



HAL
open science

Étude physique et modélisation numérique de procédés d'assemblage par soudo-brasage de sous-ensembles en carrosserie automobile

Benoit Beaubier

► **To cite this version:**

Benoit Beaubier. Étude physique et modélisation numérique de procédés d'assemblage par soudo-brasage de sous-ensembles en carrosserie automobile. Génie mécanique [physics.class-ph]. Université Pierre et Marie Curie - Paris VI, 2014. Français. NNT : 2014PA066060 . tel-01124357

HAL Id: tel-01124357

<https://theses.hal.science/tel-01124357>

Submitted on 6 Mar 2015

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.



UPMC 2013/2014



**THÈSE DE DOCTORAT
DE L'UNIVERSITÉ PIERRE ET MARIE CURIE**

Présenté par

Benoît Beaubier

pour obtenir le grade de

DOCTEUR DE L'UNIVERSITÉ PIERRE ET MARIE CURIE

Domaine

MÉCANIQUE - GÉNIE MÉCANIQUE - GÉNIE CIVIL

Sujet de la thèse

**Étude physique et modélisation numérique
de procédés d'assemblage par soudo-brasage
de sous-ensembles en carrosserie automobile**

Jean-Michel Bergheau	Professeur, ENISE	Président
Michel Coret	Professeur, École Centrale de Nantes	Rapporteur
Djimedou Kondo	Professeur, UPMC	Examineur
Jean-José Orteu	Professeur, École des Mines d'Albi	Rapporteur
René Billardon	Professeur, UPMC	Directeur de thèse
Karine Lavernhe	Maître de Conférences, ENS Cachan	Co-encadrante
Clara Boucq	Ingénieure PSA Peugeot Citroën	Encadrante industrielle

LMT-Cachan

ENS Cachan / CNRS / UPMC / PRES UniverSud Paris
61 avenue du Président Wilson, F-94235 Cachan cedex, France

Remerciements

Je tiens tout d'abord à remercier messieurs Jean-José ORTEU et Michel CORRET d'avoir accepté le rôle de rapporteur ainsi que Jean-Michel BERGHEAU et Djimedo KONDO pour leur participation à mon jury de thèse.

Je remercie ensuite mon encadrement, René BILLARDON, mon directeur de thèse qui m'a suivi durant ces 3 années malgré son emploi du temps très chargé. Je remercie également Karine Lavernhe-Taillard ma co-encadrante qui a pallié ce manque de disponibilité jusqu'au bout. On m'avait dit que la thèse est une excellente formation à la gestion de projet, aujourd'hui j'en suis un peu plus persuadé.

Je remercie ensuite Clara BOUCQ, Patrice AUGER et Fabrice EDME pour leur encadrement, leur disponibilité au sein de PSA Peugeot-Citroën. Je remercie également tous les collaborateurs que j'ai côtoyés au cours de ces 3 dernières années, notamment Jean-Pierre FARINA et Peggy LALOUE qui auront été d'une grande aide lors des divers essais que j'ai pu réaliser. Cette expérience a été pour moi très enrichissante, tant sur le plan professionnel que personnel.

Je remercie également Nicolas ROUBIER dont les conseils et l'aide précieuse m'a permis de réaliser mes campagnes d'essais au MSSMat.

J'en viens à remercier les personnes avec qui j'ai passé 3 ans de ma vie au LMT Cachan. Je n'aurais pas pu trouver un meilleur endroit pour réaliser ma thèse. Que ce soit pour résoudre un problème administratif, pour un conseil scientifique ou un avis personnel, on trouvera toujours quelqu'un pour nous rendre service.

Certaines personnes ont participé activement à ces travaux et je ne les remercierai jamais assez. Je pense notamment à Stéphane ROUX, François HILD, John-Eric DUFOUR, Gilles BESNARD, et Robin ANTOINE que j'ai encadré lors de son stage de Master.

Pour les autres, je ne vais pas énumérer toutes les personnes que j'apprécie dans ce laboratoire, mais je suis sûr qu'elles se reconnaîtront.

Je remercie enfin Sibylle qui m'aura supporté même dans les moments les plus difficiles, mais ne t'inquiète pas, je ne recommencerai pas...

Enfin, à tous ceux que j'ai oublié, merci.

Table des matières

Remerciements	3
Table des matières	i
Table des figures	v
Liste des tableaux	xi
Introduction générale	1
1 Analyse du procédé de soudo-brasage	5
1 Le soudo-brasage	6
1.1 Le principe	6
1.2 Différents procédés	7
1.2.1 Le soudo-brasage Plasmatron®	7
1.2.2 Le soudo-brasage laser	7
2 Le soudo-brasage appliqué au ferrage automobile	8
2.1 Le métal de base : une tôle mince en acier XES	8
2.2 Le métal d'apport : un alliage de cupro-silicium	10
2.3 La simulation numérique du procédé afin de prévoir la géométrie finale de l'assemblage	12
2.3.1 Les phénomènes multiphysiques	12
2.3.2 Les dimensions des pièces étudiées	13
3 Analyse d'essais sur maquette	13
3.1 Présentation des essais	13
3.1.1 Géométrie	13
3.1.2 Soudo-brasage laser	14
3.1.3 Soudo-brasage Plasmatron®	14
3.2 Instrumentation thermique	16
3.2.1 Mesure par thermocouples	16
3.2.2 Mesure par thermographie	16
3.3 Analyse thermique du soudo-brasage laser	17
3.4 Analyse thermique du soudo-brasage Plasmatron®	21
4 Conclusion et problématique scientifique de cette étude	24

2	Simulation thermique du procédé de soudo-brasage	27
1	Couplages lors du soudo-brasage	30
2	Identification d'un modèle de source de chaleur et d'échange convectif-radiatif	31
2.1	Choix d'un modèle de source de chaleur	32
2.2	Maillage	32
2.3	Chargements et conditions aux limites	35
2.4	Paramètres matériaux	37
2.5	Résultats	37
3	Identification d'un modèle de contact thermomécanique	40
3.1	Introduction	40
3.2	Un essai original	42
3.3	Difficultés expérimentales	45
3.4	Conclusions	46
3	Comportement TMM des matériaux	47
1	Modèles de comportement TMM de l'acier XES	50
1.1	Changements de phase	50
1.1.1	Transformation au chauffage	50
1.1.2	Transformation au refroidissement	52
1.2	Comportement monphasé	53
1.2.1	Choix des variables d'état	53
1.2.2	Thermo-élasticité	54
1.2.3	Critère de plasticité	55
1.2.4	Viscosité	56
1.2.5	Écrouissage isotrope	56
1.2.6	Conclusion sur les choix des lois de comportement pour l'acier XES	57
1.3	Comportement multiphasé	57
2	Modèle de comportement de l'alliage de CuSi	59
3	Corrélation d'images numériques pour l'instrumentation d'essais mécaniques à chaud	59
3.1	Cahier des charges	59
3.2	Corrélation d'Images Numériques à chaud	59
3.2.1	Difficultés de la CIN à chaud	59
3.2.2	Dispositif expérimental de la CIN à chaud	62
3.2.3	Algorithme de Corrélation d'Images Numériques utilisé : Corréli Q4	64
3.2.4	Traitement des images	65
3.3	Validation sur un essai de dilatométrie	66
3.3.1	Présentation de l'essai	66
3.3.2	Choix de la ROI	68
3.3.3	Algorithme de CIN utilisé	69

3.3.4	Résultats de la mesure par CIN	71
3.3.5	Comparaison des résultats issus des différents moyens de mesure	71
3.3.6	Conclusion sur la validité de la CIN à chaud	72
4	Identification du modèle de comportement TMM de l'acier XES	75
4.1	Présentation des essais	75
4.1.1	Essais à température ambiante	76
4.1.2	Essais de dilatométrie libre	76
4.1.3	Protocole expérimental	77
4.2	Identification des paramètres du modèle de comportement	78
4.2.1	Propriétés de la tôle en acier XES	82
4.2.2	Limite des essais réalisés	83
5	Identification du modèle de comportement TMM de l'alliage CuSi3	83
5.1	Présentation de l'essai d'identification des paramètres de l'alliage de CuSi	85
5.1.1	Présentation du montage	85
5.1.2	Présentation de l'essai	86
5.1.3	Difficultés expérimentales	87
5.2	Perspectives	88
4	Instrumentation d'une opération industrielle de soudo-brasage	89
1	Mesure de formes 3D de grande dimension	91
2	Mise en place d'un premier essai de stéréocorrélation	92
3	Développement d'un auto-étalonnage d'un système de stéréovision	95
3.1	Étalonnage d'un système de stéréovision	95
3.2	Mise en œuvre de l'auto-étalonnage sur une surface NURBS	98
3.3	Étalonnage à partir de la description CAO de la surface observée	99
3.3.1	Première étape : détermination des matrices de passage	100
3.3.2	Deuxième étape : métrologie de la surface observée	103
3.3.3	Schéma itératif utilisé	103
3.4	Validation de l'algorithme d'étalonnage	103
3.4.1	Usinage d'une pièce test	103
3.4.2	Résultats de stéréocorrélation sur la pièce de validation	105
3.4.3	Correction des distorsions	106
3.5	Validation de la méthode, comparaison avec une mesure MMT	107
4	Nouvel essai de soudo-brasage sur pavillon automobile instrumenté par stéréocorrélation	110
4.1	Étude de la forme du pavillon avant et après soudo-brasage	112
4.2	Métrologie du pavillon	113
5	Mesure de champs de déplacements et de déformations pendant une opé- ration de soudo-brasage	114
5.1	Principe de l'algorithme utilisé	114
5.2	Application au pavillon automobile	116

5.2.1	Formulation isogéométrique du problème	116
5.2.2	Spécificités de la mesure sur le pavillon automobile . . .	118
5.3	Analyse des déplacements durant une opération de soudo-brasage Plasmatron®	119
6	Conclusion	124
Conclusion		125
Bibliographie		129
A Plans des montages d'essai		137
1	Essais sur éprouvettes mono-matériau	137
2	Essais sur éprouvettes bi-matériaux	142
B Courbes contrainte/déformation réalisées lors des essais de traction mono- tone avec relaxation sur tôle en acier XES d'épaisseur 0,67 mm		151
C Tableau de valeurs point par point des variables TMM pour tôles d'acier XES d'épaisseur 0,67 mm		153

Table des figures

1	Secteur ferrage de l'usine PSA de Sochaux (source www.sochaux.psa.fr) .	1
2	Exemple d'ondulations observées sur un pavillon automobile après assemblage de celui-ci	3
3	Citroën C4, véhicule choisi comme sujet de l'étude	3
1.1	Tête de soudo-brasage Plasmatron® produite par <i>Inocon Technologie</i> . . .	7
1.2	Tête de soudo-brasage laser utilisée par PSA Peugeot-Citroën	8
1.3	Micrographies du XES selon différents plans de coupe de la tôle, DL direction de laminage (1.3(a)), DT direction transverse (1.3(b)) et DN direction normale (1.3(c))	9
1.4	Diagramme d'équilibre fer-carbone, en rouge l'acier XES étudié	10
1.5	Micrographies de l'alliage CuSi3 utilisé au cours de cette étude	11
1.6	Diagramme d'équilibre Cuivre-Silicium [Olesinska et Abbaschian, 1986]	12
1.7	Géométrie de l'assemblage soudo-brasé, les dimensions sont en millimètres	14
1.8	Schéma d'une opération de soudo-brasage laser avec le fil d'apport. $z' \in (z, y), n \in \text{plan}(z', x)$	15
1.9	Montage expérimental utilisé pour les essais de soudo-brasage laser . . .	17
1.10	Identification de la limite entre les différentes zones	18
1.11	Évolution de la température enregistrée par les thermocouples soudés sur l'éprouvette à une distance d du cordon lors de l'essai de soudo-brasage laser	19
1.12	Évolution de la température enregistrée par la caméra IR le long d'une ligne perpendiculaire au cordon de soudo-brasage, lors de l'essai de soudo-brasage laser	20
1.13	Lignes de niveaux par température autour du cordon lors de l'essai de soudo-brasage laser	20
1.14	Analyse des vitesses de chauffe et de refroidissement lors de l'essai de soudo-brasage laser au niveau du thermocouple 2	22
1.15	Observations micrographiques de l'éprouvette au voisinage du cordon soudo-brasé par laser	23
1.16	Matériel utilisé pour l'essai de soudo-brasage par Plasmatron® (a) et mesure de température par caméra IR (b)	24

1.17	Évolution de la température enregistrée par la caméra IR le long d'une ligne perpendiculaire au cordon de soudo-brasage, lors de l'essai de soudo-brasage Plasmatron®	24
1.18	Lignes de niveaux par température autour du cordon lors de l'essai de soudo-brasage Plasmatron®	25
1.19	Observations micrographiques de l'éprouvette au voisinage du cordon soudo-brasé par Plasmatron®	26
2.1	Schéma des couplages entre les états thermiques, mécaniques et métallurgiques lors d'une opération de soudo-brasage	31
2.2	Schéma de l'opération de soudo-brasage avec les différents paramètres mis en jeu	33
2.3	Modèle 3D utilisé pour la première simulation	34
2.4	Connexions entre les différentes parties du maillage sur le modèle utilisé pour la simulation thermique	35
2.5	Système expérimental utilisé lors de l'essai de soudo-brasage laser, avec position du système d'ablocage et mise en place des zones stationnaires et de désamorçage	36
2.6	Évolution de la résistance de contact en fonction de la distance de contact	37
2.7	Comparaison entre la température simulée et la température déterminée expérimentalement au niveau du thermocouple 2	38
2.8	Comparaison du résultat de la simulation thermique avec le champ de température mesuré par caméra IR	39
2.9	Carte des écarts entre la température simulée et la température mesurée en fonction du temps et de la distance par rapport au cordon	40
2.10	Comparaison du résultat de la simulation thermique avec le champ de température mesuré par caméra IR	41
2.11	Coupe de l'assemblage pavillon côté de caisse	42
2.12	Un essai d'identification de résistance thermique entre tôles	43
2.13	Schématisation théorique de l'essai de résistance thermique de contact	44
3.1	(a), Diagramme d'équilibre binaire Fer/carbone, avec les différentes températures caractéristiques. En rouge le pourcentage massique de carbone correspondant à l'acier XES. (b), Schématisation de l'évolution du pourcentage de phase α en fonction de la température et de la vitesse de chauffe.	51
3.2	Exemple d'évolution des points Ac_1 et Ac_3 en fonction de la vitesse de chauffage pour un acier à 0,40 % de carbone [Constant et Henry, 1986]	52
3.3	Exemple de diagramme de transformation au refroidissement continu de l'acier XC55 [Constant et Henry, 1986]	53
3.4	Énergie théorique émise en fonction de la température et de la longueur d'onde pour des températures allant de 0 °C à 1200 °C [Grant <i>et al.</i> , 2009]	61
3.5	La machine de traction et le four utilisés lors des essais.	62

3.6	Schéma et photo du système expérimental mis en œuvre pour les essais de CIN à chaud. Système optique et de chauffage	63
3.7	Bande passante et photographie imbriquée du filtre passe-bande EDMOUND OPTICS utilisé lors des essais de CIN à chaud	64
3.8	Matrice de Bayer d'un appareil à capteur RGB classique	65
3.9	Analyse des différentes matrices de l'image convertie en tiff. En haut à gauche l'image complète, en haut à droite la matrice de rouge, en bas à gauche la matrice de vert et en bas à droite la matrice de bleu. Exemple de l'essai de validation	66
3.10	Analyse des sensibilités de chaque capteur (<i>i.e.</i> , rouge, bleu et vert) aux différentes longueurs d'ondes [Jiang <i>et al.</i> , 2013]	67
3.11	Tracé du chargement thermique réalisé lors des essais de dilatométrie	68
3.12	Gradient de température sur la pièce lorsque la température de consigne est à 1000 °C	68
3.13	Comparaison de l'évolution du résidu avec et sans seuillage en fonction du numéro de l'image	70
3.14	Images avant (à gauche) et après (à droite) seuillage, à 20 °C et à 1000 °C	70
3.15	Évolution du résidu de corrélation moyen normé après correction de la brillance et du contraste	72
3.16	Champs de déplacements, de brillance, de contraste et de résidu entre 20 °C et 500 °C.	73
3.17	Comparaison entre la déformation $\epsilon_{xx}(T)$ et $\epsilon_{yy}(T)$ mesurées par CIN	73
3.18	Comparaison de la mesure des déformations thermiques par TMA (Def Dilato), extensomètre (Def Extenso), CIN (Def CIN) et issue du handbook	74
3.19	Comparaison de la valeur du coefficient de dilatation thermique $\alpha(T)$ (K^{-1}) obtenue par mesure sur TMA (Def Dilato), extensomètre (Def Extenso), CIN (Def CIN) et valeur du handbook	74
3.20	Montage utilisé pour les essais sur les tôles en acier XES d'épaisseur $e = 0,67 \text{ mm}$	75
3.21	Résultats d'essais de traction à température ambiante dans différentes les directions $\alpha = 0^\circ$, $\alpha = 90^\circ$ et $\alpha = 45^\circ$ par rapport la direction de laminage.	76
3.22	Évolution de la déformation durant un essai de dilatométrie libre, suivi par CIN (en bleu), modélisation des essais expérimentaux utilisée pour le calcul du coefficient de dilatation thermique	77
3.23	Évolution du coefficient de dilatation thermique sécant en fonction de la température	78
3.24	Résultats d'un essai de traction à 400°C avec relaxations et changements de vitesses de chargement.	78
3.25	Relaxation à 400 °C	79
3.26	Identification des paramètres de restauration statique de l'écrouissage durant les relaxations. Ici courbe à 400 °C	80
3.27	Modélisation de la viscosité.	81
3.28	Modélisation de la déformation plastique.	81

3.29	Évolution des paramètres d'élasticité, de plasticité et de viscosité en fonction de la température.	84
3.30	Modèle numérique d'une éprouvette bi-matériaux. En gris, l'acier XES, en "orange", l'alliage de CuSi	86
3.31	Présentation de l'essai de caractérisation du modèle de comportement de l'alliage de CuSi	87
4.1	Principe de la stéréocorrélation	92
4.2	Montage expérimental utilisé lors du premier essai de soudo-brasage instrumenté par stéréocorrélation	93
4.3	Protocole et mires d'étalonnage utilisés lors du premier essai de stéréocorrélation	94
4.4	Champ de déplacement hors plan dû au soudo brasage exprimé en mm	94
4.5	Exemples de mires d'étalonnages utilisées pour déterminer les paramètres extrinsèques et intrinsèques d'un système de stéréocorrélation	96
4.6	Patch NURBS utilisé pour l'étude de la pièce de validation. Les carrés bleus correspondent aux points de contrôle et la surface rouge correspond à la forme théorique. Les dimensions sont en millimètres	98
4.7	Principe de la première étape de la procédure d'étalonnage [Beaubier <i>et al.</i> , 2013b] : on recherche les matrices de passage $[M^r]$ et $[M^l]$	102
4.8	Principe de la seconde étape de la procédure d'étalonnage [Beaubier <i>et al.</i> , 2013b] : on mesure la surface 3D (<i>i.e.</i> , on recherche la position réelle des pôles P_{ij} de la surface)	104
4.9	Pièce test qui consiste en un seul carreau de Bézier. Quatre lignes, correspondant aux courbes isopérimétriques définies par l'équation (4.14) sont aussi usinées. Les flèches montrent leur intersection avec les bords de la pièce.	105
4.10	Carte du résidu de corrélation exprimée en pourcentage de la dynamique des images analysées pour les deux étapes de l'auto-étalonnage. Les deux cartes sont exprimées dans l'espace paramétrique de la surface NURBS (u, v)	106
4.11	Comparaison entre les cartes de résidu de corrélation exprimées en pourcentage de la dynamique des images analysées, sans correction des distorsions (a) et avec correction des distorsions optiques (b)	107
4.12	Reconstruction d'une surface complexe à partir d'un nuage de points. (a) Les points palpés sont définis par des croix rouges et les points reconstruits sont des cercles verts. La surface reconstruite est en noir. (b) Les points de contact sont calculés à partir des points palpés, le point de contact réel est en bleu et le point reconstruit en vert	108

4.13	Comparaison des écarts entre la surface théorique (modèle CAO) et la surface mesurée par MMT (a) et par stéréocorrélation (b). Les écarts sont en mm. Les écarts issus de la mesure par MMT sont exprimés suivant le nombre de points palpés tandis que les écarts issus de la mesure par stéréocorrélation sont exprimés dans l'espace paramétrique de la surface NURBS	109
4.14	Comparaison entre les cartes d'écarts entre la surface théorique et la surface mesurée, avec (b) ou sans (a) correction des distorsions. La même dynamique est utilisée pour les deux images, les valeurs sont exprimées en mm	109
4.15	Image du pavillon (surface 2 m ²) prise par la caméra de gauche, avec paramétrage de la surface et position du cordon de soudo-brasage	110
4.16	Montage expérimental utilisé lors du nouvel essai de stéréocorrélation	111
4.17	Modèles théoriques de la surface observée (voir FIGURE 4.15)	111
4.18	Résultats pour le pavillon posé sur la caisse avant soudo-brasage. Carte du résidu de corrélation absolue (a), exprimé en pourcentage de la dynamique des images analysées. Carte d'écart (b) entre la surface théorique et la surface mesurée. Les écarts sont exprimés en mm	112
4.19	Résultats pour le pavillon soudo-brasé sur la caisse. Carte du résidu de corrélation absolue (a), exprimé en pourcentage de la dynamique des images analysées. Carte d'écart (b) entre la surface théorique et la surface mesurée. Les écarts sont exprimés en mm	113
4.20	Norme de la déformation (<i>i.e.</i> , écart de forme) du pavillon après soudo-brasage. La forme de référence est le pavillon posé sur la caisse avant soudo-brasage, les valeurs sont exprimées en mm	114
4.21	Détermination du champ de déplacement en chaque point de la surface grâce à une approche de stéréocorrélation globale [Dufour <i>et al.</i> , 2014]	117
4.22	Schéma explicatif de la méthode de stéréocorrélation en prenant pour description de la surface une approche NURBS	118
4.23	Carte de la norme du déplacement (en mm) sur le pavillon automobile au cours de l'opération de soudo-brasage Plasmatron®	120
4.24	Nombre d'itérations nécessaires pour atteindre la convergence en fonction du niveau de résidu moyen exprimé en niveau de gris sur les images analysées	120
4.25	Évolution du résidu, exprimé en niveau de gris, au cours de la corrélation. En abscisse on retrouve le numéro de la paire d'images analysée	121
4.26	Carte du déplacement (en mm) suivant Z sur le pavillon automobile à la fin de l'opération de soudo-brasage Plasmatron®	122
4.27	Carte du déplacement (en mm) suivant Z sur le pavillon automobile au cours de l'opération de soudo-brasage Plasmatron®. On traite ici la paire d'images 526/850	122

4.28	Nombre d'itérations nécessaires pour atteindre la convergence en fonction du niveau de résidu moyen exprimé en niveau de gris sur les images analysées	123
4.29	Évolution du résidu, exprimé en niveau de gris, au cours de la corrélation. En abscisse on retrouve le numéro de la paire d'images analysée	123
A.1	Plan de l'assemblage	138
A.2	Plan des éprouvettes	139
A.3	Porte éprouvette	140
A.4	Serre éprouvette	141
A.5	Plan de l'assemblage pour traction plane	143
A.6	Éprouvettes bi-matériaux	144
A.7	Cale étai autobloquant	145
A.8	Écrou et étai autobloquant	146
A.9	Vis porte étai	147
A.10	Contre écrou	148
A.11	Mise en position des cales	149
B.1	Courbes contraintes déformation des essais réalisés.	151

Liste des tableaux

1.1	Composition en pourcentage massique de la tôle d'acier XES (désignation DC-04).	8
1.2	Composition en pourcentage massique du cupro-silicium utilisé par PSA .	10
1.3	Paramètres de soudo-brasage utilisés lors de la campagne d'essais de soudo-brasage par laser	14
1.4	Paramètres de soudo-brasage utilisés lors de la campagne d'essais de soudo-brasage Plasmatron®	15
2.1	Paramètres thermiques de l'acier XES utilisés pour la simulation thermique	37
2.2	Paramètres thermiques de l'alliage de CuSi utilisés pour la simulation thermique	37
3.1	Variables thermodynamiques du modèle	54
3.2	Méthode de modélisation des paramètres en fonction de la température. .	82
3.3	Valeurs numériques des variables des lois d'évolution en fonction de la température.	85
4.1	Chiffres caractéristiques des différentes méthodes de mesure 3D [Beaubier <i>et al.</i> , 2013b]	99
4.2	Points de contrôle de la surface usinée, les dimensions sont en mm, les poids associés sont égaux à un, les séquences nodales associées sont $u=\{00001111\}$ et $v=\{00001111\}$	105
C.1	Évolution de la variable K_p en fonction de la température.	153
C.2	Évolution de la variable K en fonction de la température	154
C.3	Évolution de la variable K_v en fonction de la température	154
C.4	Évolution de la variable B en fonction de la température	154

Introduction générale

Le groupe PSA Peugeot Citroën SA produit des véhicules légers dans ses usines installées dans diverses régions du globe. Cette internationalisation pose des problèmes lors de la fabrication. En effet, les procédés de fabrication utilisés étant différents leur impact sur le produit final est lui aussi différent. Pour remédier à ce problème, de nombreux essais sont réalisés pour régler les différents procédés.

Afin de rester compétitif et dans une optique de réduction des coûts il serait intéressant pour le groupe d'être capable de prévoir l'impact du procédé sur le produit final, notamment des procédés d'assemblage sur les déformations des caisses.

Les pièces considérées dans le cadre de cette étude sont des éléments composant la « caisse en blanc » de véhicules assemblés par exemple dans le secteur Ferrage de l'unité de production de Sochaux. cf. FIGURE 1.



FIGURE 1: Secteur ferrage de l'usine PSA de Sochaux (source www.sochaux.psa.fr)

La « caisse en blanc » est constituée de tôles fines dont les épaisseurs varient entre $0,57\text{ mm}$ et 2 mm selon qu'il s'agit de pièces de structure ou de pièces d'aspect. Elles peuvent tout aussi bien être en acier qu'en alliage d'aluminium.

Lors de l'assemblage, des déformations indésirables interviennent sur la caisse en blanc, déformations qui peuvent être soit inesthétiques, soit empêcher l'assemblage des différentes pièces. Ces déformations sont supprimées à la suite d'études expérimentales longues et coûteuses.

Une caisse en blanc comporte plusieurs dizaines d'assemblages, auxquels il faut bien sûr rajouter les ouvrants qui sont eux-aussi des pièces comportant de multiples assem-

blages. Les techniques d'assemblage sont également nombreuses. On retrouve des méthodes mécaniques, telles que le rivetage, le boulonnage ou le clinchage, des méthodes chimiques par collage, ou les méthodes couplées. Par exemple la méthode d'assemblage hybride collage plus sertissage est en vogue dans l'automobile.

Le travail proposé ici est limité aux procédés d'assemblage avec source de chaleur Dilthey et Stein [2006]. Même en se limitant à ce cadre, il reste encore de nombreux procédés. Nous pouvons les ranger dans trois catégories. La première est composée des procédés de soudage avec apport de matière et fusion du métal de base. On retrouve dans cette famille les procédés de soudage à l'arc MIG, MAG, TIG, et le soudage laser avec fil d'apport. Ensuite, il y a certains procédés, comme le soudage laser ou le soudage par résistance (aussi appelé PSE) où il y a fusion du métal de base mais aucun métal d'apport. Enfin, une dernière catégorie comprend les procédés sans fusion du métal de base mais avec apport de matière. C'est cette catégorie que l'on appelle soudo-brasage.

L'objectif des travaux présentés ici est de contribuer au développement d'un outil métier de prévision des déformations induites par les procédés d'assemblage avec source de chaleur. L'outil ayant pour finalité une application industrielle il devra être robuste et rapide, ce qui implique la mise en œuvre de modèles à la complexité juste nécessaire.

L'application choisie pour cette étude est l'assemblage par soudo-brasage du pavillon et du côté de caisse. La FIGURE 2 représente des ondulations visibles sur un pavillon après assemblage, défaut que la simulation devrait pouvoir prévoir pour l'éviter.

Plusieurs matériaux sont utilisés dans la carrosserie automobile. On retrouve des aciers, et des alliages d'aluminium. De plus, ceux-ci sont présents sous plusieurs épaisseurs et sous différents ordres d'assemblage. Les aciers restent encore aujourd'hui largement majoritaires. Devant la complexité des couples envisageables il a été choisi d'étudier un assemblage acier/acier. Cet assemblage est celui du pavillon sur le côté de caisse de la dernière Citroën C4.

Ce mémoire se compose de quatre chapitres. Le premier chapitre, pose les bases par l'étude d'un essai de soudo-brasage sur maquette caractéristique. Ce chapitre présente les procédés de soudo-brasage ainsi que les matériaux mis en jeu, et permet de conclure sur les problématiques scientifiques associées à la problématique industrielle présentée ici.

Ces problématiques scientifiques sont éventuellement liées à l'identification de différents modèles à mettre en œuvre lors de la simulation numérique du procédé. La conclusion de ce premier chapitre constitue un plan détaillé de ce mémoire précisant les modèles identifiés ainsi que les outils développés pour réaliser ces identifications.

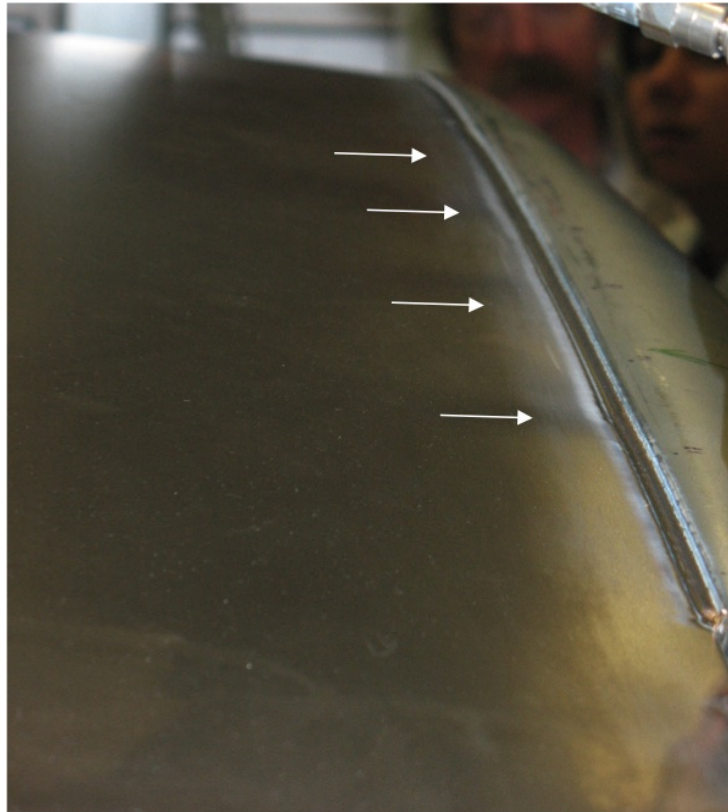


FIGURE 2: Exemple d'ondulations observées sur un pavillon automobile après assemblage de celui-ci



(a) Citroën C4, sujet de l'étude



(b) Caisse en blanc de la Citroën C4, utilisée pour les essais de validation

FIGURE 3: Citroën C4, véhicule choisi comme sujet de l'étude

Chapitre 1

Analyse du procédé de soudo-brasage

Le but général de cette étude est de contribuer au développement d'un outil de simulation numérique du procédé de soudo-brasage afin de prévoir les distorsions géométriques éventuelles induites par l'opération d'assemblage lors de son application à des tôles automobiles de grandes dimensions.

Ce premier chapitre permet d'introduire les deux procédés de soudo-brasage considérés au cours de cette étude, viz. le soudo-brasage laser et le soudo-brasage Plasmatron®, ainsi que les matériaux de base et d'apport utilisés, viz. des tôles d'acier XES d'épaisseur $0,67\text{ mm}$ et de dimensions métriques, et un alliage de cupro-silicium CuSi3.

Des essais de soudo-brasage sur maquette, instrumentés par des thermocouples et une caméra Infra-Rouge et réalisés au cours de cette étude, sont analysés en détail en termes d'évolution du champ de température lors de l'opération d'assemblage et en termes d'évolution de la microstructure des tôles au voisinage du cordon.

Les analyses qualitatives et quantitatives du procédé ainsi que la prise en compte du contexte industriel avec une multitude de procédés et de matériaux à assembler permettent de définir la problématique principale de cette étude, viz. le développement d'outils d'identification rapides et efficaces des différents modèles à mettre en œuvre lors de la simulation numérique du procédé. Ces modèles doivent permettre de représenter la source de chaleur, l'ensemble des échanges thermiques – par conduction, convection et rayonnement – lors du procédé, le contact thermo-mécanique entre les tôles, ainsi que le comportement thermo-métallo-mécanique du métal d'apport et des tôles – tout en prenant en compte leur état initial non standard, viz. après laminage et emboutissage.

Le dépouillement des mesures de température réalisées lors d'essais de soudo-brasage sur maquette permettent de préciser les domaines de validité de l'ensemble des modèles ainsi que la forme du modèle de source de chaleur.

1 Le soudo-brasage

Le soudo-brasage est un procédé d'assemblage de métaux par apport de chaleur mais sans fusion du matériau de base. Le soudo-brasage se fait par apport d'un métal en fusion de nature différente des matériaux de base. Ce procédé, parfois appelé brasage fort, est largement répandu dans l'industrie, car il permet d'assembler des matériaux sur lesquels il serait difficile voir impossible d'utiliser un procédé de soudage « classique » [Kou, 2003].

Cependant, la nature différente du métal d'apport des métaux de base rend ce procédé fondamentalement hétérogène. D'après Schwartz [2003], le soudo-brasage est principalement utilisé pour assembler des matériaux de nature différentes. On parle alors d'assemblages hétérogènes. Cependant, le soudo-brasage, contrairement aux procédés de soudage classiques possède l'avantage de permettre d'assembler plus facilement des alliages métalliques légers (alliages d'aluminium, titane,...) voire des matériaux composites ou des tôles très minces ce qui n'est pas le cas dans le cadre de cette étude. Il est donc naturellement utilisé dans de nombreux domaines industriels, comme l'aéronautique, le nucléaire, l'automobile, etc.

Bien que la source de chaleur et le métal d'apport se déplacent ensemble, les propriétés de mouillage du métal d'apport jouent un rôle important comme pour les techniques de brasage [Michel, 2013]. Les différentes techniques de soudo-brasage sont très proches des techniques classiques de soudage, tant au niveau des sources de chaleur que du déroulement des opérations. Cependant, la température maximale atteinte étant sensiblement inférieure aux températures atteintes en soudage classique, la taille des zones affectées thermiquement est bien inférieure – ce qui induit des contraintes résiduelles ou des déformations d'amplitude plus faibles.

1.1 Le principe

Le principe du soudo-brasage repose sur différentes propriétés physico-chimiques. Tout d'abord, la capillarité et le mouillage du métal d'apport à l'état liquide déterminent le jeu à laisser entre les pièces à assembler. Ensuite les forces de Van der Waals correspondent à un mécanisme d'adsorption physique, alors que des énergies de liaison plus importantes sont générées par un mécanisme d'adsorption chimique. Enfin, la diffusion scelle l'interface. Celle-ci vient former un alliage des deux métaux au niveau de l'interface. La résistance de l'assemblage dépend des composés intermétalliques éventuellement créés lors de cette phase.

L'objectif de cette étude est de prédire de manière efficace l'impact du procédé sur la géométrie de l'assemblage. De nombreuses études traitent du sujet du soudage dans la littérature. Cependant, l'assemblage par soudo-brasage de tôles métalliques fines pour l'automobile reste très peu étudié. En effet, le soudo-brasage est peu étudié bien que la prolifération de nouveaux matériaux, comme par exemple les composites, ainsi que l'utilisation de tôles de plus en plus minces conduisent au développement de nombreuses techniques de soudo-brasage [Mathieu *et al.*, 2006].

1.2 Différents procédés

Il existe différents types de procédés de soudo-brasage, à l'arc (MIG, TIG, Plasmatron®, CMT) ou par laser. Les deux procédés utilisés dans le cadre de cette étude sont décrits ci-après.

1.2.1 Le soudo-brasage Plasmatron®

Le soudo-brasage Plasmatron® est un procédé d'assemblage avec arc électrique, ce dernier étant réalisé par une électrode en tungstène. La géométrie de la torche Plasmatron® permet d'atteindre des densités de puissance (10^8 W/cm^2) et des vitesses de soudage bien supérieures à ce qui est envisageable avec un procédé TIG classique.

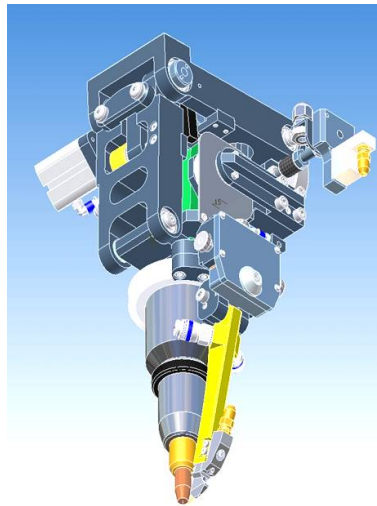


FIGURE 1.1: Tête de soudo-brasage Plasmatron® produite par *Inocon Technologie*

Par ailleurs, le coût d'une telle installation est moins élevé que celui d'une source laser, ce qui en fait un procédé de choix pour l'industrie automobile.

1.2.2 Le soudo-brasage laser

Le principe du soudo-brasage laser est le suivant. On utilise un faisceau laser de forte puissance afin d'obtenir la montée en température des métaux à assembler. On focalise le faisceau à l'intersection des surfaces à assembler où on apporte un fil d'apport. Le fil est alors instantanément fondu et vient se fixer sur le matériau d'apport. Un gaz de protection est parfois utilisé afin de limiter les réactions du matériau avec l'air. La FIGURE 1.2 montre la tête de soudo-brasage utilisée lors des essais réalisés dans le cadre de cette étude.

Les températures atteintes lors d'une opération de soudo-brasage laser sont de l'ordre de $T = 900 \text{ }^\circ\text{C}$. Cependant, grâce à sa vitesse d'exécution le soudo-brasage laser permet

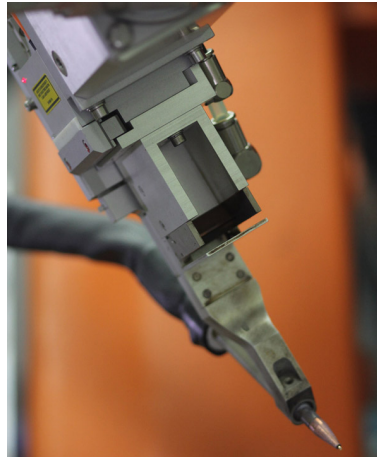


FIGURE 1.2: Tête de soudo-brasage laser utilisée par PSA Peugeot-Citroën

de réaliser un échauffement très localisé et de limiter ainsi les distorsions. De plus, la géométrie des cordons déposés est bien maîtrisée. Par ailleurs, le procédé de soudo-brasage laser s'automatise facilement. Malgré le coût élevé d'une telle installation, ce procédé est de plus en plus utilisé dans l'industrie.

2 Le soudo-brasage appliqué au ferrage automobile

En ferrage automobile le soudo-brasage est principalement utilisé pour les cordons d'aspect, par exemple pour l'assemblage des ouvrants, ou pour le cordon d'assemblage du pavillon (qui est le toit de la voiture) et du côté de la caisse. Ce cordon, qui consiste à assembler deux tôles fines – préalablement mises en forme par emboutissage – à l'aide d'un plan de joint en vé, constitue le support principal de cette étude.

Les matériaux assemblés ici sont des tôles en acier XES d'épaisseur inférieure au millimètre assemblées avec un alliage de cupro-silicium

2.1 Le métal de base : une tôle mince en acier XES

La tôle étudiée au cours de cette étude est utilisée chez PSA Peugeot-Citroën pour la carrosserie de certains modèles de véhicules. Elle est composée d'un acier de construction fourni par ArcelorMittal sous le nom XES (norme AFNOR, DC-04). La composition de cet acier est donnée dans le Tableau-1.1

Fe	C	P	S	Mn
base	≤ 0,08	≤ 0,03	≤ 0,03	≤ 0,4

TABLE 1.1: Composition en pourcentage massique de la tôle d'acier XES (désignation DC-04).

Ce matériau laminé peut être livré sous différentes épaisseurs. La tôle considérée dans le cadre de cette étude a une épaisseur très faible de $0,67\text{ mm}$. Des observations micrographiques du matériau ont été réalisées et sont présentées en FIGURE 1.3.

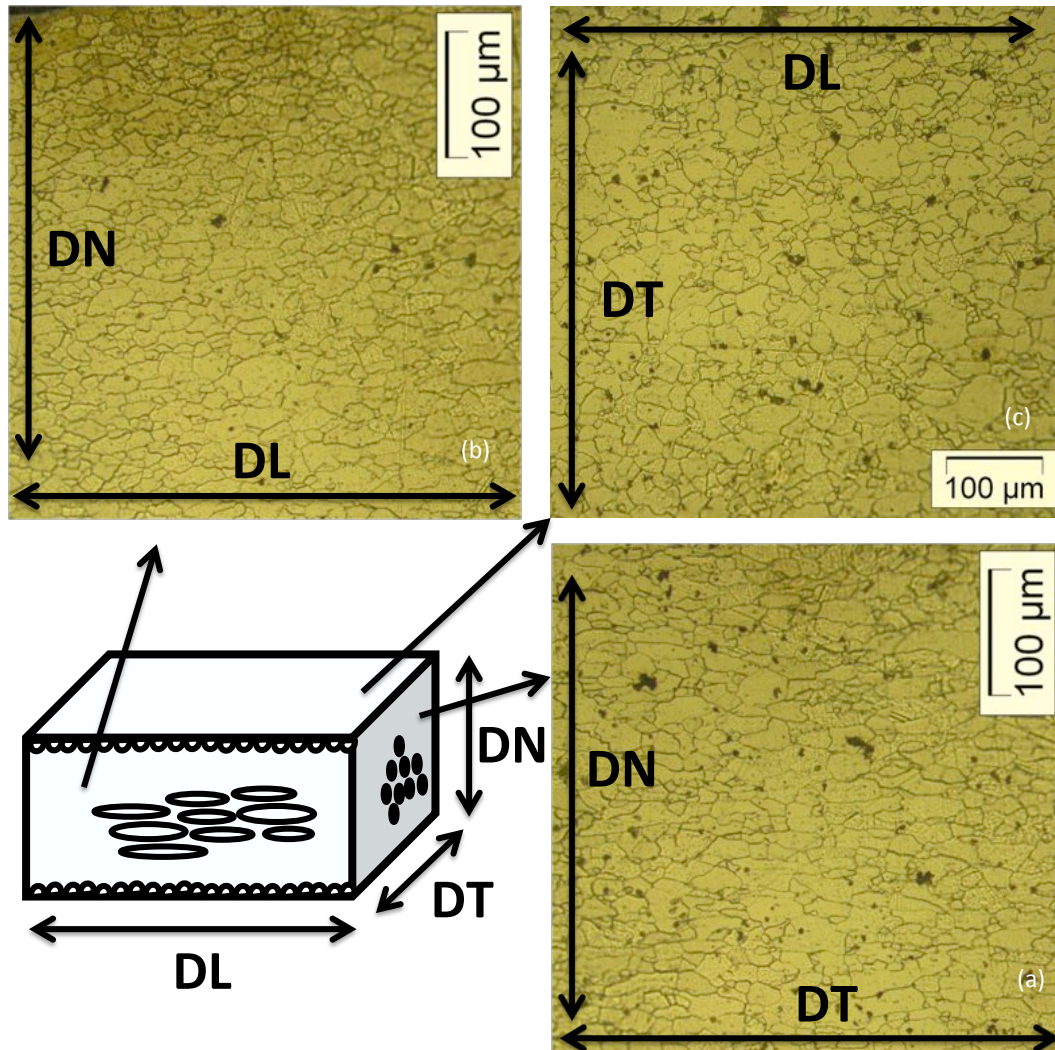


FIGURE 1.3: Micrographies du XES selon différents plans de coupe de la tôle, DL direction de laminage (1.3(a)), DT direction transverse (1.3(b)) et DN direction normale (1.3(c))

La structure de cet acier est principalement ferritique (phase α) avec quelques précipités isolés – cémentite Fe_3C . De plus, la texture morphologique apparaît légère, ce qui n'exclut pas l'existence probable d'une texture cristallographique induite par le laminage. Par ailleurs, une étape de skin-pass en fin de laminage induit probablement de l'écrasement en surface. Cet état initial non standard du matériau induit a priori lors du chauffage

des phénomènes complexes de relaxation des contraintes, de restauration d'écrouissage et éventuellement de recristallisation.

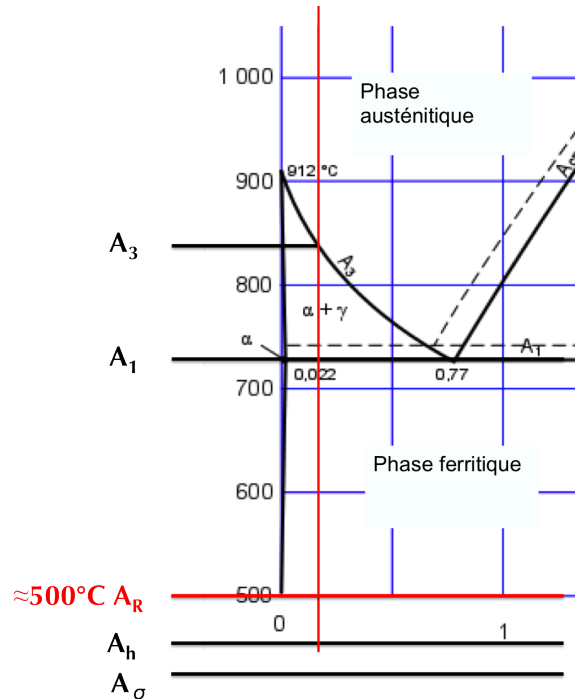


FIGURE 1.4: Diagramme d'équilibre fer-carbone, en rouge l'acier XES étudié

La température atteinte lors du procédé de soudo-brasage objet de cette étude est inférieure à 1000 °C (cf. paragraphe suivant). Le diagramme fer-carbone (cf. FIGURE 1.4) montre donc qu'il est nécessaire d'identifier le comportement du matériau en phase ferritique et austénitique. La caractérisation et la modélisation du comportement thermo-métallo-mécanique de ce matériau sont traitées dans le chapitre 3.

2.2 Le métal d'apport : un alliage de cupro-silicium

Le métal d'apport utilisé pour cette étude est un alliage de cupro-silicium. Ce type d'alliage est souvent utilisé pour le soudo-brasage à cause de sa bonne fluidité à l'état liquide, ainsi que pour sa bonne résistance à la corrosion et sa ductilité à l'état solide. La composition chimique de l'alliage CuSi3 utilisé pour cette étude, fourni par Air Liquide Welding, est donnée dans le Tableau 1.2.

Cu	Si	Mn	Zn	Sn	Fe
base	2,8-4,0	≤ 1,5	≤ 1,5	≤ 1,5	≤ 0,5

TABLE 1.2: Composition en pourcentage massique du cupro-silicium utilisé par PSA

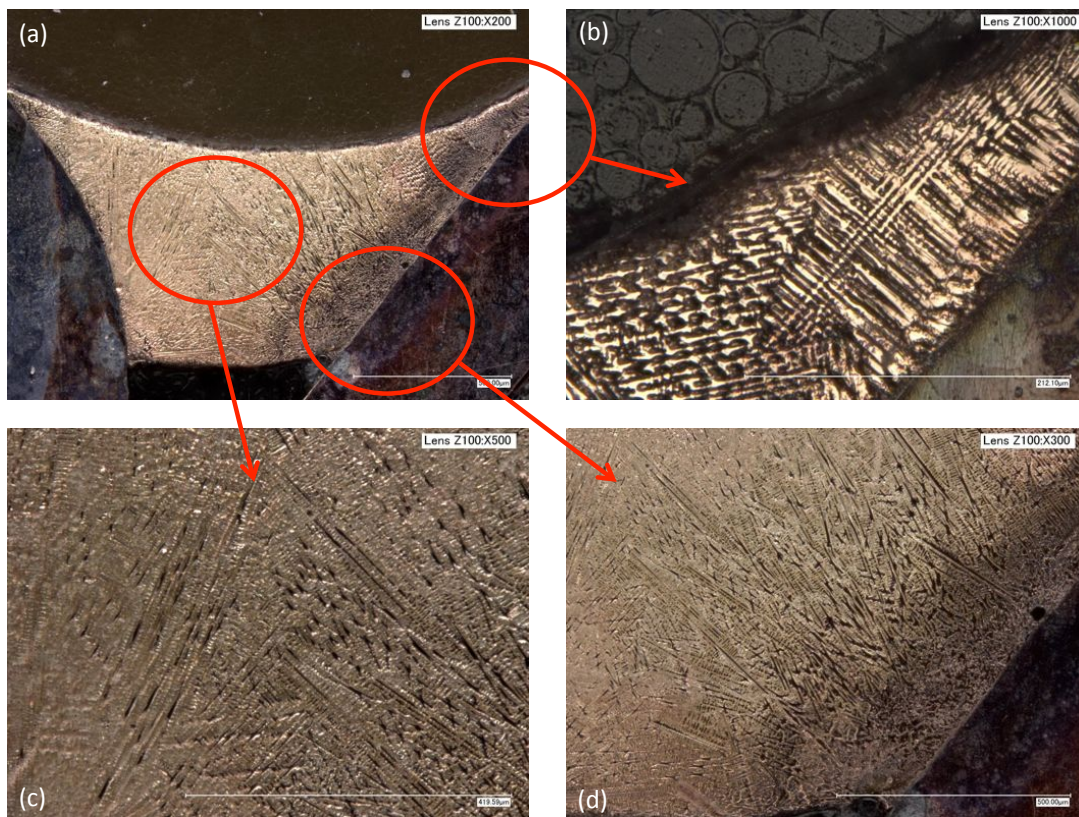


FIGURE 1.5: Micrographies de l'alliage CuSi3 utilisé au cours de cette étude

La FIGURE 1.5 montre des micrographies d'un des cordons de soudo-brasage réalisés au cours de cette étude. La microstructure à révéler est donc composée d'alliage CuSi mais aussi d'acier XES. Pour attaquer l'alliage CuSi, on réalise un polissage électrolytique à l'aide d'une solution d'acide phosphorique et d'éthanol (Electrolyte D2, STRUERS). Le polissage est réalisé pendant une durée t de 5 s, avec une tension U de 4 V et avec une intensité I de 10 A. Ces micrographies laissent clairement apparaître une structure dendritique à grains basaltiques. La FIGURE 1.5(a) montre une vision d'ensemble qui laisse deviner une solidification dirigée depuis l'interface entre les tôles en acier XES et le cordon d'alliage CuSi vers la surface supérieure du cordon. Cette observation est confirmée par la FIGURE 1.5(c) où l'on constate le changement de direction de la solidification au centre du cordon. La FIGURE 1.5(b) et la FIGURE 1.5(d) font apparaître des microstructures particulières en tête et en pied de cordon. Sur la première, correspondant à la « tête » du cordon, les orientations de grains sont clairement visibles, tandis que sur la dernière, correspondant au « pied » du cordon on observe des grains près de l'acier XES pour retrouver, en s'éloignant, une structure dendritique. Cela est probablement révélateur d'un refroidissement plus rapide en tête qu'en surface du cordon.

La température de fusion de cet alliage, déterminée à partir du diagramme d'équilibre cuivre-silicium donné en FIGURE 1.6 est d'environ 940 °C, ce qui correspond à l'état

austénitique de l'acier XES.

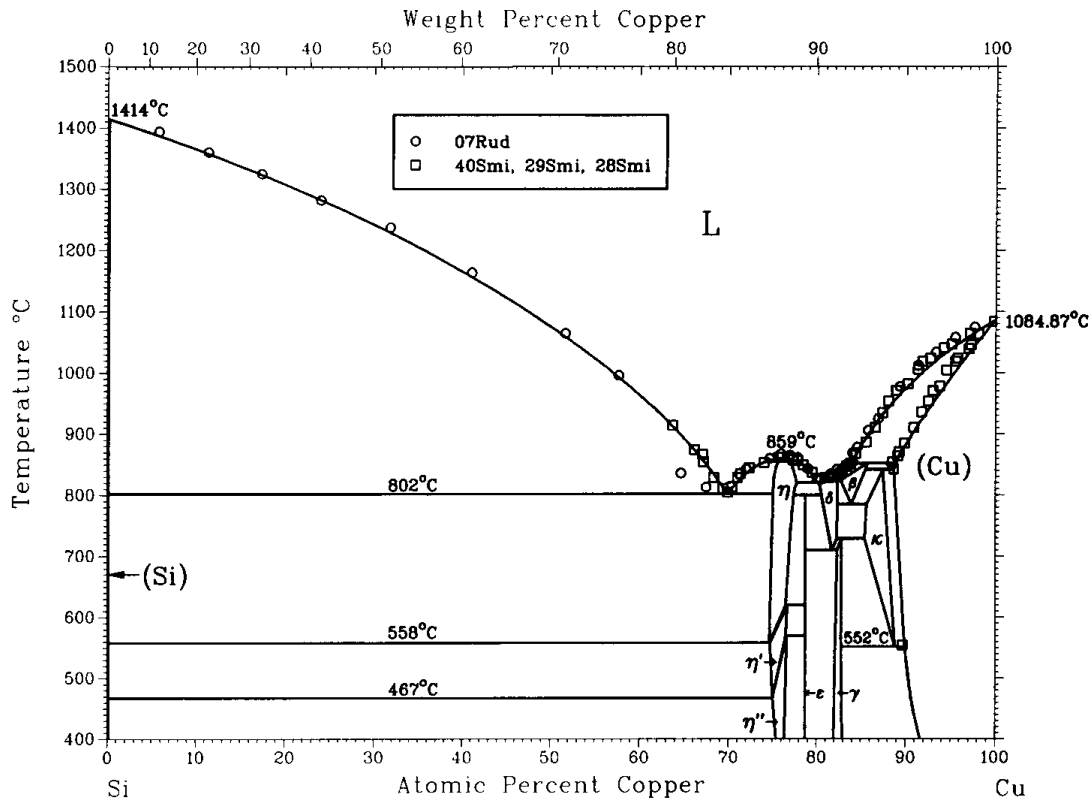


FIGURE 1.6: Diagramme d'équilibre Cuivre-Silicium [Olesinskia et Abbaschian, 1986]

D'autre part, la FIGURE 1.6 montre que l'alliage CuSi_3 est un matériau monophasé de la température ambiante jusqu'au solidus. La modélisation du comportement de ce matériau – donc plus simple que pour l'acier XES – est traitée dans le chapitre 3.

2.3 La simulation numérique du procédé afin de prévoir la géométrie finale de l'assemblage

2.3.1 Les phénomènes multiphysiques

Afin de simuler numériquement le procédé de soudo-brasage dans sa globalité et d'en étudier l'impact sur la géométrie de l'assemblage, plusieurs phénomènes doivent être pris en compte. Outre la modélisation du comportement thermo-métallo-mécanique complexe du matériau d'apport et du métal de base, la simulation numérique du procédé nécessite la modélisation d'autres phénomènes. Tout d'abord, il faut choisir la modélisation de la source de chaleur. En soudage, la plupart des études proposent d'utiliser une source volumique à double ellipsoïde de type Goldak *et al.* [1984]. Celle-ci permet de modéliser fidèlement l'aspect volumique du soudage de pièces massives, et l'effet du bain liquide.

Dans le cas du soudo-brasage, il n'y a pas fusion du métal de base ce qui implique un autre type de modélisation.

Ensuite, il est nécessaire de choisir la modélisation des échanges thermiques lors du procédé. Plusieurs phénomènes sont en jeu. Tout d'abord, il y a des échanges thermiques de type convectif et radiatif qui déterminent le refroidissement de l'assemblage. D'autre part, il y a l'échange thermique entre les tôles directement dépendant du jeu ou du contact entre les tôles.

Le jeu entre les tôles conditionne à la fois l'échange thermique entre les tôles et la qualité du joint. La bonne réussite d'un joint de soudo-brasage passe par une bonne maîtrise du jeu, et de la pression d'une pièce sur l'autre. Pour cela plusieurs méthodes d'ablocage peuvent être employées ce qui est particulièrement délicat sur de grandes structures comme une caisse automobile. Outre le jeu qui peut altérer le mouillage et la qualité géométrique du cordon voire empêcher l'assemblage, les moyens d'ablocage impactent fortement sur les échanges thermiques du procédé. Une étude et une modélisation du contact thermomécanique est donc également nécessaire.

2.3.2 Les dimensions des pièces étudiées

La taille des pièces assemblées objets de cette étude est supérieure au mètre carré. Si des essais sur maquette permettent d'étudier les phénomènes physiques à modéliser, les essais de validation sur structure réelle posent des problèmes d'instrumentation spécifiques.

D'autre part, l'utilisation d'éléments finis de type coque et une étude fine des conditions limites sont nécessaires pour développer une simulation efficace, peu coûteuse en temps sur une structure d'une telle taille.

3 Analyse d'essais sur maquette

Le problème industriel rapidement analysé précédemment est complexe. Les pièces à assembler ont une géométrie complexe et un état mécanique issu des procédés de mise en forme non vierge. Un essai sur maquette permet une première analyse tout en limitant les paramètres influents.

3.1 Présentation des essais

3.1.1 Géométrie

Une campagne d'essais de soudo-brasage laser a été réalisée dans le cadre de cette étude au laboratoire de soudage de PSA Peugeot-Citroën à Velizy Villacoublay. L'objectif est d'étudier l'assemblage d'une éprouvette de géométrie simple. Pour cela, on assemble deux tôles fines – en acier XES de 0,67 mm d'épaisseur – à l'aide d'un fil de cuprosilicium. La géométrie assemblée de la maquette est définie sur la FIGURE 1.7.

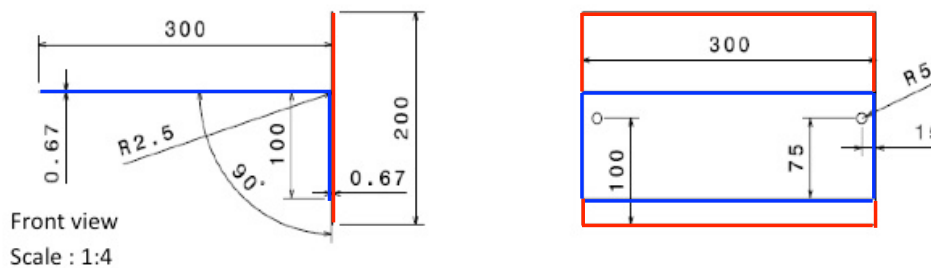


FIGURE 1.7: Géométrie de l'assemblage soudo-brasé, les dimensions sont en millimètres

Un plan de joint en V permet d'assembler une tôle plane et une tôle pliée à 90° . Ce plan de joint correspond en première approximation à ce qui est fait dans le cadre de l'assemblage pavillon-côté de caisse. Le pliage est réalisé à l'aide d'une plieuse ce qui conduit à un écrouissage très localisé. Cette géométrie permet en première approximation de s'affranchir de la prise en compte de l'état mécanique induit par l'emboutissage.

3.1.2 Soudo-brasage laser

Le soudo-brasage est réalisé avec la source laser YAG TRUMPF disponible au centre technique PSA Peugeot-Citroën de Velizy-Villacoublay. La puissance de la source pour cet essai est de $2,4 \text{ kW}$ – alors que la puissance nominale de la source est de 4 kW .

Les paramètres de soudo-brasage, représentatifs d'une application industrielle, sont donnés dans le Tableau 3.1.2.

Puissance (W)	Vitesse (m/min)	Vitesse fil (m/min)	Jeu (mm)	Angle α ($^\circ$)	Angle β ($^\circ$)	Intensité (A)
2400	4	3,5	0	20	80	80

TABLE 1.3: Paramètres de soudo-brasage utilisés lors de la campagne d'essais de soudo-brasage par laser

Les angles d'inclinaison de la torche α et $\beta^* = 90^\circ - \beta$ sont définis sur la FIGURE 1.8.

L'ablocage des tôles est réalisé grâce à deux étaux, de part et d'autre de l'éprouvette. Ici le serrage est suffisant pour maintenir un écart constant entre les tôles, et la surface de serrage est choisie la plus petite possible pour limiter l'impact sur l'évolution de la température dans l'éprouvette.

3.1.3 Soudo-brasage Plasmatron®

Le soudo-brasage est réalisé sur une installation Plasmatron® utilisée dans les centres de production PSA.

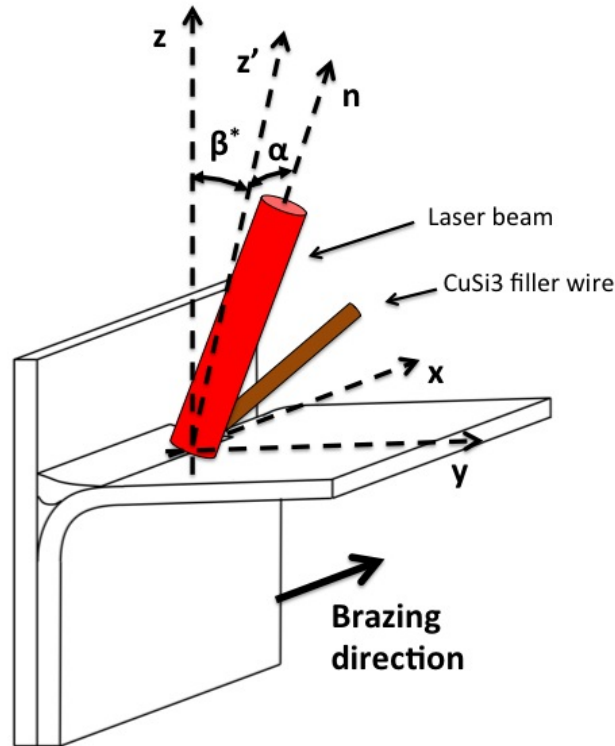


FIGURE 1.8: Schéma d'une opération de soudo-brasage laser avec le fil d'apport. $z' \in (z, y)$, $n \in \text{plan}(z', x)$

Les paramètres de soudo-brasage, représentatifs d'une application industrielle sont donnés dans le Tableau 3.1.3.

Vitesse (m/mm)	Vitesse fil (m/min)	Jeu (mm)	Angle α ($^\circ$)	Angle β ($^\circ$)	Intensité (A)
1,74	1,25	0	0	0	135

TABLE 1.4: Paramètres de soudo-brasage utilisés lors de la campagne d'essais de soudo-brasage Plasmatron[®].

De la même manière que pour le soudo-brasage laser, l'ablocage des tôles est réalisé grâce à deux étaux, de part et d'autre de l'éprouvette. Les vitesses caractéristiques du procédé sont nettement inférieures aux vitesses usuellement utilisées en soudo-brasage laser, i.e. il y a un facteur 100 entre la vitesse de soudo-brasage laser et la vitesse de soudo-brasage Plasmatron[®].

3.2 Instrumentation thermique

3.2.1 Mesure par thermocouples

La température de la zone où le métal est en fusion étant impossible à déterminer directement, l'évolution de la température n'est mesurée qu'au voisinage. Les températures à observer restent tout de même très élevées et les dynamiques de chauffe sont très importantes. Rouquette *et al.* [2007] proposent d'utiliser des thermocouples de type K, C ou S avec des diamètres allant de $d = 50$ ou $80 \mu\text{m}$ pour réaliser cette mesure. Ces thermocouples sont disposés à une distance de $2,5 \text{ mm}$ du centre du cordon de soudure. Aarboogh *et al.* [2010] préconisent également des thermocouples de type K, mais gainés pour limiter le bruit de mesure. Pour cela des trous sont percés dans le matériau de base, puis les thermocouples sont collés avec du ruban métallique. Cependant ce type de thermocouples rajoute un écrêtage dû à l'isolation du thermocouple, ainsi qu'à sa position. En effet, la position du « point » de mesure n'est pas celle du bout de la gaine du thermocouple. De plus, durant le soudage on risque également d'avoir du bruit électrique dû à l'arc de la torche, ainsi qu'un bruit de masse dû aux boucles de masse entre les différents appareils électriques tous reliés au même assemblage métallique. Par ailleurs, il est bien sûr impossible de percer des trous dans un matériau de base constitué d'une tôle d'épaisseur $0,67 \text{ mm}$.

Pour l'application objet de cette étude, des thermocouples de type K de diamètre ($\phi = 0,2 \text{ mm}$) sont soudés à l'arc sur la maquette. Plusieurs configurations sont étudiées afin de tenter de reconstituer un champ à partir de quelques mesures ponctuelles.

3.2.2 Mesure par thermographie

Une mesure par caméra thermographique permet d'obtenir directement le champ de température sur toute la surface durant le soudage. Par ailleurs, une mesure par Caméra IR permet de diminuer considérablement le nombre de thermocouples à installer sur les éprouvettes ce qui a pour conséquence de diminuer le temps de préparation de manière non négligeable. Cependant cette mesure n'est pas facile à mettre en œuvre. La variation de luminosité, les dynamiques de chauffe importantes et les déformations hors plan sont des paramètres qui augmentent considérablement la difficulté d'une telle mesure.

La caméra IR utilisée est une caméra FLIR SYSTEMS SC3000 ($8 - 9 \mu\text{m}$) à matrice de détecteurs. Elle est équipée d'un objectif de 50 mm ou d'une lentille « close up » et est utilisée sur les gammes de températures $100 \text{ }^\circ\text{C} - 500 \text{ }^\circ\text{C}$ et $350 \text{ }^\circ\text{C} - 1500 \text{ }^\circ\text{C}$. La résolution thermique de cette caméra est de 20 mK à 300 K (données constructeur). Afin d'éviter l'éblouissement dû à la source de chaleur, il a été choisi de n'observer avec la caméra que la face des tôles opposée à cette source. Une peinture noire mate est déposée sur les surfaces à mesurer, afin d'augmenter et d'uniformiser l'émissivité des surfaces, pour éviter les réflexions parasites sur l'éprouvette. La peinture utilisée pour les très hautes température (QUEEN) a une émissivité de $0,93 \pm 0,03$. Pour les plages de températures plus basses, on utilise une peinture (MOTIP) avec une émissivité de $0,94 \pm 0,03$.

L'étalonnage de la caméra thermique est réalisé à l'aide d'un corps noir cavité.

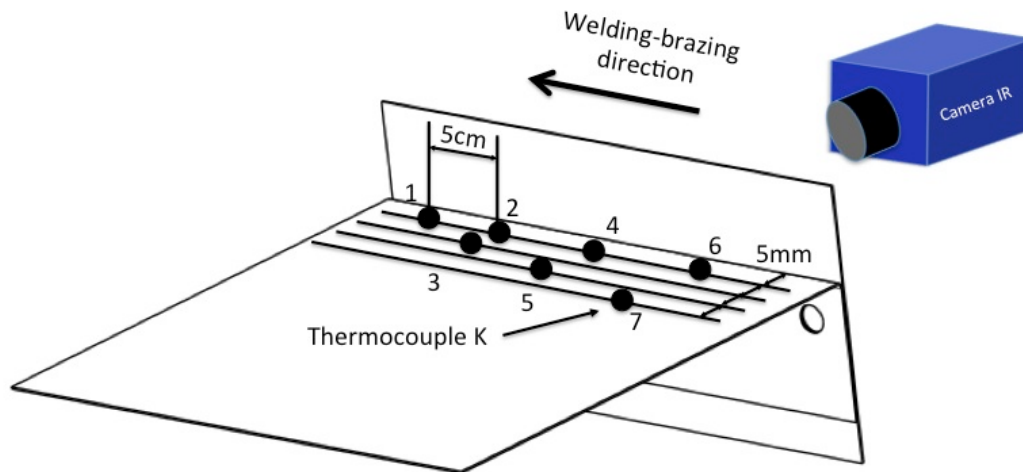


FIGURE 1.9: Montage expérimental utilisé pour les essais de soudo-brasage laser

La FIGURE 1.9 montre une des configurations utilisées lors des essais. Les thermocouples 1,2,4 et 6 permettent de déterminer la position à partir de laquelle le régime stationnaire est atteint. Les thermocouples 3,5 et 7 permettent de voir l'évolution de la température en fonction de la distance au cordon (de 10 à 20 mm).

Lors de l'essai de soudo-brasage par Plasmatron®, une seconde caméra thermique est utilisée, il s'agit d'une caméra FLIR SYSTEMS SC6000 ($3 - 5 \mu m$) qui permet de mesurer les champs de température sur la face inférieure de l'éprouvette.

3.3 Analyse thermique du soudo-brasage laser

Le soudo-brasage impose à l'assemblage un fort gradient thermique. On passe de la température ambiante à une température proche de $1000^{\circ}C$ en quelques centimètres (voire quelques millimètres). Ce gradient thermique impose un gradient métallurgique qui suit la même tendance.

Le voisinage du cordon peut se décomposer en plusieurs zones schématiquement représentées en FIGURE 1.10. Au plus proche du cordon, la Zone Affectée Thermiquement et Métallurgiquement (ZATM) est la zone où il y a changement microstructural, viz. recristallisation de la phase ferritique ou transformations ferritique-austénitique puis austénitique-ferritique.

Dans la Zone Affectée Thermiquement (ZAT), il y a restauration de l'écrouissage et relaxation des contraintes résiduelles. Dans le reste de la structure appelée Zone Thermo-Elastique (ZTE), les déformations sont thermo-élastiques. Une bonne connaissance de la taille et de la position de ces zones permet de modéliser avec plus ou moins de finesse le

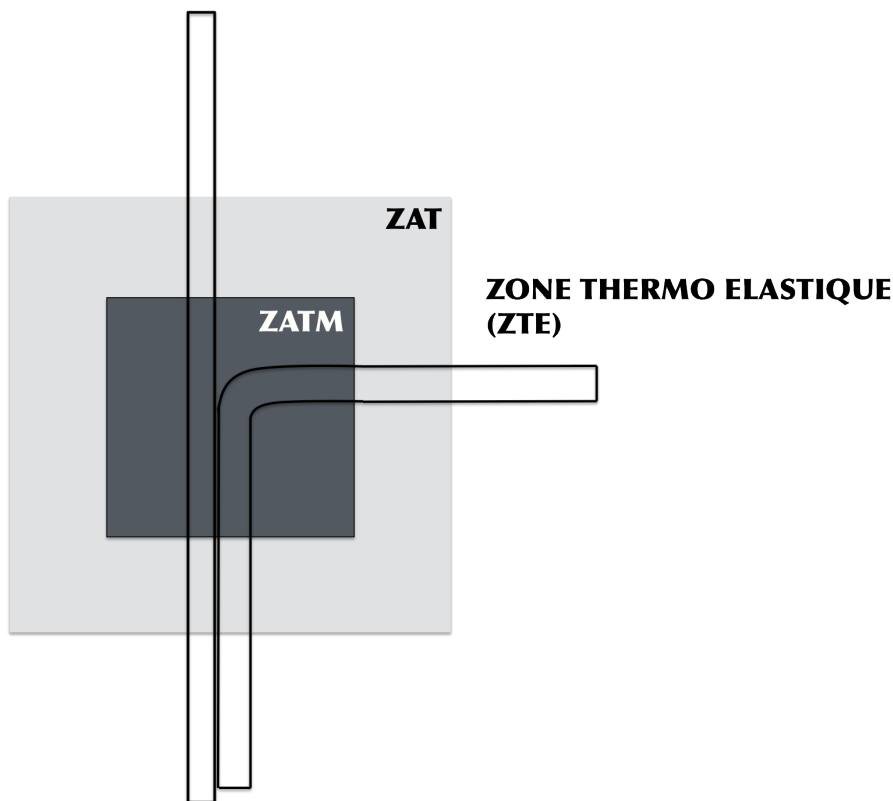


FIGURE 1.10: Identification de la limite entre les différentes zones

problème, et donc, d'augmenter l'efficacité de la simulation numérique.

Afin d'interpréter les phénomènes issus du procédé de soudo-brasage, il est nécessaire d'analyser l'évolution de la température T en un point M , en fonction du temps t . On trace alors une courbe $T(M, t)$ en différents points M du voisinage du cordon. Ces courbes, qui présentent un passage rapide à la température maximale ainsi qu'un refroidissement plus lent, permettent d'identifier plusieurs grandeurs caractéristiques, viz. la température maximale atteinte lors du procédé, T_{max} , et la durée Δt pendant laquelle le matériau reste au dessus d'une certaine température T_{carac} . Enfin, ces grandeurs et les vitesses de refroidissement ainsi mesurées permettent de connaître ou de prévoir les différents phénomènes métallurgiques qui interviennent lors du procédé. La FIGURE 1.11 représente l'évolution de la température mesurée par les 7 thermocouples soudés sur l'éprouvette dont les positions sont données en FIGURE 1.9. On remarque que dès que l'on s'éloigne de $5mm$ du cordon, la température enregistrée dans le matériau est inférieure aux températures où interviennent les phénomènes métallurgiques tels que la recristallisation. La position des thermocouples étant trop éloignée du cordon, les données relevées ne permettent pas de déterminer les paramètres de la source de chaleur. Cependant, notamment grâce aux courbes de refroidissement ils sont utilisables pour la validation du modèle thermomécanique, ainsi que pour la détermination du coefficient d'échange $h(T, x)$.

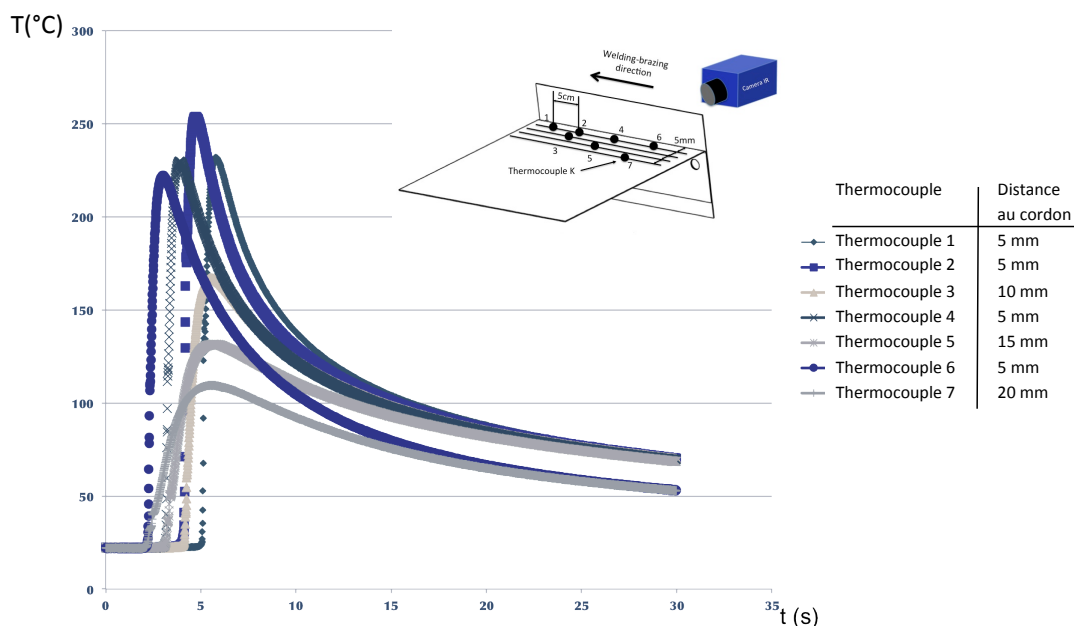


FIGURE 1.11: Évolution de la température enregistrée par les thermocouples soudés sur l'éprouvette à une distance d du cordon lors de l'essai de soudo-brasage laser

D'autre part on remarque une différence sensible sur les valeurs mesurées par les thermocouples 1, 2, 4 et 6 comme le montre la FIGURE 1.11. La valeur maximale atteinte par le thermocouple 2 est plus élevée que les températures relevées par les thermocouples 1, 4 et 6. Autrement dit, les thermocouples 6 et 4, respectivement 1 sont affectés par les phases transitoires d'attaque, respectivement de fin, du cordon. Une observation plus poussée du cordon au voisinage des thermocouples laisse apparaître des variations de section. De plus, le cordon n'est pas parfaitement rectiligne. Il est alors difficile de comparer les valeurs données par ces 4 thermocouples proches du pic de température. Ces problèmes expérimentaux étant difficilement évitables, ces courbes montrent clairement l'intérêt d'une mesure de champ par thermographie IR plutôt qu'une mesure ponctuelle par thermocouples.

Malgré ces problèmes il est possible de tirer des informations importantes de ces mesures. À partir d'une certaine distance $d_{stationnaire}$ les graphes deviennent superposables avec un simple décalage temporel. Ce régime stationnaire n'est pas atteint avant le troisième thermocouple, c'est-à-dire au deux tiers de l'éprouvette, soit $d_{stationnaire} = 20 \text{ cm}$. Le dernier thermocouple, près de la phase de désamorçage et de la zone d'ablocage, montre par ailleurs l'influence des conditions aux limites en aval de la source de chaleur.

Portevin et Seferian [1934] proposent de décrire les champs thermiques à partir d'une représentation en 3 dimensions suivant 3 axes, viz. la distance par rapport au cordon, le temps et la température, comme en FIGURE 1.12, où sont reportées les valeurs mesurées grâce à la caméra thermique. La température maximale relevée lors de cet essai est

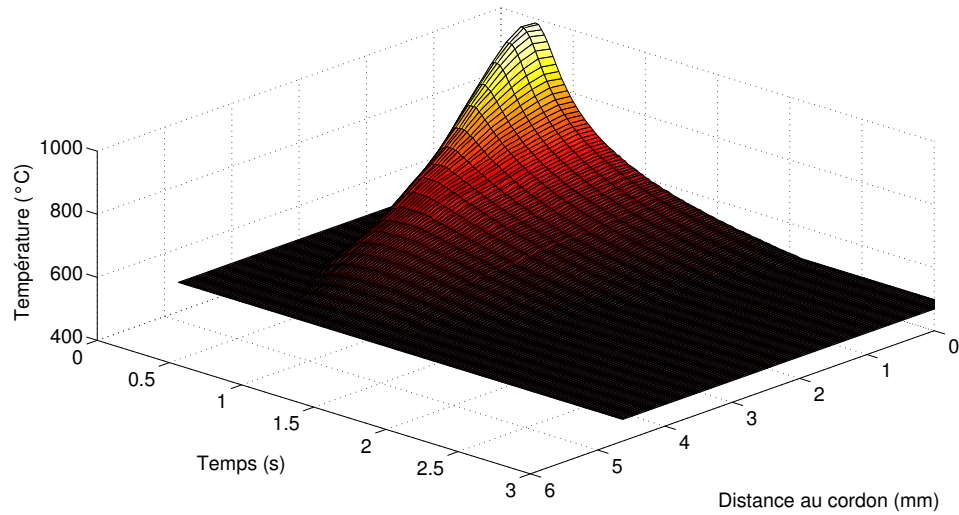


FIGURE 1.12: Évolution de la température enregistrée par la caméra IR le long d'une ligne perpendiculaire au cordon de soudo-brasage, lors de l'essai de soudo-brasage laser

de l'ordre de $T_{max} = 970 \text{ °C}$. L'ensemble de ces résultats sera utilisé pour identifier les différents paramètres du modèle de source de chaleur choisi, cf. Chapitre 2.

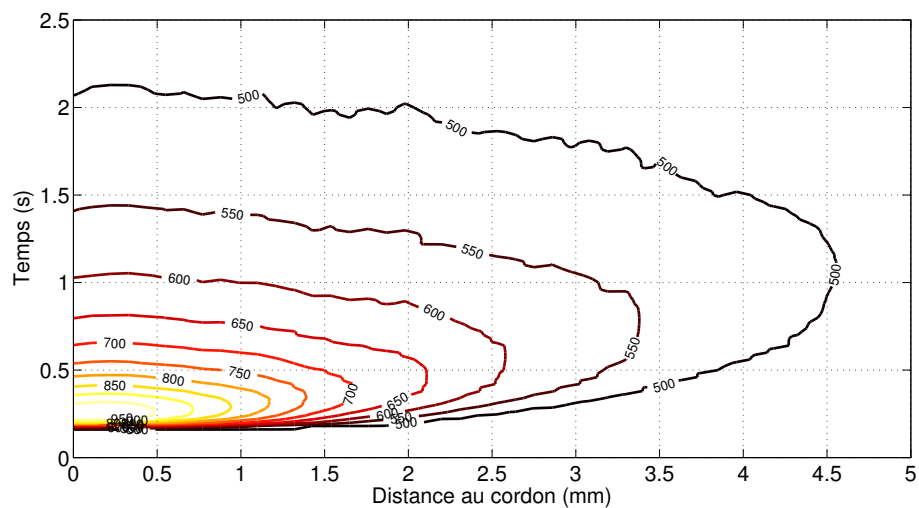


FIGURE 1.13: Lignes de niveaux par température autour du cordon lors de l'essai de soudo-brasage laser

Les données expérimentales reportées en FIGURE 1.12 peuvent aussi être représentées en lignes de niveaux, cf. FIGURE 1.13. La zone de l'éprouvette où la température

est supérieure à $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ apparaît sous la forme d'une bande de 9 mm de large. Hors de cette zone il n'y a aucun changement microstructural. De plus, la température n'excède $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ que pendant $\Delta t = 2\text{ s}$. Ce résultat précise le domaine de validité du modèle de comportement thermo-métallo-mécanique à identifier, en particulier en ce qui concerne la modélisation des phénomènes de restauration de l'érouissage, phénomène compliqué à caractériser mais a priori nécessaire pour l'étude thermomécanique de pièces mises en forme par déformation plastique.

La FIGURE 1.14, montre les vitesses de chauffage et de refroidissement atteintes au niveau du thermocouple 2 (cf FIGURE 1.9), soit à 5 mm du cordon, lors d'une opération de soudo-brasage laser. La FIGURE 1.14(a) montre que les vitesses atteintes lors du chauffage sont de l'ordre de $10000\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$. Le refroidissement a lieu à des vitesses trois fois plus faibles en valeur absolue. On atteint $3000\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ brièvement pour rapidement revenir à des vitesses plus faibles. Ces différences importantes entre vitesses de chauffage et de refroidissement seront prises en compte au Chapitre 3.

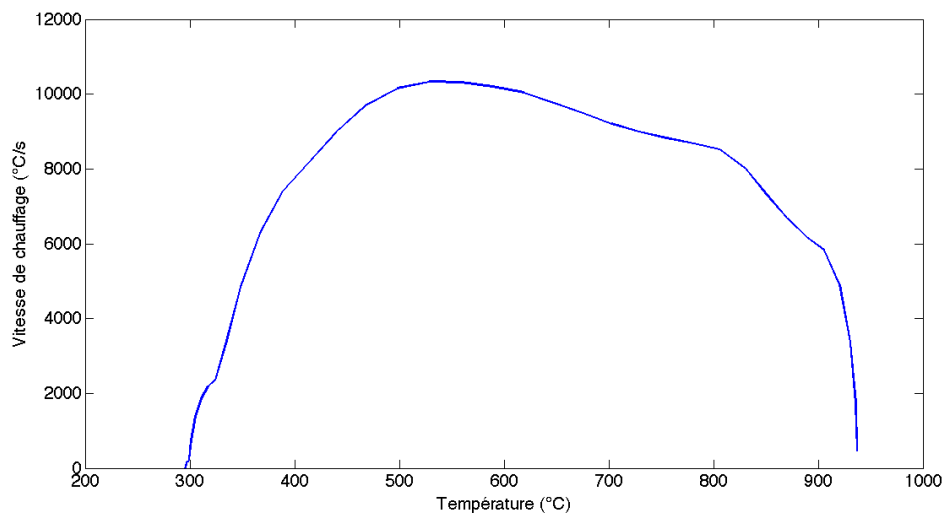
La FIGURE 1.15 montre une série de micrographies réalisées au voisinage du cordon sur l'éprouvette assemblée. Il y a recristallisation au voisinage du cordon, et également sur la face opposée de la tôle, mais pas au cœur. Cette observation permet de confirmer que l'érouissage du matériau en surface est non négligeable par rapport à l'érouissage dû au laminage (seul présent à cœur) ce qui est dû à l'opération de skin pass. D'autre part, la forme de la Zone Affectée Thermiquement, plus large au bord du cordon qu'au niveau du cordon permet de dire que l'apport de chaleur est principalement dû au faisceau laser et non à l'apport de métal en fusion. La taille de la zone affectée thermiquement et métallurgiquement est de l'ordre de 5 mm de part et d'autre du cordon. L'ensemble de ces informations sera utilisé pour choisir le modèle de source de chaleur, cf Chapitre 2.

3.4 Analyse thermique du soudo-brasage Plasmatron®

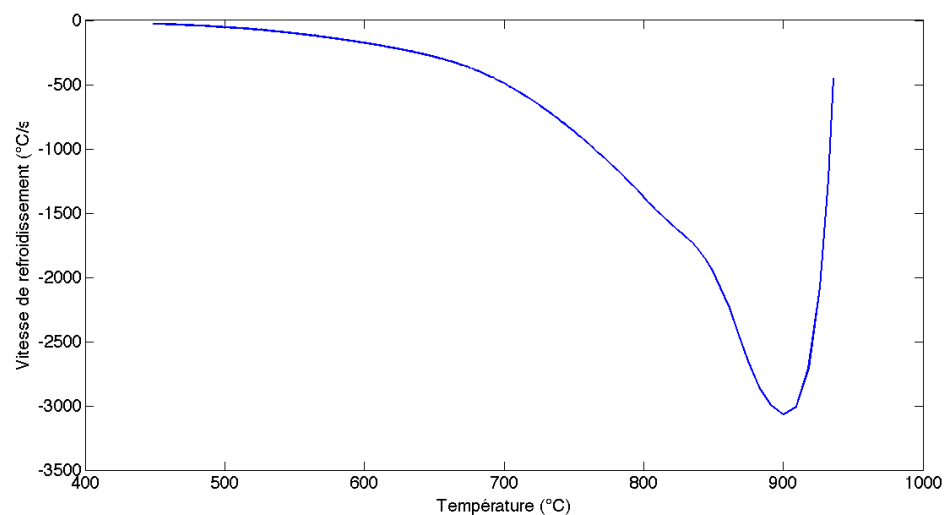
La FIGURE 1.16(a) montre le matériel utilisé pour réaliser l'essai de soudo-brasage par Plasmatron®. Lors de cet essai, on cherche à reproduire les conditions aux limites utilisées lors de l'essai de soudo-brasage par laser, et ce afin de comparer au mieux ces procédés. Cependant, la configuration de l'installation de soudo-brasage par Plasmatron® ne permet pas d'utiliser une telle configuration. En effet, comme le confirme la FIGURE 1.17, qui représente l'évolution de la température en fonction du temps le long d'une ligne perpendiculaire au cordon, la température maximale relevée lors de l'essai de soudo-brasage Plasmatron® est de $T_{max} = 1050\text{ }^{\circ}\text{C}$, ce qui est supérieur à la température atteinte lors de l'essai de soudo-brasage laser.

De plus, cette figure montre que l'évolution de la température est moins régulière. Cette constatation se vérifie en observant le cordon, dont la géométrie est très irrégulière.

Dans le cas du soudo-brasage Plasmatron®, la zone de l'éprouvette où la température est supérieure à $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ apparaît sous la forme d'une bande de plus de 11 mm de large. De plus, la température excède $500\text{ }^{\circ}\text{C}$, température à partir de laquelle on observe des changements microstructuraux pendant presque $\Delta t = 3\text{ s}$. L'impact thermique du soudo-brasage® est donc supérieur à celui du soudo-brasage laser.



(a) Vitesse de chauffe



(b) Vitesse de refroidissement

FIGURE 1.14: Analyse des vitesses de chauffe et de refroidissement lors de l'essai de soudo-brasage laser au niveau du thermocouple 2

La FIGURE 1.19 montre une observation micrographique au voisinage du cordon. On observe la recristallisation sur une surface bien plus importante que dans le cas du soudo-brasage laser. Même si pour la tôle plane, on constate comme pour le soudo-brasage laser de la recristallisation en surface mais pas au cœur, la tôle pliée apparaît quant à elle entièrement recristallisée au voisinage du cordon.

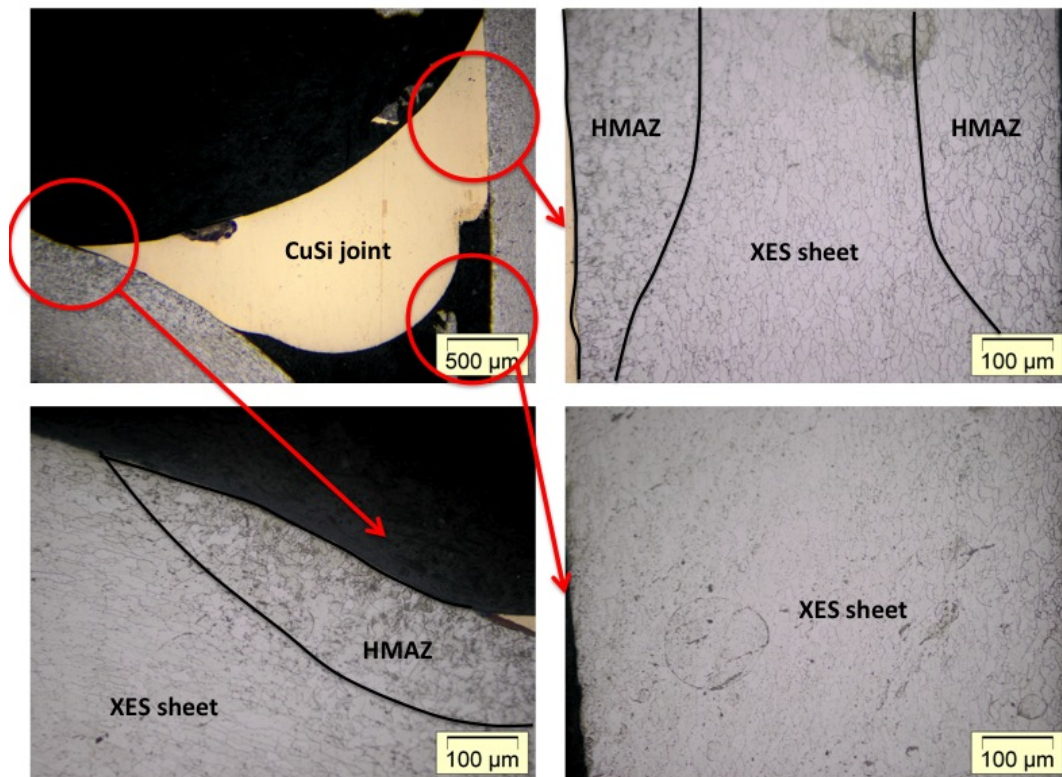


FIGURE 1.15: Observations micrographiques de l'éprouvette au voisinage du cordon soudo-brasé par laser

Cette observation est corroborée par le fait que lors de ces essais la mise en position par deux points de serrage de l'éprouvette est apparue comme plus difficile que lors des essais de soudo-brasage laser. Les deux tôles avaient tendance à s'éloigner l'une de l'autre ce qui a pour effet d'empêcher l'assemblage, le CuSi ne mouillant que sur une des deux tôles. Un serrage plus contraignant, en quelques points n'a pu résoudre ce problème. La tôle la moins rigide - viz. la tôle plane - se gondolant entre chaque point de serrage, le cordon n'a pu être réalisé correctement.

Lors des essais réels sur pavillon, cette difficulté est résolue par l'utilisation d'une molette qui vient plaquer le pavillon sur le côté de la caisse, ce qui permet d'assurer la bonne conformité du cordon. Cependant, la géométrie des éprouvettes utilisées lors de cet essai ne permettent pas l'utilisation de cette même molette. Afin d'obtenir des résultats corrects, il faudrait soit changer la géométrie des éprouvettes, soit tenter de mettre au point un système de bridage complexe permettant un mouvement limité des tôles mais limitant également l'étendue des surfaces libres observables.

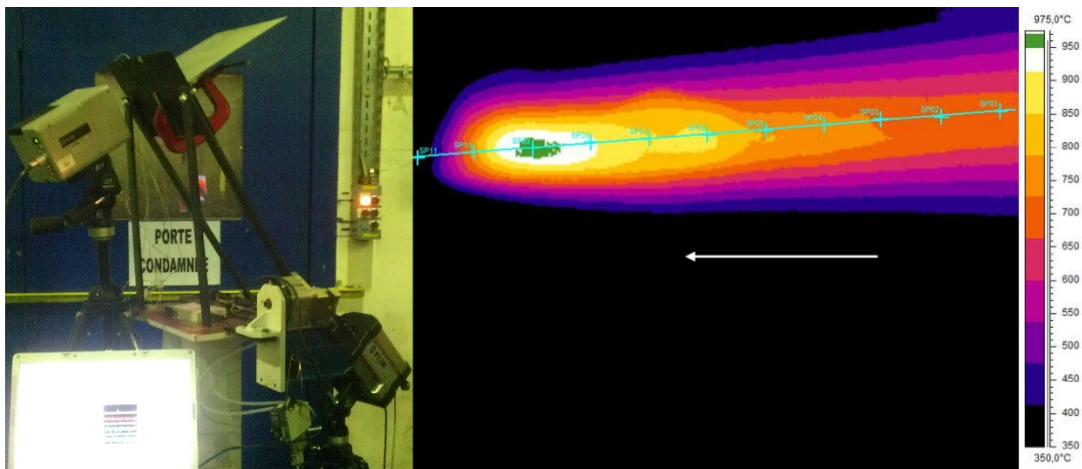


FIGURE 1.16: Matériel utilisé pour l'essai de soudo-brasage par Plasmatron® (a) et mesure de température par caméra IR (b)

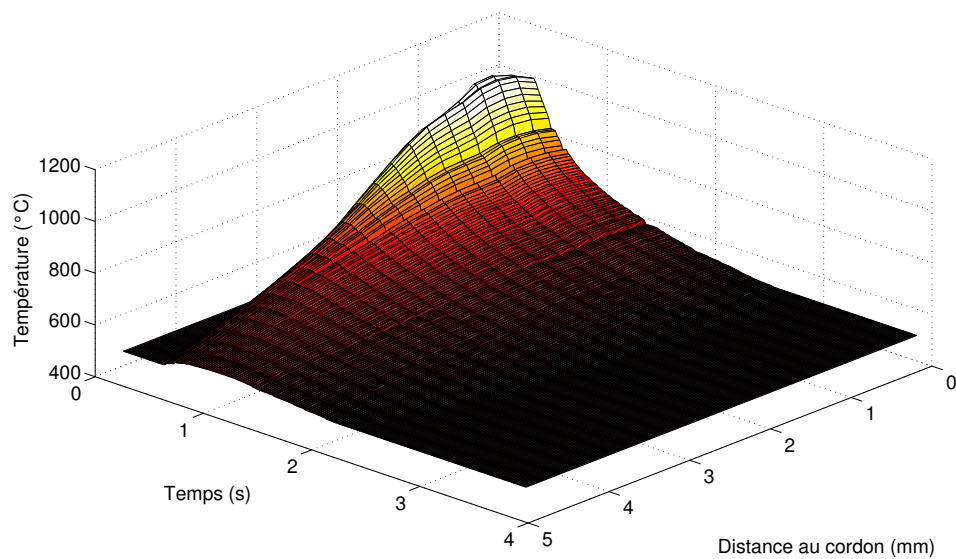


FIGURE 1.17: Évolution de la température enregistrée par la caméra IR le long d'une ligne perpendiculaire au cordon de soudeuse, lors de l'essai de soudo-brasage Plasmatron®

4 Conclusion et problématique scientifique de cette étude

Ces premières analyses thermiques d'essais de soudo-brasage réalisés sur maquettes permettent de dégager un certain nombre de points durs à résoudre au cours de cette étude. Les objectifs à atteindre apparaissent comme les modèles à choisir, identifier et

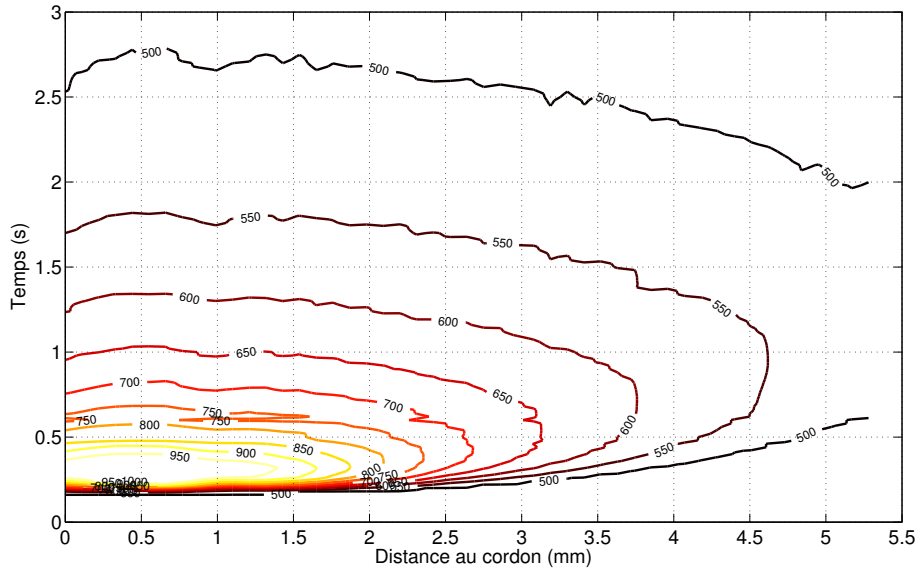


FIGURE 1.18: Lignes de niveaux par température autour du cordon lors de l'essai de soudo-brasage Plasmatron®

mettre en œuvre dans la simulation numérique du procédé. Ces modèles sont un modèle de comportement thermo-métallo-mécanique des matériaux, un modèle de source de chaleur et un modèle de contact thermo-mécanique. Le domaine de validité de ces modèles ainsi que des éléments de réponse quant à la forme de ces modèles sont également donnés par cet essai sur maquette analysé dans ce chapitre.

La base de données matériaux et procédés PSA ne possède pas de tels modèles, cette étude sur les procédés de soudo-brasage, et sur l'acier XES étant nouvelle. D'autre part, le contexte industriel de ce travail avec une grande variété de tôles et de procédés différents a conduit à redéfinir la problématique principale de cette étude comme étant le développement d'outils d'identification rapides et efficaces pour alimenter la base de données matériaux et procédés.

Dans le chapitre 2, le modèle de source de chaleur sera défini et identifié à partir des mesures de température lors du chauffage. En effet, durant ce court laps de temps, il est envisageable de négliger les autres phénomènes, comme les échanges avec l'extérieur, ou l'influence du contact thermomécanique entre les tôles. Le modèle d'échange thermique sera quant à lui identifié durant le refroidissement. Un modèle de contact thermomécanique devra également être implémenté, afin de modéliser le contact entre les tôles mais aussi le contact avec les moyens d'ablocage.

Le chapitre 3 sera dédié aux modèles de comportement thermo-métallo-mécanique des matériaux à identifier sur la plage 20 – 1000 °C – avec prise en compte des phénomènes de recristallisation. D'autre part, et comme le confirment les diagrammes d'équilibre, le modèle de comportement de l'acier XES doit être multiphasique, contrairement

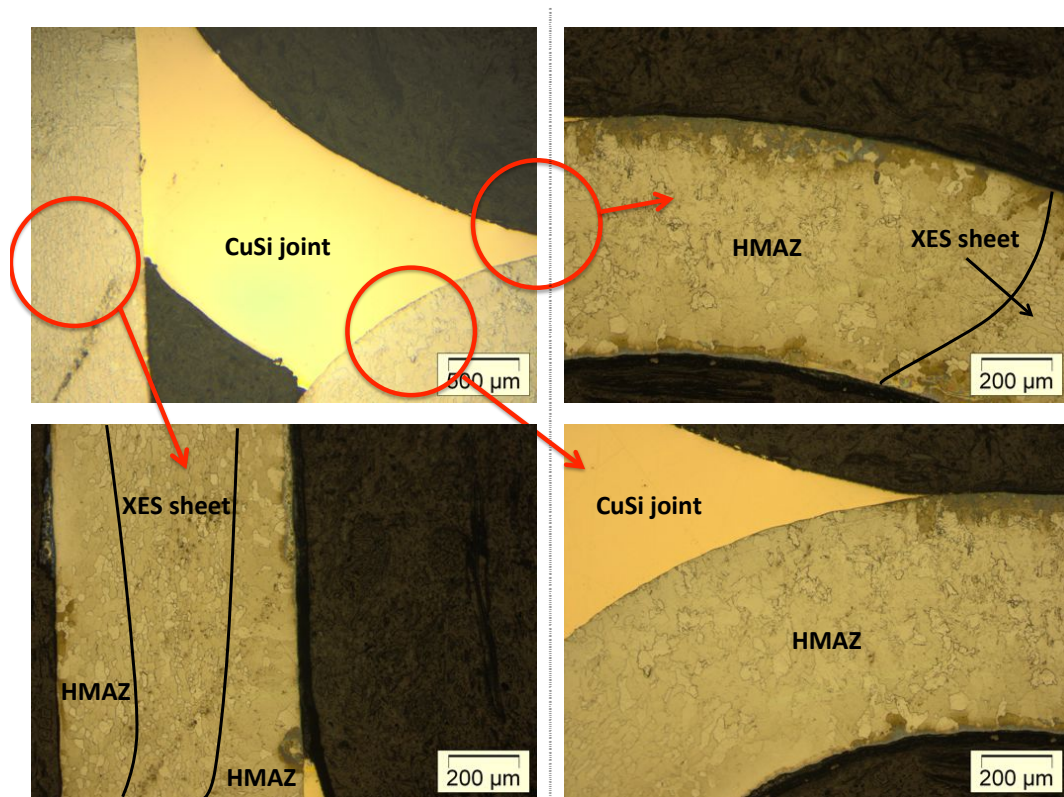


FIGURE 1.19: Observations micrographiques de l'éprouvette au voisinage du cordon soudo-brasé par Plasmatron®

au modèle de comportement de l'alliage de CuSi monophasique. Les vitesses de chauffe et de refroidissement très élevées (mais différentes) limitent le domaine de validité des modèles et de leur identification comme précisé dans le chapitre 3.

Un essai sur structure réelle permettant de valider l'ensemble des modèles lors d'une opération sur des pièces de grandes dimensions fera l'objet du chapitre 4.

Chapitre 2

Simulation thermique du procédé de soudo-brasage

Ce chapitre est dédié à l'identification de modèles simples mais nécessaires pour réaliser la simulation numérique thermique d'une opération de soudo-brasage hormis les propriétés thermiques des matériaux – conductivité et capacité calorifique – supposées connues.

Dans un premier temps, une analyse des problèmes thermique, métallurgique et mécanique sous-jacents à une opération de soudo-brasage permet de préciser les couplages aux effets prépondérants sur chacun de ces problèmes. Dans le cas du problème thermique, il s'agit de l'effet des déformations (issues du problème mécanique) sur les conditions aux limites, viz. les échanges entre tôles, de type convectif - radiatif lorsqu'il y a du jeu, ou de type conductif lorsqu'il y a contact.

La deuxième partie du chapitre est tout d'abord consacrée à l'identification d'un modèle de source de chaleur équivalent à l'action thermique de la torche de soudo-brasage laser. Ce modèle associe une source volumique correspondant au cordon déposé et une source surfacique correspondant aux flux du faisceau laser. Les caractéristiques géométriques de ce modèle étant supposées connues, les flux volumique et surfacique étant supposés uniformes, l'identification du modèle est restreinte à l'identification de l'intensité de la source. Cette identification est faite à partir de la confrontation des résultats de l'essai de soudo-brasage sur maquette présenté dans le Chapitre 1 et des résultats de l'analyse par éléments finis de cet essai. Cette analyse est faite avec le code ABAQUS en utilisant un maillage volumique au voisinage du cordon et un maillage coque dans le reste de la structure. L'identification inverse de la source de chaleur se fait essentiellement à partir des mesures de température lors de la phase de chauffage. La même procédure est utilisée lors de la phase de refroidissement pour identifier un coefficient d'échange convectif - radiatif des tôles dans l'air, ce coefficient étant, en première approximation, supposé constant et uniforme. La preuve de faisabilité de ce type d'identification inverse étant ainsi faite, une des perspectives de cette étude consisterait à identifier, d'une part

un modèle de source de chaleur équivalent à l'action de la torche Plasmatron® et, d'autre part, un modèle d'échange convectif - radiatif prenant en compte l'orientation des tôles et l'influence de la température de la tôle.

La troisième partie de ce chapitre est dédiée à la mise au point d'un essai ayant vocation à permettre l'identification d'un modèle de contact thermo-mécanique entre tôles, viz. un coefficient d'échange thermique entre tôles lorsqu'elles ne sont pas en contact, ou de la pression de contact lorsqu'elles le sont. Cet essai consiste à chauffer une tôle en contact – contrôlé en termes de jeu – avec une tôle « froide » dont on mesure l'élévation de température via des thermocouples et une caméra IR. Les premiers essais de mise au point de cet essai délicat ont été réalisés. Faute de temps, la finalisation de ce travail expérimental et son exploitation restent à faire.

Sommaire

1	Le soudo-brasage	6
1.1	Le principe	6
1.2	Différents procédés	7
2	Le soudo-brasage appliqué au ferrage automobile	8
2.1	Le métal de base : une tôle mince en acier XES	8
2.2	Le métal d'apport : un alliage de cupro-silicium	10
2.3	La simulation numérique du procédé afin de prévoir la géométrie finale de l'assemblage	12
3	Analyse d'essais sur maquette	13
3.1	Présentation des essais	13
3.2	Instrumentation thermique	16
3.3	Analyse thermique du soudo-brasage laser	17
3.4	Analyse thermique du soudo-brasage Plasmatron®	21
4	Conclusion et problématique scientifique de cette étude	24

1 Couplages lors du soudo-brasage

La littérature regorge d'études sur la simulation numérique des procédés de soudage [Roux, 2009; Saint-Germain, 2006; Kazemi et Goldak, 2009; Bristiel, 2013]. Cependant, l'étude du soudo-brasage est moins représentée [Tsirkas *et al.*, 2003; Mathieu *et al.*, 2006], et généralement présente sous forme d'études expérimentales [Yu *et al.*, 2006; Li *et al.*, 2006], avec l'étude de matériaux originaux (*i.e.*, superalliages, alliages à mémoire de forme,...). L'étude numérique de l'assemblage de matériaux classiques, qui plus est sur de grandes structures, est une problématique récente, peu documentée.

Dans la littérature il existe deux approches différentes de simulation numérique de soudage. La méthode locale-globale et la méthode globale ou multiphysique. La méthode locale-globale se décompose en deux étapes. La première consiste en une simulation thermo-mécanique multiphysique sur des éprouvettes simplifiées. Elle permet de créer une base de données de cordons de soudure, qui donne les déformations à la limite de la ZAT en fonction des paramètres de soudage. Ces cordons sont ensuite appliqués sur une géométrie complète définie par un maillage coque, sur lequel est réalisé une simulation mécanique thermo-élastique. Cette méthode a pour avantage de donner des résultats sur la géométrie très rapidement. Cependant, le découplage des simulations thermiques et mécaniques impose de négliger l'effet de la relaxation des contraintes résiduelles et de la restauration de l'érouissage sur les déformations finales.

La seconde méthode est une méthode globale, ou multiphysique. Elle consiste à réaliser une simulation thermo-métallurgico-mécanique sur la géométrie complète. Cette méthode a pour avantage d'utiliser des modèles complets qui permettent d'obtenir des résultats sur la géométrie, l'état mécanique et même sur la métallurgie. En contrepartie cette méthode est très lourde à mettre en œuvre avec des gradients de discrétisation très importants, et des temps de calcul très longs.

Ces deux méthodes ont leurs avantages et leurs inconvénients. L'objectif est alors de prendre les bonnes idées et de créer une méthode hybride, permettant de limiter la zone de modélisation thermomécanique grâce à des hypothèses basées sur des observations expérimentales.

Afin d'identifier et de valider les paramètres du modèle, des essais expérimentaux de suivi des déformations par corrélation d'images seront mis en œuvre. Deux approches sont envisageables. Dans un premier temps on peut établir un dialogue entre la simulation et la corrélation qui permet pour chaque valeur des paramètres de comparer la simulation à l'expérimentation. Cette méthode est lourde en termes de temps de calcul. La seconde méthode consiste à mettre en œuvre un outil de corrélation dit intégré qui permettra d'obtenir directement les paramètres optimaux du modèle.

Comme dans le cadre du soudage, étudier le soudo-brasage revient à traiter trois problèmes physiques plus ou moins couplés. La FIGURE 2.1 inspirée de [Inoue et Wang, 1985] fait état de ces couplages entre problèmes mécanique, thermique et métallurgique. Il convient de préciser sous quelles hypothèses il est envisageable de négliger tel ou tel couplage.

On commence par les interactions thermomécaniques. Il est évident que l'évolu-

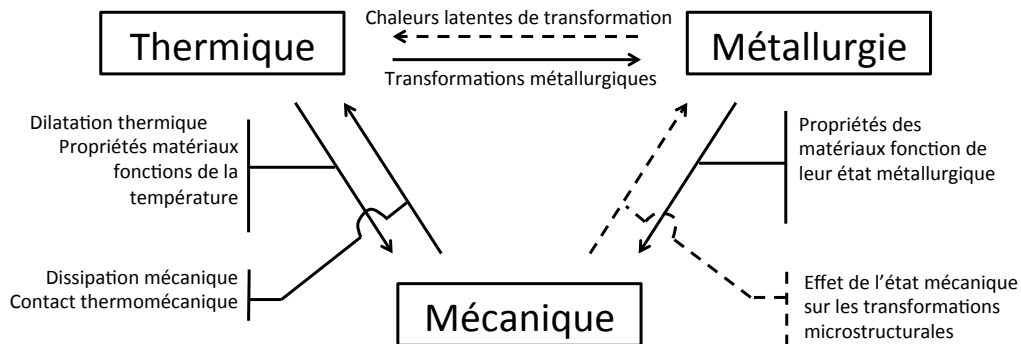


FIGURE 2.1: Schéma des couplages entre les états thermiques, mécaniques et métallurgiques lors d'une opération de soudo-brasage

tion de l'état thermique influe directement sur l'état métallurgique et les changements de phases. Le couplage réciproque correspond aux chaleurs latentes de transformation que l'on négligera dans un premier temps devant l'apport extérieur provenant de la source thermique largement prépondérante. Il y a également une interaction entre problème thermique et problème mécanique. Le premier influe directement sur le second par la dilatation thermique du matériau, et indirectement par l'effet de la température sur les paramètres mécaniques. L'état mécanique influe sur l'état thermique via la dissipation. Cependant, comme dans le cas de l'interaction entre problème métallurgique et problème thermique, cet apport de chaleur est négligeable devant l'apport de chaleur provenant de la source thermique extérieure. En revanche, les échanges thermiques entre tôles sont directement dépendants des déformations de l'ensemble de l'assemblage ce qui constitue un couplage incontournable entre problèmes thermique et mécanique via leurs conditions aux limites. Les couplages entre problèmes mécanique et métallurgique correspondent d'une part à l'effet de l'état mécanique sur les transformations microstructurales et surtout à l'effet de l'état microstructural sur les propriétés mécaniques des matériaux.

Les couplages entre état mécanique et état métallurgique font l'objet du prochain chapitre alors que celui-ci est dédié à l'étude thermique qui apparaît prépondérante.

2 Identification d'un modèle de source de chaleur et d'échange convectif-radiatif

Le modèle de source de chaleur est identifié à partir d'une méthode itérative basée sur la comparaison des résultats d'une simulation numérique réalisée avec le code de calcul par éléments finis ABAQUS, et des résultats expérimentaux présentés au chapitre précédent.

2.1 Choix d'un modèle de source de chaleur

La plupart des études sur le soudage utilisent le modèle de source de chaleur proposé par Goldak *et al.* [1984]. Ce modèle de source de chaleur possède une composante volumique et une composante surfacique. La composante volumique est une double ellipsoïde qui permet de reproduire fidèlement les formes de la source et du bain de fusion.

Dans le cas du soudo-brasage, il n'y a donc pas fusion du métal de base et pas de bain de fusion. On propose donc ici une source plus simple, décomposée en deux parties, viz une composante surfacique et une composante volumique, tel que schématisé en FIGURE 2.2.

La source surfacique représente l'apport de chaleur issu du faisceau laser alors que la source volumique correspond au cordon déposé à sa température de fusion. En première approximation la source volumique est caractérisée par T_c , température – supposée constante – à laquelle le matériau d'apport est déposé, et par les dimensions du cordon. La source surfacique est modélisée par un flux de chaleur mobile Q_{arc} , appliqué sur un disque d'un diamètre Φ et centré sur (x_0, y_0) : Ce flux cylindrique est supposé ne pas être perturbé par son environnement et être directement projeté sur les tôles suivant la normale z dans le repère (x, y, z) défini par les angles α et β (FIGURE 2.2).

$$S = \frac{Q_{arc}}{\left(\pi \times \left(\frac{\Phi}{2}\right)\right)} \text{ si } (x - x_0)^2 + (y - y_0)^2 \leq \left(\frac{\Phi}{2}\right)^2 \quad (2.1)$$

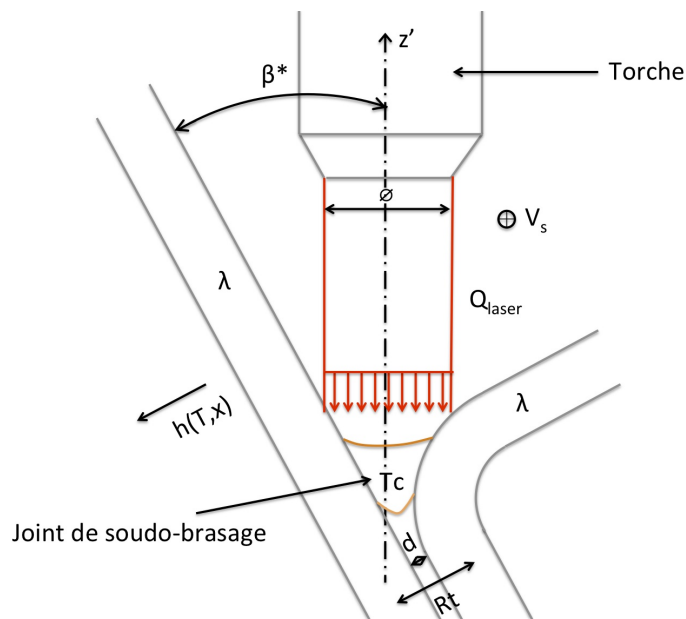
Il y a donc cinq paramètres à identifier : le flux de chaleur Q_{arc} , les angles d'inclinaison de la torche α et β , le diamètre du faisceau Φ ainsi que la température de dépôt du cordon T_c . Les angles d'inclinaison de la torche α et β ainsi que le diamètre du faisceau laser Φ sont des paramètres du procédé, que l'on considère comme fixés. Nous considérons en première approximation que le matériau d'apport est déposé à une température T_c égale à la température de fusion de l'alliage de CuSi.

De plus, une analyse du profil énergétique du faisceau laser utilisé lors des essais nous montre que la distribution la plus représentative de la réalité pour le flux surfacique est une distribution uniforme. La détermination complète de la source revient alors à déterminer un seul paramètre, i.e. la valeur du flux Q_{arc} .

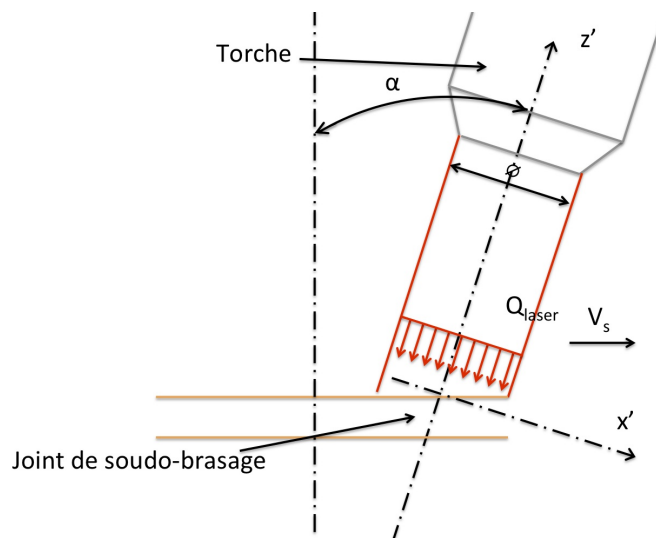
La source de chaleur se déplace le long du joint à la vitesse V_c . Pour la partie volumique, ceci est modélisé grâce à la fonction MODEL CHANGE de ABAQUS qui permet d'activer ou désactiver des éléments au cours du calcul. Ainsi les éléments du cordon sont activés à la température T_c (FIGURE 2.2) au cours du calcul, à une vitesse représentative de la vitesse de soudo-brasage. Le flux thermique surfacique est quant à lui implémenté à partir d'une routine utilisateur UMAT, ce qui permet de gérer plus facilement la forme, la position et la vitesse du chargement.

2.2 Maillage

La géométrie étudiée est la même que celle utilisée lors des essais expérimentaux. La FIGURE 2.3 montre le modèle utilisé lors des simulations numériques sous ABAQUS.



(a) Modélisation du problème de soudo-brasage dans une coupe perpendiculaire au cordon



(b) Modélisation du soudo-brasage dans la direction du cordon

FIGURE 2.2: Schéma de l'opération de soudo-brasage avec les différents paramètres mis en jeu

Ce modèle est composé de 3 différentes parties. Les deux tôles sont modélisées par des éléments finis coques, afin de limiter les temps de calcul. Les éléments coques, choisis

de type S8RT, sont des éléments linéaires en température (4 nœuds) à intégration réduite, avec 5 points de Simpson dans l'épaisseur. Le cordon et la Zone Affectée Thermiquement sont quant à eux modélisés par des éléments 3D. En effet, il serait difficile de reproduire tous les phénomènes physiques qui interviennent dans cette zone par une modélisation coque. Les éléments utilisés sont des C3D20RT. Ce sont des éléments hexaédriques linéaires en température (8 nœuds) à intégration réduite. Il est important de signaler que dans le cadre d'une étude thermique avec une source mobile le temps d'un incrément de calcul est lié à la vitesse de propagation de la source et à la taille du maillage. Comme précisé dans [Beaubier *et al.*, 2013a], durant notre analyse, la durée d'un incrément de calcul Δt est imposée par les paramètres du procédé. La valeur maximale est donnée par

$$\Delta t = \frac{L}{N_s v_s} \quad (2.2)$$

où L est la largeur de l'éprouvette, N_s est le nombre d'incrément de calcul et v_s la vitesse d'avance de la torche de soudo-brasage.

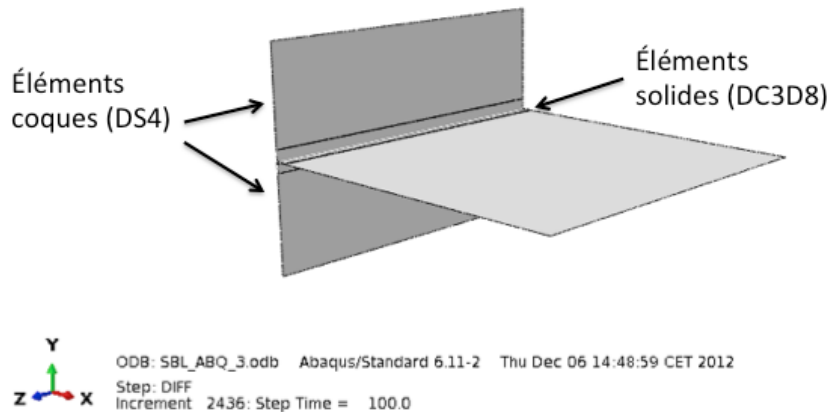


FIGURE 2.3: Modèle 3D utilisé pour la première simulation

Le maillage du cordon de cuprosilicium et de la ZAT (FIGURE 2.4(a)) constituent un seul solide avec des propriétés thermiques différentes pour le cordon et les tôles. Cette modélisation permet de s'affranchir des problèmes liés aux connexions inter-maillages. Cette modélisation n'est valable que sous certaines hypothèses. Tout d'abord, on considère que la liaison entre le CuSi et le XES est parfaite. C'est à dire que les matériaux sont assemblés, et qu'il n'y a aucun défaut. Cette hypothèse est importante car à partir de là il sera impossible de réaliser une prévision de soudabilité. On considère celle-ci comme acquise. De plus, on considère qu'il n'y a pas diffusion d'un matériau dans l'autre. C'est à dire que le comportement thermique du XES n'est pas altéré au contact du CuSi. Si cette hypothèse paraît forte dans le cas d'une simulation thermo-mécanique, dans le cas d'une simulation thermique elle est acceptable. De plus, avant que le maillage du cordon

soit activé, les nœuds concernés ne sont pas pris en compte dans le calcul. De plus, aucun coefficient d'échange avec l'extérieur est positionné sur cette zone, qui est donc adiabatique. Cependant, devant les durées de chargement et la dimension de l'interface entre le cordon et les tôles et le reste de l'éprouvette, cette hypothèse paraît raisonnable.

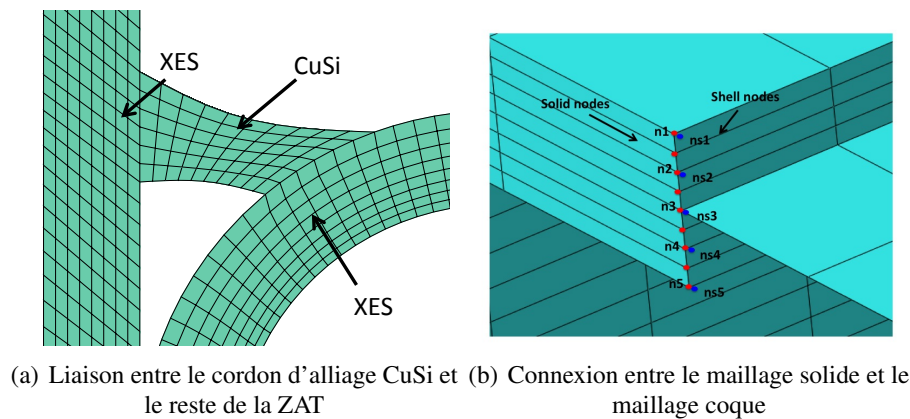


FIGURE 2.4: Connexions entre les différentes parties du maillage sur le modèle utilisé pour la simulation thermique

La liaison entre les éléments coques et les éléments solides est réalisée à partir de la fonction EQUATION présente dans ABAQUS (FIGURE 2.4(b)). Cette fonction permet d'assurer l'égalité de la température NT_{11} du nœud solide ni et la température NT_{1i} du nœud coque nsi .

$$NT_{11}(ni) - NT_{1i}(nsi) = 0 \quad (2.3)$$

L'utilisation d'éléments volumiques dans la ZAT permet de prendre en compte le gradient thermique dans l'épaisseur de la tôle, ce qui est nécessaire comme le confirme l'analyse des micrographies réalisées au précédent chapitre. Le gradient de température suivant l'épaisseur de la tôle est une des causes qui explique les déformations d'un assemblage soudo-brasé.

2.3 Chargements et conditions aux limites

D'après Aarbogh *et al.* [2010], pour bien rendre compte de la physique du procédé il est nécessaire de simuler un certain nombre de phénomènes propres au soudage. Ils citent notamment, le dépôt de matière, la chaleur de l'arc, la fusion et la solidification des matériaux, les changements de phases à l'état solide, sans parler des aspects mécaniques. Pour simplifier les calculs, tous ces phénomènes ne seront donc pas rapportés dans la simulation présentée ici.

Les conditions aux limites utilisées lors de ces calculs sont simplifiées. Les arrêtes inférieures des tôles simulent la prise de l'éprouvette dans les mors sans prendre en compte les pertes thermiques dues au contact entre les tôles et les mors. La zone de serrage est

donc différente de ce qu'elle est lors de l'essai réel de soudo-brasage, mais cela ne perturbe pas la simulation thermique réalisée pour identifier la source de chaleur. Cette hypothèse est acceptable car l'ablocage est réalisé dans une zone qui n'est pas prise en compte par l'étude. En effet, comme on a pu le constater au Chapitre 1 la zone stationnaire est très faible, tandis que l'ablocage est lui réalisé au début du cordon – dans la phase d'amorçage – et à la fin du cordon – dans la phase de désamorçage – comme on peut le constater en FIGURE 2.5

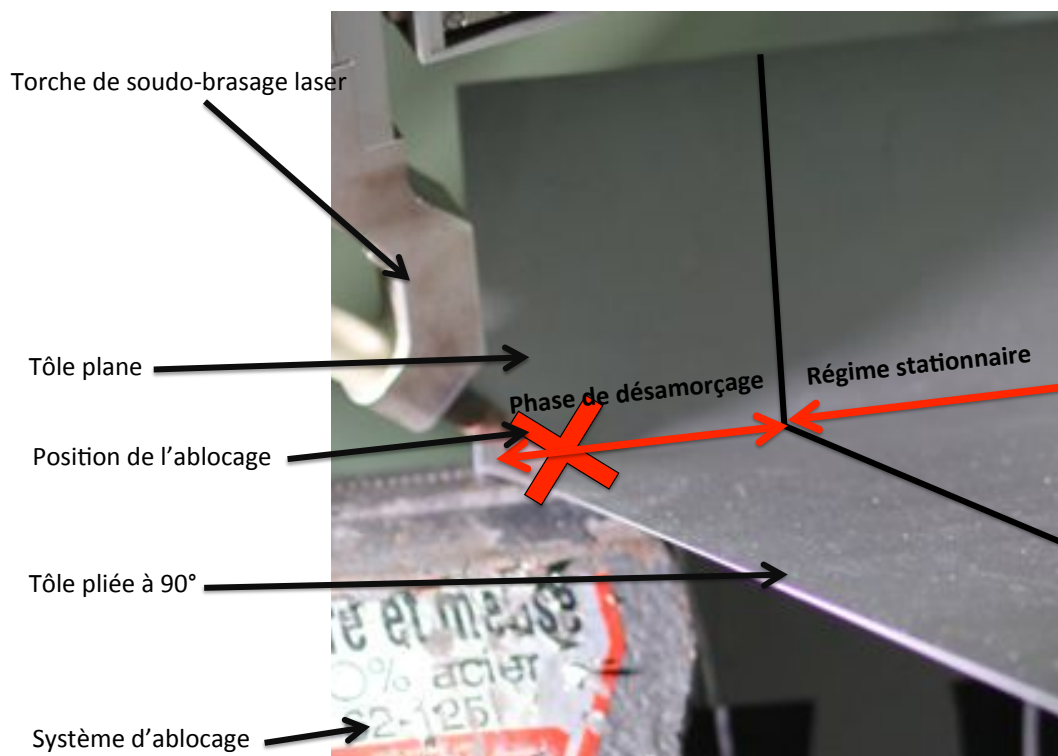


FIGURE 2.5: Système expérimental utilisé lors de l'essai de soudo-brasage laser, avec position du système d'ablocage et mise en place des zones stationnaires et de désamorçage

Le contact entre les 2 tôles est simulé par une résistance thermique de contact fonction du déplacement des 2 tôles selon la loi présentée en FIGURE 2.6. Cette loi linéaire décroissante avec la distance, issue de la littérature, est simpliste et insuffisante pour une étude thermo-mécanique complète. Elle est supposée suffisante pour faire une première identification de la source de chaleur en attendant les résultats d'une étude ultérieure, présentée dans ce chapitre devant permettre de déterminer finement la résistance thermique de contact.

En dehors de la zone de contact entre tôles, on applique un coefficient d'échange $h(T,x)$ global (FIGURE 2.2) sur la totalité de la surface de l'éprouvette. Ce coefficient

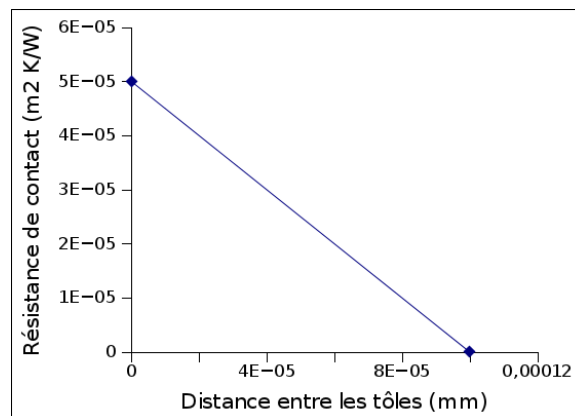


FIGURE 2.6: Évolution de la résistance de contact en fonction de la distance de contact

représente les échanges convectifs et radiatifs et est considéré en première approximation constant sur toute la surface de l'éprouvette. Ce coefficient est à ajuster à partir des courbes de refroidissement des essais thermiques. La température extérieure est prise constante et égale à $T_{ext} = 293 \text{ K}$.

2.4 Paramètres matériaux

Les paramètres matériaux utilisés lors de cette simulation sont rappelés dans les tableaux 2.1 et 2.2. Ceux-ci sont issus de la littérature. Ces paramètres sont pris indépendants de la température ce qui est une hypothèse forte.

Conductivité thermique ($\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$)	Masse volumique (kg/m^3)	Chaleur Spécifique ($\text{J}\cdot\text{K}^{-1}\cdot\text{Kg}^{-1}$)
47	7800	550

TABLE 2.1: Paramètres thermiques de l'acier XES utilisés pour la simulation thermique

Conductivité thermique ($\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$)	Masse volumique (kg/m^3)	Chaleur Spécifique ($\text{J}\cdot\text{K}^{-1}\cdot\text{Kg}^{-1}$)
390	8900	385

TABLE 2.2: Paramètres thermiques de l'alliage de CuSi utilisés pour la simulation thermique

2.5 Résultats

L'identification des paramètres du modèle de la source de chaleur est faite de manière itérative par comparaison des résultats des simulations numériques et des résultats des

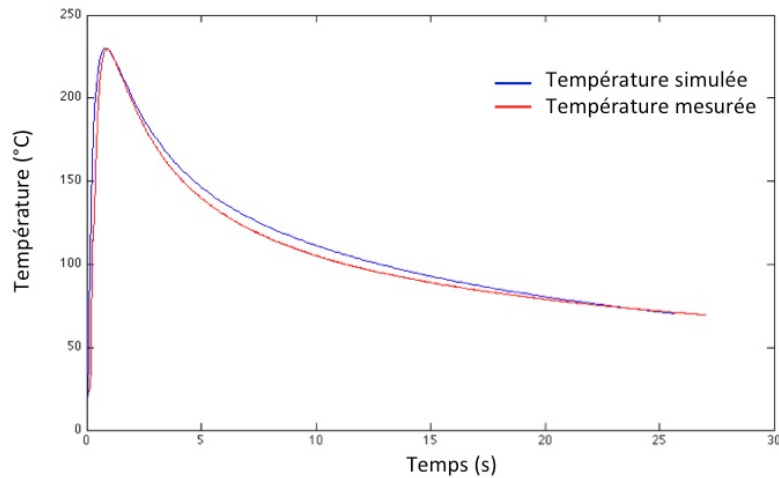
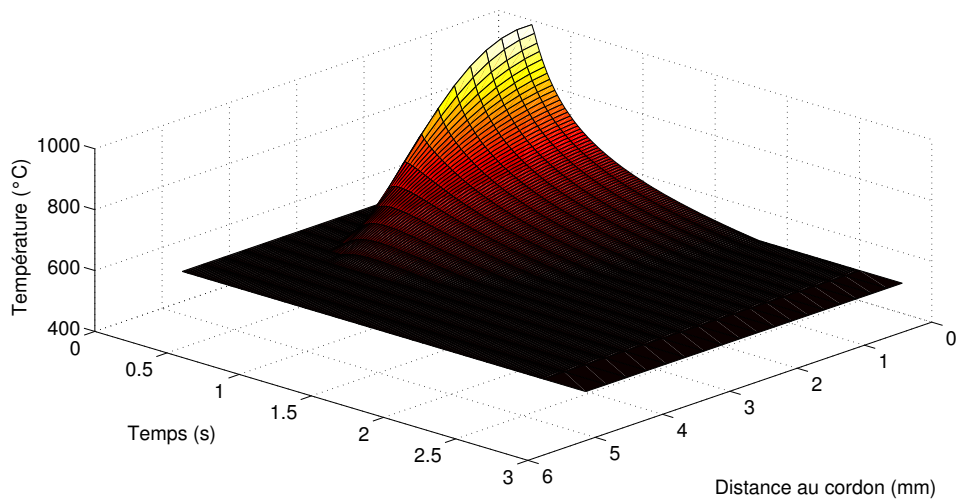


FIGURE 2.7: Comparaison entre la température simulée et la température déterminée expérimentalement au niveau du thermocouple 2

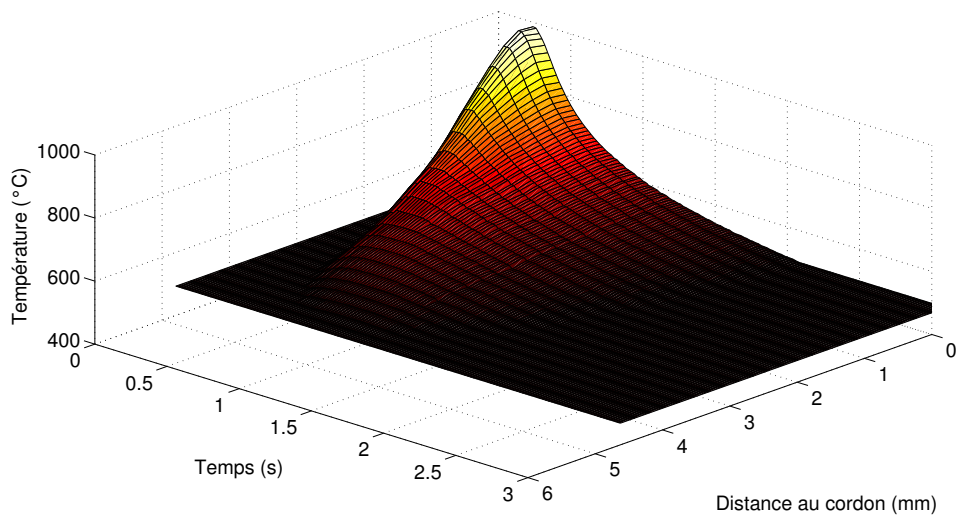
essais sur maquette. L'identification est réalisée en deux parties. La première partie de la courbe, pour $t < 2$ s, dépend du modèle de source de chaleur et donc du paramètre Q_{arc} , alors que la seconde partie de la courbe, pour $t > 15$ s est très sensible au coefficient d'échange $h(T, x)$ entre les tôles et l'air. La qualité de l'identification ainsi réalisée est illustrée par la FIGURE 2.7 qui représente la comparaison de l'évolution des températures calculée et mesurée en un point proche du cordon (au niveau du thermocouple 2, voir chapitre précédent, FIGURE 1.9).

L'identification donne une valeur du flux thermique de $Q_{arc} = 35 \times 10^6$ W/m² et une valeur du coefficient d'échange avec l'extérieur $h(T, x) = 35$ W.m⁻².K⁻¹. Comme signalé précédemment la valeur de $h(T, x)$ est en première approximation considéré indépendante de la température et constante sur toute la surface. Une nouvelle identification devrait permettre de découper la géométrie en plusieurs zones qui auront chacune une valeur de $h(T, x)$ constante. La FIGURE 2.8 montre la comparaison entre la température simulée après identification de la source de chaleur (a) et la température mesurée par caméra IR lors de l'essai de soudo-brasage laser. On remarque une bonne correspondance de tendance entre la température simulée et la température mesurée. Il convient de noter que la carte de température simulée a dû être coupée à 500 °C pour correspondre à la gamme des températures mesurées, i.e. 500 °C – 1000 °C. La température maximale simulée, $T_{max}^{sim} = 986$ °C est très proche de la température maximale mesurée, $T_{max}^{mes} = 990$ °C.

La FIGURE 2.9 montre la carte d'écarts entre températures mesurée et simulée après identification de la source Q_{arc} et du coefficient d'échanges thermiques $h(T, x)$. On constate que l'erreur moyenne réalisée sur l'identification est de 1,65 %, et la moyenne quadratique de l'écart (valeur RMS) étant de $\eta = 19,72$ °C. Cette valeur est très satisfaisante au regard des températures mesurées (i.e., de l'ordre de 1000 °C). De plus, l'écart le plus grand se situe autour de la zone de chauffage, où il atteint 150 °C, pour des valeurs



(a) Carte d'évolution de la température simulée en fonction du temps et de la distance au cordon



(b) Carte d'évolution de la température mesurée en fonction du temps et de la distance au cordon

FIGURE 2.8: Comparaison du résultat de la simulation thermique avec le champ de température mesuré par caméra IR

mesurées proches de $T_{max}^{sim} = 986 \text{ °C}$. Celui-ci provient d'un léger décalage lors du chauffage, visible sur la FIGURE 2.7. En effet, la montée en température est légèrement plus rapide dans la simulation que dans la réalité. Ceci est certainement dû aux hypothèses simplificatrices faites lors de l'identification de la source de chaleur Q_{arc} , notamment le fait de négliger l'influence des contacts thermomécaniques, ainsi qu'à la maîtrise de la

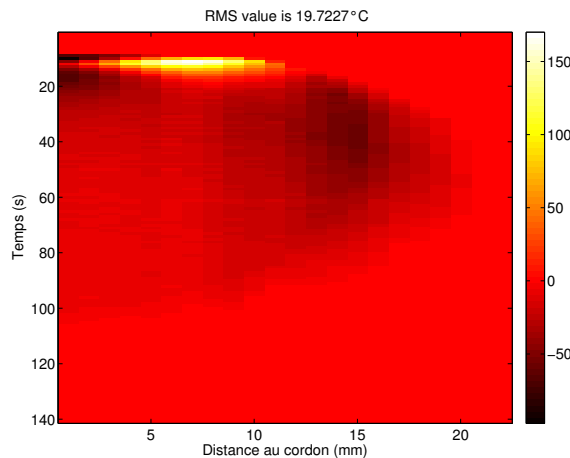


FIGURE 2.9: Carte des écarts entre la température simulée et la température mesurée en fonction du temps et de la distance par rapport au cordon

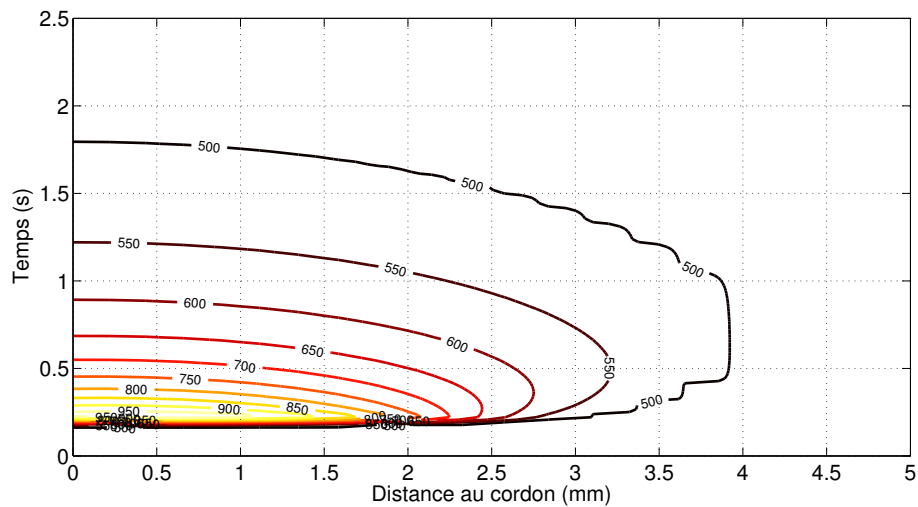
géométrie du cordon, imparfaite au plan expérimental.

Le dernier paramètre à étudier concerne la taille de la ZAT. Pour cela, nous comparons les lignes de niveaux issues de la simulation et issues de la mesure par thermographie IR. La FIGURE 2.10 représente les lignes de niveau de températures simulées et de températures mesurées. On constate que la tendance est similaire. De plus, les tailles de ZAT apparaissent identiques pour les hautes températures. Cependant, autour de 500 °C, on constate une certaine différence. La ZAT simulée est légèrement plus petite que la ZAT mesurée. Afin de vérifier cette information, une mesure sur micrographie serait utile. Certains points peuvent expliquer cette constatation. Premièrement, la gamme de mesure de la caméra IR est de (500 °C – 1200 °C). Il est légitime de se questionner sur la validité de la mesure autour des bornes de cette plage. Enfin, la valeur du coefficient d'échange thermique mériterait d'être améliorée. En effet, le coefficient $h(T, x)$ est pris constant sur toute la géométrie de l'éprouvette. Comme nous l'avons déjà fait remarquer, il serait plus judicieux de discrétiser la géométrie en plusieurs zones, avec pour chacune une valeur de $h(T, x)$ différente.

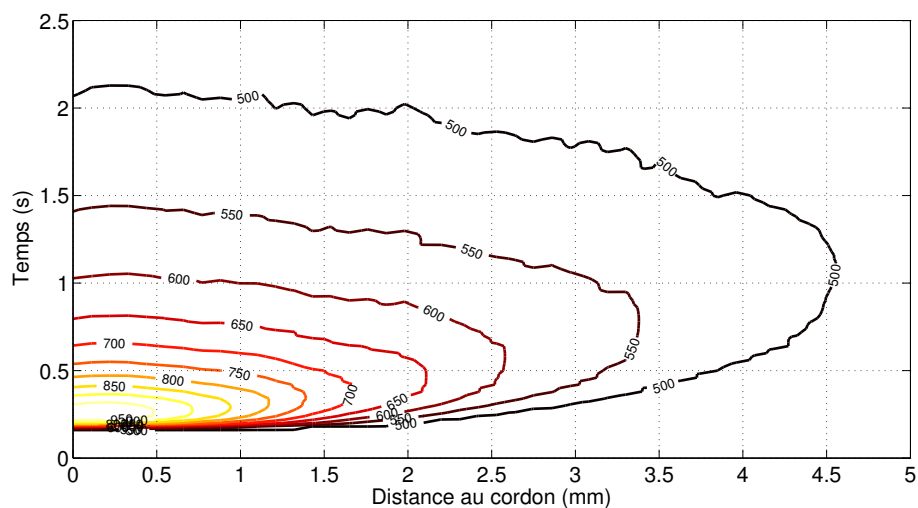
3 Identification d'un modèle de contact thermomécanique

3.1 Introduction

Le temps caractéristique – de quelques secondes – de l'opération de soudo-brasage permet d'identifier la source de chaleur équivalente au dépôt du cordon tout en négligeant en première approximation les variations des échanges thermiques à la fois entre les tôles, et entre les tôles et l'air. cf. paragraphe précédent. En revanche, la simulation numérique



(a) Lignes de niveaux de la température simulée en fonction du temps et de la distance au cordon



(b) Lignes de niveaux de la température mesurée en fonction du temps et de la distance au cordon

FIGURE 2.10: Comparaison du résultat de la simulation thermique avec le champ de température mesuré par caméra IR

d'une opération de soudo-brasage sur pièces réelles nécessite une modélisation plus fine de ces échanges.

La FIGURE 2.11 illustre la configuration de l'assemblage pavillon avec le côté de la caisse, support de cette étude. Un conformateur permet de « plaquer » le pavillon sur le côté de la caisse afin de respecter la largeur de gorge nécessaire à la mise en forme du cordon. Lors de la simulation de cette opération, les échanges convectifs – radiatifs –

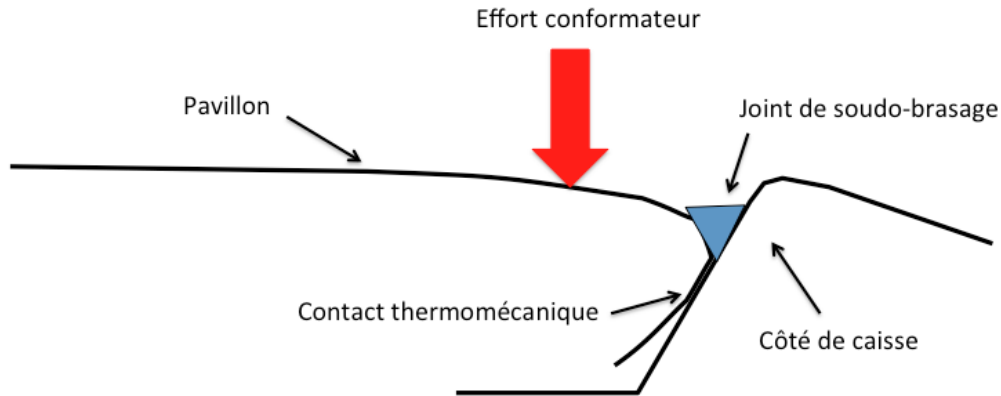


FIGURE 2.11: Coupe de l'assemblage pavillon côté de caisse

supposés modélisés par un coefficient d'échange h constant dans le paragraphe précédent devraient être considérés fonction de la température de la surface de la tôle.

Par ailleurs, un moyen simple de modéliser les échanges entre tôles consiste à les modéliser par une résistance thermique α fonction de la distance e entre les tôles lorsqu'elles ne sont pas en contact, ou de la pression σ_n entre les tôles lorsqu'elles le sont. Une tentative d'identification d'un tel modèle fait l'objet des sous-paragraphe suivants.

3.2 Un essai original

La FIGURE 2.12 représente schématiquement la configuration expérimentale imaginée dans le cadre de cette étude pour identifier la résistance $\alpha(e, \sigma_n)$ modélisant le contact thermique entre deux tôles minces déformables. Deux tôles pliées sont fixées dans les mors d'une machine de traction. Une source chaude chauffée par induction est fixée sur la tôle supérieure. Une source froide refroidie par circulation d'un liquide réfrigéré est fixée sur la tôle inférieure. L'objectif est d'acquies l'évolution de la température dans les tôles supérieure et inférieure en fonction de l'écart e , de la pression σ_n dès que le contact est établi et de la température T fixée à la source chaude.

La position de la source chaude (sur la tôle supérieure) par rapport à la source froide (sur la tôle inférieure) se justifie par le phénomène de convection. En effet, l'objectif étant d'observer la zone centrale avec une caméra thermique, il est important de tout faire pour éviter les effets de la convection tels que l'effet mirage, ou autres mouvements de convection.

L'hypothèse selon laquelle les effets de bords sont négligés a été vérifiée par simulations numériques qui ont montré que le gradient de température suivant la largeur de la tôle est négligeable, ce qui s'explique par la très faible épaisseur ($0,67 \text{ mm}$) des tôles devant les autres dimensions.

En première approximation cet essai peut-être modélisé par le problème schématisé

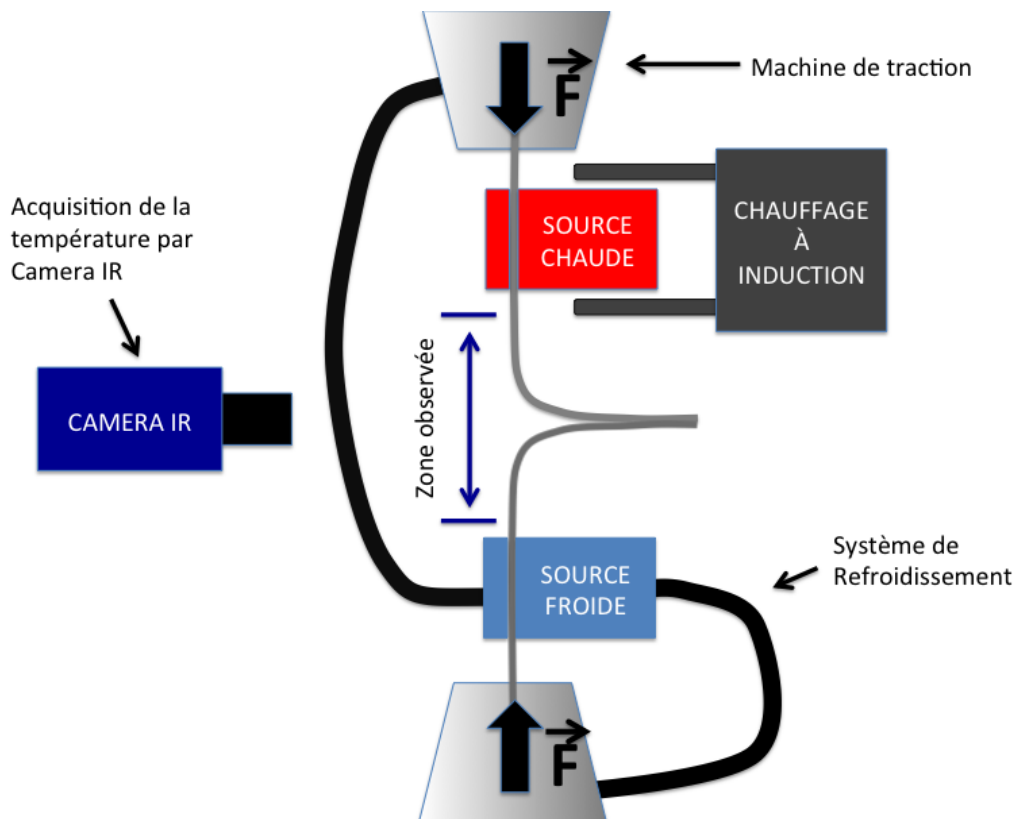


FIGURE 2.12: Un essai d'identification de résistance thermique entre tôles

en FIGURE 2.13. Le problème est supposé plan, les effets de bords étant négligés. De plus, l'état stationnaire est supposé atteint. La convection est supposée connue et dans un premier temps supposée constante. L'évolution de la chaleur au niveau du contact est le résultat des pertes par contact thermique, modélisées par la résistance thermique déterminée ici, et des pertes par convection – rayonnement.

La température, T , est supposée constante dans l'épaisseur (très fine) de chacune des tôles – de diffusivité thermique $D_\theta = \frac{\lambda}{\rho c}$ – Le problème devient ainsi linéaire tel que les flux de chaleur $\Phi_1(x)$, respectivement $\Phi_2(x)$, dans la tôle supérieure, respectivement dans la tôle inférieure, satisfassent les égalités suivantes

$$\begin{cases} \Phi_1(x) = -\lambda \frac{dT_1(x)}{dx} = \Phi_0 - h(T_1(x) - T_\infty) - \alpha(T_1(x) - T_2(x)) \\ \Phi_2(x) = -\lambda \frac{dT_2(x)}{dx} = 0 - h(T_2(x) - T_\infty) + \alpha(T_1(x) - T_2(x)) \end{cases} \quad (2.4)$$

et les équations de la chaleur suivantes

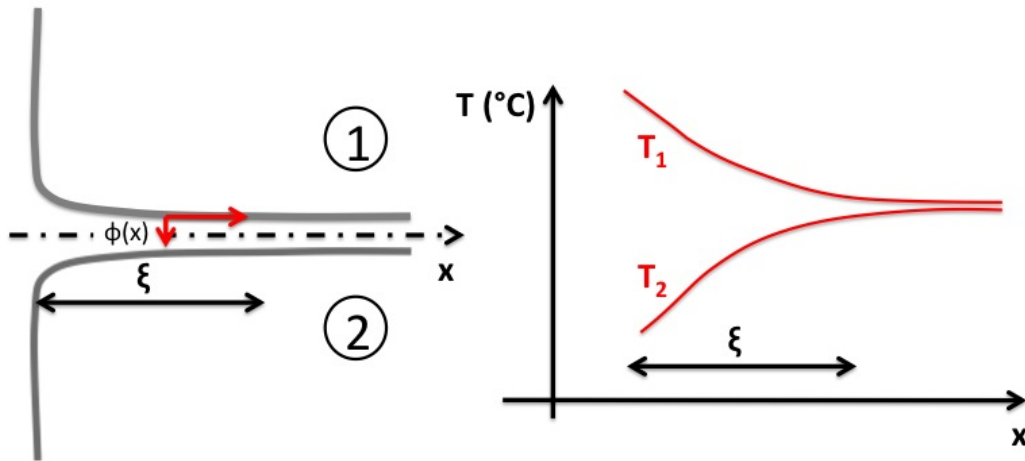


FIGURE 2.13: Schématisation théorique de l'essai de résistance thermique de contact

$$\begin{cases} -\frac{1}{D_{\theta}} \cdot T_1 = \frac{d^2 T_1(x)}{dx^2} = h \frac{dT_1(x)}{dx} + \alpha \left(\frac{dT_1(x)}{dx} - \frac{dT_2(x)}{dx} + \frac{\alpha}{dx} (T_1(x) - T_2(x)) \right) \\ -\frac{1}{D_{\theta}} \cdot T_2 = \frac{d^2 T_2(x)}{dx^2} = h \frac{dT_2(x)}{dx} - \alpha \left(\frac{dT_1(x)}{dx} - \frac{dT_2(x)}{dx} - \frac{\alpha}{dx} (T_1(x) - T_2(x)) \right) \end{cases} \quad (2.5)$$

Si, en première approximation, les échanges convectifs – radiatifs, sont négligés par rapport aux échanges entre tôles, et si le contact entre les tôles est le même – en termes de distance ou de pression entre tôles – quel que soit x , alors le système ci-dessus peut se simplifier sous la forme suivante

$$\begin{cases} \lambda T_1'' = \alpha T_1' - \alpha T_2' \\ \lambda T_2'' = -\alpha T_1' + \alpha T_2' \end{cases} \quad (2.6)$$

En soustrayant les deux équations constituant ce système, on obtient l'équation différentielle suivante

$$\lambda(T_1'' - T_2'') - 2\alpha(T_1' - T_2') = 0 \quad (2.7)$$

qui a pour solution

$$T_1 - T_2 = A + B \exp\left(\frac{-x}{L_c}\right) \text{ avec } L_c = \frac{\lambda}{2\alpha} \quad (2.8)$$

soit

$$\begin{cases} T_1(x) = A_1 \exp\left(\frac{-x}{L_c}\right) + B_1 \\ T_2(x) = A_2 \exp\left(\frac{-x}{L_c}\right) + B_2 \end{cases} \quad (2.9)$$

Ce qui permet d'identifier la distance caractéristique et donc la résistance thermique α .

Il convient de rappeler que la solution 2.9 correspond à un cas idéal où la résistance thermique est constante tout au long du contact. Cependant, cette hypothèse sera retenue dans un premier temps en mesurant $T_1(x=0)$ et $T_2(x=0)$ ainsi que $T_1'(x=0)$ et $T_2'(x=0)$ grâce à une mesure de température sur la surface verticale des tôles supérieures et inférieures.

Cette mesure est réalisée par une caméra thermique Cedip Jade III d'une résolution de 320×240 pixels. Deux thermocouples de type K sont également soudés sur l'éprouvette, un sur la tôle supérieure et l'autre sur la tôle inférieure.

3.3 Difficultés expérimentales

Plusieurs difficultés expérimentales apparaissent pour ce type d'essai. Tout d'abord, la plage de température présente sur l'éprouvette [$20 \text{ °C} - 200 \text{ °C}$] ne permet pas d'utiliser une mesure thermographique simple. Cette gamme de température n'est en effet pas mesurable avec le même temps d'intégration (IT) sur une caméra à bande spectrale courte (comme celle disponible au laboratoire qui possède une bande spectrale de [$3 - 5 \mu\text{m}$]), sous peine de saturer certains capteurs et/ou de sous-exposer certains autres. La solution envisagée est une mesure multi IT pour laquelle une image sur 2 est réalisée avec un IT court (pour les températures les plus hautes) et l'autre image avec un IT long (pour les températures basses). C'est-à-dire que la fréquence d'acquisition choisie est divisée par deux. Cette option permet d'élargir la gamme de mesure et donc de réaliser l'essai avec le matériel disponible. Une autre solution serait de changer de caméra, en prenant un modèle dont la bande spectrale est plus large, afin de pouvoir acquérir toute la gamme de température [$20 \text{ °C} - 200 \text{ °C}$] avec un seul réglage.

Par ailleurs, les hypothèses faites pour simplifier le système d'équations 2.5 et obtenir la solution simple 2.9 ne peuvent être approximativement vérifiées qu'en maintenant une distance constante – quel que soit x – entre les tôles grâce à un système de cales isolantes – par exemple en PTFE. Ce système devrait permettre de faire une première identification de la résistance thermique, α , en fonction du jeu entre tôles, e à affiner grâce à une simulation numérique prenant en compte les échanges convectifs – radiatifs. L'identification de la résistance thermique en fonction de la pression de contact, σ_n , sera encore plus délicate.

La caméra Cedip Jade III est équipée d'un capteur CMOS. Dans un tel capteur, chaque détecteur (ou pixel) a un comportement singulier. Il est donc nécessaire de réaliser une correction de non-uniformité NUC (Non Uniformity Correction). Elle est caractérisée par un gain α et un offset β propres à chaque détecteur. Cette correction est réalisée en positionnant la caméra devant une surface dont la température est uniforme. La seconde partie de l'étalonnage consiste à déterminer la relation entre la sortie du capteur (Digital Level, DL), et la température réelle mesurée. Pour cela on fait une acquisition sur un corps noir réglé à différentes températures sur la plage considérée. Il est important de tenir compte de la variation de température de la caméra, en effet, celle-ci peut induire des erreurs de mesure non négligeables (*i.e.*, environ 1 °C d'erreur sur la mesure par augmentation de 10 °C de T_{cam}).

On prend comme réglage pour les essais avec la caméra thermique une fréquence de 50 Hz, ainsi que deux IT. La gamme [20 – 100 °C] avec un IT de 45 μ s. Pour le premier réglage un étalonnage constructeur est disponible, il n'est donc pas nécessaire de le refaire. Le second réglage a été réalisé au laboratoire de thermographie de PSA Poissy, grâce à l'aide de P. Laloue. Il consiste en l'acquisition d'images aux différentes températures de la gamme, sur un corps noir cavité. Celui-ci, permet d'étalonner une caméra IR sur une gamme de température allant de 20 °C à 600 °C. L'incertitude sur la température du corps noir est de $\pm 0,4$ °C.

Afin de pouvoir envisager une simulation numérique thermomécanique de l'ensemble de l'essai et, dans tous les cas, de vérifier la géométrie de l'assemblage, une caméra CCD est installée de telle manière qu'elle permet d'en filmer une vue de profil. L'effort global appliqué est mesuré par l'intermédiaire de la cellule d'effort de la machine.

Afin de réaliser correctement l'essai, il est nécessaire de réaliser un bon asservissement en température de l'éprouvette, jusqu'à l'obtention du régime stationnaire, ce qui s'est avéré délicat.

3.4 Conclusions

Nous avons proposé un essai original et la procédure associée pour en déduire par identification inverse la résistance thermique entre les tôles – en fonction de la distance entre les tôles.

Un essai préliminaire a été mis en place. Il a permis de valider le principe de l'essai. Cependant, à cause des difficultés énoncées ci-dessus, notamment l'impossibilité d'utiliser le mode multi-IT sur le logiciel de la caméra, les essais n'ont pas pu être réalisés complètement.

Il faudrait donc refaire des essais, soit en multi-IT avec la caméra disponible au laboratoire, soit avec une caméra à large spectre, ce qui n'a pas pu être réalisé dans le temps imparti pour cette étude.

Chapitre 3

Comportement TMM des matériaux

Ce chapitre est dédié au choix et à l'identification de modèles de comportement Thermo-Métallo-Mécaniques suffisants pour réaliser la simulation numérique d'une opération de soudo-brasage afin de prévoir les déformations induites par le procédé. Ces modèles de comportement ont pour vocation d'être implantés dans un code de calcul par éléments finis industriel tel que ABAQUS, via une routine utilisateur UMAT.

Le domaine de validité de la simulation a été présenté dans le Chapitre 1. Le comportement thermo-métallo-mécanique (TMM) des matériaux doit être modélisé sur la plage de températures allant de 20 °C à 1000 °C. Sur cette plage de température les tôles subissent différents changements de phases. Outre le comportement intrinsèquement élasto-viscoplastique de chacune des phases, d'autres phénomènes interviennent, viz. la relaxation des contraintes résiduelles, la restauration de l'écrouissage et la recristallisation.

Faute de temps, l'état initial non standard des tôles – induit par les opérations de mise en forme antérieures à l'opération d'assemblage par soudo-brasage – et, *ipso facto*, la relaxation des contraintes résiduelles ainsi que la restauration d'une partie de l'écrouissage n'ont pas été pris en compte dans le cadre de cette étude.

Dans un premier temps, le formalisme général retenu dans le cadre de cette étude pour modéliser le comportement des matériaux est présenté en détail en première partie du Chapitre. Le comportement macroscopique du matériau est déduit – par une loi de mélange énergétique – du comportement élasto-viscoplastique de chacune des phases – et de modèles décrivant la cinétique des changements de phase. En première approximation l'écrouissage cinématique des phases n'est pas considéré mais l'évolution de l'écrouissage isotrope inclut un terme de restauration permettant de modéliser simplement la restauration de l'écrouissage et l'effet de la recristallisation.

L'identification de ce modèle nécessitant la réalisation d'essais mécaniques à haute température difficiles à instrumenter sur des tôles minces (d'épaisseur 0,67 mm), toute une procédure de mesures de champs de déplacements par Corrélation d'Images Numériques à chaud a été développée dans le cadre de cette étude. Cette procédure et sa validation sur un essai de dilatométrie sont décrites dans la troisième partie du Chapitre.

La quatrième partie du chapitre est consacrée à l'identification du comportement mécanique des différentes phases apparaissant lors du chauffage et du refroidissement des

tôles en acier XES. Cette identification est réalisée à partir de résultats d'essais de traction isothermes instrumentés en CIN à chaud.

La dernière partie du Chapitre est consacrée à la mise en place d'une essai d'identification du comportement mécanique du métal d'apport. L'identification inverse envisagée est basée sur l'analyse d'un essai de traction plane sur une éprouvette constituée de deux tôles liées par un cordon soudo-brasé. L'exploitation de cet essai constitue l'une des perspectives de cette étude.

Sommaire

1	Couplages lors du soudo-brasage	30
2	Identification d'un modèle de source de chaleur et d'échange convectif-radiatif	31
2.1	Choix d'un modèle de source de chaleur	32
2.2	Maillage	32
2.3	Chargements et conditions aux limites	35
2.4	Paramètres matériaux	37
2.5	Résultats	37
3	Identification d'un modèle de contact thermomécanique	40
3.1	Introduction	40
3.2	Un essai original	42
3.3	Difficultés expérimentales	45
3.4	Conclusions	46

1 Modèles de comportement TMM de l'acier XES

Comme rappelé au Chapitre 1, l'acier XES est un matériau ferritique à basse température, austénitique à haute température, et bi-phasé sur une plage de température intermédiaire d'environ 100 °C. Par ailleurs ce matériau se présente sous la forme de tôles laminées de $e = 0,67 \text{ mm}$ d'épaisseur. Afin de connaître le comportement Thermo-Métallo-Mécanique (TMM) global du matériau, dans le cadre de cette étude on a fait le choix de mettre en place un modèle qui permet de remonter au comportement macroscopique en connaissant le comportement thermo-mécanique de chacune des phases.

1.1 Changements de phase

Dans la suite on désigne par T^* , la température homologue définie comme la température absolue normée par la température de fusion absolue telle que

$$T^* = \frac{T}{T_m} \quad (3.1)$$

où T désigne la température en Kelvin, et T_m la température de fusion du matériau en Kelvin. Lors d'une opération de soudo-brasage, le matériau suit un cycle thermique composé d'un chauffage puis d'un refroidissement au cours desquels se déroulent des phénomènes non réversibles justifiant donc des études distinctes.

1.1.1 Transformation au chauffage

Lors du chauffage, plusieurs phénomènes physiques interviennent, à différentes températures caractéristiques, cf FIGURE 3.1(a). Cette figure est un diagramme binaire fer/carbone sur lequel ont été reportées les températures caractéristiques des phénomènes physiques que nous souhaitons étudier. La température, A_σ correspond à la température à partir de laquelle les contraintes résiduelles σ_{res} se relaxent. Il convient de noter que le phénomène de relaxation des contraintes résiduelles est a priori non négligeable dans les tôles mises en forme par déformation plastique (emboutissage, pliage, ...) avant assemblage par soudo-brasage.

La température A_R , correspond au début de la restauration de l'écrouissage. Cette température est a priori voisine de la température à partir de laquelle interviennent également des phénomènes de recristallisation. Il convient de noter que le phénomène de recristallisation – observé sur les micrographies commentées au Chapitre 1 – est très sensible au taux d'écrouissage du matériau, a priori important dans les tôles laminées très minces objet de cette étude. Par ailleurs, la vitesse de chauffage importante imposée lors de l'opération de soudo-brasage fait que restauration et recristallisation sont couplées.

L'intervalle de température $[Ac1, Ac3]$ correspond en fait à deux transformations différentes, viz. 3.2 et 3.3.



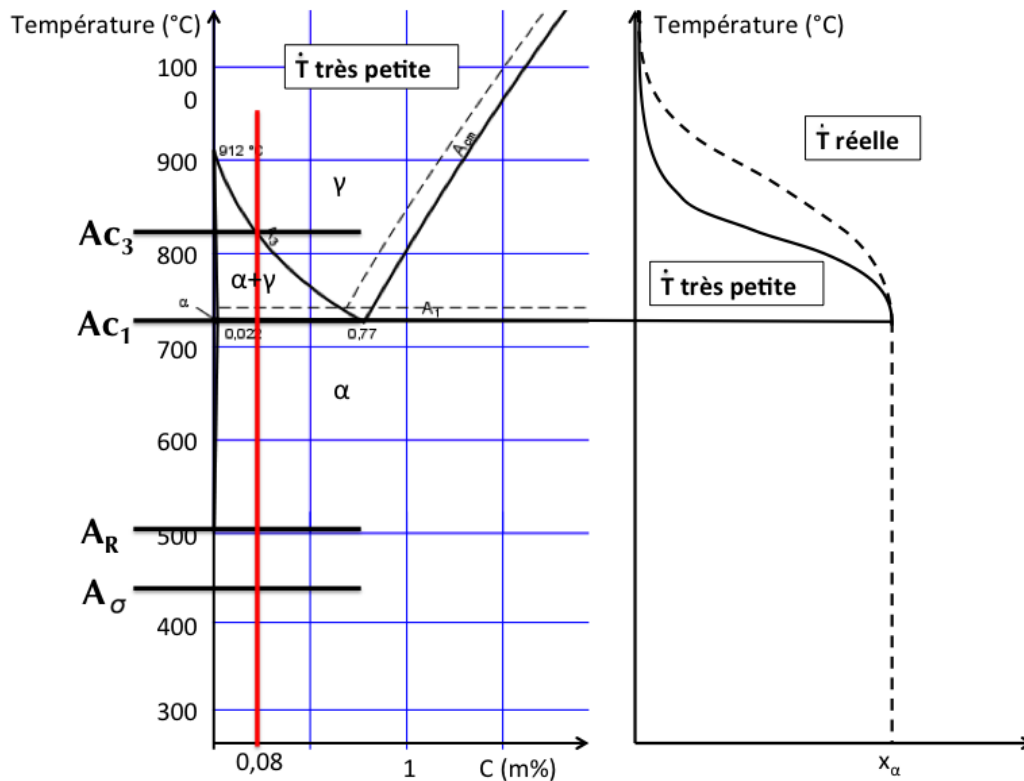


FIGURE 3.1: (a), Diagramme d'équilibre binaire Fer/carbone, avec les différentes températures caractéristiques. En rouge le pourcentage massique de carbone correspondant à l'acier XES. (b), Schématisation de l'évolution du pourcentage de phase α en fonction de la température et de la vitesse de chauffe.



La première transformation correspondant à la dissolution des carbures débute après A_{C1} et peut être incomplète lors d'une opération de chauffage-refroidissement rapide comme celle imposée en soudo-brasage.

La deuxième transformation (ferrite \rightarrow austénite) débute à A_{C1} et se termine à A_{C3} . Cependant, le temps nécessaire pour homogénéiser l'austénite – très chargée en atomes de carbone au voisinage des carbures dissous – est sans doute trop long pour que ce processus soit achevé avant la fin du chauffage et le début du refroidissement lors d'une opération de soudo-brasage.

Enfin il convient de noter que A_{C1} et A_{C3} sont bien sûr fonction de la vitesse de chauffage.

Étant donnée la rapidité de la phase de chauffage (de l'ordre de $\dot{T} = 10000 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$) et les gradients intenses que cela induit, il a été choisi de ne pas modéliser les phénomènes décrits au-dessus même si il est possible qu'ils influencent les phénomènes se déroulant

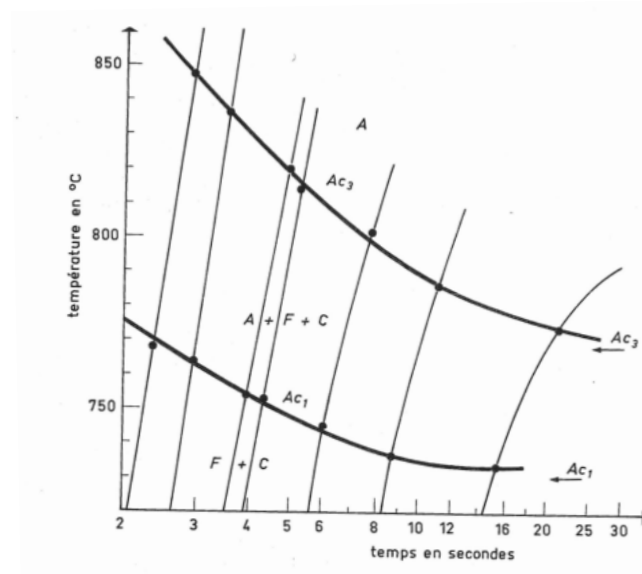


FIGURE 3.2: Exemple d'évolution des points Ac_1 et Ac_3 en fonction de la vitesse de chauffage pour un acier à 0,40 % de carbone [Constant et Henry, 1986]

lors du refroidissement par l'hétérogénéité de l'austénite et la taille des grains cristallisés formés au chauffage.

1.1.2 Transformation au refroidissement

Il convient tout d'abord de rappeler que la vitesse de refroidissement est sensiblement plus faible ($\dot{T} \leq 3000^\circ\text{C}/\text{s}$) en valeur absolue que la vitesse de chauffage.

Tout d'abord, l'austénite créée durant le chauffage $(Fe_{cfc})_\gamma$ se transforme en ferrite $(Fe_{cc})_\alpha$. Cette transformation intervient entre Ar_3 et Ar_1 – plus faibles que Ac_3 et Ac_1 –



Ensuite les atomes de carbone C libérés par dissolution des carbures lors de la phase de chauffage reforment de la cémentite Fe_3C – comme confirmé par les micrographies données au Chapitre 1 –, soit



Cette transformation n'est pas modélisée, compte tenu de la quantité très faible de Fe_3C .

Le comportement monphasé de chaque phase peut être identifié indépendamment, pour la phase ferritique jusqu'à 700°C et pour la phase austénitique de 900°C à 1000°C . La proportion de chaque phase et le comportement du matériau biphasé entre 700°C et 900°C doivent faire l'objet d'études spécifiques.

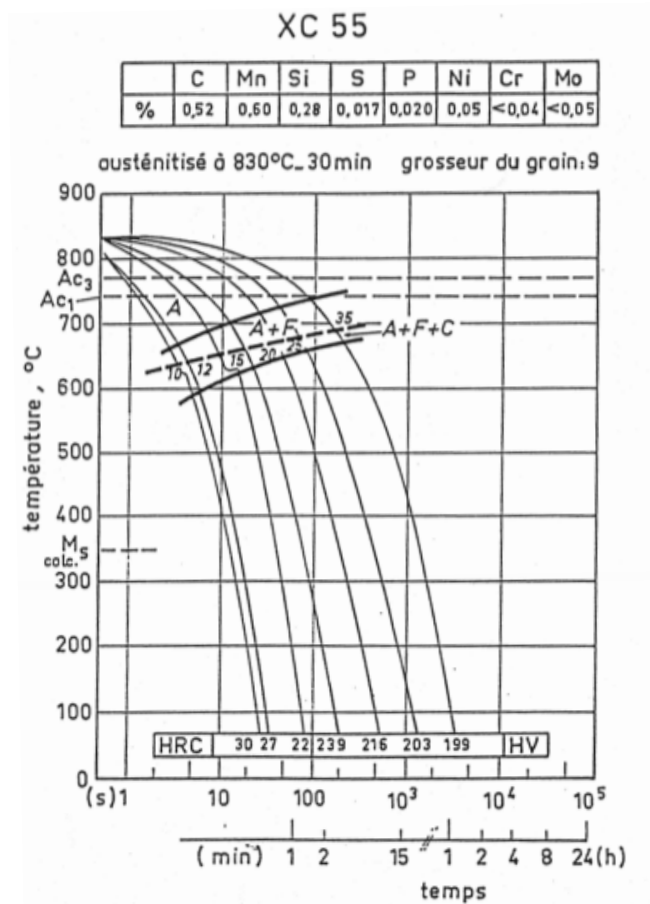


FIGURE 3.3: Exemple de diagramme de transformation au refroidissement continu de l'acier XC55 [Constant et Henry, 1986]

1.2 Comportement monophasé

La caractérisation du comportement monophasé de chacune des deux phases de l'acier XES a été réalisé dans le cadre du stage de Master de Robin Antoine. Le choix des lois de comportement – le plus robuste et le plus simple possible – a été réalisé dans l'optique d'une implémentation dans un code éléments finis. Ce choix a conduit à ne modéliser l'érouissage qu'avec une seule variable isotrope – sans considérer l'érouissage cinématique –.

1.2.1 Choix des variables d'état

En considérant la partition classique des déformations totales $\underline{\underline{\varepsilon}}$ en déformation thermo-élastique $\underline{\underline{\varepsilon}}^e$ et viscoplastique $\underline{\underline{\varepsilon}}^p$, on a :

$$\underline{\underline{\varepsilon}} = \underline{\underline{\varepsilon}}^e + \underline{\underline{\varepsilon}}^p \quad (3.6)$$

L'énergie libre de Helmholtz ψ est choisie comme potentiel d'état fonction des variables d'état observables $(T, \underline{\underline{\varepsilon}})$, et des variables internes associées à la viscoplasticité $\vartheta = (\underline{\underline{\varepsilon}}^p, r)$ avec r variable interne associée à l'écroutissage isotrope. Elle s'écrit alors :

$$\rho\psi = \frac{1}{2}(\underline{\underline{\varepsilon}} - \underline{\underline{\varepsilon}}^p) : \mathbf{E}(T) : (\underline{\underline{\varepsilon}} - \underline{\underline{\varepsilon}}^p) - 3K\alpha(T)(T - T_0)tr \underline{\underline{\varepsilon}} + G(r, T) - \frac{\rho C_\varepsilon}{2T_0}(T - T_0)^2 \quad (3.7)$$

où ρ désigne la masse volumique, \mathbf{E} le tenseur de Hooke, K le module de compressibilité isostatique, $\alpha(T)$ le coefficient de dilatation thermique, $G(r, T)$ la partie de l'énergie stockée par l'écroutissage isotrope, C_ε la capacité calorifique. Les autres variables sont précisées dans le tableau 3.1.

	Variables d'état		Variables associées	
Observables	température	T	s	entropie spécifique
	déformation	ε	σ	contrainte
Internes	déformation viscoplastique	ε^p	σ	contrainte
	écroutissage isotrope	r	R	écroutissage isotrope

TABLE 3.1: Variables thermodynamiques du modèle

1.2.2 Thermo-élasticité

La loi thermo-élastique correspond à la première loi d'état telle que

$$\underline{\underline{\sigma}} = \rho \frac{\partial \psi}{\partial \underline{\underline{\varepsilon}}} = \mathbf{E}(T) : (\underline{\underline{\varepsilon}} - \underline{\underline{\varepsilon}}^p - \alpha(T)(T - T_0)\underline{\underline{1}}) \quad (3.8)$$

Dans le cas des tôles laminées d'acier XES, a priori de texture orthotrope, le tenseur d'élasticité s'exprime de la manière suivante, en indiquant L la direction de laminage, T la direction transverse, et Z la direction normale.

$$\mathbf{E} = \begin{pmatrix} \frac{1}{E_L} & -\frac{\nu_{LT}}{E_L} & -\frac{\nu_{LZ}}{E_L} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{TL}}{E_T} & \frac{1}{E_T} & -\frac{\nu_{TZ}}{E_T} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{ZL}}{E_Z} & -\frac{\nu_{ZT}}{E_Z} & \frac{1}{E_Z} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{LL}} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{TT}} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{ZZ}} \end{pmatrix}_{\{L,T,Z\}} \quad (3.9)$$

La symétrie principale du tenseur impose

$$\frac{\nu_{ij}}{E_i} = \frac{\nu_{ji}}{E_j} \quad (3.10)$$

1.2.3 Critère de plasticité

Le critère de Hill s'avère en général bien adapté aux tôles d'acier laminées. Il s'écrit sous la forme :

$$f = \sqrt{\underline{\underline{\sigma'}} : \underline{\underline{P}} : \underline{\underline{\sigma'}}} - \sigma_y = \sigma_{eq} - \sigma_y \quad (3.11)$$

où $\underline{\underline{\sigma'}}$ représente le déviateur des contraintes tel que :

$$\underline{\underline{\sigma'}} = \underline{\underline{\sigma}} - \frac{1}{3} tr \underline{\underline{\sigma}} \underline{\underline{1}} \quad (3.12)$$

et $\underline{\underline{P}}$ tenseur de Hill, ou matrice d'anisotropie qui s'écrit

$$\underline{\underline{P}} = \begin{pmatrix} G+H & -H & -G & 0 & 0 & 0 \\ -H & F+H & -F & 0 & 0 & 0 \\ -G & -F & F+G & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & L & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & M & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & N \end{pmatrix}_{\{L,T,Z\}} \quad (3.13)$$

Les coefficients (F,G,H,L,M et N) du tenseur de Hill sont en général déduits des coefficients de Lankford tangents r_L définis par le rapport de la vitesse de déformation plastique dans le sens de la largeur de l'éprouvette $\dot{\epsilon}_t^p$ à celle dans le sens de l'épaisseur $\dot{\epsilon}_e^p$, soit

$$r_L = \frac{\dot{\epsilon}_t^p}{\dot{\epsilon}_e^p} \quad (3.14)$$

lors d'essais de traction réalisés dans différentes directions par rapport à la direction de laminage, cf. par exemple la thèse de Oueslati [2012].

L'hypothèse d'incompressibilité combinée à une hypothèse de déformations élastiques négligeables devant les déformations plastiques permet de calculer les coefficients de Lankford à partir d'une observation dans le plan. En notant $\dot{\epsilon}_l^p$ la vitesse de déformation longitudinale, le coefficient de Lankford r_L s'écrit :

$$r_L = \frac{\dot{\epsilon}_t^p}{-\dot{\epsilon}_t^p - \dot{\epsilon}_l^p} \quad (3.15)$$

Finalement si on désigne par α l'angle entre la direction de sollicitation et la direction de laminage on a

$$r_\alpha = \frac{H + (2N - F - G - 4H) \sin^2 \alpha \cos^2 \alpha}{F \sin^2 \alpha + G \cos^2 \alpha} \quad (3.16)$$

1.2.4 Viscosité

La dépendance en vitesse du comportement élasto-plastique à haute température peut être prise en compte par un modèle additif et l'introduction d'une contrainte visqueuse prenant la forme par exemple de la loi de Norton [Norton, 1929] telle que

$$\sigma_v = K\dot{p}^{1/N} \quad (3.17)$$

où K et N sont des paramètres matériau fonction de la température.

L'objectif de cette étude étant de modéliser le comportement des matériaux sur une très grande plage de température, y compris pour $T \geq 0,7T_f$ et sur une grande plage de vitesses de déformation, il est préférable d'utiliser d'autres expressions en sinus hyperbolique [Sellars et McTegart, 1966] ou exponentielles [Kocks *et al.*, 1973] cf. par exemple les travaux de thèse de Roux [2009]. Pour garantir la robustesse des simulations numériques envisagées ici, il a été choisi d'utiliser la loi de Sellars & McTegart telle que

$$\sigma_v = K_{ST} \sinh^{-1}(\dot{p}/A) \quad (3.18)$$

où K_{ST} et A sont des paramètres matériaux fonction de la température.

1.2.5 Écrouissage isotrope

Parmi les très nombreux modèles classiquement utilisés, dans le cadre de cette étude, il a été choisi de rendre compte de l'écrouissage isotrope par une loi puissance telle que

$$R = K_y p^{1/m} \quad (3.19)$$

où p désigne la déformation plastique cumulée définie par l'équivalence énergétique suivante

$$\sigma_{eq} \dot{p} = \underline{\underline{\sigma}}' : \dot{\underline{\underline{\epsilon}}}^p \quad (3.20)$$

telle que

$$\dot{p} = \sqrt{\frac{2}{3} \dot{\underline{\underline{\epsilon}}}^p : \dot{\underline{\underline{\epsilon}}}^p} \quad (3.21)$$

Cependant, afin de rendre compte de la restauration statique de l'écrouissage et de la recristallisation observées lors des premiers essais, il a été choisi de rajouter un terme correctif [Chaboche, 1978] tel que, finalement

$$\dot{R} = \frac{K_y}{m} p^{\frac{1-m}{m}} \dot{p} - \left(\frac{R}{B}\right)^b \quad (3.22)$$

où B et b sont deux paramètres supplémentaires à identifier. Ce modèle très simple ne peut pas être représentatif de la réalité pour des temps très longs, puisque lorsque $t \rightarrow +\infty$,

$R \rightarrow 0$ ce qui n'est pas réaliste. Cependant, étant donnés les temps caractéristiques du procédé étudié ici, cette hypothèse est tout à fait acceptable. Il convient de noter que ces phénomènes, bien qu'importants comme on peut le constater expérimentalement sont rarement traités dans ce type d'étude, cf par exemple [Saint-Germain, 2006].

1.2.6 Conclusion sur les choix des lois de comportement pour l'acier XES

Le modèle TMM choisi pour chaque phase dépend de 10 paramètres à identifier. Ceux-ci se composent de trois paramètres de thermoélasticité, le module d'Young E , le coefficient de Poisson ν et le coefficient de dilatation thermique α , de trois paramètres de plasticité, les paramètres de la loi à écrouissage isotrope, K_y et m et la limite élastique σ_y , de deux paramètres de restauration de l'écrouissage, b et B et de deux paramètres de viscosité, les paramètres de la loi de Sellars & McTeggart, K_{ST} et A – chacun des paramètres étant fonction de la température.

1.3 Comportement multiphasé

Le comportement multiphasé des matériaux est notamment expliqué dans [Saint-Germain, 2006] et [Roux, 2009] et [Hamata, 1992]. On retrouve habituellement deux modèles différents dans la littérature. le premier est un modèle de mélange sur les paramètres matériaux présenté la première fois par [Inoue et Wang, 1985]. Dans ce modèle, les propriétés thermomécaniques du matériau sont une combinaison linéaire des propriétés de chaque phase en présence pondérées par la proportion de phase en présence.

$$P_{macro}(T) = \sum_{i=1}^n x_i(T) P_i(T) \quad (3.23)$$

où P_i représente la valeur du paramètre matériau considéré pour la phase i dont la proportion vaut x_i . Cette approche n'a aucun sens physique sauf à remplacer P_i par des quantités énergétiques ce qui correspond à certaines approches discutées ci-après.

La deuxième classe de modèles correspond à des modèles d'homogénéisation de phase [Leblond *et al.*, 1986; Coret *et al.*, 2002; Hamata, 1992]. Il est par exemple possible d'introduire une loi d'homogénéisation de type Voigt telle que

$$\varepsilon = \varepsilon_i \quad (3.24)$$

où ε et ε^i correspondent respectivement à la déformation « macroscopique » et dans chaque phase i . Chaque phase métallurgique a son propre comportement thermo-mécanique. Il y a ensuite un processus d'homogénéisation à deux échelles, utilisé notamment dans [Coret, 2001].

Le modèle utilisé ici est celui proposé par [Hamata, 1992] puis modifié par [Goth, 2002] et dont les évolutions finales ont été réalisées par [Roux, 2009]. Le comportement macroscopique du matériau est déterminé à partir d'une loi des mélanges sur les potentiels thermodynamiques de chacune des phases considérées, intégrant les potentiels

d'interaction. On commence par utiliser la loi de localisation de Voigt. C'est à dire que la déformation de chaque phase est égale à la déformation.

$$\underline{\underline{\epsilon}} = \underline{\underline{\epsilon}}_i \text{ avec } i = [\alpha, \gamma] \quad (3.25)$$

Cependant, contrairement à [Hamata, 1992] ou [Goth, 2002], et comme [Roux, 2009] nous ne faisons pas l'hypothèse suivante

$$\underline{\underline{\epsilon}}^e = \underline{\underline{\epsilon}}_{ferrite}^e = \underline{\underline{\epsilon}}_{austenite}^e \text{ et } \underline{\underline{\epsilon}}^p = \underline{\underline{\epsilon}}_{ferrite}^{vp} = \underline{\underline{\epsilon}}_{austenite}^{vp}$$

Dans cette étude nous ne considèrerons que la phase ferritique supposée en première approximation identique dans le métal de base et après passage éventuel par l'état austénitique et la phase austénitique. On choisit comme potentiel thermodynamique de chaque phase i l'énergie libre, telle que

$$\Psi_i(\underline{\underline{\epsilon}}, \underline{\underline{\epsilon}}_i^p, p_i, T) \quad (3.26)$$

ce qui permet d'écrire les lois d'état :

$$\begin{aligned} \underline{\underline{\sigma}}_i &= \rho_i \frac{\partial \Psi_i}{\partial \underline{\underline{\epsilon}}} = \mathbf{E}_i(\underline{\underline{\epsilon}} - \underline{\underline{\epsilon}}_i^p - \underline{\underline{\epsilon}}_i^{th}) \\ R_i &= \rho_i \frac{\partial \Psi_i}{\partial p_i} \end{aligned} \quad (3.27)$$

où R_i désigne la variable d'écrouissage de chaque phase, et où $i = \alpha$ pour la phase ferritique et $i = \gamma$ pour la phase austénitique. On définit ensuite une fonction seuil, avec un critère de plasticité pour chaque phase tel que

$$f_{p_i} = J_2(\underline{\underline{\sigma}}_i) - R_i - \sigma_{y_i} \quad (3.28)$$

Afin de remonter au comportement macro, on définit une loi des mélanges sur l'énergie libre telle que

$$\rho \Psi = \sum_i x_i \rho_i \Psi_i(\underline{\underline{\epsilon}}, T, \underline{\underline{\epsilon}}_i^p, p_i) + \Psi^{interaction} \quad (3.29)$$

où ρ désigne la masse volumique macroscopique, x_i la fraction massique de chaque phase et $\Psi^{interaction}$, le potentiel d'interaction qui permet d'introduire la plasticité de transformation et éventuellement l'héritage d'écrouissage entre les phases.

Une fois que le comportement multiphasé est déterminé, il est important de déterminer la cinétique des changements de phase, c'est-à-dire la loi d'évolution des fractions massiques x_i . Différentes modélisations (par exemple [Hanna *et al.*, 2011]) à identifier à partir de diagrammes TRC sont envisageables, on retrouve de nombreux exemples dans les bibliographies réalisées par [Bergheau, 2004] et [Saint-Germain, 2006].

Nous prendrons dans notre cas un modèle qui nous donne la proportion de phase en présence $\dot{x}_\alpha(T, \dot{T})$ en fonction de la température T et de la vitesse de chauffe ou de refroidissement \dot{T} .

2 Modèle de comportement de l'alliage de CuSi

L'alliage de CuSi ne subissant pas de changement de phase sur la plage de températures considérée, son comportement peut être choisi comme celui décrit par le modèle monophasé, thermo-élasto-viscoplastique, à écrouissage isotrope utilisé pour chacune des phases de l'acier XES. Cependant, pour l'alliage de CuSi, nous ne prendrons pas en compte de terme de restauration d'écrouissage, ce qui conduit à un modèle à 8 paramètres – chacun des paramètres étant fonction de la température.

3 Corrélation d'images numériques pour l'instrumentation d'essais mécaniques à chaud

3.1 Cahier des charges

Les essais de caractérisation du comportement TMM envisagés dans le cadre de cette étude doivent être réalisés sur la plage de température de 20 °C à 1000 °C. Cela exige l'utilisation de moyens de mesure de la déformation adaptés. L'acier XES considéré ici étant sous la forme de tôle d'une épaisseur de $e = 0,67 \text{ mm}$, l'utilisation d'un extensomètre à chaud est quasiment impossible car il exercerait un effort trop important sur l'éprouvette. Par ailleurs l'alliage de CuSi, fourni en bobine de fil, doit être étudié sous sa forme soudobrasée, *i.e.*, un cordon entre deux tôles d'acier XES. Les éprouvettes ainsi constituées sont donc non homogènes.

On choisit donc un moyen de mesure des champ, *viz.* la Corrélation d'Images Numériques (CIN). La Corrélation d'Images Numérique est basée sur le principe de conservation du niveau de gris, difficile à vérifier lorsque l'éprouvette observée est chauffée. De plus, d'autres phénomènes comme la convection, la variation de l'indice optique ou l'oxydation du mouchetis voire de la surface observée viennent perturber la mesure. D'autre part, l'accessibilité visuelle de la zone à observer est souvent difficile, que ce soit pour prendre des images ou pour éclairer la scène. De nombreux auteurs, [Lyons *et al.*, 1996; Arnould, 2003; Grant *et al.*, 2009; De Strycker *et al.*, 2010; Pan *et al.*, 2010] ont étudié cette problématique complexe sans épuiser le sujet.

3.2 Corrélation d'Images Numériques à chaud

3.2.1 Difficultés de la CIN à chaud

a- Moyen de chauffage et conséquence sur l'observation

Différents moyens de chauffage peuvent être utilisés. La méthode la plus courante pour chauffer une éprouvette est d'utiliser un four [Lyons *et al.*, 1996; Lu *et al.*, 2003; Arnould, 2003; Leplay *et al.*, 2012; Hammer *et al.*, 2013]. Afin d'observer la scène pour réaliser de la CIN, le four doit alors être équipé d'une fenêtre d'observation. Lyons *et al.* [1996] observent deux principales difficultés avec cette méthode. Tout d'abord, la qualité de la

mesure est directement dépendante de la qualité du verre de la fenêtre d'observation ainsi que de la convection le long de la fenêtre. Il est également possible d'utiliser un chauffage par induction [Grant *et al.*, 2009], mais il est difficile d'assurer à la fois une bonne homogénéité de la température sur toute l'éprouvette et un accès visuel. Il est aussi possible d'utiliser un chauffage par laser [Novak et Zok, 2011], ou par infrarouge [Pan *et al.*, 2010, 2011]. Ces solutions permettent de ne chauffer que l'éprouvette, et de limiter les problèmes issus du mouvement d'air chaud ou dûs à la qualité de la fenêtre d'observation. Cependant, dans le cas du chauffage à l'air libre, l'oxydation du métal demeure un réel problème. Pour résoudre ce problème, il est possible d'utiliser une chambre environnementale. L'ensemble de ces difficultés a conduit certains auteurs à chauffer la pièce préalablement et à ne l'observer que pendant son refroidissement [De Strycker *et al.*, 2010]. Dans le cadre de cette étude il a été choisi d'utiliser un four à lampes disponible au Laboratoire MSSMat de l'École Centrale et disposant d'ouvertures non vitrées, normalement destinées au passage de câbles d'instrumentation et/ou à l'extensomètre, et d'observer par ces ouvertures.

Lors de la présence d'un gradient de température, des phénomènes convectifs peuvent conduire à des perturbations qui viennent polluer ou empêcher la mesure. En dessous d'une certaine température, le phénomène est souvent négligé. Lyons *et al.* [1996] proposent d'utiliser un flux d'air constant perpendiculaire entre la pièce observée et la caméra afin de stabiliser le phénomène de convection. Cette solution, reprise par Novak et Zok [2011] est cependant difficile à mettre en place dans un four avec une ouverture libre. Hammer *et al.* [2013] utilisent un four particulier, équipé d'une turbine en inconel 718 afin d'uniformiser la température dans le four, et ainsi, stabiliser les phénomènes convectifs. Pan *et al.* [2010, 2011] proposent quant à eux de négliger ce phénomène.

Une première étude a permis de constater qu'il existe un gradient de température à l'intérieur du four utilisé ici, l'air étant plus chaud dans le haut du four que dans le bas. Cependant, ce gradient thermique présente l'énorme avantage d'être stable.

Un autre phénomène inhérent aux problèmes thermiques est la variation de l'indice de réfraction de l'air qui se caractérise par une fausse appréciation de l'objet observé. On appelle cela l'effet mirage [Delmas, 2012]. Celui-ci induit un facteur d'échelle non-homogène sur l'image de l'objet observé, rarement pris en compte dans les études de CIN à haute température, ce qui paraît être une hypothèse hasardeuse. D'autre part, Lyons *et al.* [1996] pointent du doigt les changements de propriétés optiques de la vitre du four lors du chauffage.

b- CIN à chaud

La théorie de la corrélation d'images numériques est basée sur le principe de la conservation du niveau de gris et de nombreuses études montrent qu'il est possible de réaliser une mesure par CIN jusqu'à 750 °C avec des moyens classiques. Cependant, Lyons *et al.* [1996] montrent qu'au delà de cette température, l'émission de corps noir (*i.e.*, la lumière émise par l'éprouvette) est plus intense que la lumière utilisée pour éclairer la scène. Deux solutions sont proposées pour remédier à ce problème. La première est d'utiliser un éclairage plus lumineux. Cependant, il apparaît que cette solution devient vite limitée. La seconde, qui consiste à filtrer les longueurs d'ondes parasites, est la plus utilisée

aujourd'hui [Grant *et al.*, 2009; Pan *et al.*, 2010, 2011]. Grant *et al.* [2009] ont développé une méthode de filtrage basée sur un éclairage particulier avec des LED et un filtre passe-bande. En effet, aux hautes températures, les matériaux émettent de la lumière dont l'intensité est définie par la loi de Planck rappelée ci-dessous

$$I(\lambda, T) = \frac{2hc^2}{\lambda^5} \frac{1}{e^{hc/\lambda kT} - 1} \quad (3.30)$$

où I désigne l'énergie émise, fonction de la longueur d'onde λ et de la température T , h la constante de Planck, c la vitesse de la lumière et k la constante de Boltzmann.

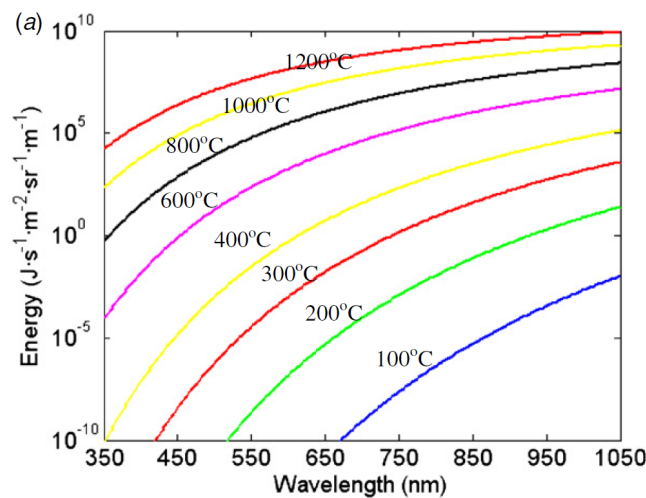


FIGURE 3.4: Énergie théorique émise en fonction de la température et de la longueur d'onde pour des températures allant de 0 °C à 1200 °C [Grant *et al.*, 2009]

La FIGURE 3.4 montre que l'intensité émise par le corps augmente avec sa longueur d'onde à une température donnée. Il émet alors dans le jaune ou le rouge. Cette affirmation se vérifie aisément expérimentalement. L'idée est alors de combiner l'utilisation d'un éclairage de couleur « froide » (*i.e.*, avec une longueur d'onde basse), et de filtrer les autres longueurs d'onde par un filtre passe-bande.

À haute température, il est également délicat de faire tenir un mouchetis sur le matériau que l'on souhaite tester. En dessous de 300 °C, le mouchetis est réalisé avec une peinture standard [Pommier *et al.*, 2001]. Il existe également des peintures dites haute température efficaces jusqu'à 600 °C. De Strycker *et al.* [2010] montrent qu'au delà de cette température, le blanc du mouchetis a tendance à jaunir. Ce phénomène est principalement dû à l'oxydation du matériau. La méthode la plus simple est proposée par Grant *et al.* [2009] qui utilisent la texture naturelle du matériau en guise de mouchetis. Cette solution n'est cependant pas transposable à tous les matériaux. D'autre part, Hammer *et al.* [2013] détectent autour de 500 °C des problèmes d'adhésion de leur peinture haute-température sur l'éprouvette. Dans le but de résoudre ces problèmes, Pan *et al.* [2010] proposent de mélanger de l'oxyde de cobalt avec un adhésif inorganique du commerce.

Cette solution est proche de celle proposée par Lyons *et al.* [1996] qui ont utilisé du nitrure de bore pour le fond blanc, et de l'oxyde d'aluminium mélangé à une solution à base de céramique pour réaliser les taches noires. Leurs tests, réalisés jusqu'à 600 °C, montrent une bonne tenue du mouchetis.

3.2.2 Dispositif expérimental de la CIN à chaud

Les essais instrumentés en CIN à chaud réalisés dans le cadre de cette étude l'ont été sur une machine de traction-compression hydraulique MTS 500kN disponible au LM-SSMat de l'École Centrale de Paris (FIGURE 3.5). Afin de réaliser des essais à haute température, celle-ci est équipée d'un four Research Inc. ChamberIR Model E4 à lampes. Contrairement aux essais de Pan *et al.* [2010] qui utilisent des lampes infrarouges, on utilise de la lumière blanche pour chauffer l'éprouvette. Ce choix (réalisé par défaut) permet d'atteindre aisément les températures désirées.

L'asservissement du four en température est réalisé grâce à un boîtier de régulation thermique de la marque EURO THERM, et d'un thermocouple soudé sur l'éprouvette. Deux autres thermocouples sont fixés sur l'éprouvette afin de vérifier l'homogénéité de la température dans la scène thermique.

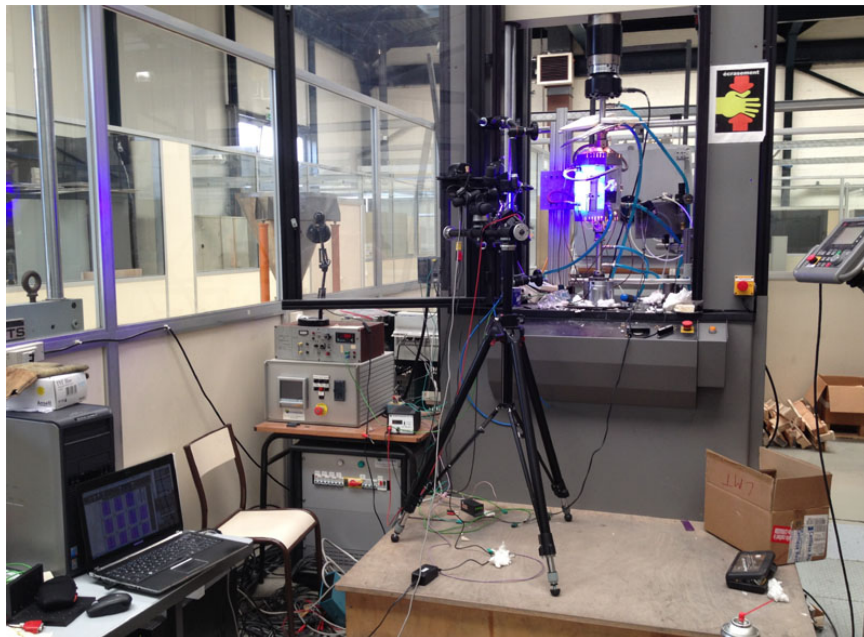


FIGURE 3.5: La machine de traction et le four utilisés lors des essais.

La FIGURE 3.6 présente les moyens optiques utilisés lors de l'essai. Il s'agit d'un appareil photo du commerce à capteur CMOS (CANON EOS 60D), équipé d'une optique SIGMA de focale 105 mm (ouverture $f = 2,8$) sur laquelle on vient positionner un filtre passe bande de la marque EDMUND OPTICS TECHSPEC (spectre de transmission cen-

tré sur la longueur d'onde de 440 nm , avec une bande passante de 40 nm), montée sur une bague d'extension PHOTTIX de 21 mm (FIGURE 3.7).

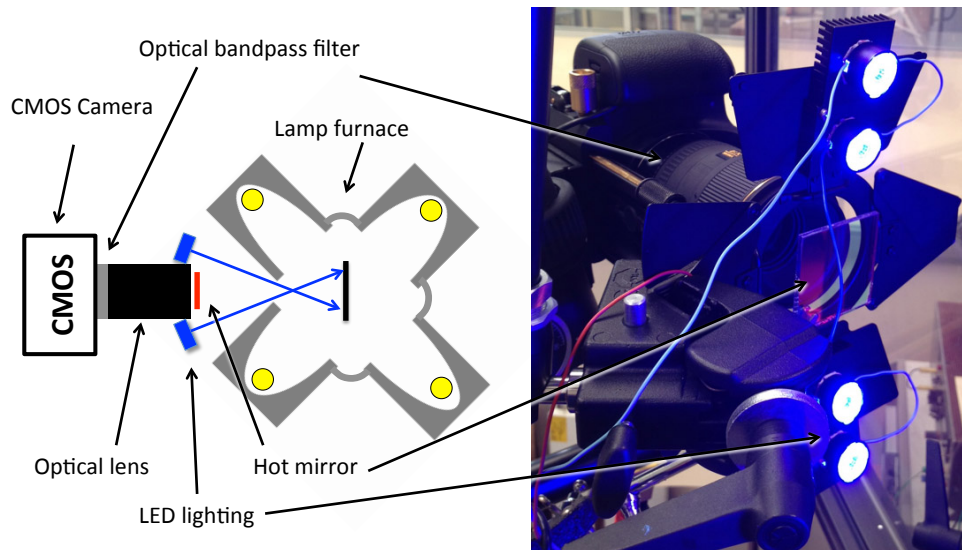


FIGURE 3.6: Schéma et photo du système expérimental mis en œuvre pour les essais de CIN à chaud. Système optique et de chauffage

Ce choix d'optique permet d'avoir une taille de ROI suffisante. En effet, la fenêtre d'observation du four est un cercle de 25 mm de diamètre, l'ouverture étant distante d'environ 10 cm de l'éprouvette, ce qui ne facilite pas l'observation. L'éclairage est réalisé par quatre LED bleues Luxeon Rebel, de longueur d'onde centrale à $447,5\text{ nm}$ avec une plage d'émission entre 440 nm et 460 nm . Ces LED sont déposées autour de l'optique comme sur la FIGURE 3.6 afin d'éclairer au mieux l'éprouvette, à cause de la petite taille de l'ouverture. Un miroir chaud est positionné entre l'éprouvette et le système optique dans le but de protéger les optiques du dégagement de chaleur et des rayonnements. Son objectif est de réfléchir toutes les longueurs d'onde supérieures à 700 nm . Le système de filtrage ainsi créé permet de filtrer toute la lumière provenant de l'éclairage et de l'incandescence du métal qui émettent dans des longueurs d'ondes plus élevées, ce qui permet d'observer une bonne conservation du niveau de gris de $20\text{ }^{\circ}\text{C}$ à $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Le mouchetis utilisé dans cette étude est composé d'un revêtement à base de nitrure de bore pour le fond blanc, et de particules d'oxyde de fer noir mélangées avec un ciment haute-température à base de céramique pour le contraste. Le mouchetis ainsi constitué a présenté une bonne tenue pour toutes les températures testées lors de nos essais. L'éprouvette étant entièrement recouverte du revêtement à base de nitrure de bore, cette opération permet également de réduire les problèmes liés à l'oxydation du métal.

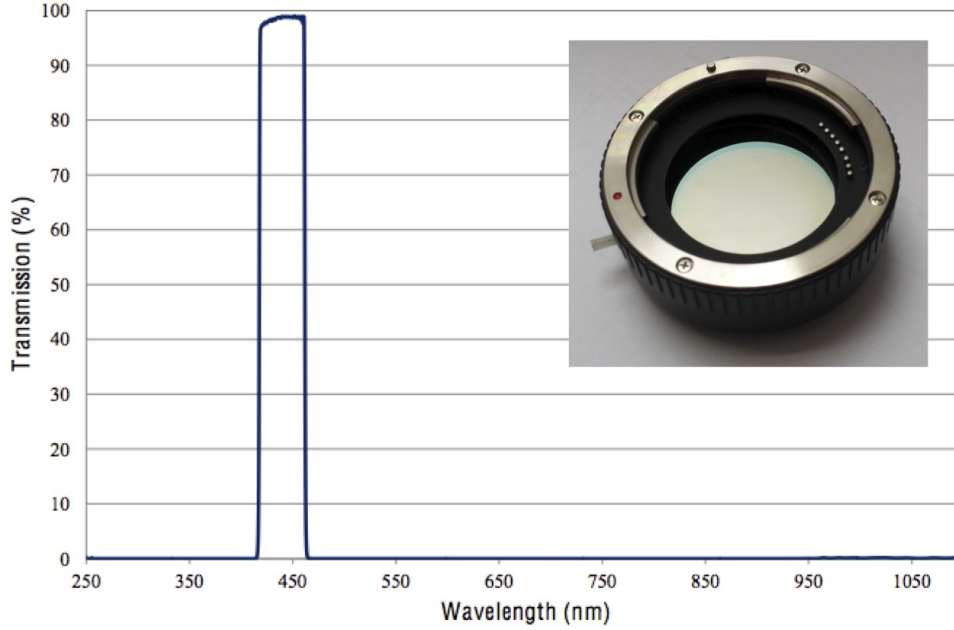


FIGURE 3.7: Bande passante et photographie imbriquée du filtre passe-bande ED-MOUND OPTICS utilisé lors des essais de CIN à chaud

3.2.3 Algorithme de Corrélation d'Images Numériques utilisé : Corréli Q4

On utilise l'algorithme de Corrélation d'Images Numériques Corréli Q4. Ce code développé par Besnard *et al.* [2006] est un algorithme de corrélation d'images numériques globale, basée sur l'expression des champs de déplacement dans une base de type éléments finis. L'image de référence et l'image déformée sont respectivement appelées $f(\underline{x})$ et $g(\underline{x})$. Sous l'hypothèse de conservation des niveaux de gris, on recherche le champ de déplacements $\underline{u}(\underline{x})$ tel que :

$$f(\underline{x}) = g(\underline{x} + \underline{u}(\underline{x})) \quad (3.31)$$

En considérant que l'image de référence est différentiable, on réalise un développement de Taylor au premier ordre

$$g(\underline{u}(\underline{x}) + \delta\underline{u}(\underline{x})) = f(\underline{x}) + \delta\underline{u}(\underline{x}) \nabla f(\underline{x}) \quad (3.32)$$

L'objectif est alors de minimiser la fonctionnelle η définie par

$$\eta^2 = \int_{\Omega} [f(\underline{x}) - g(\underline{x} + \underline{u}(\underline{x}))]^2 d\underline{x} \quad (3.33)$$

par linéarisation / corrections successives en utilisant un schéma de Newton-Raphson. Le champ de déplacements est ensuite décomposé en la somme d'une série de fonctions $\underline{\psi}_i(\underline{x})$. Dans le cas de Corréli Q4, on prend comme fonctions $\underline{\psi}_i(\underline{x})$ les fonctions de forme éléments finis Q4

$$\underline{u}(\underline{x}) = \sum u_i \underline{\Psi}_i(\underline{x}) \quad (3.34)$$

de telle sorte que les inconnues u_i deviennent les déplacements modaux du maillage considéré. En remplaçant (3.34) dans (3.33), la minimisation de η revient à résoudre des systèmes linéaires

$$M_{ij} \delta u_j = a_i \quad (3.35)$$

L'utilisation de Correli Q4 permet d'obtenir des champs de déformation ε_{xx} et ε_{yy} pour toute la région d'intérêt. De plus, l'utilisation d'une corrélation globale permet de diminuer l'incertitude de mesure par rapport à l'utilisation d'une corrélation locale pour la même taille d'éléments [Hild et Roux, 2012a].

3.2.4 Traitement des images

Les images brutes issues de l'appareil photo Canon ne sont pas utilisables dans l'état. En effet, elles sont sous la forme d'un format propriétaire fermé. Il faut donc réaliser un traitement de ces images pour pouvoir les exploiter. La première étape consiste à transformer les images depuis le format propriétaire CANON (format raw) en un format exploitable ici le format tiff. La FIGURE 3.8 montre la matrice de Bayer qui compose le capteur CMOS captant séparément les couleurs rouge, verte et bleue.

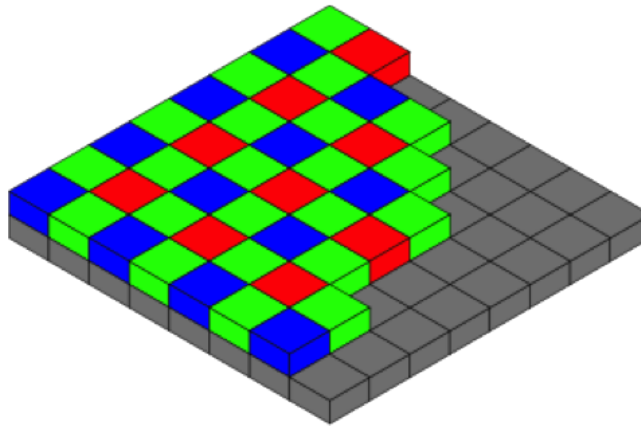


FIGURE 3.8: Matrice de Bayer d'un appareil à capteur RGB classique

Lors de la conversion en tiff il faut alors donner une information RGB à chaque pixel. Pour cela, on moyenne les informations des pixels proches. La FIGURE 3.9 montre l'image après sa conversion. À chaque pixel, il y a une information rouge, bleue et verte, qui sont décomposées sur la FIGURE 3.9. On remarque qu'il y a de l'information dans la matrice de rouge, ce qui montre que le filtre optique ne réalise pas parfaitement son objectif. Cependant, cette information étant en grande partie composée de bruit, il est alors raisonnable de ne pas le prendre en compte.

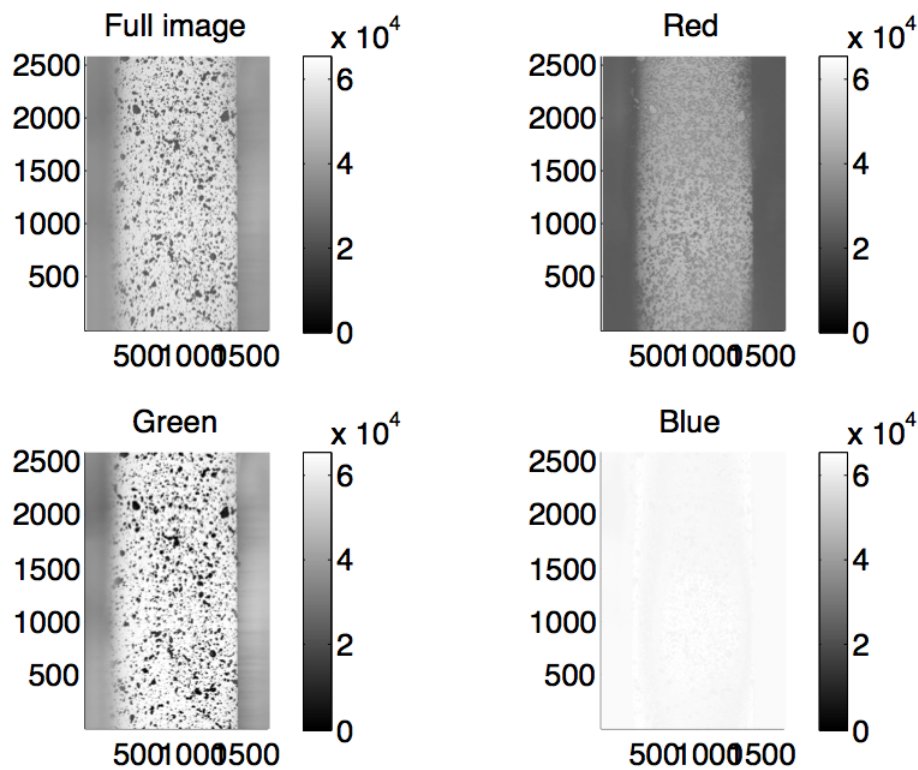


FIGURE 3.9: Analyse des différentes matrices de l'image convertie en tiff. En haut à gauche l'image complète, en haut à droite la matrice de rouge, en bas à gauche la matrice de vert et en bas à droite la matrice de bleu. Exemple de l'essai de validation

On remarque également que l'information la plus utile, viz. le bleu, est saturée. Cependant, et comme le montre la FIGURE 3.10, la bande spectrale de chaque capteur ne se limite pas aux longueurs d'onde de sa propre couleur. Il est donc envisageable de ne prendre que l'information contenue dans la matrice de vert, ce qui est fait ici.

3.3 Validation sur un essai de dilatométrie

3.3.1 Présentation de l'essai

Des essais de dilatométrie ont été réalisés afin de valider la méthode développée ici. Ces essais consistent à déterminer le coefficient de dilation thermique d'un matériau bien connu, l'acier inoxydable 304L. Ce matériau est choisi pour deux raisons principales. Premièrement, c'est un acier inoxydable, ce qui réduit de manière substantielle les problèmes liés à l'oxydation. De plus, comme l'acier 304L est un acier austénitique couramment utilisé, il est aisé de trouver des données dans la littérature, ce qui en fait un bon matériau étalon. Enfin ce matériau est stable – sans changement de microstructure – sur la plage

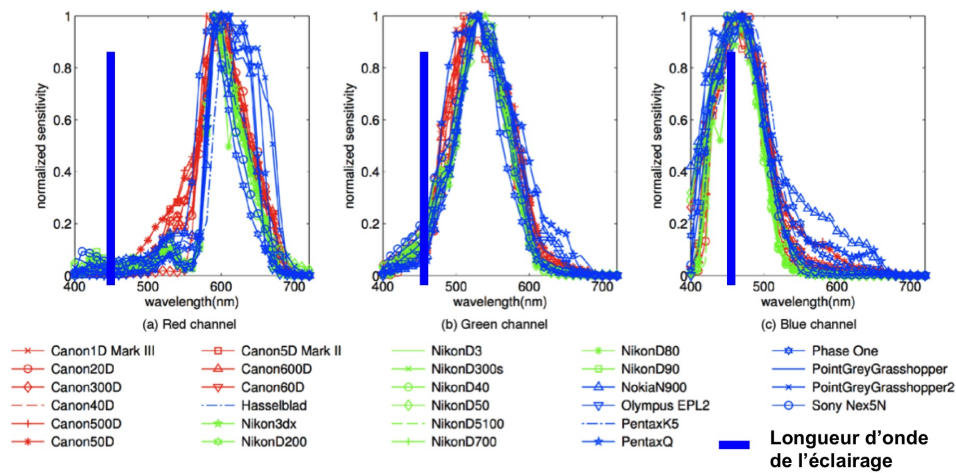


FIGURE 3.10: Analyse des sensibilités de chaque capteur (*i.e.*, rouge, bleu et vert) aux différentes longueurs d'ondes [Jiang *et al.*, 2013]

de températures envisagées. L'objectif de ces essais est de comparer les résultats issus de CIN à d'autres techniques de mesure.

Tout d'abord, on réalise des essais sur un appareil d'analyse thermomécanique (TMA) ou dilatomètre non différentiel Setsys de chez SETARAM. La principale difficulté de cette méthode est liée à la dépendance de la qualité de la mesure au parallélisme des faces de l'éprouvette entre lesquelles est faite la mesure d'allongement. Pour cela, des éprouvettes parallélépipédiques de $5 \times 5 \times 20$ mm sont usinées dans une plaque d'acier 304L, avec des tolérances de parallélisme imposées. Les résultats issus de cette mesure sont pris comme référence.

La charge thermique est donnée par la FIGURE 3.11. Ce chargement est choisi pour être compatible avec les possibilités offertes par le TMA et le four. L'essai débute avec un maintien en température d'une heure à $30 \text{ }^\circ\text{C}$ dans le but d'homogénéiser la température de l'éprouvette. On applique ensuite une rampe à la vitesse de $5 \text{ }^\circ\text{C}$ par minute pour atteindre la température de $1000 \text{ }^\circ\text{C}$. Un maintien de cinq minutes est appliqué à la température maximale afin de la stabiliser. Le refroidissement est enfin réalisé à la vitesse de $5 \text{ }^\circ\text{C}$ par minute. Un essai à vide est réalisé (*i.e.*, sans éprouvette) afin de supprimer la dilatation propre du système.

Le dispositif expérimental utilisé pour la mesure par CIN est celui présenté précédemment. Cependant, afin de mesurer le coefficient de dilatation thermique, il est nécessaire que l'éprouvette ne soit soumise à aucune charge mécanique. La machine de traction est donc utilisée uniquement pour accrocher l'éprouvette au mors supérieur. Afin d'avoir une autre mesure de référence, on équipe l'éprouvette d'un extensomètre haute température.

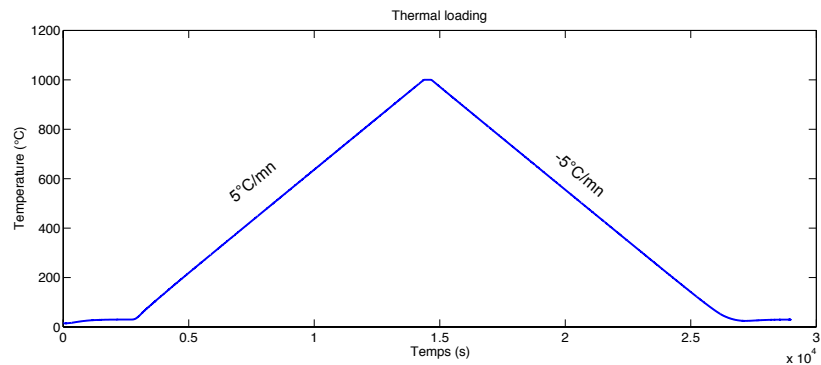


FIGURE 3.11: Tracé du chargement thermique réalisé lors des essais de dilatométrie

3.3.2 Choix de la ROI

Afin de comparer les résultats obtenus par les différents moyens de mesure, il faut choisir une bonne région d'intérêt sur les images. De plus, la FIGURE 3.12 confirme qu'il existe un gradient de température dans le four, de l'ordre de 10 °C entre le haut et le bas de la ROI, ce qui induit des variations de déformation entre le bas et le haut du four. Ce gradient est à peu près stable et induit pas (ou peu) de phénomène de convection, même si une analyse fine des images montre que quelques perturbations persistent.

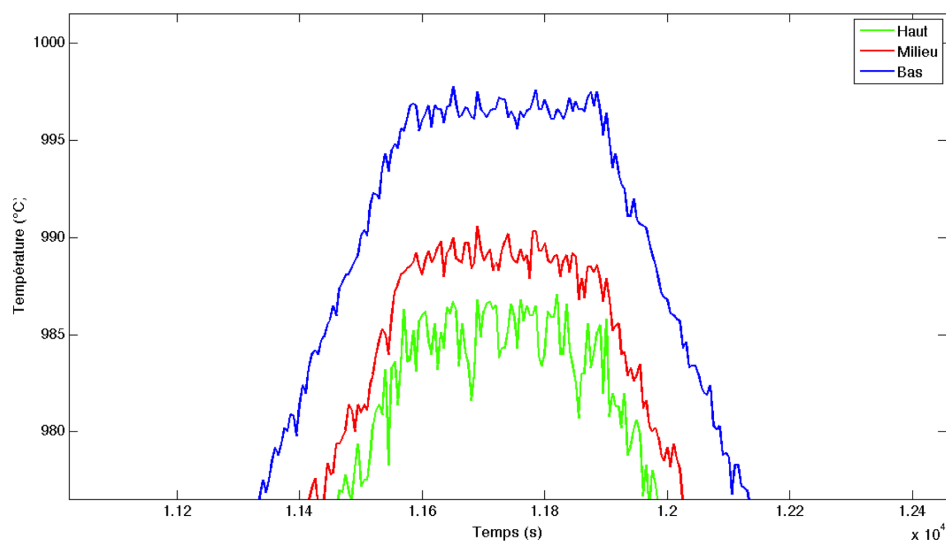


FIGURE 3.12: Gradient de température sur la pièce lorsque la température de consigne est à 1000 °C

Une analyse de sensibilité au choix de la ROI est alors réalisée. Celle-ci montre que malgré le gradient de température, le choix de la ROI n'impacte que très faiblement (envi-

ron 1 % de variation) la valeur de la déformation thermique. Cette observation est vérifiée par le calcul en prenant comme valeur du coefficient de dilatation thermique celle identifiée à la fin de ce chapitre.

3.3.3 Algorithme de CIN utilisé

Afin de déterminer le coefficient de dilatation thermique du matériau, deux algorithmes de corrélation d'images numériques sont utilisés. Le coefficient de dilatation thermique $\alpha(T)$ est défini par

$$\varepsilon_{th}(T) = \alpha(T)(T - T_{ref}) \quad (3.36)$$

où $\varepsilon_{th}(T)$ désigne la déformation thermique, T la température, et T_{ref} la température de référence (ici 20 °C).

Pour cela, on détermine les champs de déformations pour chaque température de 20 °C à 1000 °C. Celui-ci sera considéré comme uniforme sur la totalité de la région d'intérêt à chaque température.

Dans un premier temps, des essais sont réalisés avec le code Correli Q4 [Besnard *et al.*, 2006], présenté précédemment. Cependant, afin de prendre en compte les spécificités de l'essai, un code intégré est utilisé par la suite. Celui-ci, par l'utilisation d'une base cinématique appropriée devrait permettre de diminuer l'incertitude de mesure. On considère la détermination de la déformation thermique $\varepsilon_{th}(T)$, uniforme sur toute la région d'intérêt à une température donnée. Le déplacement $\underline{u}(\underline{x})$ peut donc être exprimé comme une fonction linéaire des variables d'espace. Il est alors possible de trouver une base $\underline{\Psi}_i(\underline{x})$ composée de 6 fonctions pour exprimer le champ de déplacement.

La FIGURE 3.13 présente une comparaison de la valeur du résidu moyen normé par la dynamique de l'image de référence avec un traitement des niveaux de gris par seuillage, avec l'algorithme intégré brut et avec l'utilisation de Correli Q4 qui inclut une correction de brillance. On remarque que l'algorithme brut (*i.e.*, sans seuillage) ne donne pas de résultat satisfaisant en matière de résidu, dans la mesure où il est directement influencé par la variation de luminosité sur l'image. Les déformations obtenues sont quant à elles cohérentes, mais le niveau des résidus ne permet pas de conclure sur la validité de ces résultats. Cette constatation permet dans un premier temps de dire que le filtrage optique ne remplit pas entièrement son rôle. Cependant, il est possible d'améliorer sensiblement ces résultats en prenant en compte cette variation directement dans l'algorithme de corrélation d'images, notamment en venant réaliser un post-traitement numérique des images. La première solution consiste à réaliser un seuillage des images.

Celui-ci consiste à binariser les images, comme on peut le voir sur la FIGURE 3.14. Le critère de seuillage N_p utilisé ici est un nombre de pixels blancs (respectivement de pixels noirs). On prend alors les N_p pixels qui ont la dynamique la plus forte, on met leur valeur à 1, les pixels restants ayant leur valeur fixée à 0. Ce seuillage permet, outre une correction de la brillance qui n'est pas réalisée dans l'algorithme de corrélation d'images intégrée, de supprimer les petites variations de niveau de gris qui sont notamment dues à la convection. Ce seuillage permet de diminuer considérablement les variations de résidu. L'analyse des

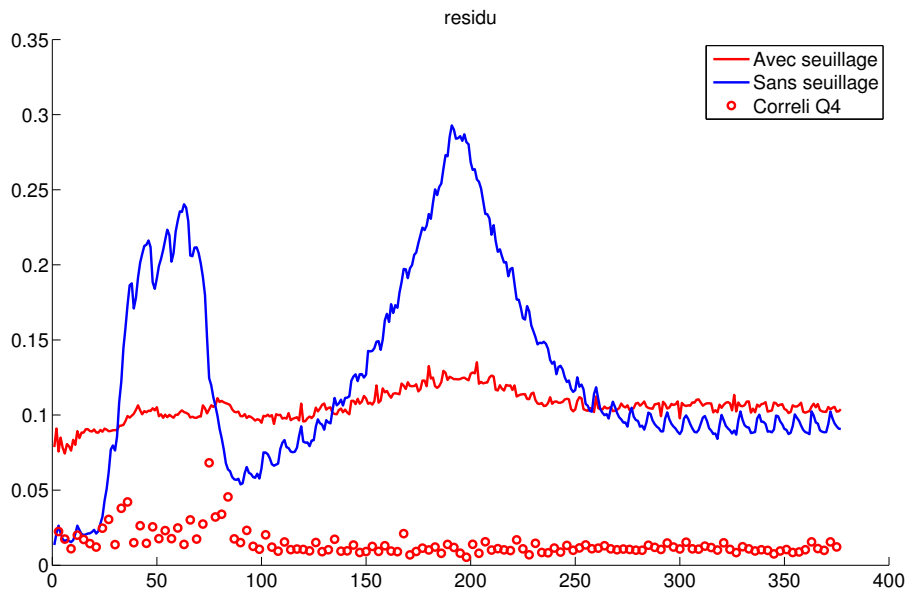


FIGURE 3.13: Comparaison de l'évolution du résidu avec et sans seuillage en fonction du numéro de l'image

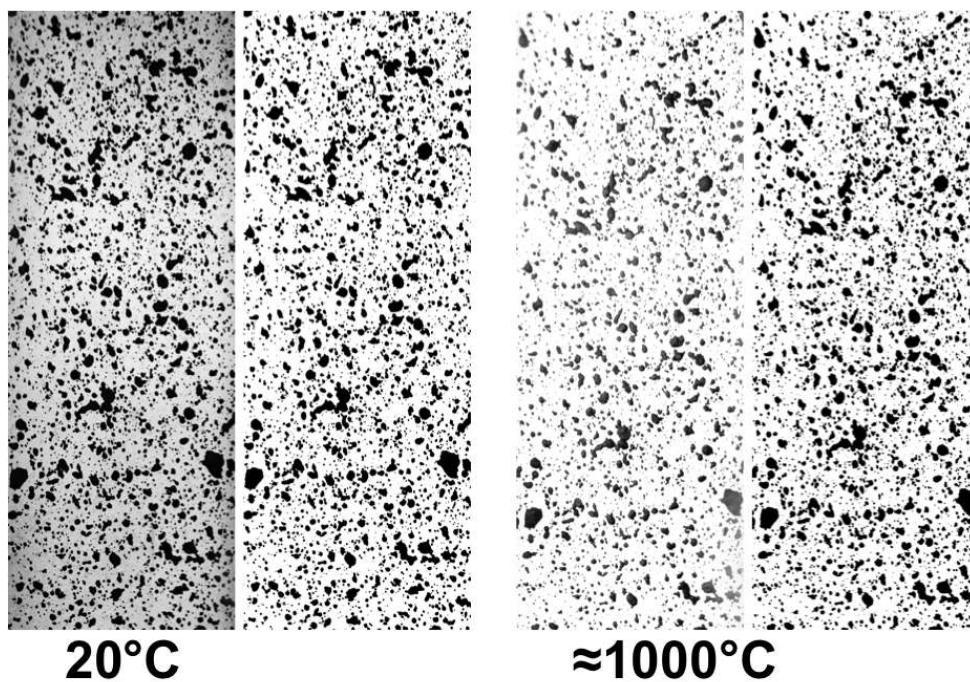


FIGURE 3.14: Images avant (à gauche) et après (à droite) seuillage, à 20 °C et à 1000 °C

résidus permet de considérer qu'un seuillage supprime le problème de variation de la luminosité. En effet, le résidu reste quasiment constant tout au long du calcul. De plus, une analyse du niveau de gris moyen permet de voir que celui-ci est également constant. Cependant, après analyse de l'évolution des histogrammes des niveaux de gris pour les différentes images sur la plage de température concernée, on s'aperçoit que la variation de luminosité est non seulement temporelle (*i.e.*, plus la température augmente plus la valeur moyenne de luminosité augmente), mais aussi spatiale, c'est-à-dire qu'une zone de l'image peut s'assombrir d'une image à l'autre.

Afin de résoudre ce problème, la fonctionnelle à minimiser est alors enrichie de deux nouveaux champs, un de brillance $a(\underline{x})$ et un de contraste $b(\underline{x})$. On a alors

$$[a, b, \underline{u}(\underline{x})] = \underset{\alpha, \beta, \underline{v}}{\operatorname{argmin}} [\alpha(\underline{x}) + \beta(\underline{x})g(x + \underline{v}(\underline{x})) - f(\underline{x})]_{ROI}^2 \quad (3.37)$$

Les champs de brillance et de contraste sont exprimés dans la même base que le champ de déplacement $u(\underline{x})$. Cette opération permet de diminuer sensiblement la valeur du résidu ce qui est confirmé par la FIGURE 3.15. En effet, le résidu normé maximal est après correction de la brillance et du contraste, de l'ordre de 0,16, tandis que l'algorithme brut (voir FIGURE 3.13) donne une valeur de l'ordre de 0,3.

La FIGURE 3.16 représente les champs de déplacements, de brillance, de contraste et de résidu entre 20 °C et 500 °C. Celle-ci montre l'intérêt de la correction de brillance et de contraste. En effet, ceux-ci n'apparaissent pas homogène sur toute la ROI. De plus, la carte de résidu montre un champ homogène, signe que la correction a bien joué son rôle.

3.3.4 Résultats de la mesure par CIN

Les essais réalisés sur TMA montrent que le matériau utilisé est isotrope. On a donc

$$\varepsilon_{th}(T) = \varepsilon_{xx}(T) = \varepsilon_{yy}(T) \quad (3.38)$$

Cependant, les résultats avec l'algorithme de corrélation montrent qu'il y a une différence entre $\varepsilon_{xx}(T)$ et $\varepsilon_{yy}(T)$, cf. FIGURE 3.17. La variation de l'indice de réfraction de l'air joue donc clairement un rôle dans la mesure de déplacement par Corrélation d'Images Numériques à haute température. Il est alors nécessaire de corriger ces résultats.

Cependant, on remarque que les mesures suivant yy sont beaucoup plus bruitées que les mesures suivant xx . De plus, et comme on va le voir ci-après, les mesures réalisées par les autres moyens sont très proches de la mesure réalisée par CIN suivant xx . Nous prendrons donc cette mesure pour la suite.

3.3.5 Comparaison des résultats issus des différents moyens de mesure

La FIGURE 3.18 présente la comparaison de la déformation thermique déterminée par CIN, par extensomètre, la déformation issue de l'essai sur TMA et celle issue du handbook. On remarque que les valeurs mesurées sont similaires et très proches de celles issues du handbook, les valeurs déterminées par CIN apparaissant comme étant légèrement sous-estimées.

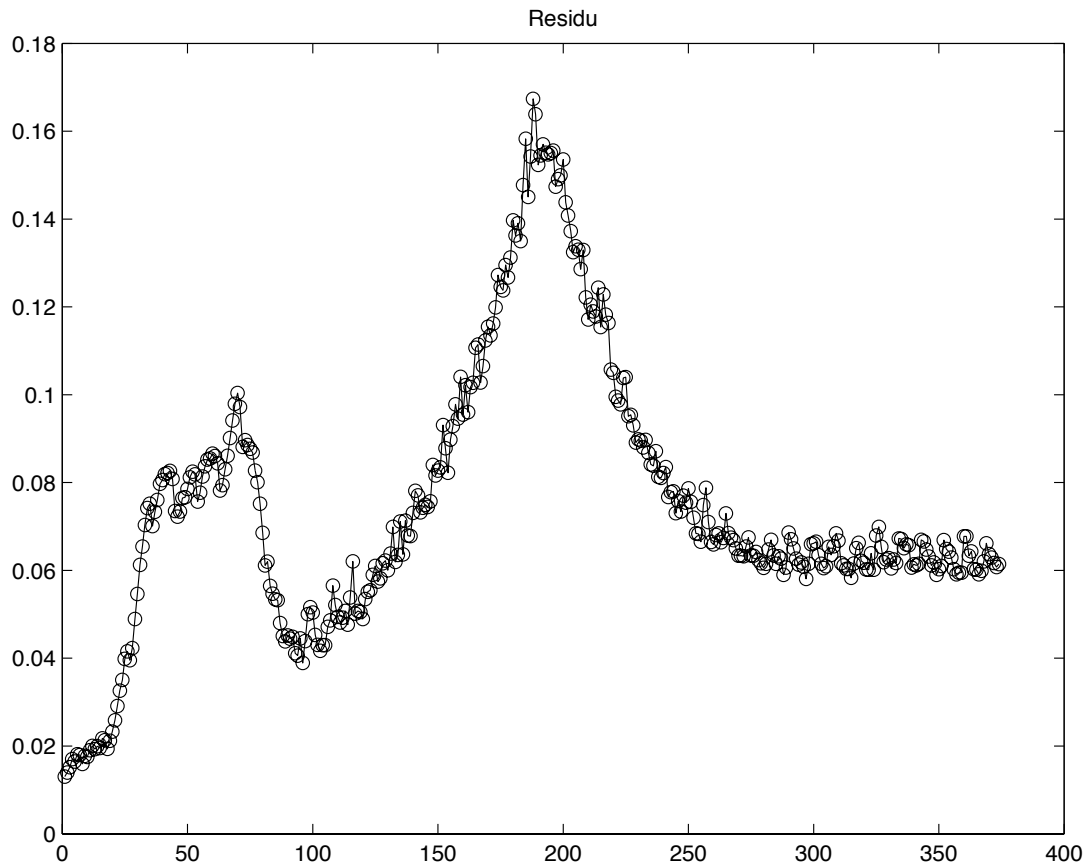


FIGURE 3.15: Évolution du résidu de corrélation moyen normé après correction de la brillance et du contraste

La FIGURE 3.19 présente les valeurs du coefficient de dilatation thermique estimées à partir des mesures présentées précédemment et effectuées pendant la phase de refroidissement. Sur ce graphique sont rajoutées des incertitudes provenant de l'exploitation des résultats. Les valeurs issues de CIN présentent à nouveau une tendance très proche de celles prises pour référence, celles issues de la mesure par extensomètre sont sur-évaluées.

3.3.6 Conclusion sur la validité de la CIN à chaud

Cet essai est délicat car on mesure des déformations de l'ordre de $\varepsilon_{th} = 2 \times 10^{-4}$ à $T = 1000 \text{ }^\circ\text{C}$ et qui deviennent très petites autour de T_{ref} . Il est donc délicat d'obtenir une résolution suffisante pour détecter de telles déformations. Les résultats sont alors très bruités. C'est pourquoi nous avons dû travailler sur l'algorithme. L'utilisation d'un algorithme intégré avec une base de 6 fonctions a permis de diminuer sensiblement le bruit. Cependant, lors de l'essai réel sur l'acier XES, les déformations sont plus grandes. La méthode devrait alors être plus efficace.

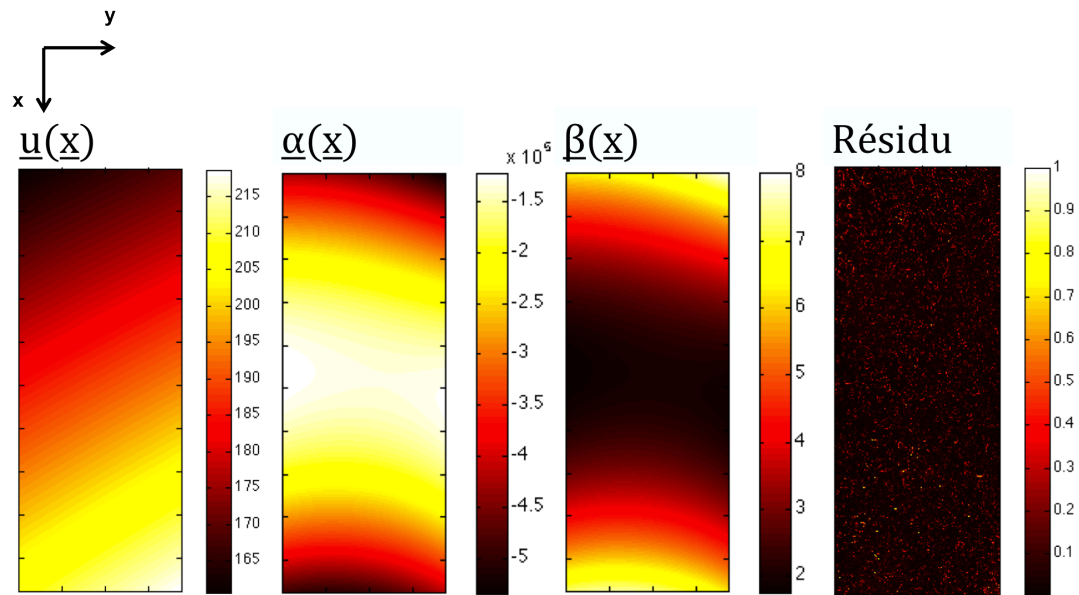


FIGURE 3.16: Champs de déplacements, de brillance, de contraste et de résidu entre 20 ° C et 500 ° C.

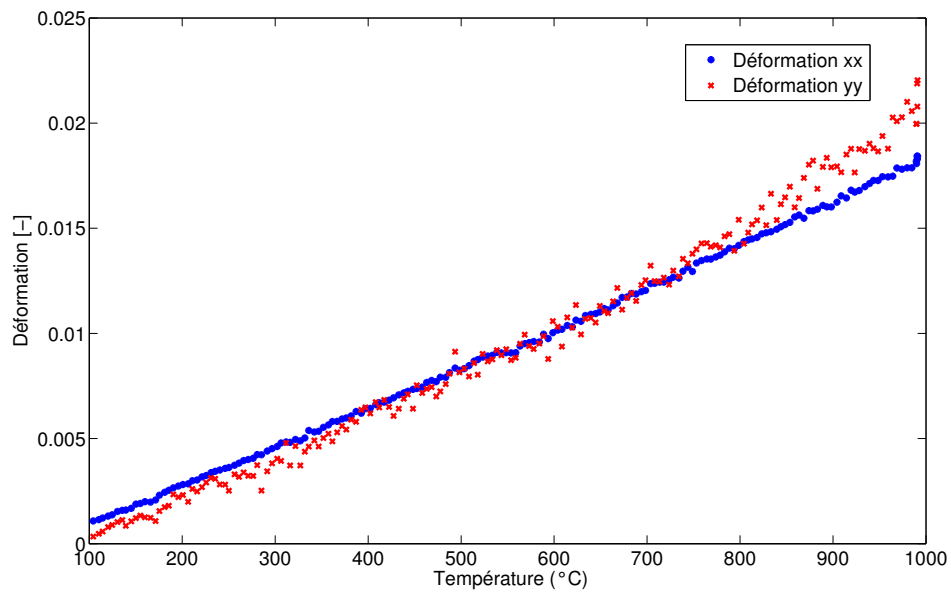


FIGURE 3.17: Comparaison entre la déformation $\epsilon_{xx}(T)$ et $\epsilon_{yy}(T)$ mesurées par CIN

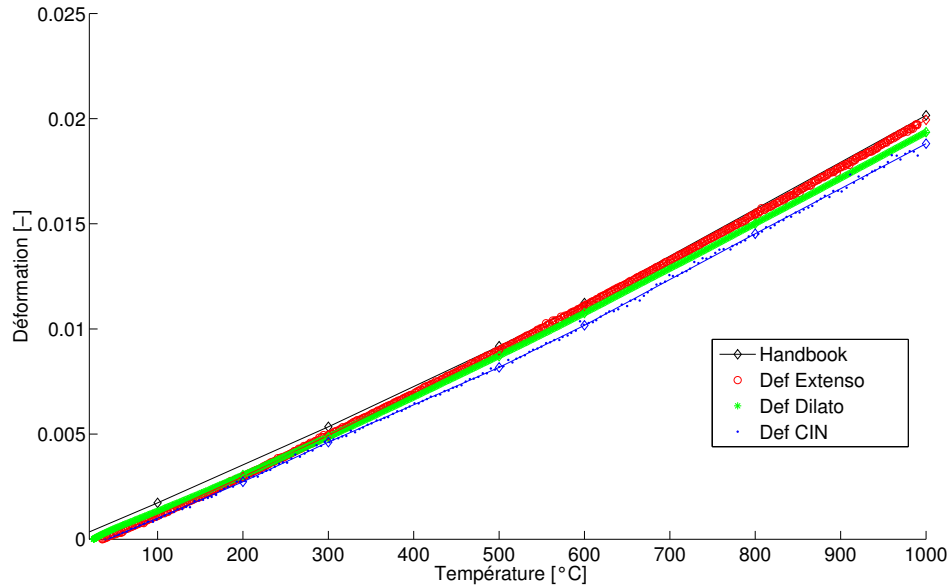


FIGURE 3.18: Comparaison de la mesure des déformations thermiques par TMA (Def Dilato), extensomètre (Def Extenso), CIN (Def CIN) et issue du handbook

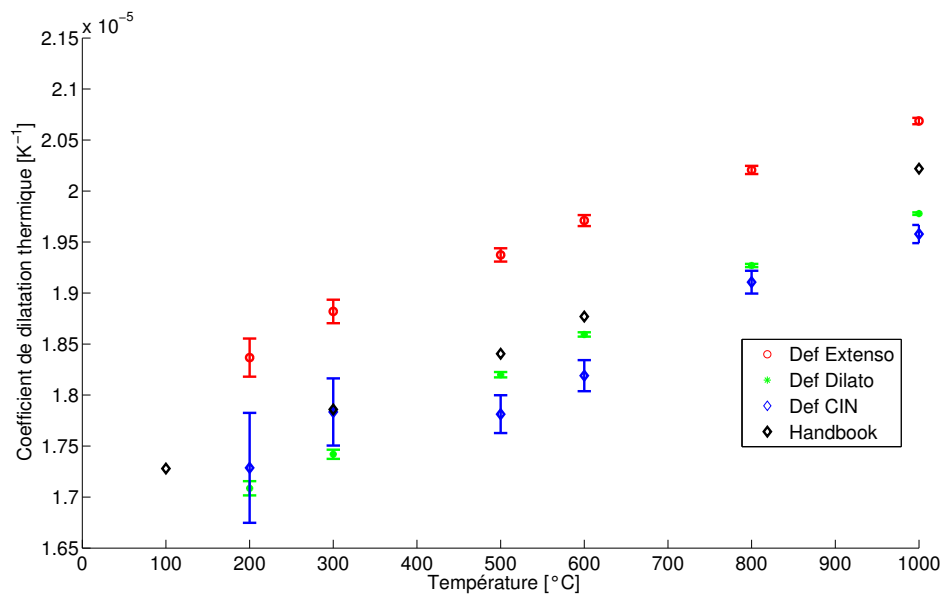


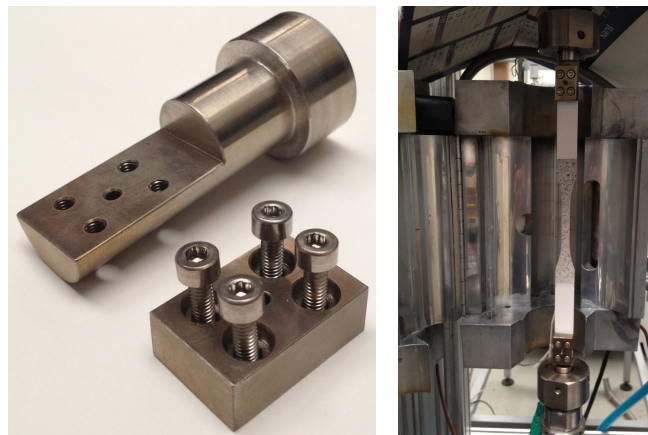
FIGURE 3.19: Comparaison de la valeur du coefficient de dilatation thermique $\alpha(T)$ (K^{-1}) obtenue par mesure sur TMA (Def Dilato), extensomètre (Def Extenso), CIN (Def CIN) et valeur du handbook

4 Identification du modèle de comportement TMM de l'acier XES

4.1 Présentation des essais

Les essais ont été réalisés au Laboratoire MSSMat de l'École Centrale de Paris, à l'aide du dispositif expérimental présenté précédemment. L'asservissement des sollicitations mécaniques est assuré par le logiciel MTS TESTAR IIs, et l'asservissement en température est réalisé grâce à un boîtier de régulation thermique de la marque EURO-THERM. Une cellule d'effort de 25 kN utilisée sur la gamme 7,5 kN est montée sur la machine de traction. Afin de réaliser la régulation thermique des thermocouples de type K sont soudés sur l'éprouvette.

La FIGURE 3.20 présente le montage qui a été utilisé pour les essais de traction sur les tôles en acier XES, d'épaisseur $e = 0,67 \text{ mm}$. Le matériau retenu pour la réalisation du montage est un acier inoxydable martensitique X30Cr13 trempé puis revenu à 250 °C. Ce matériau présente de très bonnes propriétés mécaniques jusqu'à 500 °C ($R_{p0,2} > 1500 \text{ MPa}$, $HB > 200$).



(a) Système d'attache des éprouvettes pour réaliser les essais sur les tôles en acier XES

(b) Éprouvette montée dans le four à lampe au MSSMat

FIGURE 3.20: Montage utilisé pour les essais sur les tôles en acier XES d'épaisseur $e = 0,67 \text{ mm}$

Le montage vient s'adapter sur un système de refroidissement existant au LMSSMat. Un système de vis permet de serrer correctement l'éprouvette. Aucun système d'alignement supplémentaire n'est prévu sur le montage. Il faudra donc compter sur le bon alignement de la machine facile à vérifier grâce à l'utilisation de la CIN.

La longueur des éprouvettes, dont la géométrie est définie en Annexe 6

(FIGURE 3.20(b)), permet au montage d'être hors du four. Celui-ci n'aura alors pas à supporter de chargement thermique trop intense.

4.1.1 Essais à température ambiante

Trois essais de traction simple ont été réalisés à température ambiante dans trois directions différentes par rapport à la direction de laminage, viz. 0° , 45° et 90° . La FIGURE 3.21 montre que le matériau étudié présente une anisotropie par rapport à la direction de laminage encore mieux mise en évidence par les coefficients de Lankford. Cependant, afin de simplifier le modèle par rapport à l'application que l'on souhaite en faire (*i.e.*, la simulation numérique de soudo-brasage), cette anisotropie ne sera pas prise en compte.

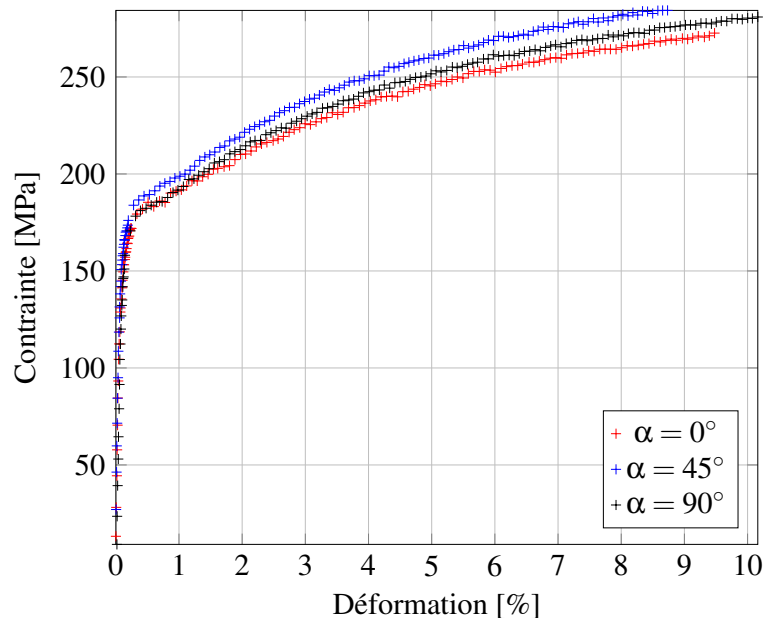


FIGURE 3.21: Résultats d'essais de traction à température ambiante dans différentes les directions $\alpha = 0^\circ$, $\alpha = 90^\circ$ et $\alpha = 45^\circ$ par rapport la direction de laminage.

4.1.2 Essais de dilatométrie libre

L'essai est réalisé avec le protocole expliqué dans le paragraphe sur la CIN à chaud (3.2.2). L'objectif est de déterminer à la fois les températures auxquelles interviennent les changements de phase et le coefficient de dilatation thermique. L'essai a été réalisé avec une consigne de montée en température de 10 K/min , ce qui est très inférieur aux vitesses de chauffés atteintes dans les procédés de soudo-brasage, mais ce qui correspond à des vitesses qui ne donnent pas d'erreur en poursuite significative lors de l'asservissement.

La FIGURE 3.22 montre le résultat de l'essai de dilatométrie suivi par corrélation d'images numériques. Cette courbe fait apparaître très clairement l'effet du changement

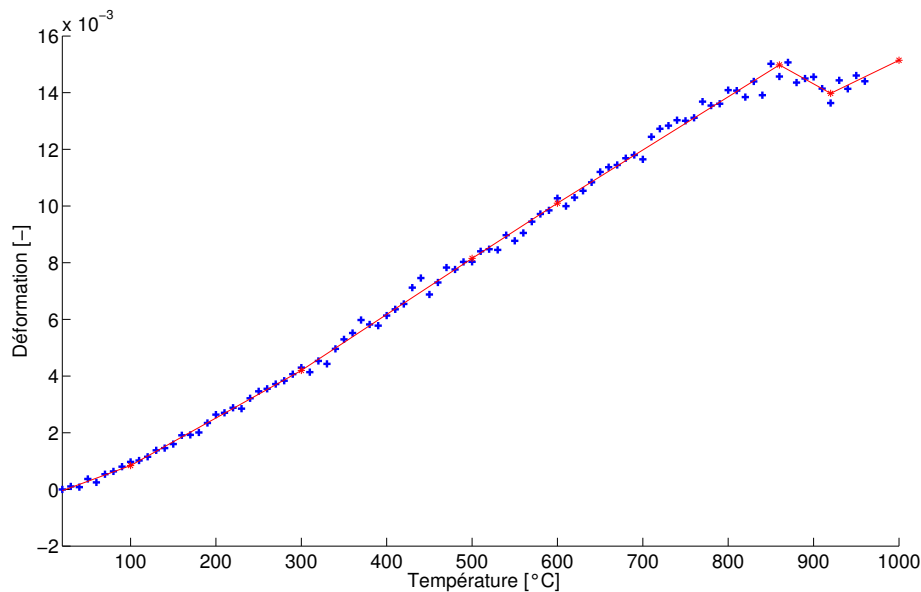


FIGURE 3.22: Évolution de la déformation durant un essai de dilatométrie libre, suivi par CIN (en bleu), modélisation des essais expérimentaux utilisée pour le calcul du coefficient de dilatation thermique

de phase entre 850 °C et 920 °C.

La FIGURE 3.23 représente l'évolution du coefficient de dilatation thermique sécant $\alpha(T)$ en fonction de la température à comparer avec la valeur à température ambiante fournie par PSA Peugeot Citroën *i.e.*, $\alpha(20\text{ °C}) = 12 \times 10^{-6} K^{-1}$.

Ces essais permettent également de déterminer les plages de températures sur lesquelles doivent être réalisées les identifications respectives de la phase ferritique et de la phase austénitique.

4.1.3 Protocole expérimental

Les essais de dilatométrie ont permis de vérifier les températures auxquelles interviennent le changement de phase. Les essais mécaniques de caractérisation de l'acier XES se dérouleront alors dans les plages de températures suivantes :

- de la température ambiante jusqu'à 700 °C, en phase ferritique.
- de 900 °C à 1000 °C, en phase austénitique.

En pratique, des essais isothermes seront réalisés à 20, 100, 150, 200, 250, 300, 400, 500, 600 et 700 °C puis à 900, 950 et 1000 °C.

Afin d'identifier le comportement élasto-viscoplastique de la tôle en fonction de la température, deux types d'essais ont été réalisés :

- Des essais de traction monotone à vitesse relativement lente ($< 10^{-4} s^{-1}$).

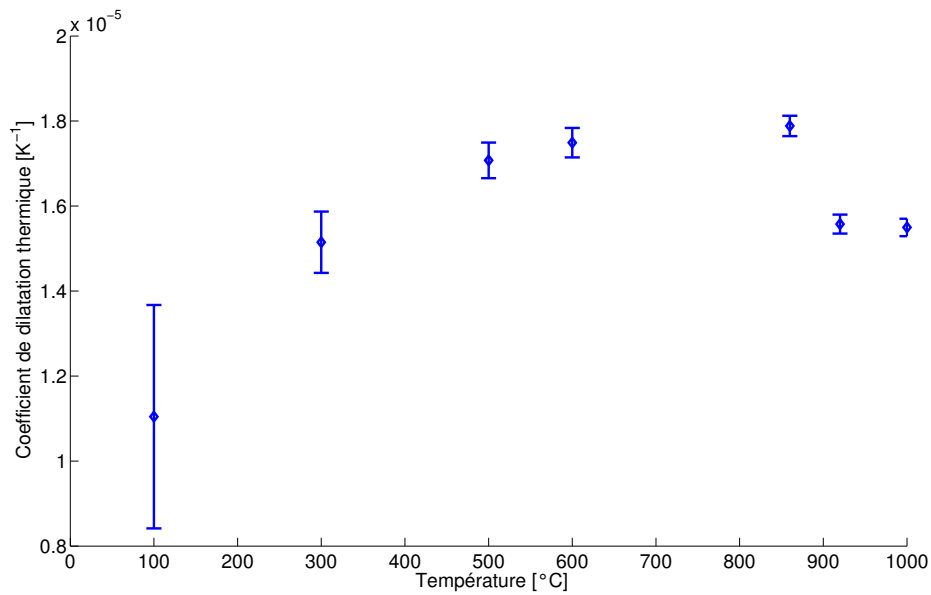


FIGURE 3.23: Évolution du coefficient de dilatation thermique sécant en fonction de la température

- Des essais de traction avec des sauts de vitesse et des relaxations pour déterminer entre autres la contrainte visqueuse.

4.2 Identification des paramètres du modèle de comportement

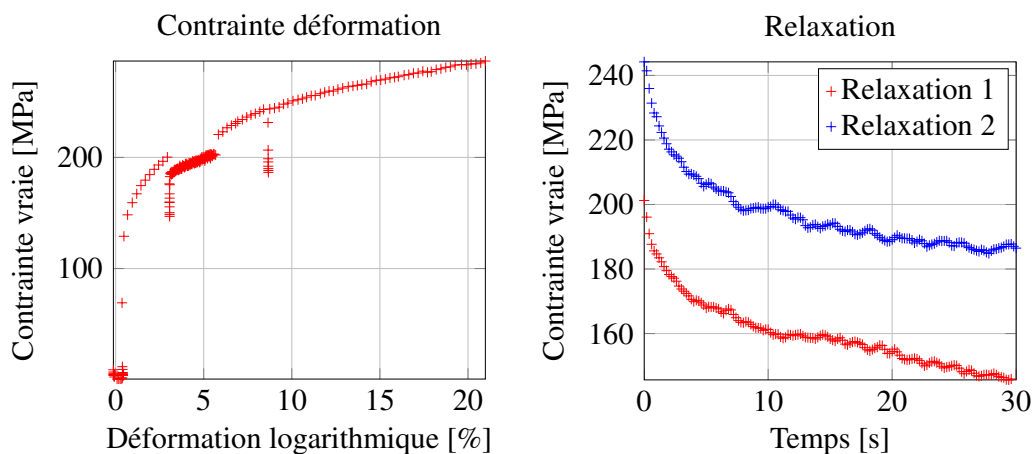


FIGURE 3.24: Résultats d'un essai de traction à 400°C avec relaxations et changements de vitesses de chargement.

On commence par identifier le module d'Young E ce qui permet ensuite de calculer la déformation plastique ϵ^p .

On détermine ensuite la contrainte visqueuse. On choisit dans un premier temps de ne pas prendre en compte la restauration de l'érouissage. Ce phénomène clairement mis en évidence par les courbes de la relaxation figure 3.24 est - en première approximation - supposé n'apparaître que pour des sollicitations $T \geq 400$ °C et n'est identifié que pour une durée comparable à ce qui existe dans une structure lors d'une opération de soudo-brasage. On ne considère alors que la première partie des courbes de relaxation en supposant qu'elles convergent vers une asymptote horizontale de valeur égale à $R + \sigma_y$. Juste avant le début de la relaxation, on a $\sigma_v = \sigma - R - \sigma_y$. On modélise alors par une fonction de type exponentielle décroissante la première partie de la relaxation de manière à déterminer σ_v pour chaque point (traits continus FIGURE 3.25).

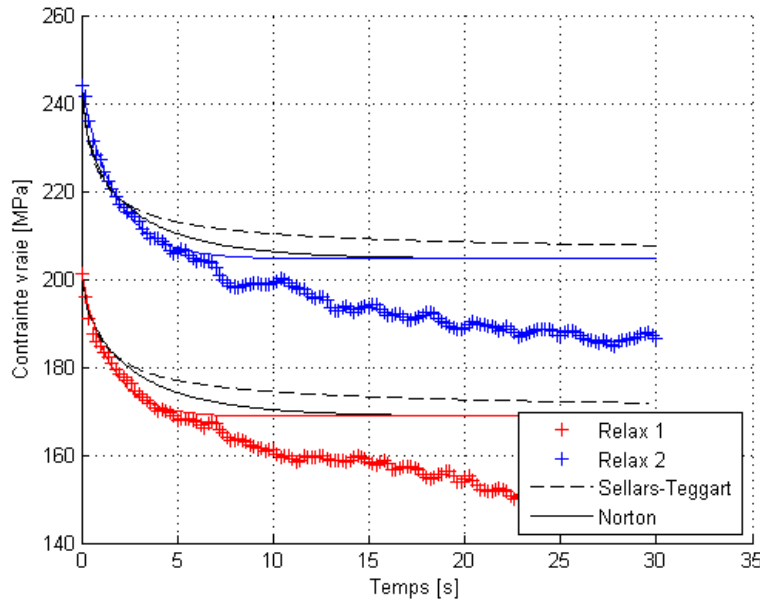


FIGURE 3.25: Relaxation à 400 °C

Pour identifier la restauration statique de l'érouissage supposée couplée à la recristallisation on écrit que lors de la relaxation on a

$$\sigma_v = \sigma - R - \sigma_y + \int_D \left(\frac{R}{B}\right)^b = \sigma_{id} + \int_D \left(\frac{R}{B}\right)^b \quad (3.39)$$

où σ_{id} correspond à la valeur identifiée précédemment. En première approximation on fait l'hypothèse que $b = 1$. Il est alors possible d'intégrer l'équation 3.39, et d'identifier facilement le paramètre B (FIGURE 3.26).

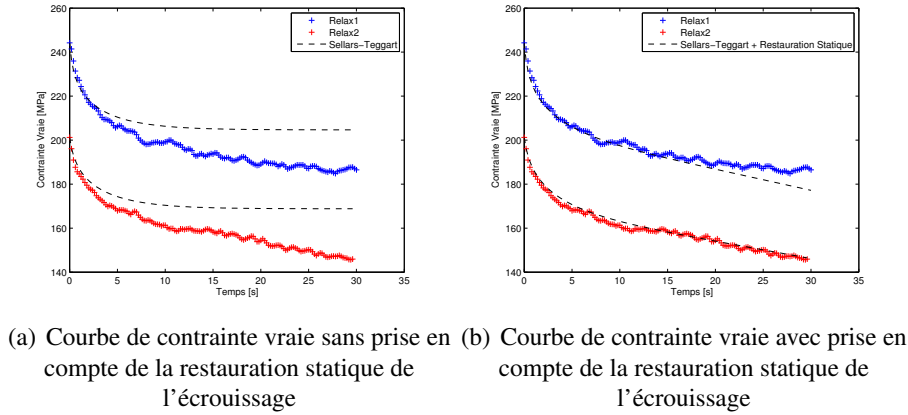


FIGURE 3.26: Identification des paramètres de restauration statique de l'érouissage durant les relaxations. Ici courbe à 400 °C

On dérive ensuite point par point le début de la relaxation par rapport au temps pour obtenir $\dot{\sigma}$. Pendant une relaxation, on a $\varepsilon = cste$, or :

$$\varepsilon = \varepsilon^e + \varepsilon^p = \frac{\sigma}{E} + \varepsilon^p \quad (3.40)$$

donc

$$\dot{\varepsilon}^p = -\frac{\dot{\sigma}}{E} \quad (3.41)$$

On a alors σ_v fonction de $\dot{\varepsilon}^p$ pour chaque relaxation. On considère que la valeur $R + \sigma_y$ de l'asymptote modélisée est la même que juste avant et juste après la relaxation, on connaît alors la contrainte visqueuse aux vitesses de traction correspondantes. Les résultats obtenus (figure 3.27) sont ensuite modélisés par une fonction de type Norton (eq. 3.17) ou Sellars-Teggart (eq. 3.18). La contrainte visqueuse peut alors être soustraite de la contrainte mesurée pour obtenir $R + \sigma_y$ fonction de $\dot{\varepsilon}^p$. Après avoir ainsi identifié l'élasticité et la viscosité, on peut donc identifier les paramètres d'érouissage σ_y , K_p et m (FIGURE 3.28) à partir des courbes contrainte vs. déformation plastique.

Une fois les essais exploités de cette manière pour chaque température, les lois d'évolution des paramètres avec la température sont ensuite modélisés au fur et à mesure tel que présenté sur le tableau 3.2. À chaque étape on vient itérer sur un certain nombre de variables (les variables optimisées) pour chaque température. On obtient donc une série de variables dépendantes de la température, et on en fixe certaines (les variables déterminées), une bonne fois pour toute. Celles-ci ne sont donc plus optimisées à l'étape suivante (variables fixes). Par exemple, à l'étape 1 on fixe dès le début E et ν . Les variables K , A , K_n , n , σ_y , K_p , m sont alors déterminées pour chaque température. À la fin de cette étape, on fixe A , n qui ne seront donc plus optimisées à l'étape 2.

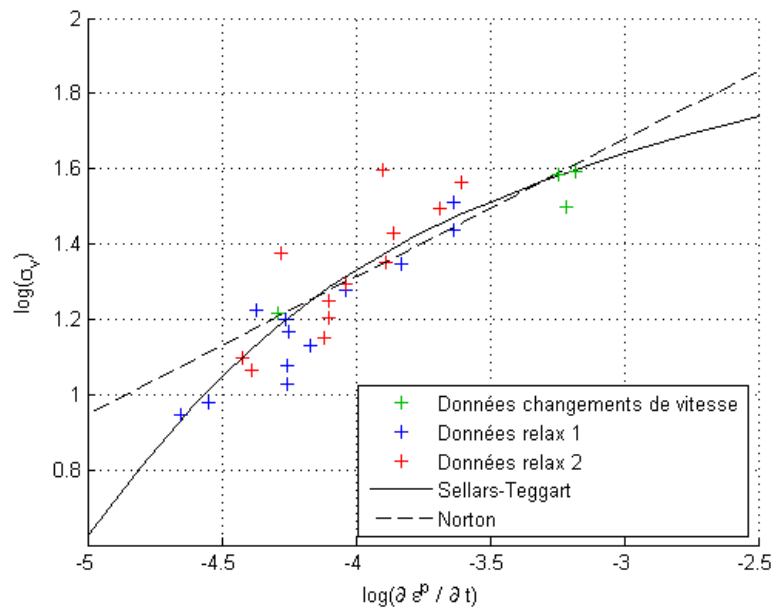


FIGURE 3.27: Modélisation de la viscosité.

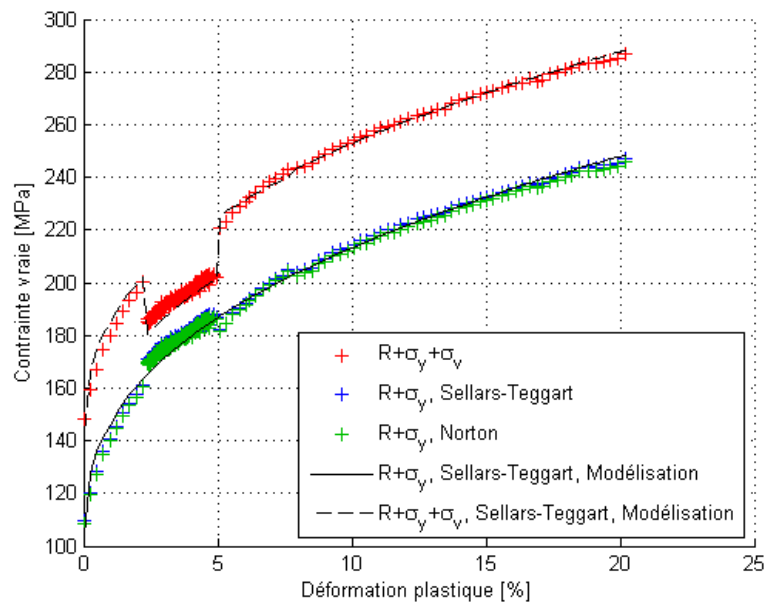


FIGURE 3.28: Modélisation de la déformation plastique.

Le coefficient de dilatation thermique $\alpha(T)$ a quant à lui été déterminé lors de l'essai de dilatométrie. On peut ensuite modéliser les évolutions des paramètres en fonction de

Étape	Valeurs fixes	Variables optimisées	Variables déterminées
1	E, ν	$K, A, K_n, n, \sigma_y, K_p, m$	A, n
2	E, ν, A, n	K, K_n, σ_y, K_p, m	K, K_n
3	E, ν, K, A, K_n, n	σ_y, K_p, m	σ_y
4	$E, \nu, K, A, K_n, n, \sigma_y$	K_p, m	m
5	$E, \nu, K, A, K_n, n, \sigma_y, m$	K_p	K_p
6	$E, \nu, K, A, K_n, n, \sigma_y, m, K_p$	B	B

TABLE 3.2: Méthode de modélisation des paramètres en fonction de la température.

la température sous la forme d'une loi exponentielle à quatre variables [Goth, 2002] :

$$P = p_1 (\exp(-(T \cdot p_2)^{p_3})) + p_4 \quad (3.42)$$

d'une loi d'Arrhenius :

$$P = p_1 \exp\left(\frac{-p_2}{T}\right) \quad (3.43)$$

ou encore d'une loi linéaire :

$$P = p_1 \cdot T + p_2 \quad (3.44)$$

Si les paramètres des lois d'évolution évoluent de manière trop irrégulière dans certains cas, on peut aussi utiliser une interpolation point par point. Cette approche présente cependant l'inconvénient de donner une évolution parfois très discontinue des données de ces lois d'évolution, ce qui nuit considérablement à la robustesse des simulations numériques anisothermes faites avec la loi de comportement.

4.2.1 Propriétés de la tôle en acier XES

Tous les résultats sont dépouillés en contrainte vraie et en déformation logarithmique. Les courbes expérimentales sont en Annexe B.

Les résultats sont présentés en figures 3.29 et sous forme numérique dans le tableau 3.3 et en Annexe C. Les points obtenus après la modélisation du module d'Young E seulement, autrement dit à l'issue de la première étape de la procédure d'identification (cf. table 3.2), sont représentés par des croix. La modélisation finale est représentée :

- par un trait continu dans le cas d'une modélisation par une fonction.
- par un trait discontinu dans le cas d'une modélisation point par point.

Étant donné que le nombre de points expérimentaux dans le domaine élastique est faible, l'identification du modèle d'élasticité lors de ces essais est peu précise, ce qui explique que les valeurs sont très dispersées. L'évolution du module d'Young en fonction de la température sur l'acier peut le plus souvent être modélisée par une fonction de type exponentielle 3.42, ce qui permet ici de retrouver des valeurs plus usuelles. Des essais supplémentaires dans le domaine élastique seront nécessaires pour compléter cette étude.

Il convient de noter une évolution a priori surprenante de l'écrouissage entre 100 °C et 300 °C. Cette évolution est cependant cohérente à celle observée sur d'autres matériaux ferritiques (cf thèses de [Hamata, 1992], [Goth, 2002], [Roux, 2009]). Ce phénomène

mal connu et souvent ignoré correspond à des changements importants de la nature des écrouissages isotropes et cinématiques - mécanismes complexes dont l'étude sort du cadre de cette étude.

Plusieurs pistes permettent cependant de comprendre ce phénomène. Il se pourrait que ce soit un phénomène de vieillissement dynamique : ancrage-désancrage répété des dislocations mobiles par des atomes interstitiels (atomes de carbone ici) dans la gamme de vitesse de déformation et de température pour laquelle la vitesse de diffusion de ces atomes est du même ordre de grandeur que la vitesse de glissement des dislocations. Cependant, ce type de mécanisme s'accompagne en général des phénomènes de sensibilité inverse à la vitesse et de type Portevin - Le Chatelier, ou des serrations sur les courbes contrainte-déformation non visibles sur ces matériaux ferritiques.

4.2.2 Limite des essais réalisés

On réalise ici des essais sur un acier bas carbone non allié sous forme de tôles très fines à haute température, ce qui pose des problèmes spécifiques. On remarque notamment lors du chargement mécanique puis en température un décalage de l'éprouvette vers la gauche de l'image, induisant une flexion à l'intérieur de la zone utile. Cette flexion a vraisemblablement deux origines :

- Le chauffage du four n'est pas uniforme. L'éprouvette étant très fine, elle évacue beaucoup de chaleur par les surfaces en contact avec l'air. La température ne s'homogénéise pas dans l'éprouvette, qui est alors plus chaude à droite qu'à gauche. Par dilatation thermique, il se crée donc de la flexion dans l'éprouvette.
- Le montage conçu est aligné sur la machine. Malheureusement, il s'est avéré que la machine elle-même n'est pas bien alignée, notamment à cause de plusieurs centrages sur des pas de vis. Le moindre défaut de placement ou rotation de l'élément sur lequel est aligné le mors induit une flexion dans l'éprouvette.

Cette flexion perturbe surtout la mesure en élasticité où les déformations induites sont non négligeables.

5 Identification du modèle de comportement TMM de l'alliage CuSi3

L'alliage de CuSi n'est disponible que sous une forme de fil. Il est difficile de réaliser la caractérisation du matériau sous cette forme et pour simuler la phase de refroidissement de l'opération de soudo-brasage, il convient de connaître le comportement de ce matériau sous la forme de cordon soudo-brasé. On propose donc d'utiliser pour la caractérisation, des éprouvettes dites « structures », composées de deux équerres d'acier XES assemblées avec un cordon en alliage CuSi.

Les éprouvettes étant hétérogènes, l'identification passera par une mesure de champ par CIN et un calcul par éléments finis. Afin de réaliser les essais, un montage d'essai a

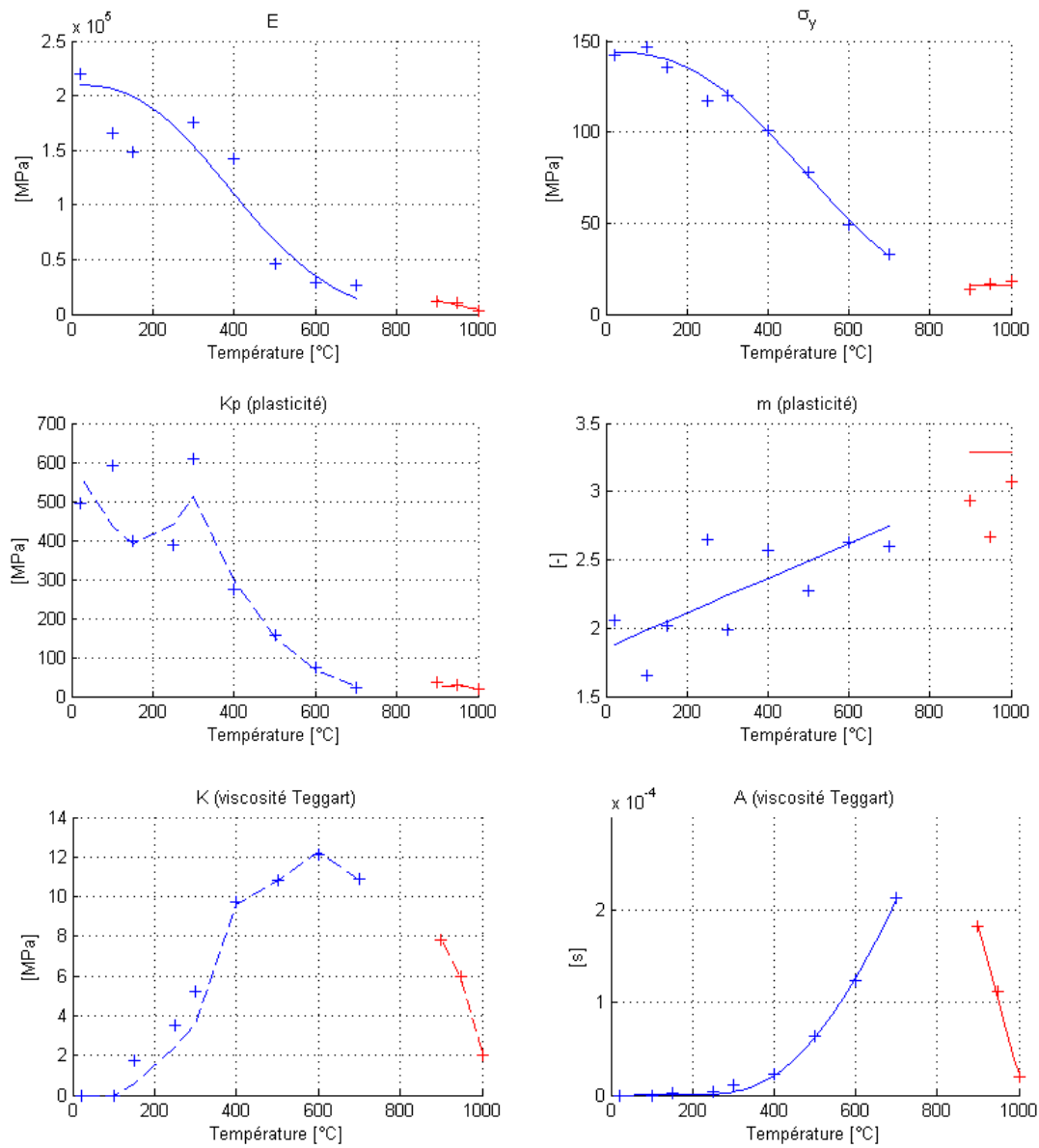


FIGURE 3.29: Évolution des paramètres d'élasticité, de plasticité et de viscosité en fonction de la température.

été entièrement développé durant le stage de master de Robin Antoine.

Afin de limiter au maximum la striction et de limiter les effets de bord, on a choisi de réaliser un essai de traction plane avec $L \gg l$ (voir FIGURE 3.30), permettant d'obtenir un champ de déformation relativement uniforme dans la largeur du cordon de soudo-brasage.

Variable	Évolution de la variable	Coefficients
E	$E_{fer} = e_1 (\exp(-(T \cdot e_2)^{e_3})) + e_4$ $E_{aus} = e_5 \cdot T + e_6$	$e_1 = 210,0 \text{ GPa}$ $e_2 = 2,056 \cdot 10^{-3} \text{ }^\circ\text{C}$ $e_3 = 2,523$ $e_4 = 0 \text{ GPa}$ $e_5 = -8,300 \cdot 10^{-2} \text{ GPa} \cdot \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$ $e_6 = 87,25 \text{ GPa}$
σ_y	$\sigma_y_{fer} = s_1 (\exp(-(T \cdot s_2)^{s_3})) + s_4$ $\sigma_y_{aus} = s_5$	$s_1 = 144,1 \text{ MPa}$ $s_2 = 1,679 \cdot 10^{-3} \text{ }^\circ\text{C}$ $s_3 = 2,541$ $s_4 = 2,676 \cdot 10^{-3} \text{ MPa}$ $s_5 = 16,18 \text{ MPa}$
K_p	Point par point	<i>c.f. Annexe C</i>
m	$m_{fer} = m_1 \cdot T + m_2$ $m_{aus} = m_3$	$m_1 = 1,280 \cdot 10^{-3} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$ $m_2 = 1,855$ $m_3 = 3,293$
K	Point par point	<i>c.f. Annexe C</i>
A	$A_{fer} = a_1 \exp(\frac{-a_2}{T})$ $A_{aus} = a_3 \cdot T + a_4$	$a_1 = 4,428 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ $a_2 = 2,131 \cdot 10^{+3} \text{ }^\circ\text{C}$ $a_3 = -01,624 \cdot 10^{-6}$ $a_4 = 1,647 \cdot 10^{-3}$
K_v	Point par point	<i>c.f. Annexe C</i>
n	$n_{fer} = n_1 (\exp(-(T \cdot n_2)^{n_3})) + n_4$ $n_{aus} = n_5$	$n_1 = 3,997$ $n_2 = 2,981 \cdot 10^{-3}$ $n_3 = 1,721$ $n_4 = 1,446$ $n_5 = 1,922$
B	Point par point	<i>c.f. Annexe C</i>
b	Constante	$b=1$

TABLE 3.3: Valeurs numériques des variables des lois d'évolution en fonction de la température.

5.1 Présentation de l'essai d'identification des paramètres de l'alliage de CuSi

5.1.1 Présentation du montage

Afin de réaliser cet essai un montage spécifique a dû être entièrement conçu. La FIGURE 3.31(a) montre le montage utilisé pour les essais, installé dans le four. Les plans détaillés du montage sont disponibles en Annexe 6. Les particularités de l'essai imposent à ce montage un certain nombre de contraintes. Tout d'abord, afin de réaliser de la traction plane, les mors qui serrent les tôles doivent se trouver à l'intérieur du four, le chargement

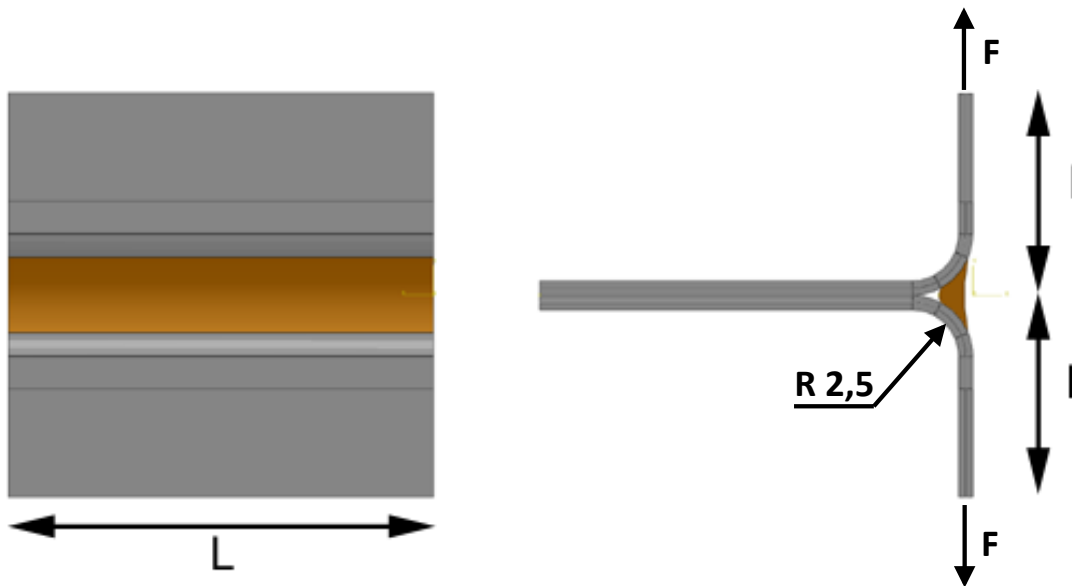


FIGURE 3.30: Modèle numérique d'une éprouvette bi-matériaux. En gris, l'acier XES, en "orange", l'alliage de CuSi

thermique subi par le montage sera alors le même que celui subi par les tôles. Le choix du matériau est le même que pour les essais sur l'acier XES, c'est à dire un acier inoxydable martensitique *X30Cr13*. La géométrie du montage est quant à elle plus complexe. Une première partie se visse sur les systèmes de refroidissement existants. Deux mors autobloquants sont constitués de deux cales pentées telles que lorsque l'on applique un déplacement sur la machine de traction, l'effort de serrage sur l'éprouvette augmente.

5.1.2 Présentation de l'essai

L'essai est réalisé au LMSSMat à l'ECP, avec le même protocole que lors des essais précédents. Le mouchetis est déposé à la fois sur la cordon de CuSi et sur les tôles en acier XES. Le dispositif expérimental est présenté sur la FIGURE 3.31(b). Les réglages de l'appareil photo sont les suivants. On prend une ouverture $F4.5$, un temps de pose de $1/10$ et un iso 200. Le chargement mécanique choisi est le même que celui choisi pour les essais de caractérisation de l'acier XES.

L'alliage de CuSi doit être identifié de $20\text{ }^{\circ}\text{C}$ jusqu'à $900\text{ }^{\circ}\text{C}$, aucun phénomène métallurgique n'intervenant sur cette plage de température. Comme pour l'acier XES il est envisagé de réaliser une dizaine d'essais isothermes répartis sur cette plage de températures.

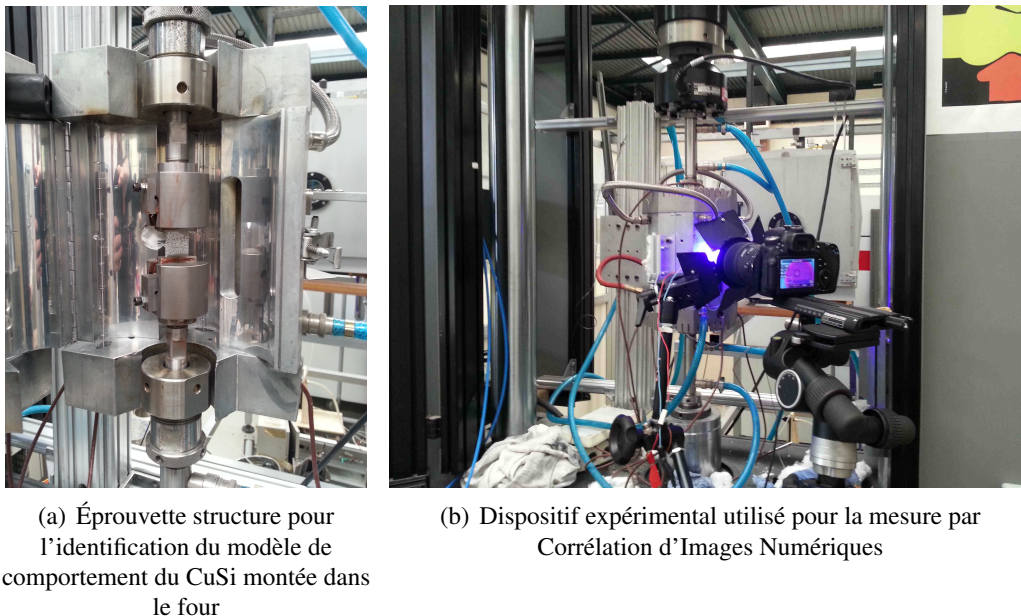


FIGURE 3.31: Présentation de l'essai de caractérisation du modèle de comportement de l'alliage de CuSi

5.1.3 Difficultés expérimentales

Afin de réaliser les éprouvettes, on commence par assembler deux équerres en acier XES par soudo-brasage laser. La longueur du cordon est d'environ 30 cm afin d'atteindre le régime stationnaire. La découpe des éprouvettes est donc réalisée après assemblage de celles-ci, ce qui est délicat, mais finalement sans problème.

En revanche, les éprouvettes soudo-brasées pour ces essais présentaient un rayon R (cf FIGURE 3.31(a)) beaucoup trop important (de l'ordre de 4 mm) ce qui fait que le cordon soudo-brasé est nettement en retrait du plan défini par les deux tôles assemblées et pas du tout dans l'axe de l'effort de traction appliqué.

Il a été choisi de réaliser les mors autobloquants avec des cales pentées d'angle de 20°, soit légèrement plus que sur les mors standards afin de diminuer les risques de blocage de l'éprouvette dans le montage. Cependant, ce choix d'angle s'est avéré en pratique peu pertinent, l'effort de serrage s'en trouvant trop faible pour éviter que l'éprouvette ne glisse dans les mors, à partir d'un certain effort de traction.

Afin d'éviter que les différentes pièces du montage ne collent entre elles à cause du chargement et de la chaleur, il est habituel d'utiliser un lubrifiant. Cependant, si cette solution est simple et efficace à température ambiante, il n'en n'est pas de même pour les hautes températures. Plusieurs essais infructueux ont été réalisés, pour finalement ne plus utiliser de lubrifiant et malheureusement le montage a été endommagé de manière irréversible lors d'un essai à 500 °C.

Faute de temps, suite à la ruine du montage, cette campagne d'essais n'a finalement

pas été menée à bien.

5.2 Perspectives

Le système de mors autobloquants n'est pas satisfaisant pour une épaisseur de tôle si faible. Afin de refaire les essais il faudrait prévoir un système permettant de serrer l'éprouvette avant montage sur la machine de traction.

Par ailleurs, les faces du cordon de CuSi et des tôles en acier XES n'étant pas coplanaires, il conviendrait d'instrumenter l'essai non en corrélation d'images numériques 2D mais avec un système de stéréocorrélation.

En revanche, l'identification inverse des propriétés du cordon par comparaison des mesures de champ et des résultats d'un calcul par éléments finis prenant en compte le comportement des tôles XES déjà identifié ne devrait pas poser de problème particulier.

Chapitre 4

Instrumentation d'une opération industrielle de soudo-brasage

Ce chapitre est dédié à la mesure des déplacements et déformations induits par le procédé tout au long d'une opération de soudo-brasage réalisée en environnement industriel sur un élément de carrosserie réel, *i.e.*, le pavillon d'une automobile. Outre son caractère *in situ* le défi posé par cette mesure est lié à la grande dimension – métrique – de l'objet observé et dont certains points se déplacent de quelques millimètres.

L'approche retenue pour cette instrumentation est la Corrélation d'Images Numériques 3D surfacique, ou stéréo-corrélation. L'utilisation de cette technique implique une étape initiale dite d'étalonnage correspondant à l'identification des matrices de passage permettant la reconstruction de l'image 3D à partir de deux images 2D captées par deux caméras visant la même scène. Afin de contourner les limitations intrinsèques à l'approche classique qui consiste à utiliser des mires de géométrie connue, une méthode d'étalonnage originale a été développée dans le cadre de cette étude. Cette approche dite d'auto étalonnage est basée sur l'utilisation des images de l'objet observé et de sa géométrie théorique, proche de sa géométrie réelle, et modélisée par des fonctions de type NURBS. Cette approche est d'abord validée sur une pièce étalon usinée à cet effet et dont la géométrie est contrôlée avec une Machine à Mesurer Tridimensionnelle. Cette approche dite globale est particulièrement efficace puisque basée sur un modèle CAO apte à décrire la géométrie de la pièce avec un nombre de degrés de liberté très faible – en comparaison avec les approches dites locales couramment utilisées, où la surface observée est représentée par un nuage de points. Cette approche est ainsi appliquée sans difficulté à la mesure de la géométrie d'un pavillon automobile avant et après son assemblage par soudo-brasage sur le côté de la caisse.

La dernière partie de ce chapitre est dédiée à la mesure des déformations du même pavillon tout au long du processus de soudo-brasage. Ceci est réalisé grâce au logiciel CAD-Correléi développé par ailleurs à la suite de la procédure d'auto étalonnage développée dans le cadre de cette étude.

Sommaire

1	Modèles de comportement TMM de l'acier XES	50
1.1	Changements de phase	50
1.2	Comportement monophasé	53
1.3	Comportement multiphasé	57
2	Modèle de comportement de l'alliage de CuSi	59
3	Corrélation d'images numériques pour l'instrumentation d'essais mécaniques à chaud	59
3.1	Cahier des charges	59
3.2	Corrélation d'Images Numériques à chaud	59
3.3	Validation sur un essai de dilatométrie	66
4	Identification du modèle de comportement TMM de l'acier XES	75
4.1	Présentation des essais	75
4.2	Identification des paramètres du modèle de comportement	78
5	Identification du modèle de comportement TMM de l'alliage CuSi3	83
5.1	Présentation de l'essai d'identification des paramètres de l'alliage de CuSi	85
5.2	Perspectives	88

1 Mesure de formes 3D de grande dimension

On cherche à mesurer un champ de déformation sur une pièce de structure automobile (*i.e.*, un pavillon automobile) pendant son assemblage sur la caisse. Il faut pour cela mettre en place une procédure expérimentale et des moyens de mesure adaptés à la forme – intrinsèquement 3D – et aux dimensions – métriques – des pièces.

La mesure géométrique de pièces 3D de grandes dimensions [Estler *et al.*, 2002; Harvent *et al.*, 2008; Peggs *et al.*, 2009] dans un cadre industriel est une aide appréciée lors de l'assemblage afin de garantir une bonne conformité géométrique. De nombreuses méthodes de mesure existent. Celles-ci peuvent se scinder en deux catégories : les méthodes de mesure avec contact et sans contact. Le premier groupe est principalement composé des moyens de mesure avec palpeur mécanique comme celui qui équipe habituellement les Machines à Mesurer Tridimensionnelles (MMT). Le principal inconvénient de cette technique est qu'elle ne permet généralement pas de réaliser des mesures *in situ*. Cependant, la mesure par MMT est souvent considérée comme une référence en matière de métrologie [Li et Gu, 2004]. Il est également possible d'adapter un palpeur mécanique sur un bras de mesure. Ceci résout le problème de la mesure *in situ* mais pas de la mesure de pièces de grande dimension.

Les méthodes de mesure sans contact s'avèrent mieux adaptées pour le contrôle géométrique de structures complètes (*e.g.*, fuselage d'avion [Chambon *et al.*, 2004], caisse en blanc automobile [Beaubier *et al.*, 2013b]), ou afin de contrôler la fabrication. On retrouve dans ce second groupe les méthodes qui utilisent le laser comme les trackers laser [Estler *et al.*, 2002], les scanners laser [Audfray *et al.*, 2013] ou l'interférométrie de speckle. On retrouve également des méthodes optiques comme la projection de franges [Pirodda, 1978], la photogrammétrie [Estler *et al.*, 2002] ou la stéréovision [Orteu, 2009]. La plupart de ces méthodes permettent de réaliser une métrologie 3D de la pièce observée, mais pas de mesurer un champ de déplacements ou de déformations. Seule la stéréocorrélation permet d'obtenir un champ de déplacement ou de déformations durant un chargement. La simplicité de mise en œuvre de cette méthode et la possibilité de réaliser un suivi spatio-temporel du champ de déplacement a conduit à la choisir dans le cadre de cette étude.

La stéréocorrélation, ou corrélation 3D surfacique, est une méthode de mesure de formes 3D et de champs de déplacement, à partir de l'analyse d'au moins deux images de référence, et deux images déformées [Helm *et al.*, 1996; Sutton *et al.*, 2009; Hild et Roux, 2012b]. Son principe est explicité sur la FIGURE 4.1. On vient déposer pour cela un mouchetis sur la surface observée. Cette méthode est basée sur le principe de la stéréovision. Un nuage de points 3D est déterminé à partir d'au moins une paire d'images, prises depuis au moins deux points de vue différents.

La stéréocorrélation est utilisée pour réaliser des essais dans des domaines variés, et à différentes échelles [Sutton *et al.*, 2007; Lei *et al.*, 2008; Orteu, 2009]. Besnard [2010] utilise la stéréocorrélation pour suivre des essais de détonique. Garcia *et al.* [2002] étudie la mise en forme de tôles minces. Zhu *et al.* [2011]; Li *et al.* [2013] réalisent des mesures micrométriques par stéréocorrélation, à l'intérieur d'un MEB, tandis que nous souhaitons réaliser un essai sur des structures de grande dimension.

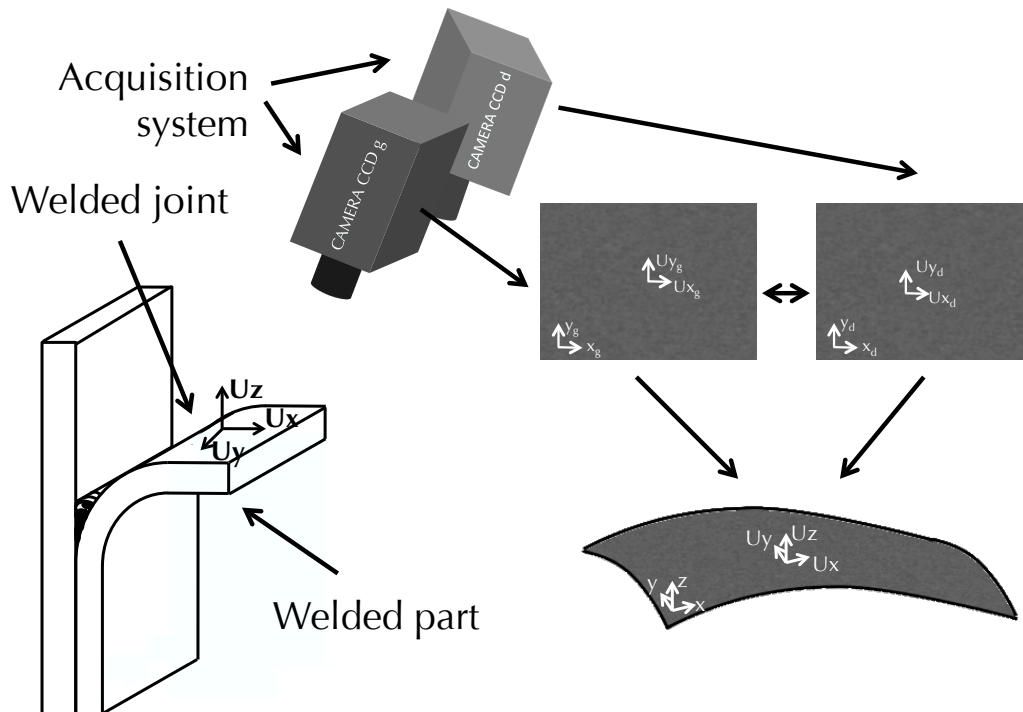


FIGURE 4.1: Principe de la stéréocorrélation

2 Mise en place d'un premier essai de stéréocorrélation

L'objectif de cet essai est de suivre les déformations d'un pavillon automobile (de la Citroën C4) lors de son assemblage sur le « côté de caisse ». Cet essai a été réalisé à l'usine PSA de Sochaux, sur l'installation de soudo-brasage Plasmatron® présentée au chapitre 1. Les paramètres de soudo-brasage sont également ceux présentés précédemment. L'essai est instrumenté à l'aide d'un système de stéréocorrélation, composé de deux caméras rapides photron SA5 équipées d'objectifs 25 mm et de deux spots d'éclairage (dedolight). Ces caméras permettent d'acquérir des images de 1000×1000 pixels à des cadences allant jusqu'à 7500 images par seconde en pleine définition. Avec les objectifs utilisés, la zone observée est de $0,8 \text{ m}^2$. Les images sont traitées avec le code StéreoCorreli développé par Besnard [2010][Besnard *et al.*, 2010].

La FIGURE 4.2 montre le matériel utilisé pour cet essai. Ce dernier s'est déroulé sur un îlot industriel de soudo-brasage. Il est composé d'un chariot sur lequel se positionne la caisse, sur laquelle le pavillon et le côté de caisse sont assemblés, et de 2 robots. Pour cet essai, un seul cordon a été réalisé, ne nécessitant l'utilisation que d'un seul robot. Les caméras ont donc pu être fixées sur le second robot. Ce point est important à signaler car l'utilisation du robot permet de positionner les caméras à une distance importante du

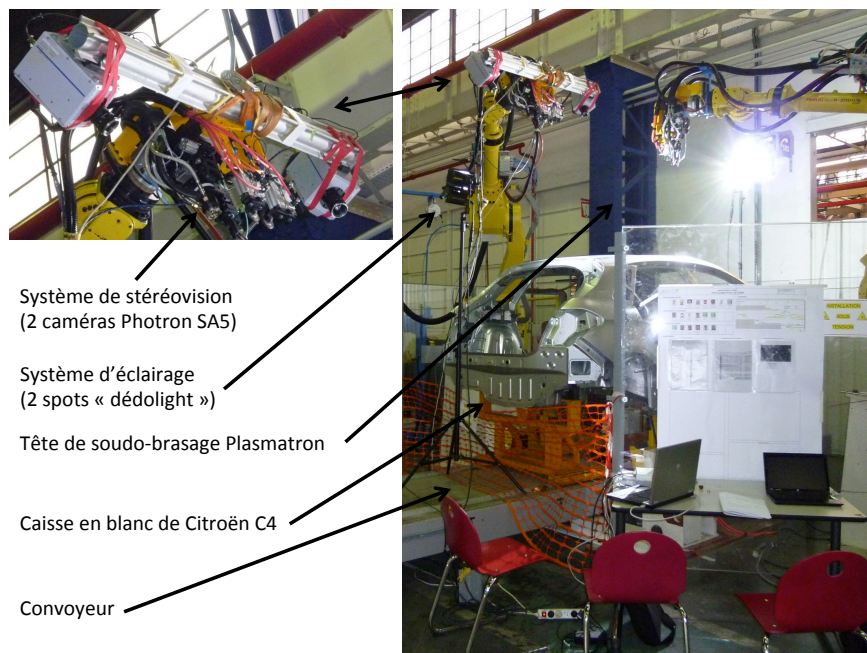


FIGURE 4.2: Montage expérimental utilisé lors du premier essai de soudo-brasage instrumenté par stéréocorrélation

pavillon, et donc d'augmenter la surface de la zone observée. Lors de cet essai, les caméras étaient positionnées à 2 m du pavillon. Deux spots de lumière (dedolight) sont installés de façon à avoir un éclairage rasant pour limiter les reflets. Toujours afin de limiter les reflets et d'éviter une surexposition locale, un morceau de lanière écran de soudure anti UV est disposé sur la tête de soudo brasage.

Afin de suivre les déplacements de la surface, un mouchetis de taches de peinture est réalisé sur cette dernière. Comme le système de stéréovision est éloigné de la surface, la taille du mouchetis doit être suffisante pour être visible tout en restant suffisamment petite pour garder une bonne résolution spatiale des déformations observées.

Le dépouillement de l'essai de stéréocorrélation est réalisé en 4 étapes. La première est l'étalonnage, qui permet de trouver la relation entre l'objet 3D observé et ses projections sur les images de droite et de gauche. Pour cela, une mire d'étalonnage est disposée sur la surface observée. Celle-ci a la forme d'un livre ouvert dans StéréoCorreli [Besnard *et al.*, 2010]. Comme la dimension de la surface est importante, deux solutions sont possibles. La première est de déplacer la mire sur toute la surface de l'objet observé et de réaliser l'étalonnage à partir de plusieurs images. La seconde méthode consiste à utiliser plusieurs mires, connaissant leur position relative les unes par rapport aux autres (FIGURE 4.3(a)). C'est cette méthode qui est utilisée.

La position relative des mires d'étalonnage est mesurée à l'aide d'un scanner laser monté sur un bras Faro (FIGURE 4.3(b)). Cette solution de dépannage ne s'avère cependant pas entièrement satisfaisante. En effet, l'étalonnage n'est pas réalisé sur la totalité de

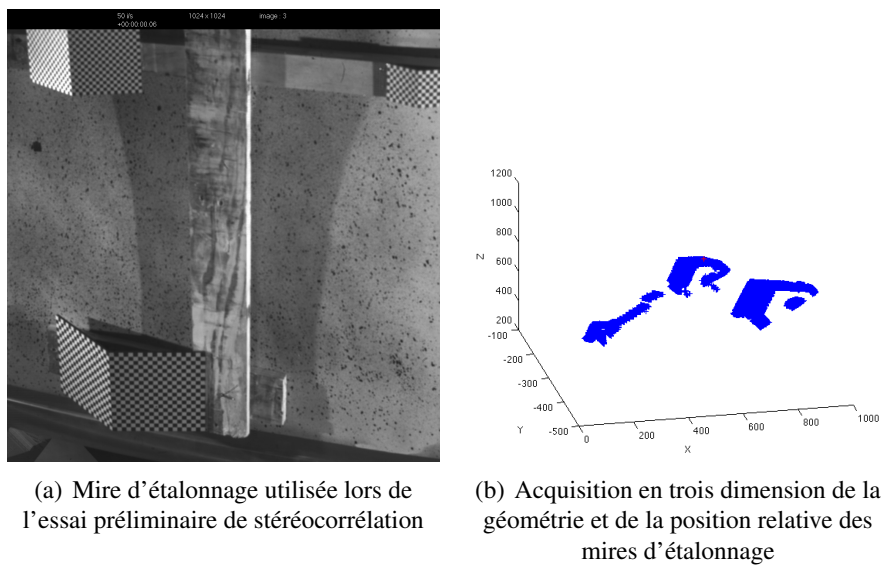


FIGURE 4.3: Protocole et mires d'étalonnage utilisés lors du premier essai de stéréocorrélation

la surface observée.

Ensuite, une étape d'association spatiale permet de trouver la relation entre les points de l'image acquise par la caméra de droite et les mêmes points acquis par la caméra de gauche. Une étape d'association temporelle est ensuite réalisée. Elle permet de déterminer le champs de déplacement entre les images successives prises par la même caméra. Enfin une étape de reconstruction permet de reconstruire la forme déformée, les champs de déplacement 3D et de calculer les champs de déformation en deux dimensions.

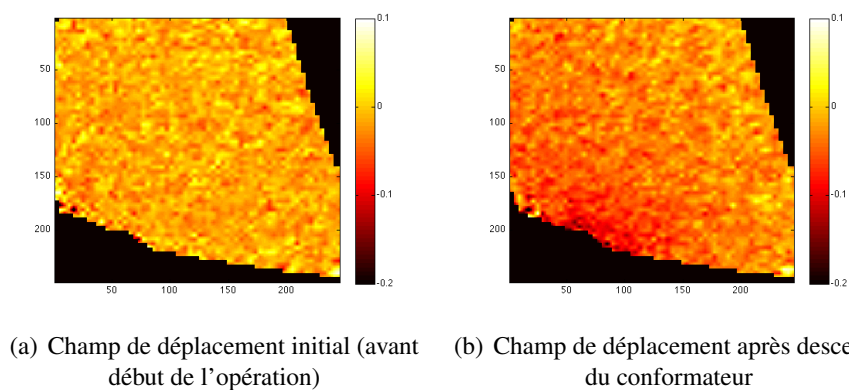


FIGURE 4.4: Champ de déplacement hors plan dû au soudo brasage exprimé en mm

La FIGURE 4.4 montre le champ de déplacement hors plan (déplacement orthogonal à la surface du pavillon) avant soudage (FIGURE 4.4(a)), et après descente du conformateur

(*i.e.*, la molette de la tête de soudage) (FIGURE 4.4(b)). On observe une nette hausse du déplacement au moment où le conformateur vient en contact avec le pavillon. On peut faire l'hypothèse que le champ de déplacement observé est uniquement dû au conformateur. En effet, la durée de l'essai a été tellement courte qu'il est impossible d'observer l'influence de la thermique sur le champ de déplacement mesuré. De plus, la taille d'un pixel sur l'image observée est de $80 \mu m$, ce qui ne permet pas d'obtenir une résolution suffisante pour le champ de déplacement. Les résultats sont alors trop bruités comme on peut le constater sur la FIGURE 4.4.

Cet essai ne s'avère pas concluant pour deux raisons principales. Les caméras utilisées ainsi que le moyen d'étalonnage ne sont pas adaptés aux dimensions de l'objet observé. Cette constatation a conduit au développement d'une nouvelle méthode d'étalonnage expliquée par la suite.

3 Développement d'un auto-étalonnage d'un système de stéréovision

3.1 Étalonnage d'un système de stéréovision

La stéréocorrélation étant basée sur le principe de la stéréovision, il est nécessaire d'étalonner le système afin de relier les points des images aux points réels 3D en vue de remonter ensuite à la géométrie 3D. Pour cela, un étalonnage doit être réalisé. Celui-ci consiste à déterminer les paramètres intrinsèques (*i.e.*, les paramètres internes de la caméra) et les paramètres extrinsèques (angles et position de la caméra dans l'espace).

Plusieurs méthodes sont proposées pour déterminer les paramètres d'étalonnage [Salvi *et al.*, 2002]. Celles-ci peuvent être classées en deux catégories. La première catégorie, utilisée par Faugeras et Toscani [1987], est une approche linéarisée du problème. Le principe théorique est le suivant. On considère une série de i points de coordonnées homogènes $(x_i, y_i, 1)$ sélectionnées sur une image (droite ou gauche), dans le repère caméra. Soit $(X_i, Y_i, Z_i, 1)$ leurs coordonnées 3D homogènes correspondantes. On cherche alors la matrice de passage \mathbf{M} telle que :

$$\begin{bmatrix} x_i \\ y_i \\ 1 \end{bmatrix} = \mathbf{M} \begin{bmatrix} X_i \\ Y_i \\ Z_i \\ 1 \end{bmatrix} \quad (4.1)$$

avec

$$\mathbf{M} = \begin{bmatrix} m_{11} & m_{12} & m_{13} & m_{14} \\ m_{21} & m_{22} & m_{23} & m_{24} \\ m_{31} & m_{32} & m_{33} & m_{34} \end{bmatrix} \quad (4.2)$$

Les composantes des matrices de passage sont ensuite déterminées à l'aide de méthodes

d'inversion classiques (*e.g.*, méthode des moindres carrés non linéaire [Faugeras et Toscani, 1987] ou décomposition en valeurs singulières [Morvan, 2009]). Le problème principal de cette méthode est qu'il est difficile d'inclure des corrections de distorsions optiques. La seconde catégorie, utilisée par Weng *et al.* [1992] ou Zhang [2000], consiste en une optimisation non-linéaire en deux étapes. Une première linéarisation permet d'obtenir une première estimation des paramètres recherchés. Ensuite, une méthode itérative (Levenberg-Marquardt) est mise en place afin d'obtenir une évaluation optimale des paramètres intrinsèques et extrinsèques. Cette méthode permet d'inclure une correction des distorsions optiques. Par exemple, dans les travaux d'Arfaoui et Plante [2011], les distorsions sont exprimées à l'aide de splines cubiques. Weng *et al.* [1992] utilisent quant à eux un modèle paramétrique.

La plupart des méthodes d'étalonnage se basent sur la connaissance de la géométrie d'un objet de référence, appelé mire d'étalonnage (FIGURE 4.5). Ces objets sont traditionnellement composés de points particuliers, comme par exemple, l'intersection de lignes verticales ou horizontales, ou le centre de points elliptiques. Ces points doivent avoir la particularité d'être facilement identifiables.

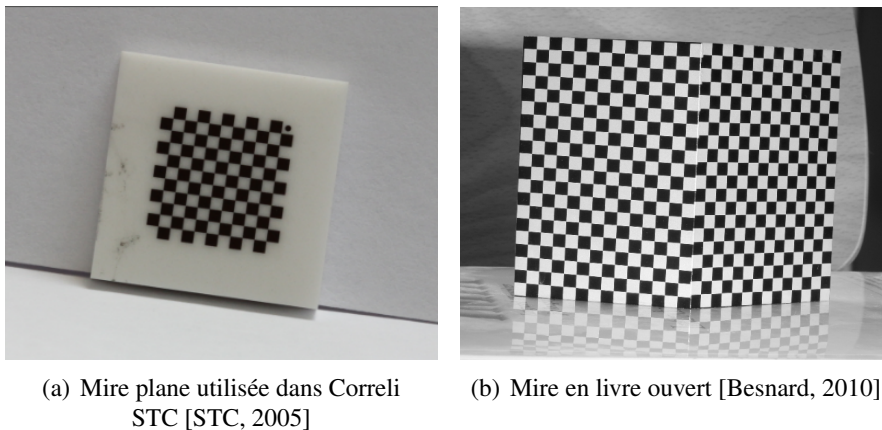


FIGURE 4.5: Exemples de mires d'étalonnages utilisées pour déterminer les paramètres extrinsèques et intrinsèques d'un système de stéréocorrélation

L'extraction de la position de ces points est réalisée à partir d'algorithmes tels que le détecteur de pixel de Peuchot [1993], ou des méthodes de détection de coin ou de centre [Harris et Stephens, 1988; Brand, 1995]. Ces méthodes permettent de déterminer la position des points caractéristiques avec une incertitude de l'ordre de $1/10^{\circ}$ de pixel. La qualité de l'extraction a une influence directe sur la qualité de l'étalonnage. Des méthodes alternatives proposent d'utiliser la stéréocorrélation afin de déterminer ces paramètres. C'est le cas par exemple des travaux de Lucas et Kanade [1981], mais également de la méthode que nous proposerons ici.

Deux types de mires d'étalonnage sont habituellement utilisées : les mires planes et les mires 3D. Pour calibrer un système de stéréovision avec une mire plane [Luo *et al.*, 1993;

Garcia, 2001; Garcia *et al.*, 2002; Sutton *et al.*, 2009], plusieurs paires d'images sont nécessaires (*i.e.*, 10 ou plus), prises dans différentes positions et avec différents angles de vue. Cette méthode est devenue un standard utilisé dans les logiciels commerciaux [VIC-3D, 2005; Aramis, 2006; StrainMaster, 2005; Q-400, 2005; STC, 2005]. Pour la mesure de pièces de grande dimension, il faut prendre des images sur la totalité de la surface observée, ce qui est une tâche très laborieuse. Pour calibrer un système de stéréovision avec une mire 3D, une seule paire d'images est nécessaire pour prendre en compte les données hors plan, ce qui rend la mise en oeuvre de l'opération d'étalonnage plus rapide. Cependant, la taille de la mire doit être du même ordre de grandeur que la taille de l'objet observé [Besnard *et al.*, 2010, 2012]. Ce problème peut être contourné en considérant plusieurs paires d'images, mais on perd du coup l'avantage de la facilité de mise en oeuvre. De plus, la qualité géométrique de la mire influe directement sur la qualité de l'étalonnage. Dans le cas des structures de grande dimension, il est difficile d'assurer une qualité géométrique suffisante (à des coûts raisonnables) de la mire d'étalonnage pour avoir un bon étalonnage.

Une autre manière alternative d'étalonner un système de stéréovision est d'utiliser ce que l'on appelle une méthode d'auto-étalonnage [Fusiello, 2000], ce qui permet de s'affranchir de l'utilisation d'une mire et des difficultés associées. L'auto-étalonnage consiste à chercher les paramètres intrinsèques et extrinsèques directement depuis les images de l'objet concerné. Pour cela, on résout l'équation qui relie les paramètres intrinsèques de la caméra à la géométrie épipolaire (*i.e.*, cette équation est aussi appelé relation de Kruppa [Kruppa, 1913; Faugeras *et al.*, 1992]. Bien que présentant beaucoup d'avantages, l'auto-étalonnage a le défaut de nécessiter la détermination de beaucoup de paramètres à partir de peu d'informations [Zhang, 2000], ce qui a pour effet d'induire de grosses incertitudes dans le résultat.

Afin de contourner les difficultés énoncées dans ce paragraphe, nous proposons une nouvelle méthode d'étalonnage. La première nouveauté de la méthode est que celle-ci est basée sur une modélisation mathématique de la surface observée. En effet, la surface est ici modélisée par une surface complexe définie par des pôles (*e.g.*, Carreau de Bézier, surface NURBS [Piegl et Tiller, 1997]), contrairement aux méthodes de stéréocorrélation classiques [Faugeras, 1993; Sutton *et al.*, 2009; VIC-3D, 2005; Aramis, 2006; StrainMaster, 2005; Q-400, 2005; STC, 2005], dans lesquelles les surfaces sont représentées sous la forme d'un nuage de points, interpolé par une fonction continue le cas échéant. On peut alors parler d'approche globale de stéréocorrélation, dans l'esprit des approches globales introduites en corrélation d'images numériques 2D ou volumique [Besnard *et al.*, 2006; Roux *et al.*, 2008; Hild et Roux, 2012b]. D'autre part, cette méthode est une extension de celle proposée par G. Besnard dans ses travaux de thèse [Besnard, 2010], dans laquelle on observe en même temps la surface et la mire. Dans notre cas, la zone observée devient l'objet d'étalonnage, et il n'est pas nécessaire d'utiliser une mire supplémentaire.

La seconde nouveauté concerne la détermination des paramètres des matrices de passage et de la surface. En effet, ceux-ci sont déterminés à partir d'une approche intégrée de stéréocorrélation à l'instar de ce qui a pu être proposé pour l'analyse de fissures [Roux et Hild, 2006] ou de paramètres élastiques [Leclerc *et al.*, 2009].

3.2 Mise en œuvre de l'auto-étalonnage sur une surface NURBS

Afin de surmonter la difficulté de cette étude, induite par les grandes dimensions de l'objet observé, cette nouvelle méthode d'étalonnage se base sur des connaissances *a priori* de la géométrie de la surface observée. Cette méthode s'écarte en cela des méthodes classiques d'auto-étalonnage [Fusiello, 2000]. Dans une première étape, la surface observée est considérée comme étant celle correspondant à sa géométrie nominale (modèle CAO), ici une surface de forme complexe (en utilisant une Non-Uniform Rational Basis Spline ou NURBS [Piegl et Tiller, 1997]). Ce type de modélisation est de nos jours très courant, car c'est celui utilisé dans les logiciels CAO [Piegl et Tiller, 1997; Cottrell *et al.*, 2009], pour la plupart des pièces industrielles.

Les NURBS constituent un modèle mathématique qui permet de représenter les surfaces de forme complexe. Un patch NURBS est défini par son ordre, un réseau de pôles associés à un poids, et sa séquence nodale (FIGURE 4.6).

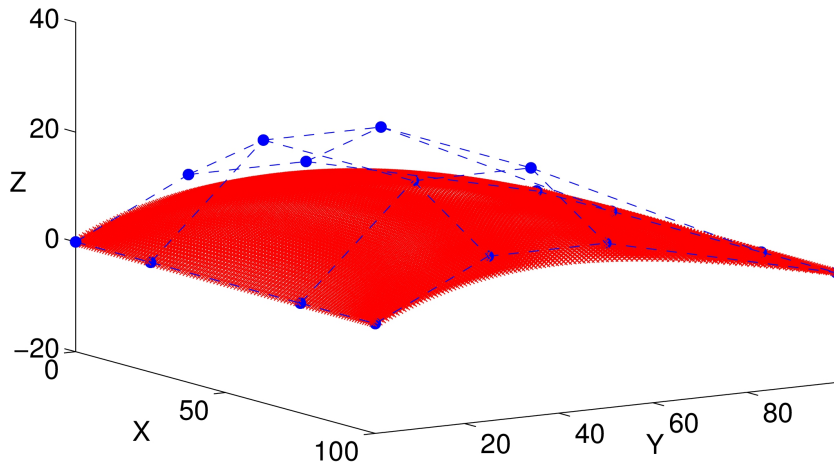


FIGURE 4.6: Patch NURBS utilisé pour l'étude de la pièce de validation. Les carrés bleus correspondent aux points de contrôle et la surface rouge correspond à la forme théorique. Les dimensions sont en millimètres

La surface $\mathbf{X}(u, v) = (X, Y, Z)$ est définie dans l'espace paramétrique (u, v) par

$$\mathbf{X}(u, v) = \frac{\sum_{i=1}^m \sum_{j=1}^n N_{i,m}(u) N_{j,n}(v) \omega_{ij} \mathbf{P}_{ij}}{\sum_{i=1}^m \sum_{j=1}^n N_{i,m}(u) N_{j,n}(v) \omega_{ij}} \quad (4.3)$$

avec

$$\forall u \in [0, 1], N_{i,0}(u) = \begin{cases} 1 & \text{si } u_i \leq u \leq u_{i+1} \\ 0 & \text{sinon} \end{cases} \quad (4.4)$$

et

$$N_{i,m}(u) = \frac{u - u_i}{u_{i+m} - u_i} N_{i,m-1}(u) + \frac{u_{i+m+1} - u}{u_{i+m+1} - u_{i+1}} N_{i+1,m-1}(u) \quad (4.5)$$

où $N_{i,m}$ sont les fonctions de mélange, $P_{ij} = (X_{P_{ij}}, Y_{P_{ij}}, Z_{P_{ij}})$ les coordonnées des points de contrôle de la surface, et ω_{ij} le poids associé. Ce formalisme a plusieurs avantages. Tout d'abord, il est relativement simple à implanter numériquement. De plus, il est déjà utilisé par les logiciels de CAO, en particulier dans le format step. La FIGURE 4.6 montre le modèle théorique de la pièce de validation utilisée lors de notre étude pour valider l'algorithme. En rouge on retrouve la surface théorique $X(u, v) = (X, Y, Z)$ et en bleu les pôles du polygone caractéristique P_{ij} du patch NURBS.

D'autre part, grâce à l'utilisation d'une telle modélisation il n'est pas nécessaire d'utiliser une mire d'étalonnage car la surface peut être directement utilisée. La mise en place de l'essai est alors plus simple et plus rapide. L'étalonnage est réalisé en utilisant les premières images (de droite et de gauche) de la série d'images à analyser. De plus, le choix d'une description NURBS permet de réduire de manière notable le nombre de paramètres nécessaires pour décrire la surface. Quelques dizaines de paramètres sont nécessaires à la description d'une géométrie simple avec ce modèle, alors qu'il y a plusieurs milliers de degrés de liberté dans un nuage de points (Tableau 4.1).

Technique de mesure	Sans-contact			MMT
	objet observé	Mire plane	Mire en livre ouvert	
Mire	48	$\approx 60,000$	$\approx 60,000$	sphère
D.D.L.	2 h	1 h	3 h	4,680
Temps de traitement	1 ^b	au moins 10	1	4 h
Nombre d'images	NURBS	Nuage de points	Nuage de points	aucune
Description de la surface				Nuage de points

TABLE 4.1: Chiffres caractéristiques des différentes méthodes de mesure 3D [Beaubier *et al.*, 2013b]

^b Si l'objet n'est pas plan ou quasi plan, seule une paire d'images est nécessaire pour l'étalonnage.

Ensuite, il est aisé de déterminer la normale en tout point de la surface. Ce paramètre a de l'importance dans l'optique de calculer les déformations, car elles peuvent être déterminées en tout point de la surface sans gros développement ou calcul supplémentaire. Cette méthode utilisant moins de degrés de liberté que les autres pour obtenir la même information, le résultat espéré sera moins bruité. Enfin, le résultat étant directement obtenu dans une description NURBS, aucune interpolation ou projection supplémentaire n'est nécessaire pour obtenir la surface finale.

3.3 Étalonnage à partir de la description CAO de la surface observée

La modélisation classique d'une caméra, ou modèle sténopé, est linéaire. Elle est le résultat de trois transformations géométriques simples [Faugeras et Toscani, 1987]. La première transformation, qui permet d'exprimer les coordonnées 3D d'un point de la surface observée dans le repère de référence de la caméra, est composée d'une translation et d'une rotation. Cette transformation est décrite par une matrice, en utilisant les coordonnées homogènes des points 3D. Les paramètres de cette matrice sont également dits extrinsèques. La seconde transformation est une projection de ces points dans le plan rétinien. Elle est décrite par une matrice qui définit les facteurs d'échelle. La dernière

transformation exprime les coordonnées dans le repère de référence de l'image. C'est une transformation affine composée de quatre paramètres, dits intrinsèques. Dans la suite du manuscrit, on appellera paramètres d'étalonnage, les coefficients des matrices de passage construites à partir des trois transformations (voir équation 4.2). Dans la nouvelle approche proposée ici, comme dans chaque algorithme de stéréocorrélation, on doit trouver les paramètres des matrices de passage (ou parfois les paramètres extrinsèques et intrinsèques seuls). Cependant, d'autres paramètres doivent être déterminés ici. Comme seul le modèle théorique de la surface observée (modèle CAO) est connu, on doit déterminer les paramètres de la vraie géométrie de la surface observée. Cette opération permet de déterminer une métrologie de la surface au sens de la description CAO.

L'étalonnage est alors réalisé en deux étapes, une première pendant laquelle les paramètres de la surface sont fixes. Lors de cette étape nous cherchons à identifier les paramètres des matrices de passage $[M^l]$ et $[M^r]$. Dans un second temps, ces paramètres sont fixés, on cherche alors les coordonnées 3D $\bar{\mathbf{X}} = (X, Y, Z)$ de la vraie surface observée.

3.3.1 Première étape : détermination des matrices de passage

La relation entre les points 3D (de coordonnées $\bar{\mathbf{X}} = (X, Y, Z)$) et leurs projections sur les images de gauche et de droite (respectivement de coordonnées (x^l, y^l) et (x^r, y^r)) sont données par

$$\begin{cases} s^l x^l \\ s^l y^l \\ s^l \end{cases} = [M^l] \{\bar{\mathbf{X}}\} \quad \text{and} \quad \begin{cases} s^r x^r \\ s^r y^r \\ s^r \end{cases} = [M^r] \{\bar{\mathbf{X}}\} \quad (4.6)$$

où s^l et s^r sont des facteurs d'échelle, et $\{\bar{\mathbf{X}}\} = (X, Y, Z, 1)^t$ sont les coordonnées homogènes des points 3D [Faugeras et Toscani, 1987].

Afin de simplifier l'écriture on considère l'indice $p = (l, r)$ qui correspond respectivement aux images de gauche et de droite. En considérant les points 3D appartenant à la surface seule, (e.g., un patch NURBS) exprimés dans l'espace paramétrique (u, v) , on peut réécrire l'équation précédente

$$\begin{cases} x_p = m_{11}^p X + m_{12}^p Y + m_{13}^p Z + m_{14}^p \\ y_p = m_{21}^p X + m_{22}^p Y + m_{23}^p Z + m_{24}^p \\ l_p = m_{31}^p X + m_{32}^p Y + m_{33}^p Z + m_{34}^p \end{cases} \quad (4.7)$$

Dans le but de résoudre le système d'équations (4.7) x_p et y_p sont divisés par les facteurs d'échelle l_p

$$\begin{cases} x^p(u, v) = \frac{M_{1i}^p \bar{X}_i(u, v)}{M_{3i}^p \bar{X}_i(u, v)} \\ y^p(u, v) = \frac{M_{2i}^p \bar{X}_i(u, v)}{M_{3i}^p \bar{X}_i(u, v)} \end{cases} \quad (4.8)$$

où l'on utilise la convention d'Einstein. Le problème possède *a priori* 24 inconnues (i.e., les 24 paramètres M_{ij}^p des matrices de passage $[M^l]$ et $[M^r]$) à déterminer. Ces inconnues

sont évaluées en utilisant un algorithme de Corrélation d'Images Numériques. Les images prises par les caméras de gauche et de droite sont notées respectivement $f(\mathbf{x}^l)$ et $g(\mathbf{x}^r)$, où $\mathbf{x}^l = (x^l, y^l)$ et $\mathbf{x}^r = (x^r, y^r)$. La conservation du niveau de gris conduit à

$$f(\mathbf{x}^l) = g(\mathbf{x}^r) \quad (4.9)$$

Cependant, cette conservation n'est valable que si l'on connaît la valeur exacte des paramètres d'étalonnage (*i.e.*, les deux matrices de passage), et qu'il n'y a pas de bruit durant l'acquisition. En pratique, ce n'est pas le cas. Ceci rend nécessaire une formulation globale du problème dans laquelle la somme des moindres carrés est exprimée dans l'espace paramétrique sous la forme d'un résidu \mathcal{T}

$$\mathcal{T} = \int_{\text{ROI}} [f(\mathbf{x}^l(u, v, M_{ij}^l)) - g(\mathbf{x}^r(u, v, M_{ij}^r))]^2 dudv \quad (4.10)$$

\mathcal{T} est minimisé par rapport à M_{ij}^p sur toute la région que compose la ROI. Comme dans une approche globale standard [Besnard *et al.*, 2006; Hild et Roux, 2012b], on utilise la méthode de Newton pour minimiser la somme des différences au carré. On linéarise pour cela cette somme

$$\mathcal{T}_{\text{lin}}(dM_{ij}^p) = \int_{\text{ROI}} [f(\mathbf{x}^l) - g(\mathbf{x}^r) + (\nabla f \cdot \delta \mathbf{x}^l)(\mathbf{x}^l) - (\nabla g \cdot \delta \mathbf{x}^r)(\mathbf{x}^r)]^2 dudv \quad (4.11)$$

où l'évolution des valeurs des paramètres d'étalonnage dM_{ij}^p permet d'ajuster les coordonnées des projections de chaque point 3D sur les images de droite et de gauche ($\delta \mathbf{x}_l$ et $\delta \mathbf{x}_r$)

$$\delta \mathbf{x}^p = \frac{\partial \mathbf{x}^p}{\partial M_{ij}^p} dM_{ij}^p \quad (4.12)$$

Dans l'équation (4.10), \mathbf{x}_l et \mathbf{x}_r sont les estimations des coordonnées des projections des points 3D obtenus à partir de l'estimation courante des matrices $[M^l]$ et $[M^r]$. Par conséquent, on crée une base pseudo cinématique dans l'équation (4.12) afin de calculer les changements de \mathbf{x}_l et \mathbf{x}_r en fonction de M_{ij}^p . Cela correspond à la sensibilité du champ de déplacement par rapport aux inconnues. De plus, les inconnues sont directement calculées par l'algorithme de CIN. Ce type d'analyse correspond à une approche de CIN intégrée [Roux et Hild, 2006; Hild et Roux, 2012b]. En pratique, on considère seulement 22 paramètres. En effet, les matrices de passage sont calculées à un coefficient multiplicateur près (*i.e.*, M_{34}^p). Pour palier ce problème, trois solutions peuvent être envisagées. Premièrement, si la CAO entière est comprise dans la région d'intérêt, il est possible d'utiliser directement une distance nominale, ou d'en mesurer au moins une, afin d'avoir une estimation absolue (*i.e.*, métrique) de la taille de la surface. S'il existe sur la CAO une entité géométrique dont les dimensions sont connues, on se retrouve dans la même situation que précédemment. Enfin, s'il n'y a aucune dimension connue, l'utilisateur doit rajouter des repères pour avoir une mesure absolue.

D'autre part, une estimation initiale des paramètres est nécessaire (*i.e.*, $\mathbf{x}_0^l = \mathbf{x}^l([M_0^l])$ et $\mathbf{x}_0^r = \mathbf{x}^r([M_0^r])$). Ceci correspond à la première étape de la procédure d'étalonnage

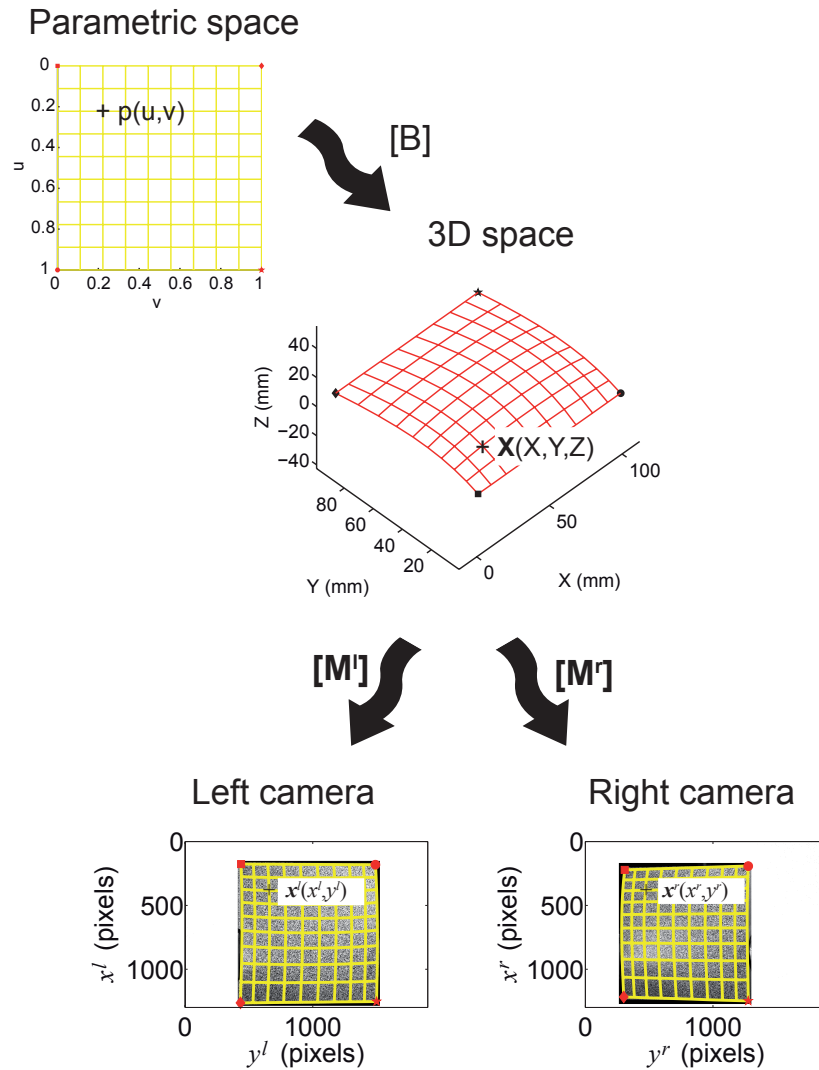


FIGURE 4.7: Principe de la première étape de la procédure d'étalonnage [Beaubier *et al.*, 2013b] : on recherche les matrices de passage $[M^r]$ et $[M^l]$

(Figure 4.7). Au moins 6 points sont sélectionnés par l'utilisateur sur la surface théorique $X(u,v)$, et sur leurs projections sur les images de droite et de gauche (x_i^p, y_i^p) . Les coordonnées 3D (X_i, Y_i, Z_i) sont sélectionnées sur le modèle CAO de la surface observée. Le système (4.6) est résolu dans le but de déterminer $[M_0^r]$ et $[M_0^l]$ via une décomposition en valeurs singulières [Morvan, 2009]. Les valeurs de M_{34}^p sont déterminées lors de cette

étape et ne sont plus jamais modifiées au cours du calcul.

Les nouveaux paramètres des matrices de passage sont déterminés en considérant que la géométrie de la surface observée est connue. (*i.e.*, son modèle CAO). On utilise alors un algorithme de corrélation multi-échelle comme dans une procédure de CIN standard [Hild et Roux, 2012b]. Cependant, il y a une différence fondamentale avec les procédures de CIN classiques où l'image de référence reste la même durant la minimisation. Dans notre approche, les deux images (*i.e.*, image de gauche et image de droite) sont mises à jour à chaque itération de l'algorithme de minimisation (voir équation (4.11)).

3.3.2 Deuxième étape : métrologie de la surface observée

L'objectif de la seconde étape est de chercher la surface NURBS la plus proche de la réalité en agissant sur les pôles P_{ij} de la surface théorique (FIGURE 4.8). On utilise pour cela les matrices de passage précédemment déterminées.

Les pôles P_{ij} deviennent les nouvelles inconnues du problème et sont mises à jour en utilisant la même procédure de corrélation d'images numériques que celle décrite dans la section précédente. La principale différence provient du champ de sensibilité qui s'écrit désormais :

$$\delta x^p = \frac{\partial x^p}{\partial X} \frac{\partial X}{\partial P_{ij}} dP_{ij} \quad (4.13)$$

Dans le cas de la surface NURBS définie dans la FIGURE 4.6, il y a 48 inconnues (*i.e.*, 3×16 coordonnées des 16 pôles de la surface NURBS). Ils correspondent aux 48 degrés de liberté donnés dans le tableau 4.1. On pourrait considérer ce nombre comme grand, mais dans une procédure standard de stéréocorrélation, il n'est pas rare de travailler avec 10^4 degrés de liberté sur la totalité de la zone d'intérêt.

3.3.3 Schéma itératif utilisé

Les sous-sections précédentes définissent une procédure itérative qui permet de déterminer les paramètres des matrices de passage et les pôles de la surface observée. Pour chacune de ces procédures on itère jusqu'à atteindre le minimum global du résidu de corrélation, exprimé en pourcentage de niveau de gris. Lorsque la convergence est atteinte pour la détermination des matrices de passage, on passe à l'étape de détermination de la géométrie réelle. Les deux étapes sont répétées jusqu'à ce qu'il n'y ait plus de changement détectable à la fois dans les matrices de passage, et dans la géométrie de la surface. Les sorties de cette méthode sont à la fois les composantes des matrices de passage et une représentation par pôles de la surface d'intérêt – qui joue le rôle d'objet d'étalonnage.

3.4 Validation de l'algorithme d'étalonnage

3.4.1 Usinage d'une pièce test

Afin de valider la procédure d'étalonnage nous avons usiné une pièce test en alliage d'aluminium de 100×100 mm (FIGURE 4.9(a)). Son modèle CAO est défini par un car-

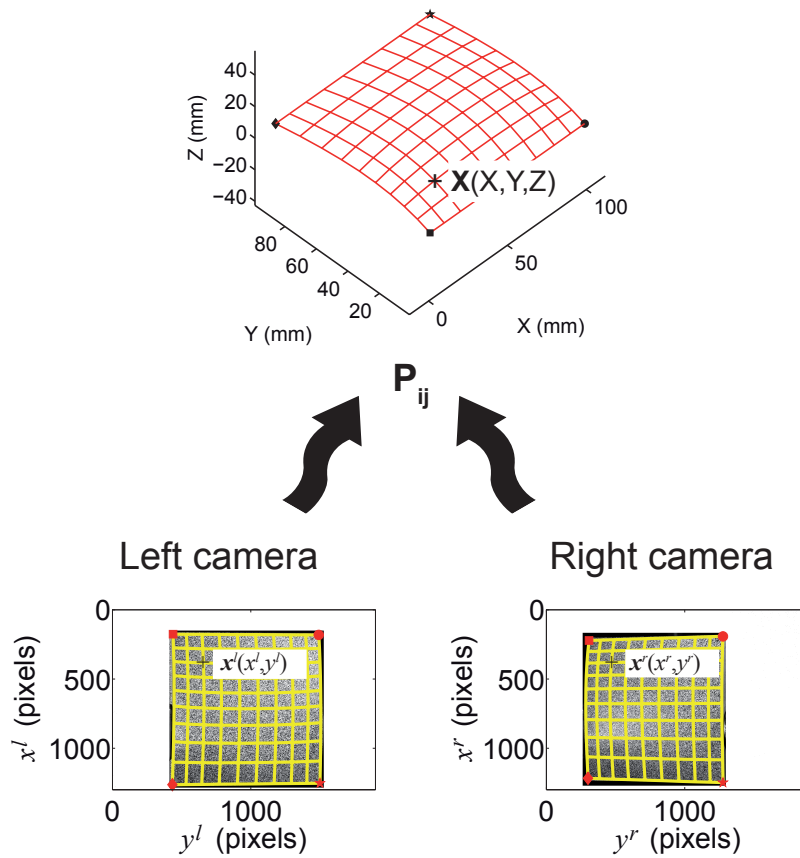


FIGURE 4.8: Principe de la seconde étape de la procédure d'étalonnage [Beaubier *et al.*, 2013b] : on mesure la surface 3D (*i.e.*, on recherche la position réelle des pôles P_{ij} de la surface)

reau NURBS du quatrième ordre dans CatiaV5 [CATIAV5, 2011]. Les paramètres de ce carreau sont définis dans le Tableau 3.4.1. Étant donné que tous les poids sont fixés à 1, la surface correspond à un carreau de Bézier de degré trois.

$$\begin{cases} C_1(v) = \mathbf{X}(u^* = 1/3, v) \\ C_2(v) = \mathbf{X}(u^* = 2/3, v) \\ C_3(u) = \mathbf{X}(u, v^* = 1/3) \\ C_4(u) = \mathbf{X}(u, v^* = 2/3) \end{cases} \quad (4.14)$$

La pièce test est usinée sur un centre d'Usinage à Grande Vitesse (UGV) 3 axes. Afin de limiter les écarts entre le modèle CAO et la géométrie usinée, la tolérance de suivi de trajectoire ainsi que la hauteur de crête sont fixées à $1 \mu\text{m}$. Afin de respecter au mieux la trajectoire, le directeur de commande numérique réalise une interpolation polynomiale de

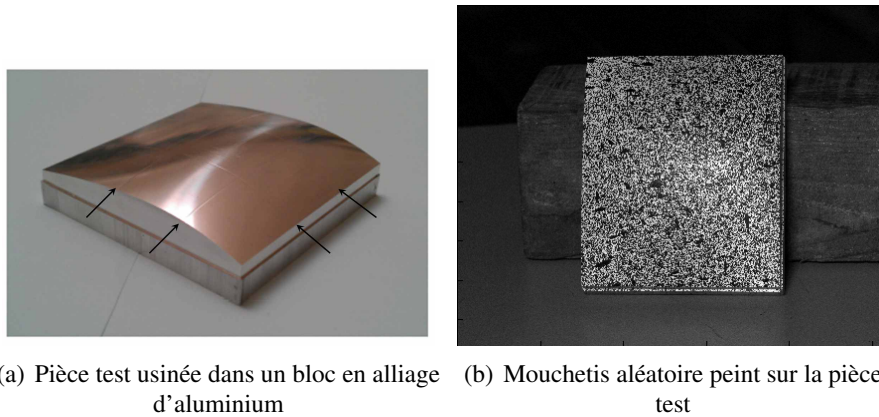


FIGURE 4.9: Pièce test qui consiste en un seul carreau de Bézier. Quatre lignes, correspondant aux courbes isopérimétriques définies par l'équation (4.14) sont aussi usinées. Les flèches montrent leur intersection avec les bords de la pièce.

	P_{11}	P_{12}	P_{13}	P_{14}	P_{21}	P_{22}	P_{23}	P_{24}	P_{31}	P_{32}	P_{33}	P_{34}	P_{41}	P_{42}	P_{43}	P_{44}
X	0	0	0	0	25	25	25	25	75	75	75	75	100	100	100	100
Y	0	25	50	100	0	25	50	100	0	25	50	100	0	25	50	100
Z	0	0	0	0	10	20	20	10	10	20	20	10	0	0	0	0

TABLE 4.2: Points de contrôle de la surface usinée, les dimensions sont en mm, les poids associés sont égaux à un, les séquences nodales associées sont $u=\{00001111\}$ et $v=\{00001111\}$

la trajectoire en temps réel. Cette option permet de minimiser l'erreur de corde et d'améliorer le suivi. Quatre lignes (*i.e.*, rainures) correspondant aux courbes isoparamétriques définies dans l'équation (4.14) sont usinées sur la pièce test (FIGURE 4.9(a)), dans le but d'avoir quelques points caractéristiques permettant de guider l'étalonnage. Cependant, après avoir déposé le mouchetis sur la surface, il n'est plus possible de détecter les lignes à l'oeil nu (FIGURE 4.9(b)).

Les prises de vue sont réalisées avec des appareils photos commerciaux, de type Canon EOS 60D. Un panneau de LEDs est utilisé pour éclairer la scène. Grâce à la lumière diffuse de cet éclairage, on minimise au mieux les problèmes liés à la réflexion spéculaire de la lumière sur la pièce (cependant, on ne la supprime pas entièrement).

3.4.2 Résultats de stéréocorrélation sur la pièce de validation

La FIGURE 4.10(a) montre le résidu de corrélation après convergence de la première étape. Il consiste à calculer la différence entre l'image de droite et l'image de gauche à la fin de la procédure (voir équation (4.9)). Le résidu est exprimé dans l'espace paramétrique de la surface 3D (u, v) . La « moyenne quadratique » (Root Mean Square, valeur RMS) du résidu de corrélation $|f(\mathbf{x}^l) - g(\mathbf{x}^r)|$ est de $\eta = 2,0 \%$ de la dynamique en niveau de gris

de f (*i.e.*, $\max f - \min f$). C'est une valeur très faible qui montre que l'appariement entre les deux images est réalisé correctement. Les plus gros écarts sont dus à de la réflexion spéculaire de la lumière sur la surface. Le fait que les lignes usinées correspondant aux courbes isoparamétriques soient visibles sur la carte des résidus est également un indicateur de la qualité de la convergence de l'algorithme (surtout que, comme nous l'avons dit précédemment, celles-ci ne sont pas visibles à l'oeil nu, voir FIGURE 4.9(b)). Le reste des erreurs visibles sur la carte des résidus est dû aux différences entre la géométrie théorique et la géométrie réelle de la surface observée. La FIGURE 4.10(b) montre que la géométrie de la surface observée est très proche de la théorie. Seules trois itérations sont nécessaires pour atteindre la convergence. La valeur RMS du résidu de corrélation est légèrement plus basse qu'à la fin de la première étape.

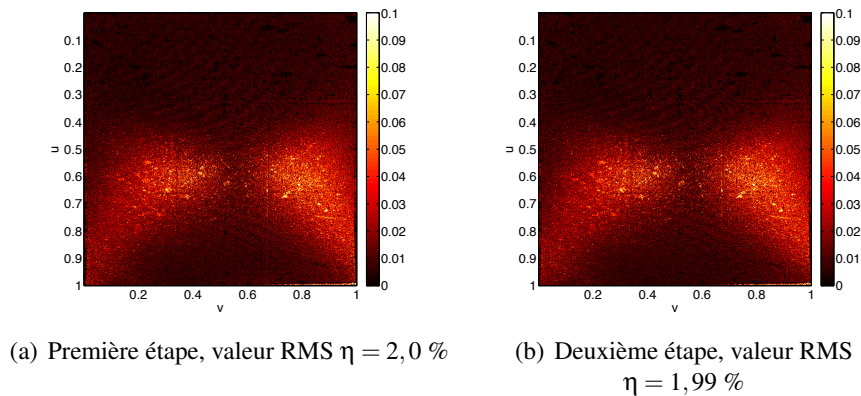


FIGURE 4.10: Carte du résidu de corrélation exprimée en pourcentage de la dynamique des images analysées pour les deux étapes de l'auto-étalonnage. Les deux cartes sont exprimées dans l'espace paramétrique de la surface NURBS (u, v)

3.4.3 Correction des distorsions

Il est important de mentionner qu'une correction des distorsions a été réalisée sur les images de gauche et de droite. Cette correction améliore sensiblement les résultats sur les coins des images. Les distorsions sont évaluées grâce à une approche intégrée de CIN, basée sur un modèle paramétrique [Dufour *et al.*, 2013]. La méthode de correction des distorsions utilise un algorithme de CIN global entre l'image d'une mire gravée et son modèle numérique. Cette mire d'étalonnage est une plaque métallique où des points de taille fixe et de positions aléatoires sont gravés. Cette méthode diffère des approches classiques [Weng *et al.*, 1992; Yoneyama *et al.*, 2006; Lava *et al.*, 2013] car ce n'est pas une méthode géométrique : elle est exclusivement basée sur la corrélation d'images numériques. Dans notre cas, cette méthode nous permet de séparer la partie correction des distorsions et la partie étalonnage du système de stéréovision. La FIGURE 4.11 montre les cartes des résidus de corrélation avec et sans prise en compte de la correction des

distorsions, à la fin de la 1^{re} étape. La principale différence apparaît proche des bords des images (*i.e.*, où les distorsions sont les plus grandes). L'effet de la correction des distorsions est analysée sur la surface 3D reconstruite au prochain paragraphe. En ce qui concerne la valeur RMS du résidu de corrélation, comme espéré par la correction des distorsions apporte une diminution.

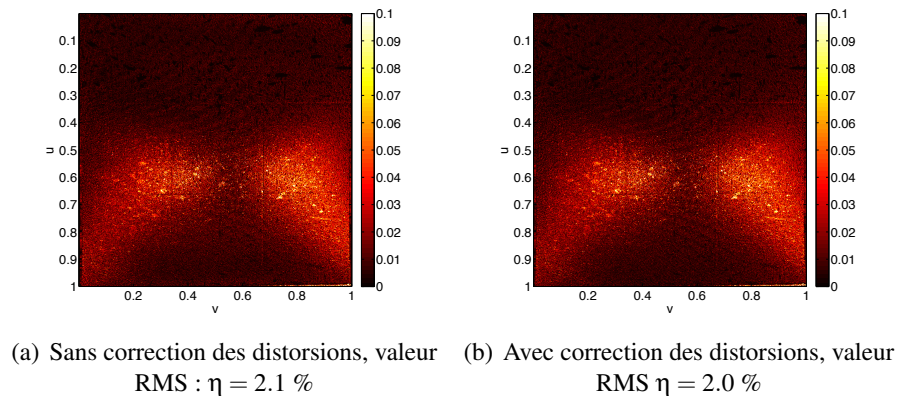
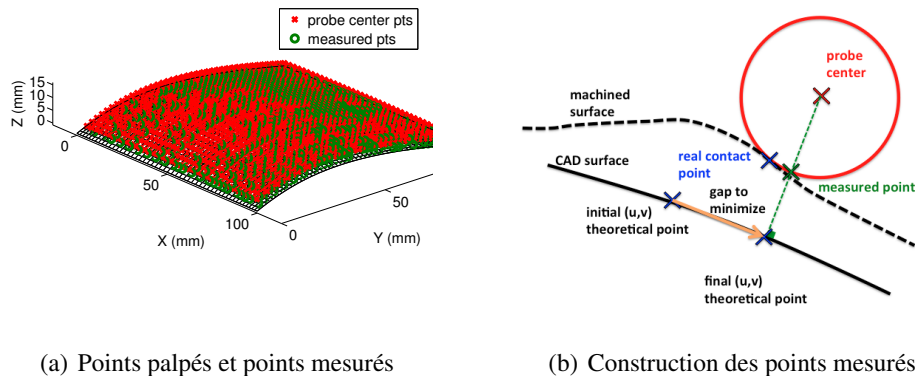


FIGURE 4.11: Comparaison entre les cartes de résidu de corrélation exprimées en pourcentage de la dynamique des images analysées, sans correction des distorsions (a) et avec correction des distorsions optiques (b)

3.5 Validation de la méthode, comparaison avec une mesure MMT

Afin de valider la méthode de stéréocorrélation que nous avons développée, nous avons mis en œuvre des mesures comparatives avec une Machine à Mesurer Tridimensionnelle automatisée, prise comme référence. La procédure d'étalonnage de la MMT montre que la répétabilité des mesures est de l'ordre de $0,4 \mu\text{m}$ et le défaut de forme sur la sphère d'étalonnage est de $0,7 \mu\text{m}$. Le repère de référence est mis en place en venant palper un certain nombre d'éléments qui constituent un repère plan - ligne - point. Le marbre de la MMT est pris comme plan de référence. L'intersection des deux surfaces latérales palpées sur la pièce usinée est la ligne, le point étant l'intersection du plan et de la ligne. Un total de $39 \times 40 = 1560$ points sont mesurés sur la pièce (FIGURE 4.12(a)). Le centre du palpeur est extrait pour chaque point palpé. Une opération de post-traitement est nécessaire pour calculer les points de la surface palpée (FIGURE 4.12(b)). Le point réel de la surface est calculé à partir de la position du centre du palpeur et de la normale à la surface. L'écart entre le modèle et le point de contact calculé est déterminé grâce à une minimisation. Enfin, le balancement optimal de la surface est obtenu grâce à un algorithme de Newton-Raphson. Toutes ces opérations sont itérées jusqu'à atteindre la convergence.

Les écarts calculés à partir des résultats de stéréocorrélation sont déterminés avec la même méthode. Cependant, les étapes de balancement et de recalage sont inutiles, la forme



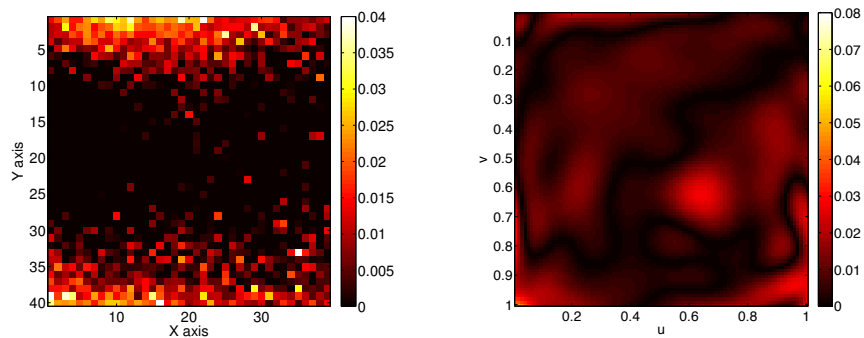
(a) Points palpés et points mesurés

(b) Construction des points mesurés

FIGURE 4.12: Reconstruction d'une surface complexe à partir d'un nuage de points. (a) Les points palpés sont définis par des croix rouges et les points reconstruits sont des cercles verts. La surface reconstruite est en noir. (b) Les points de contact sont calculés à partir des points palpés, le point de contact réel est en bleu et le point reconstruit en vert

réelle étant directement issue de l'algorithme de stéréocorrélation dans le repère de la surface de référence (cependant ce repère n'est pas nécessairement le même que celui utilisé pour la mesure par MMT ce qui ne facilite pas la comparaison). Pour chaque point N de la surface mesurée, on cherche le point M de la surface théorique qui minimise la distance entre M et N . Cette procédure est répétée pour chaque point d'intérêt. La FIGURE 4.13 montre les cartes d'écart entre la surface théorique et la surface réelle obtenues à partir des mesures par MMT (FIGURE 4.13(a)) et avec notre nouvelle méthode de stéréocorrélation (FIGURE 4.13(b)). La valeur RMS des écarts par rapport au modèle CAO est de $11,4 \mu\text{m}$ pour les mesures par MMT, et de $5,7 \mu\text{m}$ pour les mesures par stéréocorrélation. Le nombre de degrés de liberté nécessaires pour la reconstruction de la surface par stéréocorrélation est nettement inférieur à celui nécessaire depuis le nuage de points obtenu par mesure MMT. De ce fait, la reconstruction de la surface obtenue après mesure par MMT est plus bruitée que celle obtenue par CAD-Correli [Beaubier *et al.*, 2013b], ce qui explique une partie des différences. De plus, les incertitudes sur la mesure issue de la mesure MMT peuvent atteindre $4 - 5 \mu\text{m}$ à cause des opérations de projections [Jalid *et al.*, 2009], ce qui explique aussi les différences observées.

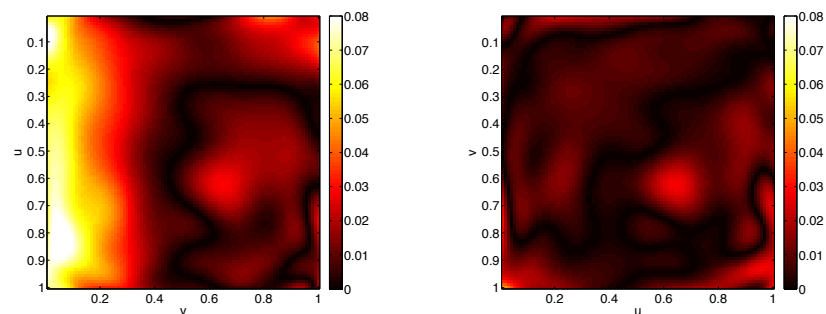
De plus, le Tableau 3.4.1 montre que le temps nécessaire à l'acquisition des points de mesure ainsi qu'au post-traitement à partir des mesures par MMT est de l'ordre de 4 heures, alors que la méthode présentée ici permet d'obtenir un résultat en un temps proche de 2 heures. De plus, le temps de mesure complet avec CAD Correli est principalement dépendant du temps de calcul, et celui-ci peut aisément être diminué en améliorant l'implémentation de la méthode, et/ou en changeant de machine pour réaliser les calculs. Au contraire, le temps de mesure avec une MMT est limité par la dynamique propre de la machine. Enfin, et c'est cet argument qui est prépondérant dans le cadre de cette étude, la taille de l'objet n'est pas une limite pour CAD Correli puisque seuls un ordinateur et deux caméras sont nécessaires. Dans le cas de la MMT, des machines de grande dimen-



(a) données issues de la mesure par MMT (b) données issues de notre méthode de stéréocorrélation

FIGURE 4.13: Comparaison des écarts entre la surface théorique (modèle CAO) et la surface mesurée par MMT (a) et par stéréocorrélation (b). Les écarts sont en mm. Les écarts issus de la mesure par MMT sont exprimés suivant le nombre de points palpés tandis que les écarts issus de la mesure par stéréocorrélation sont exprimés dans l'espace paramétrique de la surface NURBS

sion existent dans le but de mesurer de tels objets. Cependant, une telle installation est extrêmement coûteuse.



(a) Sans correction des distorsions (b) Avec correction des distorsions

FIGURE 4.14: Comparaison entre les cartes d'écarts entre la surface théorique et la surface mesurée, avec (b) ou sans (a) correction des distorsions. La même dynamique est utilisée pour les deux images, les valeurs sont exprimées en mm

La FIGURE 4.14 montre l'importance de la correction des distorsions optiques sur le résultat final. La surface reconstruite sans corriger les distorsions optiques est beaucoup plus éloignée de la surface théorique, en particulier sur les bords de l'image. L'écart RMS est de $5,7 \mu m$ en prenant en compte la correction des distorsions et de $21 \mu m$ sans. La prise en compte des distorsions permet de diminuer l'écart RMS d'un facteur 4.

4 Nouvel essai de soudo-brasage sur pavillon automobile instrumenté par stéréocorrélation

Après avoir réalisé la validation sur une pièce test de la méthode originale décrite ci-dessus, elle est appliquée à l'objet de cette étude. Il s'agit toujours du toit de la Citroën C4, dont la surface est de l'ordre de 2 m^2 (FIGURE 4.15). L'objectif est de déterminer les déformations induites par le procédé d'assemblage, du soudo-brasage Plasmatron®. On réalise la même procédure d'étalonnage que pour la pièce test, à la différence près que la mesure est réalisée dans une cellule d'assemblage d'une ligne automatisée comme lors de l'essai préliminaire. L'îlot est composé de deux robots de soudo-brasage (dans le but d'assembler les deux côtés du pavillon en même temps) et d'un convoyeur sur lequel la « caisse en blanc » est positionnée.

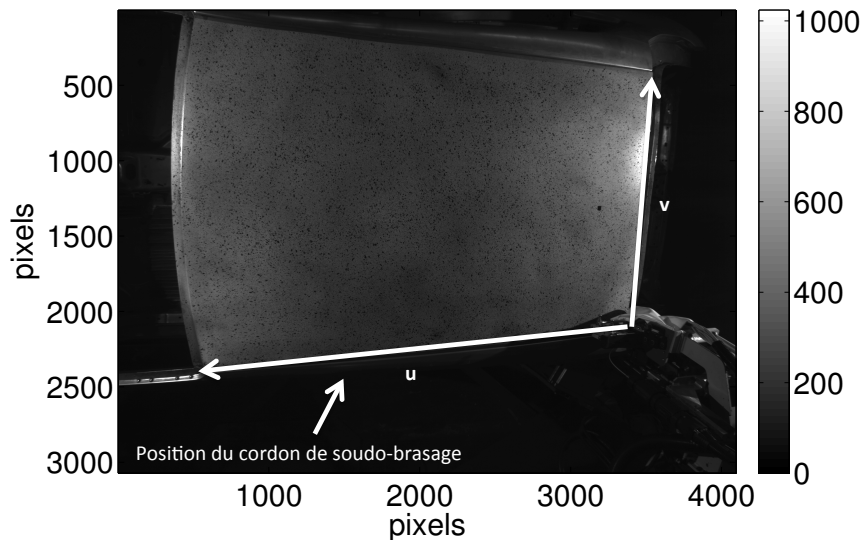


FIGURE 4.15: Image du pavillon (surface 2 m^2) prise par la caméra de gauche, avec paramétrage de la surface et position du cordon de soudo-brasage

Compte tenu des difficultés soulignées lors du premier essai, notamment de l'insuffisance de la résolution des caméras, nous avons utilisé un nouveau système de stéréovision, présenté en FIGURE 4.16 qui est composé de deux caméras Teli CleverDragon® d'une définition maximale de 12-Mpixels, fixées sur un bâti à deux mètres au dessus de la surface observée. Les caméras sont équipées d'objectifs Nikkor 24 mm (de chez Nikkon). La fréquence d'acquisition est de 10 Hz , ce qui est suffisant au vu des vitesses caractéristiques du procédé (vitesse de soudage de 30 mm/s). Le temps d'intégration est de l'ordre de $10\text{ }\mu\text{s}$. La définition des images est de 3000×4000 pixels, ce qui fait une taille physique de pixel de l'ordre de $0,3\text{ mm}$. Une telle résolution est nécessaire pour une bonne qualité des résultats. La scène est éclairée par deux spots lumineux (dedolights) de part et d'autre de la caisse. La difficulté est de limiter les reflets de la lumière sur le pavillon. Pour dimi-

Nouvel essai de soudo-brasage sur pavillon automobile instrumenté par stéréocorrélation

nuer l'effet de ces reflets, on choisit d'utiliser un éclairage rasant, mais le résultat n'est pas entièrement satisfaisant. Cependant, on espère que grâce à l'utilisation d'un algorithme de CIN global, l'effet sur la surface reconstruite sera minimal. Des études supplémentaires sont nécessaires pour vérifier cette affirmation.



FIGURE 4.16: Montage expérimental utilisé lors du nouvel essai de stéréocorrélation

La vitesse de soudo-brasage est de 25 mm/s , la durée de l'essai est de 60 s . L'analyse des déformations sur la surface observée est réalisée grâce à un mouchetis peint sur le pavillon tout entier, comme on peut le voir sur la FIGURE 4.15.

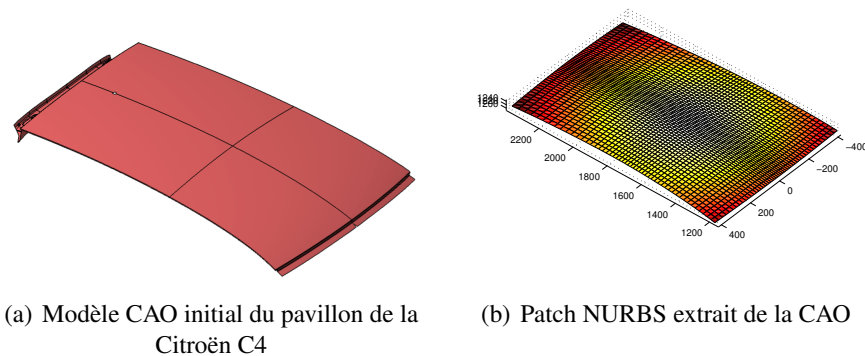


FIGURE 4.17: Modèles théoriques de la surface observée (voir FIGURE 4.15)

Le modèle CAO du pavillon (FIGURE 4.17(a)) est pris pour référence lors de la procédure de stéréocorrélation. Afin de travailler avec cette géométrie, une étape de simplifi-

cation est nécessaire. Tous les éléments qui ne sont pas visibles par la caméra sont supprimés de la géométrie, comme les gouttières sur les côtés du pavillon. La FIGURE 4.17(b) montre la géométrie après simplification. C'est avec cette géométrie qu'est réalisé l'étalonnage de la procédure de stéréocorrélation. La géométrie est décrite à partir d'un seul patch NURBS. Il est composé de $12 \times 7 = 84$ points de contrôle avec un poids de un. Ainsi, cela correspond à un carreau de Bézier de degré 11×6 .

4.1 Étude de la forme du pavillon avant et après soudo-brasage

La procédure d'étalonnage est réalisée sur la géométrie finale du pavillon (*i.e.*, le pavillon soudo-brasé sur la caisse en blanc), donc sur les dernières images de l'essai. Il permet de déterminer à la fois les matrices de passage ainsi que la géométrie du pavillon assemblé. Ce choix a été fait car le modèle théorique (modèle CAO) est basé sur la géométrie du pavillon assemblé. Celle-ci devrait alors être plus proche de la théorie. En ce qui concerne la géométrie initiale du pavillon (*i.e.*, avant assemblage), on utilise les mêmes matrices de passage (*i.e.*, on conserve l'étalonnage du banc de stéréovision), et seule la seconde étape de l'étalonnage est réalisée (*i.e.*, les pôles sont bougés pour faire coïncider au mieux la CAO à la géométrie initiale réelle du pavillon). La FIGURE 4.18(a) montre la carte de résidu pour la géométrie du pavillon avant assemblage. La zone assemblée se trouve sur la gauche de l'image, et l'arrière du pavillon est en bas avec le trou d'antenne vers $u = 1, v \approx 0.5$. Le résultat est satisfaisant. L'erreur maximale est concentrée sur le haut de l'image. La valeur RMS est du même ordre de grandeur que précédemment (*i.e.*, environ 2.2 %). La zone noire que l'on peut voir au centre de l'image (FIGURE 4.18(a)) est due à des artefacts de lumière.

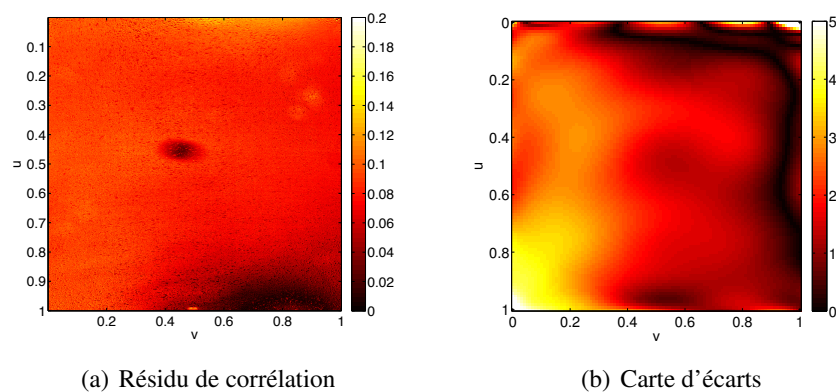


FIGURE 4.18: Résultats pour le pavillon posé sur la caisse avant soudo-brasage. Carte du résidu de corrélation absolue (a), exprimé en pourcentage de la dynamique des images analysées. Carte d'écart (b) entre la surface théorique et la surface mesurée. Les écarts sont exprimés en mm

Après l'assemblage, la valeur moyenne du résidu de corrélation est identique à celle

obtenue avant l'assemblage (FIGURE 4.19(a)). En comparant les cartes d'écart de la géométrie initiale (FIGURE 4.18(b)) et pour la géométrie finale (FIGURE 4.19(b)) avec la géométrie théorique, on conclut que la géométrie pavillon soudobrasé est plus proche de la géométrie théorique que celle du pavillon posé sur la caisse, ce qui correspond à ce qui était attendu. Comme pour la première étape, la convergence de l'algorithme est très rapide et les résidus de corrélation sont faibles (la valeur RMS pour le pavillon avant assemblage est de 2,2 % et pour le pavillon assemblé 2,3 %), ce qui prouve le postulat initial, à savoir que le modèle théorique de la surface (modèle CAO) est très proche de la surface réelle.

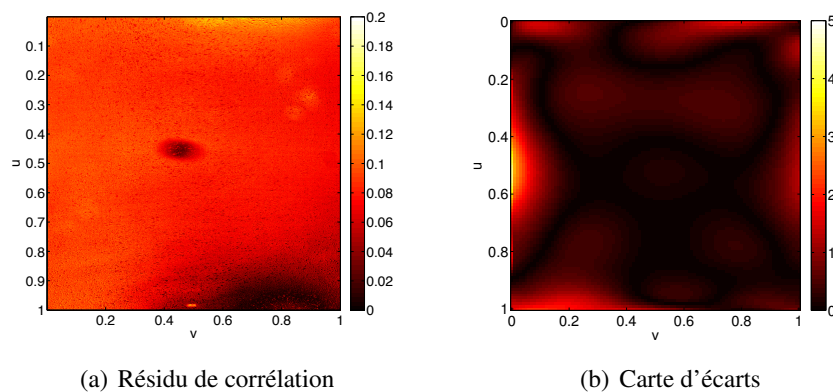


FIGURE 4.19: Résultats pour le pavillon soudo-brasé sur la caisse. Carte du résidu de corrélation absolue (a), exprimé en pourcentage de la dynamique des images analysées. Carte d'écart (b) entre la surface théorique et la surface mesurée. Les écarts sont exprimés en mm

4.2 Métrologie du pavillon

Après ces opérations il est enfin possible d'évaluer l'impact du procédé de soudo-brasage sur la géométrie du pavillon. La FIGURE 4.20 représente l'écart entre la géométrie du pavillon avant et après soudo-brasage. Cette carte d'écart montre que le pavillon a subi un déplacement d'environ 6 mm dans la zone soudobrasée (à gauche de l'image). Cette constatation paraît logique puisqu'un moyen de conformation vient plaquer le pavillon sur le côté de caisse au moment de l'assemblage. La zone impactée par le soudo-brasage est relativement étendue. Cependant, le soudo-brasage d'un côté n'a pas d'influence sur l'autre bord du pavillon (côté droit). Les points chauds (pixels saturés) proches du coin droit en haut de l'image sont les zones où l'algorithme de calcul d'écart n'a pas convergé (*i.e.*, le critère de convergence n'est pas atteint).

Cette mesure de forme réalisée sur le pavillon assemblé permet de valider les paramètres procédés choisis pour réaliser l'opération de soudo-brasage. En effet, la géométrie du pavillon assemblé est conforme à la géométrie théorique.

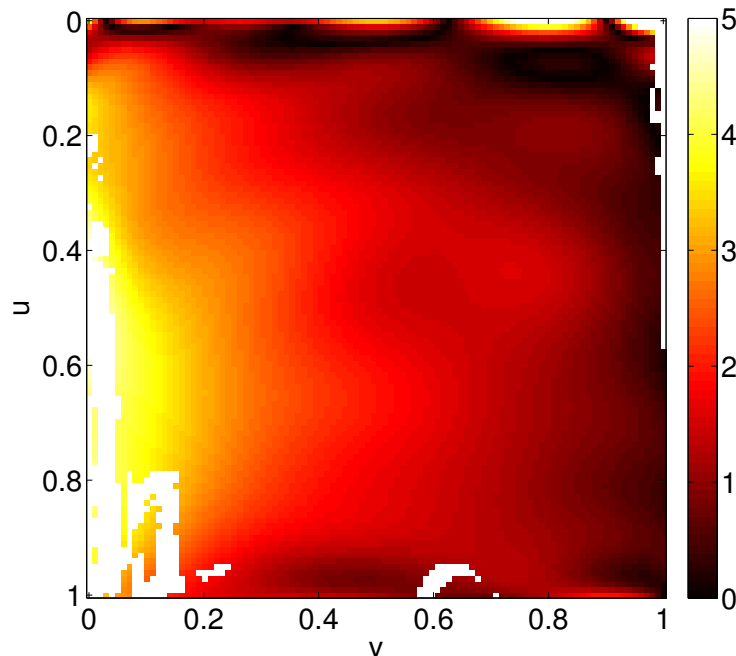


FIGURE 4.20: Norme de la déformation (*i.e.*, écart de forme) du pavillon après soudo-brasage. La forme de référence est le pavillon posé sur la caisse avant soudo-brasage, les valeurs sont exprimées en mm

5 Mesure de champs de déplacements et de déformations pendant une opération de soudo-brasage

Une fois la nouvelle méthode d'étalonnage mise en place, son extension à la mesure de champs de déplacements a été développée dans le cadre des travaux de John-Eric Dufour.

5.1 Principe de l'algorithme utilisé

Le principe est le même que lors de l'étape d'étalonnage, c'est-à-dire que la forme est exprimée à chaque itération du calcul dans un formalisme NURBS. Les matrices de passage qui permettent de déterminer la relation entre l'image de gauche et l'image de droite ne sont quant à elles pas mises à jour. On considère le système de stéréocorrélation comme étalonné, suivant la procédure décrite au paragraphe précédent [Beaubier *et al.*, 2013b]. Les matrices de passage M^r et M^l ainsi que la géométrie réelle de la surface observée sont alors connues. On considère l'espace paramétrique (u, v) qui permet de définir la surface observée en tout point $\{X(u, v)\} = (X, Y, Z, .)$. La position des points 3D est reliée à leur projection dans les images de gauche et de droite (respectivement de coordonnées (x^l, y^l) et (x^r, y^r)) par les matrices de passage [Faugeras, 1993; Sutton *et al.*,

2000, 2009] :

$$\begin{cases} s^l x^l \\ s^l y^l \\ s^l \end{cases} = [M^l] \{\bar{X}\} \quad \text{et} \quad \begin{cases} s^r x^r \\ s^r y^r \\ s^r \end{cases} = [M^r] \{\bar{X}\}, \quad (4.15)$$

où s^l et s^r sont des facteurs d'échelle, et $\{\bar{X}\} = (X, Y, Z, 1)^t$ les coordonnées homogènes de chaque point 3D [Faugeras, 1993].

Durant le mouvement, les coordonnées d'un point 3D sont exprimées par $\{\mathbf{x}\} = \{\mathbf{X}\} + \{\mathbf{U}\}$, soit sur les images respectivement de gauche et de droite $\mathbf{x}^p = \mathbf{x}_0^p + \mathbf{u}^p(\mathbf{U}, M^p, \mathbf{x}_0^p)$.

On appelle f^l et f^r les images de références respectivement de gauche et de droite, et g^l et g^r les images dans leur état déformé, respectivement de gauche et de droite. Une approche globale de stéréocorrélation est alors mise en place pour minimiser la fonctionnelle η :

$$\eta^2(\mathbf{U}) = \int_{\text{ROI}} [g^l(\mathbf{x}^l + \mathbf{u}^l(\mathbf{U})) - f^l(\mathbf{x}^l)]^2 dudv + \int_{\text{ROI}} [g^r(\mathbf{x}^r + \mathbf{u}^r(\mathbf{U})) - f^r(\mathbf{x}^r)]^2 dudv \quad (4.16)$$

où $\{\mathbf{U}\}$ est le champ de déplacement 3D.

En utilisant un développement de Taylor au premier ordre, la fonctionnelle précédente devient :

$$\begin{aligned} \eta_{\text{lin}}^2(\delta\mathbf{u}) = & \int_{\text{ROI}} [g^l(\mathbf{x}^l) + \nabla f^l \cdot \frac{\partial \mathbf{u}^l}{\partial \mathbf{u}} \delta\mathbf{U} - f^l(\mathbf{x}^l)]^2 dudv \\ & + \int_{\text{ROI}} [g^r(\mathbf{x}^r) + \nabla f^r \cdot \frac{\partial \mathbf{u}^r}{\partial \mathbf{u}} \delta\mathbf{U} - f^r(\mathbf{x}^r)]^2 dudv, \end{aligned} \quad (4.17)$$

où $\delta\mathbf{U}$ est l'incrément de déplacement sur l'image de gauche et l'image de droite.

On peut exprimer \mathbf{U} sur une base choisie ϕ_i

$$\mathbf{U}(\bar{X}) = \sum_i a_i \phi_i(\bar{X}), \quad (4.18)$$

où a_i sont les inconnues du problème, composantes du vecteur colonne $\{\mathbf{a}\}$.

De plus comme \mathbf{u}^p dépend de \mathbf{U} et donc des amplitudes a_i , la fonction linéarisée (4.17) devient

$$\begin{aligned} \eta_{\text{lin}}^2(\{\delta\mathbf{a}\}) = & \int_{\text{ROI}} [g^l(\mathbf{x}^l) - f^l(\mathbf{x}^l) + \nabla f^l \cdot \sum_i \frac{\partial \mathbf{u}^l}{\partial \mathbf{a}_i} \delta\mathbf{a}_i]^2 dudv \\ & + \int_{\text{ROI}} [g^r(\mathbf{x}^r) - f^r(\mathbf{x}^r) + \nabla f^r \cdot \sum_i \frac{\partial \mathbf{u}^r}{\partial \mathbf{a}_i} \delta\mathbf{a}_i]^2 dudv. \end{aligned} \quad (4.19)$$

L'algorithme de corrélation donnant directement en résultat les inconnues \mathbf{a}_i du problème, on a donc affaire à une approche de corrélation régularisée *a priori*. En effet, aucune opération n'est nécessaire pour obtenir les déplacements sur la surface, dont le

modèle mathématique est connu *a priori*. Contrairement aux méthodes classiques de stéréocorrélation, qui sont des approches locales, nous utilisons ici une approche globale. De plus, le résultat est directement un champ de déplacement 3D \mathbf{U} , exprimé dans l'espace paramétrique (u, v) défini précédemment. Avec une méthode classique [Sutton *et al.*, 2000, 2009], le champ de déplacement 3D est obtenu à partir de la projection de deux champs 2D (respectivement le champ de déplacement entre les images de droite et le champ de déplacement entre les images de gauche) à l'aide des matrices de passage M^r et M^l déterminées lors de l'étalonnage. La méthode proposée par Dufour *et al.* [2014] permet de s'affranchir de ces étapes, le calcul étant directement réalisé dans la base appropriée. Il est important de souligner ici que le choix de la description de la surface n'est pas figé. En effet, si dans notre cas nous nous intéressons à une description NURBS, d'autres études utilisent quant à elles des descriptions par éléments finis.

Le système linéaire écrit en terme d'incrément de déplacement $\{\delta \mathbf{a}\}$ est résolu par itérations successives

$$([\mathbf{C}^l] + [\mathbf{C}^r])\{\delta \mathbf{a}\} = (\{\mathbf{b}^l\} + \{\mathbf{b}^r\}), \quad (4.20)$$

où

$$C_{ij}^p = \int_{\text{ROI}} \left(\nabla f^p \cdot \frac{\partial \mathbf{u}^p}{\partial \mathbf{a}_i} \right) \left(\nabla f^p \cdot \frac{\partial \mathbf{u}^p}{\partial \mathbf{a}_j} \right) dudv \quad (4.21)$$

et

$$b_i^p = \int_{\text{ROI}} \left(\nabla f^p \cdot \frac{\partial \mathbf{u}^p}{\partial \mathbf{a}_i} \right) (g^p(\mathbf{x}^p) - f^p(\mathbf{x}^p)) dudv. \quad (4.22)$$

Le champ de déplacement entre deux états de déformation de la surface observée est alors obtenu en utilisant le champ de sensibilité $\frac{\partial \mathbf{u}^p}{\partial \mathbf{a}_i}$ et la solution courante $\{\mathbf{a}\}$. Le principe est expliqué en FIGURE 4.21.

Une validation de l'algorithme sur la pièce test présentée lors de l'étape d'auto-étalonnage est proposé dans [Dufour *et al.*, 2014]. Celle-ci permet de déterminer les degrés d'incertitude sur chaque axe. Si la mesure dans le plan, viz. les déplacements suivant x , y et la rotation autour de l'axe z , permet d'atteindre une incertitude de l'ordre du micromètre, la mesure hors plan est quant à elle un peu moins efficace. En effet, on constate que sur un déplacement hors plan on retrouve une erreur qui peut atteindre $10 \mu\text{m}$.

5.2 Application au pavillon automobile

5.2.1 Formulation isogéométrique du problème

On s'intéresse ensuite à l'application au pavillon de Citroën C4. Comme pour la partie étalonnage, celui-ci est exprimé dans un format NURBS. L'équation (4.19) devient alors

$$\begin{aligned} \eta_{\text{lin}}^2(\delta \mathbf{P}_{ij}) = & \int_{\text{ROI}} [g^l(\mathbf{x}^l) - f^l(\mathbf{x}^l) - \nabla f^l \cdot \sum_i \sum_j \frac{\partial \mathbf{x}^l}{\partial \mathbf{P}_{ij}} \delta \mathbf{P}_{ij}]^2 dudv \\ & + \int_{\text{ROI}} [g^r(\mathbf{x}^r) - f^r(\mathbf{x}^r) - \nabla f^r \cdot \sum_i \sum_j \frac{\partial \mathbf{x}^r}{\partial \mathbf{P}_{ij}} \delta \mathbf{P}_{ij}]^2 dudv. \end{aligned} \quad (4.23)$$

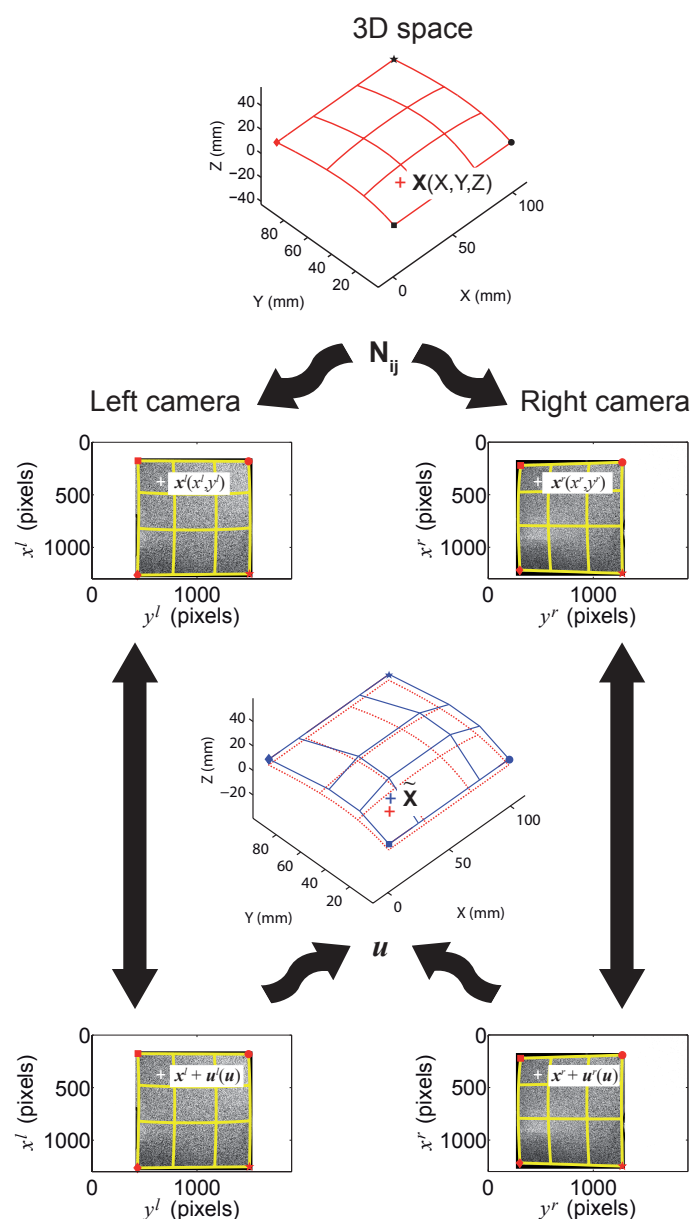


FIGURE 4.21: Détermination du champ de déplacement en chaque point de la surface grâce à une approche de stéréocorrélation globale [Dufour *et al.*, 2014]

La solution du problème de minimisation est alors le déplacement δP_{ij} des pôles P_{ij} de la surface. La déformation de la surface observée représente le champ de déplacement 3D entre la surface de référence et la surface déformée. Celle-ci est exprimée dans le même espace paramétrique (u, v) que la surface originale. On connaît alors le déplacement 3D de chaque point de la surface (FIGURE 4.22).

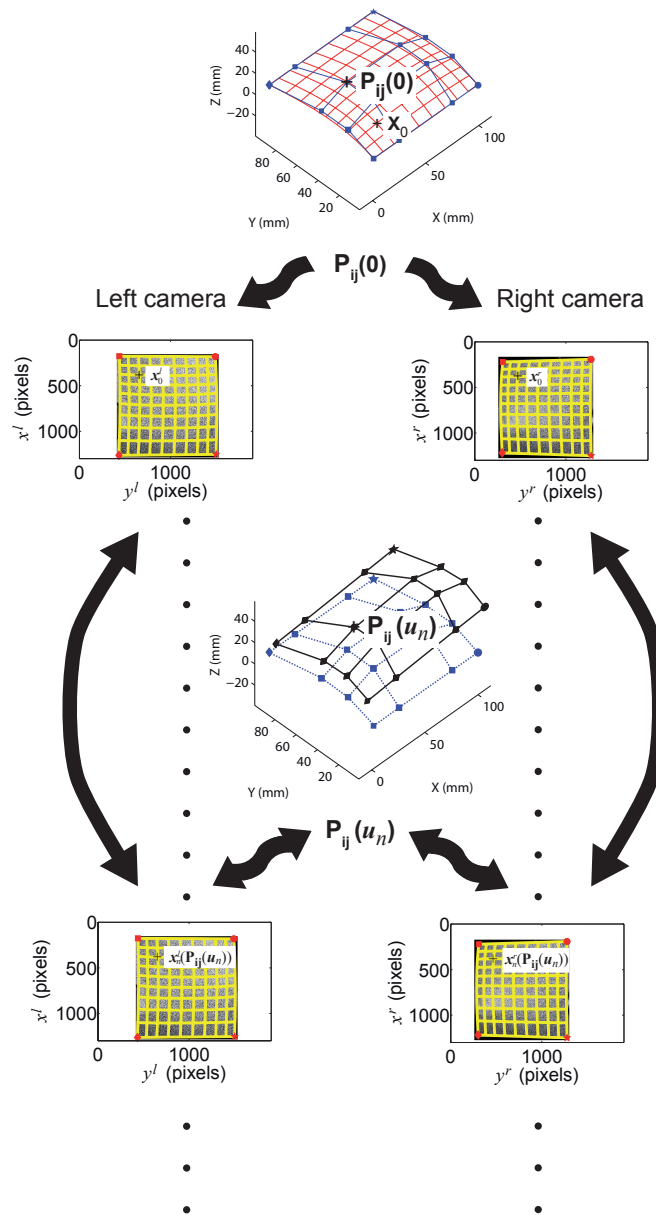


FIGURE 4.22: Schéma explicatif de la méthode de stéréocorrélation en prenant pour description de la surface une approche NURBS

5.2.2 Spécificités de la mesure sur le pavillon automobile

Outre les soucis expérimentaux liés à l'environnement industriel, une telle mesure pose plusieurs difficultés pour la détermination du champ de déplacement durant l'essai de soudo-brasage. La première concerne la torche de soudo-brasage qui se déplace sur l'image. Il est alors nécessaire de créer un masque mobile pour cacher la torche sur

l'image dans son déplacement au cours de temps, avant de réaliser la corrélation. Lors du calcul de corrélation, l'image de référence est toujours la même. De ce fait, on préférerait prendre l'image finale plutôt que l'image initiale, car sur l'image finale la torche n'est plus présente. Ce choix permet d'utiliser une image de référence sans masque, et donc d'avoir des informations sur la totalité de l'image. De plus, cette considération permet d'être cohérent avec l'étalonnage qui a été réalisé en prenant en référence l'état final du pavillon. Cependant, ce choix oblige à réaliser le calcul à l'envers, et empêche donc de connaître exactement les déplacements dûs au passage de la source. Il est donc nécessaire, pour une bonne connaissance des déformations de la surface, de prendre comme image de référence l'image initiale, et donc d'imposer un masque supplémentaire.

Ensuite, des reflets viennent artefacter les images, comme lors de l'étape d'étalonnage. Cependant, comme la corrélation est réalisée entre les images de gauche et entre les images de droite, la position du reflet ne change pas au cours du temps. (*i.e.*, on ne compare que des images qui proviennent des mêmes caméras).

5.3 Analyse des déplacements durant une opération de soudo-brasage Plasmatron[®]

On prend les images du nouvel essai de soudo-brasage sur pavillon automobile présenté dans le paragraphe 4 sur l'étalonnage du système de stéréocorrélation. Celles-ci sont réalisées à partir de deux caméras Teli CleverDragon[®] d'une définition maximale de 12-Mpixels, fixées à deux mètres au dessus de la surface observée. La fréquence d'acquisition est de 10 Hz, pour une durée de l'essai de 85 s. En effet, la vitesse de soudo-brasage est de $V_s = 1,74 \text{ m/mn}$ et la longueur à souder est de $l = 1,60 \text{ m}$. L'opération de soudo-brasage dure alors environ 55 s auxquelles on rajoute quelques secondes pendant le refroidissement.

Le calcul est réalisé sur les 850 paires d'images prises durant l'essai de soudo-brasage, sur une unité de calcul dédiée. Le calcul dure tout de même plusieurs heures. Cependant, une implémentation du code de calcul dans un autre langage (type C++ ou cuda), voire un travail sur la parallélisation permettrait de diminuer sensiblement le temps de calcul.

L'analyse de la carte des résidus montre que ceux-ci sont clairement dépendants du déplacement de la torche. Afin d'avoir une valeur valable, il faudrait supprimer la zone où il n'y a pas d'information du calcul du résidu.

La FIGURE 4.23 représente une carte de déplacements en cours de soudo-brasage (environ à la moitié de l'opération). Sur cette figure on voit très bien l'avancée de la torche le long du joint de soudo-brasage. Celle-ci a tendance à appliquer un déplacement vertical vers le bas sur le pavillon de l'ordre de 6 mm. Ce déplacement est cohérent avec le moyen de conformation utilisé lors de l'essai, qui est une molette qui vient plaquer le pavillon sur le côté de la caisse et la valeur obtenue au paragraphe 4.2. De plus, la zone saturée à droite de l'image (au début du cordon) correspond à la zone masquée. Nous n'avons donc pas d'information à cet endroit. Deux auréoles sont également visibles sur la droite de l'image (arrière du pavillon). Celles-ci correspondent aux zones des images qui sont polluées par les reflets.

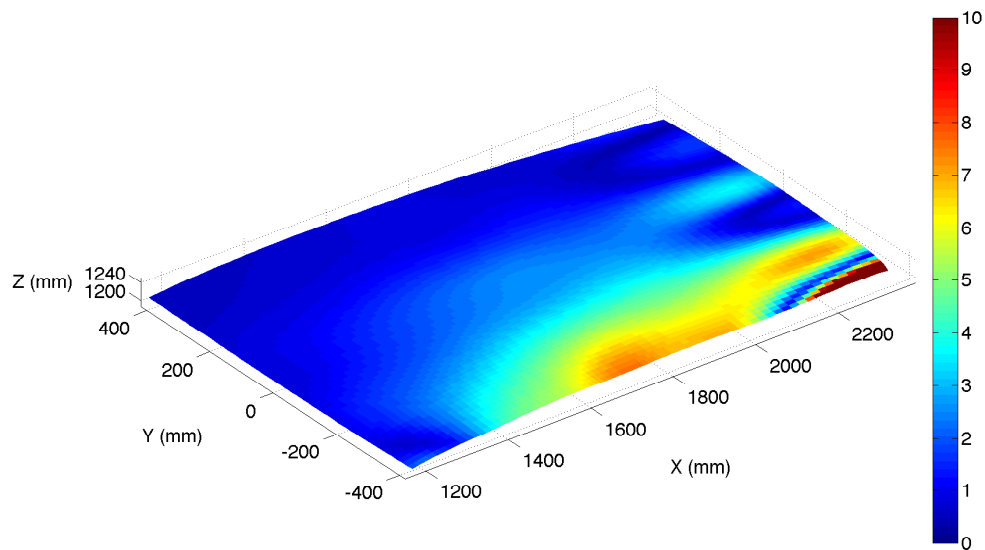


FIGURE 4.23: Carte de la norme du déplacement (en mm) sur le pavillon automobile au cours de l'opération de soudo-brasage Plasmatron®

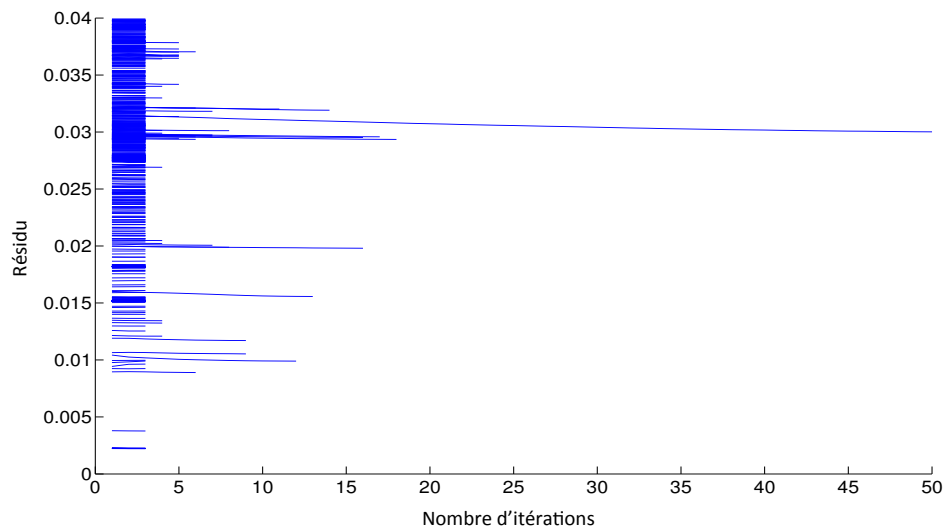


FIGURE 4.24: Nombre d'itérations nécessaires pour atteindre la convergence en fonction du niveau de résidu moyen exprimé en niveau de gris sur les images analysées

La FIGURE 4.24 montre le nombre d'itérations nécessaires pour atteindre la convergence pour chaque niveau de résidu. On constate qu'en moyenne cette valeur est faible

(i.e., moins de 5 itérations). À partir de cette constatation, nous pouvons faire le choix de ne pas utiliser d'algorithme multi-échelle pour calculer notre champ de déplacements.

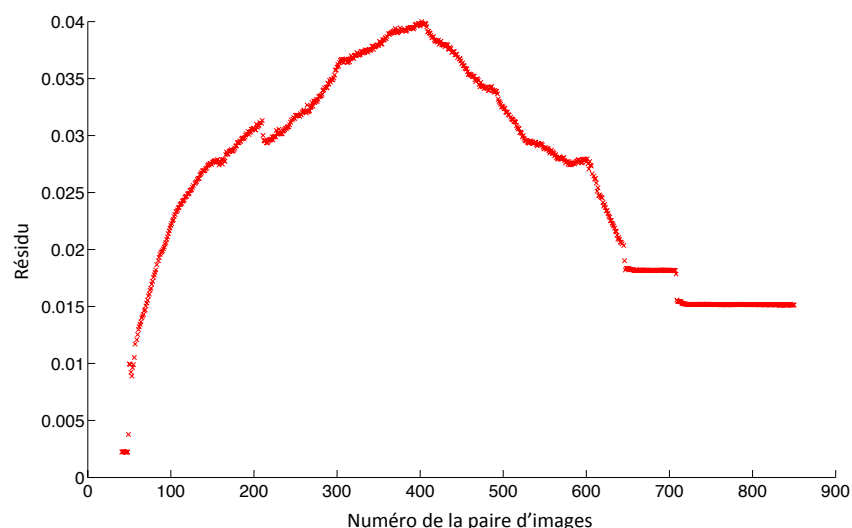


FIGURE 4.25: Évolution du résidu, exprimé en niveau de gris, au cours de la corrélation. En abscisse on retrouve le numéro de la paire d'images analysée

La FIGURE 4.25 montre l'évolution du résidu moyen au cours du calcul. On constate que celui-ci augmente significativement au cours du calcul, jusqu'à atteindre un maximum. En regardant de près l'évolution de l'opération, on constate qu'une ombre provenant de la torche de soudo-brasage se déplace sur l'image. Le maximum de résidu se trouve au niveau d'un croisement de cette ombre et de la torche. À partir de la paire d'images 650, la torche a atteint sa position finale. On se retrouve donc avec un masque fixe, et un résidu qui reste constant. À partir de la paire d'images 700, la torche est sortie du champ de vision. Il est donc possible de supprimer le masque, ce qui se traduit par une nette diminution du résidu. Celui-ci reste relativement constant pour les dernières paires d'images analysées.

Afin de diminuer les résidus, le calcul est également réalisé en prenant pour image de référence la dernière image. La FIGURE 4.26 montre le déplacement suivant la verticale Z du pavillon à la fin de l'opération de soudo-brasage.

Cette carte n'est pas sans rappeler la carte d'écart calculée entre la géométrie du pavillon posé sur la caisse et la géométrie du pavillon soudo-brasé (FIGURE 4.20). De plus, étant donné qu'il n'y a pas de masque sur la surface initiale, les difficultés qui apparaissent au début du cordon sont ici inexistantes. Cependant, la FIGURE 4.27 montre que lors du déplacement de la torche nous avons toujours une zone dans laquelle les valeurs du déplacement sont perturbées. On retrouve un déplacement vers le bas de l'ordre de 6 mm cohérent avec celui observable sur la FIGURE 4.20 mais aussi sur la FIGURE 4.23.

La FIGURE 4.28 montre que la convergence est encore plus rapide que pour le calcul réalisé dans le sens de l'avance de la torche. De plus, contrairement à ce qui est montré

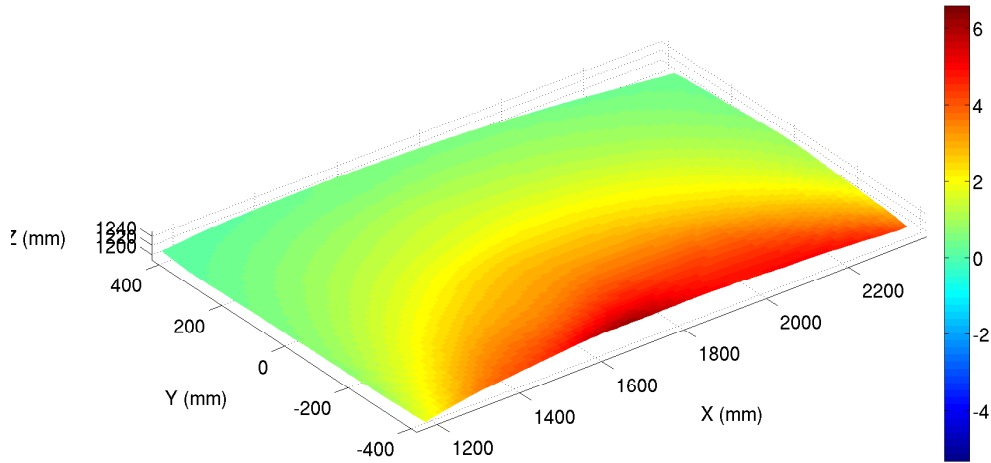


FIGURE 4.26: Carte du déplacement (en mm) suivant Z sur le pavillon automobile à la fin de l'opération de soudo-brasage Plasmatron®

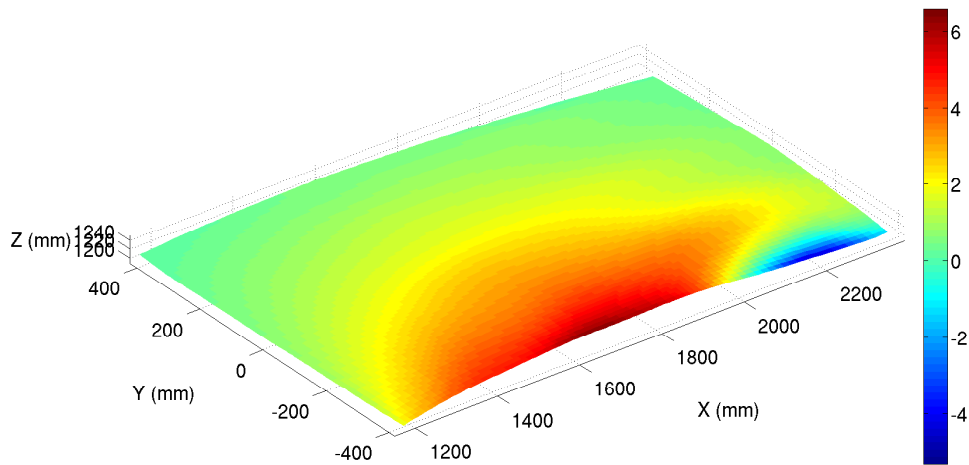


FIGURE 4.27: Carte du déplacement (en mm) suivant Z sur le pavillon automobile au cours de l'opération de soudo-brasage Plasmatron®. On traite ici la paire d'images 526/850

sur la FIGURE 4.25, aucune itération n'excède 5 itérations. L'utilisation d'un masque a donc un effet négatif sur l'efficacité de la corrélation.

La FIGURE 4.29 montre que les résidus sont sensiblement les mêmes que pour le calcul dans le sens normal lors du déplacement de la torche. Cependant ceux-ci finissent

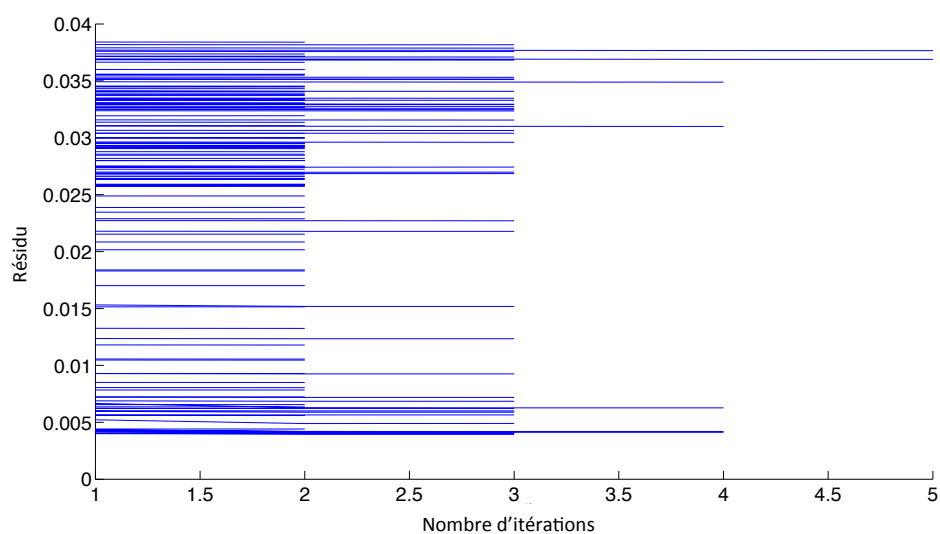


FIGURE 4.28: Nombre d'itérations nécessaires pour atteindre la convergence en fonction du niveau de résidu moyen exprimé en niveau de gris sur les images analysées

à des valeurs inférieures à ceux observés sur la FIGURE 4.25), de par la non utilisation d'un masque.

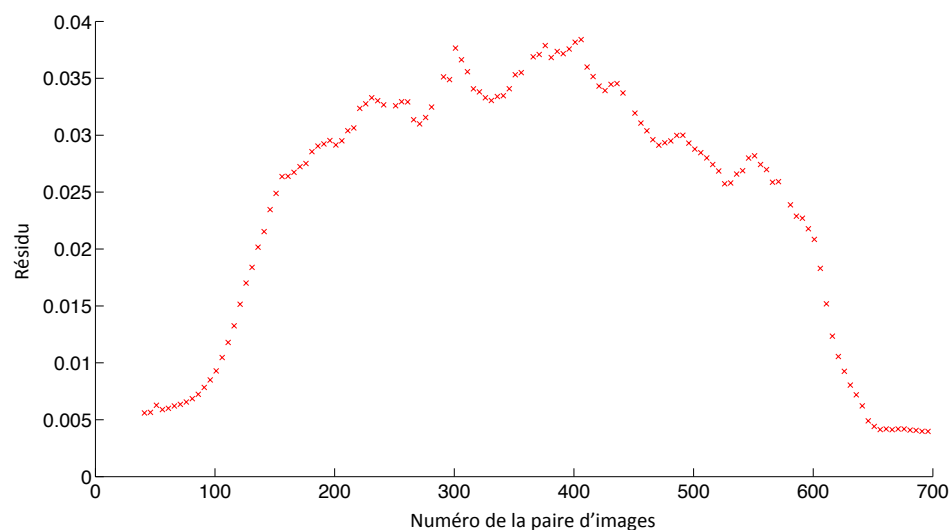


FIGURE 4.29: Évolution du résidu, exprimé en niveau de gris, au cours de la corrélation. En abscisse on retrouve le numéro de la paire d'images analysée

Le calcul dans le sens inverse de l'avance de la torche est concluant et le résultat en apparaît moins chahuté. Cependant il est impossible de comparer exactement les valeurs

de déplacements obtenues lors des deux calculs puisqu'ils ne sont pas calculés à partir de la même référence. Cependant, l'ordre de grandeur est comparable.

6 Conclusion

Afin de résoudre le problème de la mesure de champs de déplacements sur des grandes structures nous avons développé une nouvelle méthode d'auto-étalonnage d'un système de stéréovision, qui a été étendue pour développer un nouvel algorithme de stéréocorrélation. Les bases choisies pour exprimer les champs de déplacements pourront être revues afin, par exemple, d'utiliser le résultat pour valider un calcul élément fini. Cet algorithme permet de mesurer un champ de déplacement sur une grande surface, et pendant une opération de soudo-brasage dans un milieu industriel.

Si la robustesse et l'étude des incertitudes de mesure de l'algorithme restent encore à l'étude, ce développement est prometteur. D'autres applications sont en cours de traitement, notamment dans le cadre de la thèse de John-Eric Dufour, instigateur de la partie liée à la mesure de déplacements. Cette méthode pourra être couplée avec celle du chapitre 3 afin de réaliser de la stéréocorrélation à chaud sur des pièces en trois dimensions.

Conclusion

L'objectif de cette étude était de contribuer au développement d'un outil numérique de prévision des déformations issues du soudo-brasage dans le contexte de l'industrie automobile. Cette étude a permis de développer un certain nombre d'outils et d'essais pour identifier certains modèles à mettre en œuvre lors de telles simulations numériques.

Un premier essai a été réalisé afin d'étudier la thermique du soudo-brasage. Cet essai a permis de déterminer les domaines d'étude, de faire l'inventaire des tâches à réaliser au cours de l'étude, et de lister les points durs.

A partir de cet essai instrumenté avec des thermocouples et une caméra IR, un modèle de source de chaleur ainsi qu'un modèle d'échange thermique avec l'extérieur ont été identifiés. Ceux-ci ont été déterminés par simulation numérique thermique, et comparaison avec des résultats expérimentaux. Un essai original devant permettre de déterminer une résistance thermomécanique de contact entre tôles lors de l'opération de soudo-brasage a été proposé et les premiers essais de mise au point réalisés.

Le troisième chapitre est consacré à la caractérisation TMM des matériaux utilisés, viz. l'acier XES et l'alliage CuSi. Une méthode de mesure de champs de déplacement par corrélation d'images numériques a été développée et validée sur la gamme de températures allant de 20 °C à 1000 °C. Les modèles choisis sont facilement implantables aussi bien dans le logiciel de simulation cible de cette étude – ABAQUS – que dans un logiciel tiers en vue de son industrialisation. Un modèle thermo-métallo-mécanique à écrouissage isotrope a été identifié pour l'acier XES, en prenant en compte la restauration statique qui intervient à partir de 400 °C.

Le quatrième chapitre de cette étude, concerne le développement d'un outil de mesure de surfaces 3D, dans le but de valider un résultat de simulation. Ce chapitre a été l'occasion de mettre au point un essai pendant lequel les déformations d'un pavillon automobile entier sont mesurées pendant son assemblage par soudo-brasage. Pour cela, une nouvelle méthode d'étalonnage, et par la suite de stéréocorrélation a été développée.

Ces travaux doivent être complétés par d'autres avant de pouvoir envisager une simulation complète du procédé que ce soit avec ABAQUS ou le logiciel métier SYSWELD.

La réalisation de telles simulations thermo-métallo-mécaniques requiert l'implantation des modèles déjà identifiés ainsi que l'identification des modèles manquants. Le modèle TMM des tôles en acier XES est à compléter par la cinétique des changements de phase à identifier à partir d'essais de dilatométrie à différentes vitesses de chauffage ou de refroidissement.

Il est également nécessaire de refaire les essais de caractérisation du comportement

thermo-mécanique de l'alliage CuSi. Pour cet essai le protocole est réalisé, mais le montage à utiliser est à revoir. De plus, à cause des déplacements hors-plan du cordon de soudo-brasage, il est envisagé d'utiliser un système de stéréo-corrélation pour la mesure des champs de déplacements. Il est également envisagé d'utiliser un étalon dont la dilatation thermique est connue directement sur la scène afin de pouvoir recalibrer les résultats si besoin est.

Par ailleurs, l'essai de caractérisation de la résistance thermique de contact entre tôles est à faire, le protocole étant déjà réalisé

De plus, il pourrait être intéressant de revoir certaines hypothèses réalisées dans le cadre de cette étude. Tout d'abord, l'état mécanique initial n'étant pas vierge, on pourrait le modéliser, l'intégrer en entrée du calcul et modéliser la relaxation des contraintes résiduelles.

L'outil de stéréocorrélation original continue son développement dans le cadre de la thèse de John-Eric Dufour. Une base éléments finis coques devrait être rajoutée à l'algorithme de CAD Correli afin de permettre la validation des résultats issus de la simulation. D'autres applications sont envisagées pour cet outil très prometteur, comme par exemple son utilisation comme outil de CND sur chaîne d'assemblage, afin de détecter des défauts de fabrication ou d'assemblage.

De nouveaux matériaux sont envisagés pour constituer la caisse en blanc des véhicules. Par exemple, les alliages d'aluminium devraient jouer une place prépondérante dans la caisse en blanc de demain.

Certaines pistes sont envisagées afin d'approfondir l'étude. Nous avons tout d'abord fait l'hypothèse que le cordon de soudo-brasage était faisable et de géométrie parfaite. Il pourrait être intéressant d'étudier la formation de ce cordon, en y induisant les variations géométriques par exemple. De plus, nous avons considéré que l'interface entre le cordon et le matériau de base était parfaite. Il pourrait également être intéressant d'étudier ce qu'il se passe réellement à l'interface, notamment au niveau de la diffusion.

Bibliographie

- AARBOGH, H., HAMIDE, M., FJÆ R, H., MO, a. et BELLET, M. (2010). Experimental validation of finite element codes for welding deformations. *Journal of Materials Processing Technology*, 210(13):1681–1689.
- ARAMIS (2006). *Theory and user manual*. GOM.
- ARFAOUI, A. et PLANTE, F. (2011). Camera Calibration Using Composed Cubic Splines. *Geomatica*, 65(2):189–197.
- ARNOULD, O. (2003). *Identification des modes de vieillissement d'un assemblage en Ni/Cu électrodéposé*. Thèse de doctorat, Université Pierre et Marie Curie-Paris VI.
- AUDFRAY, N., MEHDI-SOUZANI, C. et LARTIGUE, C. (2013). A novel approach for 3d part inspection using laser-plane sensors. *Procedia {CIRP}*, 10(0):23 – 29. The Twelfth {CIRP} Conference on Computer Aided Tolerancing.
- BEAUBIER, B., BILLARDON, R., LAVERNHE-TAILLARD, K. et BOUCQ, C. (2013a). Temperature and displacement fields measurements to assist the numerical simulation of the welding-brazing process of thin automotive parts. *Key Engineering Materials*, 554:1545–1554.
- BEAUBIER, B., DUFOUR, J.-E., HILD, F., ROUX, S., LAVERNHE, S. et LAVERNHE-TAILLARD, K. (2013b). Cad-based calibration and shape measurement with stereodic. *Experimental Mechanics*, pages 1–13.
- BERGHEAU, J.-M. (2004). Modélisation numérique des procédés de soudage. *Techniques de l'ingénieur. Génie mécanique*.
- BESNARD, G. (2010). *Caractérisation et quantification de surfaces par stéréocorrélation pour des essais mécaniques du quasi statique à la dynamique ultra-rapide*. Thèse de doctorat, École Normale Supérieure de cachan.
- BESNARD, G., HILD, F., LAGRANGE, J.-M., MARTINUZZI, P. et ROUX, S. (2012). Analysis of necking in high speed experiments by stereocorrelation. *International Journal of Impact Engineering*, 49:179–191.

- BESNARD, G., HILD, F. et ROUX, S. (2006). "Finite-Element" Displacement Fields Analysis from Digital Images : Application to Portevin–Le Châtelier Bands. *Experimental Mechanics*, 46(6):789–803.
- BESNARD, G., LAGRANGE, J.-M., HILD, F., ROUX, S. et VOLTZ, C. (2010). Characterization of Necking Phenomena in High-Speed Experiments by Using a Single Camera. *EURASIP Journal on Image and Video Processing*, 2010:1–15.
- BRAND, P. (1995). *Reconstruction tridimensionnelle à partir d'une caméra en mouvement : de l'influence de la précision*. Thèse de doctorat, Université Claude Bernard-Lyon I.
- BRISTIEL, P. (2013). Simulation numérique du soudage Application au cas industriel d'une traverse arrière automobile. *Techniques de l'ingénieur Assemblage des matériaux par soudage*, base documentaire : TIB512DUO.(ref. article : bm7762).
- CATIAV5 (2011). *User manual*. Dassault Systemes.
- CHABOCHE, J. (1978). *Description thermodynamique et phénoménologique de la viscoplasticité cyclique avec endommagement*. Publication - Office national d'études et de recherches aérospatiales. ONÉRA.
- CHAMBON, L., CONGOURDEAU, F., GALERNE, C. et THÉVENET, P. (2004). Application des méthodes optiques pour le suivi global du comportement des structures aéronautiques. In *Colloque Photomécanique*, pages 313–320.
- CONSTANT, A. et HENRY, G. (1986). *Les principes de base du traitement thermique des aciers*. Paris : Pyc-@ Wed.
- CORET, M. (2001). *Étude expérimentale et simulation de la plasticité de transformation et du comportement multiphasé de l'acier de cuve 16MND5 sous chargement multiaxial anisotherme*. Thèse de doctorat, École Normale Supérieure de Cachan.
- CORET, M., CALLOCH, S. et COMBESCURE, A. (2002). Experimental study of the phase transformation plasticity of 16mnd5 low carbon steel under multiaxial loading. *International Journal of Plasticity*, 18(12):1707 – 1727.
- COTTRELL, J. A., HUGHES, T. J. et BAZILEVS, Y. (2009). *Isogeometric analysis : toward integration of CAD and FEA*. John Wiley & Sons.
- DE STRYCKER, M., SCHUEREMANS, L., VAN PAEPEGEM, W. et DEBRUYNE, D. (2010). Measuring the thermal expansion coefficient of tubular steel specimens with digital image correlation techniques. *Optics and Lasers in Engineering*, 48(10):978–986.
- DELMAS, A. (2012). *Contribution à l'étude de l'effet mirage : application aux mesures dimensionnelle et thermique par caméras visible, proche infrarouge et infrarouge*. Thèse de doctorat, Université Libre de Bruxelles et Université de Toulouse.

- DILTNEY, U. et STEIN, L. (2006). Multimaterial car body design : challenge for welding and joining. *Science and Technology of Welding & Joining*, 11(2):135–142.
- DUFOUR, J.-E., BEAUBIER, B., HILD, F. et S.ROUX (2014). Cad-based measurements of displacement and strain fields with stereodic : Principle and first validation. *Experimental Mechanics*.
- DUFOUR, J.-E., HILD, F. et S.ROUX (2013). Integrated digital image correlation for the evaluation and correction of optical distortions. *Optics and lasers in engineering*.
- ESTLER, W., EDMUNDSON, K., PEGGS, G. et PARKER, D. (2002). Large-scale metrology – an update. *{CIRP} Annals - Manufacturing Technology*, 51(2):587 – 609.
- FAUGERAS, O. (1993). *Three dimensional computer vision : A geometric viewpoint*. the MIT Press.
- FAUGERAS, O. et TOSCANI, G. (1987). Camera calibration for 3d computer vision. *In Proceedings of International Workshop on Machine Vision and Machine Intelligence, Tokyo, Japan*, pages 240–247.
- FAUGERAS, O. D., LUONG, Q.-T. et MAYBANK, S. J. (1992). Camera self-calibration : Theory and experiments. *In Computer Vision—ECCV’92*, pages 321–334. Springer.
- FUSIELLO, A. (2000). Uncalibrated Euclidean reconstruction : a review. *Image and Vision Computing*, 18(6-7):555–563.
- GARCIA, D. (2001). *Mesure de formes et de champs de déplacements tridimensionnels par stéréo-corrélation d’images*. Thèse de doctorat, École des Mines d’Albi.
- GARCIA, D., ORTEU, J.-J. et PENAZZI, L. (2002). A combined temporal tracking and stereo-correlation technique for accurate measurement of 3D displacements : application to sheet metal forming. *Journal of Materials Processing Technology*, 125-126:736–742.
- GOLDAK, J., CHAKRAVARTI, A. et BIBBY, M. (1984). A new finite element model for welding heat sources. *Metallurgical transactions B*, 15(2):299–305.
- GOTH, C. (2002). *Ingénierie des lois de comportement et simulation thermomécanique du procédé de fonderie*. Thèse de doctorat, Université Pierre et Marie Curie - Paris VI.
- GRANT, B., STONE, H., WITHERS, P. et PREUSS, M. (2009). High-temperature strain field measurement using digital image correlation. *The Journal of Strain Analysis for Engineering Design*, 44(4):263–271.
- HAMATA, N. (1992). *Modélisation du couplage entre l’élasto-viscoplasticité anisotherme et la transformation de phase d’une fonte G.S. ferritique*. Thèse de doctorat, Université Pierre et Marie Curie - Paris VI.

- HAMMER, J., SEIDT, J. et GILAT, A. (2013). Strain measurement at temperatures up to 800 °c utilizing digital image correlation. *In SEM XIII International Congress & Exposition on Experimental and Applied Mechanics*. Lombard, IL.
- HANNA, F., ROUX, G. M., ASSERIN, O., BRACHET, J. C. et BILLARDON, R. (2011). Modelling of the non-isothermal austenite formation kinetics of a x10crmovnb9-1 martensitic steel. *Solid State Phenomena*, 172:815–820.
- HARRIS, C. et STEPHENS, M. (1988). A combined corner and edge detector. *In Alvey vision conference*, volume 15, page 50. Manchester, UK.
- HARVENT, J., BUGARIN, F., ORTEU, J.-J., DEVY, M., BARBEAU, P. et MARIN, G. (2008). Inspection de pièces aéronautiques pour la détection de défauts de forme à partir d'un système multi-caméras. *In Journées COFREND 2008, Toulouse-Labège (France), 20-22 mai 2008*.
- HELM, J. D., MCNEILL, S. R. et SUTTON, M. A. (1996). Improved three-dimensional image correlation for surface displacement measurement. *Optical Engineering*, 35(7): 1991–1920.
- HILD, F. et ROUX, S. (2012a). Comparison of local and global approaches to digital image correlation. *Experimental mechanics*, 52(9):1503–1519.
- HILD, F. et ROUX, S. (2012b). *Optical Methods for Solid Mechanics. A Full-Field Approach*, chapitre Digital Image Correlation. Wiley-VCH, Weinheim (Germany).
- INOUE, T. et WANG, Z. (1985). Coupling between stress, temperature, and metallic structures during processes involving phase transformations. *Materials Science and Technology*, 1(10):845–850.
- JALID, A., HARIRI, S., SENELAER, J. et EL GHARAD, A. (2009). Évaluation des incertitudes de mesure sur une machine à mesurer tridimensionnelle : Nouvelle méthode d'estimation des paramètres de surface et incertitude associées. *In 19^{eme} Congrès Français de Mécanique*. Marseille.
- JIANG, J., LIU, D., GU, J. et SÜSSTRUNK, S. (2013). What is the space of spectral sensitivity functions for digital color cameras? *In WACV*, pages 168–179.
- KAZEMI, K. et GOLDAK, J. a. (2009). Numerical simulation of laser full penetration welding. *Computational Materials Science*, 44(3):841–849.
- KOCKS, U., ARGON, A. et ASHBY, F. (1973). *Thermodynamics and Kinetics of Slip*. Argonne National Laboratory.
- KOU, S. (2003). *Welding Metallurgy, Second edition*. Wiley-Interscience.
- KRUPPA, E. (1913). *Zur Ermittlung eines Objektes aus zwei Perspektiven mit innerer Orientierung*. Hölder.

- LAVA, P., VAN PAEPEGEM, W., COPPIETERS, S., DE BAERE, I., WANG, Y. et DEBRUYNE, D. (2013). Impact of lens distortions on strain measurements obtained with 2d digital image correlation. *Optics and Lasers in Engineering*, 51:576–584.
- LEBLOND, J.-B., MOTTET, G. et DEVAUX, J. (1986). A theoretical and numerical approach to the plastic behaviour of steels during phase transformations—i. derivation of general relations. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 34(4):395–409.
- LECLERC, H., PÉRIÉ, J.-N., ROUX, S. et HILD, F. (2009). Integrated digital image correlation for the identification of mechanical properties. In GAGALOWICZ, A. et PHILIPS, W., éditeurs : *Computer Vision/Computer Graphics Collaboration Techniques*, volume 5496 de *Lecture Notes in Computer Science*, pages 161–171. Springer Berlin Heidelberg.
- LEI, Z., KANG, H.-T. et REYES, G. (2008). Full Field Strain Measurement of Resistant Spot Welds Using 3D Image Correlation Systems. *Experimental Mechanics*, 50(1): 111–116.
- LEPLAY, P., RÉTHORÉ, J., MEILLE, S. et BAIETTO, M.-C. (2012). Identification of asymmetric constitutive laws at high temperature based on digital image correlation. *Journal of the European Ceramic Society*, 32(15):3949–3958.
- LI, C., LIU, Z. et XIE, H. (2013). A measurement method for micro 3d shape based on grids-processing and stereovision technology. *Measurement Science and Technology*, 24(4):045401.
- LI, M., SUN, D., QIU, X., SUN, D. et YIN, S. (2006). Effects of laser brazing parameters on microstructure and properties of tina shape memory alloy and stainless steel joint. *Materials Science and Engineering : A*, 424(1):17–22.
- LI, Y. et GU, P. (2004). Free-form surface inspection techniques state of the art review. *Computer-Aided Design*, 36(13):1395 – 1417.
- LU, Z., ZARRABI, K., HUMPHRIES, S., CROKER, A. et SMALL, R. (2003). Non-contacting creep strain determination at 550 °C. *International journal of pressure vessels and piping*, 80(6):361–365.
- LUCAS, B. D. et KANADE, T. (1981). An Iterative Image Registration Technique with an Application to Stereo Vision. In *7th International Joint Conference on Artificial Intelligence*, pages 674–679.
- LUO, P. F., CHAO, Y. J., SUTTON, M. A. et PETERS, W. H. (1993). Accurate measurement of three-dimensional deformations in deformable and rigid bodies using computer vision. *Experimental Mechanics*, 33(2):123–132.
- LYONS, J., LIU, J. et SUTTON, M. (1996). High-temperature deformation measurements using digital-image correlation. *Experimental mechanics*, 36(1):64–70.

- MATHIEU, A., PONTEVICCI, S., VIALA, J.-c., CICALA, E., MATTEI, S. et GREVEY, D. (2006). Laser brazing of a steel/aluminium assembly with hot filler wire (88% Al, 12% Si). *Materials Science and Engineering : A*, 435-436:19–28.
- MICHEL, A. (2013). Pièces mécaniques soudées rappels et définitions. *Techniques de l'ingénieur Assemblages et fixations mécaniques*, base documentaire : TIB177DUO.(ref. article : bm5185).
- MORVAN, Y. (2009). *Acquisition, compression and rendering of depth and texture for multi-view video*. Thèse de doctorat, Eindhoven University of Technology.
- NORTON, F. H. (1929). *The creep of steel at high temperatures*. McGraw-Hill Book Company, Incorporated.
- NOVAK, M. D. et ZOK, F. W. (2011). High-temperature materials testing with full-field strain measurement : Experimental design and practice. *Review of Scientific Instruments*, 82(11):115101–115101–6.
- OLESINSKIA, R. et ABBASCHIAN, G. (1986). The cu-si (copper-silicon) system. *Bulletin of Alloy Phase Diagrams*, 7:170–178.
- ORTEU, J.-J. (2009). 3-D computer vision in experimental mechanics. *Optics and Lasers in Engineering*, 47(3-4):282–291.
- OUESLATI, A. (2012). *Étude physique et modélisation numérique de l'endommagement d'alliages d'aluminium – application au sertissage*. Thèse de doctorat, Université Pierre et Marie Curie - Paris VI.
- PAN, B., WU, D., WANG, Z. et XIA, Y. (2011). High-temperature digital image correlation method for full-field deformation measurement at 1200 c. *Measurement science and technology*, 22(1):015701.
- PAN, B., WU, D. et XIA, Y. (2010). High-temperature deformation field measurement by combining transient aerodynamic heating simulation system and reliability-guided digital image correlation. *Optics and Lasers in Engineering*, 48(9):841–848.
- PEGGS, G. N., MAROPOULOS, P. G., HUGHES, E. B., FORBES, A. B., ROBSON, S., ZIEBART, M. et MURALIKRISHNAN, B. (2009). Recent developments in large-scale dimensional metrology. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B : Journal of Engineering Manufacture*, 223((B6)):571–595.
- PEUCHOT, B. (1993). Camera virtual equivalent model 0.01 pixel detectors. *Computerized medical imaging and graphics*, 17(4):289–294.
- PIEGL, L. et TILLER, W. (1997). *The Nurbs Book*. Monographs in Visual Communications. Springer-Verlag GmbH.

- PIRODDA, L. (1978). Dimensional metrology of large objects by projection moire techniques. *Proc. SPIE*, 0136:318–324.
- POMMIER, B., HILD, F. et CHARKALUK, E. (2001). Analyse d'un essai de fatigue thermique par corrélation d'images. In *Photomécanique 2001*.
- PORTEVIN, A. et SEFERIAN, D. (1934). Étude thermique de la soudure au chalumeau et à l'arc. In *XI^{ème} Congrès International de l'Acétylène et de la Soudure Autogène*, Rome.
- Q-400 (2005). *Theory and user manual*. Dantec Dynamics.
- ROUQUETTE, S., GUO, J. et LE MASSON, P. (2007). Estimation of the parameters of a Gaussian heat source by the Levenberg–Marquardt method : Application to the electron beam welding. *International Journal of Thermal Sciences*, 46(2):128–138.
- ROUX, G. (2009). *Prévision des contraintes résiduelles induites par le soudage TIG d'un acier martensitique (X10CrMoVNb9-1)*. Thèse de doctorat, Université Pierre et Marie Curie - Paris VI.
- ROUX, S. et HILD, F. (2006). Stress intensity factor measurements from digital image correlation : post-processing and integrated approaches. *International Journal of Fracture*, 140(1-4):141–157.
- ROUX, S., HILD, F., VIOT, P. et BERNARD, D. (2008). Three-dimensional image correlation from x-ray computed tomography of solid foam. *Composites Part A : Applied science and manufacturing*, 39(8):1253–1265.
- SAINT-GERMAIN, B. (2006). *Étude expérimentale et numérique des distorsions de structures mécano-soudées*. Thèse de doctorat, École Centrale Paris.
- SALVI, J., ARMANGUÉ, X. et BATLLE, J. (2002). A comparative review of camera calibrating methods with accuracy evaluation. *Pattern recognition*, 35(7):1617–1635.
- SCHWARTZ, M. M. (2003). *Brazing*. ASM International.
- SELLARS, C. et MCTEGART, W. (1966). On the mechanism of hot deformation. *Acta Metallurgica*, 14:1136–1138.
- STC, C. (2005). *Theory and user manual*. Holo3.
- STRAINMASTER (2005). *Theory and user manual*. LaVision.
- SUTTON, M., LI, N., GARCIA, D., CORNILLE, N., ORTEU, J., MCNEILL, S., SCHREIER, H., LI, X. et REYNOLDS, A. (2007). Scanning electron microscopy for quantitative small and large deformation measurements part ii : experimental validation for magnifications from 200 to 10,000. *Experimental Mechanics*, 47(6):789–804.

- SUTTON, M. A., MCNEILL, S. R., HELM, J. D. et CHAO, Y. J. (2000). *Photomechanics, Topics in Applied Physics*, chapitre Advances in two-dimensional and three-dimensional computer vision. Springer, New York, USA.
- SUTTON, M. A., ORTEU, J.-J. et SCHREIER, H. (2009). *Image correlation for shape, motion and deformation measurements*. Springer, New-York (USA).
- TSIRKAS, S., PAPANIKOS, P. et KERMANIDIS, T. (2003). Numerical simulation of the laser welding process in butt-joint specimens. *Journal of Materials Processing Technology*, 134(1):59–69.
- VIC-3D (2005). *Theory and user manual*. Correlated Solutions, Inc.
- WENG, J., COHEN, P. et HERNIOU, P. (1992). Camera Calibration with Distortion Models and Accuracy Evaluation. *IEEE Transactions on Pattern Analysis and Machine Intelligence*, 14:965–980.
- YONEYAMA, S., KIKUTA, H., KITAGAWA, A. et KITAMURA, K. (2006). Lens distortion correction for digital image correlation by measuring rigid body displacement. *Optical Engineering*, 45(2):023602–023602.
- YU, Z.-S., LI, R.-F. et QI, K. (2006). Growth behavior of interfacial compounds in galvanized steel joints with cus3 filler under arc brazing. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 16(6):1391 – 1396.
- ZHANG, Z. (2000). A Flexible New Technique for Camera Calibration. *Pattern Analysis and Machine Intelligence, IEEE Transactions on*, 1998(11):1330–1334.
- ZHU, T., SUTTON, M., LI, N., ORTEU, J.-J., CORNILLE, N., LI, X. et REYNOLDS, A. (2011). Quantitative stereovision in a scanning electron microscope. *Experimental Mechanics*, 51(1):97–109.

Annexe A

Plans des montages d'essai

1 Essais sur éprouvettes mono-matériau

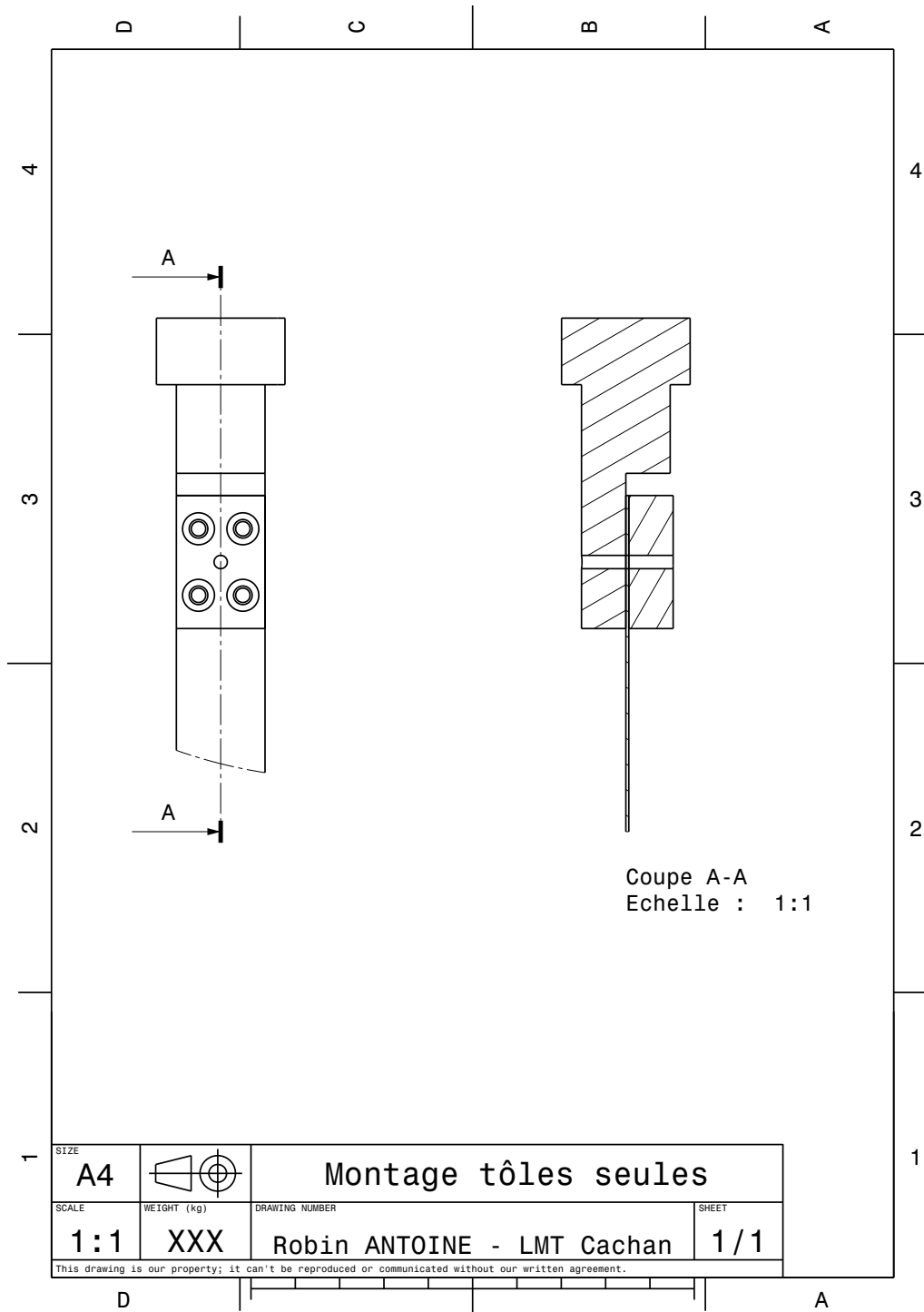


FIGURE A.1: Plan de l'assemblage

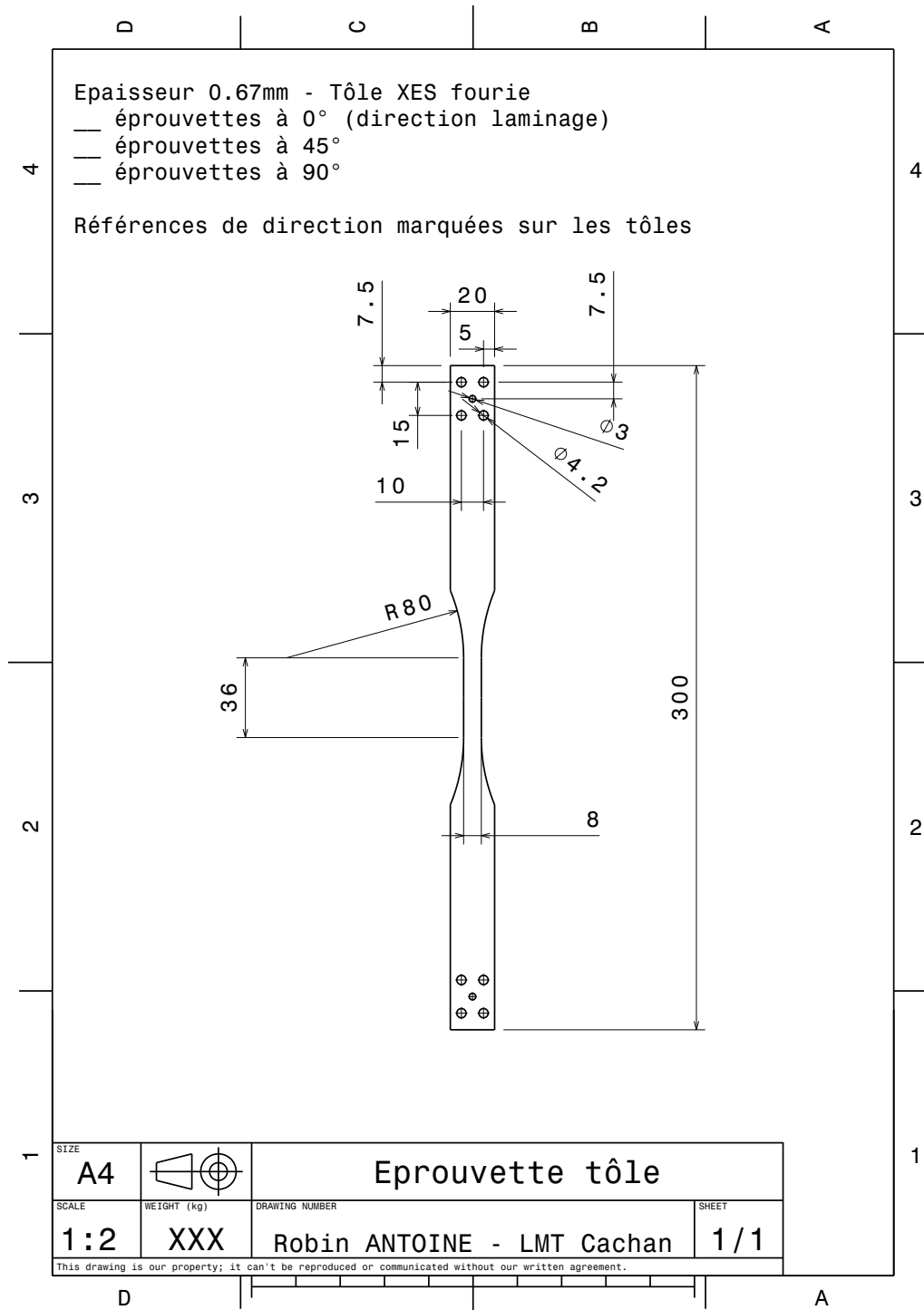


FIGURE A.2: Plan des éprouvettes

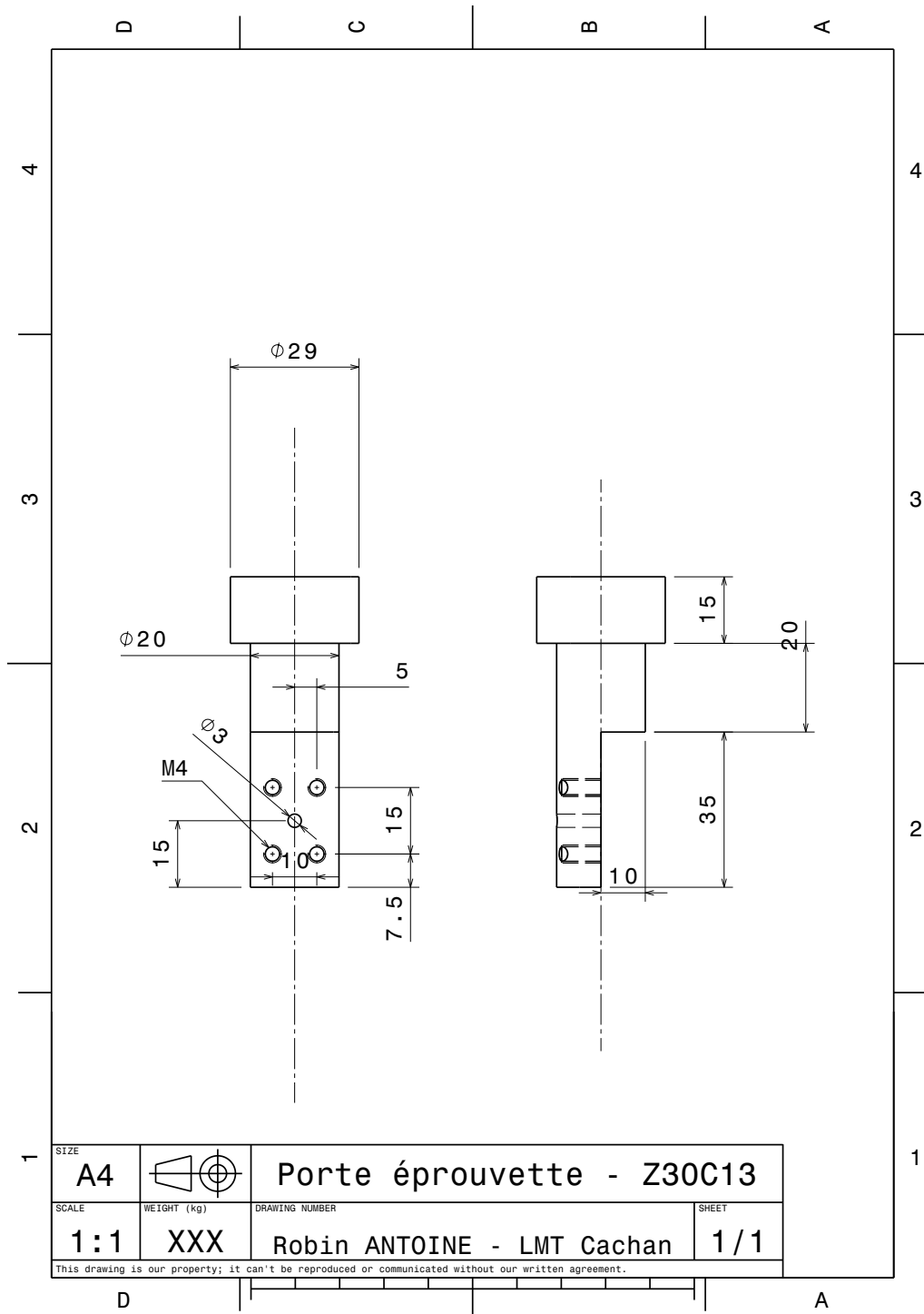


FIGURE A.3: Porte éprouvette

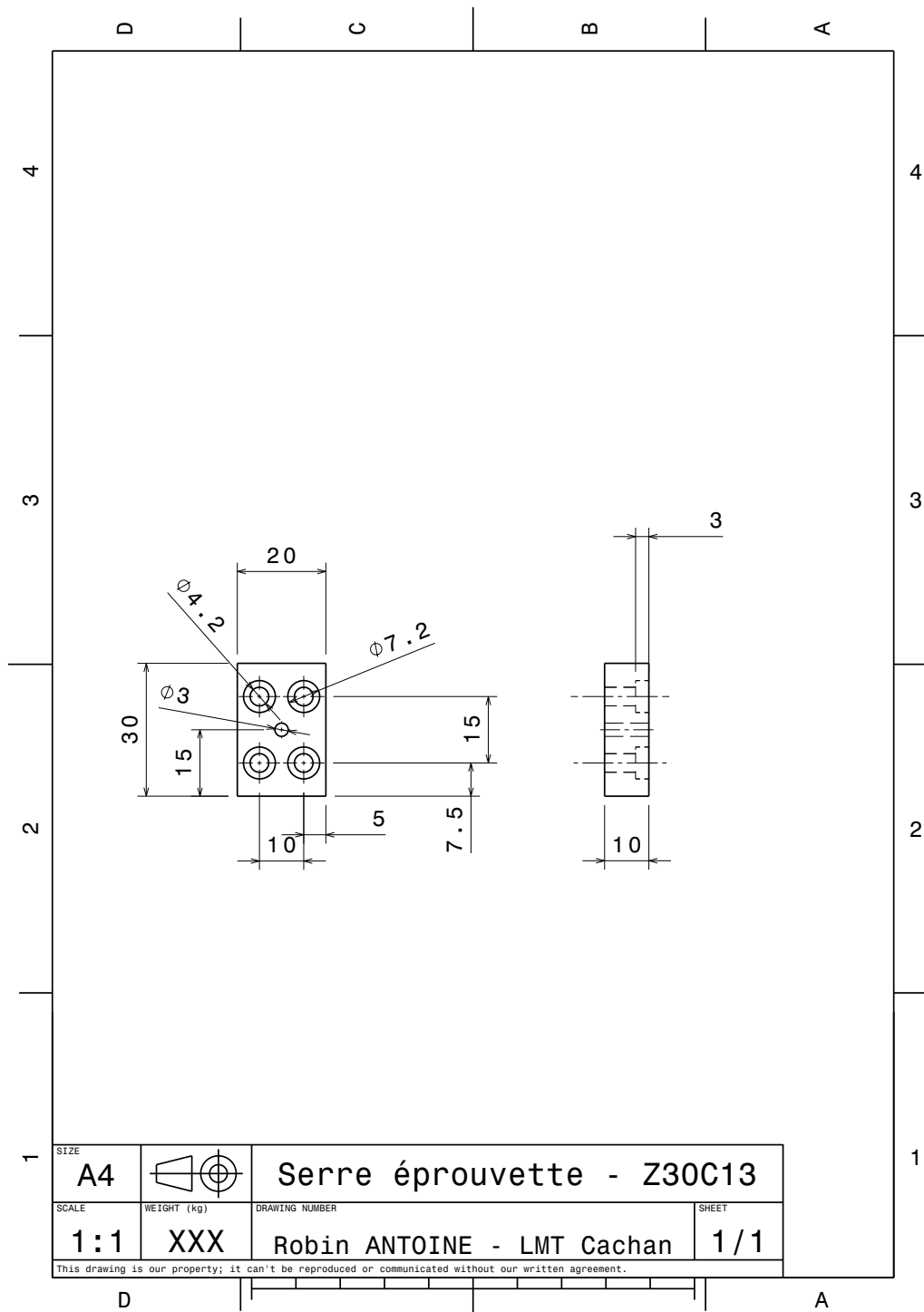


FIGURE A.4: Serre éprouvette

2 Essais sur éprouvettes bi-matériaux

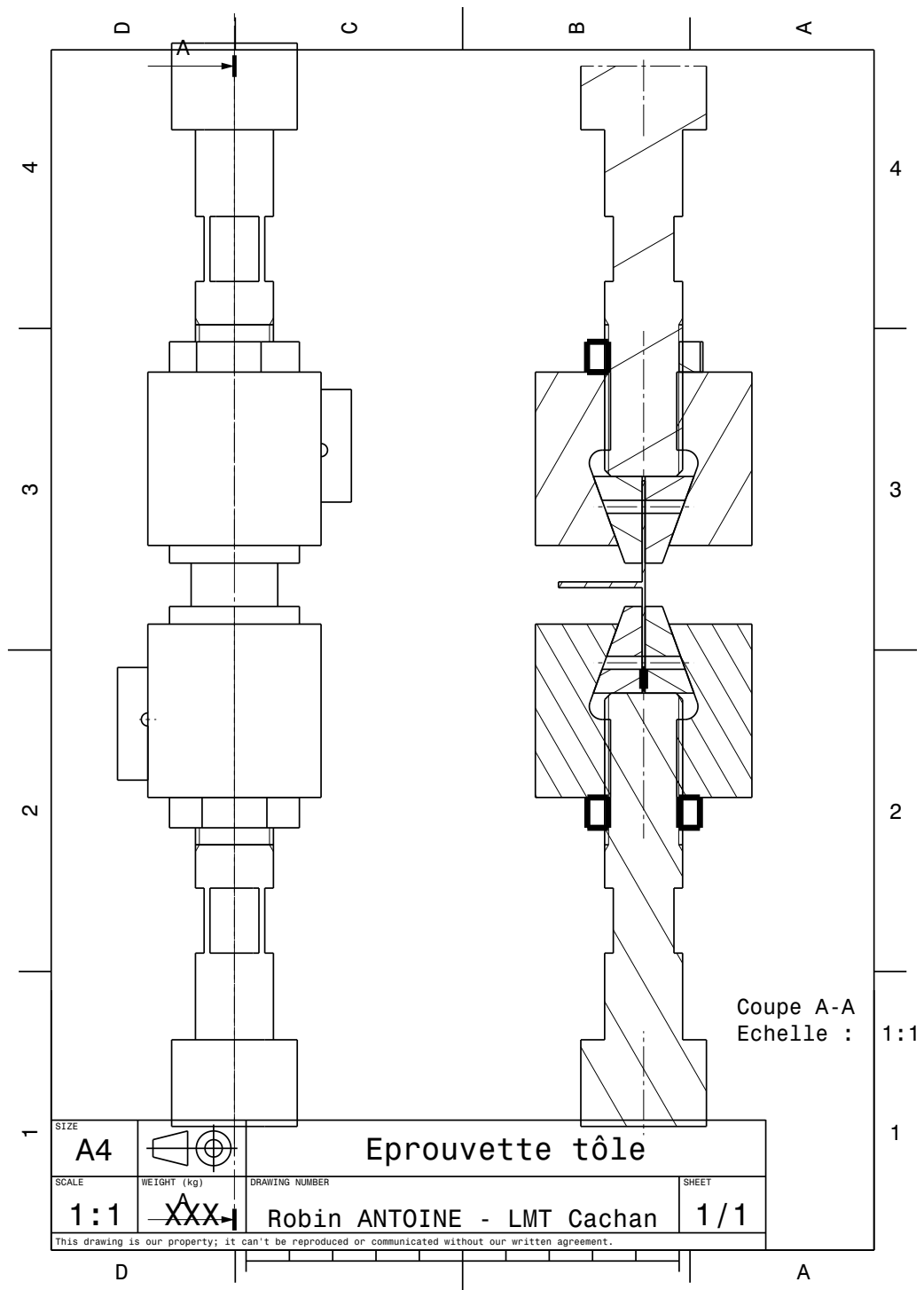


FIGURE A.5: Plan de l'assemblage pour traction plane

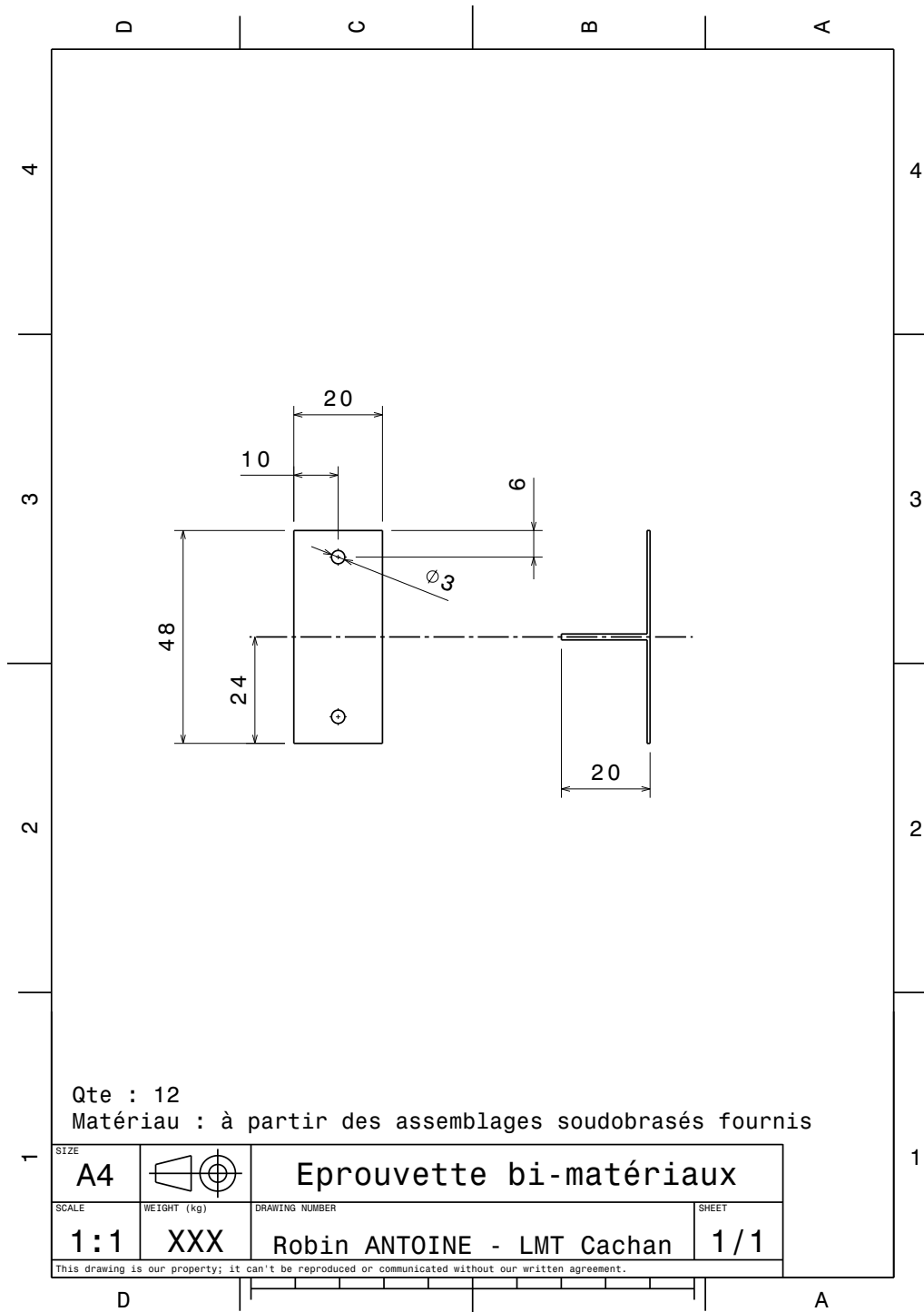


FIGURE A.6: Épreuves bi-matériaux

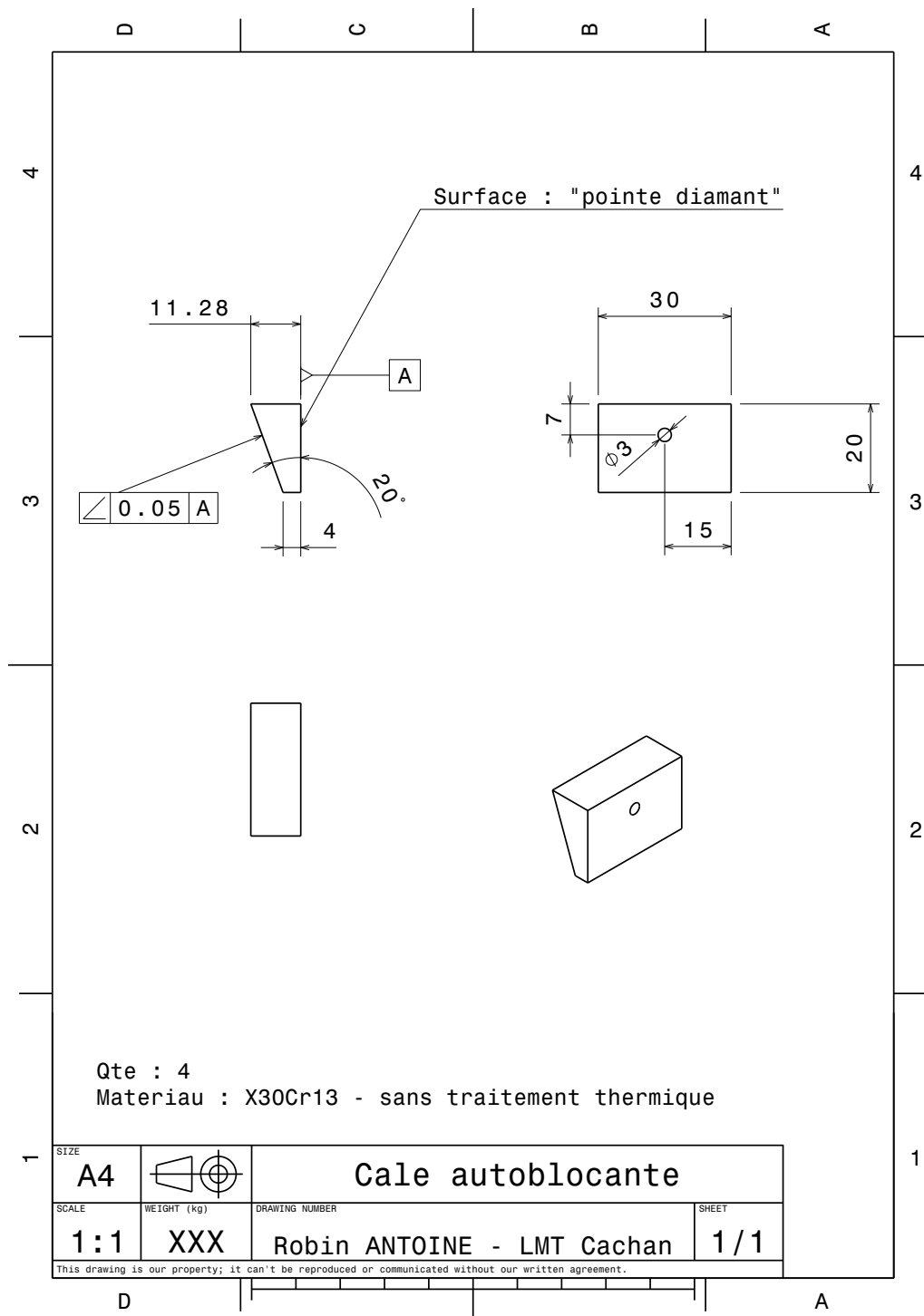


FIGURE A.7: Cale étiau autoblocant

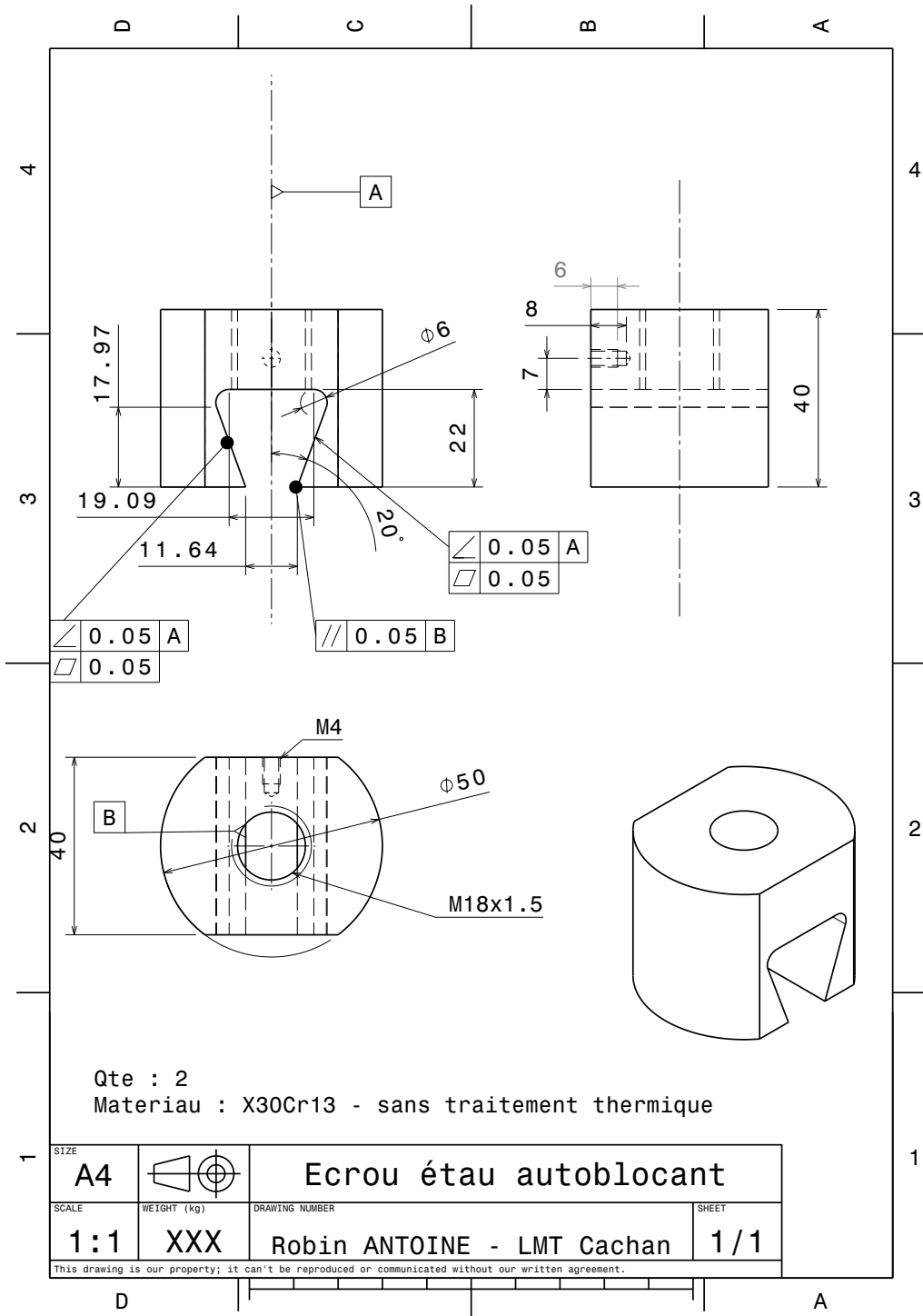


FIGURE A.8: Écrou et étai autoblocant

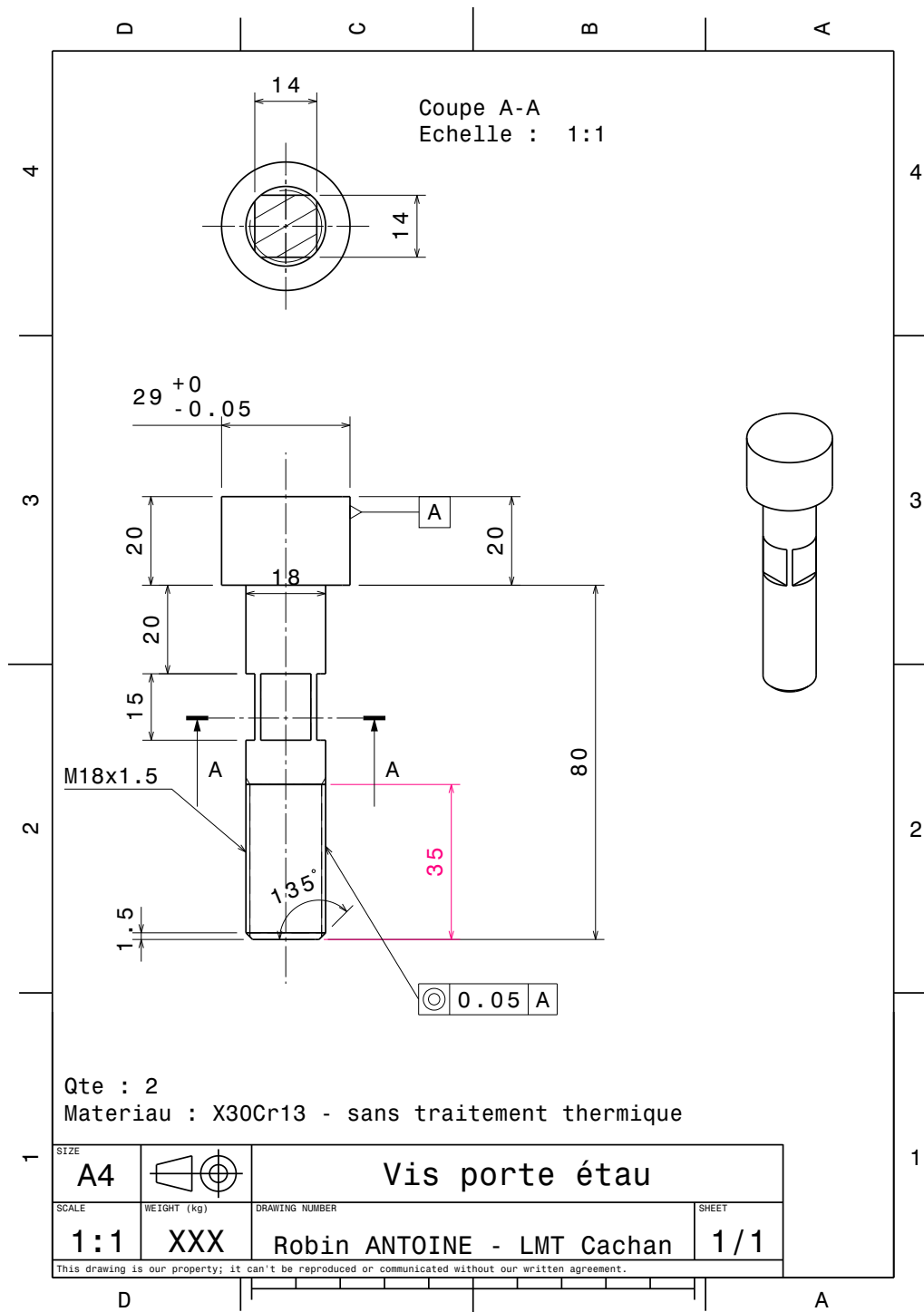


FIGURE A.9: Vis porte étou

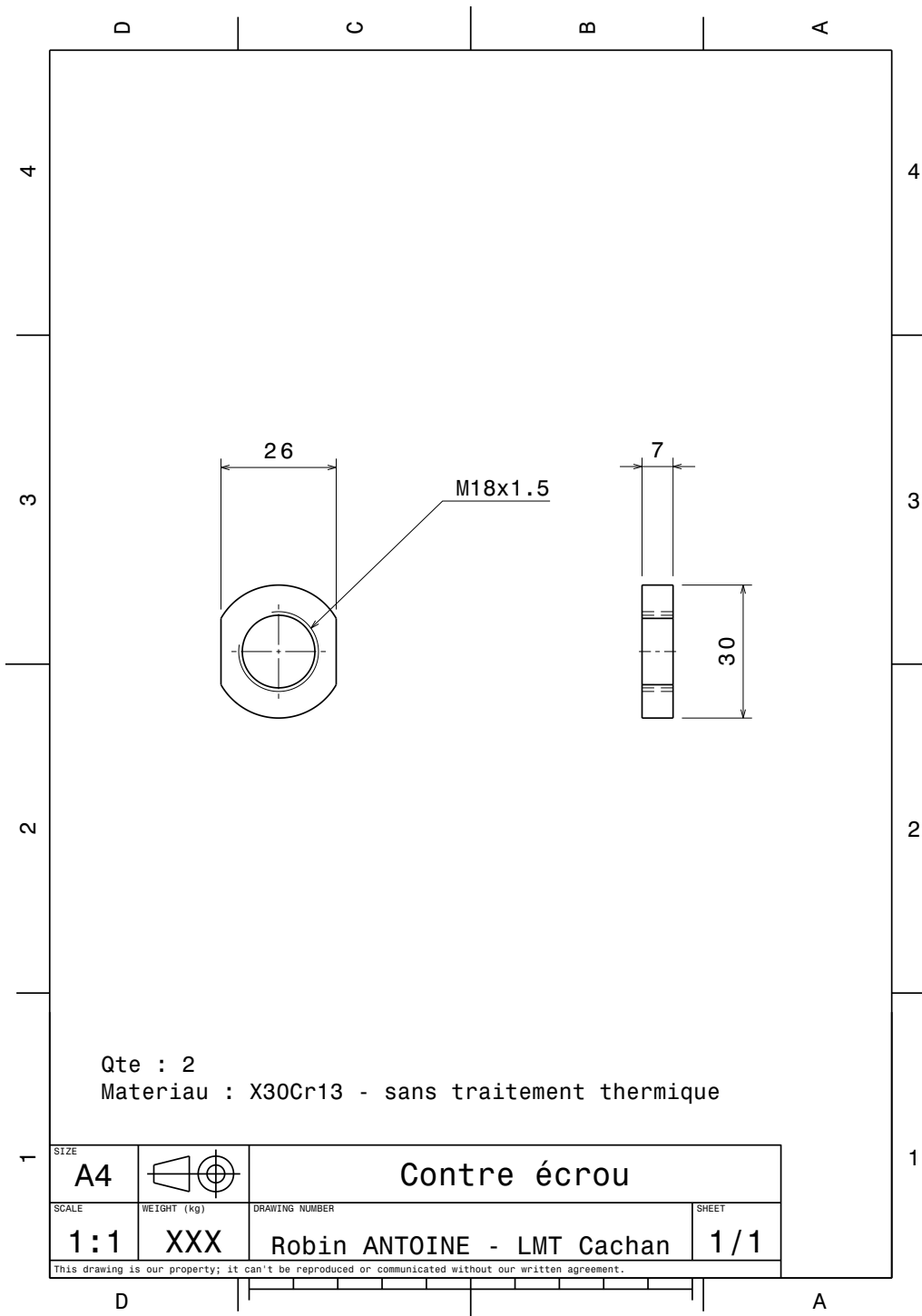


FIGURE A.10: Contre écrou

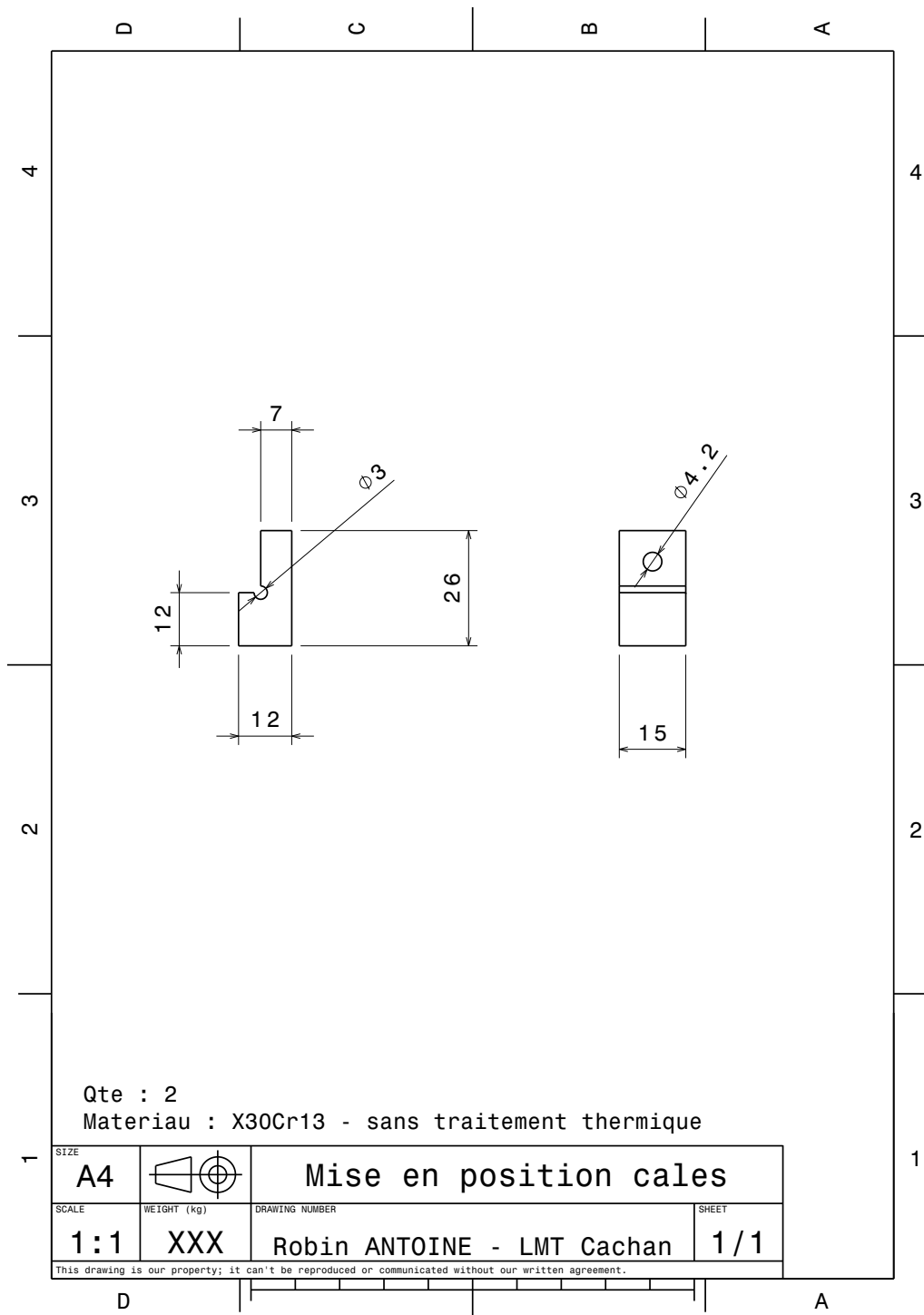


FIGURE A.11: Mise en position des cales

Annexe B

Courbes contrainte/déformation réalisées lors des essais de traction monotone avec relaxation sur tôle en acier XES d'épaisseur 0,67 mm

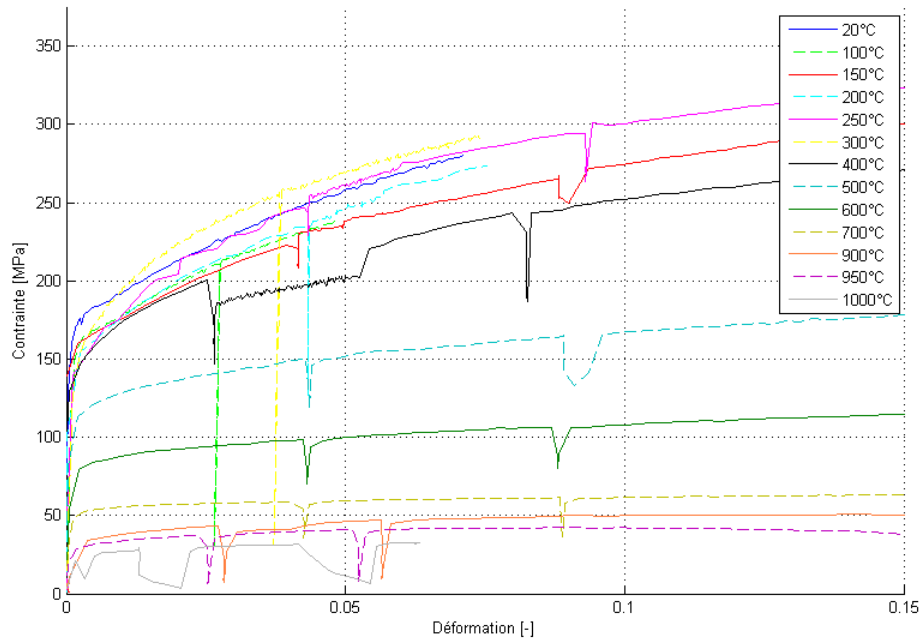


FIGURE B.1: Courbes contraintes déformation des essais réalisés.

Annexe C

Tableau de valeurs point par point des variables TMM pour tôles d'acier XES d'épaisseur 0,67 mm

Température [°C]	K_p [MPa]
20	564,3
100	436,1
150	390,6
250	390,6
300	513,5
400	297,9
500	150,6
600	68,62
700	24,44
900	26,40
950	25,81
1000	23,26

TABLE C.1: Évolution de la variable K_p en fonction de la température.

Température [°C]	K [MPa]
20	0
100	0
150	0,5975
250	2,419
300	3,564
400	9,576
500	10,79
600	12,29
700	10,85
900	7,931
950	5,821
1000	2,102

TABLE C.2: Évolution de la variable K en fonction de la température

Température [°C]	K_v [MPa.s ⁿ]
20	0
100	0
150	55,84
250	158,4
300	243,3
400	822,3
500	1342
600	2137
700	2202
900	692,3
950	680,6
1000	365,3

TABLE C.3: Évolution de la variable K_v en fonction de la température

Température [°C]	B [-]
400	281,27
500	356,34
600	262,73
700	187,86
900	91,22
950	84,22
1000	73,6

TABLE C.4: Évolution de la variable B en fonction de la température