 156 – 170, 1997. – Cité page 31.
- [33] V. L. KOLMOGOROV et A. G. ZALAZINSKY, « On metal joining and the prediction of the strength of solid-phase joints », *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 75, no. 1-3, p. 157 – 164, 1998. – Cité page 32.
- [34] A. MICHEL, « Pièces mécaniques soudées - rappels et définitions », *Techniques de l'Ingénieur*, vol. BM, no. 5185, 2006. – Cité pages 33, 34, 44 et 45.

## RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES

---

- [35] R. DEVELAY, « Propriétés technologiques de l'aluminium et ses alliages corroyés », *Techniques de l'Ingénieur*, vol. MB5, 04 1992. – Cité pages 34 et 39.
- [36] T. MAEDER, Q. N'GUYEN et L. WEBER, « Techniques d'assemblage - le soudage en phase solide », cours, Ecole Polytechnique Federale de Lausanne (EPFL), Lausanne, 2006. Laboratoire LMM. – Cité pages 35, 36, 37, 38 et 39.
- [37] K. FERJUTZ et J. R. DAVIS, *ASM Handbook : Volume 6 : Welding, Brazing, and Soldering*, vol. 6. ASM International, 1993. Editors : Olson, D.L. and Siewert, T.A. and Liu, S. and Edwards G.R. – Cité pages 35, 186 et 187.
- [38] R. CAZÈS, « Soudage par friction », *Techniques de l'Ingénieur*, vol. B7745, 1996. – Cité page 37.
- [39] THOMPSON LINEAR FRICTION WELDING, « Weld process of linear friction welding ». [En ligne ; Page disponible le 29-avril-2010]. – Cité page 37.
- [40] R. CAZÈS, « Soudage par friction-malaxage », *Techniques de l'Ingénieur*, vol. BM7746, 2003. – Cité pages 37 et 38.
- [41] M. MERZOUG, M. MAZARI, L. BERRAHAL et A. IMAD, « Parametric studies of the process of friction spot stir welding of aluminium 6060-T5 alloys », *Materials & Design*, vol. 31, no. 6, p. 3023 – 3028, 2010. – Cité page 38.
- [42] P. HEURTIER, M. JONES, C. DESRAYAUD, J. DRIVER, F. MONTHEILLET et D. ALLEHAUX, « Mechanical and thermal modelling of friction stir welding », *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 171, no. 3, p. 348 – 357, 2006. – Cité page 38.
- [43] D. JACQUIN, *Prédiction de l'histoire thermomécanique des zones soudées en Friction Stir Welding. Application à la modélisation microstructurale*. Thèse doctorat, ENS des Mines de Saint-Etienne, 01 2009. – Cité pages 38 et 187.
- [44] E. HERSENT, *Modélisation intégrée de la précipitation pour le soudage par friction malaxage d'alliages d'aluminium à durcissement structural*. Thèse doctorat, ENS Mines de Saint-Etienne, 01 2010. – Cité page 38.
- [45] U. KRÜGER, *TALAT - Friction, Explosive and Ultrasonic Welding Processes of Aluminium*, chap. 4400. European Aluminium Association, 1994. TALAT (Training in Aluminium Application Technologies). – Cité pages 38, 40 et 41.
- [46] M. JAMET et Y. DOREMUS, « Mise en forme de l'aluminium - laminage », *Techniques de l'Ingénieur*, 09 1997. – Cité page 39.
- [47] R. BIGOT, L. LANGLOIS, N. BEHR et S. MATHIEU, « Etude de faisabilité d'outillage plaqué par explosion appliqué à l'estampage », in *17ème Congrès Français de Mécanique*, 2005. – Cité page 40.
- [48] S. ETTAQI, L. LANGLOIS et R. BIGOT, « Cobalt-based superalloy layers deposited on X38CrMoV5 steel base metal by explosion cladding process », *Surface and Coatings Technology*, vol. 202, no. 14, p. 3306 – 3315, 2008. – Cité page 40.
- [49] B. DOLGIN, J. SANOK, D. SEVILLA et L. J. BEMENT, « Category V compliant container for Mars Sample Return missions », *Technical Report : NASA-2000-saeice-bd*, 2000. – Cité page 40.

## RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES

---

- [50] F. GRIGNON, D. BENSON, K. S. VECCHIO et M. A. MEYERS, « Explosive welding of aluminum to aluminum : analysis, computations and experiments », *International Journal of Impact Engineering*, vol. 30, no. 10, p. 1333–1351, 2004. – Cité pages 40 et 41.
- [51] A. A. MOUSAVI et S. AL-HASSANI, « Numerical and experimental studies of the mechanism of the wavy interface formations in explosive/impact welding », *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 53, no. 11, p. 2501 – 2528, 2005. – Cité page 41.
- [52] M. CHIZARI, S. AL-HASSANI et L. BARRETT, « Effect of flyer shape on the bonding criteria in impact welding of plates », *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 209, p. 445–454, 02 2008. – Cité page 41.
- [53] J. JIMENEZ et V. SHRIBMAN, « Assemblage par impulsion magnétique », in *Techniques d'Assemblages pour Conditions Extrêmes* (S. F. du VIDE, éd.), Fédération Française des Matériaux, 09 2008. – Cité pages 41 et 42.
- [54] V. SHRIBMAN, « Magnetic pulse welding of automotive HVAC parts », rapport technique, Pulsar Ltd., 08 2007. – Cité pages 41, 42 et 43.
- [55] V. SHRIBMAN, « Solid state welding by magnetic pulse », rapport technique, Pulsar Ltd, 2006. – Cité page 41.
- [56] WIKIPÉDIA, « Soudage par impulsion magnétique », 2009. [En ligne ; Page disponible le 4-juin-2010]. – Cité page 41.
- [57] O. DEZELLUS, « Technologie des assemblages - matériaux inorganiques », support de cours, UCBL - Laboratoire Multimatériaux et Interfaces, 2009. – Cité page 43.
- [58] C. DESRAYAUD, F. BASSON, A. GIRINON, F. MONTHEILLET, F. PEROCHÉAU et C. SAUVAGE, « Analyse pratique et théorique des essais de compression », rapport technique, Groupe Etude des Essais de Compression (EMSE), 1998. – Cité pages 48, 57 et 58.
- [59] ALUMATTER, « aluSELECT : a computer-based reference database containing technical information on the most widely used aluminium alloys », site internet, The Education and Training Committee (ETC) of the European Aluminium Association (EAA) and MATTER at the University of Liverpool, 2001. <http://aluminium.matter.org.uk/aluselect/default.asp>. – Cité page 50.
- [60] H. PAQUETON et J. RUSTE, « Microscopie électronique à balayage - images, applications et développements », *Techniques de l'Ingénieur*, vol. P866, 03 2006. – Cité page 54.
- [61] C. MAURICE, *Textures de compression plane à chaud d'alliage d'aluminium - Expériences et simulations*. Thèse doctorat, ENS des Mines de Saint-Etienne, 1994. – Cité page 55.
- [62] M. DARRIEULAT, J.-Y. POUSSARDIN, R.-Y. FILLIT et C. DESRAYAUD, « Homogeneity and heterogeneity in channel-die compressed Al-1%Mn single crystals : Considerations on the activity of the slip systems », *Materials Science and Engineering : A*, vol. 445-446, p. 641 – 651, 2007. – Cité page 55.

## RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES

---

- [63] A. ALBOU, S. RAVEENDRA, P. KARAJAGIKAR, I. SAMAJDAR, C. MAURICE et J. DRIVER, « Direct correlation of deformation microstructures and cube recrystallization nucleation in aluminium », *Scripta Materialia*, vol. 62, no. 7, p. 469 – 472, 2010. – Cité pages 55 et 90.
- [64] A. ALBOU, J. H. DRIVER et C. MAURICE, « Microband evolution during large plastic strains of stable  $110 < 112 >$  Al and Al-Mn crystals », *Acta Materialia*, vol. 58, no. 8, p. 3022 – 3034, 2010. – Cité pages 55 et 91.
- [65] H. PAUL, J. DRIVER et W. WAJDA, « Strain hardening and microstructure evolution of channel-die compressed aluminium bicrystals », *Materials Science and Engineering A*, vol. 477, p. 282–294, 2008. – Cité pages 55, 90 et 91.
- [66] F. BASSON, *Déformation de l'orientation Cube dans les alliages aluminium-magnésium*. Thèse doctorat, INPG et Ecole des Mines de St-Etienne, 1999. – Cité page 55.
- [67] C. MAURICE, D. PIOT, H. KLOCKER et J. DRIVER, « Hot plane strain compression testing of aluminum alloys by channel-die compression », *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 36A, p. 1039, 2005. – Cité page 56.
- [68] F. PÉROCHEAU, *Etude et simulation de textures de déformation à chaud d'alliages d'aluminium*. Thèse doctorat, INPG & ENSM-SE, 1999. – Cité pages 55 et 58.
- [69] F. MONTHEILLET et C. DESRAYAUD, « Essais rhéologiques à chaud », *Techniques de l'Ingénieur*, vol. M, no. 3009, 2009. – Cité pages 56 et 58.
- [70] C. CHOVET, C. DESRAYAUD et F. MONTHEILLET, « A mechanical analysis of the plane strain channel-die compression test : friction effects in hot metal testing », *International Journal of Mechanical Sciences*, vol. 44, p. 343–357, 03 2002. – Cité pages 57 et 59.
- [71] N. VANDERESSE, C. DESRAYAUD, S. GIRARD-INSARDI et M. DARRIEULAT, « Channel-die compression at high temperature », *Materials Science and Engineering A*, 2007. – Cité page 58.
- [72] A. TOURABI, « Comportement irréversible des matériaux solides en sollicitations cycliques multiaxiales », Habilitation à Diriger des Recherches, Université Joseph Fourier Grenoble 1, 22 Novembre 2005. – Cité pages 64, 65 et 171.
- [73] A. TOURABI, *Contribution à l'étude de l'hystérésis élastoplastique et de l'écrouissage de métaux et alliages réels*. Thèse doctorat, Institut National Polytechnique de Grenoble, juin 1988. – Cité page 67.
- [74] B. WACK, « Second and third-order effects in the torsion of circular tubes and rods », *Journal de mécanique*, vol. 20, no. 4, p. 737–787, 1981. – Cité page 67.
- [75] Z. P. BAZANT et L. CEDOLIN, *Stability of structures : elastic, inelastic, fracture, and damage theories*. New York Oxford, 1991. – Cité pages 67 et 69.
- [76] S. TIMOSHENKO et J. GERE, *Theory of elastic stability*. McGraw-Hill, NewYork, 2nd éd., 1961. – Cité page 68.
- [77] D. BRUSH et B. ALMROTH, *Buckling of Bars, Plates and Shells*. McGraw-Hill, NewYork., 1975. – Cité page 69.

## RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES

---

- [78] P. MANDAL et C. R. CALLADINE, « Buckling of thin cylindrical shells under axial compression », *International Journal of Solids and Structures*, vol. 37, no. 33, p. 4509 – 4525, 2000. – Cité page 69.
- [79] E. ZHU, P. MANDAL et C. R. CALLADINE, « Buckling of thin cylindrical shells : an attempt to resolve a paradox », *International Journal of Mechanical Sciences*, vol. 44, no. 8, p. 1583 – 1601, 2002. – Cité pages 69 et 70.
- [80] N. SILVESTRE, « Generalised beam theory to analyse the buckling behaviour of circular cylindrical shells and tubes », *Thin-Walled Structures*, vol. 45, no. 2, p. 185 – 198, 2007. – Cité pages 69 et 70.
- [81] A. E. H. LOVE, *A treatise on the mathematical theory of elasticity*. Cambridge University Press, 2<sup>de</sup> éd., 1906. Disponible en ligne (au 22/01/2010) sur <http://www.archive.org/details/treatiseonmathem00loveoft>. – Cité pages 69 et 70.
- [82] L. DONNELL, « Stability of thin-walled tubes under torsion », NACA report 479, California Inst. of Tech., Pasadena (USA), 1933. – Cité page 70.
- [83] M. CHACHE, *Etude de l'écroissage cyclique des matériaux métalliques et des phénomènes de Rochet*. Thèse doctorat, Université Joseph Fourier, Grenoble I, Laboratoire 3S (UJF, INPG, CNRS), Juin 2004. – Cité pages 75, 117 et 139.
- [84] S. FOREST, M. AMESTOY, S. CANTOURNET, G. DAMAMME et S. KRUCH, « Mécanique des milieux continus », cours, ENS des Mines de Paris, 2005. – Cité pages 106, 214 et 219.
- [85] V. MORA, *Etude de l'intégration temporelle du tenseur taux de déformation. Application à la modélisation de l'élastoplasticité en grandes transformations*. Thèse doctorat, Université de Bretagne Sud, Laboratoire de Génie Mécanique et Matériaux, 07 2004. – Cité page 106.
- [86] G. BLES, *Bases thermomécaniques de la modélisation du comportement des matériaux tissés et des polymères solides*. Thèse doctorat, Université Joseph Fourier - Grenoble I, Juin 2002. – Cité page 117.
- [87] K. BOUABDALLAH, *Caractérisation de l'effet Portevin-Le Chatelier dans les alliages aluminium magnésium - Apport des techniques d'analyse d'images*. Thèse doctorat, Université de Savoie - Laboratoire SYMME, 2006. – Cité page 124.
- [88] S. ZHANG, P. G. MCCORMICK et Y. ESTRIN, « The morphology of Portevin-Le Chatelier bands : finite element simulation for Al-Mg-Si », *Acta Materialia*, vol. 49, no. 6, p. 1087 – 1094, 2001. – Cité page 124.
- [89] B. WACK et A. TOURABI, « A new method to quantify the Portevin-Le Chatelier instabilities : application to aluminium-lithium alloys », *Materials Science and Engineering*, vol. A196, p. 79–87, 1995. – Cité page 124.
- [90] L. BORREGO, J. COSTA et J. FERREIRA, « Fatigue crack growth in thin aluminium alloy sheets under loading sequences with periodic overloads », *Thin-Walled Structures*, vol. 43, no. 5, p. 772 – 788, 2005. – Cité page 128.
- [91] F. MAQUIN et F. PIERRON, « Heat dissipation measurements in low stress cyclic loading of metallic materials : From internal friction to micro-plasticity », *Mechanics of Materials*, vol. 41, no. 8, p. 928 – 942, 2009. – Cité page 131.

## RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES

---

- [92] C. FILLIT, *Développement d'un banc de thermographie infrarouge pour l'analyse de la fiabilité des microsystemes*. Thèse doctorat, ENS des Mines de Saint-Etienne, 02 2011. – Cité page 131.
- [93] A. LALLEMAND, « Écoulement des fluides - Étude physique et cinématique », *Techniques de l'Ingénieur*, vol. BE8151, 1999. – Cité page 169.
- [94] C. BECQUART et M. PEREZ, « Dynamique moléculaire appliquée aux matériaux », *Techniques de l'Ingénieur*, vol. RE136, 01 2010. – Cité page 169.
- [95] A. PERRON, S. GARRUCHET, O. POLITANO, G. ARAL et V. VIGNAL, « Oxidation of nanocrystalline aluminum by variable charge molecular dynamics », *Journal of Physics and Chemistry of Solids*, vol. 71, no. 2, p. 119 – 124, 2010. EMRS 2009 Symposium D : Nano-scale Energetic Materials : Fabrication, Characterization and Molecular Modeling - EMRS 2009 Symposium DS. – Cité pages 169 et 170.
- [96] A. HASNAOUI, O. POLITANO, J. SALAZAR, G. ARAL, R. KALIA, A. NAKANO et P. VASHISHTA, « Molecular dynamics simulations of the nano-scale room-temperature oxidation of aluminum single crystals », *Surface Science*, vol. 579, no. 1, p. 47 – 57, 2005. – Cité pages 169 et 170.
- [97] C. DUMONTIER et J.-J. MILAN, « Le soudage ». En ligne [Page disponible le 5 juillet 2010], 2009. <http://fr.wikibooks.org/wiki/Soudage>. – Cité pages 186 et 188.
- [98] S.-I. MATSUOKA et H. IMAI, « Direct welding of different metals used ultrasonic vibration », *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 209, no. 2, p. 954 – 960, 2009. – Cité page 187.
- [99] K. BENYOUNIS, A. OLABI et M. HASHMI, « Effect of laser welding parameters on the heat input and weld-bead profile », *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 164-165, p. 978 – 985, 2005. AMPT/AMME05 Part 2. – Cité page 187.
- [100] R. FORTUNIER, « Comportement mécanique des matériaux », cours, ENS des Mines de Saint-Etienne, 2001. – Cité page 214.
- [101] R. FORTUNIER, « Mécanique des milieux continus - élasticité », cours, ENS des Mines de Saint-Etienne, 2001. – Cité page 214.
- [102] H. LANCHON-DUCAUQUIS, « Les tenseurs et leurs applications », *Techniques de l'Ingénieur*, vol. Archives, 05 1989. – Cité page 214.
- [103] F. D. MURNAGHAN, *Finite deformation of an elastic solid*. John Wiley & Sons, Inc., 1951. – Cité pages 219 et 220.

# LISTE DES FIGURES

1.1	Représentation schématique des lois d'érouissage classiques. . . . .	19
1.2	Schéma de principe du procédé d'Extrusion Coudée à Aires Égales (ECAP) . . . . .	21
1.3	Mise en évidence du cisaillement dans le procédé ECAP . . . . .	21
1.4	Influence de l'ECAP et du traitement thermique sur les propriétés mécaniques de l'AA-6061 . . . . .	22
1.5	Schéma de principe de l' <i>Accumulative Roll-Bonding</i> (ARB) . . . . .	22
1.6	Schéma de principe du <i>High Pressure Torsion</i> (HPT) . . . . .	24
1.7	Déformation $\bar{\epsilon}_{VM}$ en HPT à différents rayons en fonction du nombre de tours . . . . .	24
1.8	Schéma de principe du procédé <i>Cyclic Extrusion Compression</i> . . . . .	25
1.9	Schéma de principe de l'extrusion par torsion cyclique . . . . .	25
1.10	Principe de la compression plane à multiples passes . . . . .	25
1.11	Représentation schématique de l'état structural de la surface d'un matériau métallique après préparation par polissage abrasif . . . . .	26
1.12	Représentation schématique de la surface de l'aluminium. . . . .	28
1.13	Micrographie présentant les micro-fissures apparaissant sur la surface des bandes laminées à froid . . . . .	30
1.14	Coupe micrographique présentant l'extrusion de l'aluminium au travers des micro-fissures de la couche d'oxyde au cours du laminage . . . . .	30
1.15	Représentation schématique de la couche continue d'oxyde et de la couche de sous-surface d'un Al-Mg . . . . .	31
1.16	Schéma illustrant le morcellement de la couche d'oxyde sous l'action d'un effort de pression $P$ conduisant à l'apparition de surface fraîche . . . . .	31
1.17	Schéma de principe du mécanisme de jonction en soudage par pression . . . . .	32
2.1	Schéma du procédé de soudage par friction . . . . .	37
2.2	Soudage par friction : description du bourrelet de soudage et évolution des paramètres de soudage . . . . .	37

## LISTE DES FIGURES

---

2.3	Illustration pas-à-pas du soudage par friction linéaire enregistré par une caméra à 200 images/s . . . . .	37
2.4	Schéma de principe du soudage par friction-malaxage (FSW). . . . .	38
2.5	Schéma de principe du soudage par ultrasons . . . . .	38
2.6	Schéma de principe du soudage par explosion . . . . .	40
2.7	Interface de soudage en vague en soudage par explosion . . . . .	41
2.8	Schéma de principe du soudage par impulsion magnétique . . . . .	42
2.9	Interface de soudage en vague en soudage par impulsion magnétique . . . .	43
2.10	Comparatif de diverses méthodes de soudage dans un diagramme triangulaire (Temps; Température; Déformation) . . . . .	43
3.1	Rhéologie en traction normalisée des deux matériaux utilisés dans la thèse. . . . .	51
3.2	Mesure de la limite d'élasticité conventionnelle en traction $R_{p0,2\%}$ . . . . .	52
3.3	Mesure de la résistance mécanique conventionnelle en traction $R_m$ . . . . .	52
3.4	Schéma de principe d'un système EBSD . . . . .	54
3.5	Bandes de Kikuchi apparaissant dans un diagramme de diffraction EBSD. . . . .	54
4.1	Schéma du dispositif compression plane (CP). . . . .	56
4.2	Représentation schématique d'un échantillon en compression plane . . . . .	57
4.3	Photographie du dispositif de compression plane dit <i>Channel-Die</i> . . . . .	57
4.4	Hétérogénéités de déformation en CP induites par le frottement . . . . .	58
4.5	Schéma de principe de l'essai de soudabilité en compression plane de deux demi-échantillons superposés. . . . .	60
5.1	Dispositif de compression-torsion (CT) : presse servo-hydraulique de traction-compression et de torsion alternée. . . . .	64
5.2	Dispositif de CT : perspective éclatée du système d'alignement . . . . .	64
5.3	Dispositif de CT : coupe du système d'alignement par alliage de Wood . . . . .	65
5.4	Dispositif de CT : système de fixation de l'éprouvette par clavettes . . . . .	65
5.5	Schémas du tube en compression-torsion. . . . .	66
5.6	Distribution des tests de flambement sur des cylindres soumis à une compression axiale . . . . .	69
5.7	Évolution de la contrainte de flambement $\sigma_b$ et du mode de flambement en fonction de la longueur $L$ . . . . .	69
5.8	Plan et cotations de l'éprouvette finale utilisée en compression-torsion. . . . .	71
5.9	Schéma de principe de l'essai de soudabilité en compression et torsion alternée de deux demi-éprouvettes superposées. . . . .	72
5.10	Dispositif de suivi de cibles : PC, caméra CCD et essai en cours . . . . .	73
5.11	Cibles utilisées pour la mesure de la déformation locale . . . . .	73
5.12	Angle de désorientation entre le repère de l'image et le repère de sollicitation. . . . .	74
5.13	Schéma de calcul de l'angle de torsion. . . . .	74
5.14	Schéma fonctionnel de mesure des déformations . . . . .	75
5.15	Correspondance entre déformation axiale locale et déplacement du vérin . . . . .	75
6.1	Rhéologie en compression plane (CP) pour différentes températures, vitesses de déformation et états de soudage . . . . .	85



## LISTE DES FIGURES

---

6.2	Essais à froid : identification d'une loi d'érouissage d'Hollomon. . . . .	86
6.3	Photographies de deux échantillons soudés en CP : à chaud et à froid . . .	86
6.4	Influence de la température et de la vitesse de déformation sur la soudabilité	87
6.5	Influence de l'état de surface sur la soudabilité en compression plane. . . .	89
6.6	Rugosités de surface apparaissant après déformation à l'interface de soudage	90
6.7	Comportement en compression plane de 2 monocristaux . . . . .	91
6.8	Récapitulatif des seuils de soudabilité obtenus en fonction de la température et de l'état de surface des surfaces à l'interface de soudage. . . . .	92
7.1	Observation en microscopie optique ( $\times 5$ ) d'une zone soudée en CP . . . . .	94
7.2	Observation en microscopie optique ( $\times 10$ ) d'une zone soudée en CP . . . . .	94
7.3	Observation en microscopie optique ( $\times 20$ ) d'une zone soudée en CP . . . . .	95
7.4	Vue d'ensemble d'un échantillon soudé en microscopie optique . . . . .	95
7.5	Observation en microscopie optique ( $\times 20$ ) : mise en évidence de la rotation locale de l'interface résiduelle aux abords des zones soudés. . . . .	95
7.6	Observations MEB-FEG de zones soudées en CP à froid et à chaud . . . . .	96
7.7	Micro-analyse X à sélection d'énergie (EDS) dans une zone soudée à froid .	97
7.8	Observation MEB d'une zone soudée en compression plane à chaud . . . . .	97
7.9	Observation EBSD d'une zone soudée en compression plane à chaud . . . . .	98
8.1	Analyse par éléments finis de l'essai de CP : déformée et champ de contrainte de cisaillement $\sigma_{12}$ pour un coefficient de frottement de Coulomb $\mu = 0,15$	101
8.2	(...) pour un coefficient de frottement de Coulomb $\mu = 0,3$ . . . . .	101
8.3	(...) pour un coefficient de frottement de Coulomb $\mu = 0,5$ . . . . .	102
8.4	(...) pour un coefficient de frottement de Coulomb $\mu = 1,4$ . . . . .	102
8.5	Champ de déformation logarithmique de cisaillement $LE_{12}$ obtenu en CP .	107
8.6	Schéma de principe indiquant les bases utilisées pour le calcul de $\underline{F}$ à l'in- terface entre les deux demi-échantillons superposés en compression plane. .	108
8.7	Évolution des déplacement $U_1$ et $U_2$ en fonction du temps et de la position à l'interface . . . . .	109
8.8	Évolution de la dilatation surfacique $\lambda_S$ en fonction de la déformation équi- valente imposée et de la position à l'interface . . . . .	110
8.9	Évolution de la vitesse de variation de surface en fonction de la déformation équivalente imposée pour différentes positions à l'interface . . . . .	111
8.10	Différence de dilatation surfacique entre les demi-échantillons haut et bas .	112
9.1	Rhéologie en traction monotone d'une éprouvette tubulaire non sectionnée	118
9.2	Faciès de rupture en traction monotone d'une éprouvette non sectionnée .	119
9.3	Comparaison de la mesure globale du déplacement et de la mesure locale de la déformation par le système de suivi des cibles. . . . .	119
9.4	Photographie de l'extensomètre axial autoporteur MTS . . . . .	120
9.5	Utilisation d'un extensomètre axial pour la détermination des longueurs équivalentes en élasticité et en plasticité sur des cycles de traction-compression.	121
9.6	Comparaison des déformations locales mesurées par l'extensomètre axial et par le système de suivi de cibles au cours des cycles de traction-compression.	122

## LISTE DES FIGURES

---

9.7	Courbe donnant la contrainte mesurée par la machine en fonction de la déformation mesurée par l'extensomètre (essai cyclique de traction-torsion).	122
9.8	Rhéologie en traction-torsion combinées : correspondance entre déformation axiale et déformation de cisaillement. . . . .	124
9.9	Rhéologie à froid des éprouvettes tubulaires selon les trois chemins de déformation décrits (traction et/ou torsion) et comparaison avec le comportement obtenu à partir des éprouvettes de traction normalisées. . . . .	124
10.1	Schéma représentant l'espace à $n$ -paramètres du domaine de soudabilité. .	127
10.2	Mise en évidence du flambement en compression pour une force $\geq 50$ kN .	129
10.3	Mise en évidence d'un usinage à l'interface pour un angle $\geq 5^\circ$ . . . . .	130
10.4	Illustration des valeurs obtenues en acquisition toutes les 1 s pour une sollicitation sinusoïdale de période de 0,6 s . . . . .	132
10.5	Évolution du couple de torsion au cours de l'essai de soudage de 7h . . . .	134
10.6	Évolution du couple de torsion au cours des premiers cycles de l'essai de soudage en 17 minutes . . . . .	135
10.7	Évolution de la déformation de cisaillement mesurée entre 2 cibles situées de part et d'autre de l'interface au cours des premiers cycles de l'essai 14 .	136
10.8	Évolution du couple de torsion au cours de l'essai de soudage de 12 s . . .	137
10.9	Évolution du couple en fonction de l'angle : passage d'un comportement dissipatif à un comportement réversible linéaire (essai 15). . . . .	137
10.10	Évolution de la force de compression au cours de la mise sous charge puis du maintien en cours d'essai (essai 15). . . . .	138
10.11	Évolution de la contrainte équivalente de von Mises : mise en évidence d'une plastification globale (essai 15). . . . .	138
10.12	Évolution du déplacement axial avec l'effort de torsion lors de la phase de soudage (essai 15). . . . .	138
10.13	Évolution des déformations axiales globale et locale . . . . .	138
10.14	Évolution du déplacement axial en fonction de l'angle de torsion : phénomène de rochet inversé (essai 15). . . . .	139
10.15	Évolution du couple de torsion pour un angle de $\pm 0,5^\circ$ . . . . .	140
10.16	Évolution de la contrainte équivalente de von Mises : comportement macroscopique élastique (essai 19). . . . .	141
10.17	Évolution du déplacement axial : la compression induite par la torsion est de moindre intensité (essai 19). . . . .	141
11.1	Micrographie de l'interface post-rupture . . . . .	144
11.2	Photographie de la découpe d'une éprouvette soudée (essai 10) . . . . .	144
11.3	Schéma décrivant le procédé d'obtention de la plaque de traction. . . . .	145
11.4	Photographie du dispositif de traction sur plaque utilisé pour déterminer le coefficient de joint local des éprouvettes soudées en compression-torsion.	145
11.5	Observation microscopique de l'interface soudée de la plaque après rupture en traction . . . . .	146
11.6	Mesure du coefficient de joint local à partir de l'essai de traction sur une plaque découpée autour de l'éprouvette soudée (contrainte rapportée). . . .	147

## LISTE DES FIGURES

---

11.7 Graphique de comparaison des coefficients de joint globaux des éprouvettes soudées suivant différents chemins de déformation. . . . .	149
11.8 Évolution en fonction du temps de la contrainte équivalente brute à rupture des éprouvettes soudées suivant différents chemins de déformation. . . . .	150
11.9 Micrographies de l'interface post-rupture pour un angle de $\pm 1^\circ$ . . . . .	150
11.10 Micrographies de l'interface post-rupture pour un angle de $\pm 0,5^\circ$ . . . . .	151
12.1 Observation en microscopie optique d'une zone soudée en compression-torsion	154
12.2 Observation au MEB-FEG d'une zone soudée (x1010) . . . . .	155
12.3 Observation au MEB-FEG d'une zone soudée (x4330) . . . . .	155
12.4 Observation au MEB-FEG d'une zone soudée (x4960) . . . . .	155
12.5 Observation EBSD d'une zone soudée : contraste de bande et détermination des joints de grains . . . . .	156
12.6 Observation EBSD loin de l'interface initiale. . . . .	157
12.7 Comparaison du diamètre moyen des grains autour et loin de l'interface. . . . .	157
12.8 Observation EBSD d'une zone soudée à gros grossissement . . . . .	158
12.9 Observation EBSD d'une zone soudée : angles de désorientation . . . . .	159
13.1 Modélisation par éléments finis de l'essai de compression-torsion alternée : maillage utilisé et mise en évidence du flambement . . . . .	163
13.2 Évolution de la contrainte de von Mises en fonction de la force de compression	164
13.3 Évolution du déplacement radial en fonction de la force de compression . . . . .	164
13.4 Détermination de limite de plastification en compression à partir de l'incrément de contrainte équivalente . . . . .	165
13.5 Détermination des limites de plastification et de flambement en compression à partir du ratio de déplacement radial $U_R(\theta)/U_R(45^\circ)$ . . . . .	165
13.6 Évolution de la contrainte de von Mises au cours de la compression puis des cycles de torsion pour diverses valeurs du coefficient de frottement . . . . .	167
13.7 Influence du coefficient de frottement de Coulomb sur l'angle de rotation engendré à l'interface pour les deux demi-éprouvettes. . . . .	168
13.8 Modèle de convection d'éléments oxydants à l'interface de soudage. . . . .	169
13.9 Modélisation par dynamique moléculaire (MDM) de l'évolution de l'épaisseur de la couche d'oxyde en fonction du temps . . . . .	170
13.10 Instantané de la couche d'oxyde formée après 384 ps en MDM . . . . .	170
13.11 Modèle de Saint-Venant à un élément et son comportement . . . . .	171
13.12 Modèle de Saint-Venant à deux éléments et son comportement . . . . .	172
13.13 Modèle de Saint-Venant à $n$ éléments et son comportement . . . . .	172
13.14 Représentation du modèle en première charge. . . . .	174
13.15 Comportement du modèle continu d'hystérésis pure. . . . .	174
13.16 Schéma de principe de la règle de Masing. . . . .	175
13.17 Détermination de $\dot{E}$ et $-\dot{Q}_{ii}$ à partir de la courbe de charge $\sigma(\varepsilon)$ . . . . .	177
13.18 Taux thermodynamiques du modèle. . . . .	178
13.19 Simulation d'un cycle symétrique d'hystérésis à vitesse de déformation constante et évolution des divers taux . . . . .	179
13.20 Évolution du couple de torsion en fonction du temps (essai 15). . . . .	179

---

13.21	Évolution du couple de torsion en fonction du temps (essai 19).	179
13.22	Évolution du couple de torsion en fonction de l'angle (essai 15).	180
13.23	Évolution du couple de torsion en fonction de l'angle (essai 19).	180
13.24	Diagramme $\Delta C$ en fonction de $\Delta\alpha$ pour l'essai 15.	181
13.25	Diagramme $\Delta C$ en fonction de $\Delta\alpha$ pour l'essai 19.	181
13.26	Évolution du module tangent $M(\Delta\alpha)$ le long des branches $\Delta C$ - $\Delta\alpha$ pour l'essai 15	181
13.27	(...) pour l'essai 19	181
13.28	Évolution des modules tangents initiaux $M_0$ et résiduels $\overline{M}$ en fonction du nombre d'inversions $N_i$ pour les deux essais.	182
13.29	Évolutions de la puissance des efforts extérieurs, du taux d'énergie interne et du taux de chaleur pour l'essai 15	184
13.30	(...) pour l'essai 19	184
13.31	Évolutions du travail des efforts extérieurs, de l'énergie interne et de la chaleur pour l'essai 15	184
13.32	(...) pour l'essai 19	184
13.33	Évolutions de la dissipation intrinsèque, du taux de dissipation entropique et du taux d'énergie interne pour l'essai 15	185
13.34	Évolutions du taux de dissipation entropique, du taux d'énergie interne et de la puissance réversible pour l'essai 15	185
13.35	(...) pour l'essai 19	185
13.36	(...) pour l'essai 19	185
13.37	Histogramme de comparaison de l'énergie d'apport pour divers procédés	188
13.38	Histogramme de comparaison de l'énergie de soudage pour divers procédés	189
13.39	Histogramme de comparaison de l'énergie de soudure pour divers procédés	189
13.40	Histogramme de comparaison de l'énergie volumique pour divers procédés	190
C.1	Essai de traction monotone : évolution du déplacement et de la force	223
C.2	Essai de torsion monotone : évolution de l'angle et du couple	224
C.3	Essai de traction-torsion-combinées : évolution du déplacement, de la force, de l'angle et du couple	224
C.4	Essai de torsion monotone : évolution du couple de torsion en fonction de l'angle de torsion au début de la courbe de charge.	225
C.5	Essai cyclique de traction-torsion : détermination des longueurs équivalentes	226
C.6	Essai cyclique de traction-torsion : détermination du module d'Young	228
C.7	Évolution de la force de compression et du déplacement axial lors de la charge et de la décharge de l'effort de compression	228
D.1	Modèle thermique d'échauffement appliqué à l'essai de compression-torsion alternée : présentation du modèle.	229
D.2	Modèle thermique d'échauffement appliqué à l'essai de compression-torsion alternée : évolution du champ de température induit	230

# LISTE DES TABLEAUX

2.1	Indices moyens de soudabilités opératoire, locale et globale des alliages d'aluminium pour quatre procédés de soudage usuels . . . . .	44
2.2	Classification des procédés de soudage classiques et/ou en phase solide . . .	45
3.1	Composition en pourcentage massique de l'alliage 6082 . . . . .	50
3.2	Caractéristiques mécaniques et physiques de l'alliage 6082 . . . . .	50
3.3	Comportement en traction des deux matériaux utilisés . . . . .	52
4.1	Programme des essais de soudabilité en compression plane. . . . .	61
4.2	Granulométrie des divers papiers de pré-polissage (norme FEPA). . . . .	62
5.1	Force et couple admissibles pour l'éprouvette en compression-torsion. . . .	71
5.2	Programme des essais de soudabilité par compression-torsion . . . . .	77
6.1	Résultats des essais de soudabilité en compression plane. . . . .	84
10.1	Résultats des essais de soudabilité en compression-torsion . . . . .	126
11.1	Résultats des essais de tenue mécanique des éprouvettes soudées suivant différents chemins de déformation en traction et/ou torsion . . . . .	148
13.1	Comparaison des limites de plastification et de flambement obtenues via la théorie des tubes circulaires et via l'analyse par éléments finis. . . . .	166
13.2	Correspondance entre la distance limite d'oxydation $x_{lim}$ , la vitesse de déformation limite $\dot{\epsilon}_{lim}$ et la contrainte de cisaillement $\tau$ . . . . .	170
C.1	Mesures statistiques de la longueur équivalente en élasticité. . . . .	226
C.2	Mesures statistiques de la longueur équivalente en plasticité. . . . .	227
C.3	Valeurs statistiques des module d'Young. . . . .	227

# Annexes

## ANNEXE

### A

# RAPPELS SUR L'ALGÈBRE TENSORIELLE

L'APPROCHE décrite ci-après est inspirée des théories développées par Forest *et al.*[84], Fortunier [100, 101] et Lanchon-Ducauquis [102].

Considérons un espace vectoriel euclidien  $E$ , de dimension  $n$ , sur le corps des réels  $\mathbb{R}$ . Chaque élément  $\vec{x}$  de cet espace sera appelé vecteur et sera noté ainsi pour le différencier des scalaires, par exemple  $\lambda$ .

### A.1 Composantes d'un vecteur

Considérons un vecteur  $\vec{x} \in E$  et un ensemble de  $n$  vecteurs  $(\vec{a}_i)_{i=1\dots n}$  formant une base de  $E$ . Il existe deux façons différentes d'exprimer les composantes de  $\vec{x}$  dans cette base :

- on peut décomposer  $\vec{x}$  sur ces vecteurs au moyen de scalaires  $(x^i)_{i=1\dots n}$  pour obtenir :

$$\vec{x} = \sum_{i=1}^n x^i \vec{a}_i \quad \text{noté} \quad \vec{x} = x^i \vec{a}_i \quad (\text{A.1})$$

où on applique la convention de sommation dite d'Einstein (sommation implicite sur les indices répétés en positions supérieure et inférieure dans un produit).

- on peut effectuer le produit scalaire associé à l'espace vectoriel euclidien  $E$ , noté  $\cdot$ , de  $\vec{x}$  avec les vecteurs de cette base pour obtenir :

$$x_i = \vec{x} \cdot \vec{a}_i \quad (\text{A.2})$$

Les scalaires  $x^i$  et  $x_i$  ainsi obtenus sont les composantes du vecteur  $\vec{x}$  dans la base des  $(\vec{a}_i)_{i=1\dots n}$ , dites respectivement composantes *contravariantes* et *covariantes*. Elles peuvent être reliées entre elles par la relation :

$$x_i = \vec{x} \cdot \vec{a}_i = (x^j \vec{a}_j) \cdot \vec{a}_i = g_{ij} x^j \quad \text{avec} \quad g_{ij} = \vec{a}_i \cdot \vec{a}_j$$

Les termes  $g_{ij}$  ainsi définis forment une matrice symétrique qui caractérise la base des  $(\vec{a}_i)_{i=1\dots n}$ .

On définit également  $(\vec{a}^i)_{i=1\dots n}$  l'ensemble des  $n$  vecteurs orthogonaux à la base de référence, *i.e.* tels que  $\forall i, j \quad \vec{a}^i \cdot \vec{a}^j = \delta_i^j$  (symbole de Kronecker). On peut alors montrer que ces vecteurs forment une base de  $E$  dite *base duale* (ou parfois base réciproque) associée à la base  $(\vec{a}_i)_{i=1\dots n}$ .

On peut alors remarquer que les composantes du vecteur  $\vec{x}$  suivant la base duale sont alors les covariantes  $x_i$  ( $\vec{x} = x_i \vec{a}^i$ ) tandis que le produit scalaire de  $\vec{x}$  sur cette base conduit aux composantes contravariantes  $\vec{x} \cdot \vec{a}^i = x^i$ . Finalement, en définissant de manière analogue les termes  $g^{ij} = \vec{a}^i \cdot \vec{a}^j$ , on peut alors écrire les relations fondamentales suivantes :

$$\forall \vec{x} \in E, \quad \vec{x} = x^i \vec{a}_i = x_i \vec{a}^i \quad \text{avec} \quad \begin{cases} x^i = g^{ij} x_j \\ x_i = g_{ij} x^j \end{cases} \quad (\text{A.3})$$

*Remarque* : il convient de remarquer que  $x^i = g^{ij} g_{jk} x^k$ , *i.e.* si  $(\vec{a}_i)_{i=1\dots n}$  constitue une base orthonormée, alors la base duale est confondue avec la base de référence, de sorte que les termes  $g_{ij}$  et  $g^{ij}$  forment la matrice identité et les composantes  $x^i$  et  $x_i$  d'un vecteur  $\vec{x}$  coïncident : dans ce cas, les indices sont tous placés en position inférieure et la convention de sommation d'Einstein est alors étendue aux indices répétés en même position.

## A.2 Composantes d'un tenseur

Les tenseurs sont construits sur la base d'une opération appelée *produit tensoriel* notée  $\otimes$ . Les propriétés du produit tensoriel sont telles que  $E \otimes E$  (produit tensoriel de  $E$  par  $E$ ) est lui-même un espace vectoriel de dimension  $n^2$ . De plus, si les  $n$  vecteurs  $(\vec{a}_i)_{i=1\dots n}$  forment une base de  $E$ , alors les  $n \times n$  vecteurs  $\vec{a}_i \otimes \vec{a}_j$  forment une base de  $E \otimes E$  et on appelle tenseur d'ordre  $n$  tout élément de  $E \otimes^n E$ . Conventionnellement, un tenseur d'ordre 2, couramment appelé matrice, sera noté avec un soulignement simple (par exemple  $\underline{A}$ ), tandis que qu'un tenseur d'ordre 4 sera noté au moyen d'un double soulignement (par exemple  $\underline{\underline{A}}$ ). Ainsi, un tenseur d'ordre 2 est un élément de  $E \otimes E$  dont les composantes peuvent être écrites sous la forme :

$$\forall \underline{T} \in E \otimes E, \quad \underline{T} = T^{ij} \vec{a}_i \otimes \vec{a}_j = T_{ij} \vec{a}^i \otimes \vec{a}^j = T_i^j \vec{a}^i \otimes \vec{a}_j = T_j^i \vec{a}_i \otimes \vec{a}^j$$

On peut alors noter qu'un tenseur d'ordre 2  $\underline{T} \in E \otimes E$  peut être décrit suivant ses composantes covariantes  $T_{ij}$ , contravariantes  $T^{ij}$  ou mixtes  $T_i^j$ .



Les termes  $g_{ij}$ ,  $g^{ij}$  et  $g_i^j := \vec{a}_i \cdot \vec{a}^j = \delta_i^j$  forment les composantes d'un tenseur symétrique appelé *tenseur métrique* et noté  $\underline{g}$ . Ainsi, connaissant les composantes de ce tenseur métrique, le produit scalaire de deux vecteurs  $\vec{x}$  et  $\vec{y} \in (E)^2$  peut être exprimés à partir des seules composantes contravariantes ou covariantes de ces vecteurs :

$$\vec{x} \cdot \vec{y} = x^i g_{ij} y^j = x_i g^{ij} y_j$$

Enfin, il existe une autre opération propre aux tenseurs : le *produit contracté*, noté  $\overline{\otimes}$  ou plus couramment par  $\cdot$ . Le produit tensoriel contracté entre un tenseur A d'ordre  $n$  et un tenseur B d'ordre  $p$  conduit à un tenseur d'ordre  $(n + p - 2)$ . Par exemple, lorsqu'on l'applique à des tenseurs d'ordre 1 (c'est-à-dire des vecteurs), le résultat est un tenseur d'ordre zéro (c'est-à-dire un scalaire) dont la valeur est le produit scalaire des 2 vecteurs. Parfois, on utilise un *produit doublement contracté* de deux tenseurs, noté  $\overline{\otimes}$  ou plus couramment par  $\cdot\cdot$ . Il y a alors sommation sur deux indices, et l'ordre du tenseur final est alors diminué de 4. C'est le cas par exemple de la loi de Hooke généralisée  $\underline{\sigma} = \underline{C} : \underline{\epsilon}$  (tenseur d'ordre  $4+2-4 = 2$ ) ou de la contrainte équivalente de von Mises  $\sigma_{VM} = \sqrt{\frac{3}{2}} \underline{S} : \underline{S}$  où  $\underline{S} = \underline{\sigma} - \frac{1}{3} \text{trace}(\underline{\sigma}) \underline{I}$  (tenseur d'ordre  $2 + 2 - 4 = 0$ , c'est à dire un scalaire).

## A.3 Algèbre tensorielle en dimension trois

### A.3.1 Définitions

Soit  $E$  un espace vectoriel euclidien orienté de dimension 3. Par le choix d'une base orthonormée,  $E$  peut être identifié avec l'espace  $\mathbb{R}^3$ .

Soit  $\vec{u}$  et  $\vec{v}$  deux vecteurs de  $E$  faisant un angle géométrique  $\alpha$ , on appelle

- *produit scalaire*, le scalaire  $\vec{u} \cdot \vec{v}$  ayant pour valeur  $\|\vec{u}\| \|\vec{v}\| \cos(\alpha)$ ,
- *produit vectoriel*, noté  $\wedge$ , l'unique vecteur  $\vec{w} = \vec{u} \wedge \vec{v}$  tel que  $\vec{w}$  soit de norme  $\|\vec{w}\| = \|\vec{u}\| \|\vec{v}\| \sin(\alpha)$ , soit orthogonal au plan généré par les vecteurs  $\vec{u}$  et  $\vec{v}$  et enfin tel que la base  $(\vec{u}, \vec{v}, \vec{w})$  soit de sens direct.

Enfin, étant donnés trois vecteurs  $\vec{u}$ ,  $\vec{v}$  et  $\vec{w}$ , on appelle *produit mixte* de ces 3 vecteurs la quantité :  $[\vec{u}, \vec{v}, \vec{w}] = (\vec{u} \wedge \vec{v}) \cdot \vec{w}$ . Il convient de noter que cette opération est invariante par permutation circulaire :  $[\vec{u}, \vec{v}, \vec{w}] = [\vec{v}, \vec{w}, \vec{u}] = [\vec{w}, \vec{u}, \vec{v}]$ . De plus, le produit mixte constitue également le déterminant de ces trois vecteurs dans une base orthonormale directe quelconque. La formule de changement de base montre que ce déterminant est indépendant du choix de la base : géométriquement, il est égal au volume orienté du parallélépipède appuyé sur les vecteurs  $\vec{u}$ ,  $\vec{v}$  et  $\vec{w}$ .

### A.3.2 Calcul en composantes

Dans une base orthonormale, si les deux vecteurs  $\vec{u}$  et  $\vec{v}$  ont pour coordonnées respectives  $(u_1, u_2, u_3)$  et  $(v_1, v_2, v_3)$ , les différentes opérations vectorielles exposées ci-dessus

peuvent s'exprimer sous la forme :

$$\begin{aligned}\vec{u} \cdot \vec{v} &= \begin{bmatrix} u_1 & u_2 & u_3 \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} v_1 \\ v_2 \\ v_3 \end{bmatrix} = u_1 v_1 + u_2 v_2 + u_3 v_3 \\ \vec{u} \wedge \vec{v} &= \begin{bmatrix} u_2 v_3 - u_3 v_2 \\ u_3 v_1 - u_1 v_3 \\ u_1 v_2 - u_2 v_1 \end{bmatrix} \\ \vec{u} \otimes \vec{v} &= \begin{bmatrix} u_1 \\ u_2 \\ u_3 \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} v_1 & v_2 & v_3 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} u_1 v_1 & u_1 v_2 & u_1 v_3 \\ u_2 v_1 & u_2 v_2 & u_2 v_3 \\ u_3 v_1 & u_3 v_2 & u_3 v_3 \end{bmatrix}\end{aligned}$$

### A.3.3 Lien entre les bases duales des configurations initiale et courantes

Considérons  $(\vec{E}_i)_{i=1,3}$  une base quelconque dans la configuration initiale et  $(\vec{e}_i)_{i=1,3}$  sa transformée dans la configuration courante. Soit  $\vec{y}$  un élément quelconque dans la configuration courante  $C(t)$  :

$$\begin{aligned}\vec{e}^1 \cdot \vec{y} &= \left(\frac{1}{v} \vec{e}_2 \wedge \vec{e}_3\right) \cdot \vec{y} \\ &= \frac{1}{v} [\underline{F}\vec{E}_2, \underline{F}\vec{E}_3, \vec{y}] \\ &= \frac{1}{JV} \det \underline{F} [\vec{E}_2, \vec{E}_3, \underline{F}^{-1}\vec{y}] \\ &= \frac{1}{V} (\vec{E}_2 \wedge \vec{E}_3) \cdot (\underline{F}^{-1}\vec{y}) \\ \vec{e}^1 \cdot \vec{y} &= (\underline{F}^{-T} \vec{E}^1) \cdot \vec{y}, \quad \text{et ce } \forall \vec{y}\end{aligned}$$

Finalement, il est possible d'exprimer une relation entre la base duale  $(\vec{e}^k)$  de la base convective et la base duale  $(\vec{E}^k)$  de la base initiale sous la forme :

$$\vec{e}^i = \underline{F}^{-T} \cdot \vec{E}^i, \quad \forall i \tag{A.4}$$

Dès lors, suivant la même théorie que celle exposée dans le paragraphe 8.2.3 p. 106, on peut alors calculer de façon analogue la quantité  $\underline{F}^{-T}$  par la relation :

$$\underline{F}^{-T} = \sum_k \vec{e}^k \otimes \vec{E}_k \tag{A.5}$$



## ANNEXE

### B

# COMPRESSION-TORSION D'UN BARREAU ÉLASTIQUE

LA RÉOLUTION du problème de torsion d'une barre cylindrique de section quelconque est due à *de Saint-Venant*<sup>1</sup> entre 1853 et 1855 et nous reporterons ici aux théories développées par Murnaghan [103] et Forest [84] pour un exposé plus moderne.

## B.1 Définition du problème et hypothèses

On considère un cylindre plein, de rayon  $R_e$ , d'axe  $Oz$  et de longueur  $L_0$ . On note  $(r, \theta, z)$  les coordonnées cylindriques que nous utiliserons pour traiter le problème et on note  $u, v$  et  $w$  les composantes du déplacement du cylindre. Le matériau est supposé avoir un comportement élastique isotrope (coefficients de Lamé  $\lambda$  et  $\mu$ ). La face inférieure ( $z = 0$ ) du cylindre est fixe, la surface latérale est libre et la surface supérieure ( $z = L_0$ ) subit à la fois un couple de torsion  $\vec{C}_z = C_z \vec{e}_z$ , entraînant une rotation d'angle  $\alpha$  de celle-ci, et une force de compression  $\vec{F}_z = -F_z \vec{e}_z$ , induisant une contrainte  $\sigma^\infty = F_z/S_0$  avec  $S_0 = \pi R_e^2$ .

## B.2 Résolution suivant la méthode des déplacements

On se place sous l'hypothèse des petites perturbations et on suppose que chaque tranche horizontale du cylindre reste dans le même plan. Dès lors, de part la symétrie de révolution, il n'y a pas de dépendance suivant  $\theta$ . Conformément à la théorie proposée par

---

1. Adémar Barré de Saint-Venant (1797-1886)

Murnaghan [103], on suppose que le déplacement radial  $u$  ne dépend que de  $r$  et que le déplacement axial  $w$  ne dépend que de  $z$ . Alors le champ de déplacement est défini par :

$$\vec{u} = \begin{cases} u(r) \\ v(r, z) \\ w(z) \end{cases}$$

En posant  $u' = \frac{du}{dr}$  et  $w' = \frac{dw}{dz}$ , le tenseur gradient des déplacements  $\underline{d}$  est donné par :

$$\underline{d} = \underline{\text{grad}} \vec{u} = \begin{bmatrix} \frac{\partial u}{\partial r} & \frac{1}{r} \left( \frac{\partial u}{\partial \theta} - v \right) & \frac{\partial u}{\partial z} \\ \frac{\partial v}{\partial r} & \frac{1}{r} \left( \frac{\partial v}{\partial \theta} + u \right) & \frac{\partial v}{\partial z} \\ \frac{\partial w}{\partial r} & \frac{1}{r} \frac{\partial w}{\partial \theta} & \frac{\partial w}{\partial z} \end{bmatrix} \quad (\text{B.1})$$

de sorte que le tenseur déformations  $\underline{\varepsilon} = \frac{1}{2}(\underline{d} + \underline{d}^T)$  est donné par :

$$\underline{\varepsilon} = \begin{bmatrix} u' & \frac{1}{2} \left( \frac{\partial v}{\partial r} - \frac{v}{r} \right) & 0 \\ \frac{1}{2} \left( \frac{\partial v}{\partial r} - \frac{v}{r} \right) & \frac{u}{r} & \frac{1}{2} \frac{\partial v}{\partial z} \\ 0 & \frac{1}{2} \frac{\partial v}{\partial z} & w' \end{bmatrix}$$

Le tenseur des contraintes  $\underline{\sigma} = 2\mu\underline{\varepsilon} + \lambda \text{tr}(\underline{\varepsilon})\underline{I}$  s'exprime alors par :

$$\underline{\sigma} = \begin{bmatrix} (2\mu + \lambda)u' + \lambda \frac{u}{r} + \lambda w' & \mu \left( \frac{\partial v}{\partial r} - \frac{v}{r} \right) & 0 \\ \mu \left( \frac{\partial v}{\partial r} - \frac{v}{r} \right) & \lambda u' + (2\mu + \lambda) \frac{u}{r} + \lambda w' & \mu \frac{\partial v}{\partial z} \\ 0 & \mu \frac{\partial v}{\partial z} & \lambda u' + \lambda \frac{u}{r} + (2\mu + \lambda)w' + \end{bmatrix}$$

La condition d'équilibre statique s'écrit  $\vec{\text{div}} \underline{\sigma} = \vec{0}$ , d'où :

$$\begin{cases} \frac{\partial \sigma_{rr}}{\partial r} + \frac{1}{r} \frac{\partial \sigma_{r\theta}}{\partial \theta} + \frac{\partial \sigma_{rz}}{\partial z} + \frac{\sigma_{rr} - \sigma_{\theta\theta}}{r} = 0 \\ \frac{\partial \sigma_{r\theta}}{\partial r} + \frac{1}{r} \frac{\partial \sigma_{\theta\theta}}{\partial \theta} + \frac{\partial \sigma_{\theta z}}{\partial z} + \frac{\sigma_{r\theta}}{r} = 0 \\ \frac{\partial \sigma_{rz}}{\partial r} + \frac{1}{r} \frac{\partial \sigma_{\theta z}}{\partial \theta} + \frac{\partial \sigma_{zz}}{\partial z} + \frac{\sigma_{rz}}{r} = 0 \end{cases}$$

La 3<sup>ème</sup> condition d'équilibre se traduit alors par  $w'' = 0$ , d'où

$$w(z) = k_w(z - z_w)$$

La 1<sup>ère</sup> condition d'équilibre conduit à l'équation différentielle  $u'' + \frac{u'}{r} - \frac{u}{r^2} = 0$ . Dès lors,  $u$  est une combinaison linéaire en  $r$  et  $1/r$ , or, comme la solution ne peut diverger en  $r = 0$ ,  $u$  est donc linéaire en  $r$  et on peut alors écrire :

$$u(r) = k_u(r - r_u)$$

Enfin, la 2<sup>ème</sup> condition d'équilibre conduit à l'équation différentielle  $\left( \frac{\partial^2 v}{\partial r^2} + \frac{1}{r} \frac{\partial v}{\partial r} - \frac{v}{r^2} \right) + \frac{\partial^2 v}{\partial z^2} = 0$ . Dans la théorie linéaire, on suppose de surcroît que  $v(r, z)$  est linéaire en  $r$  et en  $z$ . On arrive alors à  $\frac{\partial v}{\partial r} - \frac{v}{r} = 0$ , d'où  $v(r, z) = v_0(z)(r - r_v)$ . De plus, l'hypothèse de linéarité en  $z$  conduit à  $v_0(z) = k_v(z - z_v)$ , d'où

$$v(r, z) = k_v(z - z_v)(r - r_v)$$

### B.3 Détermination des constantes d'intégration

De part la symétrie de révolution, les déplacement radiaux et orthoradiaux sont nuls sur l'axe ( $\forall z, u(r=0) = 0$  et  $v(r=0, z) = 0$ ), donc  $r_u = r_v = 0$ . De même, du fait que la surface  $z = 0$  soit fixe, on sait que  $\forall r, v(r, z=0) = 0$  et  $w(z=0) = 0$ , d'où  $z_v = z_w = 0$ .

Par ailleurs, du fait de l'angle de rotation  $\alpha$  induit en  $z = L_0$ , le déplacement tangentiel s'exprime par  $v(r, z = L_0) = \alpha r$ , donc finalement

$$v(r, z) = \frac{\alpha r z}{L_0} \quad \Rightarrow \quad \forall z \quad \varepsilon_{\theta z}(r) = \frac{1}{2} \frac{r \alpha}{L_0} \quad \text{et} \quad \sigma_{\theta z}(r) = \frac{\mu r \alpha}{L_0}$$

Afin de déterminer les constantes  $k_u$  et  $k_w$ , on s'intéresse aux conditions limites en contrainte. La surface latérale ( $r = R_e$ ) étant libre, les conditions limites imposent alors que  $\underline{\sigma} \cdot \vec{n} = \vec{0}$  avec  $\vec{n} = [1, 0, 0]^T$ . Ceci nous amène à l'équation :

$$2(\lambda + \mu)k_u + \lambda k_w = 0$$

De plus, la surface  $z = L_0$  étant sous compression, les conditions limites imposent alors que  $\underline{\sigma} \cdot \vec{n} = \vec{t}_d$  avec  $\vec{t}_d = [0, 0, \sigma^\infty]^T$  et  $\vec{n} = [0, 0, -1]^T$  d'où

$$-2\lambda k_u - (\lambda + 2\mu)k_w = \sigma^\infty$$

La résolution du système constitué des deux précédentes équations à deux inconnues  $k_u$  et  $k_w$  se résout aisément et conduit à :

$$\begin{aligned} k_u &= \frac{\lambda \sigma^\infty}{2\mu(3\lambda + 2\mu)} \quad \Rightarrow \quad u(r) = \frac{\nu \sigma^\infty}{E} r \\ k_w &= \frac{-(\lambda + \mu) \sigma^\infty}{\mu(3\lambda + 2\mu)} \quad \Rightarrow \quad w(z) = \frac{-\sigma^\infty}{E} z \end{aligned}$$

où  $E = \mu \frac{3\lambda + 2\mu}{\lambda + \mu}$  est le module d'Young et  $\nu = \frac{\lambda}{2(\lambda + \mu)}$  est le coefficient de Poisson.

### B.4 Champs de déformation et de contrainte

Finalement, les champs de déformations et de contraintes sont pleinement donnés par :

$$\underline{\varepsilon} = \begin{bmatrix} \frac{\nu \sigma^\infty}{E} & 0 & 0 \\ 0 & \frac{\nu \sigma^\infty}{E} & \frac{1}{2} \frac{r \alpha}{L_0} \\ 0 & \frac{1}{2} \frac{r \alpha}{L_0} & \frac{-\sigma^\infty}{E} \end{bmatrix} \quad (\text{B.2})$$

$$\underline{\sigma} = \begin{bmatrix} 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & \frac{\mu r \alpha}{L_0} \\ 0 & \frac{\mu r \alpha}{L_0} & \sigma^\infty \end{bmatrix} \quad (\text{B.3})$$

En particulier, comme convenu, on retrouve bien que  $\varepsilon_{rr} = \varepsilon_{\theta\theta} = -\nu \varepsilon_{zz}$ .

*Remarque* : les analyses précédentes supposent que les composantes des tenseurs de déformation restent infinitésimales, ce qui se traduit par la condition

$$\frac{\alpha R}{L_0} \ll 1$$

Par ailleurs, en appliquant l'expression du tenseur gradient des déplacements  $\underline{d}$  donné par l'équation B.1, le tenseur gradient de la transformation  $\underline{F} = \underline{I} + \underline{d}$  est alors donné par :

$$\underline{F} = \begin{bmatrix} 1 + \frac{\nu\sigma^\infty}{E} & -\frac{\alpha z}{L_0} & 0 \\ \frac{\alpha z}{L_0} & 1 + \frac{\nu\sigma^\infty}{E} & \frac{\alpha r}{L_0} \\ 0 & 0 & 1 - \frac{\sigma^\infty}{E} \end{bmatrix}$$

## B.5 Cas d'un tube mince – Application

La solution établie pour une barre à section circulaire est en fait valable aussi pour une tube d'épaisseur  $e$  quelconque. En effet, avec le champ de contraintes obtenu (équation B.3), le vecteur contrainte est nul en tout point d'une surface  $r = r_d$  donnée, de sorte que la solution s'applique directement à un tube.

## ANNEXE

### C

# RÉSULTATS COMPLÉMENTAIRES DES ESSAIS DE SOUDABILITÉ EN COMPRESSION-TORSION ALTERNÉE

## C.1 Résultats pour la rhéologie en traction-torsion

Dans cette section, nous allons présenter les courbes de comportement lors des essais de rhéologie sur les éprouvettes tubulaires entières suivant les 3 chemins de déformations considérés : traction monotone (figure C.1), torsion monotone (figure C.2) et en traction-torsion combinées (figure C.3).

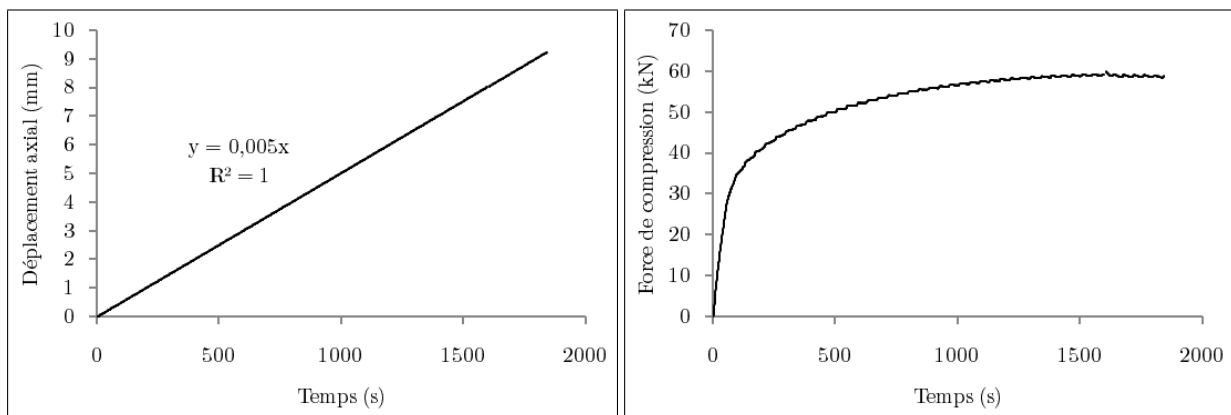


FIGURE C.1 – Essai de traction monotone : évolution du déplacement axial (à gauche) et de la force de compression (à droite) au cours du temps.



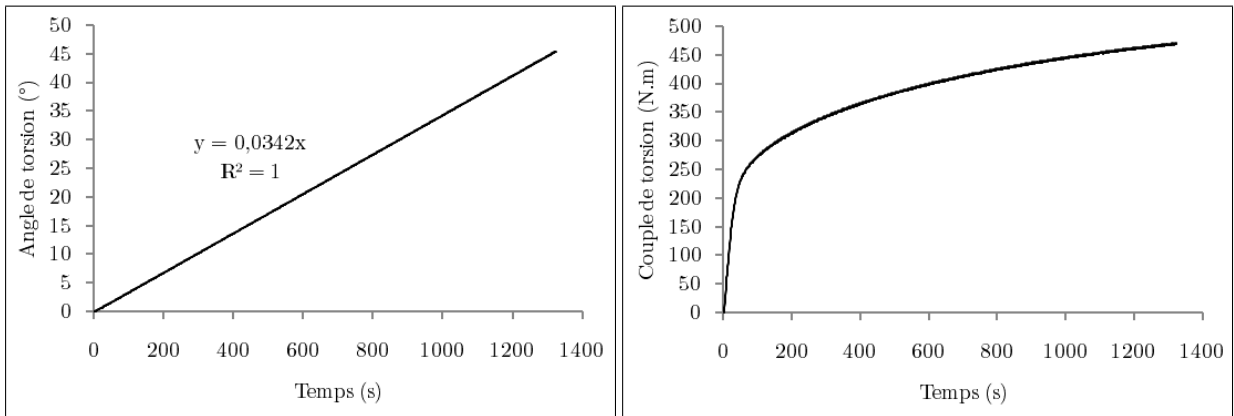


FIGURE C.2 – Essai de torsion monotone : évolution de l’angle (à gauche) et du couple de torsion (à droite) au cours du temps.

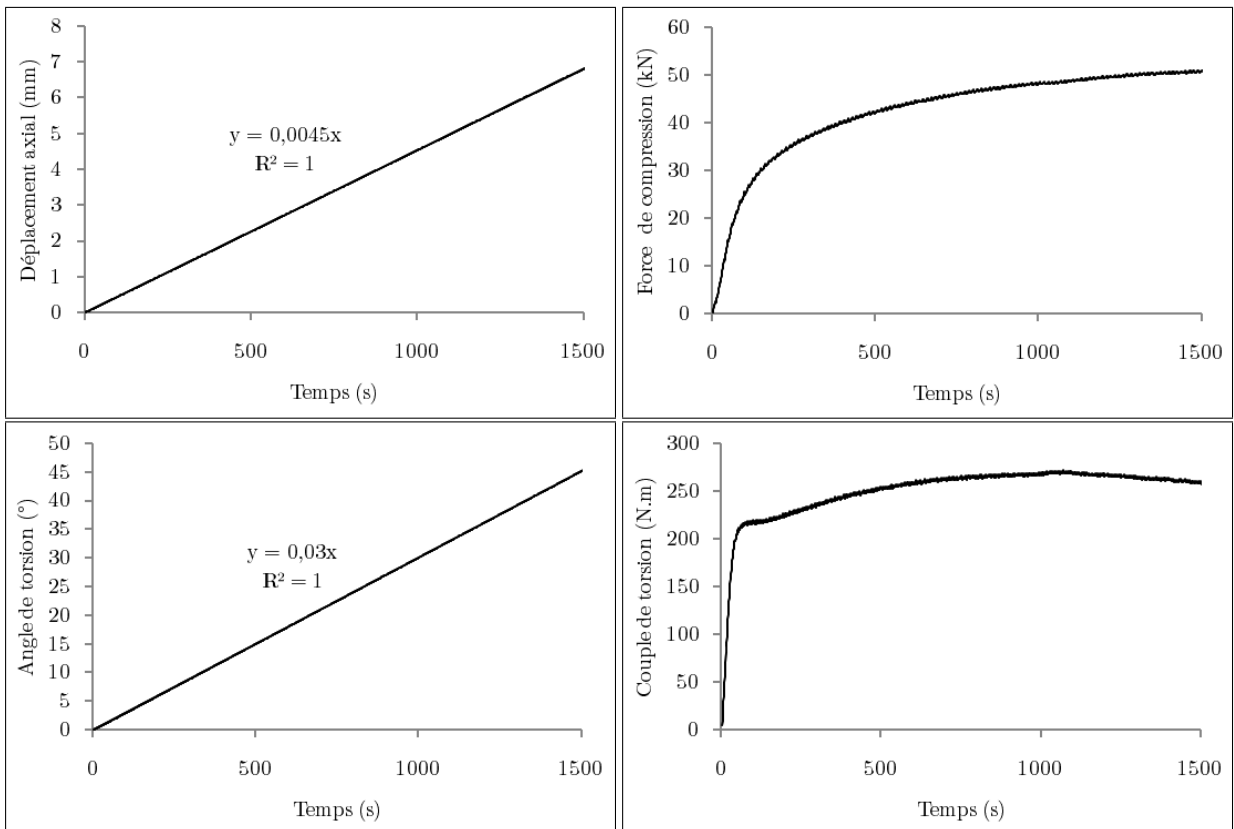


FIGURE C.3 – Essai de traction-torsion-combinées : évolution du déplacement axial (en haut à gauche), de la force de compression (en haut à droite), de l’angle (en bas à gauche) et du couple de torsion (en bas à droite).

Quant à la figure C.4, celle-ci représente l’évolution du couple de torsion en fonction de l’angle de torsion au début de la courbe de charge lors de l’essai de torsion monotone. Il est alors possible de déterminer deux valeur du module tangent :  $M_0 = dC/d\alpha = 231 \text{ N.m/}^\circ$  pour  $\alpha \in [0; 0,3^\circ]$  et  $M_0 = dC/d\alpha = 209 \text{ N.m/}^\circ$  pour  $\alpha \in [0; 1^\circ]$ .

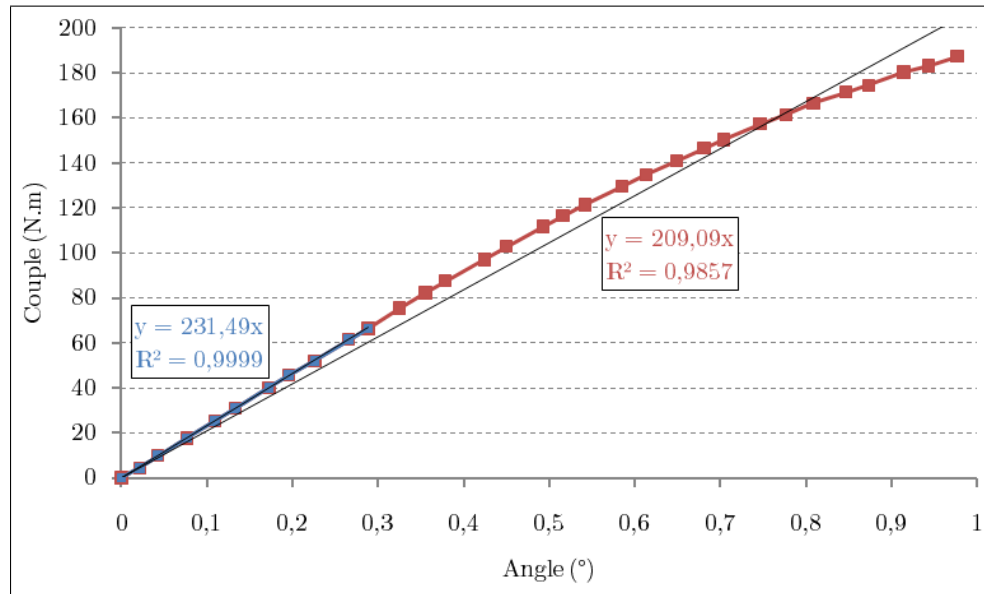


FIGURE C.4 – Essai de torsion monotone : évolution du couple de torsion en fonction de l'angle de torsion au début de la courbe de charge.

## C.2 Analyse statistique des mesures extensométriques lors de l'essai cyclique de traction-compression

Afin de déterminer des valeurs correctes des longueurs équivalentes et du module d'Young lors de l'étude de la rhéologie de matériau dans le cadre des essais de compression et de torsion alternée (cf. chapitre 9 p. 117), on a mis en place un essai cyclique de traction-compression. La mesure de la déformation locale est obtenue au moyen d'un extensomètre axial. Cette déformation locale  $\varepsilon_{loc}$  peut être reliée de manière formelle au déplacement du vérin  $u_v$  au moyen d'une longueur équivalente  $L_{eq}$  qui permet ainsi de calcul la déformation globale  $\varepsilon_{glo}$  :

$$\exists L_{eq} \text{ tel que } \varepsilon_{loc} = \varepsilon_{glo} = \frac{u_v}{L_{eq}}$$

La courbe  $u_v = f(\varepsilon_{loc})$  peut alors être modélisée par deux tronçons de droite au moyen d'une régression linéaire. Les deux zones de cette courbe correspondent respectivement au comportement quasi-élastique et quasi-plastique du matériau. Les pentes de chaque tronçon linéaire définissent alors les longueurs équivalentes  $L_{eq}^e$  et  $L_{eq}^p$  dont les valeurs dépendent fortement de la géométrie de l'éprouvette, de la rigidité du matériau et des efforts mis en jeu. Pour chaque mesure de l'échantillon on a alors procédé à une régression linéaire qui nous a permis de déterminer les variables statistiques suivantes :

**Pente** : pente de la régression linéaire.

**Sx et Sy** : écarts-type de la mesure en abscisse (Sx) et en ordonnée (Sy).

**r<sup>2</sup>** : valeur du coefficient de détermination de la régression linéaire.

**Sy ; x** : erreur-type de la valeur y prévue pour chaque x de la régression. L'erreur-type mesure le degré d'erreur dans la prévision de y à partir d'une valeur individuelle x.

## C.2.1 Détermination des longueurs équivalentes

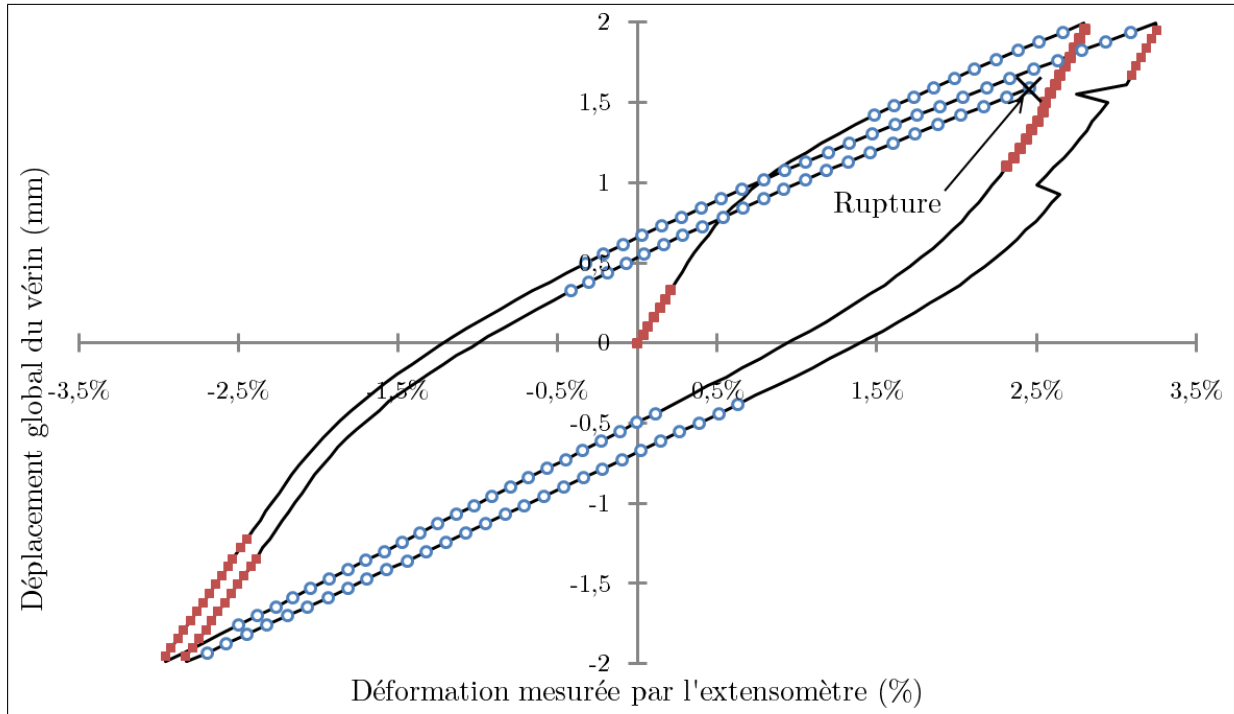


FIGURE C.5 – Détermination des longueurs équivalentes sur graphe  $u_v = f(\varepsilon_{loc})$  - Mise en évidence des 5 mesures de l'échantillon en élasticité (carrés pleins rouges) et en plasticité (ronds creux bleus).

Le calcul statistique de la longueur équivalente en élasticité (resp. en plasticité) est produit à partir d'un échantillon de 5 mesures, repérées sur la figure C.5 par des carrés pleins rouges (resp. des ronds creux bleus). Pour chaque mesure, on a procédé à une régression linéaire et déterminé les indicateurs statistiques (tableaux C.1 et C.2). Ainsi, en supposant que la loi de distribution soit de type normale, la variance de la moyenne  $\sigma_{<L>}$  se déduit de l'écart-type de mesure  $\sigma_L$  via l'expression  $\sigma_{<L>} = 2\sigma_L/\sqrt{n}$  où  $n$  est le nombre de mesure de l'échantillon.

Mesure	Pente	Sx	Sy	$r^2$	Sy ;x
Mesure 1	158,6974	0,00079	0,125452	0,998885	0,004525
Mesure 2	180,4506	0,0015	0,271142	0,996492	0,016623
Mesure 3	143,746	0,001637	0,23535	0,999763	0,003769
Mesure 4	180,5564	0,00059	0,106618	0,999947	0,000869
Mesure 5	138,165	0,00146	0,20183	0,999515	0,004663
Moyennes	160,3231	0,001196	0,188079	0,99892	0,006089
Écart-type	19,89301	0,000471	0,0705	0,001416	0,006084

TABLEAU C.1 – Mesures statistiques de la longueur équivalente en élasticité.

Mesure	Pente	Sx	Sy	$r^2$	Sy ;x
Mesure 1	43,93793	0,003957	0,173913	0,999431	0,004401
Mesure 2	50,49285	0,008027	0,405299	0,999984	0,001643
Mesure 3	41,9333	0,010495	0,440374	0,998648	0,016524
Mesure 4	46,75763	0,008311	0,388585	0,99997	0,002174
Mesure 5	43,00899	0,007144	0,30738	0,999258	0,008628
Moyennes	45,22614	0,007587	0,34311	0,999458	0,006674
Écart-type	3,446077	0,002374	0,106419	0,000556	0,006156

TABLEAU C.2 – Mesures statistiques de la longueur équivalente en plasticité.

Finalement, les longueurs équivalentes en élasticité et en plasticité sont données par :

$$\langle L_{eq}^e \rangle = 160 \pm 18 \text{ mm (n=5, d.c.=95\%)}$$

$$\langle L_{eq}^p \rangle = 45,2 \pm 3,1 \text{ mm (n=5, d.c.=95\%)}$$

### C.2.2 Détermination du module d'Young

À partir de la force  $F_z$  de traction-compression mesurée par la machine (acquisition sous DasyLab), il est possible d'en déduire la contrainte appliquée par :

$$\sigma_{zz} = \frac{F_z}{S_0} \frac{1}{(1 + \varepsilon_{\theta\theta})^2} = \frac{F_z}{S_0} \frac{1}{(1 - \nu\varepsilon_{zz})^2}$$

Il est alors possible de tracer sur un graphique la contrainte globale en fonction de la déformation locale mesurée par l'extensomètre (figure C.6). En particulier, il est possible de déterminer cinq zones élastiques permettant d'obtenir un échantillon de cinq mesures du module d'Young.

Mesure	Pente	Sx	Sy	$r^2$	Sy ;x
Mesure 1	70,39773	0,00079	0,055686	0,997622	0,002933
Mesure 2	64,61276	0,0015	0,096966	0,998964	0,00323
Mesure 3	66,13258	0,001637	0,108326	0,998848	0,003826
Mesure 4	66,62224	0,00059	0,039341	0,999937	0,00035
Mesure 5	64,7662	0,00146	0,094632	0,999058	0,003047
Moyennes	66,5063	0,001196	0,07899	0,998886	0,002677
Écart-type	2,340396	0,000471	0,029764	0,000827	0,001346

TABLEAU C.3 – Valeurs statistiques des module d'Young.

Ainsi, une valeur statistique du module d'Young est donné par :

$$\langle E \rangle = 66,5 \pm 2,1 \text{ GPa (n=5, d.c.=95\%)}$$

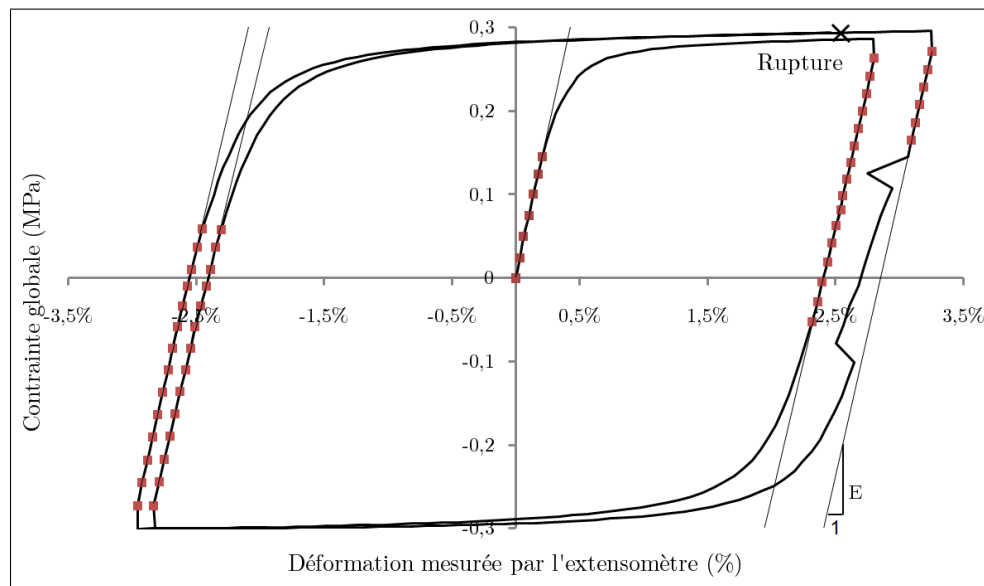


FIGURE C.6 – Courbe donnant la contrainte mesurée par la machine en fonction de la déformation mesurée par l'extensomètre (essai cyclique de traction-torsion) - Mise en évidence des 5 mesures de l'échantillon.

### C.3 Charge et décharge de l'effort de compression

La figure C.7 présente un exemple de l'évolution de la force de compression et du déplacement axial lors de la charge et de la décharge de l'effort de compression d'environ 30 kN (ici pour l'essai 15, cf. tableau 10.1 p. 126). Pour rappel, la force est contrôlée manuellement, d'où un comportement non parfaitement régulier et un force de compression proche mais non nécessairement égale à 30 kN.

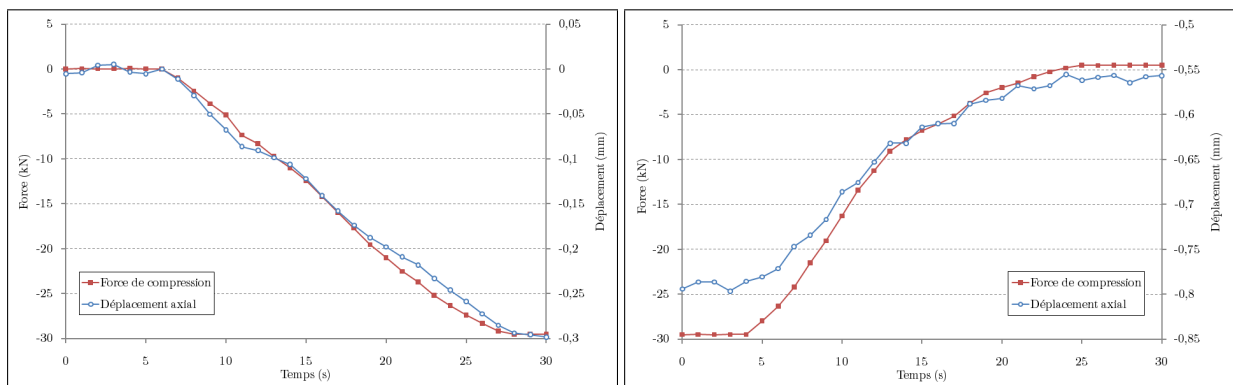


FIGURE C.7 – Évolution de la force de compression et du déplacement axial : lors de la charge (à gauche) et lors de la décharge (à droite) de l'effort de compression (essai 15).

## ANNEXE

### D

# MODÈLE D'ÉCHAUFFEMENT EN COMPRESSION-TORSION ALTERNÉE

On considère un modèle bidimensionnel correspondant à une tranche de la section utile d'une demi-éprouvette de compression-torsion, soit une hauteur de 15 mm et une largeur de 3 mm. Les propriétés thermiques sont déduites des propriétés théoriques de l'aluminium 6082-T4 (tableau 3.2 p. 50). On suppose que l'environnement ambiant consti-

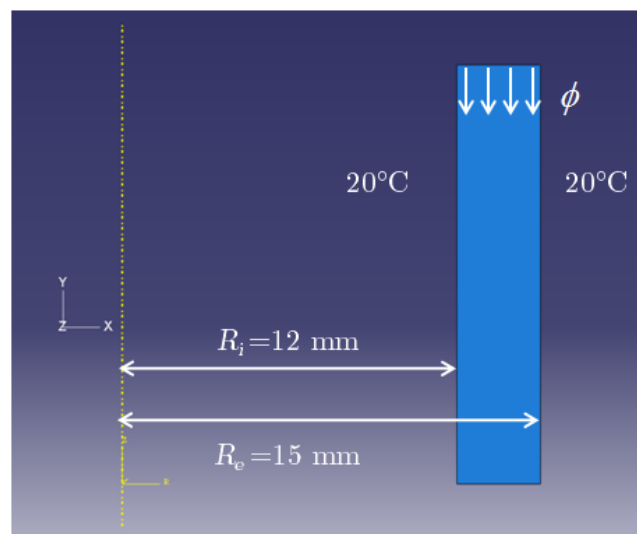


FIGURE D.1 – Modèle thermique d'échauffement appliqué à l'essai de compression-torsion alternée : présentation du modèle.

tue une source infinie à température constante de 20°C qui échange par convection avec l'éprouvette. À partir de l'analyse thermodynamique présentée dans la section 13.3 p. 171 et en particulier à partir de la figure 13.31 p. 184, on a pu déterminer que la chaleur apportée au système est d'environ 21 joules en 10 secondes, soit une puissance  $P = 2,1 \text{ W}$  qui, rapportée à la section  $S = \pi(R_e^2 - R_i^2) = 254 \text{ mm}^2$  et au fait que le flux est dissipé symétriquement sur chacune des deux demi-éprouvettes, conduit à un flux de chaleur surfacique  $\phi = \frac{1}{2}P/S = 4125.10^{-6} \text{ W/mm}^2$ . On applique alors ce flux sur l'arête supérieure du modèle tandis que l'arête inférieure est libre (flux nul)

La figure D.2 présente alors le champ de température pour divers moments au cours de l'application du flux de chaleur. On peut notamment remarquer qu'au bout de 10 secondes l'augmentation de la température est d'à peine 1,4°C : en d'autres termes, de part les énergies mises en jeu par le procédé, la création des jonctions métalliques n'est donc pas assisté par un apport de chaleur mais est le fruit d'un processus purement mécanique.

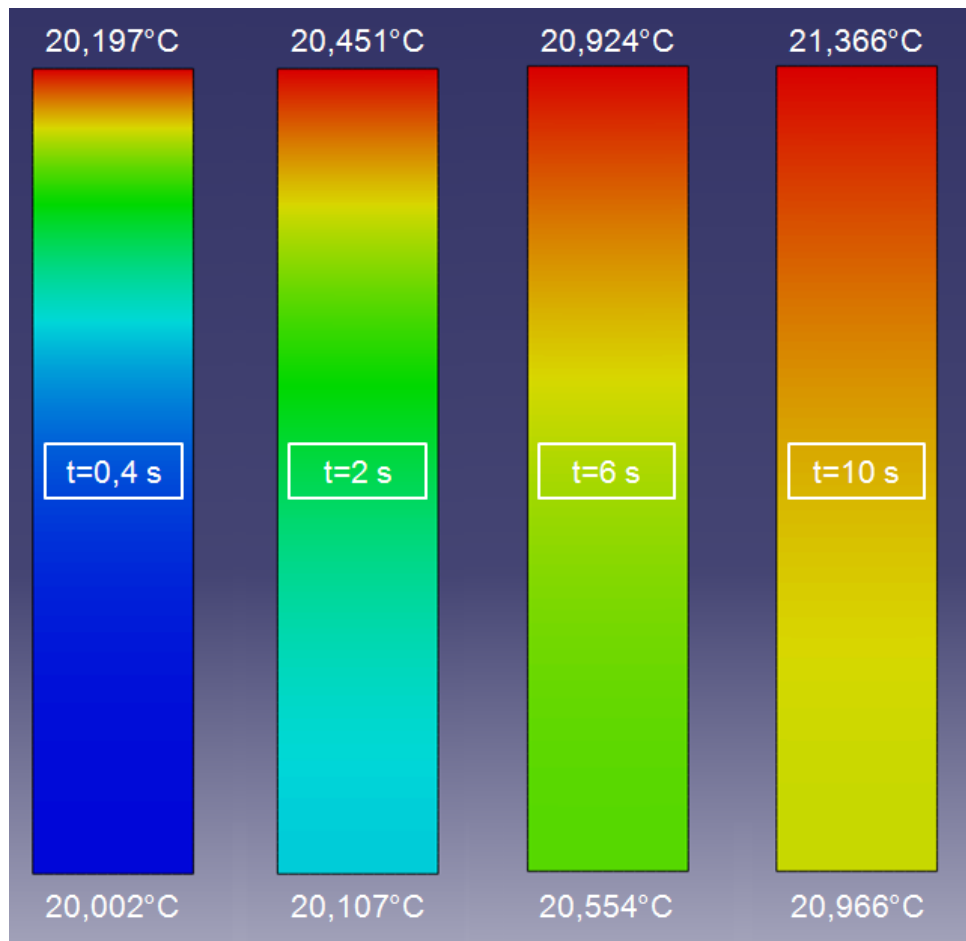


FIGURE D.2 – Modèle thermique d'échauffement appliqué à l'essai de compression-torsion alternée : évolution du champ de température induit

N° d'ordre : 2010 EMSE 0579

Olivier SIRET

## COLD WELDABILITY OF ALUMINIUM ALLOYS: INFLUENCE OF THE MECHANICAL LOAD ON THE FORMATION OF METALLIC BONDS

Speciality: Material sciences and engineering

Keywords: Solid-state welding; aluminium; cold weldability; plain-strain compression; compression and cyclic torsion load; FEA, tensorial and thermodynamic models

### Abstract:

In solid-state welding, if the temperature may be helpful (diffusion, recrystallization, etc.), a mechanical load is also necessary to override the oxide layer which naturally covers aluminium alloys. This work aims to understand the influence of the mechanical load on the formation of metallic bonds. To this end two cold weldability tests have been introduced. Firstly the plane strain channel-die compression of two cuboids sample aims to increase the surface at the welding interface in order to break up the oxide layer. Thanks to microscopy, a FEA model and a tensorial model of surfaces evolution, those results showed that, more than the important global deformation, welds were created in areas with maximum shear.

Subsequently the second test aims to shear the welding interface: a tube is cut through its section and undergoes both a compression and a cyclic torsion load. As for our first weldability test, the influence of some parameters has been studied. Among them, the surface condition (roughness and cleanliness), the torsion angle (low amplitude) and the number of cycles are the most influential. Then the welded joints have been mechanically tested and microscopically observed (FEG-SEM and EBSD). In comparison with our first test, a higher quality and quantity of the joining has been showed. Moreover, a thermodynamic model concludes that the energies involved in this experimental process are too low to imply any local heating: the joining, on 50% of the welding interface as things stand, is only achieved thanks to local mechanical effects.



N° d'ordre : 2010 EMSE 0579

Olivier SIRET

ÉTUDE DE LA SOUDABILITE A FROID DES ALLIAGES  
D'ALUMINIUM : INFLUENCE DE LA SOLLICITATION MECANIQUE  
SUR LA CREATION DES JONCTIONS METALLIQUES

Spécialité : Sciences et Génie des Matériaux

Mots clefs : Soudage en phase solide; aluminium; soudabilité à froid ; compression plane ; effort de compression et de torsion alternée ; modèles EF, tensoriel et thermodynamique

Résumé :

En soudage en phase solide, si la température peut avoir un rôle favorable (diffusion, recristallisation, etc.), une sollicitation mécanique est également nécessaire pour s'affranchir de la couche d'oxyde recouvrant naturellement les alliages d'aluminium. Dans ce travail, on a ainsi cherché à comprendre l'importance de la sollicitation mécanique vis-à-vis de la création des jonctions métalliques. Dans ce but, deux essais de soudabilité à froid ont été mis en place. Pour l'essai de compression plane (CP), la couche d'oxyde est morcelée en augmentant la surface à l'interface de soudage de deux échantillons parallélépipédiques superposés. Grâce aux analyses microscopiques, à une analyse par éléments finis couplé à un modèle tensoriel de caractérisation de l'évolution des surfaces, les essais ont montré que, plus que l'importante déformation globale, le soudage se produit dans les zones de cisaillement maximum.

Par conséquent, le second essai repose sur le cisaillement de l'interface de soudage : un tube sectionné est soumis à un effort de compression et de torsion alternée. Comme pour l'essai de CP, l'influence de divers paramètres a été étudiée. Parmi ceux-ci, l'état de surface (rugosité et propreté), l'angle de torsion (faible amplitude) et le nombre de cycles ont un rôle prépondérant. Les assemblages soudés ont ensuite été caractérisés mécaniquement et observés en microscopie (MEB-FEG, EBSD). Par rapport à l'essai de CP, on a pu constater une meilleure quantité et qualité des jonctions en compression-torsion alternée. De plus, un modèle thermodynamique a permis de conclure que les énergies mises en jeu sont trop faibles pour permettre un échauffement significatif : le soudage, sur environ 50% de l'interface en l'état actuel des choses, n'est réalisé que par des effets mécaniques locaux.